

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 Gefügegenleichgewichts 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 Gefügegenleichgewicht 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 Gefügegenleichgewicht 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 Gefügegenleichgewicht 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 σ_S , σ_B , δ , 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.

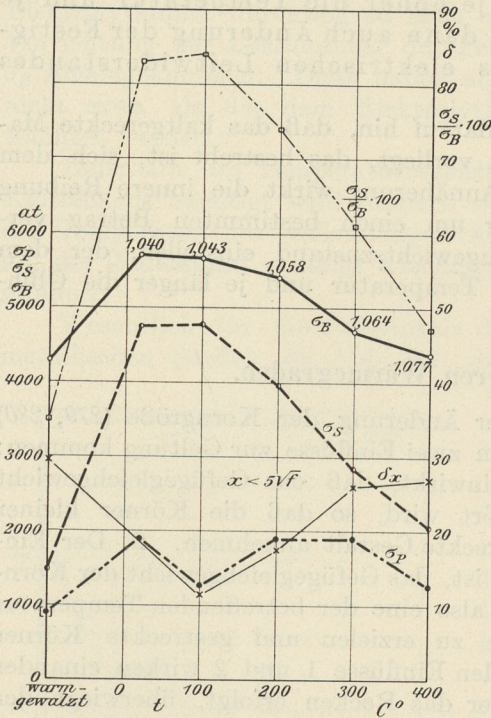


Abb. 308. Einfluß des Reckens bei verschiedenen Wärmegraden auf die Festigkeitseigenschaften warmgewalzten Deltametalls. (Nach Rudeloff.)

t : Temperatur, bei der das Recken erfolgte.
Die der Schaulinie für σ_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 σ_S und σ_B . Die Dehnung δ steigt an. Bei 400 C° 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 Rudeloff entlehnt ($L_4 2$). Als Abszissen sind die Temperaturen t eingezeichnet, bei denen das Recken vorgenommen wurde. Als Ordinaten sind die Festigkeitseigenschaften σ_P , σ_S , σ_B , δ , $\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$ verwendet¹⁾. Die

beim Recken erzielten Streckzahlen f_0/f sind der Schaulinie für σ_B beigeschrieben. Als Anfangszustand sind auf der Ordinatenachse die Eigenschaften für das warmgewalzte Metall eingetragen (Recken bei Rotglut). Der Abszisse 20 C° entspricht Kaltrecken bei gewöhnlicher Temperatur. 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 δ . Es würde hier also Einfluß 1 kräftig überwiegen. Recken bei 100 C° ergibt gegenüber dem Recken bei gewöhnlicher Temperatur nur geringfügige Unterschiede in bezug auf σ_S und σ_B ; stärkere Unterschiede zeigen sich in der herbeigeführten Dehnung δ . Beim weiteren Steigen der Temperatur beginnt nun Einfluß 2 sich

¹⁾ 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 δ .

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 δ 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 δ 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 größer¹⁾ sind, als bei allen anderen Temperaturen von Zimmerwärme aufwärts. Sollte sich dies bestätigen, so wäre da-

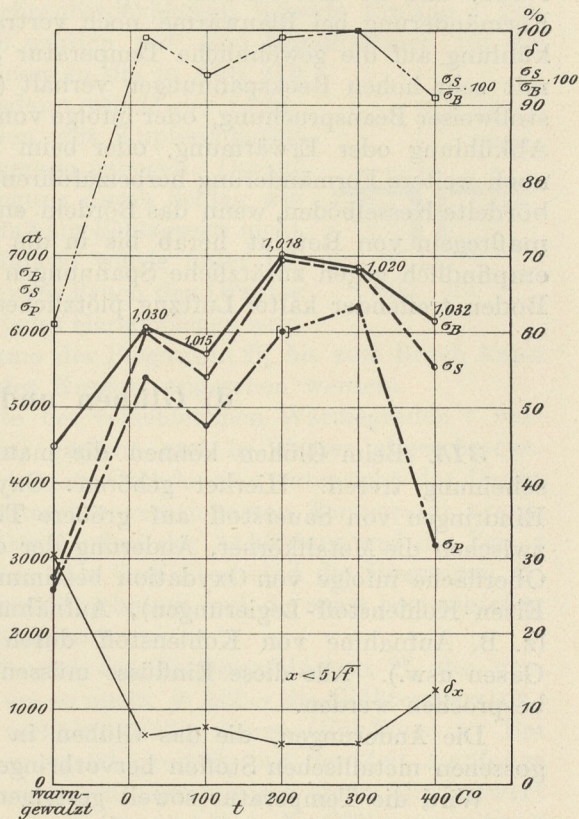


Abb. 309. Einfluß des Reckens bei verschiedenen Wärmegraden auf die Festigkeitseigenschaften warmgewalzten Martenflußeisens. (Nach Rudeloff.)

