

VI. Die Festigkeitseigenschaften und die Härte.

A. Gesichtspunkte für den Konstrukteur bei der Auswahl der Materialien.

287. Der Konstrukteur hat durch die richtige Bemessung der einzelnen Teile einer Maschine oder eines sonstigen Bauwerkes dahin zu streben, daß jeder dieser Teile während seiner Dienstleistung dauernd nur elastischen Formänderungen ausgesetzt ist.

Die äußerste Grenze für die Beanspruchung eines Materials würde demnach durch seine Elastizitätsgrenze (E -Grenze oder σ_E) für die betreffende Art der Beanspruchung gegeben sein (Begriffserklärung s. I, 41), weil bei Beanspruchung über diese Grenze der Bauteil seine Abmessungen bleibend verändert.

In der Regel bewertet der Konstrukteur das Material auf Grund der durch den Zugversuch gewonnenen Zahlenwerte der Festigkeitseigenschaften. In besonderen Fällen, wenn das Material im Bauwerk oder der Maschine besonderen Beanspruchungen unterworfen ist, und sein Widerstand diesen Beanspruchungen gegenüber durch den Zugversuch nicht genügend gekennzeichnet wird, sucht der Konstrukteur durch ergänzende Prüfungen sein Urteil über Eignung des Materials für den bestimmten besonderen Zweck zu erweitern (Druck-, Verdrehungs-, Scher-, Biege-, Schlag-, Beschußversuche usw.).

Durch Vorschrift bestimmter Grenzwerte für die durch diese Prüfungen zu ermittelnden Festigkeitseigenschaften (Lieferbedingungen) versucht man dann Material von der Verwendung zum Bauwerk fernzuhalten, das den Voraussetzungen, die der Konstrukteur bei der Bemessung der einzelnen Teile zugrunde gelegt hat, nicht entspricht.

Ebenso wesentlich ist natürlich, daß bei der Bauausführung das Material keine Behandlung erfährt, die seine Eigenschaften derart ändert, daß es aufhört, den vom Konstrukteur gemachten Voraussetzungen zu genügen.

Da die Ermittlung der E -Grenze bei der Prüfung des Materials umständlich ist und ihre Lage wesentlich von der Genauigkeit des Meßverfahrens abhängt, begnügt man sich in der Regel mit der Bestimmung der Streckgrenze (S -Grenze, σ_S , I, 38), die höher liegt als die E -Grenze. Dem trägt der Konstrukteur dadurch Rechnung, daß er als oberste Grenze für die Beanspruchung des Materials, für die sogenannte zulässige Spannung σ_k , einen Bruchteil der S -Grenze wählt:

$$\sigma_k = \frac{\sigma_S}{m},$$

wobei m stets größer als 1 ist. Der Grenzwert von $m = m'$ würde für σ_k die E -Grenze ergeben. Wie weit man aus Gründen der Sicherheit der Konstruktion

mit σ_k unterhalb des Grenzwertes $\frac{\sigma_S}{m'}$ zu bleiben hat, hängt davon ab, wieweit man im Interesse der Verminderung des Gewichts der Konstruktion gezwungen ist, die Leistungsfähigkeit des Materials auszunutzen. Man wird bei Bauteilen, bei denen Gewichtsparsnis wegen der Eigenart der Konstruktion oder wegen des Preises in besonders hohem Maße angestrebt wird, mit σ_k näher an den oben angedeuteten Grenzwert herangehen, als in Fällen, wo dieser Gesichtspunkt weniger in den Vordergrund tritt.

Manche Materialien zeigen beim Zugversuch keine scharf ausgeprägte S -Grenze. Um in solchen Fällen Übereinstimmung der an verschiedenen Stellen gewonnenen Werte der S -Grenze zu erzielen, definiert man einer besonders vom Kgl. Materialprüfungsamte, Gr.-Lichterfelde, ausgegangenen Anregung entsprechend, die S -Grenze als diejenige Spannung, die beim Zugversuch einer vereinbarten bleibenden Dehnung von $n\%$ entspricht. Diese Grenze soll der Kürze halber mit n -Grenze bezeichnet werden. Häufig wird $n=0,2\%$ gewählt. Die entsprechende Grenze möge dann $0,2$ -Grenze heißen.

Vielfach ist es in den Kreisen der Konstrukteure üblich, nicht die S -Grenze, sondern die Bruchgrenze (σ_B oder B -Grenze) als Ausgangspunkt für die Wahl der zulässigen Spannung σ_k zu wählen. Man setzt dann

$$\sigma_k = \frac{\sigma_B}{n}$$

und bezeichnet n als den „Sicherheitsfaktor“. Das ist gerechtfertigt, wenn man das Verhältnis $\nu = \frac{\sigma_S}{\sigma_B}$ für eine bestimmte Materialgattung in einem bestimmten Zustand der Vorbehandlung kennt, also imstande ist, n so zu wählen, daß $\sigma_k < \frac{\sigma_S}{m'} < \frac{\sigma_B \cdot \nu}{m'}$ und somit $n > \frac{m'}{\nu}$. Für Eisen-Kohlenstoff-Legierungen (Fluß-eisen, Flußstahl), soweit sie nicht kaltgereckt oder abgeschreckt sind, liegt ν in der Regel zwischen 0,5 und 0,65. Man hätte dann n größer zu wählen als $m'/0,5$ oder größer als $2m'$.

Die richtige Wahl der Größe m' und der davon abhängigen n bedingt einen wesentlichen Teil der Tätigkeit des Konstrukteurs und erfordert große Erfahrung. Die große Zahl der im Dienst befindlichen Bauwerke, bei deren Berechnung bestimmte Werte von n bzw. m' zugrunde gelegt wurden, und die während ihrer Dienstzeit den Anforderungen der Sicherheit unter bestimmten Bedingungen entsprachen, gibt einen Anhalt für die Wahl von m' und n in späteren Fällen. Ob und wieweit diese Verhältniszahlen vermindert werden können, ohne daß unter gewissen Bedingungen die Sicherheit der Konstruktion leidet, läßt sich ebenfalls aus den Erfahrungen ableiten, die man mit ähnlichen Bauwerken während ihrer Betriebszeit gemacht hat.

Angaben über die Wahl von m' und n auf Grund der gemachten Erfahrungen gehören in Lehrbücher über Maschinen- und Konstruktionselemente. Diese Zahlen haben mit dem Material als solchem nichts zu tun und sollen hier, wo es sich nur um die Lehre von den Materialien handelt, nicht angeführt werden.

288. Für Bauwerke, die im Dienst „Dauerbeanspruchungen“, d. h. sich sehr häufig wiederholenden Beanspruchungen zwischen einer oberen und einer unteren Grenzspannung ausgesetzt sind, würde als scheinbar zweckmäßigster Anhalt für die Wahl der zulässigen Spannung σ_k die sogenannte Arbeitsfestigkeit des Materials σ_N in Frage kommen (I, 321 bis 324). Das ist diejenige Spannung, die das Material ertragen kann, ohne daß durch eine sehr große Zahl von Wiederholungen dieser Spannung der Bruch herbeigeführt wird. Dadurch würde der Material-

prüfung die Aufgabe erwachsen, für verschiedene wichtige Konstruktionsmaterialien in den verschiedenen Zuständen der Vorbehandlung die Arbeitsfestigkeit σ_N zu ermitteln. Dem stellen sich aber aus folgenden Gründen erhebliche Schwierigkeiten entgegen:

1. Die Größe von σ_N ist für jedes Material in einem bestimmten Behandlungszustand je nach der Art der Beanspruchung (Zug, Druck, Biegung usw.) verschieden.
2. Die Widerstandsfähigkeit des Materials gegen oft wiederholte Anspannung hängt nicht allein von der Größe der Höchstspannung ab, bis zu der es wiederholt angespannt wird, sondern auch von dem Abstand der beiden Grenzspannungen, zwischen denen die Anspannung stattfindet, also von der Amplitude der Anspannungen. Je höher die obere Grenze für die Anspannung hinaufrückt, desto kleiner muß die Amplitude werden, wenn nicht durch oft wiederholte Anspannung Bruch herbeigeführt werden soll.
3. Die Ermittlung von σ_N erfordert kostspielige, sich über Jahre hinaus erstreckende Untersuchungen.
4. Der gefundene Wert von σ_N ist in hohem Maße abhängig von der Form und den Abmessungen der Probestäbe, so daß aus dem für eine Probestabform gewonnenen Werte σ_N eines Materials in bestimmtem Vorbehandlungszustand noch kein quantitativer Schluß auf das Verhalten des Materials im allgemeinen gezogen werden kann. Auch die Zahl der in der Zeiteinheit durchgeführten Anspannungen scheint Einfluß auf den Wert σ_N zu haben. Ebenso mit ziemlicher Wahrscheinlichkeit der Verlauf der durch die Art der Anspannungen bedingten Wellenlinie der Spannungsschwingungen.
5. Geringe Fehlstellen im Material haben sehr starken Einfluß auf die Lage von σ_N . Die Fehlstellen können hierbei sehr geringfügig sein. Sie können entweder im Material selbst liegen, oder auch auf äußere Beschädigung zurückzuführen sein. So können bereits feine zur Messung der Längenänderung mit Hilfe der Reißnadel angebrachte Marken zu stark erniedrigten Werten von σ_N führen.

Aus allen diesen Gründen ist die Ermittlung von σ_N als Unterlage für den Konstrukteur zur Zeit praktisch nicht allgemein durchführbar. Die darüber vorliegenden und in Zukunft noch erhaltenen Versuchsergebnisse verlieren dadurch nicht an Wert. Sie geben gewisse qualitative Anhalte und Gesichtspunkte. Sie werden aber voraussichtlich nicht zu bestimmten unmittelbar für den Konstrukteur verwendbaren Zahlenwerten führen. Dieser ist also auch für den Fall, daß die von ihm entworfene Konstruktion im Betrieb häufig wiederholten, zwischen zwei äußersten Grenzen liegenden Beanspruchungen ausgesetzt ist, auf die Wahl von m' bzw. n nach den im vorigen Absatz angegebenen Gesichtspunkten angewiesen. Die Erfahrung muß hier ein besonders gewichtiges Wort sprechen, damit für m' bzw. n in bestimmten Fällen die richtige Auswahl getroffen wird.

Besonders ist durch die Versuche von Wöhler, Martens und anderen ersichtlich geworden, daß scharfe Übergänge von einem Querschnitt eines Konstruktionsteils zu einem anderen Querschnitt den Wert für σ_N bedeutend erniedrigen. Für den Konstrukteur folgt hieraus die wichtige Regel, solche scharfe Übergänge nach Möglichkeit zu vermeiden, oder wenn dies nicht angängig ist, m' bzw. n entsprechend größer, also σ_k kleiner zu wählen. Wie weit man hierbei zu gehen hat, kann nur die Erfahrung an ähnlichen im Dienst befindlichen Bauwerken lehren. Verschiedene Materialien zeigen verschieden große Empfindlich-

keit gegenüber solchen scharfen Übergängen. Vgl. das im Abschnitt über Kerbwirkung Gesagte (339 bis 349).

289. Ein Blick in die Liefervorschriften für Konstruktionsmaterialien zeigt, daß der Konstrukteur bei der Auswahl des Materials noch besonderen Wert auf die Größe der Bruchdehnung δ beim Zugversuch legt (I, 47). Dies könnte auf den ersten Blick auffällig erscheinen, da ja die erste Grundbedingung für den Konstrukteur war, durch richtige Wahl der Abmessungen und der Spannungsverteilungen im Bauwerk bleibende Formänderungen während der Dienstleistung des Bauwerks zu verhindern. Welches Interesse kann er nun an der Kenntnis der Bruchdehnung eines Materials haben, die ein Maßstab für die bleibende Formänderung bei Beanspruchung bis zum Bruch ist?

Bei der Berechnung der höchsten Spannungen, die ein Teil einer Konstruktion voraussichtlich auszuhalten hat, muß der Konstrukteur die voraussichtlich höchste jemals vorkommende Belastung des Bauwerks oder der Maschine zugrunde legen, die ihm von dem Besteller angegeben wird. Ob diese Belastung während der späteren Dienstleistung des Bauwerks oder der Maschine vorübergehend durch Zufall oder durch unglückliche Umstände überschritten werden kann, entzieht sich seiner Beurteilung. Es können auch durch mangelhafte Bauausführung oder durch Materialfehler Umstände hinzukommen, welche die vom Konstrukteur gemachten Voraussetzungen umstoßen und in einzelnen Teilen stärkere Beanspruchungen erzeugen, als unter normalen Verhältnissen vorausgesehen werden konnte. Durch zufälligen Bruch eines Teiles des Bauwerks oder der Maschine können starke Überanspruchungen der übrigen Teile vorkommen, die dann weitere Zerstörungen zur Folge haben können. Der Konstrukteur muß also mit einer wesentlichen Überschreitung der von ihm seiner Rechnung zugrunde gelegten Spannungen für Ausnahmefälle rechnen und deren Folgen zu mildern suchen.

Er wird deshalb ein Material bevorzugen, das nach Überschreitung der Streckgrenze durch bleibende Formänderung eine möglichst große Arbeit aufzuzehren vermag. Er rechnet dann darauf, daß die zufällige Überanspruchung nicht sofort Bruch herbeiführt, sondern möglichst durch die Formänderungsarbeit des Materials vor Eintritt des Bruchs aufgebraucht wird. Die bemerkbare Formänderung des Bauteiles ist dann ein Warnungszeichen für denjenigen, dem die Überwachung des Bauwerks obliegt. Die Formänderungsarbeit des Materials bis zum Bruch ist sonach ein Arbeitsvorrat, der nur für den Fall der Überanspruchung in Frage kommt, für den normalen Dienst des Bauwerks aber nicht in Anspruch genommen wird. Dieser Vorrat bedeutet eine Erhöhung der Sicherheit für außergewöhnliche Fälle. Er soll wie eine Art Sicherheitsventil wirken.

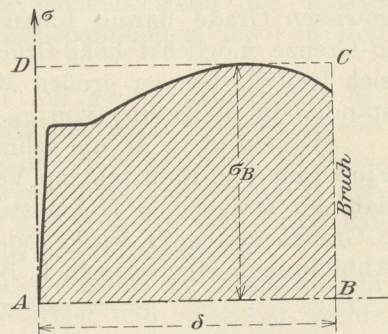


Abb. 250.

Über die Widerstandsarbeit eines Materials gibt bis zu einem gewissen Grade die Arbeit Aufschluß, die erforderlich ist, um einen Stab von bestimmten Abmessungen durch den Zugversuch zum Bruch zu bringen. Sie ergibt sich aus dem Dehnungs-Spannungsbild (δ, σ -Bild, Abb. 250), in dem die Dehnungen δ in Prozenten als Abszissen, die zugehörigen Spannungen σ als Ordinaten eingetragen sind (I, 48 bis 51 und 425 bis 435). Die schraffierte Fläche gibt die Größe dieser Arbeit bezogen auf die Raumeinheit des Materials an. (Spezifische Arbeit a .) Um für jedes Material die Formänderungsarbeit genau zu bestimmen, müßte das δ, σ -Bild gegeben sein. Da dies dem Konstrukteur meist nicht zur Verfügung steht, so benutzt er als angenähertes Maß für die Widerstandsarbeit den Inhalt

der Fläche $ADCB$, der sich als Produkt aus Bruchgrenze σ_B und Bruchdehnung δ ergibt.

$$\text{Fläche } ADCB = \sigma_B \cdot \frac{\delta}{100},$$

wobei δ in Prozenten, σ_B in kg/qcm ausgedrückt ist. Die Einheit für die Arbeit ist dann kg/qcm oder kg·cm/cm³,

Die wirkliche spezifische Widerstandsarbeit ist (I, 48 bis 51)

$$a = \xi \cdot \sigma_B \cdot \frac{\delta}{100},$$

wobei ξ der Völligkeitsgrad, d. h. das Verhältnis der schraffierten Fläche zur Fläche $ADCB$ ist. Für jede Materialgattung in einem bestimmten Behandlungszustand besitzt ξ einen bestimmten Wert, der kleiner als 1 ist.

Im allgemeinen wird der Konstrukteur schon mit dem Wert $a' = \sigma_B \cdot \frac{\delta}{100}$ arbeiten können, da es für ihn weniger auf die genaue Größe der Arbeit a ankommt, als auf die Kenntnis, welche Materialien größere und welche kleinere Widerstandsarbeit besitzen, und diese mit dem Betrag von a' im allgemeinen steigt und fällt.

Die Arbeit a' und a kann nun sowohl durch Steigerung von σ_B , als auch durch Vergrößerung von δ erhöht werden. Es kann somit ein Metall von hoher B -Grenze und geringer Bruchdehnung dieselbe Widerstandsarbeit liefern, wie ein Metall mit niedriger B -Grenze und hohem Wert von δ (I, 433).

Da aber der Konstrukteur aus den oben angegebenen Gründen Interesse daran hat, Materialien mit hohen Werten der S - bzw. der Bruchgrenze zur Verfügung zu haben, weil sie bei gleichem Wert von m' und n zu geringerem Gewicht der Konstruktion führen, so wird für ihn dasjenige Material besonderen Wert besitzen, das bei möglichst hoher Lage der S -Grenze möglichst hohes δ liefert. Da die S -Grenze für eine bestimmte Materialgattung einem bestimmten Bruchteil der B -Grenze entspricht, so kommt die obige Bedingung bis zu einem gewissen Grade darauf hinaus, daß das Material bei möglichst hoch gelegener B -Grenze möglichst hohe Bruchdehnung ergibt. Beide Forderungen widersprechen sich freilich bei der großen Mehrzahl der metallischen Stoffe, da meist die Umstände, die Steigerung von σ_B bewirken, den umgekehrten Einfluß auf δ ausüben.

Wählen wir z. B. die schmiedbaren Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, wie sie als Flußeisen und Flußstahl zur Verfügung stehen, so läßt Abb. 316 und 317 erkennen, daß mit steigendem Kohlenstoffgehalt bis etwa 1% die B -Grenze ebenso wie die S -Grenze gesteigert wird, andererseits aber die Bruchdehnung δ sinkt. Aus den Abbildungen ergeben sich z. B. folgende Werte:

Kohlenstoff	σ_B	$\delta_{12,3\sqrt{f}}$	$\sigma_B \cdot \frac{\delta}{100}$
%	at	%	kgcm/cm ³
0,1	3500	28,5	1000
0,2	4000	27	1080
0,4	5300	22	1166
0,5	6200	18,5	1150
0,6	7000	14,5	1015
0,8	9000	8	720
1,0	10 000	4	400

Aus der Tabelle folgt, daß der Konstrukteur auf die Legierungen mit hoher B -Grenze verzichten muß, weil durch Verminderung der Bruchdehnung die Wider-

standsarbeit zu klein wird. Er wird bei einer der obigen Tabelle¹⁾ entsprechenden Materialgattung diejenigen Legierungen auswählen, die eine mittlere Bruchgrenze von etwa 4000 bis 6000 at haben, wenn möglichst geringes Gewicht der Konstruktion bei möglichst großer Widerstandsarbeit wesentliches Erfordernis ist.

Es können natürlich noch andere Gesichtspunkte die Wahl beeinflussen, so z. B. die Sicherheit, mit der sich Materialien von der verlangten B -Grenze und Bruchdehnung im Massenbetrieb erzeugen lassen. So wäre z. B. der Fall denkbar, daß ein Material bei recht sorgfältiger Herstellung und Überwachung in der Verarbeitung recht günstige Werte für σ_B und δ und somit auch für α' liefert, bei der Erzeugung im Massenbetrieb aber nicht mit derselben Sicherheit diese günstigen Werte von σ_B und δ erhoffen läßt, wie ein anderes Material mit durchschnittlich geringeren Werten von σ_B und δ . In diesem Falle würde die Wahl dieses letzteren Materials durch den Konstrukteur gerechtfertigt erscheinen. Schließlich können auch Preisfragen und wirtschaftliche Verhältnisse eines bestimmten Erzeugungsgebietes eine wesentliche Rolle spielen.

Auch die Art der Herstellung des Bauteiles hat bis zu einem gewissen Grade Einfluß auf die Auswahl des Materials. Bei Gußeisen ist z. B. die B -Grenze und die Widerstandsarbeit bei Zugbeanspruchung sehr gering, und trotzdem ist es ein weitverbreitetes Konstruktionsmaterial wegen der Leichtigkeit, mit der es durch Gießen in die vom Konstrukteur verlangte Form übergeführt werden kann. Man muß hier die Sicherheit besonders in die niedrige Wahl von σ_k verlegen und kann dann eher auf die durch hohe Widerstandsarbeit gebotene Sicherheit verzichten. Das Gewicht der Bauteile wird dadurch natürlich vergrößert. Soll dies vermieden werden, so wird man in vielen Fällen zum Stahlformguß greifen, der bei größerem σ_B und größerer Widerstandsarbeit leichtere Bauart gestattet und mit dem Gußeisen den Vorteil der Gießbarkeit gemeinsam hat. Allerdings ist nicht zu vergessen, daß die Schwierigkeiten bei der Herstellung verwickelter Gußstücke beim Stahlformguß größer sind, als bei Verwendung von Gußeisen. Man hat auch nur dann sicher auf die Vermehrung der Widerstandsarbeit bei der Verwendung von Stahlguß an Stelle von Gußeisen zu rechnen, wenn der erstere nicht etwa verborgene Fehler (Lunkerhöhlräume, Eigenspannungen usw.) in sich schließt.

Ist bei der Konstruktion besonders hoher Wert auf geringe Abnutzung bestimmter Teile zu legen, so wird man, weil die Abnutzbarkeit im allgemeinen mit steigender Härte sinkt und die Härte meist mit zunehmendem σ_B steigt, zu Materialien mit hoher B -Grenze greifen müssen, selbst wenn man dadurch die Widerstandsarbeit verkleinert. Dieser Gesichtspunkt tritt z. B. bei den dem Verschleiß unterworfenen Teilen von Zerkleinerungsmaschinen in den Vordergrund.

Aus dem oben Gesagten wird es verständlich sein, warum der Konstrukteur in Fällen, wo es sich um möglichst große Widerstandsarbeit und möglichst leichte Bauart handelt, nach Materialien mit möglichst hoher B -Grenze und Bruchdehnung sucht, und daß er dann, wenn er zwei Materialien mit gleich hoher B -Grenze zur Auswahl hat, von denen das eine höhere Bruchdehnung aufweist als das andere, dem ersteren den Vorzug gibt, solange nicht die Preisfrage hemmend dazwischen tritt. Danach ist es erklärlich, daß man durch Legierung immer neuer Stoffe diesen Ansprüchen nachzukommen sucht. So hat man z. B. den gewöhnlichen Eisen-Kohlenstoff-Legierungen Zusätze von Nickel und Chrom gegeben und die sogenannten „Sonder- oder Spezialstähle“ hergestellt, die

¹⁾ Die in der Tabelle und im Schaubild angegebenen Zahlenwerte dürfen nicht verallgemeinert werden. Sie gelten nur für bestimmte Materialgattungen unter bestimmten Bedingungen der Vorbehandlung. Das Gleiche gilt für alle Schaubilder und Tabellen über Festigkeitseigenschaften in diesem Buche.

namentlich nach gewissen, später zu besprechenden Vorbehandlungen größte Bruchgrenze mit größter Widerstandsarbeit vereinigen.

In manchen Fällen beeinflußt die Rücksichtnahme auf Dauerhaftigkeit eines Bauteils gegen Angriff durch Wasser, wässrige Flüssigkeiten, ätzende Gase usw. die Auswahl des Materials. In Fällen, wo derartige Einwirkungen die Verwendung des Eisens und seiner Legierungen verbieten, verwendet man z. B. Legierungen des Kupfers, insbesondere seine Legierungen mit Zinn oder mit Zinn und Zink.

