

namentlich bei Bauteilen, bei denen sich solche scharf einspringende Kanten nicht umgehen lassen, von besonderer Wichtigkeit, ein Urteil über die Empfindlichkeit des Materials gegen die Kerbwirkung zu erhalten. Die Verfahren hierfür werden in Absatz 343 beschrieben.

Bei Bauteilen, die beständig wechselnden Beanspruchungen und Stößen ausgesetzt sind, über deren Größenmaß der Konstrukteur bei der Berechnung gar keinen Anhalt besitzt, hat es sich als vorteilhaft erwiesen, bei der Auswahl der Materialien das Verhalten gegenüber künstlich erzeugten häufig wiederholten Stößen zu prüfen, die Anspannungen bis oberhalb der Streckgrenze bewirken. Die Zahl der bis zum eintretenden Bruch ausgehaltenen Anspannungen gibt dann einen gewissen Maßstab für die Widerstandsfähigkeit des Materials. Es sind hierfür eine Reihe mechanischer Vorrichtungen in Gebrauch. Wenn auch die mit den vorhandenen Vorrichtungen erhaltenen Zahlenwerte untereinander nicht vergleichbar sind und ihnen die in 288 geschilderten Übelstände anhaften, so können sie doch nützliche Aufschlüsse liefern, wenn sie ständig durch das Verhalten der Materialien im Betrieb kontrolliert werden.

## B. Der Einfluß der Vorbehandlung auf Festigkeit, Härte usw.

### a) Gegossene Materialien.

**291.** Die metallischen Stoffe werden, abgesehen von den seltenen Fällen der elektrolytischen Darstellung, im flüssigen Aggregatzustand in Formen gegossen und dann der Abkühlung überlassen. Wird hierbei durch den Guß der metallische Stoff ohne weiteres in die für seinen Gebrauchszweck endgültige Form übergeführt, die entweder unmittelbar zur Verwendung gelangt oder noch mittels schneidender Werkzeuge nachgearbeitet wird, so erzielt man Gußstücke oder Güsse. In vielen Fällen erhält der metallische Stoff durch das Gießen nur eine vorläufige einfache prismatische Gestalt und wird durch darauffolgende Behandlungen weiterer Formgebung unterworfen. Dann ist der gegossene Stoff nur Zwischenerzeugnis. Je nach der äußeren Gestalt und nach örtlichem Gebrauch nennt man dann diese Zwischenerzeugnisse Blöcke (prismatische Güsse von quadratischem, rechteckigem, achtkantigem oder rundem Querschnitt), Brammen (plattenförmige Güsse von großer Dicke, vorwiegend zur Erzeugung von Blechen), Barren usw. Sie werden sämtlich durch Schmieden oder Walzen weiterverarbeitet. Dienen die Zwischenerzeugnisse zum erneuten Umschmelzen, so spricht man von Masseln, Gänzen (z. B. beim Roheisen) usw.

Es ist nicht immer leicht, die Festigkeitseigenschaften, die den gegossenen Metallen und Legierungen als solchen zukommen, eindeutig festzulegen, weil hier die Geschicklichkeit, mit der der Gießer das Metall zu behandeln weiß, eine äußerst wichtige Rolle spielt. Der Guß kann Hohlräume (Lunker, Gasblasen) enthalten, kann schwammig sein, nur aus einem Filz von Kristallnadeln mit großen Zwischenräumen bestehen; er kann grobstengelige Absonderungen senkrecht zu den Abkühlungsflächen zeigen, wodurch Flächen geringsten Zusammenhanges hervorgebracht werden (257). Es können Verunreinigungen durch fremde Körper (Schlackenteilchen, Teilchen der Formmasse u. a. m.) in den Guß gelangen. Die Gußstücke können Eigenspannungen enthalten (324—338) usw. Alle diese Umstände können die Festigkeitseigenschaften beeinträchtigen, so daß man wohl die Festigkeit der geprüften Probe, nicht aber die des Materials selbst feststellt.

Bei manchen metallischen Stoffen hat die Geschwindigkeit, mit der die Abkühlung in der Gußform vor sich geht, wesentlichen Einfluß auf die Festigkeits-

eigenschaften. Hierbei handelt es sich meist nicht um die Zeit, die zur Abkühlung von der Gießhitze auf gewöhnliche Wärmegrade verwendet wird, sondern vielmehr um die Zeit des Durchlaufes ganz bestimmter, eng begrenzter Temperaturbereiche.

Als Beispiel sei hier wieder auf die bereits öfters erwähnten Bronzen (Kupfer-Zinn- oder Kupfer-Zinn-Zink-Legierungen) hingewiesen. Bei schneller Abkühlung (sog. Schreckguß) vermag man größere Festigkeiten zu erzielen, als bei langsamerer Abkühlung. Der Grund hierfür ist folgender: Einmal wird durch die rasche Abkühlung ein unvollkommenes Gleichgewicht herbeigeführt (135—138); zum anderen werden dadurch die Körner, in die sich die Legierung bei der Erstarrung unterteilt, weniger grob (257). Beide Umstände wirken bei der Bronze auf Verbesserung der Festigkeitseigenschaften hin. Erfahrene Bronzegießer benutzen diesen Kunstgriff. Es muß natürlich auf der anderen Seite darauf geachtet werden, daß infolge der raschen Abkühlung nicht etwa schädliche Eigenspannungen im Gußstück entstehen (Gußspannungen). (324—338.)

Ein weiteres Beispiel bietet das Gußeisen, bei dem die Festigkeitseigenschaften in hohem Maße von der Geschwindigkeit der Abkühlung des Gußes, insbesondere von der Geschwindigkeit der Abkühlung dicht unterhalb der Erstarrungstemperatur abhängig sind. Von Einfluß auf die Geschwindigkeit der Abkühlung sind auch die Gießhitze, ferner die Art des Formmaterials und die Abmessungen der Güsse. Je höher die Gießhitze unter sonst gleichen Umständen ist, um so mehr wird die Form vor der Erstarrung erwärmt, um so langsamer geht die Abkühlung durch die Erstarrungszone hindurch. In eisernen Formen erfolgt die Abkühlung schneller, als in Sand- oder Lehmformen. Gußstücke von großer Wandstärke kühlen langsamer ab als dünnwandige. Es ist deswegen nicht zu verwundern, wenn ein und dasselbe Gußeisen aus derselben Pflanze zu verschiedenen dicken Stäben gegossen ganz verschiedene Werte der Festigkeit und Härte liefern kann.

## b) Nachbehandlung der Güsse durch Glühen.

292. Das Glühen kann zweierlei bezwecken: 1. die Beseitigung von Gußspannungen (324—338) und 2. Änderung der Festigkeitseigenschaften des Materials.

Die erste Wirkung ist nicht immer durch Entnahme von Probestäben aus dem Gußstück festzustellen. Denn enthält ein Guß Spannungen, so können diese während des Zerlegens zum Zweck der Probeentnahme ganz oder teilweise beseitigt werden. Nur diejenigen Spannungen, die zwischen kleineren Teilchen des Stoffes, z. B. innerhalb der einzelnen Schaumkammern (257 und 338) bestehen, werden durch die Zerlegung bei der Probeentnahme weniger beeinflusst und können somit ihre Wirkung bei der Prüfung der Festigkeitseigenschaften zur Geltung bringen.

Die Änderung der Festigkeitseigenschaften durch das Glühen kommt insbesondere bei solchen Metallen und Legierungen in Betracht, die bei der Abkühlung unterhalb der Erstarrung Umwandlungen erleiden. Durch Erhitzen bis über die Umwandlungstemperatur und durch Regeln der Abkühlungsgeschwindigkeit beim Durchgang durch diese Temperatur kann man einen Einfluß ausüben auf den Grad der Vollständigkeit, mit dem sich die Umwandlung vollzieht, und ferner auch auf die gröbere oder feinere Körnung des Stoffes (259—262).

Nachbehandlung durch Glühen kommt namentlich bei Gußstücken aus schmiedbarem Eisen (Flußeisenformguß, Stahlformguß, Stahlguß) in Betracht. Hierbei können beide oben genannten Wirkungen erzielt werden. Die Glühhitze ist bis über die Umwandlungstemperatur zu treiben. Wegen der mit der Über-

hitzung verbundenen Beeinträchtigung der Festigkeitseigenschaften (317) darf man aber mit der Glühtemperatur nicht höher gehen, als diese Umwandlung verlangt.

Von Einfluß auf die Festigkeitseigenschaften des Stahlgusses ist nun bei der Abkühlung die Geschwindigkeit des Durchgangs durch die Umwandlungstemperatur. Um bei der Abkühlung nicht neue Spannungen hervorzurufen, darf man die Abkühlung nicht allzu rasch vor sich gehen lassen, damit alle Teile des Gußstücks möglichst gleiche Temperatur besitzen. Dieser Forderung stellt sich die andere entgegen, die Abkühlung zu beschleunigen, weil dadurch feinkörnigeres Gefüge erzielt wird, das günstigere Festigkeitseigenschaften liefern kann, als gröbere Kornbildung. Zwischen diesen beiden Forderungen muß ein Ausgleich gesucht werden (336).

Man darf nicht glauben, daß das Glühen von Gußstücken in allen Fällen zur Verbesserung der Festigkeitseigenschaften führt. Es kann unter Umständen auch die gegenteilige Wirkung eintreten. Die Bronzen machen unterhalb der Erstarrung eine Umwandlung bei einer Temperatur  $t_u$  durch. Die Festigkeit und Dehnung wird in der Regel gesteigert, wenn die Abkühlung durch  $t_u$  so schnell vor sich geht, daß nur unvollkommenes Gleichgewicht entsteht (135—138). Würde man nun z. B. einen Schreckguß von Bronze wieder bis über die Temperatur  $t_u$  erhitzen und dann langsam abkühlen, so würde man Bruchgrenze und Dehnung wieder vermindern. Wohl aber könnte man allenfalls durch Abschrecken von Wärmegraden oberhalb  $t_u$  die Festigkeitseigenschaften des Gusses verbessern. In allen diesen Fällen ist vorausgesetzt, daß das Gußstück einfache Gestalt und nicht zu große Masse besitzt, weil sonst die angegebene schnelle Abkühlung zu Wärmespannungen Anlaß geben kann.

### c) Das Recken.

293. Unter Recken wollen wir die Herbeiführung bleibender Formänderungen in festen metallischen Stoffen ohne Zerstörung des Zusammenhanges verstehen. Es ist hierbei gleichgültig, ob die Formänderung unter Verringerung des Querschnitts und Vergrößerung der Länge (Strecken), oder unter Verminderung der Länge und Vergrößerung des Querschnitts (Zusammendrücken, Stauchen), ob sie infolge von Zug, Druck, Biegung, Verdrehung usw. erfolgt. Geschieht das Recken bei höheren Wärmegraden, so soll es als Warmrecken bezeichnet werden. Hierher gehören das Schmieden, Walzen, Warmpressen, Warmziehen usw., kurz alle Formgebungsarbeiten, die unter Herbeiführung bleibender Formänderungen bei höheren Temperaturen vorgenommen werden. Erfolgen diese bleibenden Formänderungen dagegen bei Wärmegraden in der Nähe der atmosphärischen Temperatur, so wollen wir den Vorgang Kaltrecken nennen. Hierher gehören Arbeiten wie das Kaltschmieden, Kaltwalzen, Kaltpressen, Kaltziehen, Kaltdrücken, Kaltprägen usw.

Gewöhnlich hat man für das Kaltrecken die Bezeichnung Kaltbearbeitung. Dieser Ausdruck soll hier vermieden werden, weil er zweideutig ist und gelegentlich zu Verwechslung mit der Bearbeitung der Metalle mittels schneidender Werkzeuge (Drehen, Bohren usw.) Anlaß geben kann. Damit soll nicht etwa gesagt sein, daß bei dieser Bearbeitung mit schneidenden Werkzeugen nicht etwa Kaltrecken nebenher gehen kann.

Das Ausgangsmaterial sowohl für das Warm- wie auch für das Kaltrecken ist in der Regel der gegossene Block, der in der Mehrzahl der Fälle durch Warmrecken der endgültigen Gestalt des zu erzeugenden Gebrauchsgegenstandes näher gebracht oder unmittelbar in diese übergeführt wird. Auf das Warmrecken kann dann noch Kaltrecken hinterher folgen. So wird z. B. bei der Erzeugung von

Eisen- und Kupferdraht der gegossene Block bis auf die Dicke des Walzdrahtes warm heruntergewalzt. Dieser wird dann durch Kaltziehen auf den gewünschten Durchmesser gebracht. In selteneren Fällen wird das gegossene Material ohne weiteres dem Kaltrecken unterworfen, wie z. B. beim Messing und ähnlichen Metallen, die bei niederen Temperaturen sehr großes Formveränderungsvermögen besitzen.

Zwischen Warm- und Kaltrecken besteht keine scharfe Grenze; sie gehen beide unmerklich ineinander über, wie bereits aus den Erörterungen über die Änderung des Kleingefüges durch diese Behandlungen hervorgeht (279, 280). Beide bewirken Störung des Gefügegleichgewichtes der Korngröße. Geschieht das Kaltrecken bei Wärmegraden, bei denen die Beweglichkeit der Teilchen nicht mehr groß genug ist, um die gestreckten Körner in gleichachsige umzuwandeln, so kann auch noch Störung des Gefügegleichgewichtes der Korngestalt hinzukommen. Besitzt der metallische Stoff unterhalb der Temperatur, bei der das Recken beendet wird, noch einen Umwandlungspunkt, so wird das infolge des Reckens beeinflusste Gefüge wieder verdeckt durch das bei der Umwandlung neugebildete Gefüge. Die Größe der Körner ist dann nicht mehr von der Temperatur und dem Grad des Reckens abhängig, sondern von der Geschwindigkeit, mit der die Abkühlung durch die Umwandlungstemperatur erfolgt. Dieser Fall ist bei den warm gewalzten Eisen-Kohlenstoff-Legierungen verwirklicht; das Walzen ist hierbei oberhalb der Umwandlungstemperatur beendet. In Ausnahmefällen kann es auch bis unterhalb dieser Umwandlungstemperatur fortgesetzt werden; dann hat die Abkühlungsgeschwindigkeit keinen Einfluß mehr auf das Gefüge.

### 1. Das Kaltrecken.

294. Wie früher besprochen, ist das durch Kaltrecken gestörte Gefügegleichgewicht metastabil. Es strebt einem stabileren Gleichgewicht zu und wird durch die innere Reibung des Materials daran verhindert, diesem Streben zu folgen. Erwärmung kann die Annäherung an den stabilen Gleichgewichtszustand begünstigen, ebenso zuweilen Erschütterungen, soweit sie nicht mit bleibenden Formveränderungen verbunden sind (I, 314).

Es ist aber auch noch denkbar, daß das durch Kaltrecken erzeugte metastabile Gleichgewicht nach Aufhören der die Formänderung herbeiführenden Kraftwirkungen noch nicht sein höchstes Maß erreicht hat, sondern in der darauffolgenden Zeit der Ruhe diesem Höchstmaß noch um einen bestimmten Betrag zustrebt. Die Gleichgewichtsverschiebung würde dann nach Aufhören der äußeren Beanspruchung zunächst in der Richtung des metastabilen Gleichgewichts weiter schreiten, dann zum Stillstand kommen, um schließlich wieder rückwärts einem stabileren Gleichgewicht zuzustreben. Auf die hiermit verbundenen Erscheinungen und Änderungen in den Eigenschaften metallischer Stoffe soll hier nicht näher eingegangen werden, da sie bereits in I, 313—314 besprochen wurden (vgl. auch Rudeloff, *L*<sub>4</sub> 2).

Im folgenden sollen im wesentlichen nur die Änderungen der Eigenschaften der metallischen Stoffe infolge Kaltreckens besprochen werden, die sich einstellen, nachdem auf das Kaltrecken eine längere Ruhepause gefolgt ist.

#### a) Änderung der Festigkeitseigenschaften, der Härte, des Gefüges und des spezifischen Gewichtes durch Kaltrecken.

295. Als fast allgemein gültige Regel kann man folgende betrachten: Durch Kaltrecken werden die *S*- und *B*-Grenze erhöht, und zwar die *S*-Grenze in stärkerem Maße als die *B*-Grenze, so daß das Verhältnis  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$

sich seinem Grenzwert 100 zu nähern sucht. Gleichzeitig wird die Bruchdehnung  $\delta$  vermindert. Bereits geringe Grade des Kalttreckens

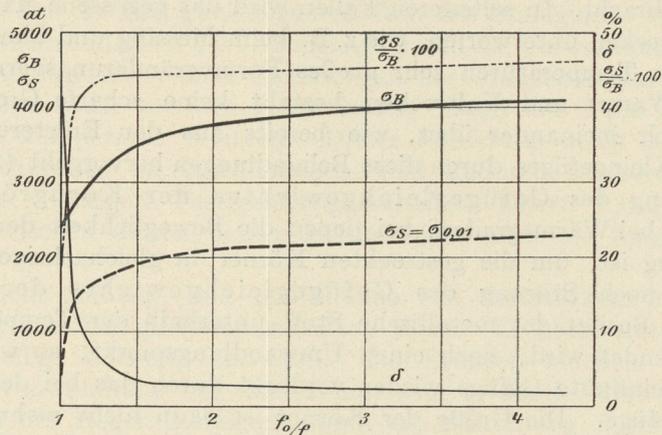


Abb. 252. Einfluß des Kaltwalzens auf Elektrolytkupfer. (Nach Gard.)

bewirken sehr kräftige Änderungen von  $\sigma_S$ ,  $\sigma_B$  und  $\delta$ . Bei weiter fortgesetztem Kalttrecken wird die Änderung dieser Größen immer kleiner. Die durch das Kugeldruck- oder Ritzverfahren bestimmte Härte wird durch Kalttrecken gesteigert.

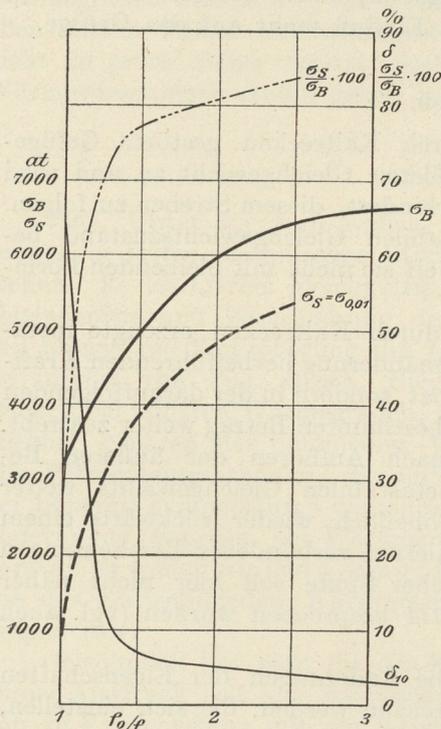


Abb. 253. Einfluß des Kaltwalzens auf Messing mit 67 % Kupfer und 33 % Zink. (Nach Gard.)

$\delta_{10}$ : Bruchdehnung bei Meßlänge von 10 cm.

Über das Verhalten von Eisenlegierungen beim Kalttrecken geben folgende Angaben Aufschluß.

<sup>1)</sup>  $\delta_x$  bedeutet Bruchdehnung ermittelt an einer Meßlänge  $x$ , deren Verhältnis zum Querschnitt des Stabes in der Quelle nicht angegeben ist.

Abb. 252 (Gard,  $L_4$  4, A. Martens,  $L_4$  3) bezieht sich auf sehr reines Kupfer, das auf elektrolytischem Wege gewonnen, dann umgeschmolzen und zu Draht von 8 mm Durchmesser entsprechend dem Querschnitt

$$f_0 = \frac{\pi}{4} \cdot 64 \text{ qmm}$$

verarbeitet worden war. Nach dem Glühen wurde dieser Draht bei gewöhnlicher Temperatur vom Querschnitt  $f_0$  auf den kleineren Querschnitt  $f$  heruntergewalzt. Die Verhältnisse  $f_0/f$  (Streckzahlen) sind als Abszissen, die Werte für  $\sigma_S$ ,  $\sigma_B$ ,  $\delta_x$ <sup>1)</sup> und  $\sigma_S/\sigma_B \cdot 100$  als Ordinaten eingetragen. Als  $\sigma_S$  ist  $\sigma_{0,01}$  angegeben, d. h. die Spannung, die eine bleibende Dehnung von mindestens 0,01 mm auf 100 mm Meßlänge liefert.

Ähnlich liegen die Verhältnisse bei einem Messing mit 67 % Kupfer und 33 % Zinn, wie Abb. 253 lehrt (Gard,  $L_4$  4). Die Bezeichnung ist dieselbe wie in Abb. 252. Geglühte Bleche von verschiedener Dicke wurden kalt auf die Enddicke von 6 mm gewalzt.

Tabelle II.

Flußeisen <sup>1)</sup>	$\sigma_S$ at	$\sigma_B$ at	$\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$ %	$\delta$ %	$q$ %
a) Ursprünglicher Zustand; warm gewalzt auf 51,5 mm Durchmesser . . . . .	1860	3890	48	34,6 <sup>2)</sup>	42,9
b) Von 51,5 mm Durchmesser kalt gezogen auf 49,1 mm Durchmesser . . . . .	4300	4950	87	15,6 <sup>3)</sup>	33,5
c) Von 51,5 mm Durchmesser kalt gezogen auf 45,9 mm Durchmesser . . . . .	—	5750	—	0,75	16,7

Mittel aus 5 Versuchsreihen mit Eisen <sup>4)</sup>	$\sigma_S$ at	$\sigma_B$ at	$\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$ %	$\delta^5)$ %
a) Ursprünglicher Zustand . . . . .	1940	3390	57	23,2
b) Kaltgewalzt $f_0/f = 1,10$ . . . . .	4210	4820	87	5,5
c) Kaltgewalzt und gegläht . . . . .	2260	3450	65	12,9

1) Nach  $L_4$  5.

2) Meßlänge 12,7 cm.

3) Meßlänge 50,8 cm.

4) Nach Thurston,  $L_4$  6 und  $L_4$  21. Die Zugversuche wurden an den Stäben unmittelbar, ohne vorheriges Abdrehen ausgeführt.

5) Meßlänge 254 cm.

In Abb. 254 ist die Wirkung des Kaltziehens auf einen Walzdraht von 5 mm Durchmesser dargestellt (nach Untersuchungen von Speer und Winter,  $L_4$  7). Als Abszissen sind wieder die Streckzahlen  $f_0/f$  gewählt, die das Verhältnis von Anfangsquerschnitt zum jeweiligen durch Kaltrecken erzielten Querschnitt angeben. Als Ordinaten sind eingezeichnet die Werte  $\sigma_S$ ,  $\sigma_B$ ,  $\delta$  und  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$ . Das verwendete Martinflußeisen hatte die Zusammensetzung:

C: 0,09 Si: 0,01 Mn: 0,49 P: 0,088  
 S: 0,07 Cu: 0,024 Ni: 0 %.

Die Wirkung des Kaltziehens auf kohlenstoffreicheren Martinstahl zeigt Abb. 255. Die chemische Zusammensetzung des Stahles war:

C: 0,84 Si: 0,30 Mn: 0,75 P: 0,05  
 S: 0,036 Cu: 0,14 Ni: Spur.

Die mit 0 bezeichneten Punkte der Schaulinien beziehen sich auf den warm-

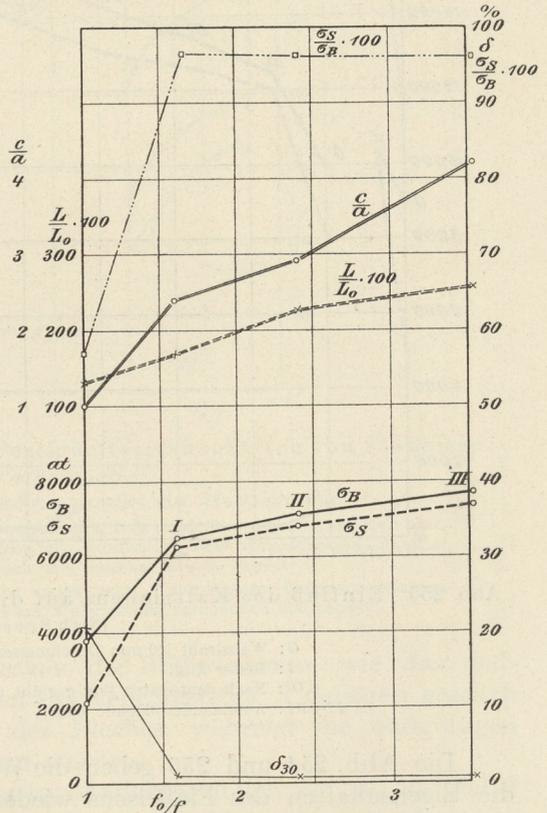


Abb. 254. Einfluß des Kaltziehens auf die Festigkeitseigenschaften und die Löslichkeit von Flußeisen. (Nach Speer und Winter.)

O: Walzdraht von 5,0 mm Durchm., gebeizt.  
 I—III: Aufeinanderfolgende Züge.

$\frac{c}{a}$ : Streckungsverhältnis der Ferritkörner.

$\frac{L}{L_0} 100$ : Löslichkeitsverhältnis nach 96 Stunden.

$L_0$ : Löslichkeit des geglähten Walzdrahtes.

$\delta_{30}$ : Bruchdehnung auf Meßlänge von 30 cm.

gewalzten Draht von 5,0 mm Durchmesser, der in einem Zug kalt heruntergezogen wurde entsprechend den Punkten I. Alsdann wurde der Draht geglüht und einem besonderen, später zu besprechenden Vergütungsverfahren (II B) unterworfen, wobei er von einer Temperatur oberhalb 700 C° in einem Bleibad von etwa 500 C° abgeschreckt wurde. Dieser Zustand ist in Abb. 255 mit O' bezeichnet. Von da aus geschah das Kaltziehen hintereinander in 5 Zügen II—VI.

Ob der eigentümliche Verlauf der Linie  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$  (erst ansteigend und dann wieder etwas abnehmend) tatsächlich auf die Vergütung des Materials oder nur auf die nicht sehr sicher zu ermittelnde Lage der Streckgrenze zurückzuführen ist, muß in Zukunft aufgeklärt werden.

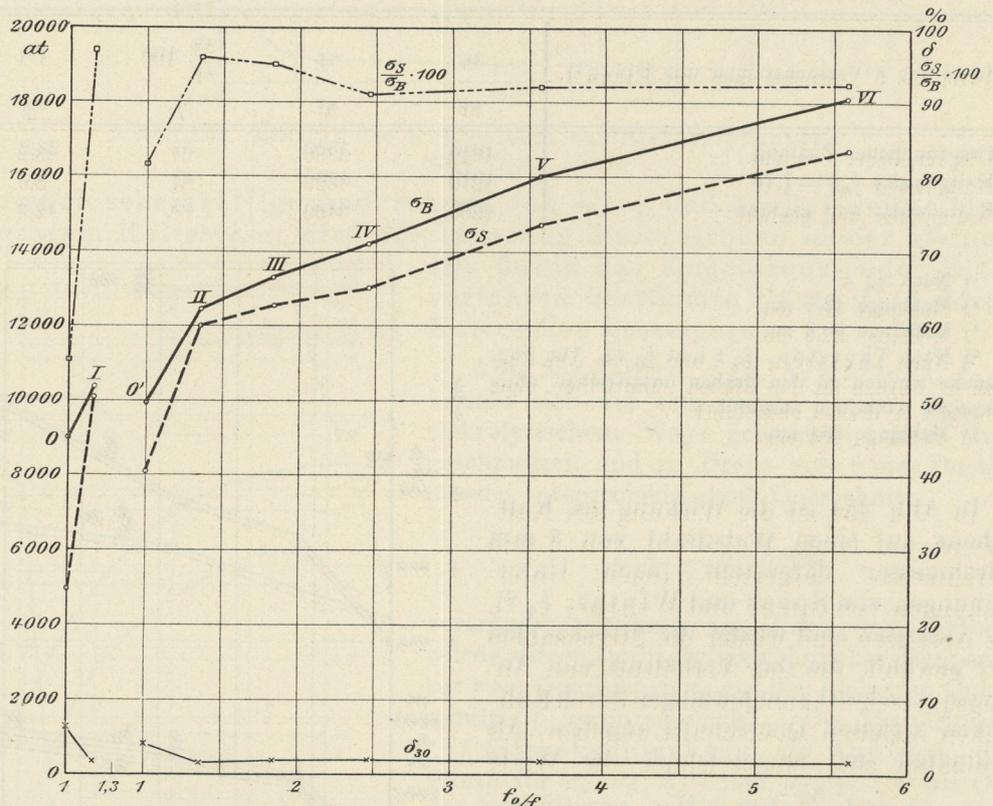


Abb. 255. Einfluß des Kaltziehens auf die Festigkeitseigenschaften von Flußstahl.

(Nach Speer und Winter.)

- O: Walzdraht 5,0 mm Durchmesser.
- I: Erster Zug.
- O': Nach dem ersten Zug geglüht und in Blei von etwa 500 C° abgeschreckt.
- II—VI: Aufeinanderfolgende Züge.

Die Abb. 254 und 255 geben die Wirkung starker Grade des Kalttreckens auf die Eigenschaften des Flußeisens wieder; sie lassen aber keinen Schluß auf die Änderungen bei Streckzahlen  $f_0/f$  unterhalb 1,6 zu. Diese Lücke wird ausgefüllt durch die Abb. 256 (nach Versuchen von Rudeloff,  $L_4$  2). Die Abbildung bezieht sich auf Material für Flußeisenkesselbleche mit einer B-Grenze von etwa 4000 at. Die Versuche wurden so ausgeführt, daß das Material in Form von Zerreißstäben in der Zerreißmaschine um bestimmte als Abszissen eingetragene Beträge  $f_0/f$  kalt vorgestreckt wurde. Alsdann wurde nach längerer Ruhepause (21—63 Tage) ein Teil der vorgestreckten Stäbe aufs neue unter Zugbeanspruchung

weiter gestreckt bis zum Eintritt des Bruches. Die Werte  $\sigma_P$ ,  $\sigma_S$ ,  $\sigma_B$  sind auf den durch das Vorstrecken verminderten Querschnitt bezogen, nicht auf den ursprünglichen Querschnitt. Aus einem anderen Teil der vorgestreckten Stäbe wurden kleinere Zugproben herausgeschnitten und dem Zugversuch bis zum Bruch unterworfen.

Die sämtlichen in Abb. 256 angegebenen Zahlenwerte für die Festigkeitseigenschaften gelten für Zugbeanspruchung in der Walzrichtung des Bleches. Bei

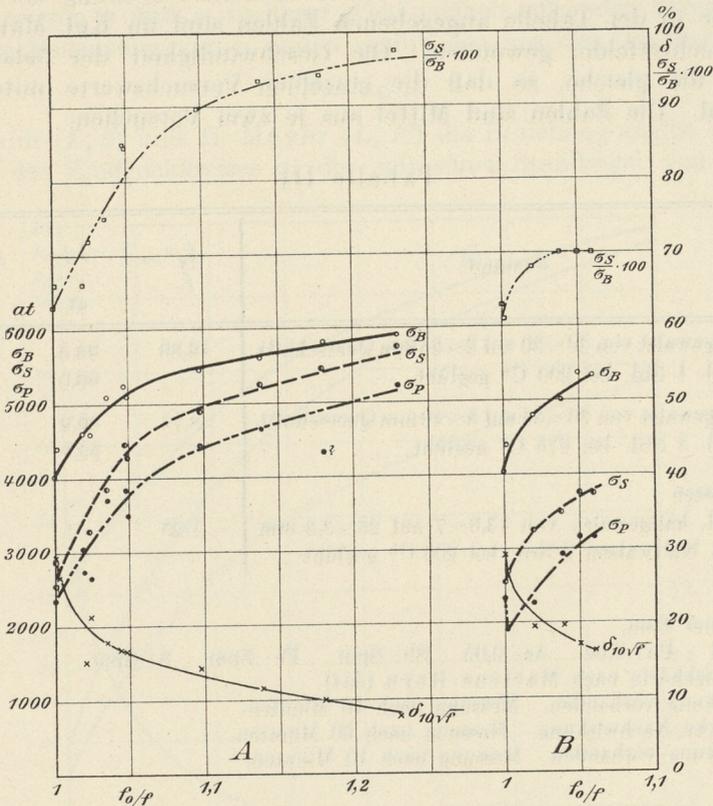


Abb. 256. Einfluß des Kaltstreckens auf die Festigkeitseigenschaften von Flußeisen.

(Nach Versuchen von Rudeloff.)

Flußeisenblech. Sämtliche Zerreißproben parallel zur Walzrichtung.

- A: Material vor dem Zerreißen parallel zur Walzrichtung vorgestreckt; teils wurde der vorgestreckte Stab nach 21 bis 63 tägiger Ruhe dem Zerreißversuch unterworfen, teils wurden aus dem vorgestreckten Material neue Zerreißstäbe angefertigt und geprüft (Ruhezeit nach dem Strecken 21—63 Tage).
- B: Material vor dem Zerreißen senkrecht zur Walzrichtung vorgestreckt. Nach längerer Ruhepause wurden aus dem vorgestreckten Material Zerreißproben parallel zur Walzrichtung entnommen und geprüft.

der Versuchsreihe A erfolgte das Vorstrecken der Stäbe ebenso, wie das endgültige Zerreißen in der Walzrichtung. Bei der Versuchsreihe B dagegen geschah das Vorstrecken quer zur Walzrichtung des Bleches, während die endgültigen Zerreißproben in der Walzrichtung zerrissen wurden.

Die Abb. 256 läßt sehr deutlich die starken Änderungen von  $\sigma_P$ ,  $\sigma_S$ ,  $\sigma_B$  und  $\delta$  bei verhältnismäßig kleinen Streckzahlen  $f_0/f$  erkennen. Bei weiter fortgesetzter Streckung wird der An- bzw. Abstieg der Schaulinien immer langsamer.

Der Vergleich der Versuchsreihe A und B deutet darauf hin, daß die Art der Vorstreckung, ob längs oder quer zur Richtung des schließlichen Zerreißversuchs, auf  $\sigma_B$  und  $\delta$  keinen oder nur unmerklichen Einfluß ausübt, dagegen auf den Verlauf der Schaulinien für  $\sigma_P$  und  $\sigma_S$  deutlich einwirkt. Bei geringen Streckzahlen  $f_0/f$  wird die P-Grenze in der Versuchsreihe B anfänglich heruntergedrückt

und erst später wieder gesteigert. Die Hebung der  $S$ -Grenze ist in Versuchsreihe  $B$  geringer als in Reihe  $A$ , was sich auch in der Linie für  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$  zu erkennen gibt.

Das Verhalten von Zinn und Blei beim Kaltrecken wird veranschaulicht durch die Tabelle III. Diese Metalle bieten besonderes Interesse, da sie ja nach früherem (279) trotz weitgehenden Kaltreckens keine Streckung der Kristallkörner erleiden. Die in der Tabelle angegebenen Zahlen sind im Kgl. Materialprüfungsamt, Groß-Lichterfelde, gewonnen. Die Geschwindigkeit der Belastung war in allen Fällen die gleiche, so daß die einzelnen Versuchswerte miteinander vergleichbar sind. Die Zahlen sind Mittel aus je zwei Versuchen.

Tabelle III.

Metall	Zustand	$\frac{f_0}{f}$	$\sigma_B$	$\delta_{9,35\sqrt{f}}$	$P_{0,05}^{(3)}$
			at	%	kg
Zinn <sup>1)</sup>	Kaltgewalzt von 30×30 auf 2×35 mm Querschnitt	12,86	95,5	57,7	—
	Desgl. 1 Std. bei 200 C° geglüht . . . . .	—	66,0	51,0	—
Blei	Kaltgewalzt von 30×35 auf 3×40 mm Querschnitt	8,75	99,2	39,5	5,3
	Desgl. 3 Std. bei 275 C° geglüht . . . . .	—	92,7	51,0	4,3
Zinn <sup>2)</sup>	Gegossen . . . . .	—	—	—	10,7 <sup>4)</sup>
	Desgl. kaltgewalzt von 13,6×7 auf 25×3,3 mm	1,25	—	—	7,2 <sup>5)</sup>
	Nach Kaltwalzen 2 Std. bei 200 C° geglüht . .	—	—	—	9,4 <sup>6)</sup>

1) Sehr reines Zinn.

2) Cu: 0,04 Pb: 0,02 As: 0,05 Sb: Spur Fe: Spur S: Spur.

3) Kugeldruckhärte nach Martens-Heyn (351).

4) Nachwirkung vorhanden. Messung nach 10 Minuten.