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

¹⁾ 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 σ_B und δ 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 σ_S , σ_B bei weiterer Temperatursteigerung langsam weiter ab, und auch die Bruchdehnung δ 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 Biegefähigkeit, wofür folgende Versuchsreihe den Beleg erbringt (E. Heyn, *L*₄ 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 Biegefähigkeit des Kupfers angesehen werden.

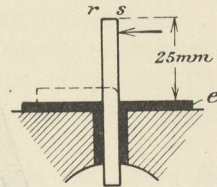


Abb. 310.

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 Biegefähigkeit \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 Biegefähigkeit \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 Biegefähigkeit 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_r* 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 wärend der Erhitzung die Biegefähigkeit 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 Biegefähigkeit 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

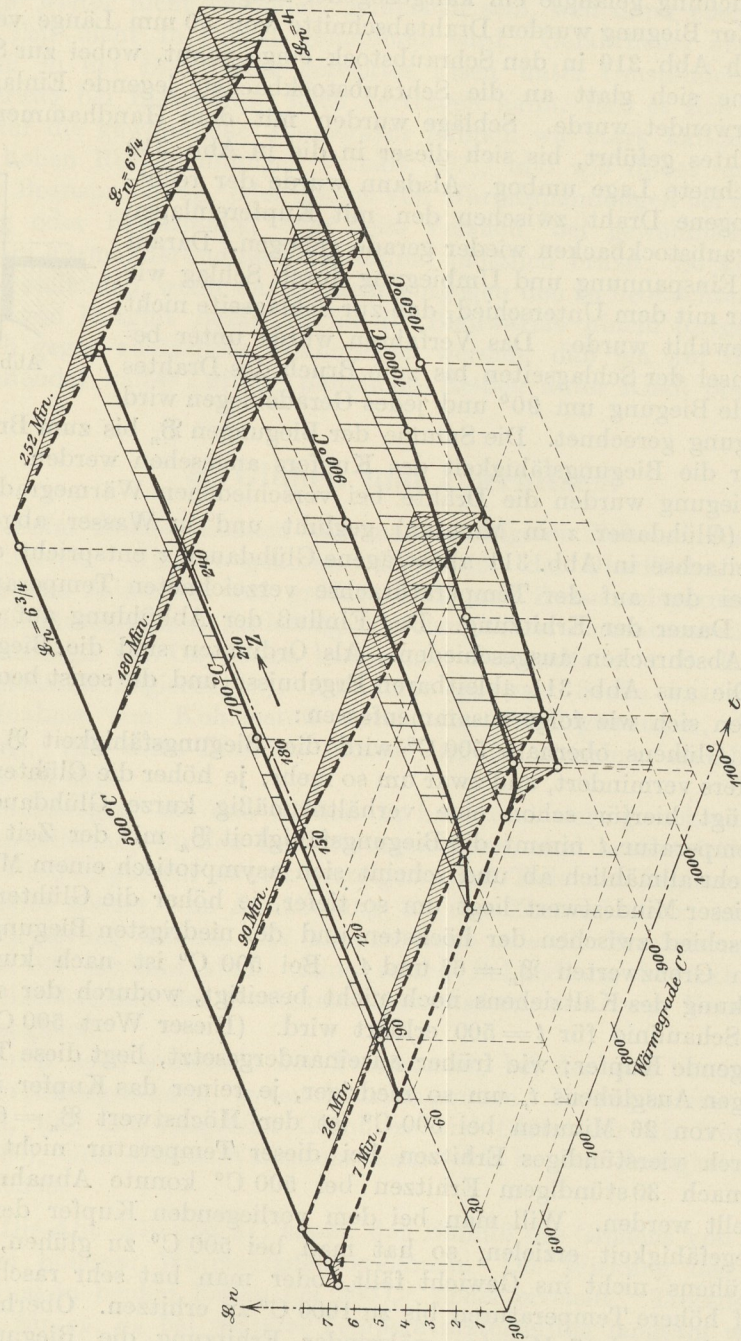


Abb. 311. Beziehungen zwischen Erhitzungsgrad, Erhitzungsdauer und Biegefähigkeit von Kupferdraht.

ganzen Masse erreicht hat, erheblich größer. Dementsprechend müssen sich die Punkte in Abb. 311 verschieben. Man wird daher bei solchen größeren Probestücken 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 σ_S , σ_B , δ 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.