Wenn, wie z. B. beim Bau von Luftschiffen und Flugzeugen, das Gewicht des Bauwerks auf das Mindestmaß herabgedrückt werden soll, lenkt man seine Aufmerksamkeit auch auf Metalle mit sehr geringem spezifischen Gewicht, wie Aluminium und Magnesium, sowie ihre Legierungen.

Bei Bauteilen, die mit Reibung aufeinander arbeiten (Lager, Stopfbuchsen), tritt als neuer Gesichtspunkt die Verminderung der Reibung hinzu. Diese Anforderung hat zu einer ganzen Reihe von Legierungen geführt, die unter dem Namen „Reibungs- oder Lagermetalle“ bekannt sind.

In der Elektrotechnik tritt für Leitungsmaterial die elektrische Leitfähigkeit in den Vordergrund. Für solche Zwecke wird in erster Linie Kupfer verwendet.

290. Auf Grund der Kenntnis von σ_B und δ kann man sich nur ein Urteil bilden über die Größe des Arbeitswiderstandes eines Materials gegenüber langsam wirkender Zugbeanspruchung. Dieses Urteil ist notwendigerweise noch zu ergänzen durch Prüfung des Materials gegenüber stoßweise auftretender Beanspruchung, insbesondere dann, wenn der Bauteil während seiner Dienstleistung solchen Beanspruchungen standhalten muß. Es ist nicht von vornherein zu erwarten, daß Materialien mit großer Widerstandsarbeit gegenüber langsam wirkender Zugbeanspruchung immer auch stoßweisen Beanspruchungen (Zug, Biegung, Knickung, Druck usw.) gleichgroße Widerstandsarbeit entgegensetzen. Die Erfahrung hat gelehrt, daß tatsächlich hier wesentliche Unterschiede auftreten können. Folgendes Beispiel möge dies erläutern (Bretschneider, L_4 I). Es liegen drei Materialien mit folgenden Eigenschaften vor:

Material	σ_S at	σ_B at	δ %	$\sigma_B \cdot \frac{\delta}{100}$ kgcm/cm ³	Zahl der Schläge bis zum Bruch ¹⁾
I	4500	8000	16	1280	6
II	7500	9000	14	1260	20
III	6500	10500	10	1050	3

Wenn man die obigen Materialien nach der Höhenlage von σ_S einordnet, so würde dem Material II der erste Platz gehören. Der Wert von $\sigma_B \cdot \frac{\delta}{100}$ ist am größten bei Material I. Dieses zeigt also bei langsam wachsender Beanspruchung die größte Widerstandsarbeit, und man wäre vielleicht deswegen geneigt, die geringere zulässige Spannung σ_k bei I, die durch die niedriger liegende S -Grenze bedingt ist, gegenüber diesem Vorteil in den Kauf zu nehmen. Der Ausfall der Schlagversuche zeigt aber die wesentlich geringere Widerstandsarbeit des Materials I gegen stoßweise Beanspruchung gegenüber dem Material II, das wegen seiner hohen Streckgrenze auch noch höhere zulässige Spannung σ_k zuläßt. Das Material II ist sonach von den dreien das höherwertige Konstruktionsmaterial.

¹⁾ In der Quelle ist über die Art der Ausführung dieser Versuche nichts angegeben. Es ist zu erwarten, daß die Prüfung in allen drei Fällen in vergleichbarer Weise erfolgte.

Auch das folgende Beispiel läßt erkennen, daß man sich mit der Prüfung auf Widerstandsarbeit gegenüber ruhiger Beanspruchung nicht zufrieden geben darf, wenn man ein vollständiges Urteil über das Material gewinnen will.

Abb. 251 zeigt den mit Kupferammoniumchlorid geätzten Querschliff durch eine Pleuelstangenschraube aus Flußeisen, die im Betrieb gebrochen war (s. E. Heyn, *L*₃ 3). Der Schliff läßt zwei verschiedene Zonen, eine äußere, hellere Randzone und eine innere, dunklere Kernzone mit zahlreichen dunklen Flecken infolge Seigerung erkennen. Der Bruch ist an einer Stelle erfolgt, wo die Schraube auf kleineren Durchmesser, als die Abbildung zeigt, bis dicht auf die Kernzone abgedreht war, so daß durch das Drehen das Metall der Randzone entfernt war. Außerdem war an der Eindrehung noch ein scharfgängiges Gewinde eingeschnitten. Die Untersuchung ergab folgende Werte:

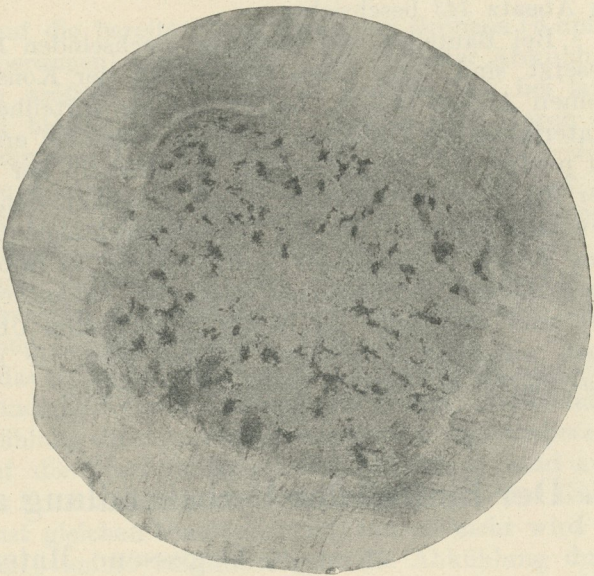


Abb. 251. (Natürl. Größe).

	σ_S at	σ_B at	$\delta_{11,3\sqrt{l}}$ o/o	$\sigma_B \cdot \frac{\delta}{100}$	$\mathfrak{B}_3$
Randzone . . .	2580	3960	35,3	1395	3
Kernzone . . .	2730	4390	24,9	1090	1

Die Kernzone zeigt etwas höhere *B*- und *S*-Grenze neben etwas verminderter Bruchdehnung gegenüber dem Material der Randzone. Zwar ist die Widerstandsarbeit in der Kernzone niedriger als in der Randzone. Immerhin kann man angesichts der hohen Lage der Streckgrenze auf Grund des Zugversuchs das Material der Kernzone nicht als weniger sicher beurteilen, als dasjenige der Randzone (vgl. Tabelle in 289). Anders ist es dagegen bei Einwirkung von Schlag, namentlich wenn Probestäbe mit Einkerbungen geprüft werden. Der Versuch wurde nach dem Verfahren *g* (317, 343) durchgeführt. Die Zahl der erhaltenen Biegungen $\mathfrak{B}_3$ bis zum Bruch war bei dem Material der Randzone durchschnittlich 3, bei dem der Kernzone dagegen nur 1. Es zeigt sich also, daß das letztere gegenüber stoßweiser Beanspruchung gekerbter Stäbe nur einen geringen Widerstand besitzt, während das Material der Randzone hohen Anforderungen gerecht wird. Das eingeschnittene scharfgängige Gewinde stellt nun eine ganze Reihe von Kerben dar. Da die Randzone abgedreht war, so lagen diese Kerbe gerade in der Kernzone, also in demjenigen Teil des Materials, der gegen Kerbung besonders empfindlich ist. Es geht daraus hervor, daß das Material für den besonderen Zweck und für die besondere Beanspruchungsart unglücklich gewählt war.

Da jeder scharfe Übergang aus einem Querschnitt in den anderen, also mit anderen Worten jede scharf einspringende Kante einen Kerb darstellt, so ist es

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 weiter 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*₄ 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 δ vermindert. Bereits geringe Grade des Kalttreckens

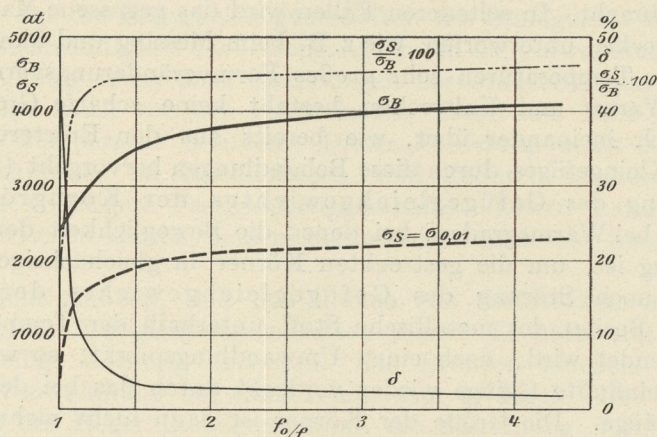


Abb. 252. Einfluß des Kaltwalzens auf Elektrolytkupfer.
(Nach Grard.)

bewirken sehr kräftige Änderungen von σ_S , σ_B und δ . Bei weiter fortgesetztem Kalttrecken wird die Änderung dieser Größen immer kleiner. Die durch das Kugeldruck- oder Ritzverfahren bestimmte Härte wird durch Kalttrecken gesteigert.

Abb. 252 (Grard, 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

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

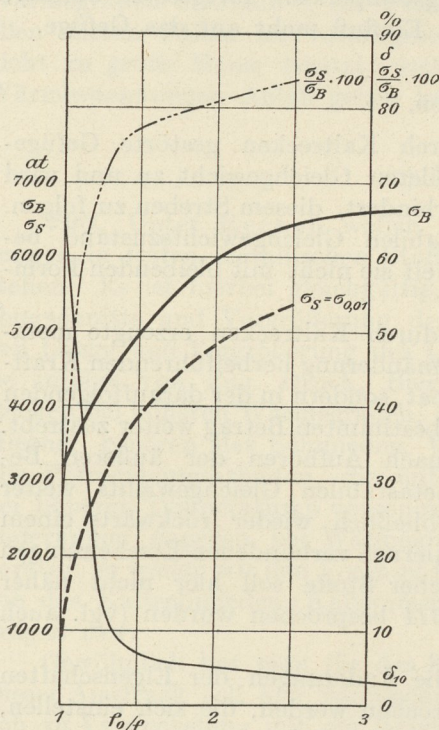


Abb. 253. Einfluß des Kaltwalzens auf Messing mit 67 % Kupfer und 33 % Zinn. (Nach Grard.)
 δ_{10} : Bruchdehnung bei Meßlänge von 10 cm.

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 σ_S , σ_B , δ_x ¹⁾ und $\sigma_S/\sigma_B \cdot 100$ als Ordinaten eingetragen. Als σ_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 (Grard, 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.

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

¹⁾ δ_x bedeutet Bruchdehnung ermittelt an einer Meßlänge x , deren Verhältnis zum Querschnitt des Stabes in der Quelle nicht angegeben ist.

Tabelle II.

Flußeisen ¹⁾	σ_S at	σ_B at	$\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$ %	δ %	q %
a) Ursprünglicher Zustand; warm gewalzt auf 51,5 mm Durchmesser	1860	3890	48	34,6 ²⁾	42,9
b) Von 51,5 mm Durchmesser kalt gezogen auf 49,1 mm Durchmesser	4300	4950	87	15,6 ³⁾	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 ⁴⁾	σ_S at	σ_B at	$\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$ %	δ 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 σ_S , σ_B , δ 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 Martin Stahl 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-

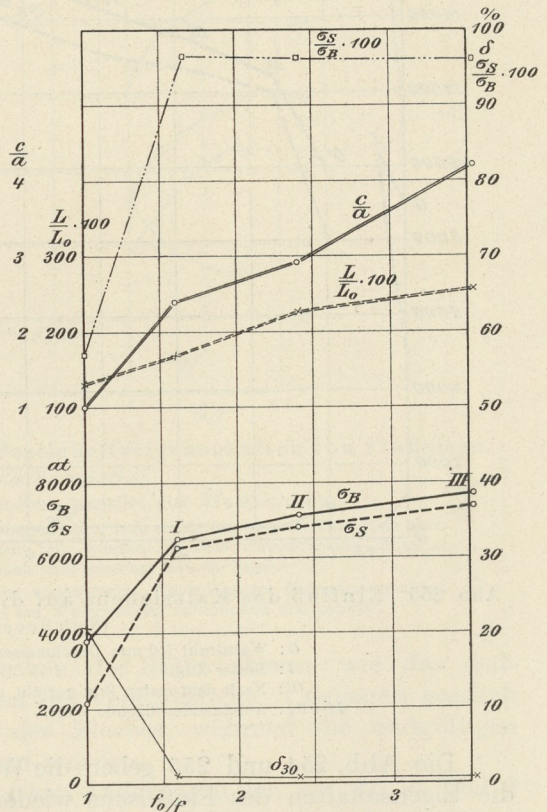


Abb. 254. Einfluß des Kaltziehens auf die Festigkeitseigenschaften und die Löslichkeit von Flußeisen. (Nach Speer und Winter.)

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.

δ_{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.

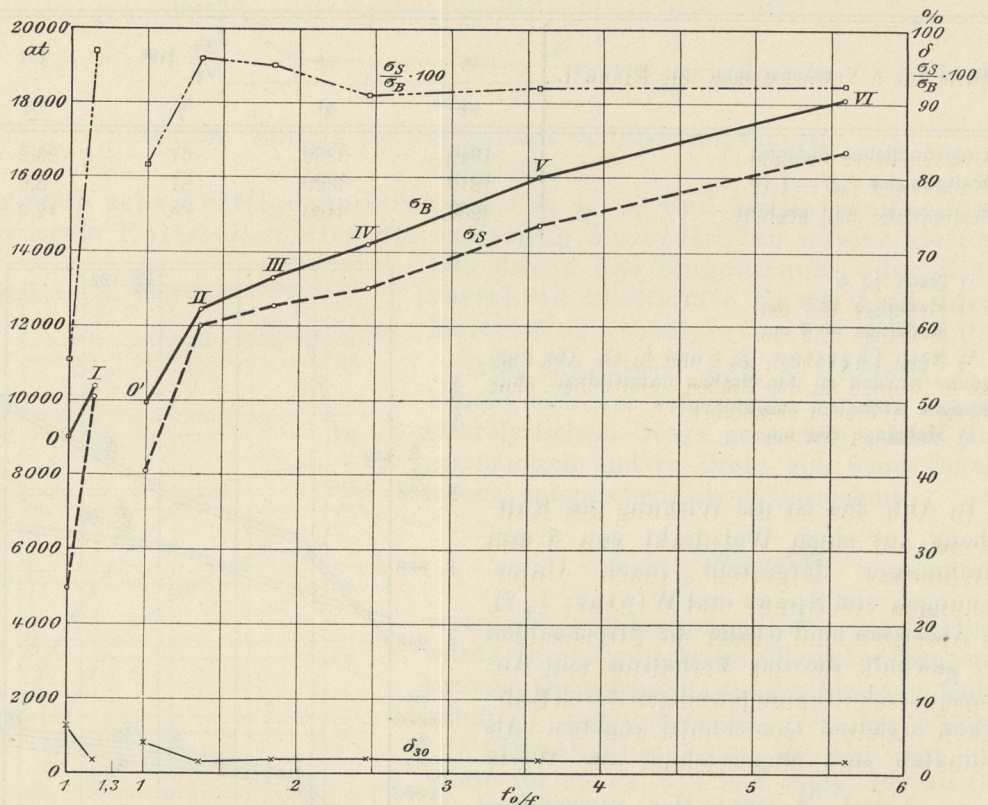


Abb. 255. Einfluß des Kaltziehens auf die Festigkeitseigenschaften von Flußstahl.
(Nach Speer und Winter.)

- 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 σ_P , σ_S , σ_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

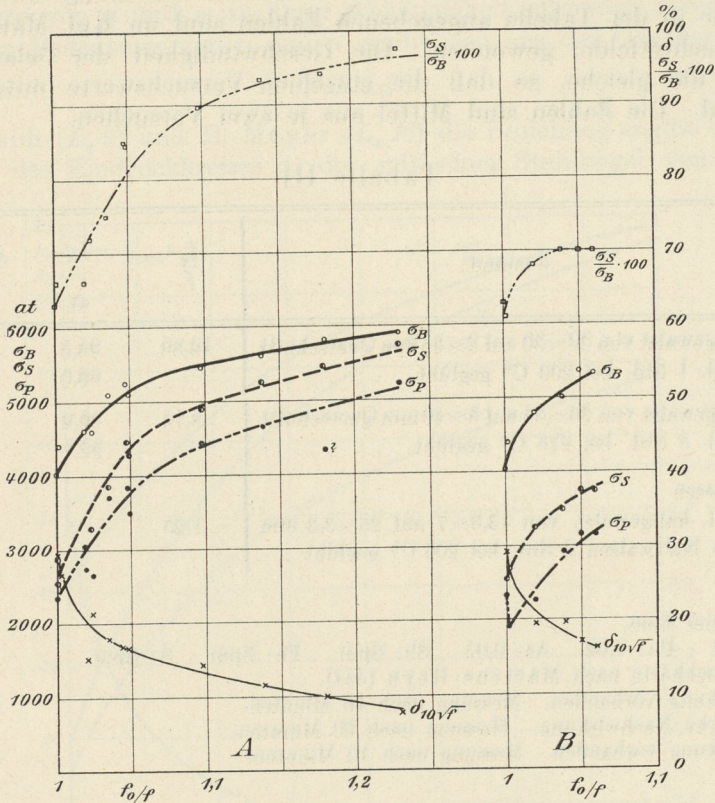


Abb. 256. Einfluß des Kaltstreckens auf die Festigkeitseigenschaften von Flußeisen.

(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 σ_P , σ_S , σ_B und δ 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 σ_B und δ keinen oder nur unmerklichen Einfluß ausübt, dagegen auf den Verlauf der Schaulinien für σ_P und σ_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	$\frac{f_0}{f}$	σ_B at	$\delta_{9,35\sqrt{f}}$ %	$P_{0,05^{(3)}}$ kg
Zinn ¹⁾	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 ²⁾	Gegossen	—	—	—	10,7 ⁴⁾
	Desgl. kaltgewalzt von 13,6×7 auf 25×3,3 mm	1,25	—	—	7,2 ⁵⁾
	Nach Kaltwalzen 2 Std. bei 200 C° geglüht . .	—	—	—	9,4 ⁶⁾

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 σ_B und Verminderung von δ durch das Kaltrecken, liegt bei Zinn der Fall verwickelter. Hier wird durch Kaltrecken zwar σ_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 Eindrucks in Millimetern ist (vgl. 350). b) Die Werte $\mathcal{H}'_1$, d. h. derjenige mittlere Druck auf die Flächeneinheit in kg/qmm, für den der Durchmesser des Eindrucks 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

$$P = ad^n,$$

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

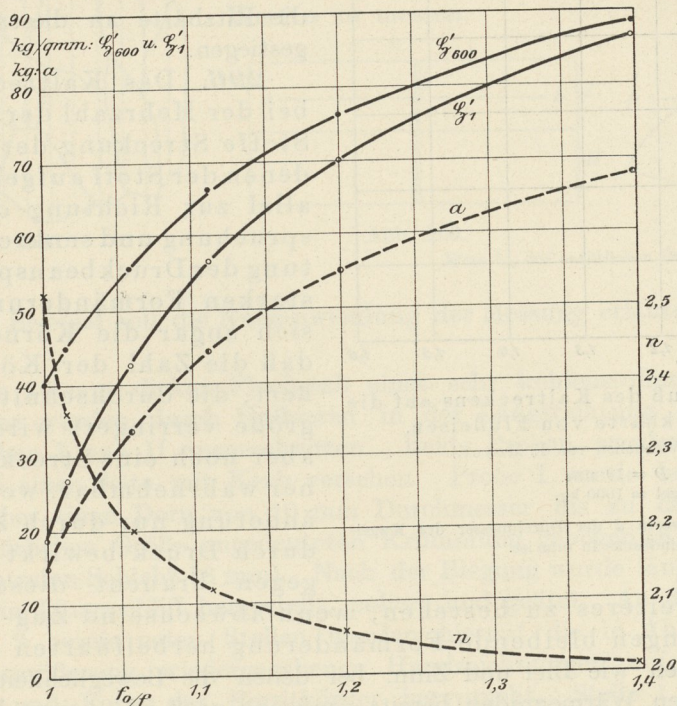


Abb. 257. Einfluß des Kaltstreckens auf die Kugeldruckhärte des Kupfers.
(Nach Kürth.)

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 $\mathfrak{H}'_{1000}$ 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.

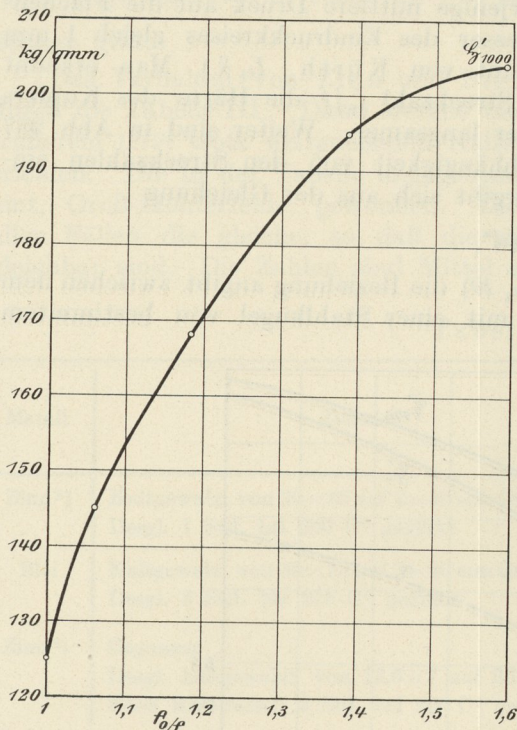


Abb. 258. Einfluß des Kaltreckens auf die Kugeldruckhärte von Flußeisen.

(Nach Versuchen von E. Meyer.)

Kugeldurchmesser $D = 10$ mm.

Druck P auf Kugel = 1000 kg.

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

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 $\mathfrak{H}_r$ (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.

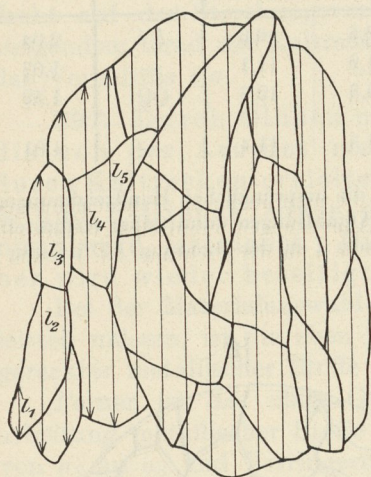


Abb. 259.

Ist die Streckrichtung der Körner nicht ohne weiteres ersichtlich, so muß man Netze von senkrecht aufeinanderstehenden Parallscharen 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.

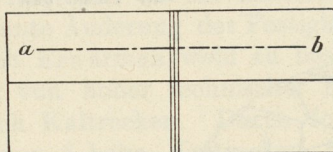


Abb. 260.

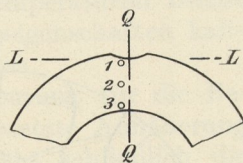
Etwa $\frac{3}{4}$ der natürlichen Größe.

Abb. 261.

Folgendes Beispiel soll die Nutzanwendung der Messung erläutern (E. Heyn, *L₄ 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 $\frac{3}{4}$ 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 C° (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		Streck- richtung	c/a
		LL ¹⁾ mm × 365	QQ ¹⁾ 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

¹⁾ Die Abmessungen erscheinen mit 365 multipliziert, weil die ursprünglichen Handzeichnungen in 365facher 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.

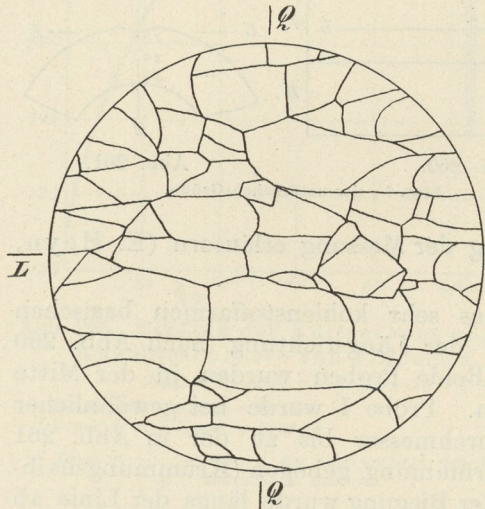


Abb. 262. Kaltbiegeprobe I. Zugseite, Stelle 1.