5) Sehr starke Nachwirkung. Messung nach 60 Minuten.

6) Nachwirkung vorhanden. Messung nach 10 Minuten.

Während das Blei regelmäßiges Verhalten zeigt entsprechend der eingangs dieses Absatzes gegebenen Regel, nämlich Steigerung von  $\sigma_B$  und Verminderung von  $\delta$  durch das Kaltrecken, liegt bei Zinn der Fall verwickelter. Hier wird durch Kaltrecken zwar  $\sigma_B$  erhöht, aber auffälligerweise auch die Dehnung. Die Kugeldruckhärte ist im kaltgereckten Metall kleiner als nach dem Glühen, und auch kleiner als im gegossenen Ausgangsmaterial. Wie wir später sehen werden (II B), tritt das Zinn in verschiedenen Allotropien auf, und es wäre möglich, daß durch die Umwandlungen die Wirkung des Kaltreckens überdeckt wird. Hier muß jedenfalls noch mehr Klarheit geschaffen werden.

Für die Steigerung der Kugeldruckhärte durch Kaltrecken seien noch folgende Beispiele gebracht.

Ein Zugstab aus Kupfer, der nach der Bearbeitung geglüht worden war, wurde in der Zerreißmaschine unter verschiedenen Lasten bei gewöhnlicher Temperatur um bestimmte Beträge bleibend gestreckt. Die Streckzahlen  $f_0/f$  sind in Abb. 257 als Abszissen eingezeichnet. Als Ordinaten wurden verwendet a) die Werte

$$\zeta'_{600} = \frac{600}{\frac{\pi}{4} d^2} \text{ kg/qmm,}$$

worin  $d$  der Durchmesser des durch eine Stahlkugel von 10 mm Durchmesser unter einem Druck von 600 kg hervorgebrachten Eindruckkreises in Millimetern ist (vgl. 350). b) Die Werte  $\xi'_1$ , d. h. derjenige mittlere Druck auf die Flächeneinheit in kg/qmm, für den der Durchmesser des Eindruckkreises gleich 1 mm ist (350). (Die Versuchswerte sind entlehnt von Kürth,  $L_4$  8.) Man erkennt aus der Abbildung, daß mit wachsender Streckzahl  $f_0/f$  die Härte des Kupfers steigt, und zwar anfangs sehr rasch, später langsamer. Weiter sind in Abb. 257 noch die Werte von  $a$  und  $n$  in ihrer Abhängigkeit von den Streckzahlen eingetragen. Die Bedeutung von  $a$  und  $n$  ergibt sich aus der Gleichung

$$P = a d^n,$$

die nach Rasch ( $L_4$  9) und E. Meyer ( $L_4$  10) die Beziehung angibt zwischen dem Durchmesser des Eindruckkreises  $d$ , der mit einer Stahlkugel von bestimmtem

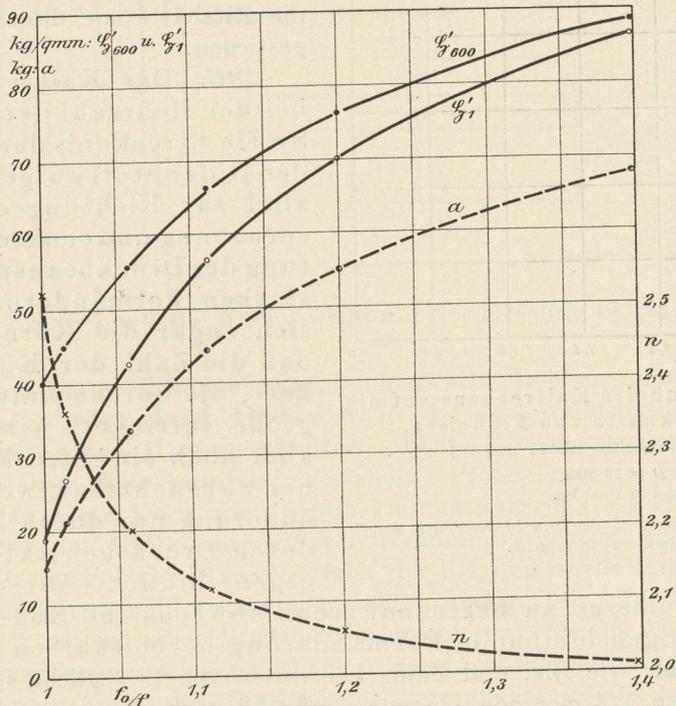


Abb. 257. Einfluß des Kaltstreckens auf die Kugeldruckhärte des Kupfers. (Nach Kürth.)

Durchmesser  $D$  unter der Last  $P$  in einem Material erzeugt wird (350).  $a$  und  $n$  sind in der Gleichung unveränderliche Größen für ein Metall in einem bestimmten Zustand der Vorbehandlung.  $a$  gibt außerdem die Kraft  $P$  in kg, die nötig ist, um einen Eindruck vom Durchmesser 1 mm zu erzeugen. Sie wächst mit dem Grade des Kaltstreckens. Der Exponent  $n$  dagegen nimmt mit steigender Streckzahl  $f_0/f$  ab und nähert sich dem Werte 2.

Die Härtezunahme infolge Kaltstreckens von Flußeisen zeigt Abb. 258, die nach Versuchen von E. Meyer ( $L_4$  10) zusammengestellt ist. Das verwendete Flußeisen hatte im ursprünglichen Zustand folgende Festigkeitseigenschaften:

$$\sigma_S = 2600 \text{ at} \quad \sigma_B = 4650 \text{ at} \quad \delta_{11,3\sqrt{f}} = 30\% \quad q = 59\%.$$

Ein Zugstab wurde in der Zerreißmaschine stufenweise um bestimmte Beträge bleibend gestreckt. Im Anfangszustand und nach jeder Streckung wurde an ver-

schiedenen Stellen des Stabes die Kugeldruckhärte  $\mathcal{H}'_{1000}$  ermittelt (350). Die Abb. 258 gibt die Versuchsergebnisse an der Stelle der größten Einschnürung des Stabes wieder, und zwar für gleichbleibende Belastung  $P = 1000$  kg einer 10-mm-Stahlkugel.

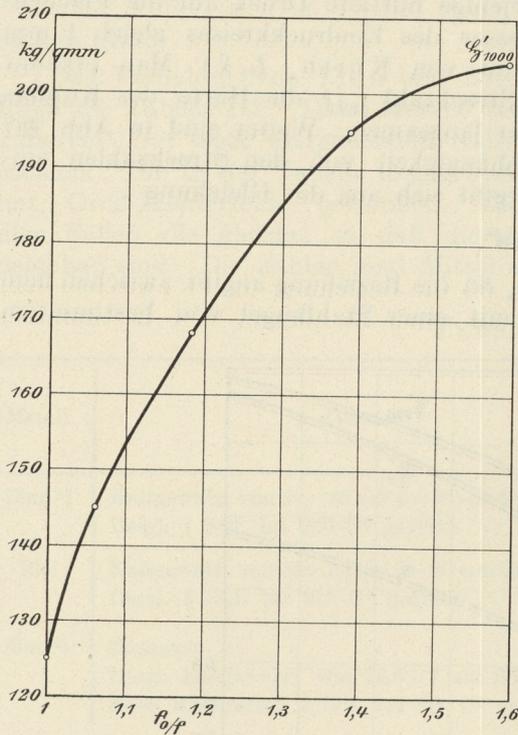


Abb. 258. Einfluß des Kaltreckens auf die Kugeldruckhärte von Fluiseisen.

(Nach Versuchen von E. Meyer.)

Kugeldurchmesser  $D = 10$  mm.

Druck  $P$  auf Kugel = 1000 kg.

$$\mathcal{H}'_{1000} = \frac{P}{\frac{\pi}{4} d^2}, \text{ worin } d \text{ der Durchmesser des Kugeldrucks in mm ist.}$$

Wie nicht anders zu erwarten, macht sich die Steigerung der Härte der metallischen Stoffe infolge Kaltreckens auch in der Ritzhärte geltend. So betrug z. B. die Ritzhärte  $\mathcal{H}_r$  (Belastung in Gramm für 0,01 mm Ritzbreite (s. I, 357 bis 359) in einer gegossenen Kupferprobe 3,9. Nach dem Kaltschmieden des einen Endes der Probe zu einer Schneide war die Ritzhärte an dieser Stelle auf 7,5 gestiegen.

**296.** Das Kaltrecken bedingt bei der Mehrzahl der metallischen Stoffe Streckung der Körner, aus denen der Stoff aufgebaut ist, parallel zur Richtung der Zugbeanspruchung und senkrecht zur Richtung der Druckbeanspruchung. Bei starken Formänderungen können sich sogar die Körner teilen, so daß die Zahl der Körner vergrößert, die durchschnittliche Korngröße verringert wird. Es bleibt aber noch eine Streckung der Körner wahrnehmbar, wenn die Formänderung nur durch Zug oder nur durch Druck bewirkt wurde. Dagegen braucht diese Streckung

nicht ohne weiteres zu bestehen, wenn abwechselnd Zug- und Druckbeanspruchungen bleibende Formänderung herbeiführten (264—280).

Bei Metallen wie Blei und Zinn, bei denen die Beweglichkeit der Teilchen bei gewöhnlichen Wärmegraden bereits genügend groß ist, bringt Kaltrecken bei dieser Temperatur keine Streckung der Körner hervor. Die Gründe hierfür s. 279—280. Hier hat das Recken bei gewöhnlicher Temperatur bereits die Wirkung des Warmreckens.

Bezeichnet man die durchschnittliche Abmessung der Körner in der Streckrichtung mit  $c$ , diejenige in einer dazu senkrechten Richtung mit  $a$ , so gibt  $c/a$  das mittlere Streckungsverhältnis der Körner an.

Dieses Verhältnis kann in folgender Weise ermittelt werden: Man legt durch die Metallprobe einen Schliff parallel zur Streckrichtung. In einem größeren Gesichtsfeld fertigt man eine Zeichnung oder ein Lichtbild der Körner in der früher angegebenen Weise an (259). Durch diese Zeichnung legt man parallel und senkrecht zur Streckrichtung der Körner je ein System von Parallelen in möglichst geringem Abstände. Ein solches System von Parallelen, und zwar parallel zur Streckrichtung, ist in Abb. 259 wiedergegeben. Auf den Parallelen mißt man nun die Strecken  $l_1, l_2, l_3, \dots$  in mm und teilt jede einzelne durch die Zahl der Körner, die sie schneidet. Unter Zugrundelegung des Gefüges wie

in Abb. 259 ergibt sich  $l_1/1, l_2/3, l_3/4, l_4/3$  usw. Aus allen diesen Quotienten bildet man schließlich das Mittel, und dieses gibt die Größe  $c$ . Zur Ermittlung des Wertes von  $a$  verfährt man auf dem zweiten Liniensystem senkrecht zur Streckrichtung ganz analog. Die Umgrenzung des Gesichtsfeldes muß natürlich so gewählt werden, daß nur ganze Körner von ihr umschlossen werden, daß also die Grenzlinie nicht durch Körner hindurchgeht.

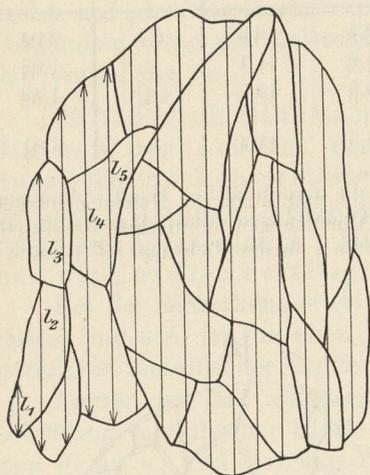


Abb. 259.

Ist die Streckrichtung der Körner nicht ohne weiteres ersichtlich, so muß man Netze von senkrecht aufeinanderstehenden Parallelscharen unter verschiedenen Winkeln durch das Gesichtsfeld legen. Diejenige Richtung, in der die durchschnittliche Länge der Körner ihren Höchstwert erreicht, ist dann die gesuchte Streckrichtung. In ihr ist der Wert  $c$  und senkrecht dazu der Wert  $a$  zu messen.

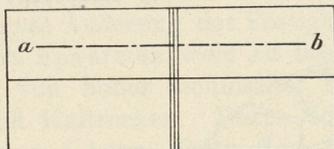


Abb. 260.

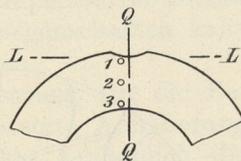


Abb. 261.

Etwas  $3/4$  der natürlichen Größe.

Folgendes Beispiel soll die Nutzenanwendung der Messung erläutern (E. Heyn,  $L_4 11$ ):

Aus einem 10 mm dicken Flachstab eines sehr kohlenstoffarmen basischen Martinflußeisens wurden durch Halbieren in der Längsrichtung nach Abb. 260 zwei Biegeproben I und II ausgeschnitten. Beide Proben wurden in der Mitte der Länge auf einer Seite mit Kerb versehen. Probe I wurde bei gewöhnlicher Temperatur über einen Dorn von 10 mm Durchmesser bis zu der in Abb. 261 in  $3/4$  der natürlichen Größe angedeuteten Krümmung gebogen (Krümmungshalbmesser der neutralen Schicht 18 mm). Nach der Biegung wurde längs der Linie ab in Abb. 260 ein Längsschliff hergestellt, poliert und geätzt. An den in Abb. 261 mit 1, 2 und 3 bezeichneten Stellen wurden hierauf die in Abb. 262—264 in 245 facher Vergrößerung wiedergegebenen Handzeichnungen aufgenommen, aus denen Größe und Form der Ferritkörner hervorgeht. Stelle 1 entspricht der Zugseite unmittelbar am Kerb, Stelle 3 der Druckseite, Stelle 2 ungefähr der Mitte zwischen beiden. Aus den Abb. 262—264 geht ohne weiteres hervor, daß auf der Zugseite die Eisenkörner in der Längsrichtung  $LL$  der Probe gestreckt wurden. Auf der Druckseite sind die Körner ebenfalls gestreckt, aber in einer Richtung  $QQ$  senkrecht zur Längsachse der Proben. In der Mitte bei 2 ist keine Streckung sichtbar. Die Abb. 262—264 sind in der Lage angeordnet, wie sie der Abb. 261 entspricht. Das Streckungsverhältnis  $c/a$  der Eisenkörner ist in Tabelle IV angegeben.

Probe II aus demselben Flacheisen wurde in einem Ölbad auf  $260\text{ C}^\circ$  (sogenannte Blauwärme, vgl. 314 und II B) erhitzt und dann sofort, ehe Abkühlung eintrat, über einen Dorn von 10 mm gebogen. Sie bekam sofort am Kerb einen Riß und brach glatt durch, lange bevor die in Abb. 261 dargestellte Krümmung erreicht war. Abb. 265 gibt eine Stelle auf der Zugseite dicht am Kerb in 245 facher Vergrößerung wieder. Das Streckungsverhältnis der Körner ist in Tabelle IV mit angegeben, es beträgt ungefähr 1; d. h. die Körner sind nicht ge-

Tabelle IV.

	Stelle	Abmessungen der Körner in Richtung		Streckrichtung	c/a
		LL <sup>1)</sup> mm × 365	QQ <sup>1)</sup> mm × 365		
Kaltbiegeprobe I	1. Zugseite am Kerb . . . . .	13,5	6,6	LL	2,04
	2. Mitte . . . . .	11,9	11,1	—	1,07
	3. Druckseite . . . . .	8,3	12,6	QQ	1,52
Blauwarmbiegeprobe II	1. Zugseite unmittelbar am Kerb	11,3	11,4	—	1,01

<sup>1)</sup> Die Abmessungen erscheinen mit 365 multipliziert, weil die ursprünglichen Handzeichnungen in 365 facher Vergrößerung angefertigt waren, und in diesen die Abmessungen unmittelbar festgestellt wurden. Die wirkliche Abmessung z. B. an der Stelle 1 bei Probe I in der Richtung LL ist somit  $13,5 : 365 = 0,037 \text{ mm} = 37 \mu$ .

Lin. Vergr. 245.

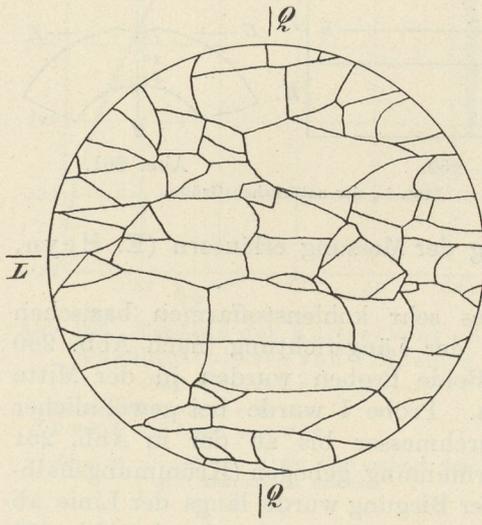


Abb. 262. Kaltbiegeprobe I. Zugseite, Stelle 1.

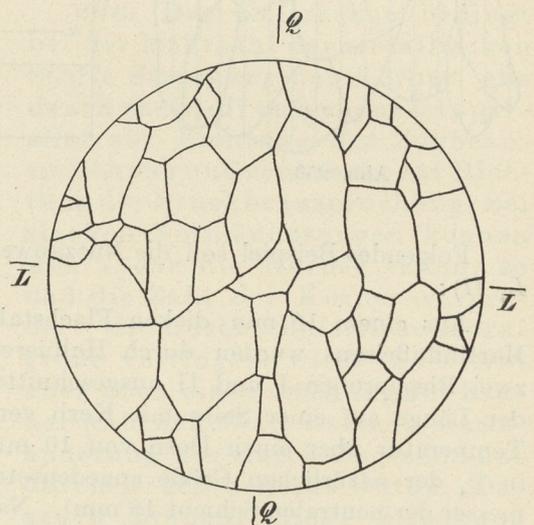


Abb. 263. Kaltbiegeprobe I. Druckseite, Stelle 3.

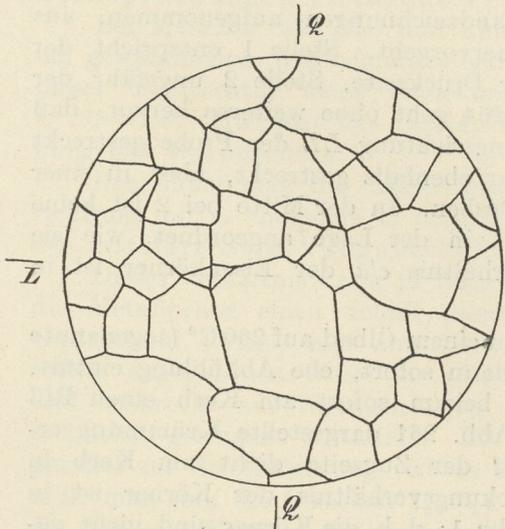


Abb. 264. Kaltbiegeprobe I. Mitte, Stelle 2.

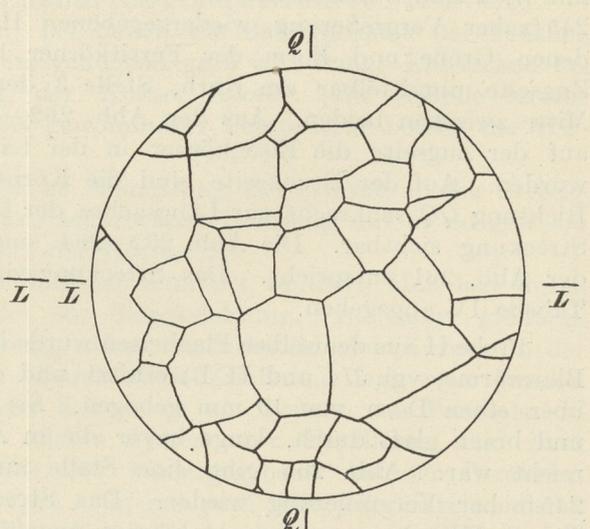


Abb. 265. Blauwarmbiegeprobe II. Zugseite dicht am Kerb.

streckt. Wenn also Streckung auf der Zugseite stattgefunden hat, so kann sie sich nur auf eine sehr geringe Entfernung zu beiden Seiten des Kerbs erstrecken. Das heißt mit anderen Worten, daß an der Formänderung nur ein außerordentlich kleiner Teil des Eisenvolumens teilgenommen hat, im Gegensatz zur Kaltbiegeprobe, wo sich die Formänderung auf ein größeres Eisenvolumen ausdehnte.

In Abb. 254 ist die Wirkung des Kaltziehens von kohlenstoffarmem Flußeisendraht auf das Streckungsverhältnis  $c/a$  der Eisenkörner mit eingezeichnet. Mit steigendem Grad des Kaltreckens, also mit wachsender Abszisse  $f_0/f$  wächst auch das Verhältnis  $c/a$ .

297. Durch Glühen oberhalb einer untersten Grenztemperatur  $t_r$ , die von der Art des metallischen Stoffes abhängt, lassen sich die durch Kaltrecken erzielten Wirkungen wieder rückgängig machen. Die  $S$ - und  $B$ -Grenze sowie die Härte werden verringert, die Bruchdehnung wird gesteigert. Die Streckung der den Stoff aufbauenden Körner wird wieder beseitigt.

Bei der Materialauswahl für Bauteile, die bei höheren Temperaturen Dienst leisten müssen, ist die eben genannte Änderung der Festigkeitseigenschaften kaltgereckter metallischer Stoffe durch Erwärmen wohl zu beachten.

Ferner ist das obige Gesetz von hoher technischer Bedeutung für die Bearbeitung metallischer Stoffe durch Kaltrecken. Durch fortgesetzte Annäherung von  $\sigma_S$  an  $\sigma_B$  und Verringerung von  $\delta$  beim Kaltrecken besteht schließlich die Gefahr, daß das Formänderungsvermögen beim Versuche, das Kaltrecken weiter zu treiben, erschöpft wird, und Bruch eintritt. Um dies zu verhüten, muß nach bestimmten Graden des Kaltreckens Glühen des Metalls eingeschaltet werden. Dadurch wird das ursprüngliche Formänderungsvermögen wieder hergestellt, und man kann aufs neue fortfahren, durch Kaltrecken Formänderung herbeizuführen. Beim Drahtziehen wird ja in der Regel hiervon Gebrauch gemacht. Wie oft Ausglühen während des Kaltreckens zu geschehen hat, und nach welchen größten Formänderungen es vorzunehmen ist, hängt von der Eigenart des Metalls ab.

Die Wirkung des Glühens auf Flußeisendraht (vgl. Abb. 254 und Absatz 295) ergibt sich aus Tab. V.

Tabelle V.

Vorbehandlung	$\sigma_S$	$\sigma_B$	$\delta_{30^1}$	$\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$
	at	at	%	%
Walzdraht vor dem Ziehen und Beizen . . . . .	2430	4060	18,77	60
Draht kaltgereckt, nach dem 3. Zug . . . . .	7380	7680	0,77	96
Desgleichen gegläht . . . . .	2950	4340	18,70	68

<sup>1)</sup> Meßlänge  $l = 30$  cm.

Abb. 266 zeigt den Einfluß des halbstündigen Glühens bei verschiedenen Wärmegraden auf die Festigkeitseigenschaften des kaltgezogenen Flußeisendrahtes IDI (274 und 275). Als Abszisse sind die Glühtemperaturen  $t$  in  $C^\circ$ , als Ordinaten die Werte von  $\sigma_B$  in at und  $\delta$  in % eingetragen. Man erkennt, daß bis zu  $417 C^\circ$  keine wesentlichen Änderungen der Bruchgrenze und der Dehnung zu verzeichnen sind, dagegen ist bei  $616 C^\circ$   $\sigma_B$  stark erniedrigt und  $\delta$  kräftig gehoben. Glühen bei höheren Wärmegraden bis  $900 C^\circ$  bedingt keine weiteren wesentlichen Änderungen der Zahlen für  $\sigma_B$  und  $\delta$ . In Abb. 266 ist außerdem noch

das Streckungsverhältnis der Eisenkörner  $c/a$  eingezeichnet. Auch dieses hat bis 417 C° keine Änderung erfahren; es hat noch den Wert 1,8 wie im kaltgezogenen Draht. Bei 616 C° dagegen ist es auf den Wert 1 gesunken. Die Körner sind nach Glühen bei dieser Temperatur wieder gleichachsig ohne bevorzugte Streckrichtung. Die Änderung der Festigkeitseigenschaften und des Streckungsverhältnisses  $c/a$  gehen parallel.

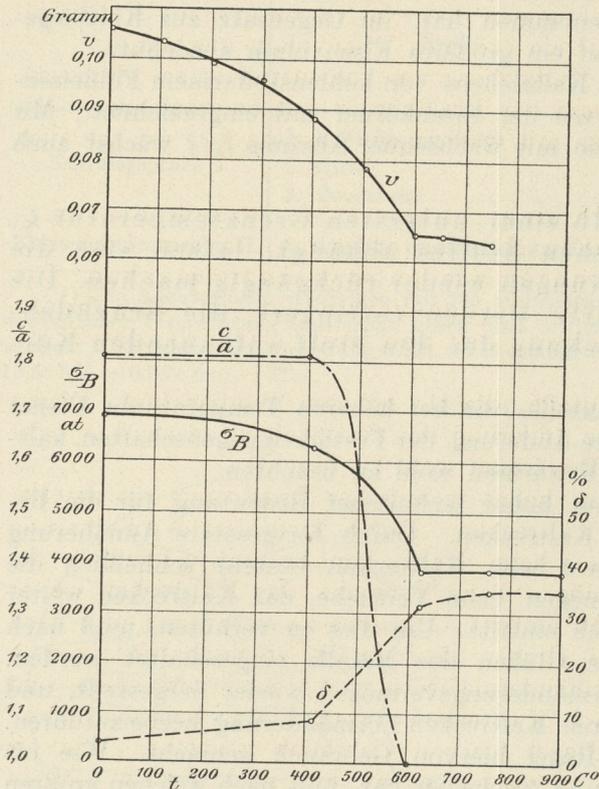


Abb. 266. Einfluß des Glühens bei verschiedenen Wärmegraden auf die Eigenschaften kaltgezogenen Flußeisendrahtes.

- $v$ : Gewichtsabnahme in Gramm nach 96stündiger Einwirkung von 1proz. Schwefelsäure.
- $\frac{c}{a}$ : Streckungsverhältnis der Eisenkörner.
- $\sigma_B$ : Bruchgrenze at.
- $\delta$ : Bruchdehnung %.
- $t$ : Glühtemperatur C°.

Ich möchte noch auf einen Fall hinweisen, bei dem die Ermittlung des Verhältnisses  $c/a$  von Nutzen war. Es handelte sich darum, bei zwei Kupfersorten, die nahezu den gleichen Grad des Kaltreckens durchgemacht hatten, festzustellen, bei welcher niedrigsten Temperatur der Einfluß des Kaltreckens verschwindet. Es wurde zunächst daran gedacht, diesen

Wärmegrad aus dem Verhältnis  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$  festzustellen, das ja durch das Kaltrecken gesteigert und durch das Glühen wieder herabgesetzt wird. Leider ging während

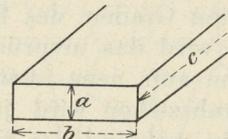


Abb. 267.

dieser Versuche das Probematerial aus, und so mußte notgedrungen die Messung des Streckungsverhältnisses  $c/a$  herangezogen werden (E. Heyn, *L<sub>4</sub> 11*).

Von den in Form zweier Flachstäbe I und II vorliegenden beiden Kupfersorten wurden im Anlieferungszustand und nach dem Glühen bei verschiedenen Wärmegraden Quer- und Längsschliffe angefertigt. Gemäß Abb. 267 wurde die der kürzesten Stabseite parallel liegende Richtung mit  $a$ , die Achsenrichtung des Stabes mit  $c$  und die der längeren Querschnittsseite parallel laufende Richtung mit  $b$  bezeichnet. In jedem Querschliff lag somit die Richtung  $a$  und  $b$ . Die Längsschliffe waren so gelegt, daß in ihnen die Richtungen  $a$  und  $c$  zu liegen kamen. Die Schliffflächen wurden poliert und mit ammoniakalischem Kupferammoniumchlorid geätzt. An verschiedenen Stellen der Schliffe wurden Handzeichnungen der Körner angefertigt. Unmittelbare Lichtbilder sind für den vorliegenden Zweck nicht geeignet, weil die Korngrenzen erst bei sehr starken Vergrößerungen auf Grund der Ätzfiguren deutlich unterscheidbar sind, bei diesen Vergrößerungen aber das zur Messung gelangende Gesichtsfeld zu klein wird. Zwei solche Zeichnungen sind in den Abb. 268 und 269 in 123 facher Vergrößerung wiedergegeben. Die Werte  $c/a$  der Kupferkörner sind in Tabelle VI enthalten. Gleichzeitig sind darin noch die Ergebnisse der Zugproben mit angeführt, soweit die Zahlen festgestellt werden konnten.

Aus Tabelle VI folgt, daß das Kupfer I bei 480 C° bereits so weit geglüht ist, daß die Folgen des Kaltreckens, höheres Verhältnis  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$  und  $\frac{c}{a} > 1$ , wieder beseitigt sind. Bei Kupfersorte II genügt Glühen bei 480 C° bei weitem noch nicht, denn sie ergibt  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100 = 74$  (gegenüber 12 bei Kupfer I) und  $c/a = 1,35$ , also von 1 noch stark abweichend. Kurzes Erhitzen bis 500 C° genügt

wegen des Verhältnisses  $c/a = 1,4$  auch noch nicht. Erst bei Temperaturen zwischen 500 und 660 C° konnte die Wirkung des Kaltreckens vollständig beseitigt werden; die Körner wurden wieder gleichachsig, da  $c/a = 0,94$  also nahezu gleich 1 geworden ist (vgl. Abb. 269). Die in der Abbildung sichtbaren schmalen Streifen sind keine gestreckten Körner, sondern Zwillinglamellen innerhalb gleichachsiger Körner.

Tabelle VI.

Material	Vorbehandlung	$\sigma_S$	$\sigma_B$	$\delta_{11,3\sqrt{r}}$	$q$	$\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	$\frac{c}{a}$
		at	at	‰	‰	‰	
Flachstab I	Zustand der Einlieferung; kaltgereckt	2350	2560	16,6	34,5	92	1,74
	Geglüht bei 480 C°	250	2130	48	48	12	1,04
	„ „ 660 C°	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	0,97
Flachstab II	Zustand der Einlieferung; kaltgereckt (Abb. 268)	2270	2480	27,9	46,5	90	1,68
	Geglüht bei 480 C°	1770	2390	30,4	45	74	1,35
	Bis 500 C° erhitzt	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	1,40
	Bis 600 C° erhitzt (Abb. 269)	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	n. b.	0,94

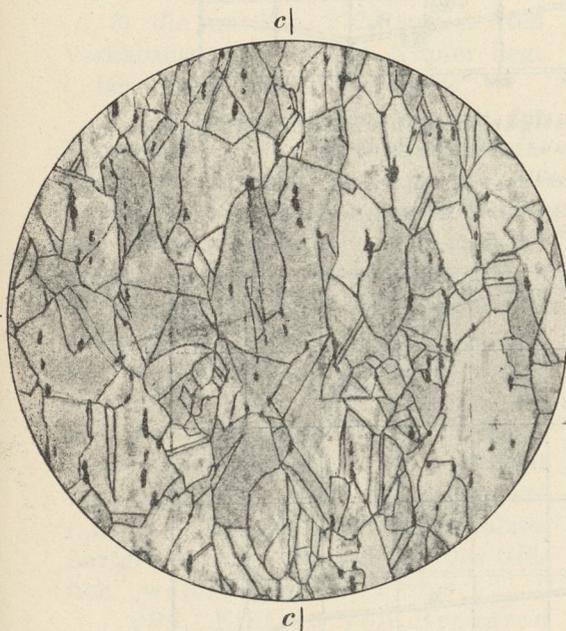


Abb. 268.

Lin. Vergr. 123.

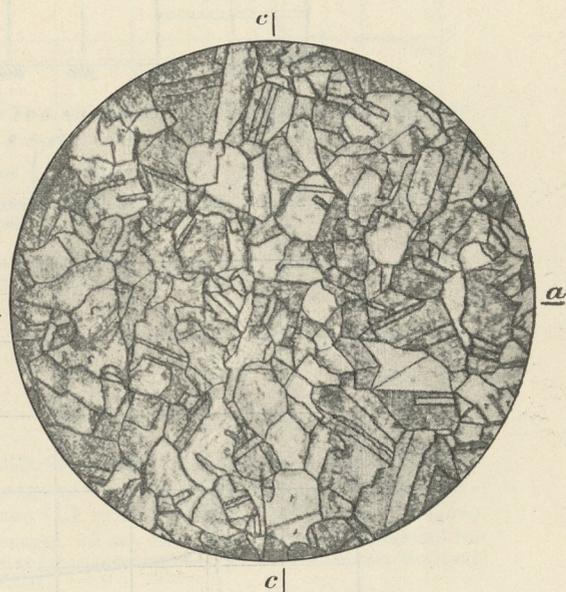


Abb. 269.

Die niedrigste Temperatur  $t_r$ , bei der die Wirkung des Kaltreckens soeben beseitigt wird, hängt wesentlich von der Reinheit des Metalles ab. Dies geht aus dem Vergleich der beiden Abb. 270 und 271 hervor. Die erstere (Kudriumow,  $L_4 12$ ) bezieht sich auf ein kaltgerecktes Metall mit 99,66% Kupfer, Abb. 271 auf ein kaltgerecktes Elektrolytkupfer von großer Reinheit (Grard,  $L_4 4$ ). Der Grad des Kaltreckens ist für beide Kupferarten in den Quellen nicht sicher angegeben. Beim Elektrolytkupfer beträgt die Streckzahl  $f_0/f$  wahrscheinlich 3,5. In beiden Abbildungen sind die Glühtemperaturen als Abszissen,  $\sigma_B$ ,  $\sigma_S$  und  $\delta$  als Ordinaten eingetragen. In Abb. 271 ist die angegebene Streckgrenze die 0,01-Grenze (287), die Streckgrenze  $\sigma_S$  in Abb. 270 ist in der Quelle nicht definiert; der Verlauf der beiden Linien für  $\sigma_S$  in den beiden Abbildungen ist daher nicht

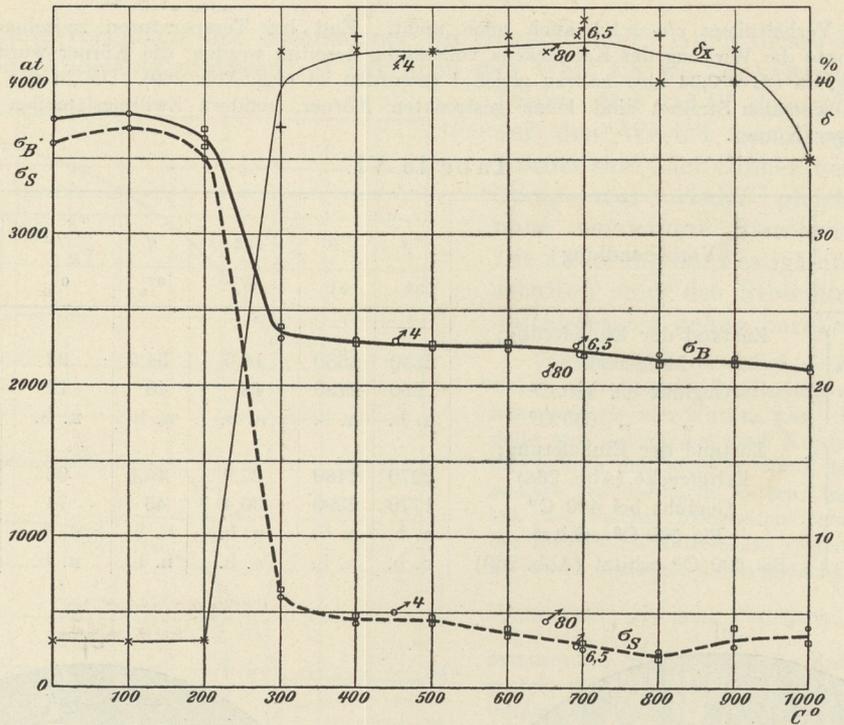


Abb. 270. Einfluß des Glühens auf die Festigkeitseigenschaften kaltgereckten Kupfers. (Nach Kudriumow.) Kupfer 99,66 %.

○ } langsam,    □ } schnell abgekühlt,    σ<sub>S</sub> nicht definiert.

Glühdauer 1/2 Stunde. Bei den mit Pfeil bezeichneten Punkten ist die Glühdauer länger; ihr Betrag in Stunden ist beigeschrieben.