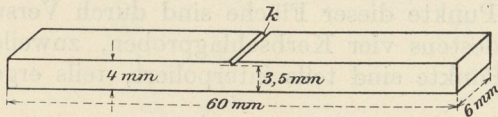


Abb. 312.

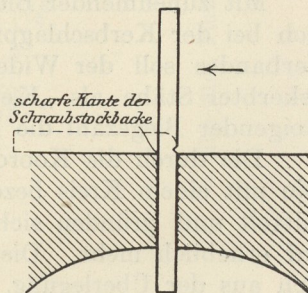


Abb. 313.

Zweckmäßig werden Stäbe von 4×6 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° 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° 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 26×26 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 gegläht. 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, *L₄ 39* und *40*). Die eine Achse gibt die Temperatur t in C° 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 $1000 C^\circ$ gegläht, 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

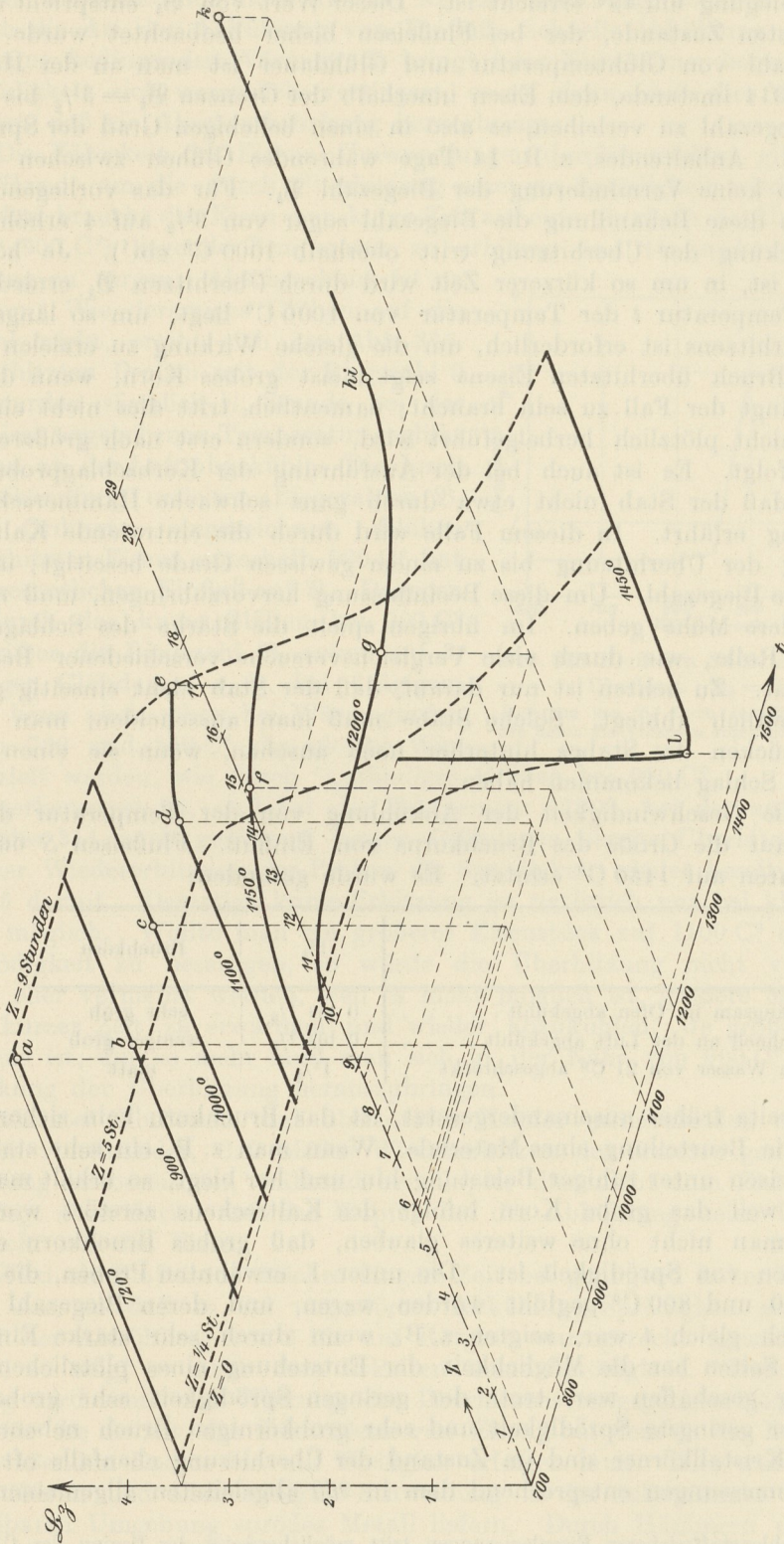


Abb. 314. Flußeisen S 660. Beziehungen zwischen Glühhitze t , Glühdauer z und Biegezahl.

$\frac{1}{2}$, d. h. das gekerbte Stäbchen bricht unter dem Schlag des Hammers glatt ab, bevor eine Biegung um 45° erreicht ist. Dieser Wert von \mathfrak{B}_3 entspricht ungefähr dem sprödesten Zustande, der bei Flußeisen bisher beobachtet wurde. Durch geeignete Wahl von Glüh Temperatur 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 C° 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 C° ein¹⁾. 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 C° liegt, um so längere Zeitdauer des Erhitzens ist erforderlich, um die gleiche Wirkung zu erzielen¹⁾.

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 C° 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 C° 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 C° 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.

¹⁾ Bei kohlenstoffreicheren Eisenlegierungen tritt möglicherweise der Beginn der Überhitzung bereits unterhalb 1000 C° 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 C°) 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 C° hat keinen wesentlichen Einfluß auf \mathfrak{B}_3 . Dagegen steigt durch das kurze Glühen bei 900 C° 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 C° die gleiche Wirkung erzielt werden, wie durch $\frac{1}{2}$ stündiges Glühen bei 900 C° .