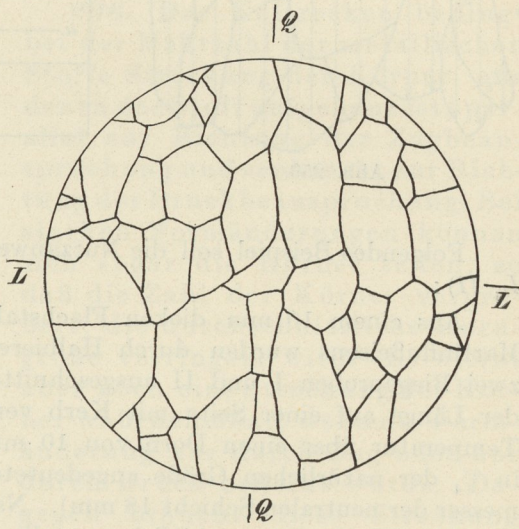


Abb. 263. Kaltbiegeprobe I. Druckseite, Stelle 3.

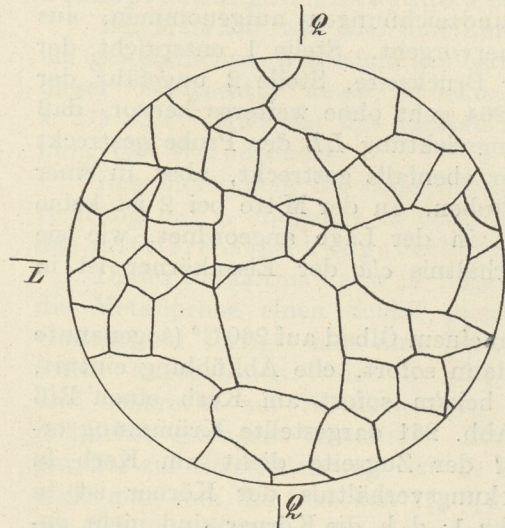


Abb. 264. Kaltbiegeprobe I. Mitte, Stelle 2.

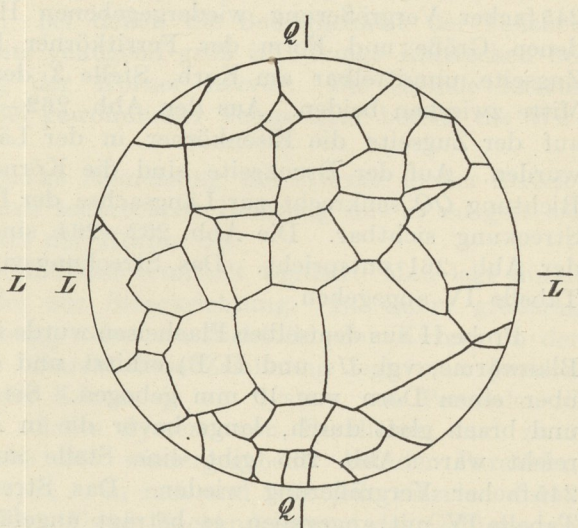


Abb. 265. Blauwarmbiegeprobe II. Zugseite dicht am Kerb.

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 Eisenvolum 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_* , 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 σ_S an σ_B und Verringerung von δ 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	σ_S	σ_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

¹⁾ 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 $^{\circ}\text{C}$, als Ordinaten die Werte von σ_B in at und δ in % eingetragen. Man erkennt, daß bis zu 417°C keine wesentlichen Änderungen der Bruchgrenze und der Dehnung zu verzeichnen sind, dagegen ist bei 616°C σ_B stark erniedrigt und δ kräftig gehoben. Glühen bei höheren Wärmegraden bis 900°C bedingt keine weiteren wesentlichen Änderungen der Zahlen für σ_B und δ . 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 gleichachsigt ohne bevorzugte Streckrichtung. Die Änderung der Festigkeitseigenschaften und des Streckungsverhältnisses c/a gehen parallel.

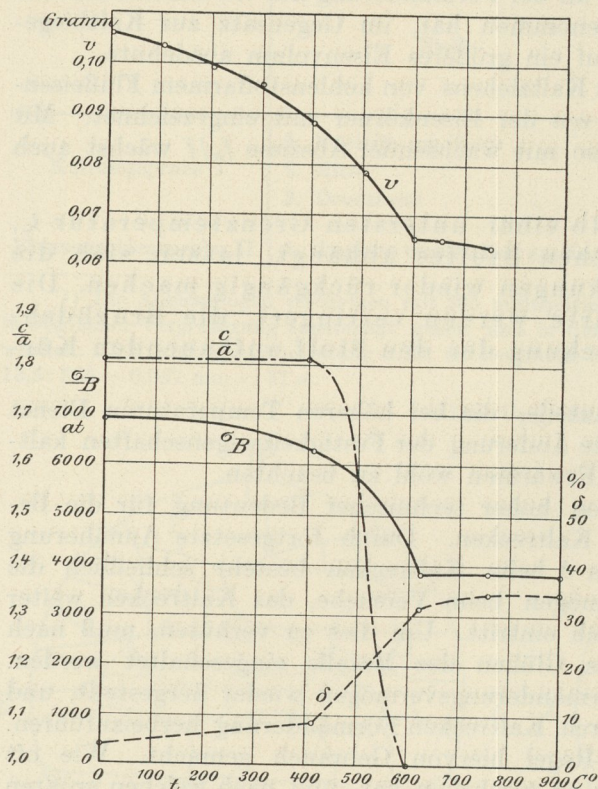


Abb. 266. Einfluß des Glühens bei verschiedenen Wärmegraden auf die Eigenschaften kaltgezogenen Flußeisendrahtes.

v: Gewichtsabnahme in Gramm nach 96stündiger Einwirkung von 1proz. Schwefelsäure.

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

σ_B : Bruchgrenze at.

δ : Bruchdehnung %.

t: Glühtemperatur C°.

graden 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

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

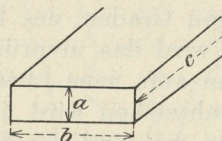


Abb. 267.

dieser Versuche das Probematerial aus, und so mußte notgedrungen die Messung des Streckungsverhältnisses c/a herangezogen werden (E. Heyn, L₄ 11).

Von den in Form zweier Flachstäbe I und II vorliegenden beiden Kupfersorten wurden im Anlieferungszustand und nach dem Glühen bei verschiedenen Wärmegraden

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 Zwillingslamellen innerhalb gleichachsiger Körner.

Tabelle VI.

Material	Vorbehandlung	σ_S at	σ_B at	$\delta_{11,3\sqrt{f}}$ °/o	q °/o	$\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$ °/o	$\frac{c}{a}$
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

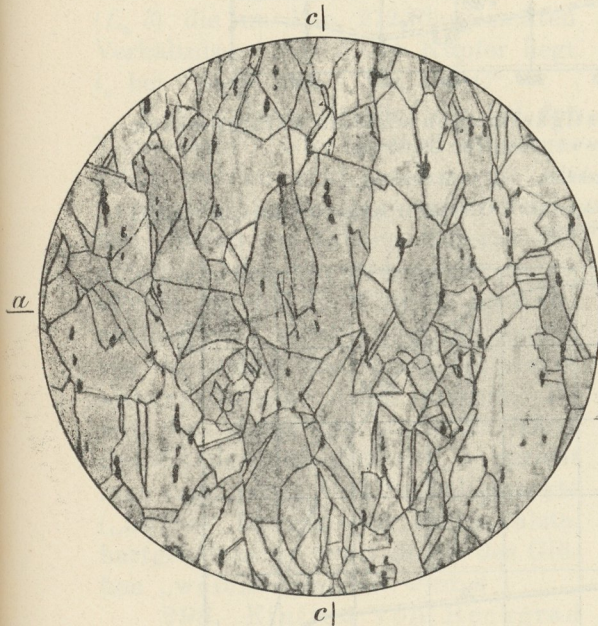


Abb. 268.

Lin. Vergr. 123.

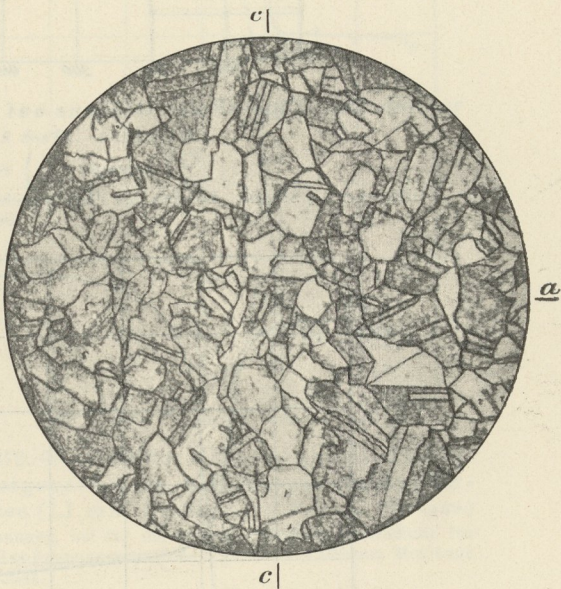


Abb. 269.

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, σ_B , σ_S und δ als Ordinaten eingetragen. In Abb. 271 ist die angegebene Streckgrenze die 0,01-Grenze (287), die Streckgrenze σ_S in Abb. 270 ist in der Quelle nicht definiert; der Verlauf der beiden Linien für σ_S in den beiden Abbildungen ist daher nicht

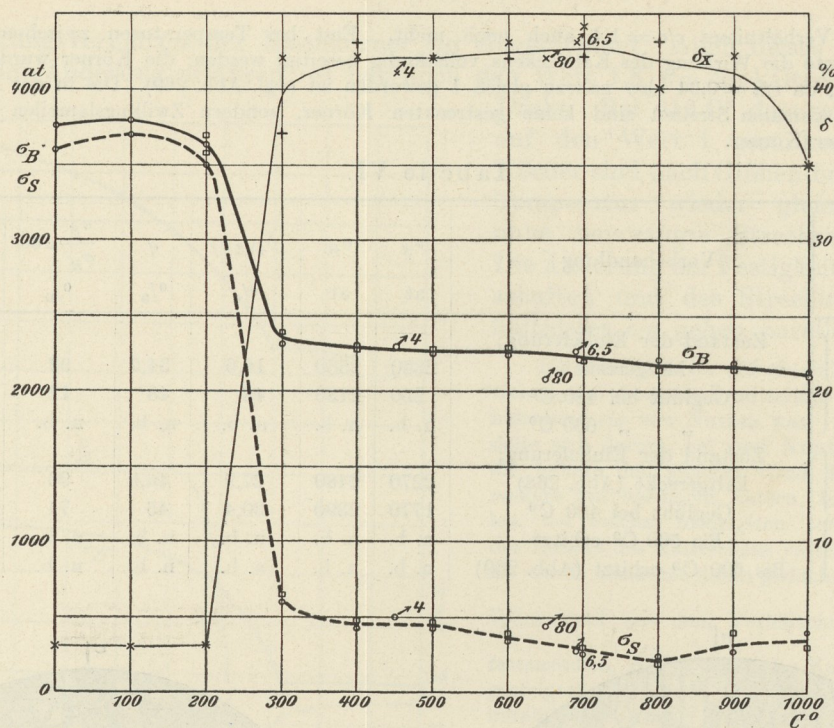


Abb. 270. Einfluß des Glühens auf die Festigkeitseigenschaften kaltgereckten Kupfers. (Nach Kudriumow.) Kupfer 99,66 %.

○ } langsam, □ } schnell abgekühlt, σ_S nicht definiert.

Glühdauer $\frac{1}{2}$ Stunde. Bei den mit Pfeil bezeichneten Punkten ist die Glühdauer länger; ihr Betrag in Stunden ist beigeschrieben.

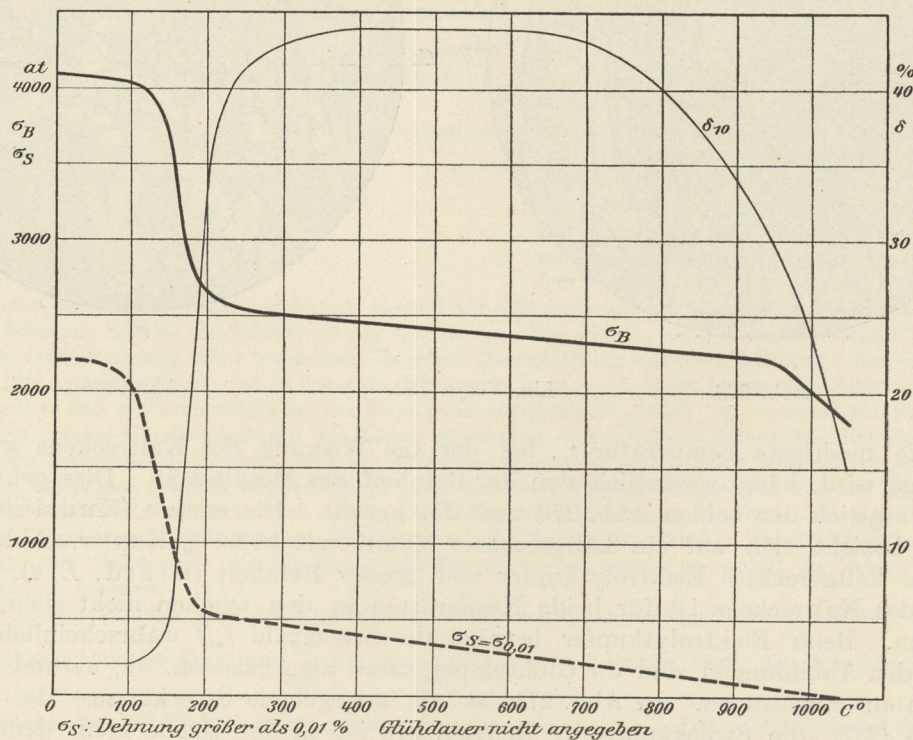


Abb. 271. Einfluß des Glühens auf die Festigkeitseigenschaften von kaltgerecktem Elektrolytkupfer. (Nach Grard.)

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 σ_S und σ_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 einflußt 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

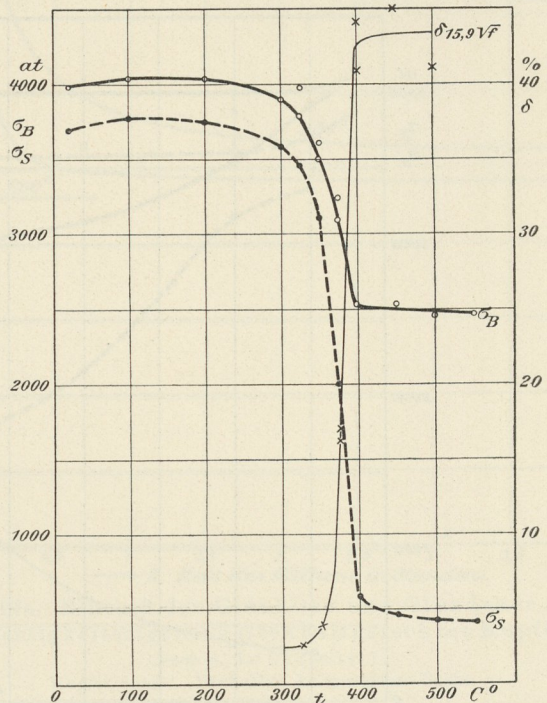


Abb. 272. Einfluß des Glühens auf die Festigkeitseigenschaften kaltgezogenen Kupferdrahtes (7,1 mm Durchm.). (Nach A. Martens.)

σ_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 σ_S , σ_B , δ in Abb. 273 und von σ_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

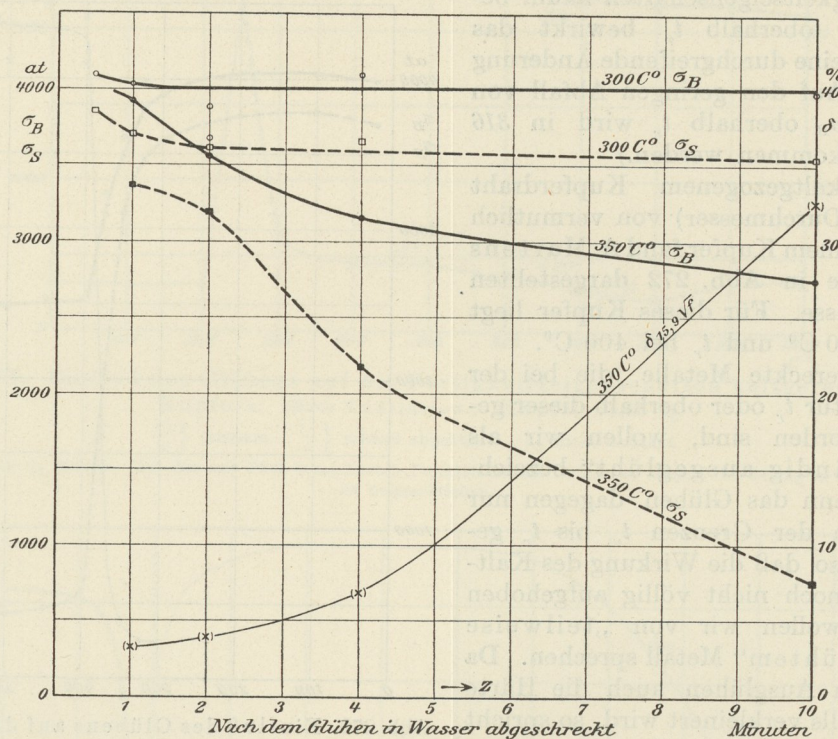


Abb. 273. Einfluß der Glühhitze und Glühdauer auf die Festigkeitseigenschaften von kaltgezogenem Kupferdraht (7,1 mm Durchm.). (Nach A. Martens.)

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 erhitzende 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).

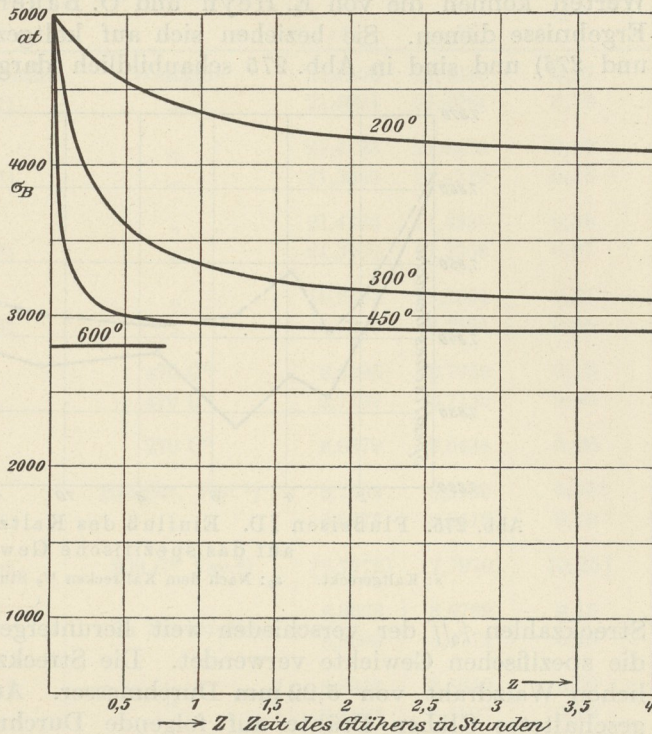


Abb. 274. Einfluß der Glühhitze und Glühdauer auf die Festigkeitseigenschaften kaltgereckten Kupfers.

(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

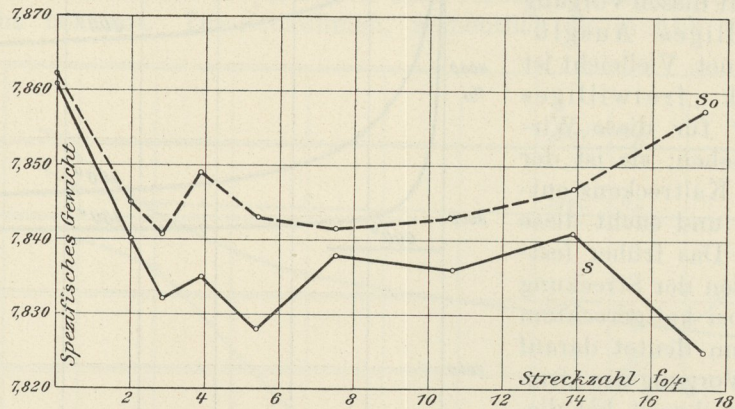


Abb. 275. Flußeisen ID. Einfluß des Kaltziehens und Ausglühens auf das spezifische Gewicht.

s : Kaltgereckt. s_0 : Nach dem Kaltrecken $\frac{1}{2}$ Stunde bei 900 C° 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 C° 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 Gewichts 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 C° 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 Ge- wicht		$\frac{s_0 - s}{s_0} \cdot 100$	
			s ⁶⁾	s ⁷⁾		
Werkplatin	Kaltgezogener Draht	Weißglut	21,4152	21,4316	0,07	
	Verwunden ¹⁾	„	21,4024	21,4284	0,12	
Reinplatin	Draht	„	21,4133	21,4403	0,13	
	Verwunden ¹⁾	„	21,3985	21,4312	0,15	
Platiniridium	Draht	„	21,4766	21,4938	0,08	
	Verwunden ¹⁾	„	21,3150	21,3309	0,07	
Gold	Draht	„	19,2504	19,2601	0,05	
	Verwunden ¹⁾	„	19,2220	19,2324	0,05	
Aluminium	Draht	470 C ⁰	2,6995	2,7030	0,13	
	Blech	470 C ⁰	2,7107	2,7132	0,09	
Kadmium	Draht	270 C ⁰	8,6379	8,6434	0,06	
Nickel	Draht	Rotglut, Vac. ²⁾	8,7599	8,8439	0,95?	
	Verwunden ¹⁾	„	8,8273	8,8412	0,16	
Eisen	Klavierdraht	800 C ⁰ Vac. ²⁾	[7,7772]	[7,7970]	[0,25]	
Kupfer a) ³⁾	Draht	In Stickstoff	8,8633	8,8769	0,15	
			8,8609	8,8772	0,18	
„ b) ⁴⁾	„	„	8,8648	8,8649	0,00	
			8,8502	8,8593	0,10	
			350 C ⁰ Vac.	8,8845	8,8861	0,02 ⁸⁾
			Hellrotglut, Vac.	8,8998	8,9028	0,03 ⁸⁾
„ c) ⁵⁾	„	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	10 Min. 200 C ⁰	7,2840	7,2840	0,00	
	Draht		Vac. ²⁾	7,2807	7,2816	0,01
Aluminiumbronze 4,7% Al	Draht	10 Min. 800 C ⁰	7,2333	7,2838	0,01	
			Vac. ²⁾	8,2286	8,2388	0,12
			8,2188	8,2366	0,22	
Woods Metall, Bi: 50, Pb: 25, Cd: 12,5, Sn: 12,5 %	Zu Draht gepreßt durch Matrize bei 10 000 at	$\frac{3}{4}$ —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_4 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

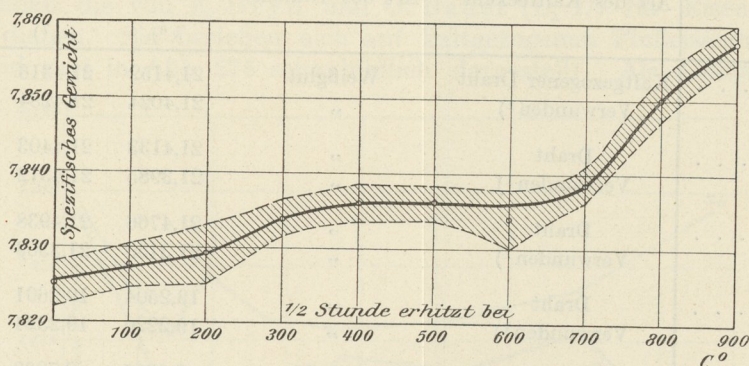


Abb. 276. Flußeisen ID8. Einfluß der Erhitzung auf das spezifische Gewicht des kaltgezogenen Drahtes.