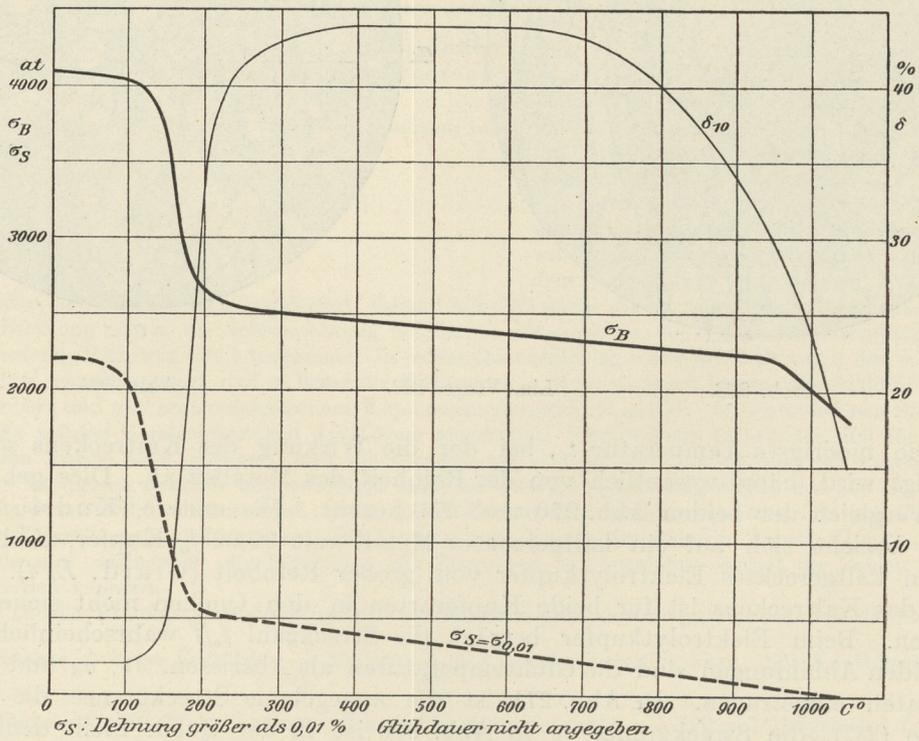


Abb. 271. Einfluß des Glühens auf die Festigkeitseigenschaften von kaltgerecktem Elektrolytkupfer. (Nach Grard.)

vergleichbar, da sie jedenfalls zwei verschiedenen Grenzen entsprechen. Die Glühdauer betrug für das 99,66prozentige Kupfer  $\frac{1}{2}$  Stunde. In den Fällen, wo die Glühdauer größer war, sind die Punkte in Abb. 270 mit einem Pfeil ausgezeichnet; die neben diesem stehende Zahl gibt die Glühdauer in Stunden an. Für das Elektrolytkupfer in Abb. 271 sind in der Quelle über die Glühdauer keine Angaben gemacht.

Die Wirkung des Kaltreckens wird, wie die Abbildungen erkennen lassen, durch Glühen zwischen zwei Temperaturgrenzen  $t_u$  und  $t_r$  beseitigt. Für das Elektrolytkupfer liegt  $t_u$  bei 100,  $t_r$  bei 200 C°; für das Kupfer (99,66%) liegt  $t_u$  bei 200 und  $t_r$  bei 300 C°. Unterhalb  $t_u$  ist die Wirkung der Erhitzung auf die Festigkeitseigenschaften kaum bemerkbar; oberhalb  $t_r$  bewirkt das Glühen keine durchgreifende Änderung mehr. (Auf den geringen Abfall von  $\sigma_S$  und  $\sigma_B$  oberhalb  $t_r$  wird in 316 zurückgekommen werden.)

Bei kaltgezogenem Kupferdraht (7,1 mm Durchmesser) von vermutlich sehr unreinem Kupfer fand A. Martens ( $L_4$  3) die in Abb. 272 dargestellten Verhältnisse. Für dieses Kupfer liegt  $t_u$  bei 300 C° und  $t_r$  bei 400 C°.

Kaltgereckte Metalle, die bei der Temperatur  $t_r$  oder oberhalb dieser geglüht worden sind, wollen wir als „vollständig ausgeglüht“ bezeichnen. Wenn das Glühen dagegen nur innerhalb der Grenzen  $t_u$  bis  $t_r$  geschieht, so daß die Wirkung des Kaltreckens noch nicht völlig aufgehoben ist, so wollen wir von „teilweise ausgeglühtem“ Metall sprechen. Da mit dem Ausglühen auch die Härte des Metalls verkleinert wird, so spricht man auch davon, daß das kaltgereckte („harte“, hartgezogene, hartgewalzte, hartgehämmerte usw.) durch das Glühen „weich“ gemacht wird.

298. Einfluß von Reckgrad

und Glühdauer auf die Eigenschaften des kaltgereckten und darauf geglühten metallischen Stoffes. In 276 wurde auf die Möglichkeit hingewiesen, daß die Grenztemperatur  $t_r$ , bei der die durch Kaltrecken bewirkte Streckung der Metallkörner wieder beseitigt wird, um so tiefer liegen kann, je stärker der Grad des Kaltreckens war. Ob dies tatsächlich eintritt oder nicht, konnte aus Mangel an Versuchsmaterial nicht entschieden werden. Auch darüber, ob die Temperaturen  $t_u$  und  $t_r$ , die auf Grund der Änderung der Festigkeitseigenschaften feststellbar sind, durch den Grad des vorausgehenden Kaltreckens beeinflußt werden, sind mir beweiskräftige Versuchsergebnisse nicht bekannt worden.

Analog dem in 260 über den Einfluß der Zeit und der Temperatur auf das Wachstum der Metallkörner Gesagten ist auch zu erwarten, daß die Zeitdauer des Glühens von kaltgereckten metallischen Stoffen Einfluß auf das Streckungsverhältnis  $c/a$  und auf die Festigkeitseigenschaften ausübt. Über den Einfluß

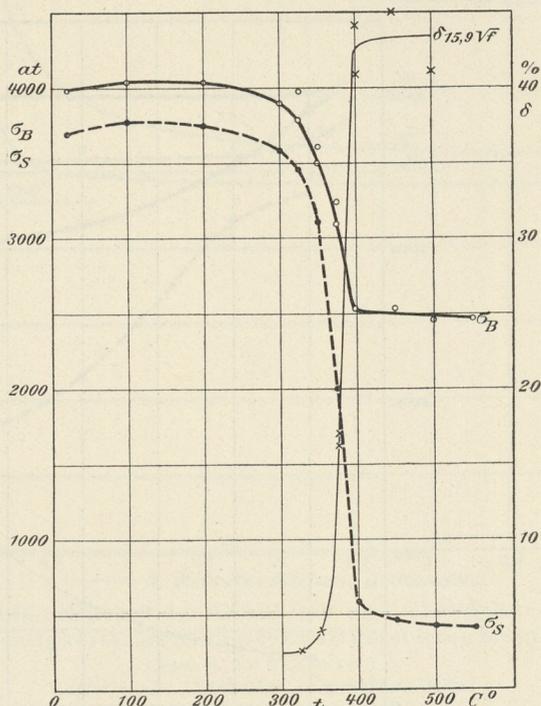


Abb. 272. Einfluß des Glühens auf die Festigkeitseigenschaften kaltgezogenen Kupferdrahtes (7,1 mm Durchm.). (Nach A. Martens.)

$\sigma_S$ : Spannung, bei der die Gesamtverlängerungs-Zunahme für 130 at Spannungszunahme 0,02 mm auf 100 mm Meßlänge beträgt.

Glühdauer: 2 Minuten, darauf in Wasser abgeschreckt.

der Glühdauer auf  $c/a$  liegen zurzeit keine Untersuchungsergebnisse vor. Dagegen sind über den Einfluß der Glühdauer auf die Festigkeitseigenschaften kaltgereckten Kupfers Versuche von A. Martens ( $L_4 3$ ) und von A. Le Chatelier ( $L_4 13$ ) ausgeführt. Die Ergebnisse sind in den Abb. 273 und 274 zusammengefaßt. Als Abszissen dienen die Glühdauern  $z$  in Minuten bzw. Stunden, als Ordinaten die Werte von  $\sigma_S$ ,  $\sigma_B$ ,  $\delta$  in Abb. 273 und von  $\sigma_B$  in Abb. 274. Die Glühtemperaturen sind den einzelnen Schaulinien beigeschrieben. Die Streckzahl des ursprünglich kaltgereckten Kupfers ist in beiden Fällen in der Quelle nicht angegeben. Die verwendeten Kupfersorten sind verhältnismäßig unrein. Ihre Analyse ist nicht bekannt. Die Schaulinien, namentlich die in Abb. 274, verlaufen

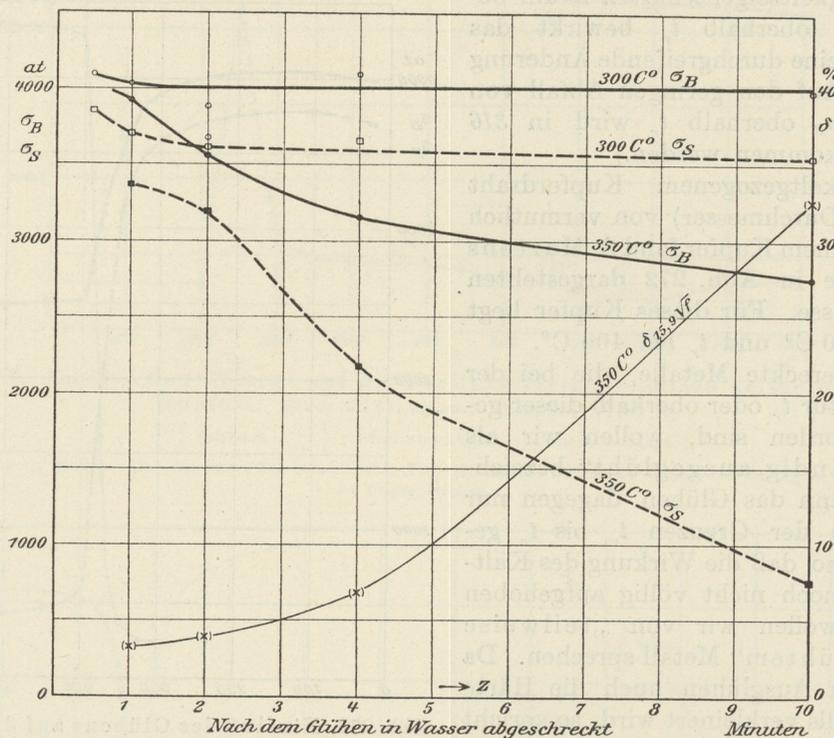


Abb. 273. Einfluß der Glühhitze und Glühdauer auf die Festigkeitseigenschaften von kaltgezogenem Kupferdraht (7,1 mm Durchm.). (Nach A. Martens.)

analog denen in Abb. 206 und 207 für die Änderung der Korngröße (260), nur daß die Richtung der positiven Ordinaten vertauscht ist.

Auf Grund der in den Abb. 273 und 274 niedergelegten Versuchsergebnisse käme also der Zeitdauer des Glühens ein wesentlicher Einfluß auf den Grad der durch das Glühen bei bestimmten Temperaturen erreichten Wirkung zu, und zwar zeigt sich der Einfluß namentlich bei den niedrigeren Glühtemperaturen.

Bei größeren Werkstücken wird sich der Einfluß der Glühdauer nicht so deutlich zeigen. Taucht man z. B. einen dünnen Draht in ein Wärmebad von genügender Masse, das bei einer bestimmten Temperatur  $t$  erhalten wird, so nimmt er sehr schnell die Temperatur des Bades an, und die Zeitdauer, die bis zum Erreichen der Temperatur  $t$  nötig ist, kann vernachlässigt werden gegenüber der Zeitdauer des Verweilens im Bade. Hat dagegen das zu erheizende Werkstück gegenüber dem Wärmebade eine große Masse, so ist der Versuch praktisch gar nicht mehr durchführbar, da ja die Zeit, die vergeht, um den Körper von der Temperatur der Umgebung auf die Temperatur  $t$  zu bringen, einen wesentlichen

Teil der Glühdauer ausmacht, außerdem durch die Masse der eingetauchten Probe die Temperatur  $t$  des Bades unter  $t$  herabgedrückt wird.

Es besteht noch die Möglichkeit, daß bei allen, oder wenigstens bei einigen Metallen auch bereits bei gewöhnlicher Temperatur Glühwirkung ausgeübt wird, daß aber die entsprechende Schaulinie in den Abb. 273 und 274 sich nur sehr wenig und erst nach sehr langer Zeit merkbar unter den Anfangspunkt senkt. A. Le Chatelier hat diesen Vorgang als „freiwilliges Ausglühen“ bezeichnet. Vielleicht ist der Ausdruck „freiwilliges Entrecken“ für diese Wirkung vorzuziehen; sie ist der Wirkung des Kaltreckens entgegengesetzt und sucht diese aufzuheben. Das früher festgestellte Fehlen der Streckung der Körner bei kaltgerecktem Blei und Zinn deutet darauf hin, daß der Vorgang des „freiwilligen Entreckens“ bei diesen Metallen recht erhebliche Beträge erlangen kann und wahrscheinlich mit großer Geschwindigkeit bereits während des Kaltreckens einsetzt. Bei Metallen wie Kupfer, Eisen usw. kann der Betrag der Eigenschaftsänderung durch „freiwilliges Entrecken“ nur sehr gering sein und erst nach langer Zeitdauer eintreten. Beweiskräftige Versuche liegen hierüber nicht vor. Gewisse Änderungen können zwar festgestellt werden; es ist aber möglich, daß sie mehr die Folge einer teilweisen Beseitigung von Spannungen im kaltgereckten Metall, als eine Folge einer teilweisen Annäherung des metastabilen an das stabile Gleichgewicht sind (301 und 307).

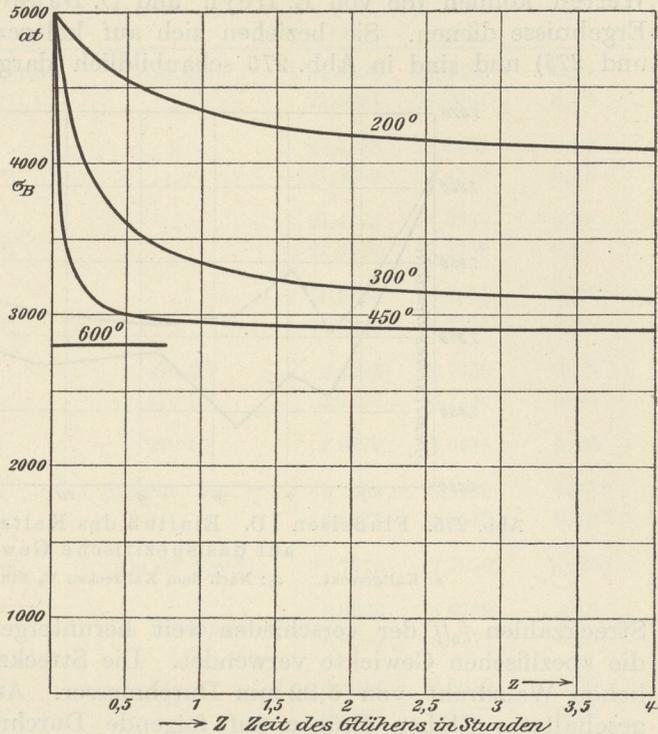


Abb. 274. Einfluß der Glühhitze und Glühdauer auf die Festigkeitseigenschaften kaltgereckten Kupfers.

(Nach A. Le Chatelier.)

Kupfer unrein. Vermutlich kaltgezogener Draht.

**299.** Veränderung des spezifischen Gewichts infolge Kaltreckens. Durch die Arbeiten Springs ( $L_4$  14) Grunmachs ( $L_4$  15), Kahlbaums und Sturms ( $L_4$  16) ist festgestellt, daß Kaltrecken das spezifische Gewicht der überwiegenden Mehrzahl der metallischen Stoffe verringert, vorausgesetzt, daß die Stoffe vor dem Kaltrecken frei von Hohlräumen waren, also den Dichtigkeitsgrad 1 besaßen. Es ist hierbei gleichgültig, ob das Kaltrecken durch Kaltziehen, Kaltpressen, Kaltwalzen, Kaltschmieden usw. oder gar durch Pressung unter allseitigem Druck erfolgt. Durch das Kaltrecken wird sonach das Gesamtvolumen des metallischen Stoffes um einen bestimmten Betrag vergrößert, während darauffolgendes Glühen oberhalb einer bestimmten Temperatur das Volumen wieder vermindert, das spezifische Gewicht also wieder erhöht.

Daß bei Dichtigkeitsgraden kleiner als 1 (also bei Vorhandensein von Hohlräumen, I, 21 bis 22) die Wirkung der Verkleinerung dieser Hohlräume, die auf Steigerung des spezifischen Gewichts hinwirkt, und die Wirkung des Kaltreckens,

die das Gegenteil anstrebt, sich überdecken können, ist einleuchtend. Um diese störende Wirkung auszuschalten, vergleicht man zweckmäßig das spezifische Gewicht des kaltgereckten Stoffes  $s$  mit dem des kaltgereckten und geglühten  $s_0$ . In Tab. VII ist eine Übersicht über die von Kahlbaum und Sturm erhaltenen Versuchsergebnisse enthalten. Als Ergänzung zu den in dieser Tabelle mitgeteilten Werten können die von E. Heyn und O. Bauer ( $L_4$  17) für Eisen gefundenen Ergebnisse dienen. Sie beziehen sich auf kaltgezogenen Flußeisendraht ID (274 und 275) und sind in Abb. 275 schaubildlich dargestellt. Als Abszissen sind die

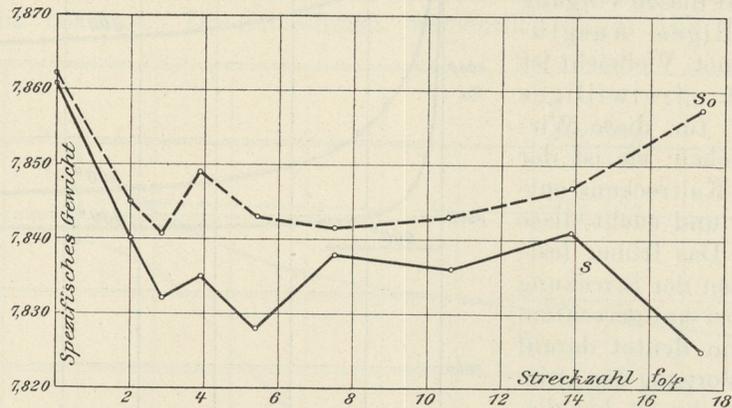


Abb. 275. Flußeisen ID. Einfluß des Kaltziehens und Ausglühens auf das spezifische Gewicht.

$s$ : Kaltgereckt.  $s_0$ : Nach dem Kaltrecken  $\frac{1}{2}$  Stunde bei  $900\text{ C}^\circ$  geglüht.

Streckzahlen  $f_0/f$  der verschieden weit heruntergezogenen Drähte, als Ordinaten die spezifischen Gewichte verwendet. Die Streckzahl 1 entspricht dem ursprünglichen Walzdraht von 5,22 mm Durchmesser. Aus diesem sind ohne zwischengeschaltetes Glühen Drähte auf folgende Durchmesser kaltgezogen: 3,65, 3,10, 2,65, 2,25, 1,90, 1,60, 1,40, 1,25 mm. Die spezifischen Gewichte aller dieser Drähte einschließlich des Walzdrahtes wurden vor und nach dem Glühen bestimmt. Das Glühen geschah  $\frac{1}{2}$  Stunde bei  $900\text{ C}^\circ$  unter möglichstem Ausschluß von Luft. Die Oberfläche der geglühten Drähte wurde vor der Ermittlung des spezifischen Gewichts abgeschmirgelt, um etwaige Oberflächenänderungen des Metalls infolge des Glühens zu beseitigen. Der mittlere Fehler der Einzelbestimmung des spezifischen Gewichts beträgt durchschnittlich  $\pm 0,003$ .

Abb. 275 lehrt, daß das spezifische Gewicht  $s_0$  der geglühten Drähte (gestrichelte Linie) durchweg oberhalb des spezifischen Gewichts  $s$  der kaltgezogenen Drähte (ausgezogene Linie) liegt. Der Verlauf der Linie für  $s$  ist zwar unregelmäßig; im allgemeinen hat die Linie aber doch Neigung, vom Walzdraht ( $f_0/f=1$ ) nach dem dünnsten Draht hin ( $f_0/f=17,43$ ) abzufallen. Die Unregelmäßigkeiten sind wahrscheinlich auf den ungleichförmigen Grad des Kalttreckens innerhalb der einzelnen Schichten der Drähte zurückzuführen.

Zur Erläuterung des Einflusses der Glühtemperatur auf die Änderung des spezifischen Gewichtes kaltgereckten Materials wurde einer der kaltgezogenen Eisendrahte der obengenannten Gruppe mit 1,25 mm Durchmesser bei den verschiedenen in Abb. 276 als Abszissen gegebenen Temperaturen  $\frac{1}{2}$  Stunde lang geglüht. Die erhaltenen Werte von  $s_0$  sind als Ordinaten verwendet. Das spezifische Gewicht  $s_0$  des Eisendrahtes steigt mit wachsender Glühtemperatur an; der Anstieg beginnt bereits bei sehr niedrigen Wärmegraden. Zwischen  $700$  und  $900\text{ C}^\circ$  scheint er etwas rascher vor sich zu gehen, als bei niedrigeren Temperaturen. Die mittleren Fehlergrenzen der spezifischen Gewichtsbestimmung für die

Tabelle VII.  
Nach Kahlbaum und Sturm.

Metall	Art des Kaltreckens	Art des Glühens	Spezifisches Gewicht		$\frac{s_0 - s}{s_0} \cdot 100$	
			$s^6)$	$s_0^7)$		
Werkplatin . . . . .	Kaltgezogener Draht Verwunden <sup>1)</sup>	Weißglut	21,4152	21,4316	0,07	
		„	21,4024	21,4284	0,12	
Reinplatin . . . . .	Draht Verwunden <sup>1)</sup>	„	21,4133	21,4403	0,13	
		„	21,3985	21,4312	0,15	
Platiniridium . . . . .	Draht Verwunden <sup>1)</sup>	„	21,4766	21,4938	0,08	
		„	21,3150	21,3309	0,07	
Gold . . . . .	Draht Verwunden <sup>1)</sup>	„	19,2504	19,2601	0,05	
		„	19,2220	19,2324	0,05	
Aluminium . . . . .	Draht Blech	470 C <sup>0</sup>	2,6995	2,7030	0,13	
		470 C <sup>0</sup>	2,7107	2,7132	0,09	
Kadmium . . . . .	Draht	270 C <sup>0</sup>	8,6379	8,6434	0,06	
Nickel . . . . .	Draht Verwunden <sup>1)</sup>	Rotglut, Vac. <sup>2)</sup>	8,7599	8,8439	0,95?	
		„	8,8273	8,8412	0,16	
Eisen . . . . .	Klavierdraht	800 C <sup>0</sup> Vac. <sup>2)</sup>	[7,7772]	[7,7970]	[0,25]	
Kupfer a) <sup>3)</sup> . . . . .	Draht	In Stickstoff	8,8633	8,8769	0,15	
			8,8609	8,8772	0,18	
„ b) <sup>4)</sup> . . . . .	„	„	8,8648	8,8649	0,00	
			8,8502	8,8593	0,10	
			350 C <sup>0</sup> Vac.	8,8845	8,8861	0,02 <sup>8)</sup>
			Hellrotglut, Vac.	8,8998	8,9028	0,03 <sup>8)</sup>
„ c) <sup>5)</sup> . . . . .	„	In Stickstoff	8,8406	8,8411	0,01	
			8,8498	8,8520	0,02	
			8,8305	8,8313	0,01	
			8,8322	8,8324	0,00	
Zinn . . . . .	kaltgewalzter Draht	10 Min. 200 C <sup>0</sup> Vac. <sup>2)</sup>	7,2840	7,2840	0,00	
			7,2807	7,2816	0,01	
Aluminiumbronze 4,7 <sup>0</sup> / <sub>0</sub> Al . . . . .	Draht	10 Min. 800 C <sup>0</sup> Vac. <sup>2)</sup>	7,2333	7,2838	0,01	
			8,2286	8,2388	0,12	
Woods Metall, Bi: 50, Pb: 25, Cd: 12,5, Sn: 12,5 <sup>0</sup> / <sub>0</sub>	Zu Draht gepreßt durch Matrize bei 10 000 at	<sup>3</sup> / <sub>4</sub> —1 Stunde in sied. Aceton	9,6659	9,6760	0,10	
			9,6658	9,6756	0,10	

1) Geglühter Draht verwunden bis zum Bruch.

2) Luftleere.

3) Konverterkupfer, raffiniert: Cu: 99,92, Ag: 0,02, Ni: 0,04, Fe: 0,02.

4) Elektrolytkupfer.

5) Werkkupfer. Zusammensetzung unbekannt.

6) Spezifisches Gewicht des kaltgereckten Stoffes.

7) Spezifisches Gewicht des kaltgereckten und geglühten Stoffes.

8) Gewecke, L<sub>4</sub> 18.

einzelnen in Abb. 276 eingezeichneten Punkte sind durch die schraffierte Fläche angedeutet. Um Betrachtungen über die Gründe des Verlaufs der Schaulinie in Abb. 276 anzustellen, erscheint das Versuchsmaterial noch nicht ausreichend, zumal beim Eisen leicht störende Nebenerscheinungen (Austreiben von Gasen, Entkohlung, Gasaufnahme, Ungleichmäßigkeiten in der Abkühlung nach dem Glühen

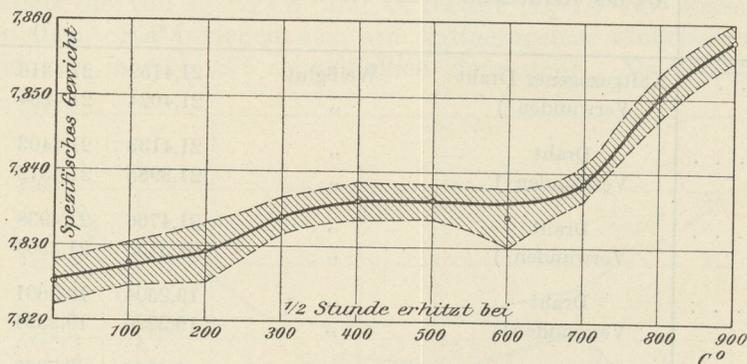


Abb. 276. Flußeisen ID8. Einfluß der Erhitzung auf das spezifische Gewicht des kaltgezogenen Drahtes.

und infolgedessen unvollkommene Gleichgewichte) vorkommen können. Um besseren Einblick in die Verhältnisse zu gewinnen, würden wohl Versuche mit edlen Metallen auszuführen sein.

**300.** Ursachen der Verminderung des spezifischen Gewichts durch Kaltrecken. Kahlbaum und Sturm (a. a. O.) kommen zu dem Schluß, daß die Veränderung des spezifischen Gewichts beim Kaltrecken „die Folge einer durch mechanische Einwirkung veranlaßten Änderung des molekularen Aufbaus der Stoffe ist, der allem Anschein nach zu allotropen Modifikationen führt“.

Ich kann mich dieser Ansicht nicht ohne weiteres anschließen. Es kommen für die Verringerung des spezifischen Gewichts durch Kaltrecken noch andere Umstände in Frage.

Denken wir uns einen Stab aus einer vollkommen bildsamen Masse, wie z. B. Kitt. Er werde durch äußere Kräfte gereckt, beispielsweise durch Pressen unter Verminderung des Querschnitts. Solange der Stoff vollkommen bildsam ist, wird die innere Reibung der Teilchen beim Recken unter Umwandlung von Arbeit in Wärme überwunden. Der Vorgang ist hierbei wie in allen Fällen, in denen Arbeit durch Reibung in Wärme übergeht, nicht umkehrbar. Änderung der Dichte ist nicht zu erwarten, solange der Stoff vor dem Recken vom Dichtigkeitsgrad 1 ist. Die durch das Recken vergrößerte Länge des Stabes wird nach Aufhören der äußeren Kräfte beibehalten; es wird keine potentielle Energie in dem gereckten Körper aufgespeichert. Wir wollen eine solche bleibende Formveränderung, die diese Bedingungen erfüllt, eine rein plastische Formänderung nennen. Der Gegensatz dazu ist eine rein elastische Formänderung, wie sie z. B. eine Schraubenfeder aus Stahl unter der Einwirkung einer die Streckgrenze des Materials nicht überschreitenden Beanspruchung erleidet. Sie ist vollkommen umkehrbar. Nach Aufhören der äußeren Kräfte nimmt die Feder wieder ihre ursprüngliche Länge an.

Die Metalle sind rein plastischer Formänderung nicht fähig; plastische Formänderungen sind bei ihnen stets von elastischen begleitet, wenn auch die Größenordnung der letzteren gegenüber der der plastischen Formänderungen sehr klein sein kann. Beim Kaltrecken eines metallischen Stoffes muß also außer der

bleibenden Formänderung noch elastische Formänderung erzielt werden. Beim Drahtziehen werden z. B. die einzelnen Teilchen des Stoffes um einen gewissen Betrag elastisch gestreckt. Nach Aufhören der das Recken verursachenden Kräfte wird ein Teil dieser elastischen Formänderung wieder rückgängig werden, ein anderer Teil kann aber infolge der Reibungswiderstände, die sich dem Zurückgehen der elastisch gestreckten Teilchen in die Gleichgewichtslage entgegenstellen, im kaltgereckten Metall verbleiben.

Man kann sich den Vorgang durch folgenden Vergleich grob versinnlichen: In eine Stange aus plastischem Kitt denke man sich viele kleine Schraubenfedern aus einem elastischen Stoff eingebettet. Die Stange werde durch Pressen unter Vergrößerung der Länge auf einen kleineren Querschnitt gebracht, also gereckt. Die Schraubenfedern werden hierbei elastisch gedehnt. Hört die äußere Kraft auf zu wirken, so gehen die Federn um einen bestimmten Betrag zurück, können aber wegen der Reibung ihrer Windungen an dem plastischen Füllmaterial nicht vollständig in ihre Gleichgewichtslage zurückgehen, sondern bleiben um einen bestimmten Betrag elastisch gestreckt. Diesem Betrag entspricht ein bestimmtes Maß von potentieller Energie, das in dem gereckten Stoffgemisch aufgespeichert wird. Das aus dem plastischen Kitt und den elastischen Federn gebildete System befindet sich dann in einem metastabilen Gleichgewichtszustand; es strebt dem stabileren zu, bei dem die Federn entspannt sind, bei dem also der Betrag an potentieller Energie seinen Mindestwert hat. Diesem Streben kann das System nur nachkommen, wenn die Reibung zwischen Federn und Füllmasse vermindert wird. Dem verminderten Betrag der Reibung entspricht ein neues metastabiles Gleichgewicht entsprechend einer um ein bestimmtes Maß verminderten Spannung der Federn.

Überträgt man den Fall auf ein kaltgerecktes Metall, so haben wir nicht, wie bei dem oben besprochenen System aus Kitt und Federn, zwei verschiedene Stoffe, einen plastischen und einen federnden, sondern wir haben es mit einem einzigen Stoff zu tun, der aber beide Formänderungsarten, plastische sowohl wie elastische, zuläßt. Wir haben also nur eine Phase, die aber wegen des noch nicht erreichten stabilen Gleichgewichts an verschiedenen Stellen verschiedene Mengen von Energie besitzt. Der Fall liegt ähnlich wie in einem Stück Eisen, das an verschiedenen Stellen ungleiche Temperaturen besitzt, weil das Temperaturgleichgewicht noch nicht erreicht ist. Das reine Eisen besteht aus einer einzigen Phase, dem Ferrit, der aber hier an verschiedenen Stellen verschiedene Beträge von Energie enthält.

Wird in einem solchen kaltgereckten, also in metastabilem Gleichgewicht befindlichen metallischen Stoff durch Erwärmen die Reibung der einzelnen Teilchen vermindert, so können sich die elastisch gestreckten Teilchen um einen entsprechenden Betrag dem stabilen Gleichgewicht nähern. Bei genügend großer Erwärmung kann die innere Reibung soweit abgeschwächt werden, daß das stabile Gleichgewicht erreicht wird, die elastisch gestreckten Teilchen völlig entspannt werden, und der entsprechende Betrag an potentieller Energie verschwindet.

Sind nun aber in einem kaltgereckten Metall elastisch gedehnte Teilchen vorhanden, so ist damit auch eine Verringerung des spezifischen Gewichts verbunden. Wir denken uns der Einfachheit halber ein solches Teilchen stabförmig von der Länge  $l$  und dem Durchmesser  $d$ . In der Längsrichtung sei es um den Betrag  $\varepsilon$ , bezogen auf die Längeneinheit, elastisch gestreckt. Die elastische Verlängerung des Stäbchens ist dann  $\varepsilon l$ . Gleichzeitig wird wegen der Querdehnung der Durchmesser  $d$  um den Betrag  $\frac{\varepsilon d}{m}$  vermindert, wobei  $\frac{1}{m}$  etwa den Wert 0,3 besitzt.

Vor der elastischen Streckung war das Volumen des Stäbchens  $V_0 = \frac{\pi}{4} d^2 l$ ; nach der elastischen Streckung  $V = \frac{\pi}{4} (l + \varepsilon l) (d - 0,3 \varepsilon d)^2$ . Mithin ist

$$\frac{V}{V_0} = (1 + \varepsilon) (1 - 0,3 \varepsilon)^2,$$

woraus man unter Vernachlässigung der höheren Potenzen der sehr kleinen Zahl  $\varepsilon$  die Beziehung

$$\frac{V}{V_0} = 1 + 0,4 \varepsilon$$

erhält. Demnach muß das Verhältnis der spezifischen Gewichte  $s_0$  vor dem elastischen Anspannen des Stäbchens und  $s$  nach dem Anspannen sein

$$\frac{s}{s_0} = \frac{V_0}{V} = \frac{1}{1 + 0,4 \varepsilon} < 1 \quad \dots \dots \dots (1)$$

Da nun sehr viele solcher Stäbchen in dem kaltgereckten Metall verteilt liegen, so muß auch das spezifische Gewicht des kaltgereckten Stoffes kleiner sein, als das des nicht kaltgereckten. Für den Fall, daß durch das Glühen des kaltgereckten Stoffes keine anderen Wirkungen hervorgebracht werden, als die Aufhebung der elastischen Spannungen im Material infolge der Verminderung der inneren Reibung und unter der Voraussetzung, daß der Stoff den Dichtigkeitsgrad 1 vor dem Kaltrecken besaß, muß nach dem Glühen des kaltgereckten Stoffes das spezifische Gewicht gleich dem vor dem Kaltrecken  $s_0$  sein. In diesem Falle gibt  $s/s_0$  auch das Verhältnis des spezifischen Gewichtes des kaltgereckten zu dem des kaltgereckten und vollständig geglühten Materials an.

Es kann nun auch nicht wundernehmen, daß die Verringerung des spezifischen Gewichtes  $s$  durch Kaltrecken eintritt, gleichgültig, ob dieses durch Strecken, Stauchen, Biegen, Ziehen, Hämmern, Pressen, Walzen usw. geschieht. Selbst beim Zusammendrücken eines prismatischen Probekörpers durch Druck auf zwei parallele, einander gegenüberliegende Flächen werden die Teilchen senkrecht zur Druckrichtung gestreckt (272, 296). Man kann überhaupt keine bleibende Formänderung erzielen, ohne daß gewisse Teilchen gestreckt werden. Die dadurch bedingten elastischen Anspannungen müssen also immer auf Verminderung des spezifischen Gewichtes hinwirken.

Die oben dargelegte Anschauung schließt natürlich nicht aus, daß außerdem noch allotropische Änderungen in den kaltgereckten Metallen vorkommen können. Es ist aber kein Grund dafür vorhanden, solche allotrope Umwandlungen als die ausschließliche Ursache der Verminderung des spezifischen Gewichtes durch Kaltrecken anzunehmen.