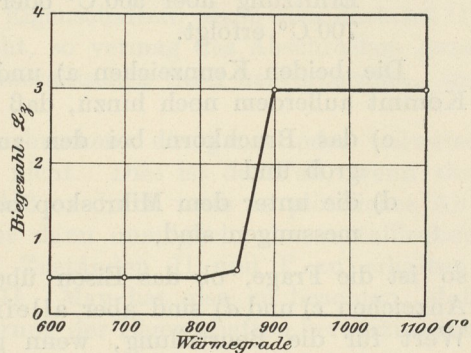


Abb. 315. Flußeisen S 660. Anfangszustand: Überhitzt. $\mathfrak{B}_3 = 0$ bis $\frac{1}{2}$.

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 C° , 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 C° 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 C° 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 C° nicht wesentlich erhöht, wohl aber wird \mathfrak{B}_3 gesteigert, wenn die Erhitzung über 900 C° oder sehr lange Zeit bei Wärmegraden oberhalb 700 C° 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 C° vorgenommen wird. Alsdann wird die Legierung bei Zimmerwärme metastabil in einem Zustand I' erhalten, der stabil nur oberhalb 700 C° 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 (*L₄ 41*) durch das Abschrecken etwas weicher.

Vorbehandlung	σ_S at	σ_B at	δ_{200} %	\mathfrak{D}_{3000}^1 kg/qmm
Geschmiedet	6000	8650	2	420
Abgeschreckt, vermutlich bei 900 C°	4300	5450	1	245

¹⁾ 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, *L₄ 42*), wie folgende Beispiele zeigen:

C%	Ni%	Vorbehandlung	σ_S at	σ_B at	δ_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 C° ; 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 σ_S , σ_B , δ , 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 30×30 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 ¹⁾	> 44,6 ¹⁾
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 (σ_S , σ_B , δ , 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, σ_S -, c, σ_B -, c, δ - 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 σ_S , σ_B , δ 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 σ_B und zu niedrige Streckgrenze σ_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 σ_B , die Streckgrenze σ_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 δ 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

¹⁾ Nicht gebrochen.