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 ε , bezogen auf die Längeneinheit, elastisch gestreckt. Die elastische Verlängerung des Stäbchens ist dann εl . 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 ε 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 Stoffen¹⁾.

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-

¹⁾ Nach E. Heyn und O. Bauer, *L₄* 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

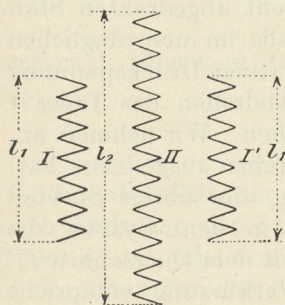


Abb. 277.

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.

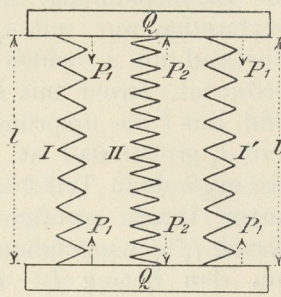


Abb. 278.

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.

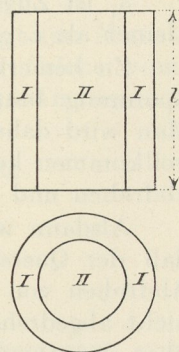


Abb. 279.

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 σ_1 , die Eigenspannung im Teil 2 ebenfalls im ursprünglichen Zustand mit σ_2 , wobei ein positiver Wert von σ 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

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

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

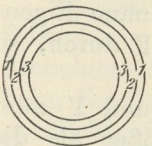
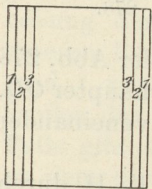


Abb. 280.

σ_1 ist Zugspannung, wenn l_1 größer ist als l , und Druckspannung, wenn l_1 kleiner als l .

Zu bemerken ist, daß σ_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 σ_2 , über den Querschnitt f_2'' die mittlere Spannung σ . Es ist dann

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

und die Gleichgewichtsbedingung ergibt:

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

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

Setzt man für σ_1 den Wert aus Gl. 2 ein, so findet man:

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

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 σ , 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 σ_1 und σ_2 aus den Gl. 2 und 3:

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

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 σ_n , die im ursprünglichen Stabe in der n ten Schicht mit dem Querschnitt f_n' geherrscht hat, wie folgt:

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

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

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

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 Schweißstahl.

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 ₂
Kohlenstoff	0,3 ₉	Schwefel	0,02 ₂
Silizium	0,2 ₆	Kupfer	0,07 ₀
Mangan	0,7 ₃		

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 $l_n - l$	σ_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 ₀	7,54 ₈	13,5623 ₆	—	13,4924 ₇	—	—	—
1	3,0	0,47 ₉	7,06 ₉	13,5642 ₉	+ 0,0019 ₃	13,4931 ₂	+ 0,0006 ₅	+ 0,0012 ₉	+ 2910
2	2,9	0,46 ₄	6,60 ₅	13,5657 ₁	+ 0,0033 ₅	13,4951 ₀	+ 0,0026 ₃	+ 0,0029 ₉	+ 3510
3	2,8	0,44 ₇	6,15 ₈	13,5663 ₁	+ 0,0039 ₅	13,4965 ₆	+ 0,0040 ₉	+ 0,0040 ₂	+ 1715
4	2,7	0,43 ₂	5,72 ₆	13,5676 ₉	+ 0,0053 ₃	13,4979 ₂	+ 0,0054 ₅	+ 0,0053 ₉	+ 2160
5	2,6	0,41 ₇	5,30 ₉	13,5691 ₅	+ 0,0067 ₉	13,4997 ₃	+ 0,0072 ₆	+ 0,0070 ₂	+ 2350
6	2,5	0,40 ₀	4,90 ₉	13,5705 ₄	+ 0,0081 ₈	13,5003 ₅	+ 0,0078 ₈	+ 0,0080 ₃	+ 820
7	2,4	0,38 ₅	4,52 ₄	13,5714 ₇	+ 0,0091 ₁	13,5017 ₉	+ 0,0093 ₂	+ 0,0092 ₁	+ 890
8	2,3	0,36 ₉	4,15 ₅	13,5725 ₈	+ 0,0102 ₂	13,5028 ₆	+ 0,0103 ₉	+ 0,0103 ₀	+ 470
9	2,2	0,35 ₄	3,80 ₁	13,5734 ₁	+ 0,0110 ₅	13,5036 ₁	+ 0,0111 ₄	+ 0,0110 ₉	— 280
10	2,1	0,33 ₇	3,46 ₄	13,5745 ₂	+ 0,0121 ₆	13,5042 ₇	+ 0,0118 ₀	+ 0,0119 ₈	— 300
11	2,0	0,32 ₂	3,14 ₂	13,5765 ₆	+ 0,0142 ₀	13,5060 ₆	+ 0,0135 ₉	+ 0,0139 ₀	+ 1030
12	1,8 ₆	0,45 ₄	2,68 ₈	13,5778 ₉	+ 0,0155 ₃	13,5075 ₈	+ 0,0151 ₁	+ 0,0153 ₂	— 840
13	1,6 ₇	0,49 ₈	2,19 ₀	13,5801 ₉	+ 0,0178 ₃	13,5093 ₄	+ 0,0168 ₇	+ 0,0173 ₅	— 980
14	1,3	0,86 ₃	1,32 ₇	13,5845 ₃	+ 0,0221 ₇	13,5136 ₄	+ 0,0211 ₇	+ 0,0216 ₇	— 1640
15	1,0 ₄	0,47 ₈	0,84 ₉	13,5878 ₀	+ 0,0254 ₄	13,5168 ₂	+ 0,0243 ₅	+ 0,0249 ₀	— 2440
	0,0 ₀	0,84 ₉	0,00 ₀	—	—	—	—	—	— 3810

Abschnitt II. Geglüht.

0	3,1	0,00 ₀	7,54 ₈	13,5428 ₀	—	13,6814 ₄	—	—	—
1	2,9	0,94 ₃	6,60 ₅	13,5427 ₈	— 0,0000 ₂	13,6815 ₂	+ 0,0000 ₈	+ 0,0000 ₃	+ 30
2	2,5	1,69 ₆	4,90 ₉	13,5428 ₆	+ 0,0000 ₆	13,6816 ₈	+ 0,0001 ₂	+ 0,0001 ₅	+ 50
3	2,0	1,76 ₇	3,14 ₂	13,5436 ₂	+ 0,0008 ₂	13,6825 ₄	+ 0,0011 ₀	+ 0,0009 ₆	+ 200
4	1,5	1,37 ₅	1,76 ₇	13,5440 ₀	+ 0,0012 ₀	13,6827 ₈	+ 0,0013 ₄	+ 0,0012 ₇	— 85
5	1,0	0,98 ₂	0,78 ₅	13,5430 ₄	+ 0,0002 ₄	13,6827 ₈	+ 0,0013 ₄	+ 0,0007 ₉	— 250
	0,0	0,78 ₅	0,00 ₀	—	—	—	—	—	— 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 : 13,5623₆ und zwischen a' und b' : 13,4924₇ cm
 „ II „ „ a „ b : 13,5428₀ „ „ „ a' „ b' : 13,6814₄ „

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 σ_n , die im ursprünglichen Stabe in den einzelnen Schichten 1 bis n geherrscht haben, sind in der letzten Spalte 10 eingetragen.

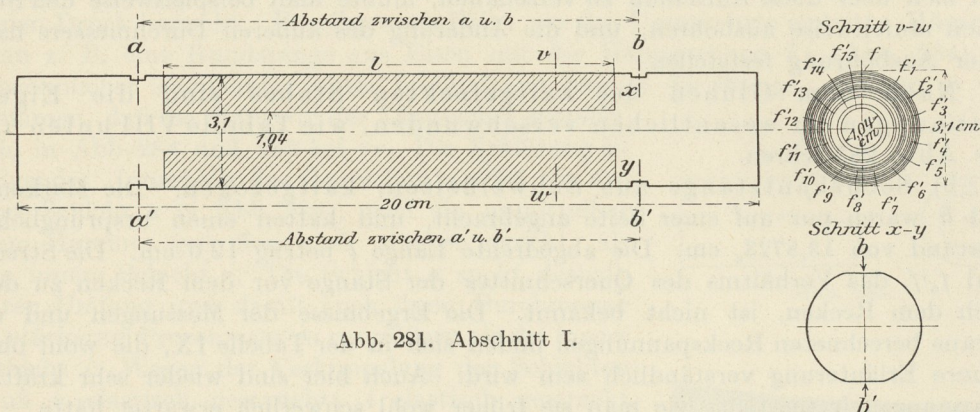


Abb. 281. Abschnitt I.

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

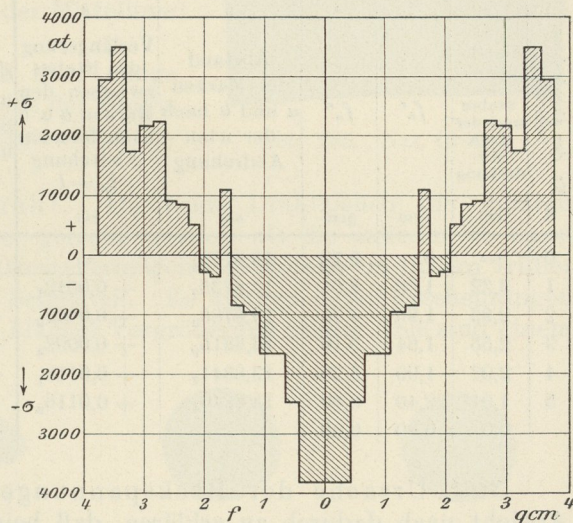


Abb. 282. Kaltgezogener Nickelstahl (etwa 25% Nickel). Abschnitt I.

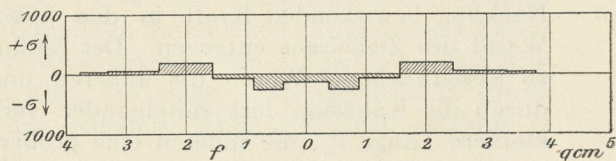


Abb. 283. Kaltgezogener Nickelstahl (etwa 25% Nickel). Abschnitt II.

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 diese 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 Schweißbeisen, 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.
Schweißbeisen, kaltgezogen.

1	2	3	4	5	6	7	
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 u. b nach der n ten Abdrehung $l_n - l$	σ_n Spannung in d. n ten Schicht d. ursprüngl. Stabes	Bemerkungen
n	cm	qcm	qcm	cm	cm	at	
0	—	0	9,72	$13,8723_6$	—	—	Der ursprüngliche Querschnitt war ein regelmäßiges Sechseck mit dem eingeschriebenen Kreis von 3,35 cm Dmr.
1	3,32	1,08	8,64	$13,8735_7$	+ 0,0012 ₁	+ 1610	
2	2,93	1,90	6,74	$13,8785_8$	+ 0,0062 ₀	+ 2750	
3	2,55	1,64	5,10	$13,8815_9$	+ 0,0092 ₃	+ 540	Die Werte in Spalte 5 sind Mittelwerte aus mindestens 20 Messungen. Mittlerer Fehler der relativen Messung ist
4	2,02	1,90	3,20	$13,8841_7$	+ 0,0118 ₁	— 815	
5	1,01	2,40	0,80	$13,8840_4$	+ 0,0116 ₃	— 1975	
	0,0	0,80	0,00			— 1950	+ 0,0001 ₈ cm

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 Wärmegraden 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* bildet¹⁾.

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

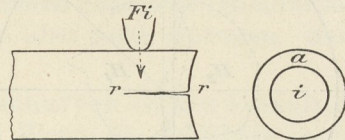


Abb. 284.

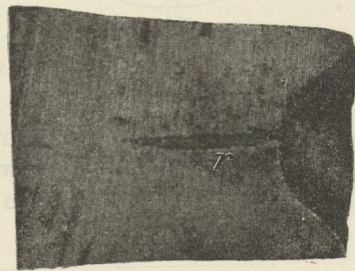


Abb. 285. Nat. Größe.

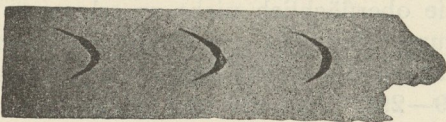


Abb. 286.

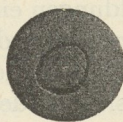


Abb. 287.

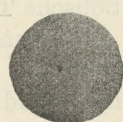


Abb. 288.

Aufsatz von A. Martens entlehnt (*L*₄ 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 Warmschmieden, können ähnliche Erscheinungen wie unter a) ein-

¹⁾ Unter Umständen kann dies auch beim Warmschmieden eintreten, wenn die Streckung der äußeren Schichten der 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

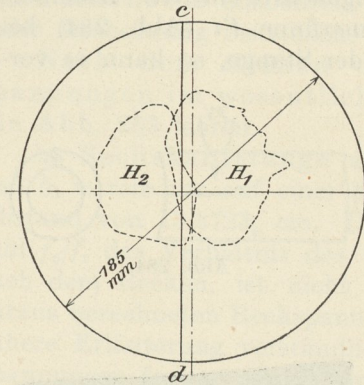


Abb. 289.
Querschnitt.

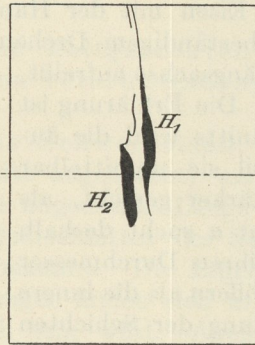


Abb. 290.
Längsschnitt nach cd .

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 entstehen, 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

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

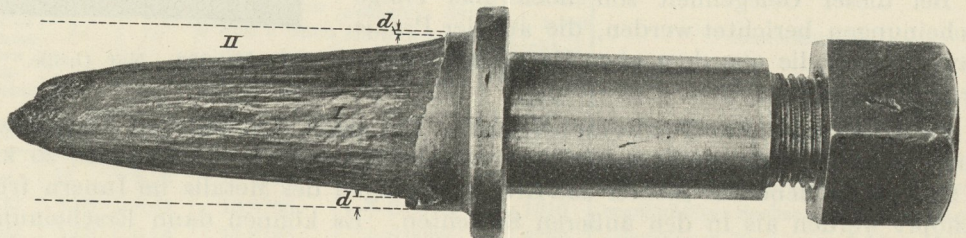


Abb. 291. (Etwa $\frac{6}{10}$ d. nat. Größe.)

Abb. 289 und 290 stellen einen

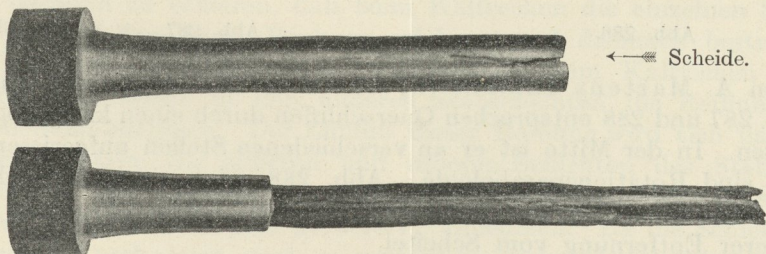


Abb. 292. (Etwa $\frac{1}{2}$ d. nat. Größe.)

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, δ_t = 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 geglüht 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
Durch- messer nach dem Ab- drehen	σ_S	σ_B	δ_x	q	$\frac{\sigma_S}{\sigma_B} \cdot 100$	σ_S	σ_B	δ_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 ε_n die durch die Reckspannung σ_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

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

Wegen der Gleichgewichtsbedingung muß nach früherem (302)

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

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:

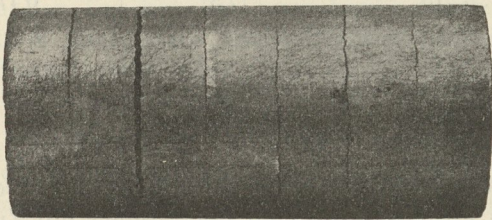


Abb. 293.

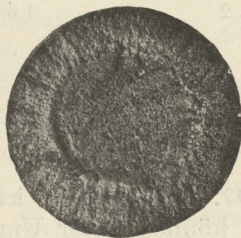


Abb. 294.

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 C° 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 Ab- drehung n	Durchmesser nach der n ten Abdrehung cm	Durchschnittl. spez. Gewicht nach der n ten Abdrehung bei t° (Wasser von 4 C $^\circ$)	t C $^\circ$	$\frac{s_0 - s}{s} \cdot 100$
Kaltgereckt.				
		s		
0	3,0	7,735 ₅	17,0	0,14
1	2,6	7,727 ₇	17,3	0,24
2	1,6	7,710 ₀	17,5	0,47
Geglüht $\frac{1}{2}$ Stunde bei 580 C° .				
		s_0		
0	3,0	7,746 ₂	17,8 bis 18,8	
1	1,6	7,746 ₉	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 σ_n noch die zusätzliche Zugspannung σ_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 hervorbrachten Zugspannungen σ_m sich zu den von den Reckspannungen herrührenden Zugspannungen σ_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 Zugreckspannungen 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 σ_n , der in der bekannten Weise zum Bruch führen kann, wenn die Werte von σ_n und $\sigma_n + \sigma_m$ eine bestimmte Grenze σ_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.

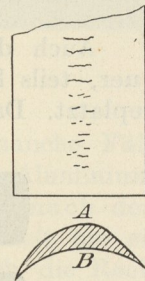


Abb. 295.

3. Verletzung der Oberfläche durch mechanische Einwirkungen oder durch chemisch angreifende Stoffe. In der äußersten Schicht 1 einer kaltgereckten Stange herrsche die Zugreckspannung σ_1 in der Längsrichtung des Stabes. Der Querschnitt der Schicht sei f_1' ; durch Verletzung an einer Stelle werde er dort um den Betrag φ verkleinert. Es muß dann sein

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

worin σ 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 σ_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 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.

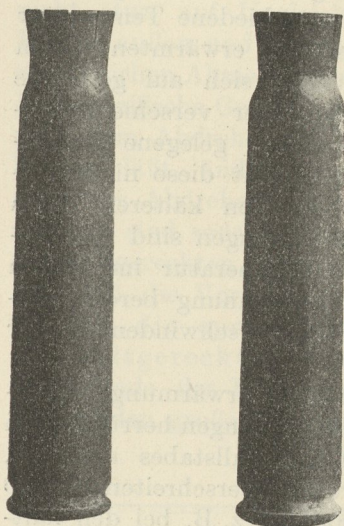


Abb. 296. (Etwa nat. GröÙe.)

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

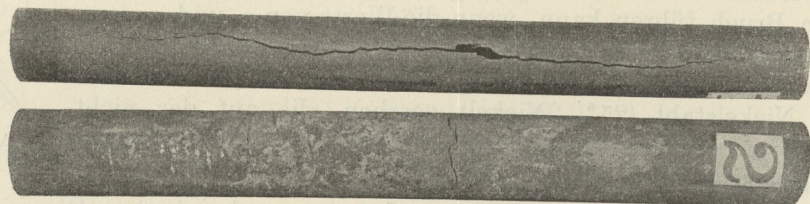


Abb. 297.

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 Aufblätterungen 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_4 23).

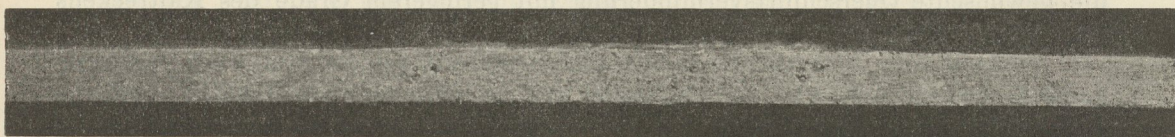


Abb. 299.

3. Nachrecken. Diegel (L_4 22) ist der Ansicht, daß sich manche Fälle des Aufreißen kaltgereckter Metalle, insbesondere bei Messing und Aluminiumbronz e 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. Hatten 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 die 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 eintreten 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.

αα) 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 ^o 1)
Zinn	SnCl_2	Zinn	+ 0,00011
Blei	$\text{Pb}(\text{NO}_3)_2$	Blei	+ 0,00012
Kadmium	CdCl_2	Kadmium	+ 0,00020
Silber	AgNO_3	Silber	+ 0,00098
Wismut	$\text{Bi}(\text{NO}_3)_3 + \frac{1}{2} \text{HNO}_3$	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.

ββ) 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 Salz-, Salpeter-, 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-

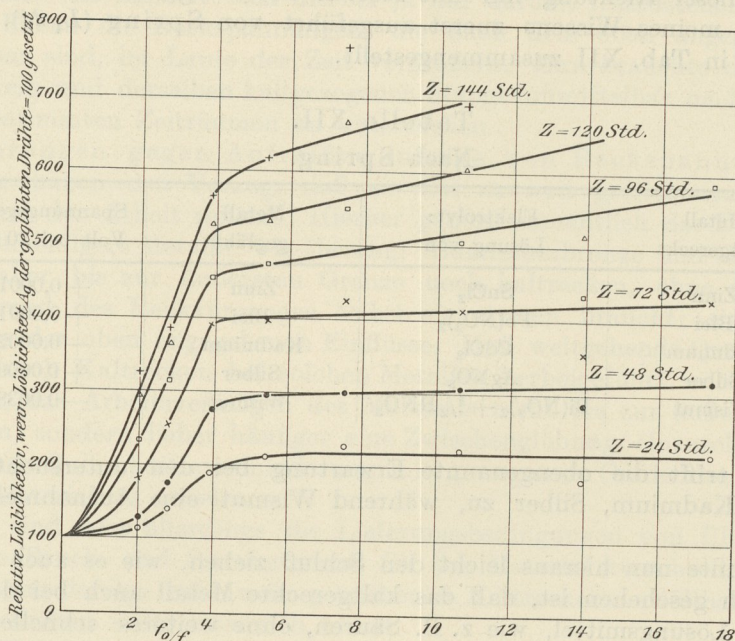


Abb. 300. Drähte aus Flußeisen ID. Einfluß des Kaltziehens auf die Löslichkeit.

reits früher (274) mitgeteilt wurde, in den verschiedenen Graden des Drahtziehens. Als Abszissen sind die Streckzahlen f_0/f eingetragen, als Ordinaten sind die relativen 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 Lösungsauern z in Stunden sind in Abb. 300 den einzelnen Schaulinien beige-schrieben.

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 Kaltreckens 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 25×25 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

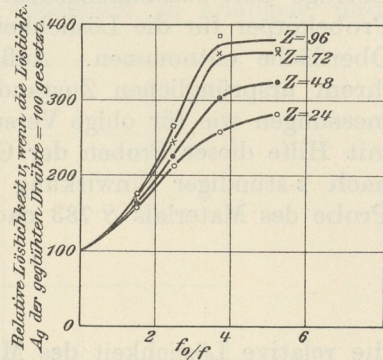


Abb. 301. Drähte aus Flußeisen IID. Einfluß des Kaltziehens auf die Löslichkeit.