### β) Eigenspannungen in kaltgereckten metallischen Stoffen<sup>1)</sup>.

**301.** Erläuterung des Begriffs „Eigenspannung“. Drei Schraubenfedern I, I', II (beispielsweise aus Stahl) mögen im ungespannten Zustand die Länge  $l_1$  (Federn I und I') und  $l_2$  (Feder II) haben, wie in Abb. 277 angedeutet. Befestigt man die Federn an zwei Querhäuptern  $QQ$ , wie in Abb. 278, so sind sie gezwungen, die gleiche Länge  $l$  anzunehmen, die größer als  $l_1$  und kleiner als  $l_2$  ist. Die Folge davon ist, daß die Federn I und I' elastisch gestreckt sind also unter Zugspannungen stehen, während die Feder II elastisch zusammen-

<sup>1)</sup> Nach E. Heyn und O. Bauer, *L<sub>4</sub> 19*.

gedrückt wird und somit Druckspannung erhält. Die beiden gezogenen Federn I und I' sind bestrebt, die Entfernung  $l$  der Querhäupter  $Q$  zu verringern, und zwar jede mit einer Kraft  $P_1$ , während die gedrückte Feder II umgekehrt das Bestreben hat, die Entfernung  $l$  zu vergrößern, und zwar mit einer Kraft  $P_2$ . In der Gleichgewichtslage muß sein

$$P_1 + P_1 - P_2 = 0.$$

In dem ganzen aus den drei Federn und den beiden Querhäuptern bestehenden System bestehen also Spannungen, ohne daß äußere Kräfte auf das System

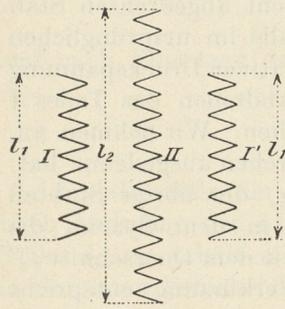


Abb. 277.

einwirken. Ein ähnlicher Fall ist bei der Violine verwirklicht. Hierbei entspricht der Violinenboden der gedrückten Feder II, die Saiten entsprechen den gezogenen Federn I und I'.

Wir wollen ein solches System, dessen einzelne Teile unter Spannungen stehen, ohne daß es der Wirkung äußerer Kräfte ausgesetzt ist, als mit „Eigenspannungen behaftet“ bezeichnen.

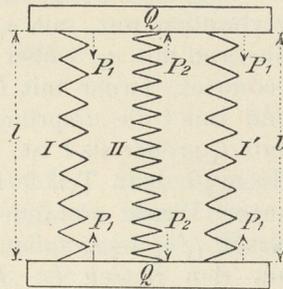


Abb. 278.

a) Schneiden wir in dem mit Eigenspannungen behafteten System der Abb. 278 die beiden Zugfedern I und I' entzwei, so werden sich die beiden Querhäupter  $Q$ , die bisher den Abstand  $l$  besaßen, sofort bis auf den Abstand  $l_2 > l$  voneinander entfernen.

b) Wären drei im spannungslosen Zustand gleichlange Federn I, I', II durch Querhäupter miteinander verbunden worden, so würde ein System ohne Eigenspannung vorliegen. Schneidet man hier die beiden Federn I und I' durch, so bleibt die Entfernung  $l$  der beiden Querhäupter unverändert.

c) Läge der Fall umgekehrt wie in Abb. 278, d. h. wären I und I' zwei Federn von gleicher Länge  $l_1$  (im ungespannten Zustand) und  $l_1$  größer als die Länge  $l_2$  der ungespannten Feder II, so würde wiederum ein System mit Eigenspannungen vorliegen, bei dem die Federn I und I' auf Druck, die Feder II auf Zug beansprucht würden. Nach dem Durchschneiden der beiden Federn I und I' würde jetzt wieder Änderung des Abstandes  $l$  der Querhäupter eintreten. Die neu angenommene Länge würde kleiner als  $l$ , nämlich gleich  $l_2$  werden.

Betrachten wir eine Metallstange von kreisförmigem Querschnitt und der Länge  $l$ , wie in Abb. 279. Ist diese frei von Eigenspannungen, so müßte nach dem Abdrehen des Teiles I die Länge  $l$  unverändert bleiben. Wir hätten den Fall b. Vorausgesetzt ist, daß die Messung der Länge vor und nach dem Abdrehen bei gleicher Temperatur erfolgt. Da beim Abdrehen Wärme erzeugt wird, so bedingt dies, daß nach dem Abdrehen genügend lange Zeit gewartet wird, bis der Stab wiederum die Temperatur vor dem Abdrehen angenommen hat.

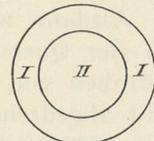
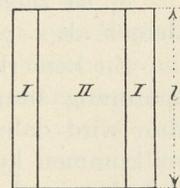


Abb. 279.

Wird dagegen nach dem Abdrehen des Teiles I die Länge des übrigbleibenden Stabteiles II größer als die ursprüngliche Länge  $l$  des ganzen Stabes, so liegt Fall a vor. Im ursprünglichen Stabe stand dann der Teil I unter Zug-, der Teil II unter Druckspannungen.

Falls nach dem Abdrehen des Teiles I die Länge des übrigbleibenden Stabteiles II kleiner wird, als die ursprüngliche gemeinschaftliche Länge  $l$ , so

haben wir den Fall c, d. h. vor dem Abdrehen stand Teil I unter Druck, Teil II unter Zug.

**302.** Verfahren zur Messung der Größenordnung der Spannungen. Die obige Überlegung gibt ein Mittel an die Hand, um durch Messung der Längenänderung des Stabes vor und nach dem Abdrehen festzustellen, ob in dem ursprünglichen Stab Eigenspannungen vorhanden waren oder nicht. Wir können mit dem Verfahren auch ein Bild von der Größe dieser Spannungen erhalten.

Es werde bezeichnet: der Querschnitt des abgedrehten Teiles 1 in Abb. 280 mit  $f_1'$ , der des übriggebliebenen Stabteiles nach dem Abdrehen von 1 mit  $f_1''$ , die Eigenspannung, die in dem Teil 1 im ursprünglichen nicht abgedrehten Stab vorhanden war, mit  $\sigma_1$ , die Eigenspannung im Teil 2 ebenfalls im ursprünglichen Zustand mit  $\sigma_2$ , wobei ein positiver Wert von  $\sigma$  Zug-, ein negativer Druckspannung bedeutet, ferner mit  $l_1$  die Länge des Stabes nach dem Abdrehen des Teiles 1 und mit  $l$  die ursprüngliche Länge des Stabes vor dem Abdrehen. Wir nehmen an, daß  $l_1$  größer als  $l$  ist, daß sich also der Stab nach dem Abdrehen ausgedehnt hat. Es muß dann Teil 1 im nicht abgedrehten Stab unter Zug, der übrige Stabteil unter Druck gestanden haben. Durch das Abdrehen ist in dem System die Kraft  $f_1'\sigma_1$  weggefallen, die bewirkte, daß sich der Stabteil mit dem Querschnitt  $f_1''$  um den Betrag  $l_1 - l$  elastisch verkürzt hatte. Dieser Verkürzung entspricht die Spannung

$$\sigma = E \cdot \frac{l - l_1}{l},$$

wenn  $E$  der Elastizitätsmodul des Stabmaterials ist.

Die Gleichgewichtsbedingung erfordert, daß

$$f_1'\sigma_1 + f_1''\sigma = 0,$$

mithin

$$f_1'\sigma_1 + f_1''E \cdot \frac{l - l_1}{l} = 0$$

$$\sigma_1 = E \frac{f_1''}{f_1'} \cdot \frac{l_1 - l}{l} \dots \dots \dots (2)$$

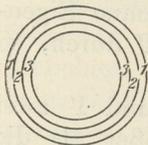


Abb. 280.

$\sigma_1$  ist Zugspannung, wenn  $l_1$  größer ist als  $l$ , und Druckspannung, wenn  $l_1$  kleiner als  $l$ .

Zu bemerken ist, daß  $\sigma_1$  nur die mittlere Spannung im Teil 1 angibt. Die Spannung braucht nicht gleichmäßig über den Querschnitt  $f_1'$  verteilt zu sein. Man wird daher, um die Spannungsverhältnisse in einem solchen Stab möglichst vollkommen kennen zu lernen, zunächst nur eine sehr dünne Oberflächenschicht 1 abdrehen und die mittlere Spannung in dieser nach der obigen Gleichung ermitteln.

Als dann wird eine zweite Schicht 2 von dem Querschnitt  $f_2'$  abgedreht, so daß der Querschnitt des nun übrigbleibenden Stabteiles  $f_2''$  ist. Die nach dem Abdrehen von 1 und 2 erhaltene Länge des Stabrestes sei  $l_2$ . Im ursprünglichen, nicht abgedrehten Stabe habe geherrscht: über den Querschnitt  $f_2'$  die Spannung  $\sigma_2$ , über den Querschnitt  $f_2''$  die mittlere Spannung  $\sigma$ . Es ist dann

$$\sigma = E \cdot \frac{l - l_2}{l}$$

und die Gleichgewichtsbedingung ergibt:

$$f_1'\sigma_1 + f_2'\sigma_2 + f_2''\sigma = 0$$

$$f_1'\sigma_1 + f_2'\sigma_2 + f_2''E \frac{l - l_2}{l} = 0.$$

Setzt man für  $\sigma_1$  den Wert aus Gl. 2 ein, so findet man:

$$\sigma_2 = \frac{E}{l} \cdot \frac{f_2''(l_2 - l) - f_1''(l_1 - l)}{f_2'} \dots \dots \dots (3)$$

Ist nach dem Abdrehen der dritten Schicht 3 vom Querschnitt  $f_3'$  die Länge des übrigbleibenden Stabteiles  $l_3$ , sein Querschnitt  $f_3''$  und die im nicht abgedrehten Stabe in ihm herrschende mittlere Spannung  $\sigma$ , so gilt:

$$f_1'\sigma_1 + f_2'\sigma_2 + f_3'\sigma_3 + f_3''\sigma = 0$$

$$\sigma = \frac{E}{l} (l - l_3),$$

und nach Einsetzen der Werte für  $\sigma_1$  und  $\sigma_2$  aus den Gl. 2 und 3:

$$\sigma_3 = \frac{E}{l} \cdot \frac{f_3''(l_3 - l) - f_2''(l_2 - l)}{f_3'} \dots \dots \dots (4)$$

Ist allgemein der Querschnitt der  $n$ ten abgedrehten Schicht  $f_n'$ , derjenige des nach Abdrehen der  $n$ ten Schicht übrigbleibenden Stabteiles  $f_n''$ , die Länge dieses Teiles  $l_n$ , so erhält man die mittlere Spannung  $\sigma_n$ , die im ursprünglichen Stabe in der  $n$ ten Schicht mit dem Querschnitt  $f_n'$  geherrscht hat, wie folgt:

$$\sigma_n = \frac{E}{l} \cdot \frac{f_n''(l_n - l) - f_{n-1}''(l_{n-1} - l)}{f_n'} \dots \dots \dots (5)$$

Die Spannung  $\sigma$  in dem nach der letzten Abdrehung übrigbleibenden Teile war dann im nicht abgedrehten Stabe

$$\sigma = \frac{E}{l} (l - l_n) \dots \dots \dots (6)$$

Alle Spannungen sind Zugspannungen, wenn ihre Werte positiv, Druckspannungen, wenn ihre Werte negativ sind.

**303.** Ausgeführte Spannungsmessungen nach dem obigen Verfahren. Zur Untersuchung gelangte eine kaltgezogene Rundstange aus 25prozentigem Nickelstahl, wie er zuweilen für Dampfturbinenschaufeln benutzt wird, und eine kaltgezogene Sechskantstange aus Schweiß Eisen.

Die Ergebnisse beweisen, daß in den beiden kaltgezogenen Materialien sehr erhebliche Eigenspannungen enthalten sind. Solche vom Kaltrecken herrührende Spannungen wollen wir kurz als „Reckspannungen“ bezeichnen.

a) Nickelstahlstange. Der Stahl hatte die Zusammensetzung:

Nickel	25,1	Phosphor	0,01 <sub>2</sub>
Kohlenstoff	0,3 <sub>9</sub>	Schwefel	0,02 <sub>2</sub>
Silizium	0,2 <sub>6</sub>	Kupfer	0,07 <sub>0</sub>
Mangan	0,7 <sub>3</sub>		

Die Rundstange war von 34 mm Durchmesser auf 31 mm kaltgezogen, was

einer Streckzahl  $\frac{\pi}{4} \cdot 34^2$   
 $\frac{\pi}{4} \cdot 31^2$  = 1,2 entspricht. Von der Stange wurden zwei Abschnitte

I und II von je 200 mm Länge untersucht. Abschnitt I befand sich im ursprünglichen kaltgezogenen Zustande, Abschnitt II war nach dem Kaltziehen 1 Stunde lang bei 850 C° ausgeglüht und langsam abgekühlt worden.

Tabelle VIII.  
Nickelstahl.  
Abschnitt I. Kaltgezogen.

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Nr. der abgedrehten Schicht	Durchmesser des Stabes nach der $n$ ten Abdrehung	$f_n'$	$f_n''$	Abstand der Marken $a$ und $b$ nach der $n$ ten Abdrehung	Verlängerung des Stabes zwischen den Marken $a$ und $b$ nach der $n$ ten Abdrehung	Abstand der Marken $a'$ und $b'$ nach der $n$ ten Abdrehung	Verlängerung des Stabes zwischen den Marken $a'$ und $b'$ nach der $n$ ten Abdrehung	Mittelwert aus Spalten 6 und 8	$\sigma_n$ Spannung in der $n$ ten Schicht des ursprünglichen Stabes
$n$	cm	qcm	qcm	cm	cm	cm	cm	cm	at
0	3,1	0,00 <sub>0</sub>	7,54 <sub>8</sub>	13,5623 <sub>6</sub>	—	13,4924 <sub>7</sub>	—	—	—
1	3,0	0,47 <sub>9</sub>	7,06 <sub>9</sub>	13,5642 <sub>9</sub>	+ 0,0019 <sub>3</sub>	13,4931 <sub>2</sub>	+ 0,0006 <sub>5</sub>	+ 0,0012 <sub>9</sub>	+ 2910
2	2,9	0,46 <sub>4</sub>	6,60 <sub>5</sub>	13,5657 <sub>1</sub>	+ 0,0033 <sub>5</sub>	13,4951 <sub>0</sub>	+ 0,0026 <sub>3</sub>	+ 0,0029 <sub>9</sub>	+ 3510
3	2,8	0,44 <sub>7</sub>	6,15 <sub>8</sub>	13,5663 <sub>1</sub>	+ 0,0039 <sub>5</sub>	13,4965 <sub>6</sub>	+ 0,0040 <sub>9</sub>	+ 0,0040 <sub>2</sub>	+ 1715
4	2,7	0,43 <sub>2</sub>	5,72 <sub>6</sub>	13,5676 <sub>9</sub>	+ 0,0053 <sub>3</sub>	13,4979 <sub>3</sub>	+ 0,0054 <sub>5</sub>	+ 0,0053 <sub>9</sub>	+ 2160
5	2,6	0,41 <sub>7</sub>	5,30 <sub>9</sub>	13,5691 <sub>5</sub>	+ 0,0067 <sub>9</sub>	13,4997 <sub>3</sub>	+ 0,0072 <sub>6</sub>	+ 0,0070 <sub>2</sub>	+ 2350
6	2,5	0,40 <sub>0</sub>	4,90 <sub>9</sub>	13,5705 <sub>4</sub>	+ 0,0081 <sub>8</sub>	13,5003 <sub>5</sub>	+ 0,0078 <sub>8</sub>	+ 0,0080 <sub>3</sub>	+ 820
7	2,4	0,38 <sub>5</sub>	4,52 <sub>4</sub>	13,5714 <sub>7</sub>	+ 0,0091 <sub>1</sub>	13,5017 <sub>9</sub>	+ 0,0093 <sub>2</sub>	+ 0,0092 <sub>1</sub>	+ 890
8	2,3	0,36 <sub>9</sub>	4,15 <sub>5</sub>	13,5725 <sub>8</sub>	+ 0,0102 <sub>2</sub>	13,5028 <sub>6</sub>	+ 0,0103 <sub>9</sub>	+ 0,0103 <sub>0</sub>	+ 470
9	2,2	0,35 <sub>4</sub>	3,80 <sub>1</sub>	13,5734 <sub>1</sub>	+ 0,0110 <sub>5</sub>	13,5036 <sub>1</sub>	+ 0,0111 <sub>4</sub>	+ 0,0110 <sub>9</sub>	— 280
10	2,1	0,33 <sub>7</sub>	3,46 <sub>4</sub>	13,5745 <sub>2</sub>	+ 0,0121 <sub>6</sub>	13,5042 <sub>7</sub>	+ 0,0118 <sub>0</sub>	+ 0,0119 <sub>8</sub>	— 300
11	2,0	0,32 <sub>2</sub>	3,14 <sub>2</sub>	13,5765 <sub>6</sub>	+ 0,0142 <sub>0</sub>	13,5060 <sub>6</sub>	+ 0,0135 <sub>9</sub>	+ 0,0139 <sub>0</sub>	+ 1030
12	1,8 <sub>5</sub>	0,45 <sub>4</sub>	2,68 <sub>8</sub>	13,5778 <sub>9</sub>	+ 0,0155 <sub>3</sub>	13,5075 <sub>8</sub>	+ 0,0151 <sub>1</sub>	+ 0,0153 <sub>2</sub>	— 840
13	1,6 <sub>7</sub>	0,49 <sub>8</sub>	2,19 <sub>0</sub>	13,5801 <sub>9</sub>	+ 0,0178 <sub>3</sub>	13,5093 <sub>4</sub>	+ 0,0168 <sub>7</sub>	+ 0,0173 <sub>5</sub>	— 980
14	1,3	0,86 <sub>3</sub>	1,32 <sub>7</sub>	13,5845 <sub>3</sub>	+ 0,0221 <sub>7</sub>	13,5136 <sub>4</sub>	+ 0,0211 <sub>7</sub>	+ 0,0216 <sub>7</sub>	— 1640
15	1,0 <sub>4</sub>	0,47 <sub>8</sub>	0,84 <sub>9</sub>	13,5878 <sub>0</sub>	+ 0,0254 <sub>4</sub>	13,5168 <sub>2</sub>	+ 0,0243 <sub>5</sub>	+ 0,0249 <sub>0</sub>	— 2440
	0,0 <sub>0</sub>	0,84 <sub>9</sub>	0,00 <sub>0</sub>	—	—	—	—	—	— 3810

## Abschnitt II. Geglüht.

0	3,1	0,00 <sub>0</sub>	7,54 <sub>8</sub>	13,5428 <sub>0</sub>	—	13,6814 <sub>4</sub>	—	—	—
1	2,9	0,94 <sub>3</sub>	6,60 <sub>5</sub>	13,5427 <sub>8</sub>	— 0,0000 <sub>2</sub>	13,6815 <sub>2</sub>	+ 0,0000 <sub>8</sub>	+ 0,0000 <sub>3</sub>	+ 30
2	2,5	1,69 <sub>6</sub>	4,90 <sub>9</sub>	13,5428 <sub>6</sub>	+ 0,0000 <sub>6</sub>	13,6816 <sub>8</sub>	+ 0,0001 <sub>2</sub>	+ 0,0001 <sub>5</sub>	+ 50
3	2,0	1,76 <sub>7</sub>	3,14 <sub>2</sub>	13,5436 <sub>2</sub>	+ 0,0008 <sub>2</sub>	13,6825 <sub>4</sub>	+ 0,0011 <sub>0</sub>	+ 0,0009 <sub>6</sub>	+ 200
4	1,5	1,37 <sub>5</sub>	1,76 <sub>7</sub>	13,5440 <sub>0</sub>	+ 0,0012 <sub>0</sub>	13,6827 <sub>8</sub>	+ 0,0013 <sub>4</sub>	+ 0,0012 <sub>7</sub>	— 85
5	1,0	0,98 <sub>2</sub>	0,78 <sub>5</sub>	13,5430 <sub>4</sub>	+ 0,0002 <sub>4</sub>	13,6827 <sub>8</sub>	+ 0,0013 <sub>4</sub>	+ 0,0007 <sub>9</sub>	— 250
	0,0	0,78 <sub>5</sub>	0,00 <sub>0</sub>	—	—	—	—	—	— 120

Die Form und die Abmessungen der Abschnitte I und II ergeben sich aus Abb. 281. Bei  $a$ ,  $b$ ,  $a'$  und  $b'$  wurden auf vorher glatt gehobelten und geschliffenen Flächen Linienkreuze eingeritzt. Die Abstände der Marken  $ab$  und  $a'b'$  wurden mittels Komparator gemessen. Sie waren bei

Abschnitt I zwischen  $a$  und  $b$ : 13,5623<sub>6</sub> und zwischen  $a'$  und  $b'$ : 13,4924<sub>7</sub> cm  
 „ II „  $a$  „  $b$ : 13,5428<sub>0</sub> „ „  $a'$  „  $b'$ : 13,6814<sub>4</sub> „

Die Abdrehungen erfolgten über der Länge  $l$ , die bei Abschnitt I 12,15 und bei Abschnitt II 12,2 cm betrug. Nach den einzelnen Abdrehungen wurden die Abstände  $ab$  und  $a'b'$  wieder gemessen. Die Ergebnisse sind in Tabelle VIII zusammengestellt. Die Längen sind sämtlich auf eine und dieselbe Temperatur zurückgeführt. Der Elastizitätsmodul  $E$  ist zu 1860000 at angenommen. Die Verlängerung  $l_n - l$  ist zwischen den Marken  $ab$  und  $a'b'$ , also auf einer größeren Länge als  $l$  gemessen. Da aber die Abdrehungen nur über der Länge  $l$  vorgenommen wurden, so können auch nur über dieser Länge Spannungen ausgelöst sein. Durch diese Auslösung wurden die Marken  $ab$  und  $a'b'$  um den Betrag  $-l$  voneinander verschoben.

Die nach den obigen Gl. 5 und 6 berechneten Eigenspannungen  $\sigma_n$ , die im ursprünglichen Stabe in den einzelnen Schichten 1 bis  $n$  geherrscht haben, sind in der letzten Spalte 10 eingetragen.

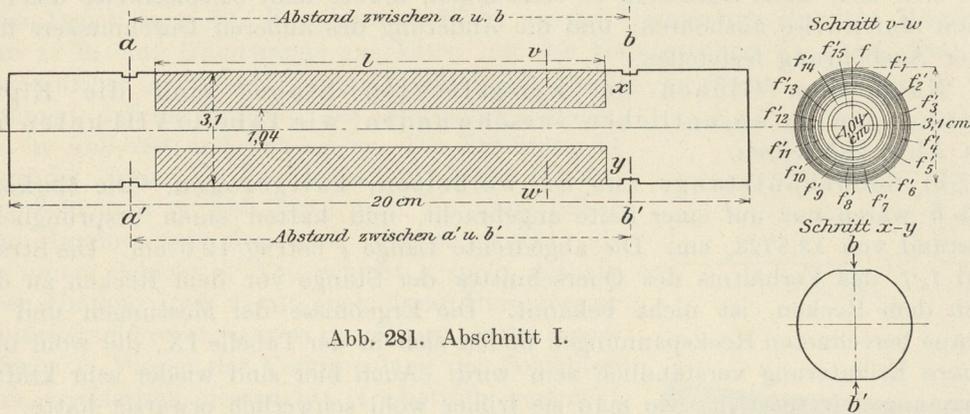


Abb. 281. Abschnitt I.

In den Abb. 282 und 283 ist die Spannungsverteilung in den Abschnitten I und II schaubildlich dargestellt. Als Ordinaten sind die Spannungen  $\sigma_n$  gewählt, wobei die Zugspannungen durch Punkte oberhalb der Nulllinie, die Druckspannungen

veranschaulicht sind. Als Abszissen sind die Hälften der Querschnitte  $f_n''$  aufgetragen. Die Abszisse Null entspricht somit der Stabmitte. Die am meisten von der Mitte abgelegenen Punkte des Schaubildes entsprechen dem vollen Stabquerschnitt. Der Grund, warum nicht die Halbmesser des Stabes nach den verschiedenen Abdrehungen, sondern die mit  $\pi$  multiplizierten Quadrate derselben als Abszissen gezeichnet sind, liegt in der Leichtigkeit der Kontrolle der Berechnung auf ihre Richtigkeit. Nach der Gleichgewichts-Bedingung muß nämlich die Summe aller  $f_n' \sigma_n$  gleich Null sein, d.h. die in den Abb. 282 und 283 schraffierte Fläche oberhalb der Nulllinie muß gleich der schraffierten Fläche unterhalb dieser Nulllinie sein.

Die Tabelle VIII und die Abb. 282 lassen erkennen, daß in dem kaltgezogenen Stabe sehr beträchtliche Eigenspannungen herrschen, und zwar in der Stabmitte Druck-, in den äußeren Stabschichten Zugspannungen.

Wird die Bruchgrenze des Stabmaterials nach dem Kaltziehen auf etwa 7000 at geschätzt, so ist das Material im Stab stellenweise bereits bis auf die Hälfte der Bruchgrenze beansprucht, ehe noch äußere Kräfte auf den Stab einwirken.

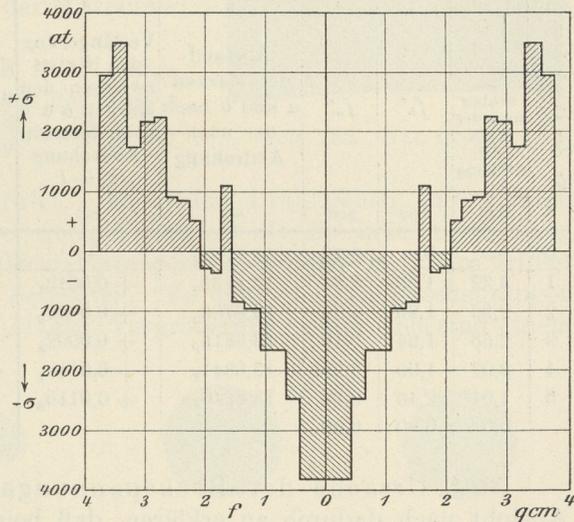


Abb. 282. Kaltgezogener Nickelstahl (etwa 25% Nickel). Abschnitt I.

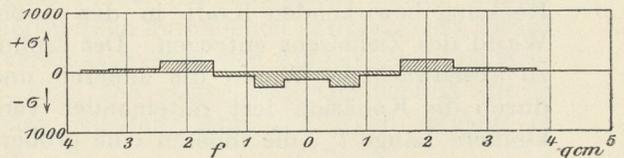


Abb. 283. Kaltgezogener Nickelstahl (etwa 25% Nickel). Abschnitt II.

Nach dem Kaltziehen 1 Stunde bei 850 C° ausgeglüht.

Da mit den Spannungen in der Längsrichtung des Stabes Querdehnungen verbunden sind, so müssen auch Querspannungen innerhalb des Querschnittes bestehen. Sie werden aber bei der gewählten Art der Messung nicht ermittelt. Um sich über diesen Aufschluß zu verschaffen, müßte man beispielsweise den Stab innen stufenweise ausbohren, und die Änderung des äußeren Durchmessers nach jeder Ausbohrung feststellen.

Nach dem Glühen des kaltgereckten Stabes sind die Eigenspannungen im wesentlichen verschwunden, wie Tabelle VIII unten und die Abb. 283 lehren.

b) Sechskantstange aus Schweiß Eisen, kaltgezogen. Die Marken  $a$  und  $b$  waren nur auf einer Seite angebracht, und hatten einen ursprünglichen Abstand von  $13,8723_6$  cm. Die abgedrehte Länge  $l$  betrug 12,0 cm. Die Streckzahl  $f_0/f$ , das Verhältnis des Querschnittes der Stange vor dem Recken zu dem nach dem Recken, ist nicht bekannt. Die Ergebnisse der Messungen und die daraus berechneten Reckspannungen finden sich in der Tabelle IX, die wohl ohne nähere Erläuterung verständlich sein wird. Auch hier sind wieder sehr kräftige Spannungen festgestellt, wie man sie früher wohl schwerlich erwartet hätte.

Tabelle IX.  
Schweiß Eisen, kaltgezogen.

1	2	3	4	5	6	7	Bemerkungen
Nr. der abgedrehten Schicht $n$	Durchmesser des Stabes nach der $n$ ten Abdrehung cm	$f'_n$ qcm	$f''_n$ qcm	Abstand der Marken $a$ und $b$ nach der $n$ ten Abdrehung cm	Verlängerung des Stabes zwischen den Marken $a$ u $b$ nach der $n$ ten Abdrehung $l_n - l$ cm	$\sigma_n$ Spannung in d. $n$ ten Schicht d. ursprüngl. Stabes at	
0	—	0	9,72	13,8723 <sub>6</sub>	—	—	Der ursprüngliche Querschnitt war ein regelmäßiges Sechseck mit dem eingeschriebenen Kreis von 3,35 cm Dmr. Die Werte in Spalte 5 sind Mittelwerte aus mindestens 20 Messungen. Mittlerer Fehler der relativen Messung ist $\pm 0,0001_8$ cm
1	3,32	1,08	8,64	13,8735 <sub>7</sub>	+ 0,0012 <sub>1</sub>	+ 1610	
2	2,93	1,90	6,74	13,8785 <sub>8</sub>	+ 0,0062 <sub>0</sub>	+ 2750	
3	2,55	1,64	5,10	13,8815 <sub>9</sub>	+ 0,0092 <sub>3</sub>	+ 540	
4	2,02	1,90	3,20	13,8841 <sub>7</sub>	+ 0,0118 <sub>1</sub>	— 815	
5	1,01	2,40	0,80	13,8840 <sub>4</sub>	+ 0,0116 <sub>3</sub>	— 1975	
	0,0	0,80	0,00			— 1950	

**304.** Ursache der Reckspannungen. Die Reckspannungen sind meiner Ansicht nach dadurch zu erklären, daß beim Kaltrecken die einzelnen Schichten  $f'_1, f'_2, \dots, f'_n$  verschieden starke Reckung erfahren und demnach bestrebt sind, verschiedene Längen anzunehmen. So wirkt z. B. beim Kaltziehen der die Reckung bewirkenden Kraft in den äußeren Stabschichten die Reibung an der Wand des Zieheisens entgegen. Der Einfluß dieser Reibung wird sich nach innen zu abschwächen. Wären die äußeren und inneren Schichten des Stabes nicht durch die Kohäsion fest miteinander verkuppelt, so würden die äußeren eine kleinere Länge  $l_-$ , die inneren eine größere  $l_+$  annehmen. Da die Schichten nun sämtlich miteinander verkuppelt sind, so müssen sie sich auf eine mittlere Länge  $l$  einigen, die zwischen  $l_-$  und  $l_+$  liegt. Die Folge davon ist Zusammendrücken der inneren und Streckung der äußeren Schichten. Diese beiden Formänderungen können rein elastisch oder teils elastisch, teils plastisch sein. Elastische Formänderung muß aber auf alle Fälle ins Spiel kommen, da ja bei metallischen Stoffen rein plastische Formänderung ohne gleichzeitige elastische bei gewöhnlichen Temperaturen nicht möglich ist. Soweit nun diese Formänderungen elastischer Art sind,

bedingen sie Spannungen, und zwar in den äußeren Schichten Zug-, in den inneren Druckspannungen.

Es ist nun aber nicht immer nötig, daß die äußeren Schichten des Stabes weniger stark gereckt sind als die inneren, und daß deswegen außen Zug und innen Druck herrscht. Es gibt auch Fälle, wo das Umgekehrte eintritt. Hämmert man z. B. eine Rundstange aus Eisen mit der Hammerfinne *Fi* (Abb. 284) bei gewöhnlicher Temperatur unter beständigem Drehen der Stange, so kann es vorkommen, daß die Stange in der Längsachse aufreißt, wie in Abb. 284 und 285 bei *rr*. Die Erklärung ist folgende: Innerhalb des Querschnitts wird die äußere Schicht *a* (s. Abb. 284), weil sie unmittelbar vom Hammer getroffen wird, stärker gereckt, als die innere Schicht *i*. Die Schicht *a* sucht deshalb ihren Umfang und damit auch ihren Durchmesser in stärkerem Prozentsatz zu vergrößern als die innere Schicht *i*. Wegen der Verkuppelung der Schichten muß *a* elastisch gestaucht, *i* elastisch gestreckt werden, damit sie, auf die Längeneinheit bezogen, gleiche Streckung annehmen können. Die äußere Schicht *a* wird daher unter Druck, die innere unter Zug stehen. Die Zugspannungen im Innern können ein solches Maß erreichen, daß sich in der Mittellinie der Stange ein Riß *rr* bildet<sup>1)</sup>.

Bei dieser Gelegenheit soll noch über einige Erscheinungen berichtet werden, die aus der Praxis stammen, und die aus dem oben Gesagten ihre Erklärung finden.

a) Überzogener Flußeisendraht. Da beim Drahtziehen die inneren Schichten in der Längsrichtung stärker gereckt werden als die äußeren, so kann bei zu weit getriebenem Ziehen das Arbeitsvermögen des Metalls im Innern früher erschöpft werden als in den äußeren Schichten. Es können dann Erscheinungen eintreten, wie sie Abb. 286—288 in 7,5facher Vergrößerung zeigen. Sie sind einem

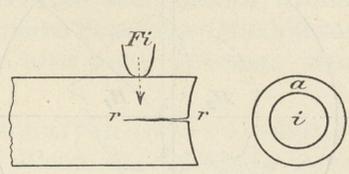


Abb. 284.

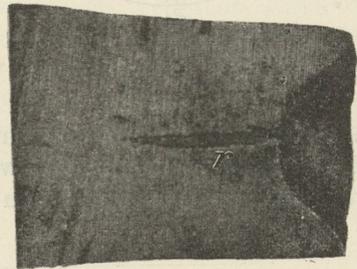


Abb. 285. Nat. Größe.

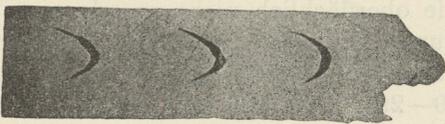


Abb. 286.



Abb. 287.

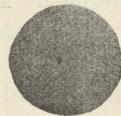


Abb. 288.

Aufsatz von A. Martens entlehnt (*L*<sub>4</sub> 20). Abb. 286 entspricht einem Längsschliff, Abb. 287 und 288 entsprechen Querschliffen durch einen kaltgezogenen Draht aus Flußeisen. In der Mitte ist er an verschiedenen Stellen aufgerissen. Die Rißwandungen sind Rotationsparaboloide. Abb. 288 zeigt einen Querschnitt durch ein solches Paraboloid in der Nähe des Scheitels, Abb. 287 einen solchen in etwas größerer Entfernung vom Scheitel.

b) Im Innern gerissene Schmiedestücke. Auch beim Warmrecken, z. B. beim Warm Schmieden, können ähnliche Erscheinungen wie unter a) ein-

<sup>1)</sup> Unter Umständen kann dies auch beim Warm Schmieden eintreten, wenn die Streckung der äußeren Schichten der inneren sehr stark voreilt. Eine besonders geschickte Ausnutzung dieses Vorgangs ist das Mannesmannsche Schrägwalzverfahren zur Erzeugung von Hohlblöcken aus Vollblöcken.

treten. Ist z. B. eine Stange, die durch Schmieden gestreckt werden soll, nicht gleichmäßig durchgewärmt, sondern besitzt in den äußeren Schichten die richtige Schmiedehitze, im Innern dagegen eine zum Warm Schmieden zu niedrige Temperatur, so werden sich die wärmeren Außenschichten unter dem Einfluß der

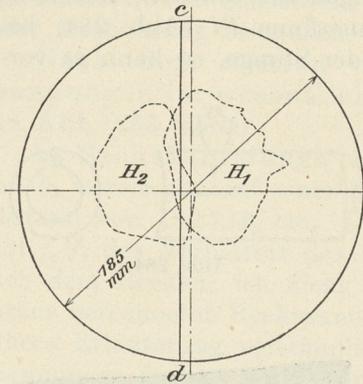


Abb. 289.  
Querschnitt.

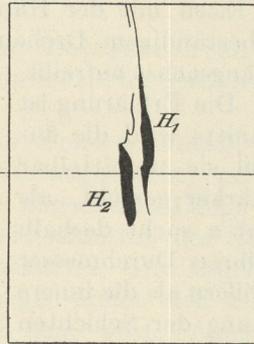


Abb. 290.  
Längsschnitt nach  $cd$ .

durch den Hammer bewirkten, in der Längsrichtung der Stange wirkenden Kraft um ein beträchtliches mehr strecken können, als die kälteren Innenschichten. Die letzteren möchten somit zurückbleiben, müssen sich aber infolge der Verkuppelung mit den äußeren Schichten mit diesen auf eine gemeinschaftliche Länge einigen. Dies ist nur dadurch möglich, daß in den Innenschichten in der Stabrichtung Zugspannungen ent-

stehen, die, wenn sie ein genügendes Maß erreicht haben, zum Aufreißen der Stange im Innern und zur stellenweisen Trennung der Schichten führen können, ähnlich wie in Abb. 286. Wird nun das Schmieden weiter fortgesetzt, so können sich große

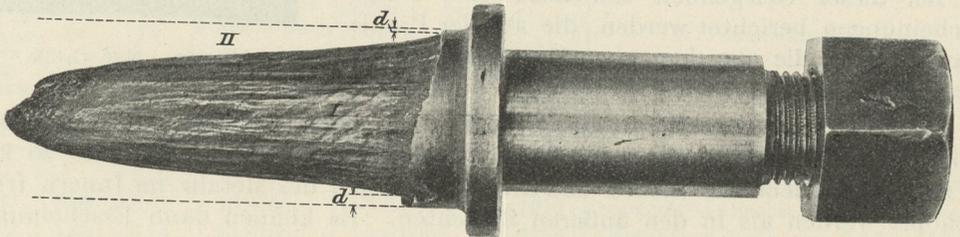


Abb. 291. (Etwa  $\frac{6}{10}$  d. nat. Größe.)

parabolische Trichterbildungen einstellen, die oberflächlich nicht zu erkennen sind, und sich dem Auge erst nach der Zerstörung oder dem Aufschneiden zeigen.

Beispiele aus der Praxis, die voraussichtlich auf solche Erscheinungen zurückzuführen sind, finden sich in den Abb. 289—292. Abb. 289 und 290 stellen einen

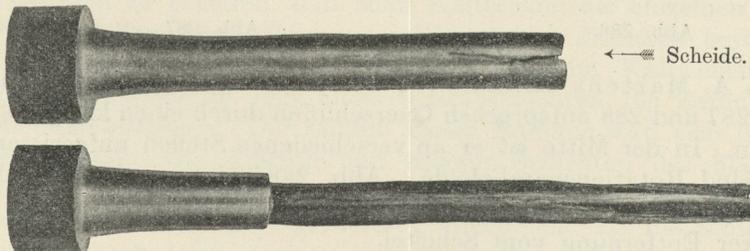


Abb. 292. (Etwa  $\frac{1}{2}$  d. nat. Größe.)

Quer- und Längsschnitt durch einen Teil einer stählernen Eisenbahnachse mit zwei Hohlräumen  $H_1$  und  $H_2$  im Innern dar. Abb. 291 zeigt eine warm geschmiedete Kolbenstange aus schmiedbarem Messing. Sie bestand aus zwei Teilen I und II, die mit Hohlkegel und Kegel ineinander paßten; der Zusammenhang zwischen beiden

Teilen wurde nur durch den ringförmigen Querschnitt von der Dicke  $d$  aufrecht-erhalten. Die Stange brach im Betrieb, weil dieser ringförmige wirklich tragende Querschnitt trotz des großen Querschnitts der Stange nur sehr klein war. Abb. 292 gibt einen Zerreißstab von einer geschmiedeten Bronze wieder. Die Kegelbildung ist so stark, daß der Zerreißstab in zwei Teile zerfallen ist, die wie Dolch und Scheide ineinander passen.

Die oben beschriebene Kegelbildung in geschmiedeten metallischen Stoffen kann begünstigt werden durch Gefügefehler in den inneren Schichten (Hohlräume, fremde Einschlüsse, Seigerungsstellen usw.); sie kann aber auch eintreten, ohne daß solche Fehlstellen nachweisbar sind.

**305. Verschiedenheit der Festigkeitseigenschaften in den einzelnen Schichten kaltgereckter metallischer Stoffe.** Wenn die Schichten innerhalb eines kaltgereckten metallischen Stabes verschiedene Grade des Kaltreckens erfahren haben, so könnte man erwarten, daß sich dies in Verschiedenheiten der Festigkeitseigenschaften (z. B.  $S$ -Grenze,  $B$ -Grenze,  $\delta_x$  = Bruchdehnung gemessen auf der Meßlänge  $l$ ) bemerkbar machen muß. Planmäßige Versuche hierüber sind dem Verfasser nicht bekannt geworden außer einer Versuchsreihe von Thurston ( $L_4 6$ , abgedruckt in Howe, Metallurgy of steel, Tab. 107,  $L_4 21$ ). Thurston verwendete Schweißseisenstangen von 5,08 cm Durchmesser, die teils kaltgewalzt, teils „unbehandelt“, also wohl warmgewalzt oder gegläht waren. Die Stäbe wurden auf die in Spalte 1 der Tabelle X angegebenen Durchmesser abgedreht und dann zerrissen, wobei die in der Tabelle angegebenen Werte erhalten wurden.

Tabelle X.  
(Nach Thurston.)

A. Kaltgewalzt						B. „Unbehandelt“				
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Durchmesser nach dem Ab-drehen	$\sigma_S$	$\sigma_B$	$\delta_x$	$q$	$\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	$\sigma_S$	$\sigma_B$	$\delta_x$	$q$	$\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$
cm	at	at	%	%	%	at	at	%	%	%
5,08	4050	4700	—	24,8	86	—	—	—	—	—
4,45	4500	4700	6,0	29,4	96	2170	3425	30,0	41,4	63
3,81	3980	4820	7,6	28,3	82	2360	3480	25,7	40,2	68
2,54	3990	4260	6,5	31,1	94	1830	3370	21,3	39,1	54
2,22	3860	4640	11,1	31,3	83	1640	4110	26,3	34,5	40
1,90	3980	4620	9,0	29,7	86	1675	3480	21,6	37,8	48
1,59	3900	4690	9,2	26,5	83	1700	3560	24,6	43,9	48
1,27	3840	4660	8,1	27,8	82	1680	3590	18,6	40,4	47
0,95	3830	4460	7,3	28,9	86	1460	3690	20,6	46,2	40
0,63	3580	4550	3,4	29,6	79	1575	3020	16,9	47,3	52

Howe schließt aus den Ergebnissen der Tabelle, daß die kaltgewalzten Stäbe keine ausgeprägte Verschiedenheit der Werte in den inneren und äußeren Schichten zeigen. Das trifft zu. Die Ergebnisse lassen sich aber auch nicht als Beweismittel dafür anführen, daß in kaltgewalzten Stäben örtliche Verschiedenheiten im Kaltreckgrad und damit in den Festigkeitseigenschaften nicht auftreten können. Das für die Versuche gewählte Material ist Schweißseisen, das an und für sich große örtliche Verschiedenheiten der Festigkeitseigenschaften an ver-

schiedenen Stellen aufweist, wie ja die Zahlen für das „unbehandelte“ Material erkennen lassen. Es wäre also auch nur möglich, an der Hand dieses Versuchsmaterials in den verschiedenen Schichten der kaltgewalzten Stangen grobe Unterschiede kenntlich zu machen, die größer sind als die beträchtlichen Abweichungen in der Tabelle X.

Bei einigermaßen beträchtlichen Streckzahlen  $f_0/f$  (Verhältnis der Querschnitte der kaltgereckten Stange vor und nach dem Kaltrecken) sind aber so große Unterschiede gar nicht zu erwarten, selbst wenn die Unterschiede in den Streckzahlen der einzelnen Schichten sehr beträchtlich sind. Darüber belehrt z. B. ein Blick auf Abb. 256. Die Änderungen, die durch verschiedenstarkes Kaltrecken herbeigeführt werden, sind bei geringen Graden des Reckens, also kleinen Werten von  $f_0/f$ , sehr beträchtlich, werden aber bei stärkeren Werten von  $f_0/f$  immer kleiner. Wenn die Versuche über Verschiedenheiten der Festigkeitseigenschaften in verschiedenen Schichten kaltgereckter metallischer Stoffe beweiskräftig sein sollen, so würde es nach obigem wohl zweckmäßig sein, mit verhältnismäßig schwach gerecktem Metall zu arbeiten, von dessen genügender Gleichförmigkeit bezüglich der Festigkeitseigenschaften vor dem Kaltrecken man sich versichert hat.

**306.** Einfluß der Reckspannungen auf das spezifische Gewicht. Die in Absatz 300 besprochenen Spannungen der kleinsten Teilchen im kaltgereckten Metall wollen wir der Kürze des Ausdrucks wegen als Elementarspannungen bezeichnen. Den durch sie bedingten Kräften wird durch Reibung das Gleichgewicht gehalten. Im Gegensatz hierzu wird bei den in 301—304 besprochenen Reckspannungen den durch Zugreckspannungen bedingten Zugkräften durch Druckkräfte das Gleichgewicht gehalten, die Druckreckspannungen entsprechen. Die den Reckspannungen entsprechenden Kräfte halten sich kurz gesagt gegenseitig das Gleichgewicht. Es entsteht nun die Frage, wie beeinflussen die Reck- und die Elementarspannungen das spezifische Gewicht des kaltgereckten Metalls?

Wir wollen in einer Schicht  $n$  eines kaltgereckten Stabes das spezifische Gewicht, wie es in dem mit Reckspannungen behafteten ursprünglichen, noch nicht abgedrehten Stabe vorhanden ist, mit  $s_n$  bezeichnen, mit  $s_{0n}$  dagegen dasjenige spezifische Gewicht, das in der  $n$ ten Schicht erhalten würde, wenn man alle anderen Schichten abdrehete und nur die  $n$ te Schicht übrig ließ. Dadurch würde diese  $n$ te Schicht frei von Reckspannungen sein. Nach Gl. 1 Abs. 300 besteht dann die Beziehung

$$\frac{s_n}{s_{0n}} = \frac{1}{1 + 0,4 \varepsilon_n} = \frac{1}{1 + 0,4 \frac{\sigma_n}{E}},$$

wenn  $\varepsilon_n$  die durch die Reckspannung  $\sigma_n$  bedingte Längsdehnung der  $n$ ten Schicht,  $E$  der Elastizitätsmodul ist.

Es sind nun zwei Fälle zu unterscheiden: a) die spezifischen Gewichte  $s_{0n}$  sind in allen Schichten gleich, und zwar gleich  $s_0$ ; b) die spezifischen Gewichte  $s_{0n}$  sind in den  $n$  Schichten verschieden, und zwar  $s_{01}, s_{02}, \dots, s_{0n}$ .

Fall a) Das mittlere spezifische Gewicht  $s$  des kaltgereckten Stabes ergibt sich unter den gemachten Voraussetzungen zu

$$s = \frac{f'_1 s_1 + f'_2 s_2 + \dots}{f'_1 + f'_2 + \dots} = \frac{\sum f'_n s_n}{\sum f'_n}.$$

Setzt man die Werte für  $s_n$  aus obiger Gleichung hier ein, so erhält man:

$$s = \frac{s_0}{\sum f'_n} \cdot \left[ \sum f'_n \frac{1}{1 + 0,4 \frac{\sigma_n}{E}} \right];$$

da  $\frac{0,4 \sigma_n}{E}$  eine sehr kleine Zahl ist, kann man statt  $\frac{1}{1 + 0,4 \frac{\sigma_n}{E}}$  auch  $1 - \frac{0,4 \sigma_n}{E}$

setzen. Mithin

$$s = \frac{s_0}{\sum f'_n} \left[ \sum f'_n - \frac{0,4}{E} \sum f'_n \sigma_n \right].$$

Wegen der Gleichgewichtsbedingung muß nach früherem (302)

$$\sum f'_n \sigma_n = 0$$

sein. Folglich finden wir

$$s = s_0.$$

Das würde unter den genannten Voraussetzungen heißen, daß das mittlere spezifische Gewicht des kaltgereckten ursprünglichen, nicht abgedrehten Stabes gleich ist dem spezifischen Gewicht des kaltgereckten spannungslosen Materials, wie man es etwa erhalten würde, wenn man den kaltgereckten Stab über einen Teil seiner Länge zerspannt und das spezifische Gewicht der Späne ermittelt (vorausgesetzt, daß durch das Zerspannen nicht neuerdings Kaltrecken entsteht).

Die Gleichung  $s = s_0$  würde dann für jeden unter Reckspannungen befindlichen Stab gelten, solange  $s_0$  in allen Schichten gleich ist. Die Gleichung hat also auch Gültigkeit für jeden Stabrest nach Abdrehen einer der  $n$  Schichten des kaltgereckten Stabes. Das spezifische Gewicht dieser übrigbleibenden Stabreste dürfte sich also trotz des Abdrehens der einzelnen Schichten nicht ändern und unverändert  $s = s_0$  bleiben. Damit sind wir in der Lage, durch den Versuch nachzuprüfen, ob die unter a) gemachte Voraussetzung, daß alle  $s_{0n}$  gleich sind, zutrifft oder nicht.

Zu diesem Zwecke wurde eine kaltgezogene Stange Aluminiumbronze verwendet (Diegel,  $L_4$  22). Die Zusammensetzung der Stange war Cu: 88,2, Zn:

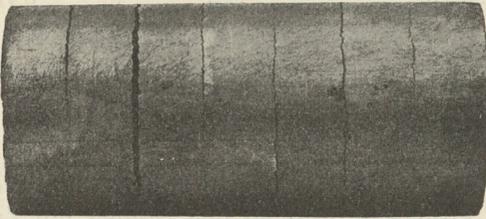


Abb. 293.

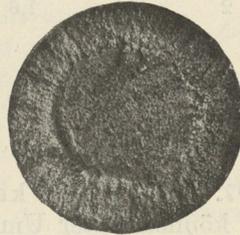


Abb. 294.

0,70, Fe: 3,31, Al: 7,65, P: 0,028, Si: 0,086. Die Stange besaß starke Reckspannungen, so daß nach längerem Lagern auf der Oberfläche Querrisse entstanden waren. Die Risse sind in Abb. 293 sichtbar. Die Tiefe ihres Eindringens ergibt sich aus Abb. 294, die einen Querbruch durch die Stange darstellt.

Zwischen zwei Rissen wurden durch Querschnitte zwei Scheiben abgetrennt, die frei von Rissen waren. Die Scheiben hatten den Durchmesser der Stange, nämlich 3,0 cm. Das spezifische Gewicht der einen Scheibe wurde im ursprünglichen Zustand festgestellt. Alsdann wurde die äußere Schicht abgedreht, so daß der Durchmesser der Scheibe nur noch 2,6 cm betrug, worauf das spezifische Gewicht aufs neue ermittelt wurde. Schließlich wurde durch weiteres Abdrehen am Umfang der Scheibendurchmesser auf 1,6 cm vermindert und auch von diesem Rest das spezifische Gewicht bestimmt. Die erhaltenen Ergebnisse finden sich in Tab. XI. Man erkennt, daß das durchschnittliche spezifische Gewicht  $s$  der Scheibe infolge des Abdrehens der Oberflächenschichten beständig abnimmt. Die

Bedingung  $s = s_0$  ist also nicht erfüllt, denn sonst hätte das spezifische Gewicht durch das Abdrehen nicht verändert werden dürfen. Es ist nun aber noch der Nachweis zu erbringen, daß die Verschiedenheit der spezifischen Gewichte nicht etwa auf Ungleichmäßigkeiten in der chemischen Zusammensetzung der Bronze außen und innen zurückzuführen sei. Deshalb wurde die zweite Scheibe von gleichen Abmessungen  $\frac{1}{2}$  Stunde bei  $580\text{ C}^\circ$  geglüht und langsam abgekühlt. Das spezifische Gewicht wurde an der vollen Scheibe mit 3 cm Durchmesser und nach dem Abdrehen auf eine Scheibe mit 1,6 cm gemessen. Wie die Tabelle erkennen läßt, ändert es sich innerhalb der Fehlergrenzen des Meßverfahrens infolge des Abdrehens nicht. Ungleichmäßigkeiten in der chemischen Zusammensetzung sind sonach nicht vorhanden. Die Abnahme des spezifischen Gewichts der kaltgereckten Scheibe bei fortgesetztem Abdrehen ist sonach der Beweis dafür, daß die Voraussetzung a) nicht zutrifft, sondern daß der Fall b) vorliegt, bei dem die spezifischen Gewichte  $s_{0n}$  in den verschiedenen Schichten des kaltgereckten Materials verschieden sind. Dies dürfte auf verschiedene Grade des Kaltreckens in den einzelnen Schichten und dadurch veranlaßte verschieden große Elementarspannungen zurückzuführen sein.

Tabelle XI.

Nummer der Abdrehung $n$	Durchmesser nach der $n$ ten Abdrehung cm	Durchschnittl. spez. Gewicht nach der $n$ ten Abdrehung bei $t^\circ$ (Wasser von $4\text{ C}^\circ$ )	$t$ $\text{C}^\circ$	$\frac{s_0 - s}{s} \cdot 100$
Kaltgereckt.				
		$s$		
0	3,0	7,735 <sub>5</sub>	17,0	0,14
1	2,6	7,727 <sub>7</sub>	17,3	0,24
2	1,6	7,710 <sub>0</sub>	17,5	0,47
Geglüht $\frac{1}{2}$ Stunde bei $580\text{ C}^\circ$ .				
		$s_0$		
0	3,0	7,746 <sub>2</sub>	17,8 bis 18,8	
1	1,6	7,746 <sub>9</sub>	17 bis 18	

**307.** Aufreißen kaltgereckter metallischer Stoffe. Die Reckspannungen können unter Umständen so groß sein, daß an den Stellen mit Zugspannungen Aufreißen erfolgt. Diegel ( $L_4$  22) führt eine ganze Reihe solcher Fälle auf. Namentlich häufig sind die Fälle des Aufreißens bei Messing, Aluminiumbronze; Verfasser beobachtete auch Fälle bei Zinnbronze und vor allem bei Nickelstahl mit 25% Nickel. Das Aufreißen erfolgt oft lange Zeit nach dem Kaltrecken, zuweilen erst nach Jahren, vielfach scheinbar ohne äußeren Anlaß. Durch Glühen werden die Reckspannungen und damit auch die Gefahr des Aufreißens beseitigt. Begünstigt wird das Reißen durch folgende Umstände.

1. Zusätzliche Beanspruchungen infolge der Einwirkung äußerer Kräfte (Belastung, Stoß usw.). Ist z. B. in einer Schicht eines kaltgereckten Metalls die Streckgrenze sehr nahe der Bruchgrenze, und erreichen die Reckspannungen in dieser Schicht nahezu die Streckgrenze für Zug, so wird bei Belastung durch äußere Zugkräfte zu der bereits vorhandenen Reckspannung  $\sigma_n$  noch die zusätzliche Zugspannung  $\sigma_m$  in der betreffenden Schicht treten. Ist dann  $\sigma_n + \sigma_m$  größer als die Streckgrenze, so kann die Summe die Bruchgrenze erreichen, so daß Risse in der Schicht entstehen. In einer kaltgereckten Stange oder in einem Rohr entstehen dann Querrisse, wenn die Summe  $\sigma_n + \sigma_m$  in der Längsrichtung

wirkt, und Längsrisse, wenn die Spannungen  $\sigma_n + \sigma_m$  parallel zum Querschnitt wirken.

2. Zusätzliche Spannungen durch ungleichmäßiges Erwärmen oder Abkühlen. In jedem elastischer Formänderungen fähigen festen Körper, der an verschiedenen starr miteinander verbundenen Teilen verschiedene Temperatur besitzt, treten Eigenspannungen ein (324 bis 330). Die stärker erwärmten Stellen suchen größere Länge  $l_+$  anzunehmen; die kälteren suchen sich auf geringere Länge  $l_-$  einzustellen. Wegen der starren Verkuppelung der verschiedenen erwärmten Teile muß eine Einigung auf eine zwischen  $l_+$  und  $l_-$  gelegene gemeinschaftliche Lage stattfinden. Dies bedingt Spannungen, soweit diese nicht teilweise durch Krümmung ausgeglichen werden können. In den kälteren Teilen entsteht Zug-, in den wärmeren Druckspannung. Die Spannungen sind vorübergehend, d. h. sie verschwinden mit dem Ausgleich der Temperatur im Innern des Körpers, wenn nicht infolge der ungleichmäßigen Ausdehnung bereits bleibende Formänderungen eingetreten sind. Im letzteren Falle verschwinden sie nur teilweise.

Trifft es sich gerade, daß die durch die ungleichmäßige Erwärmung hervorgerufenen Zugspannungen  $\sigma_m$  sich zu den von den Reckspannungen herrührenden Zugspannungen  $\sigma_n$  in einer Schicht  $n$  eines kaltgereckten Metallstabes addieren, so kann die Summe  $\sigma_n + \sigma_m$  gegebenenfalls die Bruchgrenze überschreiten und so Aufreißen in dieser Schicht herbeiführen. Ein solcher Fall ist z. B. bei den kaltgezogenen Schaufeln für Dampfturbinen möglich, wenn die Schaufeln auf der Seite, auf der besonders hohe Zugrecksparnungen vorhanden sind, weniger hohe Temperatur haben, als auf der gegenüberliegenden vom Dampfe getroffenen Seite. Wiederholt sich die ungleichmäßige Erwärmung häufig, so haben wir häufig wiederkehrenden Spannungswechsel zwischen den Grenzen  $\sigma_n + \sigma_m$  und  $\sigma_n$ , der in der bekannten Weise zum Bruch führen kann, wenn die Werte von  $\sigma_n$  und  $\sigma_n + \sigma_m$  eine bestimmte Grenze  $\sigma_N$  überschreiten (I, 321 bis 324).

In der Tat hat Verfasser häufig Turbinenschaufeln aus kaltgerecktem Nickelstahl (25% Nickel) gesehen, die auf der nicht vom Dampf getroffenen Seite A in Abb. 295 in der skizzierten Weise aufgerissen waren.

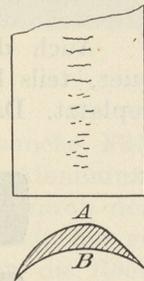


Abb. 295.

3. Verletzung der Oberfläche durch mechanische Einwirkungen oder durch chemisch angreifende Stoffe. In der äußersten Schicht 1 einer kaltgereckten Stange herrsche die Zugrecksparnung  $\sigma_1$  in der Längsrichtung des Stabes. Der Querschnitt der Schicht sei  $f_1'$ ; durch Verletzung an einer Stelle werde er dort um den Betrag  $\varphi$  verkleinert. Es muß dann sein

$$f_1' \sigma_1 = (f_1' - \varphi) \sigma,$$

worin  $\sigma$  die Spannung in dem verletzten Querschnitt  $f_1' - \varphi$  bedeutet. Daraus folgt

$$\sigma = \frac{f_1' \sigma_1}{(f_1' - \varphi)}.$$

Durch die Verletzung wird somit die Spannung in dem verletzten Querschnitt vergrößert. War nun bereits die Spannung  $\sigma_1$  vor der Verletzung sehr nahe der Bruchgrenze, so kann die Steigerung der Spannung gegebenenfalls zur Entstehung eines Risses in dem betreffenden Querschnitt führen.

Die Verletzung kann nun herbeigeführt werden durch Anritzen, durch Kratzen des kaltgereckten Materials auf harter Unterlage usw. Sie kann aber auch erfolgen durch Ätzmittel, die die Oberfläche des kaltgereckten Materials örtlich angreifen. Bei Messing wirken bereits die in der Luft enthaltenen Stoffe ätzend,

wie z. B. die Kohlensäure neben Wasser, ferner insbesondere Ammoniakdämpfe. Die Einwirkung ist im allgemeinen schwach, wenn nicht besondere Umstände hinzukommen; es kann daher längere Zeit, unter Umständen Jahre dauern, bis

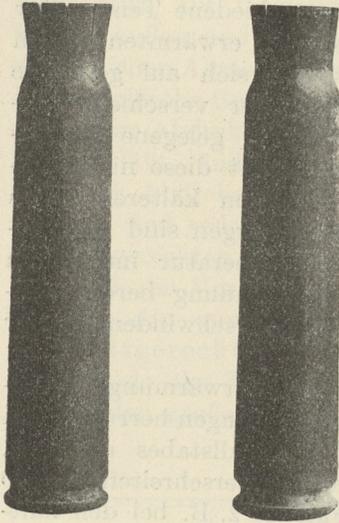


Abb. 296. (Etwa nat. Größe.)

die Querschnittsverminderung so weit vorgeschritten ist, daß das Reißen auftritt. Daß z. B. Ammoniak tatsächlich die oben angegebene Wirkung zeigen kann, geht daraus hervor, daß stark mit Reckspannungen behaftete kaltgereckte Messingstangen oder -rohre unter dem Einfluß stärkerer Mengen von Ammoniak sehr schnell aufreißen können. Stärker wirkt bei Messing und Zinnbronzen als Ätzmittel Quecksilberchloridlösung oder Quecksilber als solches. Stark mit Reckspannungen behaftete Messinggegenstände platzen beim Eintauchen in diese Stoffe sofort auf. Ein Beispiel hierfür bietet Abb. 296. Sie stellt Patronenhülsen dar, denen absichtlich beim Einziehen des Halses starke Reckspannungen erteilt worden waren. Die Spannungen wirken so, daß sie den Durchmesser der Mündung der Hülse zu vergrößern bestrebt sind. Sobald die die Spannungen aufnehmende Fläche durch die Anätzung genügend verkleinert worden ist, platzt die Mündung trichterförmig auf.

Auch die in Abb. 297 dargestellten kaltgezogenen Messingrohre waren teils quer, teils längs infolge von starken Reckspannungen beim bloßen Lagern aufgeplatzt. Daß die Rohre starke Reckspannungen enthielten, konnte nachgewiesen

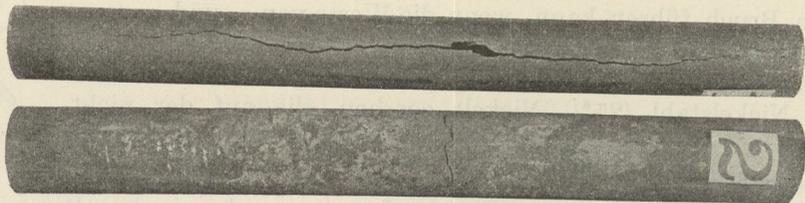


Abb. 297.

werden durch die Anätzung von noch rißfreien Abschnitten mit Quecksilberlösung, die sofort Aufplatzen veranlaßte.

Zuweilen kann auch eine unbeabsichtigte Ätzung eintreten, z. B. durch Anstriche, die Messing oder Zinnbronze anzugreifen vermögen. Hierher gehören vor allen Dingen die Anstriche mit Zinnober. Bei Gegenwart von Feuchtigkeit kann sich in einem Zinnober-Firnisanstrich eine chemische Umsetzung zwischen dem Kupfer des Messings oder der Zinnbronze und dem Schwefelquecksilber des Zinnobers unter Bildung von Schwefelkupfer und freiem Quecksilber vollziehen. Das Quecksilber wirkt in derselben Weise wie oben angegeben. Man konnte mittels Zinnoberanstrichs die obenerwähnten mit starken Reckspannungen versehenen Patronenhülsen in kurzer Zeit zum Aufreißen bringen. Die Zeit war um so kürzer, je magerer der Anstrich war, also je weniger er Firnis im Verhältnis zum Zinnober enthielt. Die Möglichkeit des Zutritts von Feuchtigkeit muß gegeben sein, wenn die Wirkung eintreten soll.

Eine bis zu einem gewisse Grade ähnliche Erscheinung kann bei kaltgewalzten Aluminiumblechen beobachtet werden. In gewissen Wassersorten reißen diese

unter Aufbeulung und Aufblättern auf, so daß sehr starke Zerstörungen auf diese Weise entstehen können. Abb. 298 zeigt ein solches Blech in 7facher Vergrößerung. Das Wasser hat hierbei die Rolle des Ätzmittels gespielt. Durch die Querschnittsschwächung sind die Reckspannungen ausgelöst worden und haben



Abb. 298.

zum Aufplatzen des Bleches geführt. Glüht man das Blech vor dem Eintauchen in dasselbe Wasser aus, so tritt die Erscheinung, wie Abb. 299 lehrt, nicht mehr auf, da ja jetzt die Reckspannungen beseitigt sind (E. Heyn und O. Bauer, *L<sub>4</sub>* 23).

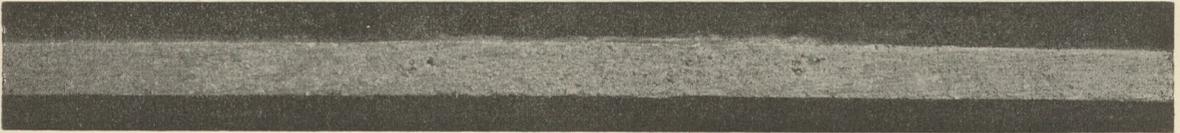


Abb. 299.

3. Nachrecken. Diegel (*L<sub>4</sub>* 22) ist der Ansicht, daß sich manche Fälle des Aufreißen kaltgereckter Metalle, insbesondere bei Messing und Aluminiumbronze nicht anders erklären lassen, als daß sich in diesen Metallen nach dem Kaltrecken die Wirkung des Reckens in der darauffolgenden Ruhezeit um ein bestimmtes Maß fortsetzt (*I*, 313 bis 314). Damit würden aber auch die Reckspannungen noch um einen entsprechenden Betrag wachsen können. Hätten die Reckspannungen bereits unmittelbar nach dem Kaltrecken in der Nähe der Bruchgrenze gelegen, so könnten sie infolge der Nachwirkung bis an die Bruchgrenze gebracht werden, wodurch das nachträgliche Aufreißen erklärt würde.

Diese Erklärung ist an sich möglich. Wir wissen ja, daß ein Metall, wenn es einmal durch Überschreiten der Streckgrenze zum Fließen gebracht worden ist, auch nach Aufhören der Spannung weiterfließen kann. Manche Metalle zeigen die Erscheinung deutlicher als andere. Hier müßte nun aber die Fortsetzung des Fließens nach dem Recken nicht nur nach Verschwinden der Formänderung herbeiführenden Kraft erfolgen, sondern sogar gegen eine bestimmte, sich mit dem Fortgang des Nachfließens steigernde, im entgegengesetzten Sinne wirkende Kraft. Nehmen wir z. B. an, daß kurz vor Beendigung des Kaltziehens einer Stange die mittlere Schicht stärker floß als die äußere Schicht. Nach Verlassen des Zieheisens würde dann die mittlere Schicht auch entsprechend stärker weiter fließen als die äußere. Dadurch würde sich die Zugspannung in der Außenschicht vergrößern, und zwar um so mehr, je stärker die mittlere Schicht beim nachträglichen Nachfließen der äußeren Schicht vorausseilt. Dem Nachfließen der Mittelschicht wirkt also ein wachsender Widerstand in der Außenschicht entgegen. Der Fall läge ähnlich, wie bei einer an einem Gummifaden am Boden befestigten, nach oben geworfenen Kugel. Es wäre deswegen wohl zu erwarten, daß, wenn der oben genannte Fall überhaupt vor sich gehen kann,

das endgültige Gleichgewicht in sehr kurzer Zeit erreicht werden würde und nicht erst nach Jahren.

Es wäre wünschenswert, wenn die Frage durch den Versuch nachgeprüft werden könnte. Es handelt sich hierbei ja nur darum, festzustellen, ob sich in besonderen Fällen die Reckspannungen, die nach dem oben angegebenen Verfahren meßbar sind, im Laufe der Zeit vergrößern. Man brauchte doch nur Abschnitte aus ein und derselben kaltgezogenen Stange unmittelbar nach dem Ziehen und nach bestimmten Zeiträumen zu untersuchen.

Vorkehrungen gegen Aufreißen infolge von Reckspannungen. Gewisse Metalle haben den Vorzug, daß sie bei zu weit getriebenem Kaltrecken schon während der Arbeit reißen. Hierher gehört namentlich das Eisen und der Stahl. Geschmeidigere Metalle, wie Messing, Aluminiumbronze und ähnliche Stoffe lassen sich aber bis zur äußersten Grenze noch kaltrecken, ohne daß die Zerstörung während des Reckvorganges selbst einzutreten braucht; sie erfolgt erst später infolge der oben angegebenen Einflüsse. Muß weitgehende Querschnittsverminderung durch Kaltrecken bei solchen Metallen herbeigeführt werden, so empfiehlt es sich, das Arbeitsvermögen des Materials nicht bis zur äußersten Grenze zu erschöpfen, sondern lieber häufiger eine Zwischenglühung einzuschalten und so die gewünschte Querschnittsverminderung mit geringerem Grade des Kaltreckens im fertigen Material zu erzielen.

Vielfach sind hier allerdings die Lieferungsbedingungen von Übel, wenn sie derartig hohe Bruch- und Streckgrenzen für das Material vorschreiben, daß die Vorschriften nur infolge sehr weit getriebenen Kaltreckens erfüllbar sind. Vor solchen Vorschriften sollte man sich hüten.

Einige Bemerkungen über die sogenannte „Rekristallisation“. Sehr häufig findet man in der Literatur die Frage des Aufreißen kaltgereckter Metallteile mit dem Wort „Rekristallisation“ oder „Änderung der Struktur der kleinsten Teilchen“ abgetan. Verfasser möchte demgegenüber erklären, daß unter den vielen bisher von ihm untersuchten Fällen kein einziger war, bei dem tatsächlich eine Änderung der Kristallisation in dem aufgerissenen kaltgereckten Material nachweisbar gewesen wäre. Sie ist bei gewöhnlicher Temperatur bei den in der Technik in Betracht kommenden kaltgereckten Metallen auch gar nicht möglich und kann erst durch Erhitzung oberhalb einer bestimmten untersten Temperaturgrenze  $t_r$  (297) erzielt werden.

#### γ) Änderung des elektrischen Spannungsgefälles, der Löslichkeit und des elektrischen Leitvermögens infolge Kaltreckens.

##### α) Elektrisches Spannungsgefälle.

308. Taucht man zwei Stücke  $AA$  eines und desselben metallischen Stoffes im gleichen Zustand der Vorbehandlung in einen Elektrolyten und bildet eine galvanische Kette nach dem Schema  $A/\text{Elektrolyt}/A$  (218, 219), so ergibt diese ein elektrisches Spannungsgefälle  $e=0$ . Sind aber die beiden Metallstücke  $A$  und  $A'$  in verschiedenen Zuständen der Vorbehandlung, durch die verschiedener Energieinhalt bedingt wird, so hat die Kette  $A/\text{Elektrolyt}/A'$  ein von Null verschiedenes Spannungsgefälle  $e$ . Eine solche Kette kann z. B. gebildet werden aus demselben metallischen Stoffe, wenn dieser  $A$  im geglühten,  $A'$  im kaltgereckten Zustand verwendet wird. Nach unserer früheren Auffassung befindet sich die kaltgereckte Probe  $A'$  in einem Zustand höherer Energie, da in ihr potentielle Energie aufgespeichert ist (300). Es wäre sonach zu erwarten, daß  $A'$  als der weniger edle Stoff,  $A$  als der edlere auftritt, und daß infolgedessen bei Schließung der Kette durch einen äußeren Schließungskreis der Strom im Elektrolyten von

$A'$  nach  $A$  geht. Es würde dann  $A'$  Anode,  $A$  Kathode sein, ähnlich wie in einer Kette Zink-Platin, wo Zink das unedle, Platin das edle Metall ist und der Strom in der Flüssigkeit vom Zink (Anode) zum Platin (Kathode) geht. Versuche nach dieser Richtung hin mit Ketten aus kaltgerecktem und geglühtem Material sind meines Wissens zuerst ausgeführt von Spring ( $L_4$  24). Seine Ergebnisse sind in Tab. XII zusammengestellt.

Tabelle XII.  
Nach Spring.

Metall kaltgereckt	Elektrolyt: Lösung von	Metall geglüht	Spannungsgefälle Volt bei 20 C° 1)
Zinn	$\text{SnCl}_2$	Zinn	+ 0,00011
Blei	$\text{Pb}(\text{NO}_3)_2$	Blei	+ 0,00012
Kadmium	$\text{CdCl}_2$	Kadmium	+ 0,00020
Silber	$\text{AgNO}_3$	Silber	+ 0,00098
Wismut	$\text{Bi}(\text{NO}_3)_2 + \frac{1}{2}\text{HNO}_3$	Wismut	— 0,00385

Danach trifft die obengenannte Erwartung bei den untersuchten Metallen Zinn, Blei, Kadmium, Silber zu, während Wismut eine Ausnahmestellung einnimmt.

Man könnte nun hieraus leicht den Schluß ziehen, wie es auch in der Literatur vielfach geschehen ist, daß das kaltgereckte Metall auch bei der Lösung in irgendeinem Lösungsmittel, wie z. B. Säuren, ohne weiteres schneller in Lösung geht als das nicht kaltgereckte. Dieser Schluß stimmt aber mit der Beobachtung nicht immer überein, wie im folgenden dargelegt werden soll. Der Grund hierfür liegt darin, daß die Lösungsgeschwindigkeit eines Stoffes zwar von der Stellung desselben in der Spannungsreihe abhängt, aber auch noch durch eine ganze Reihe anderer Umstände beeinflusst wird, die bei sehr geringen Spannungsunterschieden die Sachlage umdrehen können. Bei Eisen und Eisenkohlenstoff-Legierungen trifft der Schluß bezüglich ihrer Löslichkeit in Säuren zu; bei einer ganzen Reihe von Metallen dagegen ist kein deutlicher Unterschied in der Löslichkeit des kaltgereckten und nicht kaltgereckten Metalls zu finden, bei einigen Metallen ist sogar das kaltgereckte Material schwerer löslich, als das nicht kaltgereckte.