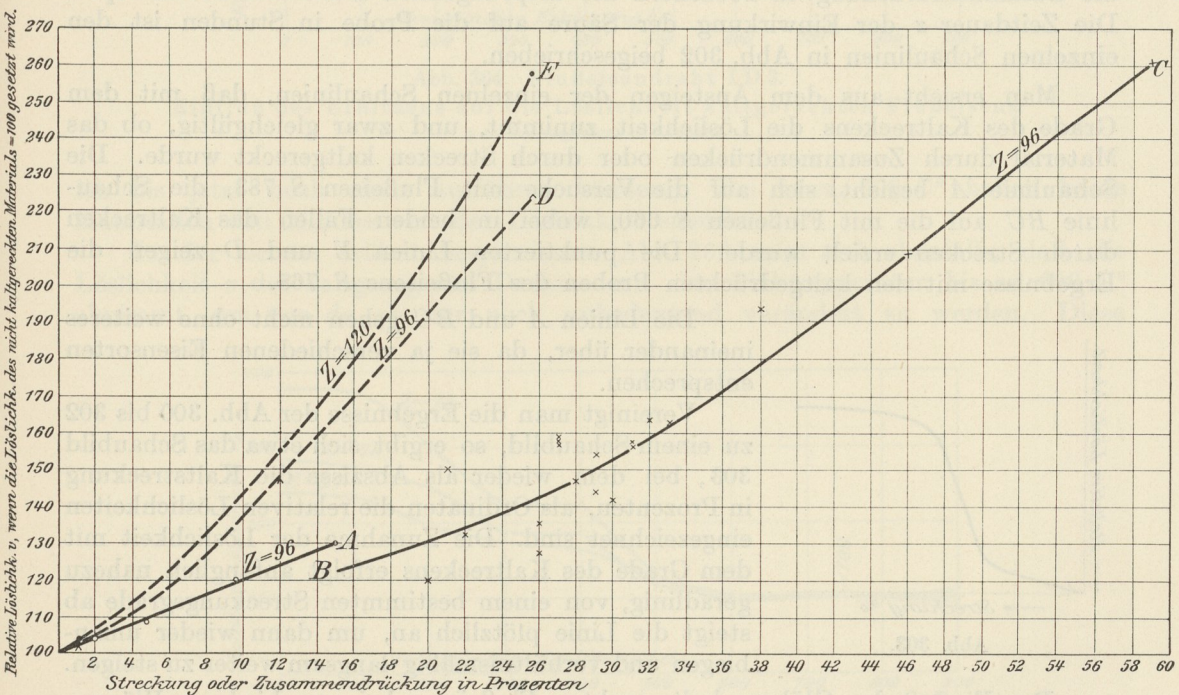


Abb. 302. Einfluß des Kaltstreckens und Kaltdrückens auf die Löslichkeit von Flußeisen.

Kurve A: Flußeisen S 783, Streckung.
„ BC: „ S 660, „

Kurve D: } Flußeisen S 768, Zusammendrückung.
„ 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 Kaltreckens 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 beigeschrieben.

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.

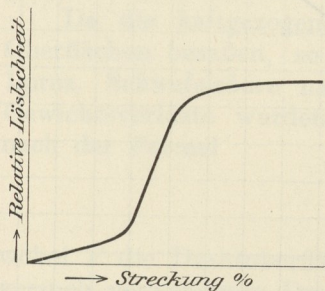


Abb. 303.

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

Vereint 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

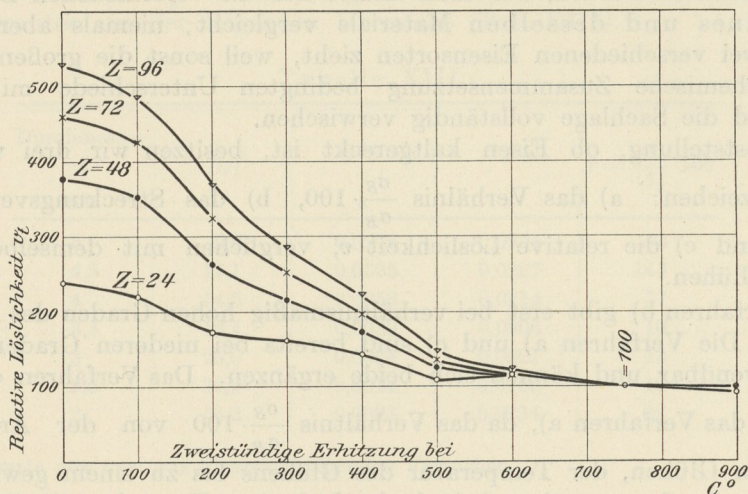


Abb. 304. Flußeisendraht ID 3.

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

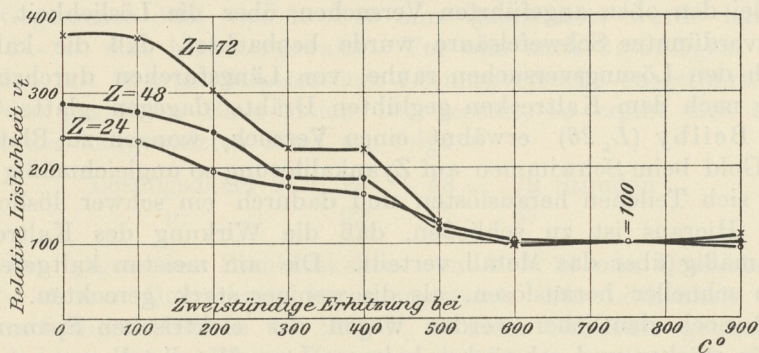


Abb. 305. Flußeisendraht IID 3.

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 σ_B , δ 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 1proz. 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	f_0/f	$A^1)$	$A_g^1)$	$v = \frac{A}{A_g} \cdot 100$
mm		g	g	
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

¹⁾ Mittelwerte aus zwei gut übereinstimmenden Versuchen.

Kupfer. Als einziges Ätzmittel, das genügende Unterscheidung zwischen kaltgerecktem und geglühtem Kupfer zuließ, ergab sich Kaliumcyanidlösung (etwa 5proz.). 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 30proz. 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 geglühte. 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 geglühte.

Es soll noch erwähnt werden, daß die Löslichkeitsversuche in allen Fällen mit blank geschmirligten 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 $p=0$, γ und δ Unveränderliche für das betreffende Metall sind (Lisell, L_4 27, 29). Für reine Stoffe ist γ stets negativ; der Widerstand nimmt also mit dem Druck ab. Für Legierungen ist γ gleichfalls im allgemeinen negativ, aber seinem Zahlenwert nach kleiner als bei den die Legierung bildenden Metallen. Für Kupfer-Mangan-Legierungen kann γ 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

	γ	δ
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. Ebenso wenig 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 0/0 Cu, 5 0/0 Al)	0,55	100	84,96
Platiniridium (10 0/0 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 σ_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 σ_B ergibt das bereits früher erwähnte Gesetz über den Einfluß des Glühens auf die Festigkeit kaltgereckten Kupfers.

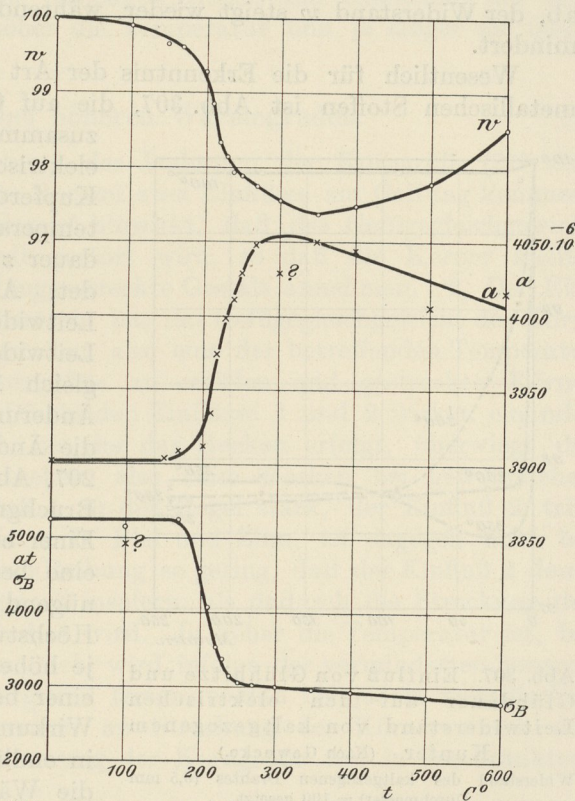


Abb. 306. Einfluß des Glühens auf Festigkeit und elektrischen Leitwiderstand des kaltgezogenen Elektrolytkupfers.

(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 σ_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 C° kann der Draht als vollständig ausgeglüht gelten. Von 250 bis 600 C° 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 C° , von da ab steigt er wieder etwas. Der Temperaturkoeffizient α steigt zwischen 170 und 300 C° rasch an und erreicht bei 300 C° einen Höchstwert, um dann abzusinken.

(Zu bemerken ist, daß die von Gewecke angegebenen Zahlen für σ_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 σ_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 C° , in dem die Wirkung des Kaltreckens beseitigt wird, ändern sich also σ_B , w und α beträchtlich. Jenseits der Temperatur des vollständigen Ausglühens (etwa 300 C°) sinkt σ_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

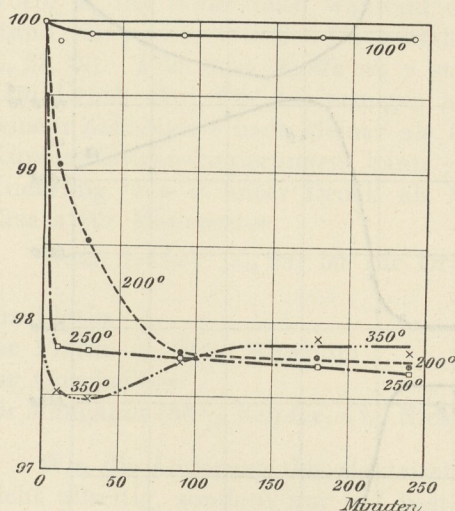


Abb. 307. Einfluß von Glühhitze und Glühdauer auf den elektrischen Leitwiderstand von kaltgezogenem Kupfer. (Nach Gewecke.)

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

das Gesetz deutlicher zum Vorschein gebracht haben würden. Die Schaulinie für 350 C° 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 Grenzt-temperatur ist keine Wirkung vorhanden, oder sie ist wenigstens in endlicher Zeit nicht merkbar. Leider sind die Wärmegrade zwischen 100 und 200 C° 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 Gefügegleichgewichts 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 Gefügegleichgewicht 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 Gefügegleichgewicht 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 Gefügegleichgewicht der Korngröße und Korngestalt wieder herzustellen, also eine der betreffenden Temperatur entsprechende durchschnittliche Korngröße zu erzielen und gestreckte Körner wieder gleichachsig 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 $t_e = 700^\circ\text{C}$ 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.

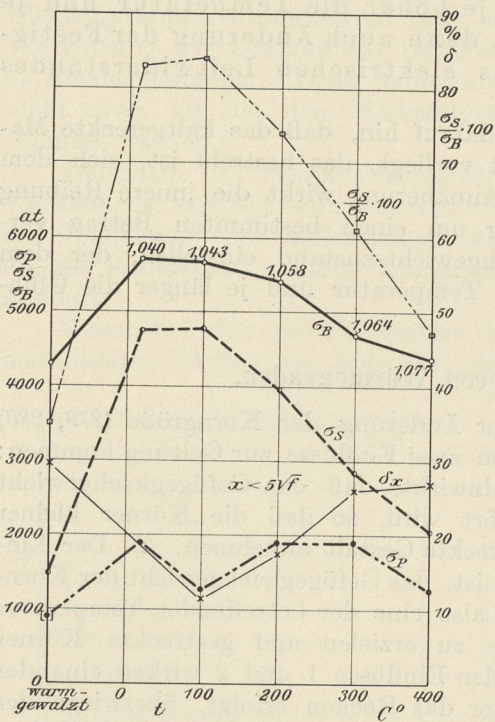


Abb. 308. Einfluß des Reckens bei verschiedenen Wärmegraden auf die Festigkeitseigenschaften warmgewalzten Deltametalls. (Nach Rudeloff.)

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

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 Or-
dinaten 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 beigeschrie-
ben. Als Anfangszustand sind auf der
Ordinatenachse die Eigenschaften für das
warmgewalzte Metall eingetragen (Recken
bei Rotglut). Der Abszisse 20°C 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 δ . Es würde hier also Einfluß 1
kräftig überwiegen. Recken bei 100°C
ergibt gegenüber dem Recken bei gewöhn-
licher Temperatur nur geringfügige Unter-
schiede in bezug auf σ_S und σ_B ; stärkere
Unterschiede zeigen sich in der herbei-
geführten Dehnung δ . Beim weiteren Steigen
der Temperatur beginnt nun Einfluß 2 sich

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 Anfangs-
zustand (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 ge-
wählt 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 hervor-
tritt, also die Wirkung des Reckens auf Hebung der S-Grenze und Verminderung

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 Oxydhäutgens 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-

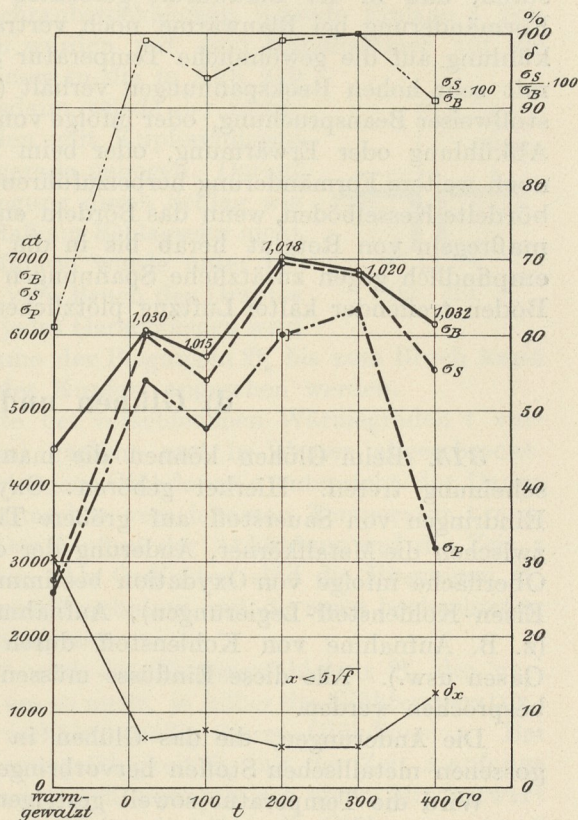


Abb. 309. Einfluß des Reckens bei verschiedenen Wärmegraden auf die Festigkeitseigenschaften warmgewalzten Martinflußeisens. (Nach Rudeloff.)

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 Biegungsfähigkeit, wofür folgende Versuchsreihe den Beleg erbringt (E. Heyn, *L.* 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 Biegungsfähigkeit des Kupfers angesehen werden.

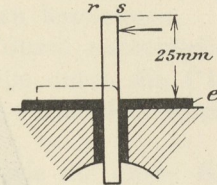


Abb. 310.

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 Biegungsfähigkeit $\mathfrak{B}_n$ des verwendeten Kupfers vermindert, und zwar um so mehr, je höher die Glühtemperatur *t* liegt. Es genügt hierfür schon eine verhältnismäßig kurze Glühdauer *z*. Bei gleicher Glühtemperatur *t* nimmt die Biegungsfähigkeit $\mathfrak{B}_n$ 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 Glühtemperatur *t* ist. Der Unterschied zwischen der höchsten und der niedrigsten Biegungsfähigkeit 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 während der Erhitzung die Biegungsfähigkeit 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 Biegungsfähigkeit 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

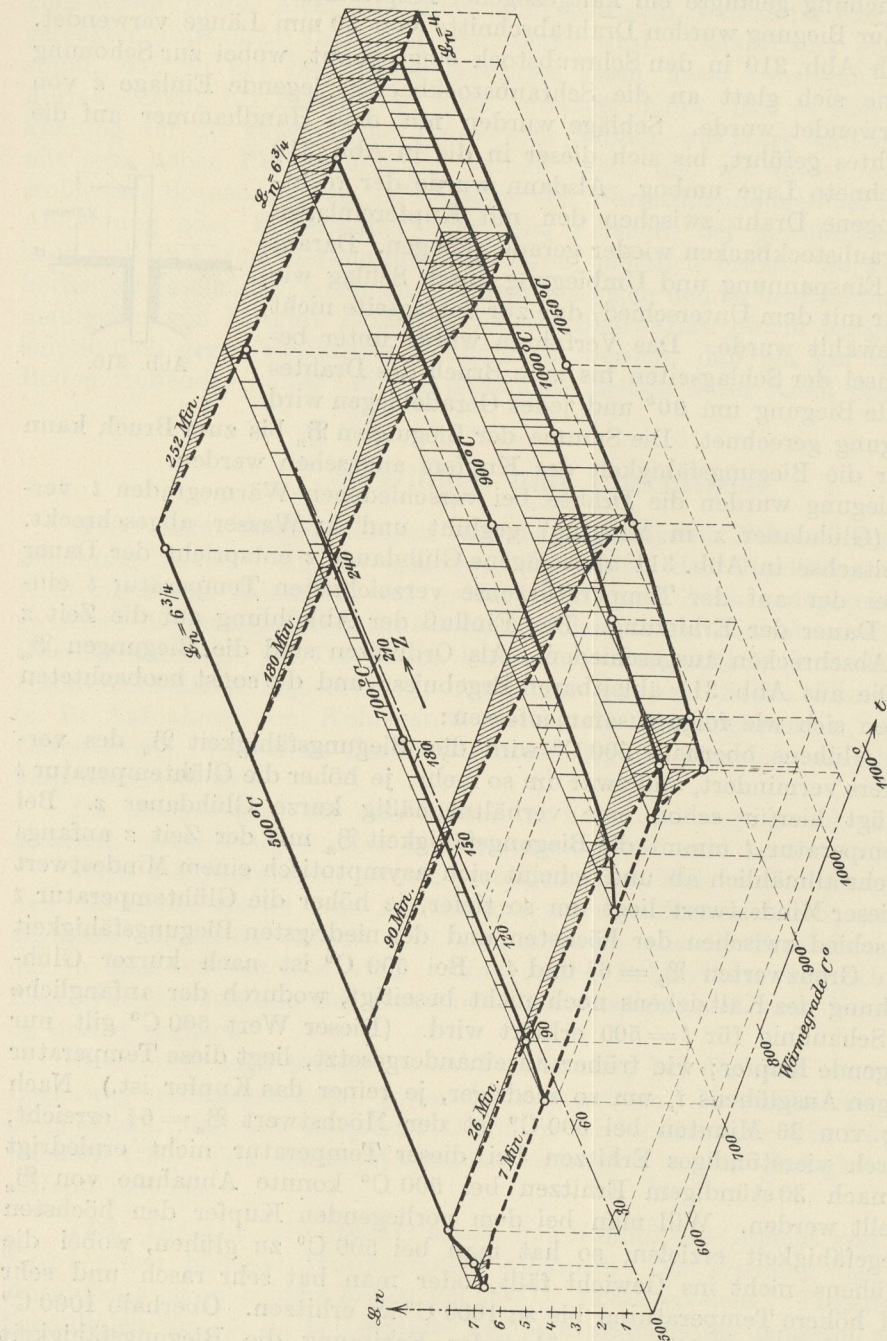


Abb. 311. Beziehungen zwischen Erhitzungsgrad, Erhitzungsdauer und Biegefähigkeit von Kupferdraht.

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 (*L₄* 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 Biegebungsbeanspruchung 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.

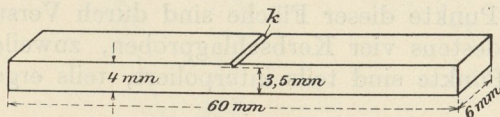


Abb. 312.

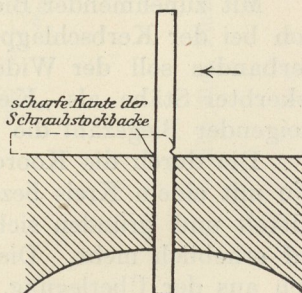


Abb. 313.

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 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*₄ 39 und 40). Die eine Achse gibt die Temperatur t in $^\circ\text{C}$ 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 auf t und die Abkühlung von t auf 680°C eingeschlossen. Der Wert 680 ist willkürlich gewählt. Die Wahl gründete sich auf die Annahme, daß unterhalb 680°C 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 erhitzt und dann schnell an der Luft abgekühlt. Probe i wurde schnell im vorgeheizten Ofen auf 1200°C erhitzt, $\frac{1}{2}$ Stunde bei dieser Temperatur erhalten, und dann in 13 Stunden bis auf 680°C abgekühlt. Bei Probe k dauerte Erhitzung und Abkühlung nahezu gleichlang, etwa 14,5 Stunden.

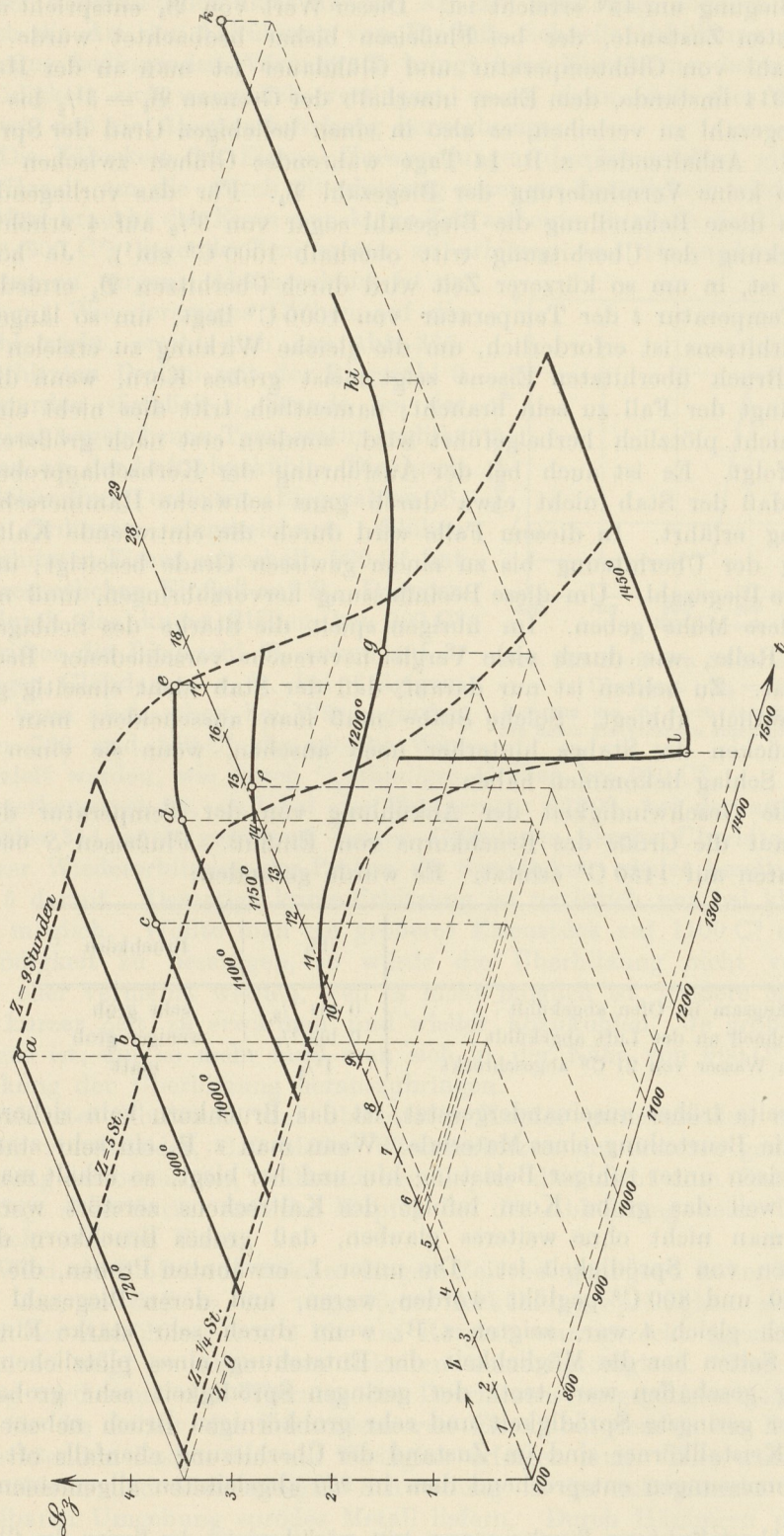
Abschrecken der Proben wie beim Kupfer wurde vermieden, weil dies ja zu anderen Erscheinungen geführt hätte.