#### $\beta\beta$ ) Löslichkeit kaltgereckter Metalle.

**309.** Bei Flußeisen wächst die Löslichkeit in verdünnter Schwefelsäure mit dem Grade des Kaltreckens und wird durch das Glühen wieder vermindert. Bereits Osmond und Werth ( $L_4$  25) erkannten, daß Kaltrecken die Angreifbarkeit von Eisenkohlenstoff-Legierungen in verdünnter Salzsäure-, Schwefel- und Essigsäure vermehrt.

Das oben angegebene Gesetz ist so scharf ausgeprägt, daß es nach dem Vorgehen von E. Heyn und O. Bauer ( $L_4$  17) sogar möglich ist, aus der Löslichkeit des Flußeisens in verdünnter Schwefelsäure Rückschlüsse auf den Grad des Kaltreckens zu ziehen. Hierfür bieten Belege die Abb. 300 bis 305, sowie die früheren Abb. 254 und 266. Da die chemische Zusammensetzung des Flußeisens einen sehr großen Einfluß auf die Löslichkeit hat, so muß darauf gehalten werden, daß die Löslichkeit eines Flußeisens in den verschiedenen Zuständen der Vorbehandlung immer nur mit der Löslichkeit desselben Eisens in einem bestimmten Zu-

1) Positiv, wenn das kaltgereckte Metall Anode, negativ, wenn es Kathode ist.

stand (z. B. dem geglühten) verglichen wird. Auf diese Weise werden die durch die chemische Zusammensetzung bedingten Veränderlichen ausgeschaltet. Abb. 300 gibt einen Überblick über die Löslichkeit des Flußeisens ID, dessen Analyse be-

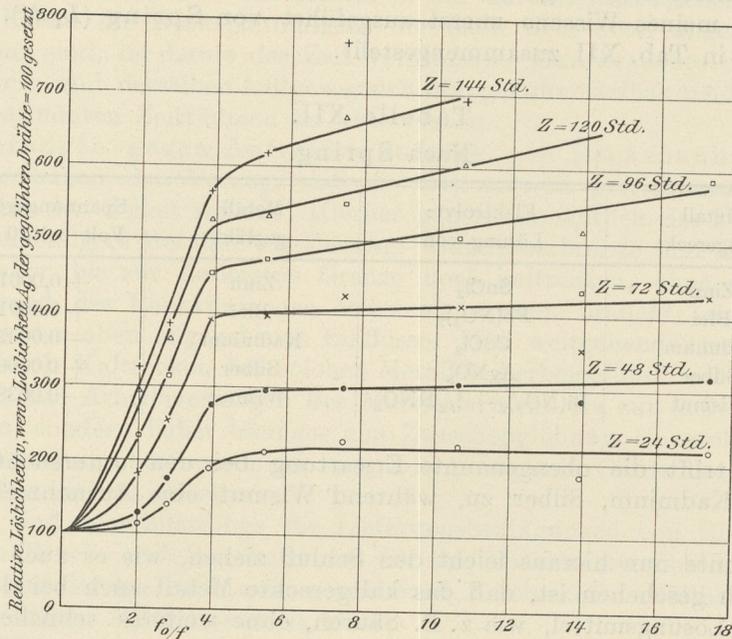


Abb. 300. Drähte aus Flußeisen ID. Einfluß des Kaltziehens auf die Löslichkeit.

reits früher (274) mitgeteilt wurde, in den verschiedenen Graden des Drahtziehens. Als Abszissen sind die Streckzahlen  $f_0/f$  eingetragen, als Ordinaten sind die relative Löslichkeiten  $v$  verwendet. Die letzteren sind auf folgende Weise erhalten:

Da die kaltgezogenen Drähte von verschiedener Dicke verschieden große Oberflächen besaßen, so sind die unmittelbar ermittelten Gewichtsverluste  $A'$  in 1proz. Schwefelsäure nach  $z$  Stunden nicht ohne weiteres vergleichbar. Die Gewichtsverluste wurden daher umgerechnet auf eine Oberfläche von 100 qmm nach der Formel

$$A = A' \cdot \frac{100}{F},$$

wobei  $F$  die Drahtoberfläche in qmm bedeutet. Die Länge der zum Löslichkeitsversuch verwendeten Drahtstücke betrug in allen Fällen 100 mm. In ähnlicher Weise wurden dann die Gewichtsverluste  $A'_g$  der Drähte nach dem Glühen bei 900 C° und langsamem Abkühlen nach  $z$ -ständiger Einwirkung der 1proz. Schwefelsäure bestimmt. Nach Umrechnung auf 100 qmm Oberfläche ergab sich dann der Wert

$$A_g = A'_g \cdot \frac{100}{F}.$$

Aus der Beziehung

$$v = \frac{A}{A_g} \cdot 100$$

erhält man dann die relative Löslichkeit  $v$ , wenn der Gewichtsverlust  $A_g$  des geglühten Drahtes gleich 100 gesetzt wird.

Die Lösungsdauern  $z$  in Stunden sind in Abb. 300 den einzelnen Schaulinien beigeschrieben.

Abb. 301 gibt eine analoge Versuchsreihe für ein etwas kohlenstoffreicheres Flußeisen II D (C=0,19%, Si: 0,01%, Mn: 0,5%, P: 0,062%, S: 0,02%).

Beide Abb. 300 und 301 lassen den raschen Anstieg der relativen Löslichkeit  $v$  mit steigender Streckzahl  $f_0/f$ , also mit steigendem Grade des Kaltstreckens erkennen.

Abb. 302 gibt einen Überblick über die Löslichkeit bei sehr geringen Streckzahlen. Das Schaubild bezieht sich auf Versuche mit drei verschiedenen Flußeisensorten: Flußeisen S 783 (C: 0,08, Si: 0,01, Mn: 0,35, P: 0,024, S: 0,05, Cu: 0,20%, warmgewalzt), Flußeisen S 660 (C: 0,07, Si: 0,06, Mn: 0,12, P: 0,01, S: 0,019, Cu: 0,015, warmgewalzter Vierkantstab 25x25 mm), Flußeisen S 768 (C: 0,06, Si: 0,02, Mn: 0,12, P: 0,008, S: 0,021, Cu: 0,027, warmgewalzt).

Von den ersten beiden Flußeisensorten wurden Zerreißstäbe von 20 mm Durchmesser und

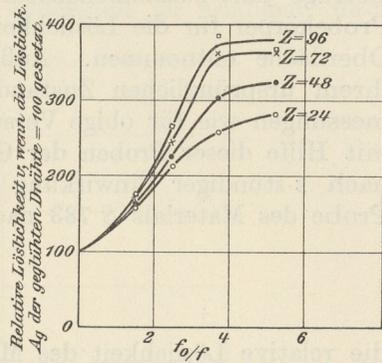


Abb. 301. Drähte aus Flußeisen IID. Einfluß des Kaltziehens auf die Löslichkeit.

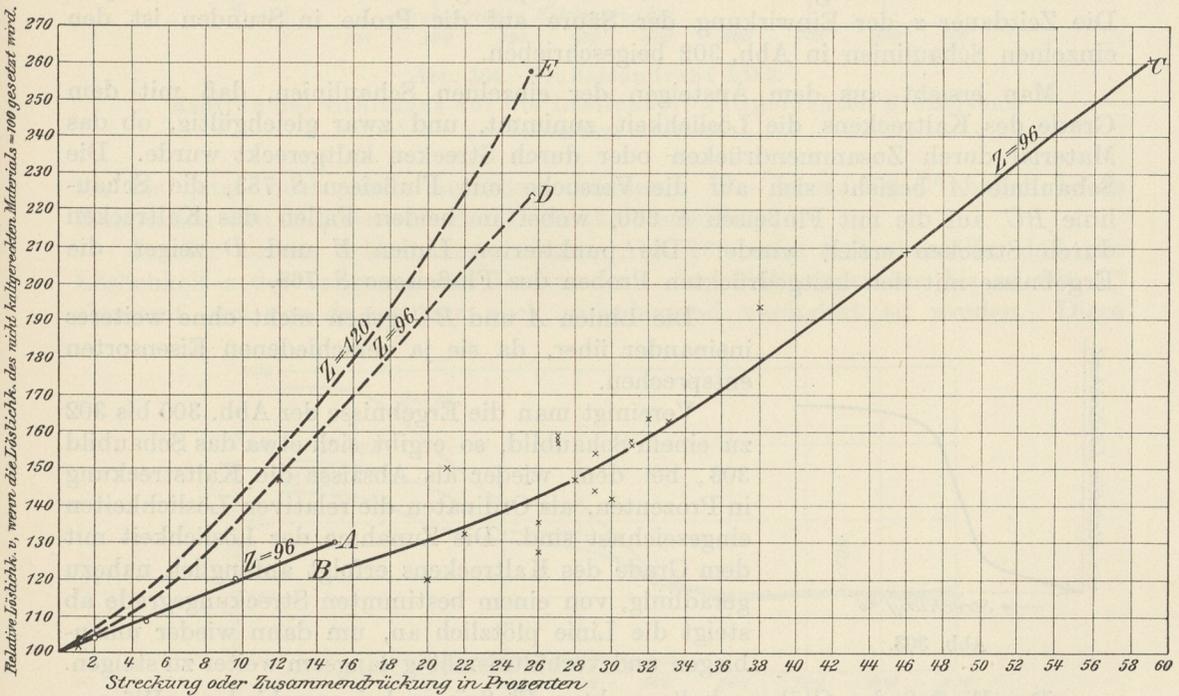


Abb. 302. Einfluß des Kaltstreckens und Kaltdrückens auf die Löslichkeit von Flußeisen.

Kurve A: Flußeisen S 783, Streckung.	} Flußeisen S 768, Zusammendrückung.
„ BC: „ S 660, „	
„ „: „ S 783, „	„ E: „

200 mm Meßlänge hergestellt. Die Meßlänge war in 20 gleiche Teile eingeteilt. Die Stäbe wurden dann um verschiedene Beträge in der Zerreißmaschine kaltgestreckt. Durch Messen der Länge der einzelnen Teile der Meßlänge konnte der Grad des Kaltstreckens in den einzelnen Abschnitten festgestellt werden. Aus den Stäben wurden dann an den verschieden stark kaltgereckten

Stellen zylindrische Probekörper von gleicher Oberfläche entnommen und dem Lösungsversuch unter gleichen Verhältnissen unterworfen. Aus dem Flußeisen *S* 768 wurden Druckproben von 25 mm Durchmesser und 25 mm Höhe hergestellt. Diese wurden durch Druck auf die Stirnflächen um verschiedene Beträge kalt zusammengedrückt. Aus den gedrückten Zylindern wurden dann Probekörper für die Löslichkeitsversuche von gleichen Abmessungen und gleicher Oberfläche entnommen. Außerdem wurden noch aus den drei Materialien in ihrem ursprünglichen Zustand (also nicht kaltgereckt) Probekörper gleicher Abmessungen wie für obige Versuche entnommen; für jedes einzelne Material wurde mit Hilfe dieser Proben der Gewichtsverlust  $A_1, A_2, A_3$  in 1proz. Schwefelsäure nach  $z$ -stündiger Einwirkung ermittelt. Ist dann  $A_1'$  der Gewichtsverlust einer Probe des Materials *S* 783 nach dem Kaltrecken um ein bestimmtes Maß, so ist

$$v = \frac{A_1'}{A_1} \cdot 100$$

die relative Löslichkeit des Materials in diesem Zustand und bei  $z$ -stündiger Einwirkung der Säure. Die Werte  $v$  sind in Abb. 302 als Ordinaten verwendet. Als Abszissen sind eingezeichnet die Kaltstreckung (bei den Flußeisen *S* 783 und *S* 660) in Prozenten der ursprünglichen Länge, und (bei dem Flußeisen *S* 768) die Zusammendrückung in Prozenten der ursprünglichen Höhe der Probekörper. Die Zeitdauer  $z$  der Einwirkung der Säure auf die Probe in Stunden ist den einzelnen Schaulinien in Abb. 302 beige-schrieben.

Man ersieht aus dem Ansteigen der einzelnen Schaulinien, daß mit dem Grade des Kaltreckens die Löslichkeit zunimmt, und zwar gleichgültig, ob das Material durch Zusammendrücken oder durch Strecken kaltgereckt wurde. Die Schaulinie *A* bezieht sich auf die Versuche mit Flußeisen *S* 783, die Schaulinie *BC* auf die mit Flußeisen *S* 660, wobei in beiden Fällen das Kaltrecken durch Strecken erzielt wurde. Die punktierten Linien *E* und *D* zeigen die Ergebnisse mit den kaltgedrückten Proben des Flußeisens *S* 768.

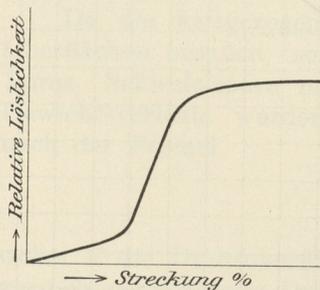


Abb. 303.

Die Linien *A* und *BC* gehen nicht ohne weiteres ineinander über, da sie ja verschiedenen Eisensorten entsprechen.

Vereinigt man die Ergebnisse der Abb. 300 bis 302 zu einem Schaubild, so ergibt sich etwa das Schaubild 303, bei dem wieder als Abszisse die Kaltstreckung in Prozenten, als Ordinaten die relativen Löslichkeiten eingezeichnet sind. Die Zunahme der Löslichkeit mit dem Grade des Kaltreckens erfolgt anfänglich nahezu geradlinig, von einem bestimmten Streckungsgrade ab steigt die Linie plötzlich an, um dann wieder umzubiegen und verhältnismäßig langsam weiter zu steigen.

Der Einfluß des Glühens kaltgereckten Flußeisens bei verschiedenen Wärme-graden auf die relative Löslichkeit  $v$  wird kenntlich gemacht durch die Abb. 304 und 305. In ihnen sind die Temperaturen, bei denen die kaltgereckten Proben 2 Stunden hindurch erwärmt wurden, als Abszissen und die relativen Löslichkeiten als Ordinaten verwendet worden. Hierbei ist die Löslichkeit des bei 750 C° ausgeglühten Materials gleich 100 gesetzt; die übrigen Löslichkeiten  $v$  sind hierauf bezogen. Abb. 304 entspricht dem Material I D, das aus dem Walzdraht mit einer Streckzahl  $f_0/f = 3,88$  kaltgezogen wurde. Abb. 305 gibt die Versuche mit dem Material II D, das aus dem Walzdraht mit einer Streckzahl 3,76 kaltgezogen wurde.

Wesentlich in den Abb. 304 und 305 ist, daß die Löslichkeit bereits bei sehr geringen Glühtemperaturen abnimmt. Bei Flußeisen I D ist schon Kochen in Wasser von 100 C° von deutlichem Einfluß. Es ist nicht ausgeschlossen, daß diese Wirkung auf teilweiser Verminderung der Reckspannungen (301 bis 304) bei diesen Temperaturen beruht. (Versuche, darüber Gewißheit zu erlangen, habe

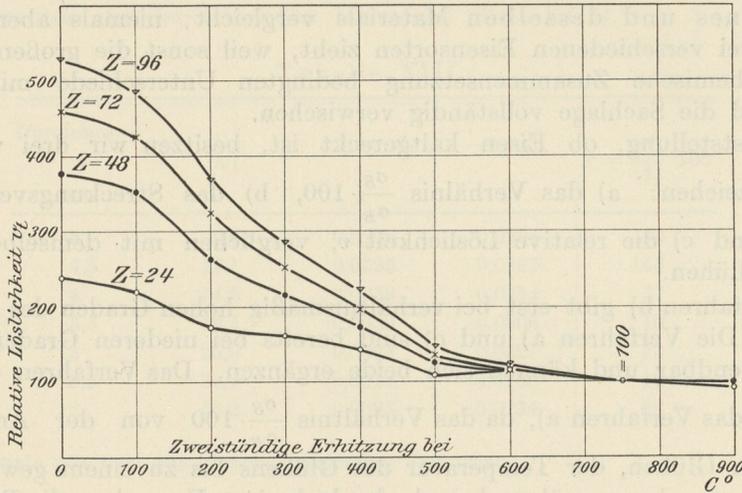


Abb. 304. Flußeisendraht ID 3.  
Einfluß des Erhitzens auf die Löslichkeit kaltgereckten Flußeisens.  
z = Lösungsdauer in Stunden.

ich bis jetzt noch nicht ausführen können.) Bei etwa 600 C° haben beide Materialien den Mindestwert der Löslichkeit erreicht.

In der bereits früher besprochenen Abb. 266 zeigt sich ebenfalls, daß die Löslichkeit v des kaltgezogenen Drahtes mit der Glüh-temperatur bis zu 600 C° abnimmt, um von da ab nur noch unbedeutend verändert zu werden. Diese

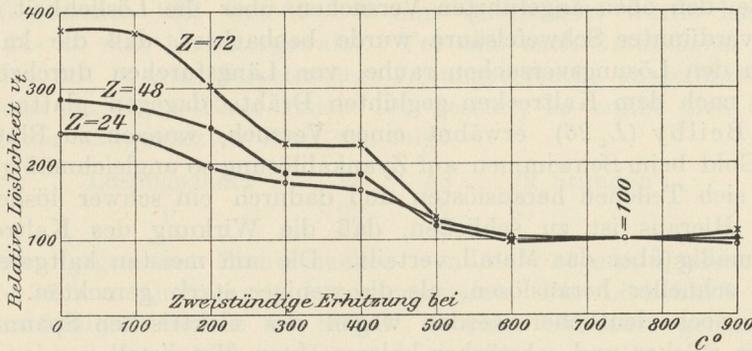


Abb. 305. Flußeisendraht IID 3.  
Einfluß des Erhitzens auf die Löslichkeit kaltgereckten Flußeisens.  
z = Lösungsdauer in Stunden.

Temperatur ist aber gleichzeitig die Temperatur  $t_r$  des vollständigen Ausglühens des Drahtes, wie aus den Schaulinien für  $\sigma_B$ ,  $\delta$  und  $\frac{c}{a}$  hervorgeht.

Aus den obigen Darlegungen ergibt sich, daß man imstande ist, sich aus Löslichkeitsversuchen in verdünnter Schwefelsäure ein Urteil darüber zu bilden, ob Flußeisen im kaltgereckten Zustand vorliegt; ja man kann sich sogar bis zu

einem gewissen Grade ein Bild davon machen, wie weit das Kaltrecken getrieben ist. Das Verfahren ist sehr empfindlich, da Abb. 302 beweist, daß selbst so geringe bleibende Streckungen wie 2% sich in der relativen Löslichkeit  $v$  deutlich zu erkennen geben. Man wird wahrscheinlich die Genauigkeit des Verfahrens noch weiter treiben können. Bei solchen Untersuchungen muß natürlich die Vorsicht gebraucht werden, daß man immer nur die verschiedenen Behandlungszustände eines und desselben Materials vergleicht; niemals aber Vergleiche zwischen zwei verschiedenen Eisensorten zieht, weil sonst die großen durch verschiedene chemische Zusammensetzung bedingten Unterschiede mit in Frage kommen und die Sachlage vollständig verwischen.

Zur Feststellung, ob Eisen kaltgereckt ist, besitzen wir drei verschiedene Erkennungszeichen: a) das Verhältnis  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$ , b) das Streckungsverhältnis  $c/a$  (295, 296), und c) die relative Löslichkeit  $v$ , verglichen mit demselben Material nach dem Glühen.

Das Verfahren b) gibt erst bei verhältnismäßig hohen Graden des Kaltreckens Aufschluß. Die Verfahren a) und c) sind bereits bei niederen Graden des Kaltreckens verwendbar und können sich beide ergänzen. Das Verfahren c) ist etwas sicherer als das Verfahren a), da das Verhältnis  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$  von der Art des Abkühlens beim Glühen, der Temperatur des Glühens bis zu einem gewissen Grade beeinflusst werden kann, während nach den bisherigen Versuchen die Beeinflussung des Verhältnisses  $v$  durch diese Umstände nicht merkbar wird, solange nicht geradezu Abschrecken von der Glüh Temperatur stattfindet.

Die Feststellung geringer Grade des Kaltreckens spielt vielfach eine große Rolle bei der Aufklärung von Brüchen in Bauwerksteilen; gelingt es, hierbei stellenweise Kaltreckung nachzuweisen, so gibt dies eine Unterlage dafür, daß Überanspruchung des Materials über die Streckgrenze stattgefunden hat. Offen bleibt freilich die Frage, wo und wann dies eingetreten ist, ob im Bauwerk, oder beim Einbau in dieses, oder bereits vorher.

**310.** Bei den oben angeführten Versuchen über die Löslichkeit von Eisendrähten in verdünnter Schwefelsäure wurde beobachtet, daß die kaltgezogenen Drähte nach den Lösungsversuchen rauhe, von Längsfurchen durchzogene Oberflächen, die nach dem Kaltrecken geglühten Drähte dagegen glatte Oberflächen aufwiesen. Beilby ( $L_4$  26) erwähnt einen Versuch, wonach zu Blattmetall geschlagenes Gold beim Schwimmen auf Zyankalilösung so ungleichmäßig angegriffen wurde, daß sich Teilchen herauslösten und dadurch ein schwer lösliches Skelett übrigblieb. Hieraus ist zu schließen, daß die Wirkung des Kaltreckens sich nicht gleichmäßig über das Metall verteilt. Die am meisten kaltgereckten Teile müssen sich schneller herauslösen, als die weniger stark gereckten. Der Unterschied muß noch deutlicher werden wegen des elektrischen Spannungsgefälles zwischen den stärker und schwächer kaltgereckten Metallstellen.

Demnach muß auch innerhalb der einzelnen konzentrischen Schichten 1, 2, 3, ... (Abb. 280) das Kaltrecken verschieden stark sein, so daß jede Schicht aus teils stärker, teils schwächer kaltgereckten Stoffteilchen besteht. Es sind also auch innerhalb der Schichten, selbst wenn sie von den übrigen Schichten vollständig losgelöst sind, noch Spannungen (Reck- oder Elementarspannungen) vorhanden.

**311.** Aluminium. Sieben Drähte, die sämtlich aus einem Draht von 15 mm Durchmesser auf den Durchmesser  $d$  in mm ohne zwischengeschaltetes Glühen kaltgezogen waren (nach den Angaben der Firma, die die Drähte her-

gestellt hatte), wurden mit 1 proz. Salzsäure behandelt, und zwar sowohl nach dem Kaltrecken, als auch nach halbstündigem Glühen bei 400 C°. Ermittelt wurden nach 24stündiger Einwirkung der Säure die Gewichtsabnahmen  $A$  der kaltgezogenen und  $A_g$  der geglühten Drähte, wobei wie früher die Gewichtsabnahme auf gleiche Oberfläche von 100 qmm bezogen ist. Setzt man die Gewichtsabnahme des geglühten Materials  $A_g = 100$ , so ergibt sich die relative Löslichkeit  $v$  des kaltgereckten Drahtes aus der folgenden Übersicht (Tab. XIII).

Tabelle XIII.

Durchmesser $d$ mm	$f_0/f$	$A^1)$ g	$A_g^1)$ g	$v = \frac{A}{A_g} \cdot 100$
5	9,0	0,0276	0,0294	94
4,5	11,1	0,0325	0,0227	143
4	14,0	0,0058	0,0214	37
3,5	18,4	0,0030	0,0306	10
3	25,0	0,0024	0,0321	13
2,5	36,0	0,0014	0,0165	12
2	56,2	0,0093	0,0294	32

<sup>1)</sup> Mittelwerte aus zwei gut übereinstimmenden Versuchen.

Kupfer. Als einziges Ätzmittel, das genügende Unterscheidung zwischen kaltgerecktem und geglühtem Kupfer zuließ, ergab sich Kaliumcyanidlösung (etwa 5 proz.). Zur Untersuchung wurde kaltgezogener Kupferdraht von 4 mm Durchmesser vor und nach dem 20 Minuten dauernden Glühen bei 550 C° verwendet. Die relative Löslichkeit  $v$  des kaltgereckten Kupfers ergab sich, wenn die Löslichkeit des geglühten Kupfers gleich 100 gesetzt wird, wie folgt.

Lösungsdauer $z$ :	24	48	72 Stunden
$v$ :	61	65	87

Blei. Gegossenes Blei von 30 × 35 mm Querschnitt wurde kalt auf den Querschnitt 3 × 40 mm heruntergewalzt. Vor und nach 3stündigem Glühen bei 275 C° wurden mit 30 proz. Salpetersäure Lösungsversuche ausgeführt. Wird die Löslichkeit des geglühten Bleis gleich 100 gesetzt, so ergibt sich die relative Löslichkeit  $v$  des kaltgewalzten Bleis wie folgt:

Lösungsdauer $z$ :	24	48	72 Stunden
$v$ :	92	77	67

Zinn. Ein gegossenes Zinnblöckchen von 30 × 30 mm Querschnitt wurde kalt auf 2 × 35 mm Querschnitt heruntergewalzt. Die Löslichkeit wurde vor und nach einstündigem Glühen bei 200 C° in konz. Salzsäure gemessen. Setzt man die Löslichkeit des geglühten Zinns gleich 100, so ergibt sich die relative Löslichkeit  $v$  des kaltgewalzten Zinns wie folgt:

Lösungsdauer:	2	4	10 Stunden
$v$ :	92	103	111

Die obigen Versuche sind im Kgl. Materialprüfungsamt, Groß-Lichterfelde, ausgeführt und bisher nicht veröffentlicht.

Von den vier untersuchten Metallen ist sonach das Zinn das einzige, das demselben Gesetz wie das Eisen folgt. Das kaltgewalzte Zinn ist nach längerer Einwirkung des Lösungsmittels etwas leichter löslich als

das geglähte. Der Unterschied ist aber wenig ausgeprägt. Dagegen ist bei den übrigen Metallen Aluminium, Kupfer, Blei die Sachlage umgekehrt. Hier ist das kaltgereckte Metall schwerer löslich als das geglähte.

Es soll noch erwähnt werden, daß die Löslichkeitsversuche in allen Fällen mit blank geschmirgelten Proben ausgeführt wurden.

### γγ) Elektrisches Leitvermögen.

312. Die Literatur über den Einfluß des Kaltreckens auf die elektrische Leitfähigkeit von metallischen Stoffen ist ziemlich widerspruchsvoll. Es scheint mir dies nicht überraschend. Die gemessene Leitfähigkeit ist immer ein Mittelwert aus den verschiedenen Leitfähigkeiten des Materials innerhalb der einzelnen verschieden stark kaltgereckten Schichten einer Stange oder eines Drahtes. Sie wird wahrscheinlich auch durch die Reckspannungen beeinflusst. Diese Einflüsse sind aber bisher nicht berücksichtigt worden. Man vermag sich bei dem gegenwärtigen Stande der Frage noch nicht einmal ein sicheres Urteil zu bilden, in welcher Weise sie alle zusammenwirken.

Man weiß, daß ein allseitig ausgeübter Druck von  $p$  Atmosphären den elektrischen Leitwiderstand  $w$  (401) wie folgt verändert:

$$w_p = w_0 (1 + \gamma p + \delta p^2),$$

worin  $w_p$  der Widerstand während der Einwirkung des Druckes  $p$ ,  $w_0$  der Widerstand für  $p=0$ ,  $\gamma$  und  $\delta$  Unveränderliche für das betreffende Metall sind (Lisell,  $L_4$  27, 29). Für reine Stoffe ist  $\gamma$  stets negativ; der Widerstand nimmt also mit dem Druck ab. Für Legierungen ist  $\gamma$  gleichfalls im allgemeinen negativ, aber seinem Zahlenwert nach kleiner als bei den die Legierung bildenden Metallen. Für Kupfer-Mangan-Legierungen kann  $\gamma$  sogar positiv werden. Lisell schlägt die Änderung von  $w$  unter Druck als Mittel vor, hohe Drucke zu messen, also als Ersatz für Manometer.

Nach Lafay ( $L_4$  28) ist für Drücke bis zu 4500 at

	$\gamma$	$\delta$
für Platin . . . . .	— $1,86 \cdot 10^{-6}$	0
für Platin + 10% Rhodium . . . . .	— $1,7 \cdot 10^{-6}$	+ $0,2 \cdot 10^{-9}$
für Quecksilber . . . . .	— $32,7 \cdot 10^{-6}$	+ $1,1 \cdot 10^{-9}$
für Manganin (84% Kupfer, 4% Nickel, 12% Mangan) +	$2,23 \cdot 10^{-6}$	0

Wie die Änderung des elektrischen Leitwiderstandes ausfällt, wenn der Druck nicht allseitig, sondern nur auf bestimmte Flächen des Leiters erfolgt, ist nicht sicher festgestellt. Ebensovienig sind mir zuverlässige, planmäßige Untersuchungen darüber bekannt, wie überhaupt elastische Formänderungen verschiedener Art die Größe des Leitwiderstandes beeinflussen ( $L_4$  32 und 33).

Durch die Untersuchungen von Becquerel ( $L_4$  34), Siemens ( $L_4$  35), Matthiessen und Bose ( $L_4$  36), Vogt ( $L_4$  37), Max Weber ( $L_4$  38), Kahlbaum und Sturm ( $L_4$  16), Gewecke ( $L_4$  18) kann als festgestellt gelten, daß

durch das Drahtziehen der elektrische Leitwiderstand erhöht, durch das darauffolgende Glühen wieder vermindert wird.

Ob das Gesetz dahin verallgemeinert werden darf, daß Kaltrecken überhaupt den elektrischen Leitwiderstand erhöht, ist noch eine offene Frage. Die Ergebnisse von Kahlbaum und Sturm sind in der Tabelle XIV vereinigt, die sich ausschließlich auf kaltgezogene Drähte bezieht. Der elektrische Leitwiderstand der kaltgezogenen Drähte ist hierbei 100 gesetzt.

Tabelle XIV.  
(Nach Kahlbaum und Sturm.)

Draht aus	Durchmesser mm	Elektrischer Leitwiderstand	
		kaltgezogen	geglüht
Aluminium . . . . .	0,55	100	97,78
Silber . . . . .	0,27	100	91,39
Kupfer . . . . .	0,4	100	99,37
Kadmium . . . . .	0,54	100	98,80
Platin . . . . .	0,4	100	99,39
Gold . . . . .	0,35	100	99,74
Aluminiumbronze (95% Cu, 5% Al) . . . . .	0,55	100	84,96
Platiniridium (10% Iridium) .	0,4	100	97,86

Die Ergebnisse Geweckes sind mit Drähten aus Elektrolytkupfer (vermutlich elektrolytisch erzeugt und dann umgeschmolzen) erhalten. Sie sind von besonderem Interesse, da sie einen Vergleich zwischen der Änderung der  $B$ -Grenze und dem elektrischen Leitwiderstand des kaltgezogenen Drahtes mit steigender Glühtemperatur gestatten. Sie sind in Abb. 306 schaubildlich dargestellt. Die Abszissen geben die Glühtemperatur  $t$  an. Die Glühdauer betrug etwa 2 Minuten. Der Draht hatte einen Durchmesser von 0,5 mm. Das Glühen der Drähte wurde in der Luftleere durch Erhitzung mittels eines elektrischen Stromes vorgenommen. Als Ordinaten sind aufgezeichnet die Werte  $\sigma_B$  (Bruchgrenze), der elektrische Leitwiderstand  $w$ , wenn der Leitwiderstand des kaltgezogenen Drahtes gleich 100 gesetzt wird, und schließlich der Temperaturkoeffizient des Leitwiderstandes  $a$  (401) entsprechend der Gleichung

$$w_2 = w_1 [1 + a(t_2 - t_1)].$$

Hierin ist  $w_2$  der Widerstand bei  $t_2$ ,  $w_1$  der bei  $t_1$  C°. Die Temperatur  $t_2$  liegt bei den Geweckeschen Versuchen zwischen 51 und 54, die Temperatur  $t_1$  zwischen 17 und 18 C°.

Die Schaulinie für  $\sigma_B$  ergibt das bereits früher erwähnte Gesetz über den Einfluß des Glühens auf die Festigkeit kaltgereckten Kupfers.

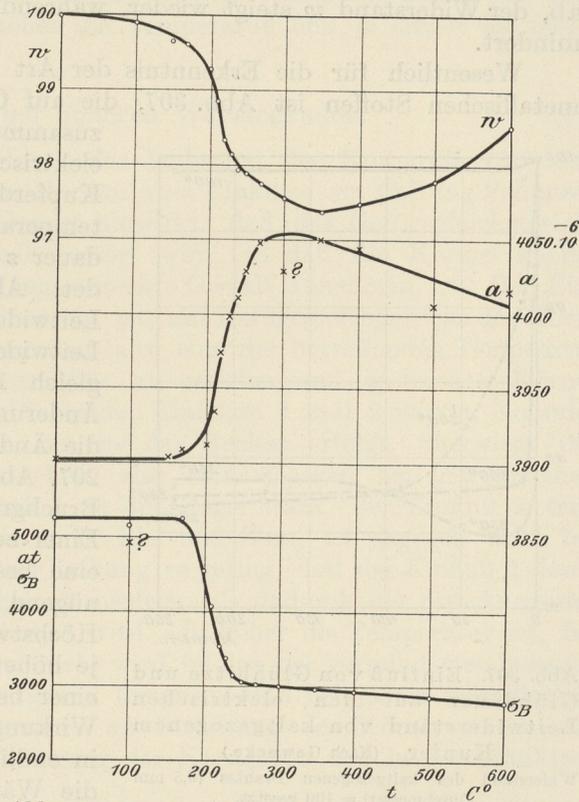


Abb. 306. Einfluß des Glühens auf Festigkeit und elektrischen Leitwiderstand des kaltgezogenen Elektrolytkupfers.

(Nach Gewecke.)

Glühdauer: 2 Minuten bei  $t$  C°.

$w$ : Elektrischer Leitwiderstand, wenn der Widerstand des Drahtes vor dem Glühen gleich 100 gesetzt wird.

$a$ : Temperaturkoeffizient des Leitwiderstandes

$$w_2 = w_1 [1 + a(t_2 - t_1)]$$

$t_2$  zwischen 51 und 54 C°.  $t_1$  zwischen 17 und 18 C°.

Die Werte für  $\sigma_B$  sind unwahrscheinlich; die Angaben sind durchweg zu hoch.

Die Wirkung des Kaltreckens wird beseitigt zwischen  $t_u = 170\text{ C}^\circ$  und  $t_r = 250\text{ C}^\circ$ , wenn die Glühdauer 2 Minuten beträgt. Bei  $250\text{ C}^\circ$  kann der Draht als vollständig ausgeglüht gelten. Von  $250$  bis  $600\text{ C}^\circ$  sinkt die  $B$ -Grenze langsam ab. Der Grund hierfür wird später besprochen (316). Der elektrische Leitwiderstand verringert sich zwar bereits bei sehr niedrigen Wärmegraden um kleine Beträge, die Hauptänderung geschieht aber ebenfalls von  $t_u = 170\text{ C}^\circ$  ab. Der Widerstand erreicht einen Mindestwert bei  $350\text{ C}^\circ$ , von da ab steigt er wieder etwas. Der Temperaturkoeffizient  $a$  steigt zwischen  $170$  und  $300\text{ C}^\circ$  rasch an und erreicht bei  $300\text{ C}^\circ$  einen Höchstwert, um dann abzusinken.

(Zu bemerken ist, daß die von Gewecke angegebenen Zahlen für  $\sigma_B$  für ein Elektrolytkupfer durchweg zu hoch sind. Wegen der wenig gut durchgebildeten Vorrichtung zur Bestimmung der Festigkeit sind wohl Fehler in die Werte von  $\sigma_B$  hineingekommen. Diese haben also höchstens relative Gültigkeit, dürfen aber nicht etwa als die dem Elektrolytkupfer zukommenden Festigkeitszahlen betrachtet werden.)

Innerhalb des Temperaturbereichs  $170$  bis  $300\text{ C}^\circ$ , in dem die Wirkung des Kaltreckens beseitigt wird, ändern sich also  $\sigma_B$ ,  $w$  und  $a$  beträchtlich. Jenseits der Temperatur des vollständigen Ausglühens (etwa  $300\text{ C}^\circ$ ) sinkt  $\sigma_B$  schwach ab, der Widerstand  $w$  steigt wieder, während der Temperaturkoeffizient sich vermindert.

Wesentlich für die Erkenntnis der Art des Gleichgewichts in kaltgereckten metallischen Stoffen ist Abb. 307, die auf Grund der Geweckeschen Versuche

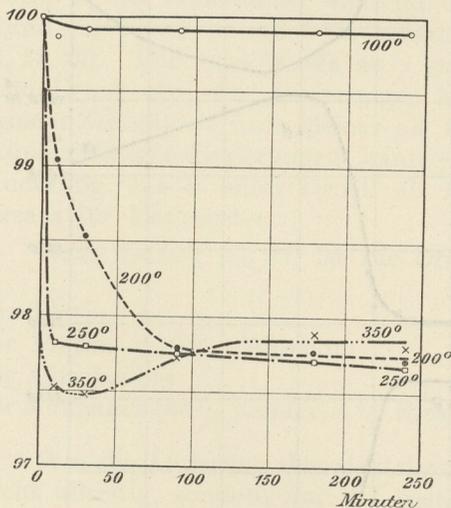


Abb. 307. Einfluß von Glühhitze und Glühdauer auf den elektrischen Leitwiderstand von kaltgezogenem Kupfer. (Nach Gewecke.)

Widerstand des kaltgezogenen Drahtes (0,5 mm Durchmesser) = 100 gesetzt.

das Gesetz deutlicher zum Vorschein gebracht haben würden. Die Schaulinie für  $350\text{ C}^\circ$  in Abb. 307 zeigt etwas abweichenden Verlauf. Hier tritt eine Nebenwirkung hinzu, nämlich der Beginn der Überhitzung des Metalles (316), durch die der Widerstand wieder etwas vergrößert wird.

zusammengestellt ist und die Änderung des elektrischen Leitwiderstandes kaltgezogenen Kupferdrahtes in Abhängigkeit von Glüh-temperatur und Glühdauer  $z$  zeigt. Die Glühdauer  $z$  in Minuten ist als Abszisse verwendet. Als Ordinaten sind die elektrischen Leitwiderstände  $w$  eingezeichnet, wenn der Leitwiderstand des kaltgezogenen Drahtes gleich 100 gesetzt wird. Das Gesetz der Änderung von  $w$  ist ganz ähnlich dem für die Änderung der Korngröße (Abb. 206 und 207, Abs. 260, 276, 277) und der Änderung der Bruchgrenze (Abb. 273 und 274, Abs. 298). Einer bestimmten Glüh-temperatur entspricht eine bestimmte Höchstwirkung, die bei genügend langer Glühdauer erreicht wird. Diese Höchstwirkung wird um so schneller erzielt, je höher die Glüh-temperatur ist. Unterhalb einer bestimmten Grenztemperatur ist keine Wirkung vorhanden, oder sie ist wenigstens in endlicher Zeit nicht merkbar. Leider sind die Wärmegrade zwischen  $100$  und  $200\text{ C}^\circ$  nicht zur Untersuchung gelangt, die in Abb. 307

## d) Zusammenfassung.

**313.** Wenn auch das vorliegende Versuchsmaterial noch lückenhaft ist, um die Tatsachen nach jeder Richtung hin sicher festzulegen, so darf doch das bisher Ermittelte dahin zusammengefaßt werden, daß die Störung des Gefügleichgewichts der Korngröße und der Korngestalt, wie sie durch das Kaltrecken hervorgebracht wird, sich auch in der Veränderung der Festigkeitseigenschaften und des elektrischen Leitwiderstandes zu erkennen gibt. Durch Glühen wird das durch Kaltrecken gestörte Gefügleichgewicht einem stabileren Gleichgewicht entgegengeführt, und zwar in um so stärkerem Maße, je höher die Temperatur und je länger die Glühdauer ist. Damit geht dann auch Änderung der Festigkeitseigenschaften und Änderung des elektrischen Leitwiderstandes parallel.

Alle bisherigen Beobachtungen weisen darauf hin, daß das kaltgereckte Material in einem metastabilen Gleichgewicht vorliegt, das bestrebt ist, sich dem stabileren Gleichgewicht zu nähern. Der Annäherung wirkt die innere Reibung entgegen. Sobald diese durch Erwärmung um einen bestimmten Betrag vermindert wird, kann sich ein neuer Gleichgewichtszustand einstellen, der dem stabilen um so näher kommt, je höher die Temperatur und je länger die Glühdauer ist.

## 2. Das Recken bei höheren Wärmegraden.

**314.** Bereits bei der Besprechung der Änderung der Korngröße (279, 280) wurde darauf hingewiesen, daß beim Recken zwei Einflüsse zur Geltung kommen: 1. Der Einfluß des Reckens, der darauf hinwirkt, daß das Gefügleichgewicht der Korngröße und der Korngestalt gestört wird, so daß die Körner kleiner werden und in der Streckrichtung langgestreckte Gestalt annehmen. 2. Der Einfluß des Glühens (Entreckens), der bestrebt ist, das Gefügleichgewicht der Korngröße und Korngestalt wieder herzustellen, also eine der betreffenden Temperatur entsprechende durchschnittliche Korngröße zu erzielen und gestreckte Körner wieder gleichachsigt zu machen. — Die beiden Einflüsse 1 und 2 wirken einander entgegen. Je nach der Temperatur, bei der das Recken erfolgt, überwiegt der eine oder der andere. Beim Kaltrecken, also beim Recken bei gewöhnlichen Wärmegraden, überwiegt der Einfluß 1 in der Regel stark, der Einfluß 2 tritt zurück. Bei gewissen Metallen, wie z. B. Blei und Zinn, ist dagegen auch bei gewöhnlichen Wärmegraden die innere Reibung so gering, daß der Einfluß 2 deutlich in die Erscheinung tritt, wenigstens insofern, als dadurch die Streckung der Körner durch das Kaltrecken verhindert wird. Je höher die Temperatur ist, bei der das Recken vor sich geht, um so mehr wird infolge der verminderten inneren Reibung der Einfluß 2 in den Vordergrund treten, so daß bei jedem metallischen Stoff von einer bestimmten Temperatur an Streckung der Körner durch das Recken gar nicht mehr und Verkleinerung der Korngröße nur in beschränktem Umfang möglich ist.

Jedenfalls wird auch hier die Zeit eine Rolle spielen, während welcher der zu reckende Stoff der betreffenden Temperatur ausgesetzt wird.

Es wäre dann nach dem im Abs. 313 Gesagten zu erwarten, daß die Änderung von  $\sigma_S$ ,  $\sigma_B$ ,  $\delta$ ,  $q$  und den übrigen physikalischen Eigenschaften durch das Recken um so geringer wird, je mehr der Einfluß 2 überwiegt und der Einfluß 1 zurücktritt.

Bei metallischen Stoffen, die unterhalb der Erstarrungstemperatur noch Umwandlungen erleiden, kommen, wie bei der Korngröße, noch die Einflüsse der

Abkühlung nach dem Recken hinzu, wenn das Recken bei Wärmegraden oberhalb der Umwandlungstemperaturen beendet ist. So wird z. B. in Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, die oberhalb der eutektischen Temperatur  $t_e = 700\text{ C}^\circ$  gereckt werden, das Gefüge in dem oben angegebenen Sinne verändert. Bei der Abkühlung findet aber Umwandlung und damit Umkristallisation statt, die wesentlich von der Abkühlungsgeschwindigkeit beeinflusst wird (259). Es ist demnach auch zu erwarten, daß bei solchen Stoffen die Wirkung des Reckens bei Wärmegraden oberhalb des Umwandlungspunktes ganz oder teilweise überdeckt wird durch den Einfluß der Abkühlungsgeschwindigkeit im Temperaturbereich der Umwandlung.

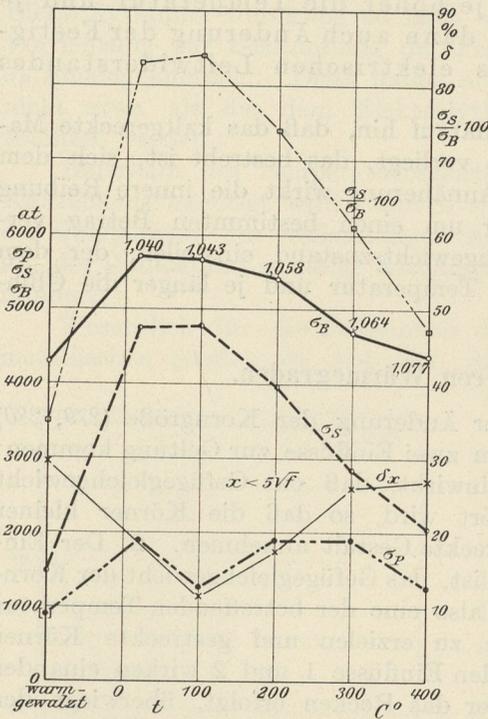


Abb. 308. Einfluß des Reckens bei verschiedenen Wärmegraden auf die Festigkeitseigenschaften warmgewalzten Deltametalls. (Nach Rudeloff.)

$t$ : Temperatur, bei der das Recken erfolgte.  
Die der Schaulinie für  $\sigma_B$  beigeschriebenen Zahlen geben die mittleren Streckzahlen  $f_0/f$  an.

stärker geltend zu machen. Das Verhältnis  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$  sinkt, ebenso  $\sigma_S$  und  $\sigma_B$ . Die Dehnung  $\delta$  steigt an. Bei  $400\text{ C}^\circ$  ist der Einfluß 2 bereits so stark, daß das Recken bei dieser Temperatur wesentliche Unterschiede gegenüber dem Anfangszustand (bei Rotglut gereckt) nicht mehr zu erzeugen imstande ist.

Beim kohlenstoffarmen Flußeisen (Abb. 309 nach Rudeloff,  $L_4 2$ ) sind leider die Versuche nicht genügend weit fortgesetzt. Abszissen und Ordinaten sind gewählt wie bei Abb. 308. Der Verlauf der Schaulinien ist unerwartet. Man könnte vermuten, daß wegen der Abnahme der inneren Reibung mit der Temperatur der Einfluß 2 bei steigenden Wärmegraden allmählich immer deutlicher hervortritt, also die Wirkung des Reckens auf Hebung der  $S$ -Grenze und Verminderung

Sehr deutlich zeigt sich das Gegen-  
einanderwirken der beiden Einflüsse 1  
und 2 beim Deltametall, s. Abb. 308. Die  
Abbildung ist einem Aufsatz von Rude-  
loff entlehnt ( $L_4 2$ ). Als Abszissen sind die  
Temperaturen  $t$  eingezeichnet, bei denen  
das Recken vorgenommen wurde. Als Ordi-  
naten sind die Festigkeitseigenschaften  
 $\sigma_P$ ,  $\sigma_S$ ,  $\sigma_B$ ,  $\delta$ ,  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$  verwendet<sup>1)</sup>. Die

beim Recken erzielten Streckzahlen  $f_0/f$   
sind der Schaulinie für  $\sigma_B$  beigeschrie-  
ben. Als Anfangszustand sind auf der  
Ordinatenachse die Eigenschaften für das  
warmgewalzte Metall eingetragen (Recken  
bei Rotglut). Der Abszisse  $20\text{ C}^\circ$  ent-  
spricht Kaltrecken bei gewöhnlicher Tem-  
peratur. Hier erkennen wir das bereits  
bekannte Gesetz: Starke Hebung der  
 $S$ - und der  $B$ -Grenze, starkes Ansteigen  
des Verhältnisses  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$ , Verminderung  
von  $\delta$ . Es würde hier also Einfluß 1  
kräftig überwiegen. Recken bei  $100\text{ C}^\circ$   
ergibt gegenüber dem Recken bei gewöhn-  
licher Temperatur nur geringfügige Unter-  
schiede in bezug auf  $\sigma_S$  und  $\sigma_B$ ; stärkere  
Unterschiede zeigen sich in der herbei-  
geführten Dehnung  $\delta$ . Beim weiteren Steigen  
der Temperatur beginnt nun Einfluß 2 sich

<sup>1)</sup> Sie sind in allen Fällen durch Zerreißversuch bei gewöhnlicher Temperatur ermittelt.

der Bruchdehnung immer geringer würde. Die Schaulinien verlaufen aber dieser Erwartung entsprechend nur zwischen Zimmerwärme (20 C°) und 100 C°. Das Recken bei 100 C° hat beim vorliegenden Eisen (es darf nicht auf alle Eisensorten verallgemeinert werden) geringere Wirkung als das Recken bei 20 C°; daraufhin deutet das Sinken der Linie  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$  und der schwache Anstieg von  $\delta$ .

Oberhalb 100 C° tritt aber Störung im regelmäßigen Verlauf der Linien ein; die Schaulinie für  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$  erreicht bei 200 bis 300 C° ihren Höchstwert, die Dehnung  $\delta$  nimmt ihren Mindestwert an. Dies würde darauf schließen lassen, daß die innere Reibung in dem vorliegenden Eisen oberhalb 100 C° (zwischen 100 und 300 C°) nicht ab-, sondern zunimmt. Infolgedessen muß auch der Einfluß 1 bei diesen Wärmegraden stärker zur Geltung kommen, als bei den darunterliegenden. Erst jenseits 300 C° findet nun wieder Verminderung der inneren Reibung statt, weswegen Einfluß 2 stärker in die Erscheinung tritt, die Linie  $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$  sinkt, die für  $\delta$  steigt. Es ist auf Grund der Erfahrung anzunehmen, daß sich dieser Verlauf bei weiter steigenden Wärmegraden fortsetzt, bis schließlich für Rotglut (800 bis 900 C°) die Werte erreicht werden, wie sie für das warmgewalzte Metall auf der Ordinatenachse verzeichnet sind.

Der Verlauf der Schaulinien in Abb. 309 läßt darauf schließen, daß das Eisen bei Temperaturen zwischen 150 und 300 C° der bleibenden Formänderung den größten Widerstand entgegensetzt, weswegen das Recken bei diesen Wärmegraden auch die stärksten Wirkungen auf die Festigkeitseigenschaften bei annähernd gleicher Streckzahl ausübt. Man nennt diesen Temperaturbereich bei Eisen in der Regel die Blauwärme, weil bei einem innerhalb dieser Zone gelegenen Wärmegrad das Eisen an der Oberfläche infolge Bildung eines Oxydhäutchens blau anläuft.

Leider liegen noch keine Messungen über die Reckspannungen vor, die durch Recken des Eisens bei Temperaturen oberhalb Zimmerwärme erzielt werden. Es wäre nach Obigem wohl zu erwarten, daß die Reckspannungen innerhalb der Blauwärmezone bei gleichem Grad des Kaltreckens größer<sup>1)</sup> sind, als bei allen anderen Temperaturen von Zimmerwärme aufwärts. Sollte sich dies bestätigen, so wäre da-

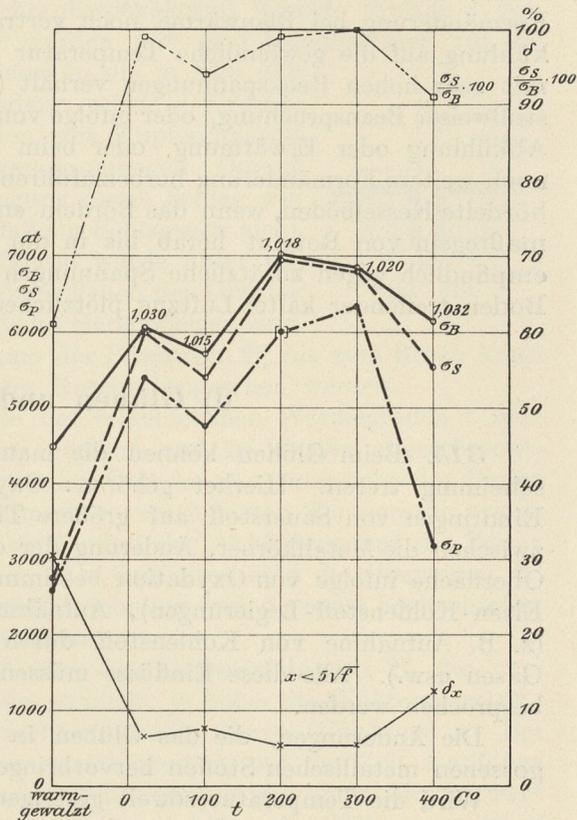


Abb. 309. Einfluß des Reckens bei verschiedenen Wärmegraden auf die Festigkeitseigenschaften warmgewalzten Martenflußeisens. (Nach Rudeloff.)

t: Temperatur, bei der das Recken erfolgte.  
Die der Schaulinie für  $\sigma_B$  beigeschriebenen Zahlen geben die mittleren Streckzahlen  $f_0/f$  an.

<sup>1)</sup> Inzwischen ist durch Versuche im Kgl. Materialprüfungsamt tatsächlich festgestellt, daß die Reckspannungen bei gleichem Reckgrade innerhalb der Blauzone wesentlich größer werden als bei Zimmerwärme.

mit die einfachste Erklärung gegeben für die praktisch festgestellte Tatsache, daß das Recken der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen innerhalb der Blauwärme besonders schädlich ist. Es kann einmal bereits während des Reckens Bruch eintreten. Dies würde weiter nicht besonders gefährlich sein, weil dann eben ein blauwarm gereckter Teil nicht in Dienst genommen wird. Gefährlicher aber ist der Umstand, daß in der Blauwärme gerecktes Eisen unter Umständen die bleibende Formänderung bei Blauwärme noch vertragen kann, daß es sich aber nach Abkühlung auf die gewöhnliche Temperatur ähnlich wie stark kaltgerecktes Messing mit sehr hohen Reckspannungen verhält (307), und wie dieses unter plötzlicher stoßweiser Beanspruchung, oder infolge von Wärmespannungen bei ungleichmäßiger Abkühlung oder Erwärmung, oder beim Versuch, bei gewöhnlicher Temperatur noch weitere Formänderung herbeizuführen, plötzlich bricht. So können z. B. gebördelte Kesselböden, wenn das Bördeln entgegen den zu beobachtenden Vorsichtsmaßregeln von Rotglut herab bis in die Blauwärme hinein fortgesetzt wird, so empfindlich gegen zusätzliche Spannungen werden, daß ein auf den erkaltenden Boden treffender kalter Luftzug plötzliches Reißen unter Knall bewirken kann.

#### d) Glühen und Überhitzen.

**315.** Beim Glühen können die mannigfaltigsten Nebeneinflüsse in die Erscheinung treten. Hierher gehören: Oxydation der Oberfläche, teilweise auch Eindringen von Sauerstoff auf größere Tiefe und Zwischenlagerung von Oxyden zwischen die Metallkörner, Änderung der chemischen Zusammensetzung längs der Oberfläche infolge von Oxydation bestimmter Bestandteile (z. B. Entkohlung von Eisen-Kohlenstoff-Legierungen), Aufnahme gewisser Stoffe aus der Umgebung (z. B. Aufnahme von Kohlenstoff durch die Eisenlegierungen, Aufnahme von Gasen usw.). Alle diese Einflüsse müssen bei den einzelnen metallischen Stoffen besprochen werden.

Die Änderungen, die das Glühen in kalt- und warmgereckten, sowie in gegossenen metallischen Stoffen hervorbringen kann, sind bereits früher erwähnt.

Wird die Temperatur soweit gesteigert, daß Teile der Legierung flüssig werden, so findet wieder eine Annäherung an den Zustand statt, in dem sich die gegossene Legierung befand. Es können dann alle die Erscheinungen eintreten, die in Abs. 257 erwähnt sind. Eine solche Behandlung bewirkt dann in der Regel Verschlechterung der Festigkeitseigenschaften, und zwar Verminderung von  $\sigma_B$  und  $\delta$  zugleich.

Aber auch noch unterhalb der Temperatur, bei der sich bereits ein Teil der Legierung verflüssigen kann, treten Änderungen ein. Es war bereits früher darauf hingewiesen, daß mit steigender Glühhitze und Glühdauer die Körner beständig wachsen (260), und dieses Wachstum kann sich in den Festigkeitseigenschaften geltend machen.

**316.** Die Abb. 270 und 271 lassen den Einfluß des Glühens von kaltgerecktem Kupfer bei höheren Wärmegraden erkennen. Die Wirkung des vollständigen Ausglühens ist in beiden Fällen bei 300 C° sicher erreicht. Trotzdem sinken die Schaulinien für  $\sigma_S$ ,  $\sigma_B$  bei weiterer Temperatursteigerung langsam weiter ab, und auch die Bruchdehnung  $\delta$  vermindert sich nach Überschreiten einer bestimmten Temperaturgrenze (600 bis 700 C°). Erhitzen der beiden kaltgereckten Kupfersorten auf Temperaturen oberhalb 600 C° würde also nicht nur keinen Nutzen mehr haben, sondern im Gegenteil die Festigkeitseigenschaften verschlechtern. Man nennt eine solche Wirkung: Überhitzen. (Bei anderen Kupfersorten kann die Temperatur des vollständigen Ausglühens höher als 300 C° liegen, s. früher 297.)

Noch deutlicher als bei der Zugprobe zeigt sich die Wirkung der Überhitzung des Kupfers in der Verminderung der Biegeungsfähigkeit, wofür folgende Versuchsreihe den Beleg erbringt (E. Heyn, *L*<sub>4</sub> 39).

Zur Untersuchung gelangte ein kaltgezogener Kupferdraht von 4 mm Durchmesser (260). Zur Biegung wurden Drahtabschnitte von 50 mm Länge verwendet. Sie wurden nach Abb. 310 in den Schraubstock eingespannt, wobei zur Schonung des Drahtes eine sich glatt an die Schraubstockbacken legende Einlage *e* von Kupferblech verwendet wurde. Schläge wurden mit dem Handhammer auf die Seite *s* des Drahtes geführt, bis sich dieser in die in Abb. 310 punktiert gezeichnete Lage umbog. Alsdann wurde der rechtwinklig umgebogene Draht zwischen den mit Kupfereinlagen versehenen Schraubstockbacken wieder gerade gebogen. Darauf erfolgte wieder Einspannung und Umbiegung durch Schlag wie in Abb. 310, nur mit dem Unterschied, daß zur Schlagseite nicht *s*, sondern *r* gewählt wurde. Das Verfahren wurde unter beständigem Wechsel der Schlagseiten bis zum Bruch des Drahtes fortgesetzt. Jede Biegung um 90° und jedes Geradebiegen wird als je eine Biegung gerechnet. Die Summe der Biegungen  $\mathfrak{B}_n$  bis zum Bruch kann als ein Maß für die Biegeungsfähigkeit des Kupfers angesehen werden.

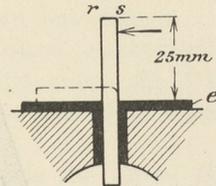


Abb. 310.

Vor der Biegung wurden die Drähte bei verschiedenen Wärmegraden *t* verschieden lang (Glühdauer *z* in Minuten) geglüht und in Wasser abgeschreckt. Die auf der Zeitachse in Abb. 311 abgetragene Glühdauer *z* entspricht der Dauer des Glühens bei der auf der Temperaturachse verzeichneten Temperatur *t* einschließlich der Dauer der Erhitzung. Der Einfluß der Abkühlung auf die Zeit *z* ist durch das Abschrecken ausgeschieden. Als Ordinaten sind die Biegungen  $\mathfrak{B}_n$  eingetragen. Die aus Abb. 311 ableitbaren Ergebnisse und die sonst beobachteten Tatsachen lassen sich wie folgt zusammenfassen:

1. Infolge Glühens oberhalb 500 C° wird die Biegeungsfähigkeit  $\mathfrak{B}_n$  des verwendeten Kupfers vermindert, und zwar um so mehr, je höher die Glühentemperatur *t* liegt. Es genügt hierfür schon eine verhältnismäßig kurze Glühdauer *z*. Bei gleicher Glühentemperatur *t* nimmt die Biegeungsfähigkeit  $\mathfrak{B}_n$  mit der Zeit *z* anfangs rasch, später sehr allmählich ab und scheint sich asymptotisch einem Mindestwert zu nähern. Dieser Mindestwert liegt um so tiefer, je höher die Glühentemperatur *t* ist. Der Unterschied zwischen der höchsten und der niedrigsten Biegeungsfähigkeit entspricht den Grenzwerten  $\mathfrak{B}_n = 6\frac{3}{4}$  und 4. Bei 500 C° ist nach kurzer Glühdauer die Wirkung des Kaltziehens noch nicht beseitigt, wodurch der anfängliche Aufstieg der Schaulinie für *t* = 500 erklärt wird. (Dieser Wert 500 C° gilt nur für das vorliegende Kupfer; wie früher auseinandergesetzt, liegt diese Temperatur des vollständigen Ausglühens *t<sub>r</sub>* um so niedriger, je reiner das Kupfer ist.) Nach einer Glühung von 26 Minuten bei 500 C° ist der Höchstwert  $\mathfrak{B}_n = 6\frac{3}{4}$  erreicht, der selbst durch vierstündiges Erhitzen bei dieser Temperatur nicht erniedrigt wird. Auch nach 30stündigem Erhitzen bei 500 C° konnte Abnahme von  $\mathfrak{B}_n$  nicht festgestellt werden. Will man bei dem vorliegenden Kupfer den höchsten Grad der Biegefähigkeit erzielen, so hat man bei 500 C° zu glühen, wobei die Dauer des Glühens nicht ins Gewicht fällt, oder man hat sehr rasch und sehr kurze Zeit auf höhere Temperaturen bis zu 1000 C° zu erhitzen. Oberhalb 1000 C° wird aber bereits nach 7 Minuten während der Erhitzung die Biegeungsfähigkeit wesentlich vermindert.

Dies ist zu beachten beim Auflöten von Flanschen auf Kupferrohre, wobei wegen des Schmelzpunktes des Lotes ein Wärmegrad von 1000 C° erreicht werden muß. Die Erhitzung muß hierbei so geregelt werden, daß die Glühdauer möglichst kurz ausfällt, weil sonst die Biegeungsfähigkeit des Kupfers merkbare Abnahme erleidet.

Zu bemerken ist, daß sich die im Schaubild 311 eingetragenen Zeiten auf dünne Drähte beziehen. Bei Probekörpern größerer Abmessungen ist natürlich die Zeit, die vergeht, bis das Probestück den gewünschten Glühgrad in seiner

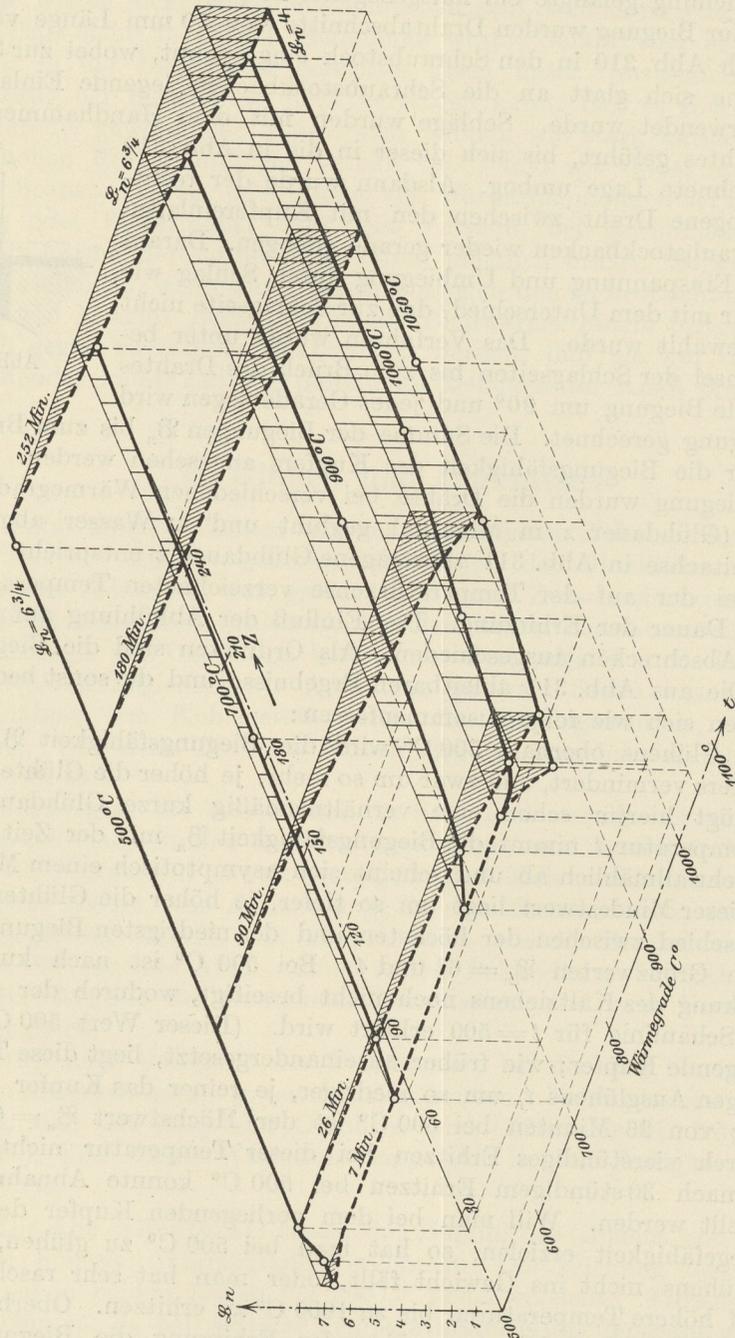


Abb. 311. Beziehungen zwischen Erhitzungsgrad, Erhitzungsdauer und Biegezugfestigkeit von Kupferdraht.

ganzen Masse erreicht hat, erheblich größer. Dementsprechend müssen sich die Punkte in Abb. 311 verschieben. Man wird daher bei solchen größeren Probekörpern mit besonderer Sorgfalt darauf zu sehen haben, daß das Glühen bei niederen Temperaturen vor sich geht, bei denen die längere Einwirkung der Wärme weniger stark ins Gewicht fällt. Auf diese Weise vermag man die höchste

Biegungsfähigkeit, d. i. mit anderen Worten die höchste Widerstandsarbeit des Materials bis zum Bruch zu erzielen (289).

Auch für Kupfersorten verschiedener chemischer Zusammensetzung können die in Abb. 311 eingetragenen Werte Verschiebungen erleiden.

2. Wie später begründet werden wird (II B), kann man Kupfer bis auf 20 C° unterhalb seines Schmelzpunktes erhitzen, ohne daß chemische Veränderung, abgesehen von der Oxydation auf der Oberfläche, eintritt. Wird aber diese Grenztemperatur erreicht oder überschritten, so erleidet das Kupfer in seiner ganzen Masse eine Änderung, es nimmt Kupferoxydul auf. Diese Erscheinung ist wegen der chemischen Änderung des Materials als „Verbrennen“ zu bezeichnen.

3. Die einmal eingetretene Überhitzung im Kupfer kann durch nachträgliche Wärmebehandlung nicht beseitigt werden, ebensowenig wie die durch die Überhitzung stark gewachsene Korngröße auf diese Weise wieder vermindert werden kann (260, 276).

4. Die Wirkung der Überhitzung kann in gleicher Weise wie die grobe Körnung im Gefüge nur durch Recken (warm oder kalt) beseitigt werden (260).

5. Vergleicht man die obigen Ergebnisse mit den Untersuchungen Geweckes ( $L_4$  18) über den elektrischen Leitwiderstand, Abb. 306 und 307, so ergibt sich weiter, daß durch die Überhitzung der Leitungswiderstand vermehrt wird, daher das Ansteigen der Kurven für  $w$  jenseits des Mindestwertes bei 350 C°. Beim Glühen von kaltgezogenem Kupferdraht bestehen sonach zwei Einflüsse: a) die Verminderung des Leitwiderstandes infolge Beseitigung der Wirkung des Kaltreckens und b) die Erhöhung des Widerstandes infolge Überhitzens. Durch das Zusammenwirken beider Einflüsse muß sonach eine Schaulinie mit einem Mindestwert des Leitwiderstandes, wie in Abb. 306, erhalten werden. Voraussichtlich wird die Lage dieses Mindestwertes wesentlich beeinflusst durch die Dauer des Glühens.

**317.** Überhitzungserscheinungen spielen auch beim Eisen eine wichtige Rolle. Die Wirkung kommt beim Zugversuch in den Werten  $\sigma_S$ ,  $\sigma_B$ ,  $\delta$  nur in geringem Maße zum Ausdruck. Auch bei der Biegeprobe unter ruhiger Beanspruchung tritt sie nicht hervor. Bei der Prüfung gekerbter Biegeproben unter ruhiger Biegebbeanspruchung kommt sie bereits zum Ausdruck. Sehr deutlich macht sich aber der Einfluß stattgehabter Überhitzung bemerkbar bei stoßweiser Beanspruchung des Materials, insbesondere bei stoßweiser Beanspruchung gekerbter Stäbe (343). Verfasser verwendete zum Studium der Überhitzungserscheinungen vorwiegend das von ihm ausgebildete Kerbschlagverfahren (343, g). Es wird wie folgt durchgeführt:

Die Probestäbe für die Kerbschlagprobe dürfen mit Rücksicht auf die im Material häufig auftretende Zonen- und Schichtenbildung, wodurch getrennte Probenentnahme aus den verschiedenen Zonen oder Schichten bedingt wird, nur geringe Abmessungen haben.

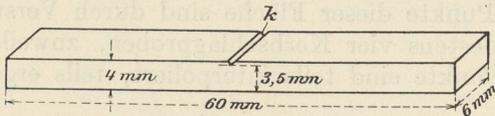


Abb. 312.

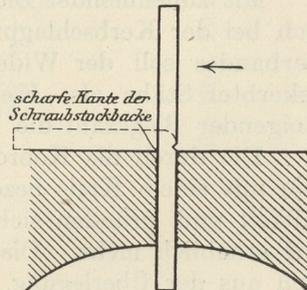


Abb. 313.

Zweckmäßig werden Stäbe von  $4 \times 6$  mm Querschnitt und 60 mm Länge verwendet. Siehe Abb. 312.

Auf einer Seite bei  $k$  erhalten sie einen  $\frac{1}{2}$  mm tiefen Kerb, der durch Hobeln mit einem unter dem Winkel von  $60^\circ$  zugespitzten Formstahl hergestellt wird.

Nach Abb. 313 werden die Stäbe zwischen die Backen eines Schraubstockes eingespannt und an der durch einen Pfeil gekennzeichneten Stelle mit einem Hammer geschlagen.

Als erste Biegung gilt das Umschlagen des Stabes um  $90^\circ$  in die in Abb. 313 punktierte Lage, als zweite Biegung das Zurückbiegen des Stabes zwischen den Schraubstockbacken in die gerade Lage, als dritte Biegung wieder das Umschlagen usw. Die Zahl der Biegungen bis zum Bruch wird Biegezahl  $\mathfrak{B}_3$  genannt.

Mit Hilfe dieses Verfahrens, das in kurzer Zeit und mit den einfachsten Hilfsmitteln mehr Aufschluß liefert, als verwickeltere Verfahren mit kostspieligen maschinellen Einrichtungen, wurden nun folgende Versuche ausgeführt:

Von einem gewalzten Vierkantstab  $26 \times 26$  mm aus basischem Martinflußeisen bez. S 660 (C: 0,07, Si: 0,06, Mn: 0,10, P: 0,01, S: 0,02, Cu: 0,015) wurden Probestücke verschiedener Abmessungen, teils von demselben Querschnitt wie der Vierkant, teils von kleinerem Querschnitt entnommen und verschieden lang bei verschieden hohen Wärmegraden geglüht. Danach wurden mit Hilfe des oben angegebenen Kerbschlagverfahrens die Biegezahlen  $\mathfrak{B}_3$  festgestellt, die der betreffenden Wärmebehandlung entsprachen. Die gewonnenen Ergebnisse sind im Schaubild 314 vereinigt (E. Heyn, *L<sub>4</sub> 39* und *40*). Die eine Achse gibt die Temperatur  $t$  in  $C^\circ$  an, bei welcher die Erhitzung erfolgte. Die Glühdauer  $z$  in Stunden ist auf der mit  $z$  bezeichneten Achse abgetragen. In diese Glühdauer ist die Zeit der Erhitzung von  $680 C^\circ$  auf  $t$  und die Abkühlung von  $t$  auf  $680 C^\circ$  eingeschlossen. Der Wert 680 ist willkürlich gewählt. Die Wahl gründete sich auf die Annahme, daß unterhalb  $680 C^\circ$  wesentlicher Einfluß der Erhitzung auf die Biegezahl  $\mathfrak{B}_3$  nicht eintritt, eine Annahme, die durch das Schaubild als richtig bestätigt wird. Als Ordinaten sind die Biegezahlen  $\mathfrak{B}_3$  verwendet. Für alle im Schaubild eingezeichneten Beobachtungspunkte, mit Ausnahme von  $h$ ,  $i$  und  $k$  wurde die Geschwindigkeit der Erhitzung und Abkühlung nach Möglichkeit gleich gemacht, und es wurde dafür gesorgt, daß die auf der  $z$ -Achse aufgetragene Zeit in der Hauptsache der auf der  $t$ -Achse verzeichneten Temperatur  $t$  entspricht. Probe  $h$  wurde in 13,5 Stunden auf  $1200 C^\circ$  erhitzt und dann schnell an der Luft abgekühlt. Probe  $i$  wurde schnell im vorgeheizten Ofen auf  $1200 C^\circ$  erhitzt,  $\frac{1}{2}$  Stunde bei dieser Temperatur erhalten, und dann in 13 Stunden bis auf  $680 C^\circ$  abgekühlt. Bei Probe  $k$  dauerte Erhitzung und Abkühlung nahezu gleichlang, etwa 14,5 Stunden.