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 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° 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°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° .

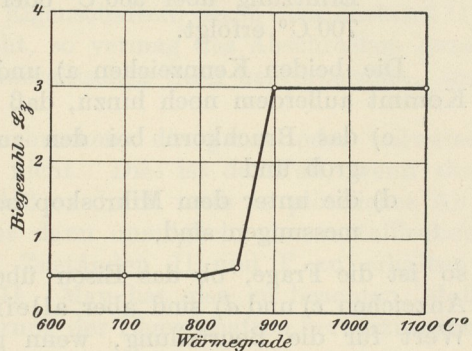


Abb. 315. Flußeisen S 660. Anfangszustand: Überhitzt. $\mathfrak{B}_3 = 0$ bis $\frac{1}{2}$.

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° , 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 Grenzräume 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 Grenzräume 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 $J_1 H'' O'' D''$ 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 (*L*₄ 41) durch das Abschrecken etwas weicher.

Vorbehandlung	σ_S at	σ_B at	δ_{200} %	$\Phi_{3000}^{1)}$ 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, *L*₄ 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_g 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 Kerbzähigkeit (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	$- 80\text{ C}^0$	$- 18\text{ C}^0$	$+ 30\text{ C}^0$
Thomasflußeisen, geglüht	0,04	0,33	0,05	0,02	0,1	1,8	16,9
Martinflußeisen, bei 900 C^0 geglüht	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 Widerstandslast (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.

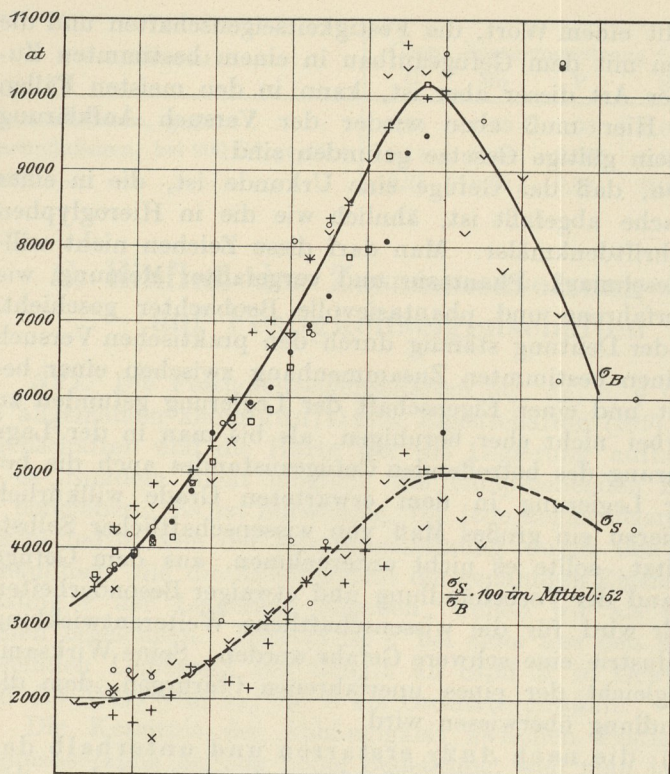
Anordnung dieser Phasen. Mit einem Wort, die Festigkeitseigenschaften und die Härte der Legierungen müssen mit dem Gefügebau in einem bestimmten Zusammenhang stehen. Welcher Art dieser aber ist, kann in den meisten Fällen nicht vorausgesagt werden. Hier muß eben wieder der Versuch Aufklärung schaffen, solange nicht allgemein gültige Gesetze gefunden sind.

Es ist immer zu bedenken, daß das Gefüge eine Urkunde ist, die in einer uns fremden Schrift und Sprache abgefaßt ist, ähnlich wie die in Hieroglyphen niedergelegten ägyptischen Schriftdenkmäler. Man darf diese Zeichen nicht willkürlich deuten, etwa nach Geschmack, Phantasie und vorgefaßter Meinung, wie es leider vielfach durch unerfahrene und phantasievolle Beobachter geschieht. Man muß sich beim Versuch der Deutung ständig durch den praktischen Versuch kontrollieren. Glaubt man einen bestimmten Zusammenhang zwischen einer bestimmten Gefügebeschaffenheit und einer Eigenschaft der Legierung gefunden zu haben, so darf man sich hierbei nicht eher beruhigen, als bis man in der Lage ist, jederzeit durch Herbeiführung des betreffenden Gefügezustandes auch die betreffenden Eigenschaften der Legierung in dem erwarteten Grade willkürlich herbeizuführen. Es gehört hierzu ein großes Maß von wissenschaftlicher Selbstzucht. Wer diese nicht besitzt, sollte es nicht unternehmen, aus dem Gefüge heraus Urteile über den Zustand der Vorbehandlung und etwaiger Besonderheiten der Legierung abzugeben. Er wird für die wissenschaftliche Weiterentwicklung ein Hemmnis und für die Industrie eine schwere Gefahr werden. Seine Wirksamkeit in letzterer Beziehung gleicht der eines unerfahrenen Chirurgen, dem die kranke Menschheit zur Behandlung überwiesen wird.

322. Bei Legierungen, die nach $Aa2\gamma$ erstarren und unterhalb der Erstarrung keine weiteren Veränderungen erleiden, oder bei solchen, die nach irgendeiner anderen Erstarrungsart fest werden, im festen Zustand aber noch eine Umwandlung nach Art von $Aa2\gamma$ durchmachen (Abb. 21, 26, 36, 40, 45, 47, 48, 52), zeichnet sich in der Regel die eutektische Mischung durch Besonderheiten in den Schaubildern $c, \sigma_B, c, \sigma_S, c, \delta, c, \xi$ aus (Höchst- oder Mindestwert, Knickpunkt).

a) Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. Erstarrung und Umwandlung erfolgt nach Abb. 48. Die Legierungen bestehen bei gewöhnlicher Temperatur aus zwei Phasen A = Eisen (Ferrit) und B = Eisenkarbid (Zementit), die ein Eutektikum bilden können, das Perlit genannt wird. Als Abszissen denke man sich in Abb. 48 den Kohlenstoffgehalt eingetragen. Die Umwandlung des Eisens bedingt einen eutektischen Punkt $0''$ bei nahezu 700°C und einem Kohlenstoffgehalt von etwa $0,95\%$. Die Abhängigkeit der Größen $\sigma_S, \sigma_B, \delta$ und q von dem Kohlenstoffgehalt der Legierungen ist in Abb. 316 bis 318 dargestellt, wobei die Kohlenstoffgehalte c als Abszissen, die betreffenden Werte $\sigma_S, \sigma_B, \delta, q$ als Ordinaten verwendet sind.

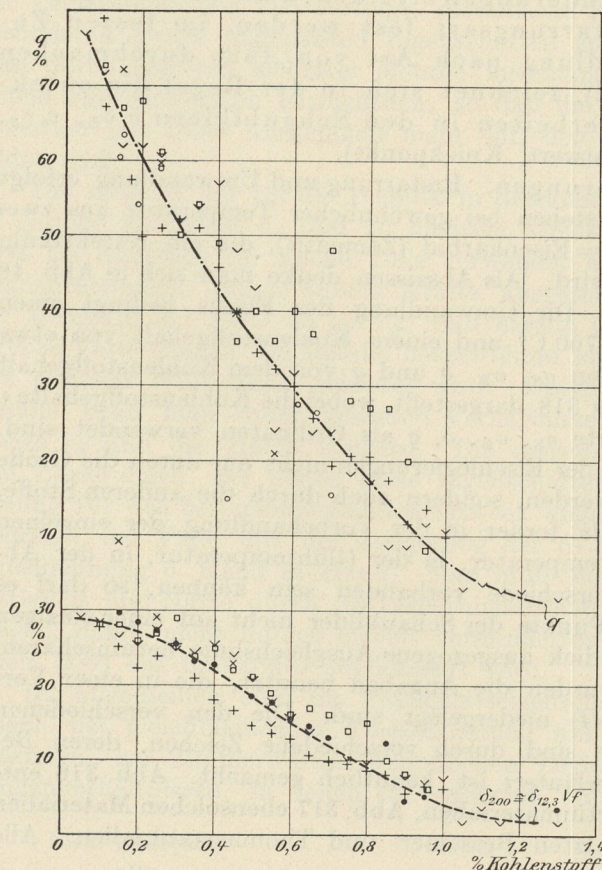
Da die Festigkeitseigenschaften der Eisenlegierungen nicht nur durch die Größe des Kohlenstoffgehaltes beeinflusst werden, sondern auch durch die anderen Stoffe, wie Mn, Si, P, S, Cu usw., und da ferner in der Vorbehandlung der einzelnen geprüften Materialien (in der Walztemperatur, in der Glühtemperatur, in der Abkühlungsgeschwindigkeit usw.) Unterschiede vorhanden sein können, so darf es nicht auffallen, daß die einzelnen Punkte der Schaubilder nicht auf einer einzigen Linie liegen, sondern sich um die dick ausgezogene Ausgleichslinie herumscharen. Zur Aufstellung der Schaubilder wurden die Angaben benutzt, die in einer Veröffentlichung des Jernkontors ($L_4 44$) niedergelegt sind. Die den verschiedenen Materialien entsprechenden Punkte sind durch verschiedene Zeichen, deren Bedeutung am Fuß der Schaubilder erläutert ist, kenntlich gemacht. Abb. 316 entspricht gewalzten schwedischen Martinmaterialien, Abb. 317 ebensolchen Materialien nach dem Glühen, Abb. 318 gewalzten Bessemer- und Thomasmaterialien. Alle



Schaubilder zeigen übereinstimmend Anstieg von σ_B mit steigendem Kohlenstoffgehalt. In den Abb. 316 und 317 erreicht σ_B in der Nähe von 0,9 bis 1% Kohlenstoff, also in der Nähe der eutektischen Legierung, einen Höchstwert, um bei weiter steigendem Kohlenstoffgehalt wieder abzufallen. Ähnlich ist der Verlauf der Schaulinie für σ_S , wenn auch hier der Höchstwert, namentlich bei den geglühten Materialien, nicht so scharf ausgeprägt ist. In Abb. 318 ist gerade in der Nähe des Eutektikums und darüber die Zahl der vorhandenen Beobachtungspunkte sehr gering, so daß der Verlauf der Ausgleichsline an dieser Stelle ganz unsicher ist. — Die Schaulinien für δ und q zeigen Abfall mit steigendem Kohlenstoffgehalt.

Die eutektische Legierung hat also die höchste B- und S-Grenze. Auch die Kugeldruckhärte erreicht bei der eutektischen Legierung ihren Höchstwert, wie später in II B gezeigt wird. Nach Übersteigen des eutektischen Kohlenstoffgehaltes sinkt die Härte der gewalzten und geglühten Eisen-Kohlenstoff-Legierungen etwas, wenn auch nur wenig ab.

Beachtenswert ist in den Schaubildern für σ_S , σ_B und δ der Wendepunkt w bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,5 bis 0,6%. Der Punkt wird dadurch gekennzeichnet, daß die Linie in ihm zu beiden Seiten der Tangente



Martinmaterial von

- Bofors, □ Domnarfvät,
- × Storfors, √ Hofors (basisch)
- Strömsnäs, + Avesta.

Abb. 316. Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die Festigkeitseigenschaften der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. Martinmaterial gewalzt.

in w liegt, wie in Abb. 319. Der Vergleich mit II B Abb. 13 lehrt, daß die Schaulinie, die den Anteil des Perlits am Gesichtsfeld in Prozenten in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt ausdrückt, unterhalb $0,5\%$ Kohlenstoff einer geraden Linie folgt und erst von da ab schneller als diese gerade Linie ansteigt. Es besteht sonach ein Zusammenhang zwischen dem Wendepunkt w und dem Gefügeaufbau.

b) Blei-Zinn-Legierungen. Die Erstarrung geht nach $A\alpha 2\gamma$ vor sich. Der eutektische Punkt liegt bei einem Zinngehalt von etwa 67% . Die Festigkeit σ_B erreicht bei diesem Gehalt ihren Höchstwert, wie aus Abb. 320 hervorgeht. (Nach Roberts-Austen, L_4 45.) Die Festigkeit des Bleis wird durch den Zusatz von Zinn rasch gesteigert, ebenso die Festigkeit des Zinns durch Zusatz von Blei. Die Schaulinie für die Bruchdehnung zeigt sehr unregelmäßigen Verlauf mit einem Mindestwert bei etwa 90% Zinn. Um genauere Aufschlüsse über die Änderung von δ zu erhalten, wäre es erforderlich, größere Versuchsreihen anzustellen, so daß die Durchschnittswerte aus einem großen Zahlenmaterial von den Zufälligkeiten weniger beeinflusst werden, wie in Abb. 320. Deutlich kommt aber das Gesetz zum Vorschein, daß die reinsten Metalle die größte Dehnung haben, und daß diese durch Zusatz eines zweiten Stoffes sehr rasch absinkt.

Die Härte $\S$ nach Brinell (350) ist festgestellt worden von Ssaposchnikow (L_4 46) und von Stenquist (L_4 47). Die Ausgleichslinie durch die den beiden Versuchsreihen entsprechenden Punkte ist in Abb. 320 durch die Linie $\S$ dargestellt. Die reinen Metalle Blei und Zinn sind am weich-

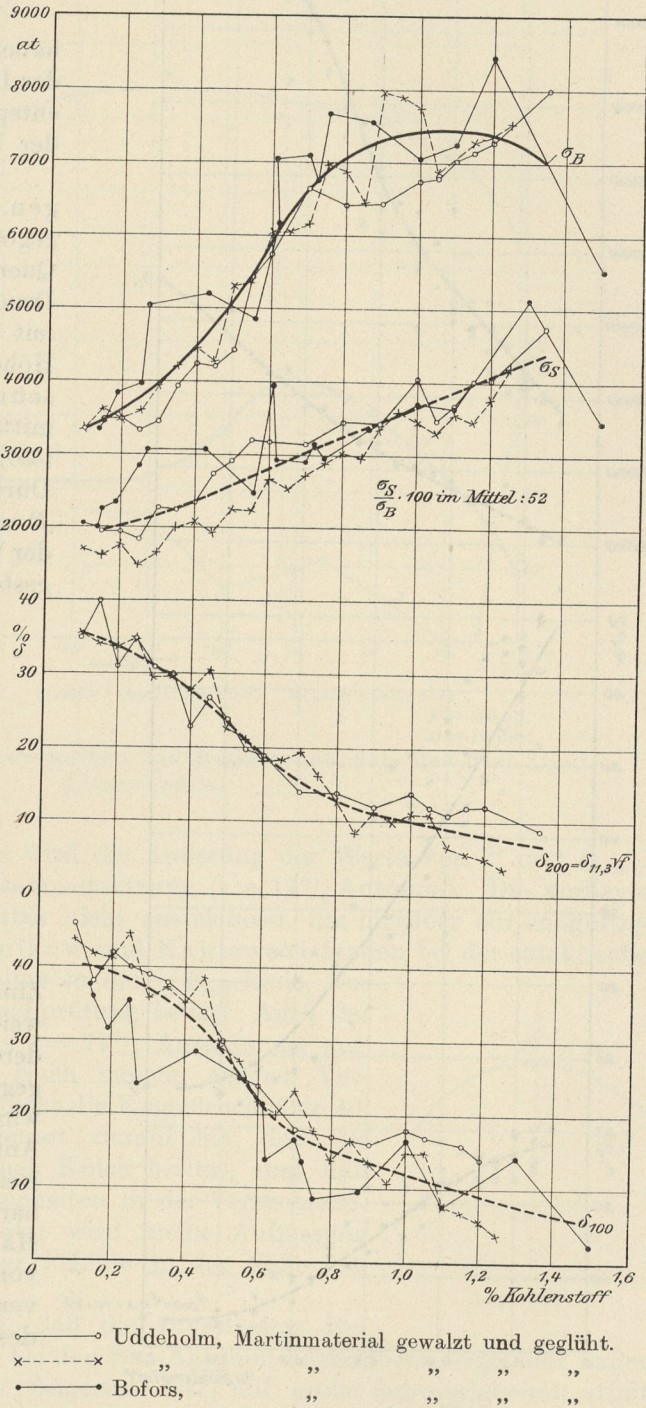


Abb. 317. Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die Festigkeitseigenschaften der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. Martinmaterial gewalzt und gegläht.

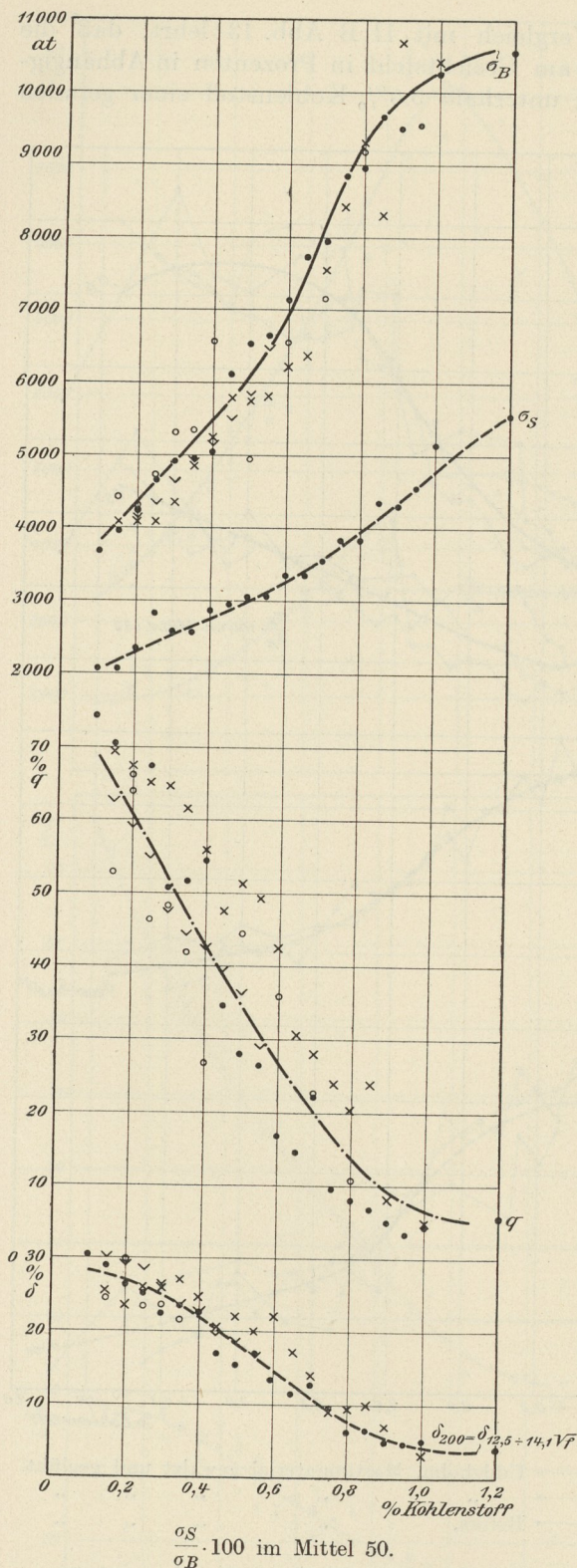


Abb. 318. Einfluß des Kohlenstoffgehaltes auf die Festigkeitseigenschaften der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. Bessemer- und Thomasmaterial, gewalzt.

sten. Durch Zusatz des zweiten Stoffes wird die Härte gesteigert, und der Höchstwert liegt in der Nähe des Eutektikums.

Die Schaulinien c, σ_B und c, δ haben im allgemeinen den Verlauf der Linie 1 in Abb. 321, die Linie c, δ entspricht im allgemeinen Charakter der Linie 2 in Abb. 321.

c) Blei-Antimon-Legierungen. Charpy bestimmte an kleinen gegossenen Prismen von 10×10 mm Querschnitt und 15 mm Höhe den Druck P , der erforderlich ist, damit das Prisma um 0,2 mm seiner Höhe verkürzt wird ($L_1 17$). Ssaposchnikow und Kaniewski ermittelten die Kugeldruckhärte δ_{100} (350) mit Stahlkugeln von 10 mm Durchmesser unter dem Druck $P = 100$ kg ($L_4 48$). Die Ergebnisse der Versuche sind in Abb. 322 dargestellt als Linien c, P und c, δ_{100} .

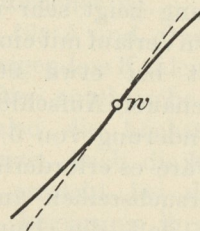


Abb. 319.

Im Gegensatz zu den Blei-Zinn-Legierungen, die aus zwei weichen Metallen gebildet werden, deren Härte und Festigkeit durch gegenseitige Legierung gesteigert wird, haben wir es bei den Blei-Antimon-Legierungen mit einem weichen Metall (Blei) und einem harten Stoff (Antimon) zu tun. Die Härte des Bleis wird durch Zusatz von Antimon gesteigert; umgekehrt vermag aber Bleizusatz die Härte des Antimons nicht zu vermehren,

- Storfors, Bessemermaterial.
- × Domnarfvet, „
- Hofors, „
- ∨ Domnarfvet, Thomasmaterial.

so daß die Linie für $\mathfrak{S}_{100}$ ebenso wie die für P von dem reinen Antimon nach dem Blei zu abfallen.

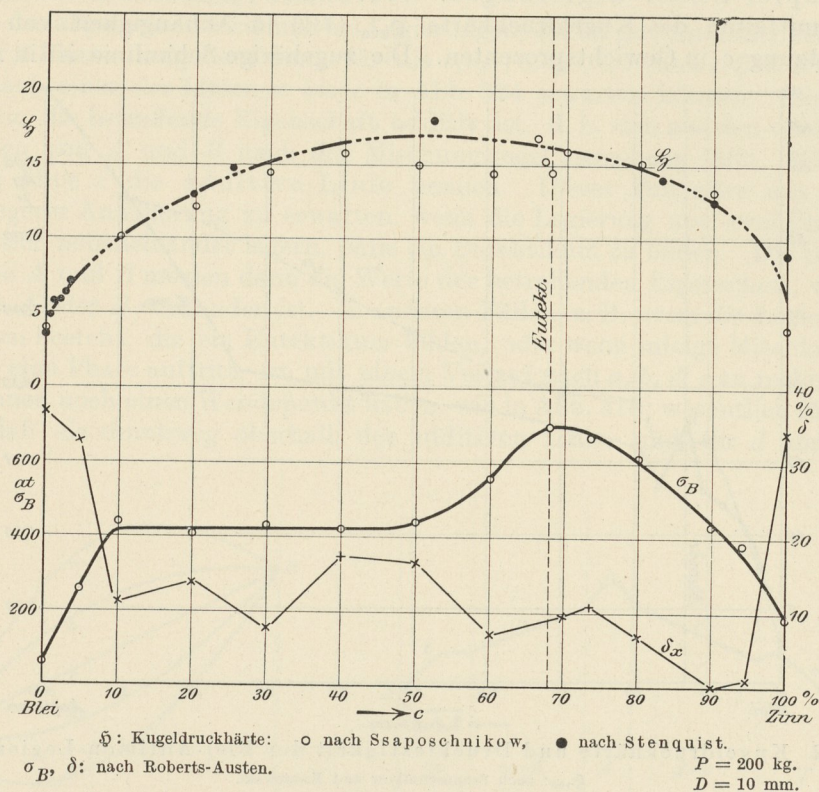


Abb. 320. Festigkeitseigenschaften und Kugeldruckhärte der Blei-Zinn-Legierungen.