Abschrecken der Proben wie beim Kupfer wurde vermieden, weil dies ja zu anderen Erscheinungen geführt hätte.

Mit zunehmender Biegezahl  $\mathfrak{B}_3$  nimmt die Sprödigkeit des Materials, wie sie sich bei der Kerbschlagprobe kundgibt, ab. Nach dem Vorschlag des Deutschen Verbandes soll der Widerstand eines Materials gegen stoßweise Beanspruchung gekerbter Stäbe als „Kerbzähigkeit“ bezeichnet werden. Sonach würde mit steigender Biegezahl die Kerbzähigkeit steigen.

Die durch die Koordinaten  $z$ ,  $t$ ,  $\mathfrak{B}_3$  bestimmten Punkte bilden eine Fläche. Die mit einem Kreis bezeichneten Punkte dieser Fläche sind durch Versuche ermittelt und gründen sich auf mindestens vier Kerbschlagproben, zuweilen auch auf erheblich mehr. Die übrigen Punkte sind teils interpoliert, teils ergeben sie sich aus der Überlegung.

Die Versuchsergebnisse sind folgende:

1. Wird kohlenstoffarmes Flußeisen bei Wärmegraden über  $1000 C^\circ$  geglüht, so wird bei genügend langer Glühdauer die Kerbzähigkeit (d. h. die Biegezahl  $\mathfrak{B}_3$ ) verringert. Das Eisen wird überhitzt. Diese Verringerung ist um so merklicher und zeigt sich nach um so kürzerer Glühdauer, je höher die Glühtemperatur  $t$  liegt. Die geringsten bisher beobachteten Werte für  $\mathfrak{B}_3$  liegen bei 0 bis

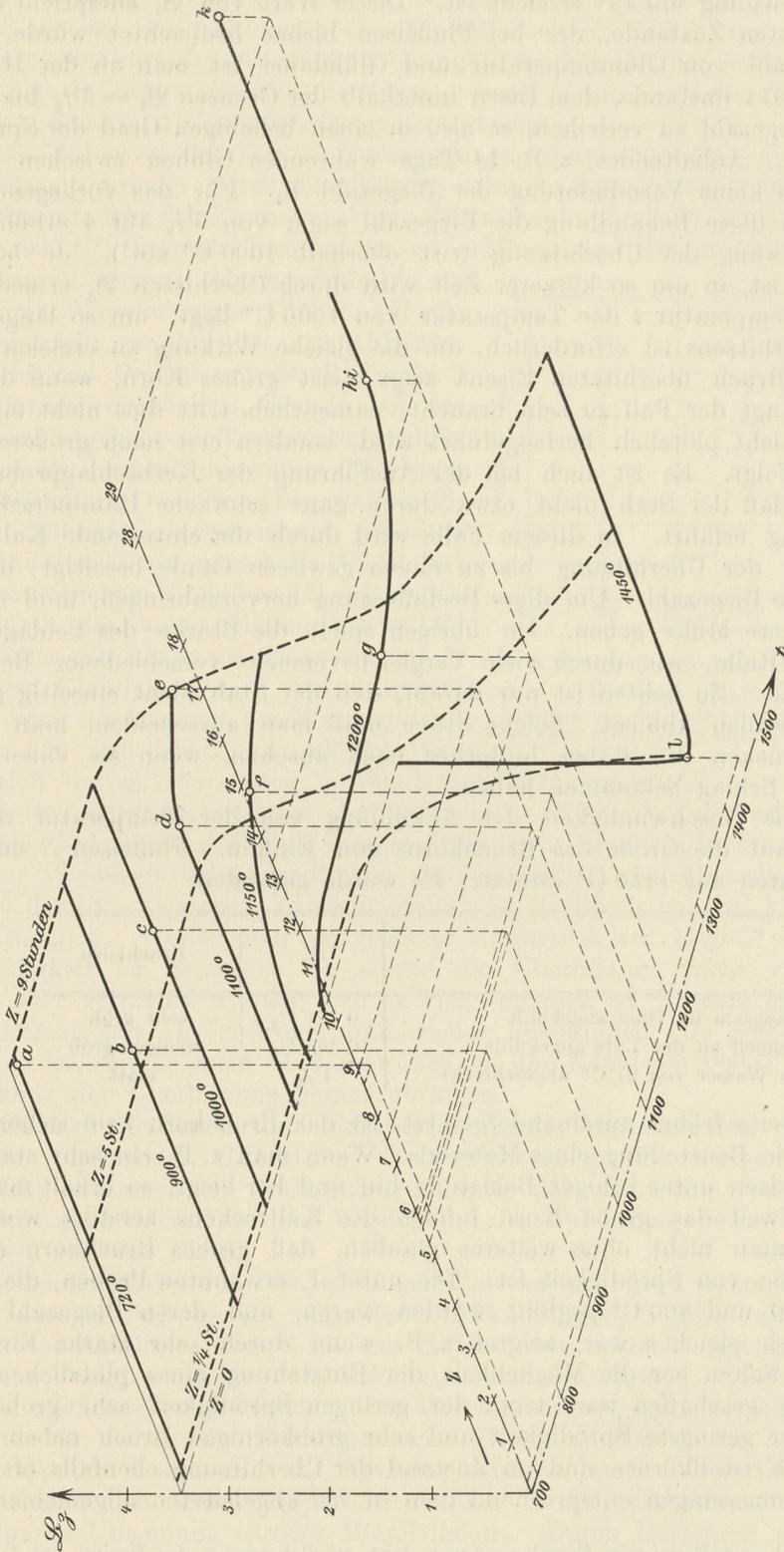


Abb. 314. Flußeisen S 660. Beziehungen zwischen Glühhitze  $t$ , Glühdauer  $z$  und Biegezahl.

$\frac{1}{2}$ , d. h. das gekerbte Stäbchen bricht unter dem Schlag des Hammers glatt ab, bevor eine Biegung um  $45^\circ$  erreicht ist. Dieser Wert von  $\mathfrak{B}_3$  entspricht ungefähr dem sprödesten Zustande, der bei Flußeisen bisher beobachtet wurde. Durch geeignete Wahl von Glühtemperatur und Glühdauer ist man an der Hand des Schaubildes 314 imstande, dem Eisen innerhalb der Grenzen  $\mathfrak{B}_3 = 3\frac{1}{2}$  bis  $\frac{1}{2}$  jede beliebige Biegezahl zu verleihen, es also in einen beliebigen Grad der Sprödigkeit zu versetzen. Anhaltendes, z. B. 14 Tage währendes Glühen zwischen  $700$  und  $850\text{ C}^\circ$  ergab keine Verminderung der Biegezahl  $\mathfrak{B}_3$ . Für das vorliegende Eisen wurde durch diese Behandlung die Biegezahl sogar von  $3\frac{1}{2}$  auf  $4$  erhöht.

Die Wirkung der Überhitzung tritt oberhalb  $1000\text{ C}^\circ$  ein<sup>1)</sup>. Je höher die Temperatur ist, in um so kürzerer Zeit wird durch Überhitzen  $\mathfrak{B}_3$  erniedrigt. Je näher die Temperatur  $t$  der Temperatur von  $1000\text{ C}^\circ$  liegt, um so längere Zeitdauer des Erhitzens ist erforderlich, um die gleiche Wirkung zu erzielen<sup>1)</sup>.

2. Der Bruch überhitzten Eisens zeigt meist grobes Korn, wenn dies auch nicht unbedingt der Fall zu sein braucht; namentlich tritt dies nicht ein, wenn der Bruch nicht plötzlich herbeigeführt wird, sondern erst nach größerer Formänderung erfolgt. Es ist auch bei der Ausführung der Kerbschlagprobe darauf zu achten, daß der Stab nicht etwa durch ganz schwache Hammerschläge die erste Biegung erfährt. In diesem Falle wird durch die eintretende Kaltreckung die Wirkung der Überhitzung bis zu einem gewissen Grade beseitigt; und man erhält höhere Biegezahl. Um diese Beeinflussung hervorzubringen, muß man sich aber besondere Mühe geben. Im übrigen spielt die Stärke des Schlages keine wesentliche Rolle, wie durch viele Vergleichsversuche verschiedener Beobachter festgestellt ist. Zu achten ist nur darauf, daß der Stab nicht einseitig getroffen wird und seitlich abbiegt. Solche Stäbe muß man ausscheiden; man kann es den Bruchstücken des Stabes hinterher noch ansehen, wenn sie einen solchen fehlerhaften Schlag bekommen haben.

Auch die Geschwindigkeit der Abkühlung von der Temperatur der Überhitzung ist auf die Größe des Bruchkorns von Einfluß. Flußeisen *S* 660 wurde in  $32,5$  Minuten auf  $1450\text{ C}^\circ$  erhitzt. Es wurde gefunden:

	$\mathfrak{B}_3$	Bruchkorn
Langsam im Ofen abgekühlt . . . . .	0 bis $\frac{1}{2}$	sehr grob
Schnell an der Luft abgekühlt . . . . .	0 bis $\frac{1}{2}$	weniger grob
In Wasser von $21\text{ C}^\circ$ abgeschreckt . . . . .	$1\frac{1}{2}$	matt

Wie bereits früher auseinandergesetzt, ist das Bruchkorn kein sicherer Wegweiser für die Beurteilung eines Materials. Wenn man z. B. ein sehr stark überhitztes Flußeisen unter ruhiger Belastung hin und her biegt, so erhält man feines Bruchkorn, weil das grobe Korn infolge des Kaltreckens zerstört worden ist. Auch muß man nicht ohne weiteres glauben, daß grobes Bruchkorn durchaus das Anzeichen von Sprödigkeit ist. Die unter 1. erwähnten Proben, die 14 Tage zwischen  $700$  und  $800\text{ C}^\circ$  geglüht worden waren, und deren Biegezahl  $\mathfrak{B}_3$  sehr hoch, nämlich gleich  $4$  war, zeigten z. B., wenn durch sehr starke Einkerbung von beiden Seiten her die Möglichkeit der Entstehung eines plötzlichen Bruchs unter Schlag geschaffen war, trotz der geringen Sprödigkeit sehr grobes Korn. Man hat hier geringste Sprödigkeit und sehr grobkörnigen Bruch nebeneinander.

3. Die Kristallkörner sind im Zustand der Überhitzung ebenfalls oft von erheblichen Abmessungen entsprechend dem in 260 abgeleiteten allgemeinen Gesetz.

<sup>1)</sup> Bei kohlenstoffreicheren Eisenlegierungen tritt möglicherweise der Beginn der Überhitzung bereits unterhalb  $1000\text{ C}^\circ$  ein.

Da aber das Eisen bei der Abkühlung Umwandlungen erleidet, so ist auf die Größe der Kristallkörner nicht nur die Art der Erhitzung, sondern sehr wesentlich auch die Art der Abkühlung von Einfluß. Schnelle Abkühlung von dem die Überhitzung bedingenden Wärmegrade bringt feine Eisenkörner hervor, ohne daß die Sprödigkeit sich wesentlich verringert, es sei denn, daß die Abkühlung so schroff ist, daß sie Abschreckwirkung hervorbringt.

4. Die Fähigkeit des Eisens, Umwandlungen durchzumachen, gibt ein Mittel an die Hand, um die durch Überhitzung erzeugte Sprödigkeit wieder zu beseitigen. Man braucht das Eisen nur kurze Zeit auf eine oberhalb des Umwandlungspunktes ( $900\text{ C}^\circ$ ) liegende Temperatur zu erhitzen und für nicht zu langsame Abkühlung zu sorgen. Abschreckung ist zu vermeiden. Wie derartige Glühen auf die Biegezahl wirkt, ergibt sich aus Abb. 315. Die überhitzten Proben mit der Biegezahl 0 bis  $\frac{1}{2}$  wurden sämtlich  $\frac{1}{2}$  Stunde bei der als Abszisse angegebenen Temperatur geglüht und dann an der Luft abgekühlt. Die durch diese Behandlung erzielten Biegezahlen  $\mathfrak{B}_3$  sind als Ordinaten eingezeichnet. Glühen des überhitzten Eisens unterhalb  $900\text{ C}^\circ$  hat keinen wesentlichen Einfluß auf  $\mathfrak{B}_3$ . Dagegen steigt durch das kurze Glühen bei  $900\text{ C}^\circ$  und darüber die Biegezahl  $\mathfrak{B}_3$  sofort auf 3. Bei langer Glühdauer, z. B. bei 6tägigem Glühen, kann auch schon bei Wärmegraden zwischen  $700$  und  $850\text{ C}^\circ$  die gleiche Wirkung erzielt werden, wie durch  $\frac{1}{2}$ stündiges Glühen bei  $900\text{ C}^\circ$ .

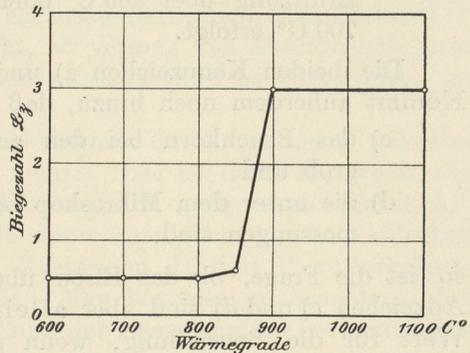


Abb. 315. Flußeisen S 660. Anfangszustand: Überhitzt.  $\mathfrak{B}_3 = 0$  bis  $\frac{1}{2}$ .

Änderung von  $\mathfrak{B}_3$  durch  $\frac{1}{2}$ stündiges Glühen bei den durch die Abszissen angegebenen Wärmegraden.

Bemerkenswert ist, daß bei der Temperatur  $1100\text{ C}^\circ$ , bei der auf Grund des Schaubildes 314 nach genügend langer Glühdauer bereits Überhitzung eintritt, bei kurzer Wiedererhitzung der Proben die Sprödigkeit wieder beseitigt wird, wie Abb. 315 dartut. Derartige kurze Erhitzung ist natürlich nur bei kleinen Probestücken möglich. Wollte man ein größeres Eisenstück auf  $1100\text{ C}^\circ$  erhitzen, um die Sprödigkeit zu beseitigen, so würde die Überhitzung nicht verschwinden, sondern eher vermehrt werden, weil es nicht möglich ist, größere Massen in genügend kurzer Zeit zu erwärmen und wieder abzukühlen. Je größer die Masse des Eisens ist, um so mehr muß man sich in der Nähe von  $900\text{ C}^\circ$  halten, um die Wirkung der Überhitzung herauszubringen.

Überhitztes Flußeisen und überhitztes Kupfer unterscheiden sich dadurch wesentlich voneinander, daß bloßes Wiedererhitzen des ersteren genügt, um die Überhitzung zu beseitigen, während bei Kupfer dies nicht zum Ziel führt. Der Grund liegt eben darin, daß das Kupfer bei der Abkühlung keine Umwandlung durchmacht wie das Eisen.

5. Wird ein Flußeisen, welches längere Zeit bei genügend hoher Temperatur  $t$  geglüht war, so daß es bei ungestörter Abkühlung Sprödigkeit zeigen würde, während der Abkühlung von  $t$  bis auf Rotglut warmgereckt (geschmiedet oder gewalzt), so zeigt es nach dem Erkalten keine Sprödigkeit. Durch diese Bearbeitung wird somit der Wirkung des Überhitzens entgegengearbeitet. Das ist wichtig für die Arbeit des Schweißens von Eisen, bei dem ja die Erhitzung der zu schweißenden Enden bis auf Weißglut erfolgen muß. Dies würde zu Überhitzung führen und nach erfolgter Schweißung in der Schweißnaht und in ihrer unmittelbaren Umgebung sprödes Metall liefern. Durch Hämmern der Schweißnaht bis herunter zu Rotglut wird diese üble Einwirkung beseitigt. Man muß

natürlich darauf acht geben, daß die der Schweißstelle benachbarten Teile des zu schweißenden Körpers, die ebenfalls während der Erwärmung auf Schweißhitze überhitzt worden sind, auch mit gehämmert werden, sonst wird zwar die gehämmerte Schweißnaht ihre Sprödigkeit verlieren, die benachbarten Stellen werden aber spröde bleiben.

6. Die Kennzeichen zur Feststellung der Überhitzung bei Eisen, dessen Vorgeschichte unbekannt ist, sind folgende:

- a) Geringe Biegezahl  $\mathfrak{B}_3$ .
- b) Die Biegezahl wird durch  $\frac{1}{2}$ stündiges Erhitzen bei Wärmegraden unter  $850\text{ C}^\circ$  nicht wesentlich erhöht, wohl aber wird  $\mathfrak{B}_3$  gesteigert, wenn die Erhitzung über  $900\text{ C}^\circ$  oder sehr lange Zeit bei Wärmegraden oberhalb  $700\text{ C}^\circ$  erfolgt.

Die beiden Kennzeichen a) und b) genügen in der Regel zur Feststellung. Kommt außerdem noch hinzu, daß

- c) das Bruchkorn bei den zur Ermittlung von  $\mathfrak{B}_3$  verwendeten Proben grob und
- d) die unter dem Mikroskop beobachteten Eisenkörner von erheblichen Abmessungen sind,

so ist die Frage, ob das Eisen überhitzt war, mit Sicherheit entschieden. Die Anzeichen c) und d) sind aber allein nicht maßgebend, sondern haben nur dann Wert für die Beurteilung, wenn gleichzeitig die Bedingungen a) und b) erfüllt sind.

Ähnliche Überhitzungserscheinungen wie bei Kupfer und Eisen findet man auch bei anderen metallischen Stoffen.

**318.** Werden Eisen-Kohlenstoff-Legierungen bis nahe an den Schmelzpunkt erhitzt bis zum beginnenden Abschmelzen, so tritt wieder Annäherung des Gefüges an das des gegossenen Materials ein. Vor allen Dingen kann dann von neuem Ausbildung scharf ausgeprägter Schaumkammern stattfinden, in deren Grenzflächen sich fremde Stoffe ansammeln. Es können dann auch wieder Spannungen längs der Grenzstände hinzutreten und so Sprödigkeit des Metalls verursachen. Treten dann noch chemische Einflüsse, wie z. B. stellenweise Entkohlung, Entstehung oxydischer Einschlüsse usw. hinzu, so nennt man den Zustand des Metalls nicht mehr „überhitzt“ sondern „verbrannt“.

Tafelabb. 60 und 61, Taf. XII, geben hierfür ein Beispiel. Ein Rundeisen von 36 mm Durchmesser aus Schienenstahl (0,21 C, 0,31 Si, 0,63 Mn, 0,12 P, 0,06 S) wurde im Schmiedefeuer bis zum beginnenden Abschmelzen erhitzt und dann in Wasser abgeschreckt. Tafelabb. 60 zeigt in 22facher Vergrößerung die Bildung der Schaumkammern, gekennzeichnet durch die dunklen schlackenartigen Pünktchen, die längs der Grenzstände dieser Kammern liegen. Der Bruch erfolgt vorwiegend nach diesen Schaumwänden. In Tafelabb. 61 ist die Sachlage in stärkerer Vergrößerung (123fach) wiedergegeben. Längs der Schaumwände ziehen sich helle Bänder, in denen die dunklen Pünktchen eingesprengt liegen.

Verbrennen kann auch bei anderen Metallen vorkommen, z. B. beim Kupfer (316) usw.

### e) Das Abschrecken.

**319.** Alle Vorgänge der Erstarrung und Umwandlung, wie sie früher (11 bis 140) beschrieben wurden, bedürfen zu ihrer Vollendung einer gewissen Zeitdauer. Vielfach vollziehen sich die Vorgänge äußerst schnell, in anderen Fällen jedoch ist die zu ihrer Beendigung erforderliche Zeit verhältnismäßig groß. Wir

wollen allgemein die Temperatur, bei der sich ein solcher Vorgang (Erstarrung, teilweise Kristallisation einer festen Phase, Umwandlung usw.) abspielt, mit  $t_v$ , den Zustand oberhalb  $t_v$  mit I und den Zustand unterhalb  $t_v$  mit II bezeichnen, wenn die Abkühlung durch die Temperatur  $t_v$  genügend langsam erfolgte, so daß der Vorgang eintreten konnte.

Gelingt es, die Abkühlung durch  $t_v$  so schnell zu bewirken, daß der Vorgang I  $\rightarrow$  II nicht Zeit zu seiner Vollendung hat, so kann man ganz oder teilweise den Zustand I, wenn auch im metastabilen Gleichgewicht, bei gewöhnlichen Wärmegraden beibehalten. Wir wollen den so erhaltenen Zustand mit I' bezeichnen, was andeuten soll, daß er mehr oder weniger dem Zustand I nahekommt. Eine sehr rasche Abkühlung durch  $t_v$  nennt man Abschrecken. Hat nun der metallische Stoff in seinem Zustand I' wesentlich andere Eigenschaften, als in dem Zustand II, in den er durch langsame Abkühlung übergeht, so vermag das Abschrecken ganz wesentliche Eigenschaftsänderungen in dem metallischen Stoff hervorzurufen, die technisch nutzbar gemacht werden können.

In vielen Fällen gelingt aber trotz Abschreckens die ganze oder teilweise Verhinderung des Übergangs von I nach II nicht. Dies ist der Fall, wenn der Vorgang bei  $t_v$  sich zu schnell abspielt, als daß er durch noch so plötzliches Abschrecken aufgehalten werden könnte. Es ist dann unmöglich, den metallischen Stoff bei gewöhnlicher Temperatur in zwei Zuständen II und I' zu erhalten; möglich ist dann nur der stabile Zustand II. Man hat also zu beachten, daß Abschrecken nicht notwendigerweise Änderung der Eigenschaften hervorzurufen braucht.

Zu den Vorgängen, die sich durch Abschrecken nicht verhindern lassen, gehören z. B. in der Mehrzahl der Fälle die Erscheinungen beim Übergang aus dem flüssigen in den festen Zustand. Die Umwandlungserscheinungen, die sich im festen Zustand abspielen, vollziehen sich dagegen oft mit so geringen Geschwindigkeiten, daß Abschrecken die Umwandlung ganz oder teilweise hintertreiben kann.

Das Abschrecken geschieht meist durch Eintauchen des bei einer Temperatur oberhalb  $t_v$  befindlichen Stoffes in Wasser oder wässrige Lösungen. In Fällen, wo weniger schroffe Abschreckung zum Ziele führt, genügt auch Eintauchen in Öle, Fette, schmelzende Metalle oder auch Gegenblasen eines Luftstromes.

Seine wichtigste Anwendung findet das Abschreckverfahren bei den Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, insbesondere bei denen mit höherem Kohlenstoffgehalt, den Werkzeugstählen. Die Umwandlungsvorgänge, die in Abb. 48 durch die Linienzüge  $J_1H''O''D''$  und  $NO''R$  angedeutet sind, können ganz oder teilweise unterschlagen werden, wenn Abschreckung von Wärmegraden oberhalb der Linie  $NO''R$ , also von Temperaturen oberhalb  $700\text{ C}^\circ$  vorgenommen wird. Alsdann wird die Legierung bei Zimmerwärme metastabil in einem Zustand I' erhalten, der stabil nur oberhalb  $700\text{ C}^\circ$  auftreten kann. Bei langsamer Abkühlung dagegen erzielt man den Zustand II, wobei alle durch das obige Liniensystem angedeuteten Vorgänge vollzogen sind.

Der Zustand I' unterscheidet sich bei den Eisen-Kohlenstoff-Legierungen von dem stabilen Zustand II durch höhergelegene  $B$ -Grenze, geringere Bruchdehnung und besonders durch größere Härte. Das Abschrecken bewirkt hier Härtesteigerung, Härtung (vgl. II B).

Die Eigenschaft der Stähle, durch Abschrecken Härtung anzunehmen, ermöglicht ihre Verwendung zur Herstellung von Schneidwerkzeugen zur Bearbeitung von Metallen. Die Werkzeuge, wie z. B. die Drehstähle, Fräser, Bohrer usw., bedürfen selbst bei ihrer Anfertigung einer weitgehenden Bearbeitung durch schneidende Werkzeuge. Diese geschieht zweckmäßig in dem Zustande II von geringer Härte. Nachdem die Formgebung genügend weit vorgeschritten ist, führt man

den Stahl durch Erhitzen auf eine Temperatur oberhalb 700 C° und Abschrecken in den harten Zustand I' über, in dem er dann geeignet ist, andere Metalle zu schneiden.

Abschreckung braucht nicht in allen Fällen Härtesteigerung zu bewirken, so daß also Härtung und Abschrecken nicht gleichbedeutend sind. Wenn der Zustand I' bei den Eisen-Kohlenstoff-Legierungen härter ist, als der Zustand II, so ist dies kein zu verallgemeinernder Fall. Bei anderen metallischen Stoffen kann keine oder nur geringe Härtesteigerung herbeigeführt werden; es gibt sogar Stoffe, bei denen der Zustand I' einer geringeren Härte entspricht, als der Zustand II.

So wird z. B. Manganstahl mit 5,11% Mangan neben 0,76% C, 1,11% Si, 0,013% P und 0,011% S nach Guillet (*L<sub>4</sub> 41*) durch das Abschrecken etwas weicher.

Vorbehandlung	$\sigma_S$ at	$\sigma_B$ at	$\delta_{200}$ %	$\mathfrak{D}_{3000}^1$ kg/qmm
Geschmiedet . . . . .	6000	8650	2	420
Abgeschreckt, vermutlich bei 900 C° . . . . .	4300	5450	1	245

<sup>1)</sup> Kugeldruckhärte (Brinellzahl)  $D = 10$  mm (*350*),  $P = 3000$  kg.

Hierbei ist das geschmiedete Metall im Zustand II, das abgeschreckte im Zustand I'. In letzterem zeigt der Stahl geringere Bruchgrenze, Streckgrenze, Dehnung und Kugeldruckhärte. Die Wirkung ist also entgegengesetzt der bei gewöhnlichen Stählen.

Ähnlich verhalten sich Nickelstähle mit hohem Nickelgehalt beim Abschrecken von Kirschrotglut (Dumas, *L<sub>4</sub> 42*), wie folgende Beispiele zeigen:

C%	Ni%	Vorbehandlung	$\sigma_S$ at	$\sigma_B$ at	$\delta_x$ %	$q$ %
0,1—0,2	24,72	gewalzt	4070	12200	13,5	22,0
		abgeschreckt	3660	11800	10,0	13,0
	27,72	gewalzt	3210	5780	34,0	55,0
		abgeschreckt	2130	5340	40,0	57,0
	30,44	gewalzt	2220	5120	30,0	71,0
		abgeschreckt	2120	4960	36,0	69,0
43,92	gewalzt	4930	6950	23,5	48,0	
	abgeschreckt	3280	6080	33,0	54,0	

Bei Metallen und Legierungen ohne Umwandlungen unterhalb der Erstarrung, z. B. Kupfer, kann natürlich das Abschrecken keine Änderung der Eigenschaften gegenüber der langsamen Abkühlung hervorbringen, es sei denn, daß in den abgeschreckten Metallproben infolge ungleichmäßiger Abkühlung in den inneren und äußeren Teilen Wärmespannungen (*324 bis 338*) entstehen, die ihren Einfluß auf die Festigkeitseigenschaften geltend machen.

Die Wirkung des Schreckgusses, auf die in *291* hingewiesen wurde, beruht zum Teil auch auf Abschreckwirkung.

Die vielgestaltigen Einflüsse des Abschreckens müssen später eingehend bei den einzelnen metallischen Stoffen besprochen werden.

## f) Festigkeitseigenschaften bei höheren und niederen Wärmegraden.

320. Bisher waren vorwiegend nur die Festigkeitseigenschaften in Betracht gezogen worden, die die metallischen Stoffe bei gewöhnlicher Temperatur besitzen. Sie sind jederzeit in diesem Buch gemeint, wenn nichts anderes ausdrücklich erwähnt ist.

Da nun metallische Stoffe auch bei tieferen und höheren Wärmegraden Beanspruchungen ausgesetzt werden (Leitungsmaterialien für Dampf, Feuerungsteile, Teile von Kälteerzeugungsmaschinen usw.), so entsteht die Frage, welche Änderungen die Festigkeitseigenschaften der metallischen Stoffe mit der Temperatur erleiden. Hiervon überzeugt man sich durch den Warm- oder Kaltversuch, indem man die betreffende Festigkeitseigenschaft bei der in Frage kommenden Temperatur ermittelt.

Allgemein läßt sich über die Abhängigkeit der Festigkeitseigenschaften der metallischen Stoffe von der Versuchstemperatur  $t$  nichts sagen. Die hier herrschenden Gesetze sind bei verschiedenen Metallen, wie z. B. bei den Eisenlegierungen, beim Kupfer und auch beim Zink, sehr verwickelt. Sie müssen im besonderen Teile dieses Buches Besprechung finden.

Daß plötzliche Änderungen in den Eigenschaften eintreten, wenn die Versuchstemperatur  $t$  in das Gebiet einer Umwandlung eintritt, ist nach früherem einleuchtend. Es gibt aber auch Änderungen der Festigkeitseigenschaften, die sich durch Umwandlungen, wenigstens zurzeit, nicht erklären lassen (286).

Besonders muß noch darauf hingewiesen werden, daß kaltgereckte metallische Stoffe ihre durch das Kaltrecken gesteigerte  $S$ - und  $B$ -Grenze bei höheren Wärmegraden infolge der Glühwirkung wieder einbüßen. Es muß deswegen darauf geachtet werden, daß die Temperatur, bei der diese kaltgereckten Stoffe im Bauwerk beansprucht werden (Betriebstemperatur  $t_b$ ), diejenige Temperatur  $t_u$  nicht überschreitet, bei der die Glühwirkung einzutreten beginnt (297), weil dadurch die mit dem Kaltrecken angestrebten Eigenschaften wieder rückgängig gemacht werden.

Man darf z. B. bei der Berechnung der Wandstärke von Kupferrohren für überhitzten Dampf niemals diejenige  $B$ -Grenze zugrunde legen, die das kaltgereckte Kupfer zeigt, wenn der Zerreißversuch bei gewöhnlicher Wärme durchgeführt wird. Nach früherem liegt ja bei kaltgerecktem, sehr reinem Kupfer die Temperatur des vollständigen Ausglühens  $t_r$  unterhalb  $300\text{ C}^\circ$ ; diese Temperatur kann aber in Leitungen für überhitzten Dampf erreicht werden. Man darf aber auch nicht ohne weiteres diejenige  $B$ -Grenze als Grundlage der Berechnung wählen, die das vollständig ausgeglühte Kupfer bei Zimmerwärme als Versuchstemperatur ergeben würde; man muß sich vielmehr vergewissern, welche Festigkeit das Material bei einer Versuchstemperatur  $t$  zeigt, die der Betriebstemperatur  $t_b$  gleich ist.

Bekannt ist, daß stählerne Eisenbahnwagenachsen bei strenger Kälte leichter Brüche erleiden, als bei gewöhnlichen Wärmegraden. Die Änderung der Festigkeitseigenschaften zeigt sich hierbei weniger in der Änderung von  $\sigma_S$ ,  $\sigma_B$ ,  $\delta$ , wie sie beim Zugversuch gewonnen werden; sie zeigt sich besonders in der Änderung der Kerzbähigkeit (Widerstandsfähigkeit gekerbter Stäbe gegenüber Schlag. Kerbschlagprobe, 343 bis 345). Charpy ( $L_4$  43) fand mit Stäben von  $30 \times 30$  mm Querschnitt, Kerb nach Abb. 395,  $d' = 4$  mm, unter einem Pendelschlagwerk von 200 mkg (343 bis 345) folgende Schlagarbeiten  $a$  in mkg/qcm bei verschiedenen Versuchstemperaturen  $t$ :

Material	Chem. Zusammensetzung %				a in mkg/qcm bei t =		
	C	Mn	P	S	- 80 C°	- 18 C°	+ 30 C°
Thomasflußeisen, gegläht . . . . .	0,04	0,33	0,05	0,02	0,1	1,8	16,9
Martinflußeisen, bei 900 C° gegläht	0,14	0,28	0,005	0,006	0,9	> 44,6 <sup>1)</sup>	> 44,6 <sup>1)</sup>
Desgl. . . . .	0,21	0,60	0,03	0,03	14,6	17,4	22,9

### C. Einfluß der Zusammensetzung der Legierungen auf Festigkeitseigenschaften und Härte.

321. Die Festigkeitseigenschaften ( $\sigma_S$ ,  $\sigma_B$ ,  $\delta$ ,  $q$  usw.), sowie die Härte sind im allgemeinen keine additiven Eigenschaften (209). Sind also die Festigkeitseigenschaften und die Härte der die Legierung aufbauenden Stoffe bekannt, so ist es trotzdem nicht möglich, die entsprechenden Eigenschaften der Legierung zu berechnen. Es ist notwendig, für jede Legierungsreihe die Abhängigkeit dieser Eigenschaften von der Zusammensetzung durch den Versuch festzustellen. Die Schaulinien, die die Abhängigkeit der genannten Eigenschaften von der Zusammensetzung  $c$  der Legierung angeben, wollen wir als die  $c, \sigma_S$ -,  $c, \sigma_B$ -,  $c, \delta$ - usw. Linien bezeichnen. Hierbei ist  $c$  bei einer aus den beiden Stoffen  $A$  und  $B$  bestehenden Legierung der Gehalt an Stoff  $B$  in Gewichtsprozenten als Abszisse und der Wert von  $\sigma_S$ ,  $\sigma_B$ ,  $\delta$  als Ordinate gewählt.

Die Kenntnis der Abhängigkeit zwischen Festigkeitseigenschaften und Zusammensetzung ist von hoher Bedeutung, weil man ja gerade bei der Herstellung der Legierungen das Ziel verfolgt, metallische Stoffe von ganz bestimmten, dem besonderen Zweck angepaßten Eigenschaften zu erzeugen. Die Änderungen, die man durch Legieren mehrerer Metalle miteinander hervorbringen kann, sind zuweilen außerordentlich beträchtlich, so daß die erhaltenen Legierungen mitunter äußerlich gar keine Ähnlichkeit mehr mit den Stoffen zeigen, aus denen sie gebildet sind.

Die meisten der für die Technik in Betracht kommenden reinen Metalle haben zu geringe Festigkeit  $\sigma_B$  und zu niedrige Streckgrenze  $\sigma_S$ , als daß sie ohne weiteres als Baustoffe für solche Teile verwendet werden könnten, die wesentlichen Beanspruchungen durch äußere Kräfte ausgesetzt sind. Auch die Härte ist in der Mehrzahl der Fälle so gering, daß bereits geringfügige äußere Einwirkungen örtliche Verletzungen des Metalls herbeiführen können, und daß gegen Abnutzung nur geringer Widerstand geleistet wird. Durch Legieren zweier oder mehrerer Metalle kann man unter gewissen Verhältnissen die Festigkeit  $\sigma_B$ , die Streckgrenze  $\sigma_S$  und die Härte steigern. Die meisten unserer metallischen Baustoffe sind Legierungen, bei denen diese Eigenschaften durch Regeln der Zusammensetzung für den besonderen Gebrauchszweck abgestimmt sind. Leider geht in der Mehrzahl der Fälle mit der Steigerung der  $S$ - und  $B$ -Grenze Verminderung der Bruchdehnung  $\delta$  Hand in Hand. Man muß sich daher bei der Steigerung der Festigkeit und Härte durch die Legierungszusätze eine gewisse Beschränkung auferlegen, damit nicht infolge zuweit verminderter Bruchdehnung die Widerstandsarbeit (289) des Baustoffes geschmälert wird.

Im allgemeinen sind die Festigkeitseigenschaften und die Härte der Legierungen bei gleichbleibender Vorbehandlung abhängig von der Art der in der erstarrten, bei Zimmerwärme befindlichen Legierung vorhandenen Phasen, den Mengenverhältnissen, in denen sie auftreten, und schließlich auch noch von der

<sup>1)</sup> Nicht gebrochen.