Von besonderem Interesse wird die Änderung der Werte von P und $\mathfrak{S}_{100}$ in der Nähe der eutektischen Zusammensetzung ($c = 13\%$ Antimon). Die vorliegenden Versuche erscheinen mir aber nicht ausreichend, um hierüber ein endgültiges Urteil zuzulassen. Ssaposchnikow und Kaniewski fanden bei der eutektischen Mischung eine ausgeprägte Spitze in der $c, \mathfrak{S}_{100}$ -Linie, was meiner Meinung nach einer Nachprüfung bedarf. Auch der Knick in der $c, \mathfrak{S}_{100}$ -Linie bei $c = 74\%$ Antimon ist auffällig und unwahrscheinlich. Nach meinen eigenen Versuchen kommt dem Antimon nicht die Kugeldruckhärte 40, sondern nur 27 zu. Dies deutet darauf hin, daß die $c, \mathfrak{S}_{100}$ -Linie bei $c = 74\%$ keinen Knick besitzt, und daß dieser nur durch Unvollkommenheiten in der Versuchsausführung bedingt ist. Unterstützt wird meine Auffassung durch den stetigen Verlauf der P -Linie in der Nähe von $c = 74$.

Es muß bemerkt werden, daß die zuverlässige Bestimmung der Kugeldruckhärte bei den Blei-Antimon-Legierungen wegen der außerordentlich großen Neigung zur Seigerung (142) auf große Schwierigkeiten stößt. Wenn die durch die Seigerung hervorgebrachte Störung nicht eingehend berücksichtigt wird, kommt man zu ganz unbrauchbaren Ergebnissen.

Ich vermute, daß der ungefähre Verlauf der beiden Linien $\mathfrak{S}_{100}$ und P etwa

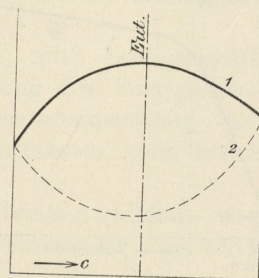


Abb. 321.

wie in Abb. 323 sein wird, so daß also der eutektischen Legierung bei $c=13$ ein Knickpunkt in der Linie entspricht¹⁾.

d) Kupfer-Silber-Legierungen. Kurnakow, Puschin und Senkowski (L_9 , 13) ermittelten die Kugeldruckhärte Φ_{200} (350) in Abhängigkeit von der Zusammensetzung c in Gewichtsprozenten. Die zugehörige Schaulinie ist in Abb. 489

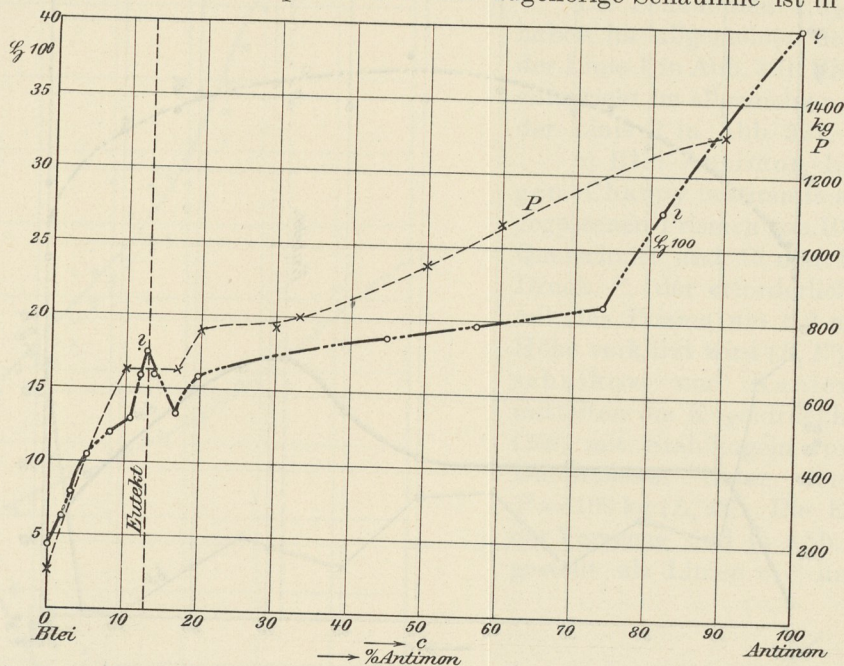


Abb. 322. Kugeldruckhärte und Druckfestigkeit der Blei-Antimon-Legierungen.

Φ_{100} : nach Ssaposchnikow und Kaniewski.

$P = 100$ kg, $D = 10$ mm.

P : Druck in kg zur Erzeugung einer Höhenverminderung von 0,2 mm bei einem Probekörper von 10×10 mm und 15 mm ursprünglicher Höhe.

gleichzeitig mit dem c, t -Bild nach Friedrich und Leroux (L_9 , 23) wiedergegeben. Das Kupfer bildet mit geringen Mengen Silber Mischkristalle, etwa von 0% Silber bis zu dem Punkte E . Ebenso kann das Silber bis zu etwa 6% Kupfer zu festen

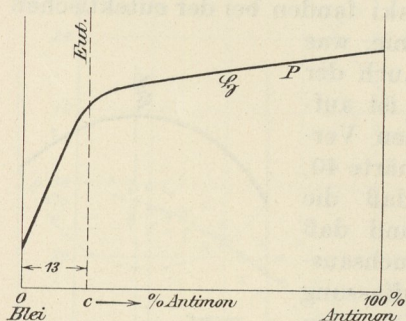


Abb. 323.

Mischkristallen auflösen. Die Schaulinie für die Kugeldruckhärte steigt wegen dieser Mischkristallbildung von O nach R und von T nach S steil an; zwischen den Punkten R und S ist sie nahezu eine Gerade. Die untersuchten Legierungen wurden gegossen, alsdann 30 Stunden bei 650 bis 700 C° ausgeglüht. Die Verfasser geben an, daß infolge dieser ausgedehnten Glühbehandlung die Legierungen, die sonst zwischen E und D aus Kristallen des Kupfers oder des Silbers und dem eutektischen Gefügebestandteil aufgebaut sind, kein Eutektikum mehr zeigten, so daß sie nur noch aus nebeneinander gelagerten Kristallen von

¹⁾ Diese Vermutung ist inzwischen durch Versuche des Kgl. Materialprüfungsamtes, Gr. Lichterfelde, bestätigt worden.

ist zwar ein kleiner Anstieg der Schaulinie in der Nähe der eutektischen Zusammensetzung von 72% Silber zu bemerken. Er ist aber klein und kann auch durch Versuchsfehler bedingt sein.

323. Im allgemeinen wird man bei Legierungen, die bei gewöhnlicher Temperatur aus 1 oder 2 Phasen aufgebaut sind, für die $c, \sigma_S, c, \sigma_B, c, \delta$ - und c, ξ -Kurven einen Verlauf nach einer der Linien a bis e in Abb. 324 erwarten können. Linie c gilt dann, wenn die betreffende Eigenschaft additiv ist, d. h. sich aus den entsprechenden Werten von A und B nach der Mischungsregel berechnen läßt. Wir wollen daher die Linie c die additive Linie nennen. Dieser Fall wäre mit größerer oder geringerer Annäherung zu erwarten, wenn die Legierung aus zwei Phasen besteht, die sich nebeneinander lagern, ohne ein Eutektikum zu bilden. Die Ordinaten der Punkte A und B messen dann die Werte der betreffenden Eigenschaft, wenn nur eine Phase A oder B vorhanden ist. In anderen Fällen, z. B. wenn die Legierung aus zwei Phasen besteht, die ein Eutektikum bilden, oder wenn infolge Mischkristallbildung nur eine Phase auftritt, ist mit einem Verlauf nach a, b, d, e zu rechnen. Die Linien können noch einen Wendepunkt haben, wie in Abb. 319; wesentlich für a und b ist nur, daß sie durchweg oberhalb der additiven Linie, und für d und e , daß

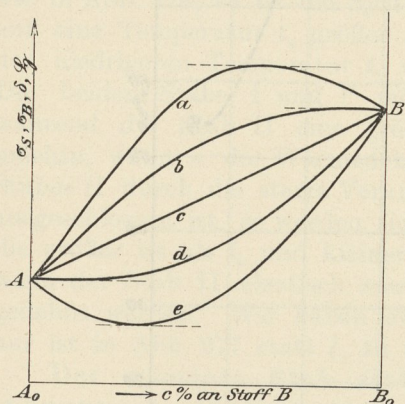


Abb. 324.

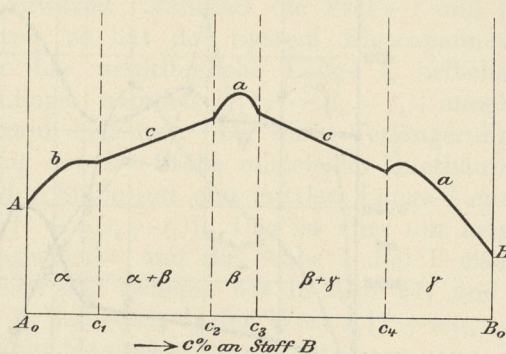


Abb. 325.

sie durchweg unterhalb der additiven Linie liegen. a unterscheidet sich von b durch den Höchstpunkt, der bei b mit dem Punkte B zusammenfällt. Analoger Unterschied besteht zwischen den Linien d und e bezüglich des Mindestwertes. Es ist natürlich nicht nötig, daß die Linien alle von links nach rechts ansteigen; der Fall kann ebenso gut umgekehrt liegen.

Ob noch andere Linien als die in Abb. 324 möglich sind, muß dahingestellt bleiben, da das vorliegende Versuchsmaterial über die Änderung der Festigkeitseigenschaften und der Härte durch die Änderung der Zusammensetzung der Legierung trotz des hohen wirtschaftlichen und technischen Interesses noch recht dürftig ist.

Kann die Legierung mehr als zwei Arten von Mischkristallen bilden, wie z. B. in Abb. 325 für einen willkürlich gewählten Fall angedeutet ist, so tritt eine der Linien a bis e der Abb. 324 in jedem der Bereiche $A_0c_1, c_1c_2, c_2c_3, c_3c_4, c_4B_0$ auf. Der Verlauf einer der Schaulinien $c, \sigma_S; c, \sigma_B; c, \delta; c, \xi$ usw. kann dann z. B. wie in Abb. 325 sein. Man kann auf diese Weise die mannigfaltigsten Aneinanderreihungen der Linien a bis e der Abb. 324 erhalten. (Vgl. L_4 49.)

Weitergehende Regeln oder gar Gesetze lassen sich nicht aufstellen. Soweit sich bis jetzt übersehen läßt, scheint sich die Regel zu bewähren, daß für den Verlauf der Linien σ_B und ξ vorwiegend die Linienarten a und b in Betracht kommen. Bei Linienart a würde die B -Grenze der Stoffe A und B

durch Zusatz des anderen Stoffes gesteigert. Die Gesamtschaulinie zwischen A und B würde dann einen Höchstpunkt für irgendeine Zwischenlegierung haben.

Die Schaulinien c, δ dagegen scheinen die Linienarten d, e (Abb. 324) zu bevorzugen; d. h. die Bruchdehnung der reinen Metalle wird durch Zusatz des zweiten Metalls vermindert. Ausnahmen hierzu sind bekannt. So wird z. B. die Bruchdehnung des Kupfers durch Zusatz von Aluminium oder Zink nicht vermindert, sondern gesteigert, so daß also hier für die Teile der c, δ -Linie auch die Linienarten a und b vorkommen, wie die Abb. 326 zeigt, die für die gegossenen Kupfer-Zink-Legierungen gilt.

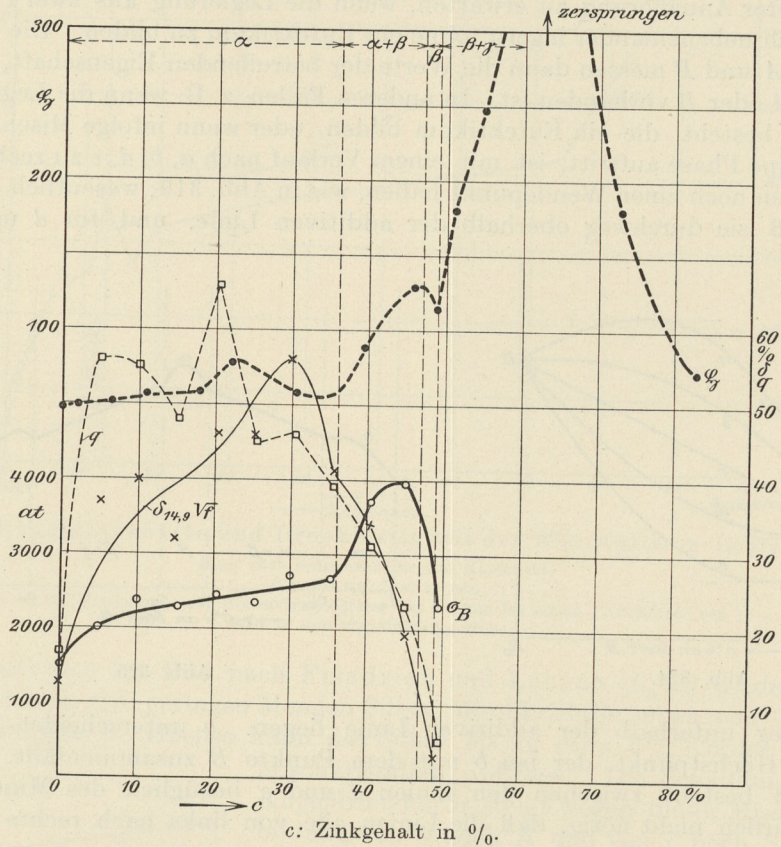


Abb. 326. Festigkeitseigenschaften gegossener Kupfer-Zink-Legierungen.

σ_B, δ, q nach Kudriumow. $\mathfrak{H}$: Kugeldruckhärte nach Murray. ($P = ?$, $D = ?$).

Diese Legierungen bestehen bei gewöhnlichen Wärmegraden von 0 bis 36% Zink aus einfachen α -Mischkristallen, zwischen 36 und 47% Zink aus einem Gemenge der Mischkristalle α und β , die kein Eutektikum bilden, zwischen 47 und 49% Zink aus einfachen Mischkristallen β , und von 49 bis 60% Zink aus einem Gemenge von β und γ -Mischkristallen. Die einzelnen Felder sind in Abb. 326 durch gestrichelte Linien abgeteilt. Eingezeichnet sind die Schaubilder c, σ_B ; c, δ ; c, q für die gegossenen Legierungen nach Kudriumow (L_4 12) und die Linie $c, \mathfrak{H}$ nach Murray (L_4 50). Die Zahl der durch Beobachtung erhaltenen Punkte der Schaulinien ist verhältnismäßig klein und gestattet noch kein abschließendes Urteil über den Verlauf der einzelnen Linienabschnitte. Die gezeichneten Ausgleichslinien können möglicherweise bei genauerer Nachprüfung etwas anderen Verlauf annehmen. Soweit sich bis jetzt erkennen läßt, erhält man folgende Verteilung der Linienarten a bis e der Abb. 324:

c: Gehalt der Legierung an Zink				
	0—36 ^o / _o	36—47 ^o / _o	47—49 ^o / _o	49—60 ^o / _o
σ_B	b	a	b	—
δ	a mit Wendepunkt	b	b oder c	—
ξ	a	b	b	b

Aus den beiden oben angegebenen Regeln ergibt sich weiter, daß in der Mehrzahl der Fälle einem Verlauf der c, σ_B -Linie nach a und b Abb. 324, ein Verlauf der c, δ -Linie nach d und e der Abb. 324 entspricht, daß also, wenn die B -Grenze steigt, die Bruchdehnung im allgemeinen fällt. Ausnahmen treten aber auf, und zwar gehören hierzu die obengenannten Kupfer-Zink- und Kupfer-Aluminium-Legierungen.

D. Wärmespannungen¹⁾.

324. Kuppelt man drei Metallstäbe I, I', II von ursprünglich gleicher Länge l_0 und gleicher Temperatur t_1 durch zwei Querhäupter in gleicher Weise wie in Abb. 278, so ist das System zunächst spannungslos. Wird jetzt der Stab II auf eine Temperatur t_2 größer als t_1 erwärmt, während die Stäbe I und I' bei der niedrigeren Temperatur t_1 verharren, so hat das System Eigenspannungen. Die beiden Stäbe I und I' möchten ihre ursprüngliche Länge l_0 beibehalten, während der Stab II eine größere Länge, nämlich $l_0[1 + \alpha(t_2 - t_1)]$ annehmen möchte, wenn α die Wärmedehnungszahl bedeutet. Da diese Verlängerung des Stabes II durch die starre Verkuppelung der drei Stäbe mittels der Querhäupter Q ausgeschlossen ist, so werden sich die drei Stäbe auf eine mittlere Länge l einigen, die größer ist als l_0 und kleiner als $l_0[1 + \alpha(t_2 - t_1)]$. Das ist aber nur möglich, wenn der Stab II elastisch zusammengedrückt und die Stäbe I und I' elastisch gedehnt werden. Wir haben also wieder das Schema wie in Abb. 277 und 278, nur ist in Abb. 277 statt l_1 zu setzen l_0 und statt l_2 der Wert $l_0[1 + \alpha(t_2 - t_1)]$.

Der wärmere Stab steht unter Druck-, der kältere unter Zugspannungen. Die Spannungen werden um so größer, je größer der Temperaturunterschied $t_2 - t_1$ wird. Wir nennen solche durch Temperaturverschiedenheiten innerhalb des Systems bedingten Spannungen Wärmespannungen.

Wir setzen voraus, daß der Temperaturunterschied $t_2 - t_1$ nicht so groß ist, daß eine bleibende Streckung der Stäbe I, I' oder eine bleibende Zusammendrückung des Stabes II eintritt. Dann wird bei einer Verminderung des Temperaturunterschiedes $t_2 - t_1$ die Spannung abnehmen und nach Ausgleich der Temperatur, wenn $t_2 = t_1$ geworden, wieder verschwunden sein. Die Spannungen sind dann vorübergehend.

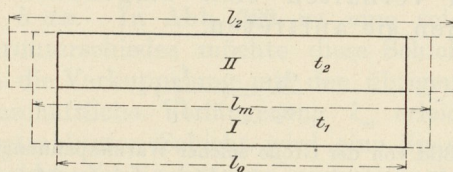


Abb. 327.

Man denke sich die beiden Stäbe I und II in Abb. 327 fest miteinander verkuppelt, so daß sie gezwungen sind, unter allen Umständen gleiche Länge zu behalten. Außerdem soll die Bedingung erfüllt sein, daß die Stäbe sich nicht krümmen können. Durch diese Verkuppelungsart werden ähnliche Verhältnisse

¹⁾ Vgl. E. Heyn *L*₄ 51, sowie E. Heyn und O. Bauer *L*₄ 52.

geschaffen, wie durch die Verkuppelung der drei Schraubenfedern in Abb. 278 durch die Querhäupter QQ . Die beiden Stäbe sollen bei der Temperatur t_1 ohne Spannung sein und beide die gleiche Länge l_0 besitzen. Dem Stab II werde die Temperatur t_2 erteilt, der Stab I behalte seine Temperatur t_1 bei; t_2 sei groer als t_1 . Wären die beiden Stäbe frei, nicht verkuppelt, so würde II die Länge $l_2 = l_0 [1 + \alpha (t_2 - t_1)]$ annehmen. Wegen der Verkuppelung müssen sich die beiden Stäbe auf eine mittlere Länge l_m einigen, die zwischen l_0 und l_2 liegt. Hierbei wird der Stab I elastisch verlängert, II elastisch verkürzt; Stab I steht unter Zugspannung σ_1 , Stab II unter Druckspannung σ_2 . Der Querschnitt der beiden Stäbe sei f_1 und f_2 ; die Gleichgewichtsbedingung verlangt:

$$f_1 \cdot \sigma_1 + f_2 \cdot \sigma_2 = 0 \quad (7)$$

Hierbei wird ein positives σ Zug-, ein negatives Druckspannung bedeuten. Es ist nun

$$\sigma_1 = E \frac{l_m - l_0}{l_0}; \quad \sigma_2 = E \frac{l_m - l_0 [1 + \alpha (t_2 - t_1)]}{l_0} \quad (8)$$

wenn E der Elastizitätsmodul des Materials ist, und keine der Spannungen σ_1 und σ_2 die Proportionalitätsgrenze des Materials überschreitet. Setzt man diese Werte in Gl. 7 ein, so erhält man

$$f_1 E \frac{l_m - l_0}{l_0} + f_2 E \frac{l_m - l_0 [1 + \alpha (t_2 - t_1)]}{l_0} = 0,$$

woraus folgt:

$$l_m = l_0 \left[1 + \frac{f_2}{f_1 + f_2} \alpha (t_2 - t_1) \right] \quad (9)$$

Nach Einsetzen des Wertes von l_m in die Gl. 8 findet man:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_1 &= \frac{E f_2}{f_1 + f_2} \alpha (t_2 - t_1) \\ \sigma_2 &= - \frac{E f_1}{f_1 + f_2} \alpha (t_2 - t_1) \end{aligned} \right\} \quad (10)$$

Die entstehenden Spannungen sind somit proportional dem Elastizitätsmodul, der Wärmedehnungszahl und dem Temperaturunterschied $t_2 - t_1$, dagegen unabhängig von der Länge l_0 . Die auf solche Weise entstandenen Spannungen sind folglich unter sonst gleichen Verhältnissen in langen Stäben nicht groer als in kürzeren.

Die Spannungen verhalten sich umgekehrt wie die Groe der Querschnitte, in denen sie auftreten.

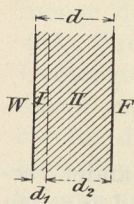


Abb. 328.

$$\frac{\sigma_1}{\sigma_2} = - \frac{f_2}{f_1}.$$

Um ein Bild von der Groe solcher Wärmespannungen zu gewinnen, werde z. B. ein Teil einer Kesselwand von der Dicke d betrachtet, wie in Abb. 328, deren eine Seite F Feuergase bespülen, und auf deren anderer Seite sich Wasser W befindet. Das letztere habe zunächst eine Temperatur von 200°C , und diese Temperatur erstrecke sich im Gleichgewichtszustand über die ganze Dicke d des Kesselblechs. In einem gegebenen Augenblick werde plötzlich längs der inneren Wandung W des Bleches kaltes Wasser von der Temperatur 100°C vorbeigeführt (z. B. bei Speisung des Kessels). Infolgedessen sei nach einer bestimmten kurzen Zeit, bevor noch durch die Wärmeleitung der Beharrungszustand eingetreten ist, in der dünnen Schicht von der Dicke d_1 die Temperatur 100°C vorhanden; in der Schicht II von der Dicke d_2 bestehe aber noch die Temperatur 200°C . Es ist dann in Gl. 10 einzusetzen:

$$t_2 - t_1 = 100, \quad \frac{f_1}{f_1 + f_2} = \frac{d_1}{d}, \quad \frac{f_2}{f_1 + f_2} = \frac{d_2}{d},$$

und es ergibt sich

$$\sigma_1 = E \cdot \frac{d_2}{d} \cdot \alpha \cdot 100, \quad \sigma_2 = -E \cdot \frac{d_1}{d} \cdot \alpha \cdot 100.$$

Wählt man beispielsweise

$$\frac{d_1}{d} = 0,1, \quad \frac{d_2}{d} = 0,9,$$

so erhält man für Flußeisen unter Zugrundelegung von $E = 2000000$ at und einer Ausdehnungszahl $\alpha = 0,000012$

$$\sigma_1 = 2000000 \cdot 0,9 \cdot 0,000012 \cdot 100 = 2160 \text{ at.}$$

Die Spannung in der Schicht I würde also bereits sehr nahe der Streckgrenze des Flußeisens sein. Für Spannungen oberhalb der Streckgrenze ist die Formel nicht mehr zu gebrauchen; streng genommen gilt sie überhaupt nur bis zur Proportionalitätsgrenze. Die Rechnung gilt auch entsprechend der gemachten Voraussetzung nur dann, wenn der betrachtete Kesselwandteil sich nicht durchbiegen kann, wenn also an der in Frage kommenden Stelle der Kesselwand keine örtliche Beulung eintreten kann.

325. Der in Abb. 327 dargestellte Fall wird sich in Wirklichkeit schwerlich einstellen können, da die dort angenommene Temperaturverteilung unmöglich ist. Man kommt der Wirklichkeit näher, wenn man wie in Abb. 329 einen prismatischen Stab von der Dicke d

und der Breite b betrachtet, der auf der Fläche II die höhere Temperatur t_2 und auf der Fläche I die niedrigere Temperatur t_1 besitzt. Abb. 329 stellt einen Quer- und einen Längsschnitt durch den Stab dar. Krümmung des Stabes sei zunächst als ausgeschlossen gedacht. Der Abfall der Temperatur von der Fläche II nach der Fläche I werde durch die Linie AB veranschaulicht. Zu

jedem Abstand x über der Fläche I gehört ein bestimmter Temperaturunterschied $t = GH$. Das Gesetz des Temperaturabfalls, also der Linie AB sei ausgedrückt durch die Gleichung

$$t = f(x),$$

wobei $f(x)$ eine beliebige Funktion bedeutet, die für $x=0$ den Wert 0 und für $x=d$ den Wert $CA = t_2 - t_1$ hat. Wir denken uns den Stab in viele Längsstreifen von der unendlich kleinen Dicke dx zerlegt. Jede solche Schicht hat dann den Querschnitt $b \cdot dx$. In Abb. 329 ist eine solche Schicht gezeichnet. Wegen des Temperaturunterschiedes möchte diese Schicht sich um den Betrag $l_0 \alpha t$ verlängern. Durch die Verkuppelung mit den übrigen Stabteilen müssen alle Schichten eine gemeinschaftliche Verlängerung λ_m erleiden, die zunächst unbekannt ist. In der betrachteten Schicht wird eine Spannung σ_x entstehen, die dem Unterschied der beiden Verlängerungen proportional ist, nämlich

$$\sigma_x = E \cdot \frac{\lambda_m - l_0 \alpha t}{l_0}$$

$$\sigma_x = E \cdot \frac{\lambda_m}{l_0} - E \alpha t \dots \dots \dots (11)$$

Im Querschnitt $b \cdot dx$ wirkt nun die Kraft $b \cdot dx \cdot \sigma_x = P_x$. Nach der Gleichgewichtsbedingung muß aber sein

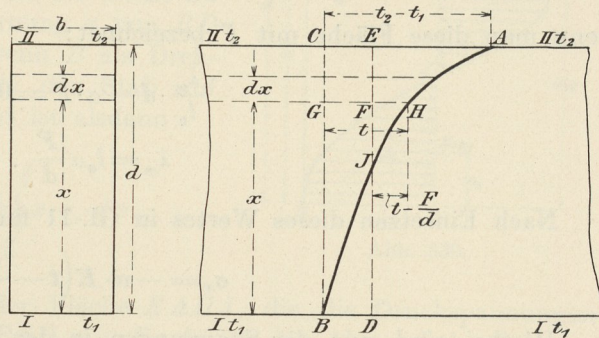


Abb. 329.

oder

$$\Sigma P_x = 0,$$

$$b \int_0^d \sigma_x \cdot dx = 0.$$

Wird der Wert für σ_x aus Gl. 11 eingesetzt, so finden wir:

$$Eb \int_0^d \left[\frac{\lambda_m}{l_0} - \alpha t \right] dx = 0.$$

Setzt man auch noch den Wert für $t = f(x)$ ein, so ergibt sich:

$$\frac{\lambda_m}{l_0} \int_0^d dx - \alpha \int_0^d f(x) dx = 0.$$

Hierin bedeutet $\int_0^d f(x) dx$ die Fläche CAB in Abb. 329, und man erhält, wenn man diese Fläche mit F bezeichnet:

$$\frac{\lambda_m}{l_0} \cdot d - \alpha \cdot F = 0;$$

$$\lambda_m = l_0 \alpha \frac{F}{d} \dots \dots \dots (12)$$

Nach Einsetzen dieses Wertes in Gl. 11 findet man für σ_x

$$\sigma_x = -\alpha \cdot E \left(t - \frac{F}{d} \right) \dots \dots \dots (13)$$

Hierbei sind nur die Spannungen in der Längsrichtung des Stabes berücksichtigt. Wegen der Querdehnung können auch noch Spannungen in der Ebene des Stabquerschnitts entstehen, auf die hier nicht näher eingegangen wird, da die Rechnung nicht zur Ableitung der quantitativen Verhältnisse benutzt werden soll.

σ_x ist Zugspannung, wenn es positiv, Druckspannung, wenn es negativ ist.

Die Größe F/d läßt sich aus Abb. 329 bequem zeichnerisch ermitteln. Man bestimmt planimetrisch die Fläche CAB , wandelt sie in ein flächengleiches Rechteck $CEDB$ mit der Seite d um, dann ist $BD = CE = GF = F/d$, und die Größe $t - F/d$ ist gleich der Strecke FH .

Gl. 13 sagt also, daß die Spannung in jeder Schicht proportional ist dem Abstand der Temperaturlinie AB von der Senkrechten DE .

In Punkt J ist dieser Abstand Null, folglich ist dort auch die Spannung Null. Alle Schichten oberhalb J haben Druckspannungen, weil hier der Wert $t - F/d$ positiv, σ_x also negativ wird. Alle Schichten unterhalb J stehen unter Zugspannung. Die im Stabe auftretenden Höchstspannungen entstehen dort, wo die Strecke FH den größten Wert erreicht, das ist z. B. in Abb. 329 bei EA und BD .

Obige Überlegung gilt unabhängig von dem Gesetz, nach dem der Temperaturabfall von Punkt A nach Punkt B vor sich geht. Bedingung bleibt immer nur, daß der Elastizitätsmodul E unveränderlich und für Zug und Druck derselbe ist, daß die Spannungen die Streckgrenze des Materials nicht überschreiten und Biegung des Stabes verhindert wird.

Geht der Temperaturabfall wie in Abb. 330 vor sich, so liegt der Höchstwert der Druckspannung nicht bei EA , sondern tiefer; der Höchstwert der Zugspannungen liegt bei BD .

326. Bisher wurde ausdrücklich jede Möglichkeit der Krümmung des Stabes ausgeschlossen. Diese Voraussetzung wird nicht immer zutreffen. Der Stab wird vielmehr dem Bestreben, an der Seite der höheren Temperatur eine größere Länge anzunehmen, dadurch nachzukommen suchen, daß er sich dort konvex biegt, während er auf der kälteren Seite die kleinere Länge dadurch annimmt, daß er sich konkav einstellt. Man kann sich dies mit einem Gelatineplättchen sehr leicht veranschaulichen, das man mit einer Seite auf die warme Hand legt. Die mit der Hand in Berührung stehende wärmere Fläche wird sich nach der Hand zu konvex krümmen, während die entgegengesetzte Fläche des Plättchens sich konkav einstellt.

Durch die Möglichkeit der Krümmung des Stabes lassen sich die Spannungen zum Teil, unter gewissen Umständen ganz aufheben. In der Entfernung x von B bestehe, wie in Abb. 330 gezeigt, eine Spannung σ_x proportional der Strecke FH . Sie entspricht einer Kraft $b dx \cdot \sigma_x$ auf die Stabschicht von der Dicke dx und der Stabbreite b in der Entfernung x von BD und einem Moment $b \cdot x \cdot dx \cdot \sigma_x$, wenn B als Drehpunkt gedacht wird. Das gesamte den Stab auf Krümmung beanspruchende Moment ist alsdann:

$$M = b \int_0^d x \cdot \sigma_x \cdot dx.$$

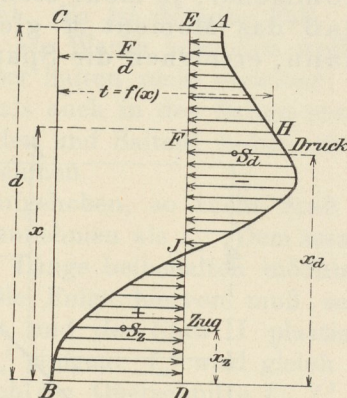


Abb. 330.

Bezeichnet man den Inhalt der Fläche $EAHJ$, die die Druckspannungen darstellt, mit F_d , den der Fläche BJD mit F_z , ferner den Abstand des Schwerpunktes der Fläche F_d von BD mit x_d und den Abstand des Schwerpunktes S_z der Fläche BJD mit x_z , so ergibt sich auch

$$M = b \cdot E \alpha [F_z x_z - F_d x_d], \quad \dots \dots \dots (14)$$

wobei Drehung im Sinne des Uhrzeigers positiv angenommen wurde.

Ist W das Widerstandsmoment des Stabquerschnittes, so würde ein Drehungsmoment M von obiger Größe in den äußersten Schichten des Stabes für $x=0$ und $x=d$ die höchsten Spannungen erzeugen

$$\sigma'_{max} = \pm \frac{M}{W},$$

wobei das positive Vorzeichen Zug-, das negative Druckspannungen kennzeichnet. In den übrigen Teilen der Stabdike verteilt sich die Spannung nach dem bekannten Gesetz proportional dem Abstand von der neutralen Faser. Die Spannungsverteilung infolge des Drehmoments M ist sonach wie in Abb. 331. Es verhält sich

$$\sigma'_x : \sigma'_{max} = \left(x - \frac{d}{2} \right) : \frac{d}{2},$$

$$\sigma'_x = \sigma'_{max} \left(\frac{2x}{d} - 1 \right) = \pm \frac{M}{W} \left(\frac{2x}{d} - 1 \right).$$

In jeder Schicht im Abstand x von der Fläche I herrschen die beiden Span-

nungen σ_x und σ'_x , die sich gegenseitig aufzuheben suchen. Die bleibende Restspannung ergibt sich zu

$$\varrho_x = \sigma_x - \sigma'_x.$$

Die Restspannung wird Null, wenn für alle x die Spannungen σ_x und σ'_x gleich werden. Da sich σ'_x nur nach einer Geraden ändern kann, kann dieser Fall nur eintreten, wenn auch die Linie $AHJB$, die den Temperaturabfall darstellt, eine Gerade ist, und AB und KL zusammenfallen.

In diesem Sonderfall werden die Wärmespannungen im Stab durch Krümmung aufgehoben. In allen anderen Fällen werden die Wärmespannungen zwar durch Krümmung vermindert, aber nicht ganz beseitigt. Es hinterbleiben in jeder Schicht Restspannungen ϱ_x . Die Verminderung der Spannungen durch Krümmung ist um so vollkommener, je mehr sich die Linien AB und KL decken. Für den Fall, daß das Moment M gleich Null ist, also Krümmung nicht eintreten kann, erreichen die Spannungen ihr Höchstmaß.

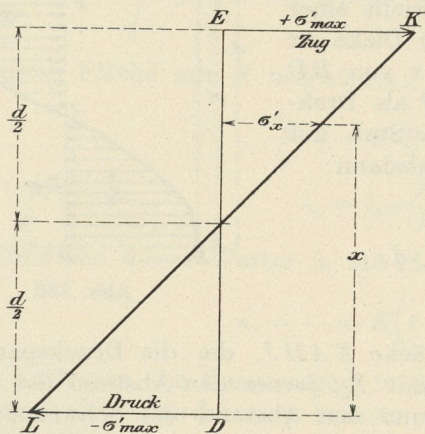


Abb. 331.

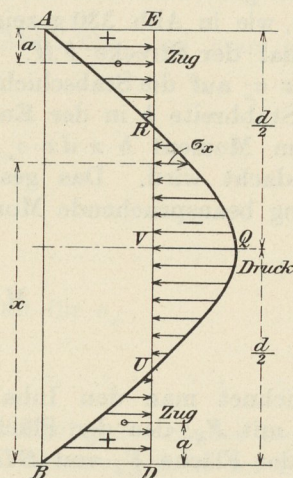


Abb. 332.

Ein solcher Fall liegt beispielsweise in Abb. 332 vor, wo die Schaulinie AQB für den Temperaturabfall ihren höchsten Punkt in der Mitte des Stabes erreicht. Dieser Fall tritt ein, wenn ein heißer Stab oder auch ein Blech von zwei Flächen her rasch abgekühlt wird. In der Mitte zwischen den beiden Abkühlungsflächen herrscht dann die höchste Temperatur; nach den Abkühlungsflächen hin tritt Temperaturabfall ein.

Wir legen nach Früherem die Gerade ED so, daß $AEDB$ mit AQB flächengleich ist. Die Abstände der Linie ED von der Linie AQB sind dann den Spannungen proportional. An den heißesten Stellen des Stabes herrschen Druckspannungen, an den kälteren Zugspannungen.

Ist AQB völlig symmetrisch zur neutralen Faser des Stabes, so ist Fläche $AER = BUD = RQU/2$. Der Schwerpunkt der Fläche AER liegt in der Höhe $d - a$, der von BUD in der Höhe a über BD . Folglich wird

$$F_z x_z - F_d x_d = AER(d - a) - RQU \frac{d}{2} + BUD \cdot a = AER \cdot d - RQU \frac{d}{2} = 0.$$

Das Biegemoment M ist dann nach Gleichung 14 ebenfalls Null, der Stab kann sich nicht krümmen. Die Wärmespannungen werden also voll auftreten, weil ihnen keine Krümmung entgegenwirkt.

327. Bisher wurde vorausgesetzt, daß die vorkommenden Formänderungen rein elastischer Art waren, daß also keine bleibenden (plastischen) Formänderungen vor sich gingen.

Im Gegensatz hierzu wollen wir nun den Fall betrachten, daß das Material der drei Stäbe I, I', II in Abb. 278 nur plastischer, keiner elastischen Formänderungen fähig wäre. Die beiden Stäbe I und I' mit der ursprünglichen Länge l_0 behalten die Temperatur t_1 bei, der Stab II von der gleichen ursprünglichen Länge l_0 werde auf die Temperatur t_2 größer als t_1 erhitzt. Er wird das Bestreben haben, sich auszudehnen. Seiner Verlängerung setzen sich aber die Stäbe I und I' wegen ihrer Verkuppelung mit II entgegen. Die Stäbe werden sich auf eine mittlere Länge l_m einigen, wobei I und I' plastisch gestreckt, II plastisch zusammengedrückt werden. Spannungen bleiben aber nicht zurück. Würde man den Stab II in der Mitte zerschneiden, so ändern die Stäbe I und I' die von ihnen bleibend angenommene Länge l_m nicht. Es ist derselbe Fall, als wenn man einen Violinboden und ebenso die Saiten aus Wachs herstellen wollte. Durch Anspannen des Wirbels ist Anspannung dieser Saiten nicht erzielbar; es findet zwar Formänderung sowohl im Violinboden, als auch in den Saiten statt; diese ist aber bleibend; die beiden Teile (Violinboden und Saiten) haben nicht mehr das Bestreben, die ursprüngliche Länge anzunehmen.

Wird nun der Temperaturunterschied wieder aufgehoben, so sucht Stab II wegen der Abkühlung wieder eine geringere Länge anzunehmen als l_m . Dem setzen sich die Stäbe I und I' entgegen, die die derzeitige Länge beibehalten möchten, weil sie ja keine Temperaturänderung erleiden. Die Folge hiervon muß sein, daß die Stäbe I und I' plastisch zusammengedrückt und der Stab II plastisch gestreckt werden und sich auf eine neue Länge l'_m einigen. l'_m wird gleich l_0 , wenn während der plastischen Formänderungen sich die Querschnitte f_1, f'_1, f_2 nicht geändert haben. Spannungen können auch nun nicht entstehen, weil ja Spannungen nur bei elastischen Formänderungen auftreten können.

Bei den metallischen Stoffen sind sowohl elastische, als auch plastische Formänderungen möglich. Solange die durch die Temperaturunterschiede bedingten Spannungen weder die Streckgrenze des Metalls für Zug, noch die für Druck überschreiten, verhalten sich die Metalle wie rein elastische Stoffe, und es gelten die früher gemachten Überlegungen. Sobald aber die Temperaturunterschiede so weit steigen, daß die daraus entstehenden Spannungen die ursprüngliche Streckgrenze des Metalls überschreiten, so treten plastische Formänderungen hinzu, und die Verhältnisse verschieben sich wesentlich.

Wir wollen, um möglichst einfache Verhältnisse zu erhalten, zu dem durch die Abb. 327 dargestellten Fall zweier verkuppelter Stäbe I und II zurückkehren und annehmen, daß die beiden Querschnitte f_1 und f_2 einander gleich sind. Wie früher wird vorausgesetzt, daß E für Zug und Druck gleich ist. Das Stabmaterial habe den in der Abb. 333 gezeichneten Verlauf der Dehnungs-Spannungslinie (ϵ, σ).

a) Wird der Stab II auf die Temperatur t_2 erhitzt, so möchte er die Länge $l_0 [1 + \alpha (t_2 - t_1)]$ entsprechend einer Dehnung von

$$\frac{l_0 [1 + \alpha (t_2 - t_1)] - l_0}{l_0} = \alpha (t_2 - t_1)$$

annehmen. Da die Querschnitte der Stäbe I und II als gleich vorausgesetzt sind, und da weiter angenommen wird, daß die ϵ, σ -Linie für Zug und Druck, abgesehen von der Umkehr der Vorzeichen, gleichen Verlauf hat, so wird der Stab II um den Betrag $\frac{\alpha}{2} (t_2 - t_1)$ gegenüber der von ihm angestrebten Länge verkürzt,

der Stab I um den gleichen Betrag gestreckt. Der Stab I wird also eine Dehnung um den Betrag $OB = DG$, der Stab II eine Stauchung um den gleichen Betrag $OC = JE$ erleiden. Hiervon entfällt der Betrag FG und JH auf plastische, bleibende Formänderung, die keine Spannung erzeugt. Auf elastische Formänderungen kommen die Beträge DF und HE , wenn, was in der Mehrzahl der Fälle zutreffen wird, Proportionalität zwischen elastischer Dehnung und Spannung auch noch oberhalb der S -Grenze angenommen wird. Diese elastischen Änderungen entsprechen den Spannungen $\sigma_1 = DO = GB$ (Zugspannung) in Stab I und $-\sigma_2 = EO = JC$ (Druckspannung) in Stab II.

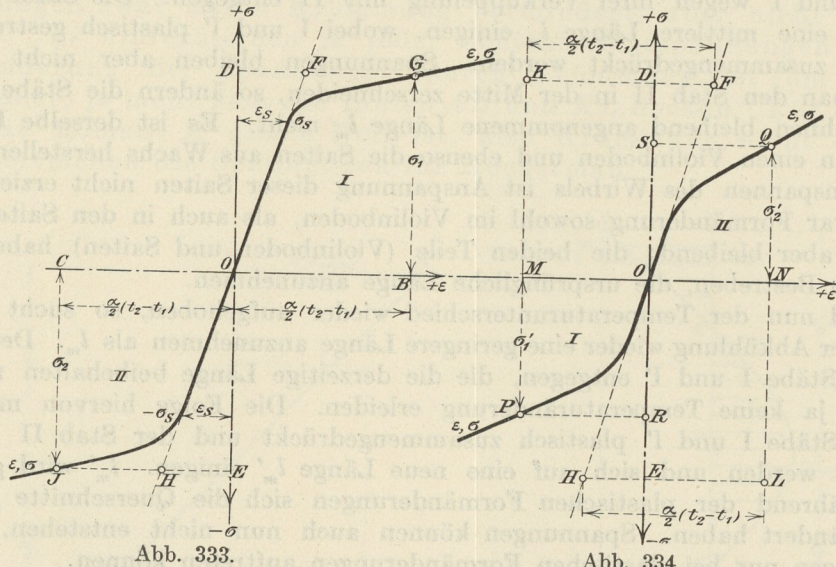


Abb. 333.

Abb. 334.

Bis jetzt sind die Verhältnisse ganz ähnlich wie früher, wo die Voraussetzung galt, daß keine der erzeugten Spannungen die S -Grenze des Materials überschritt, bleibende Formänderungen also ausgeschlossen waren.

b) Anders wird nun aber die Sachlage, wenn der Stab II von der hohen Temperatur t_2 wieder rückwärts auf die ursprüngliche Temperatur t_1 gebracht wird. Dabei wird der Stab II das Bestreben haben, sich auf jeder Einheit seiner Länge um den Betrag $\alpha(t_2 - t_1)$ zu verkürzen. Wegen der Verkuppelung mit Stab I, der seine Länge nicht ändern will, weil seine Temperatur unverändert ist, streckt er sich um den Betrag $\frac{\alpha}{2}(t_2 - t_1)$, auf die Längeneinheit bezogen, während Stab I eine Stauchung um $\frac{\alpha}{2}(t_2 - t_1)$ erfährt. Um die Dehnungen der Stabteile I und II in Abb. 334 zu bekommen, muß man nun die Beträge $\frac{\alpha}{2}(t_2 - t_1)$ nicht von O aus nach rechts und links auf der ϵ -Achse abtragen, sondern die Beträge

$$\frac{\alpha}{2}(t_2 - t_1) - DF = KD = MO$$

und

$$\frac{\alpha}{2}(t_2 - t_1) - HE = EL = ON.$$

Hierbei ist $OM = ON$. Die in Abb. 334 stark ausgezogene ϵ, σ -Linie braucht jetzt nicht mehr den gleichen Verlauf zu haben wie in Abb. 333, da ja nach

Bauschinger (I, 314) beim Anspannen eines Metalls bis über die P -Grenze für Zug die P -Grenze für Druck heruntergedrückt werden kann.

Den Dehnungen OM und ON entsprechen die Spannungen $-\sigma'_1 = OR$ und $\sigma'_2 = OS$, wobei $OR = OS$.

Das Stabsystem I und II erlangt also dadurch, daß Stab II von t_1 auf t_2 erhitzt und dann wieder auf t_1 abgekühlt wird, bleibende Spannungen σ'_1 und σ'_2 .

Ist die Temperaturänderung $t_2 - t_1$ so, daß der Betrag $\frac{\alpha}{2}(t_2 - t_1) < \varepsilon_s$ (s. Abb. 333), daß also bei der Erhitzung die Streckgrenze des Materials nicht überschritten wird, so fallen in Abb. 334 die Punkte M und N mit O zusammen; d. h. nach der Wiederabkühlung des Stabes II von t_2 auf t_1 werden keine bleibenden Spannungen erzeugt.

Hieraus ergibt sich folgender Satz: Überschreiten die infolge ungleichmäßiger Erwärmung in einem Stab herbeigeführten Wärmespannungen die derzeitige Streckgrenze des Materials nicht, so verschwinden sie beim Ausgleich der Temperatur wieder. Die Spannungen sind vorübergehend. — Überschreiten aber die Wärmespannungen die derzeitige Streckgrenze des Materials, so daß bleibende Formänderungen eintreten, so werden beim Temperatúrausgleich wiederum bleibende Formänderungen im entgegengesetzten Sinne erzielt. Das Material erfährt Kaltrecken. Die Spannungen verschwinden nicht wieder, sondern sind bleibend, ähnlich wie die Reckspannungen.

Dies Gesetz gilt allgemein, auch wenn die oben gemachten Voraussetzungen über die Gleichheit des Elastizitätsmoduls für Zug und Druck, sowie über die Gleichheit der Querschnitte f_1 und f_2 nicht mehr erfüllt sind, denn diese Voraussetzungen beeinflussen das Ergebnis nur quantitativ, nicht qualitativ. Die durch den Temperaturunterschied $t_2 - t_1$ bedingte Verlängerung $\alpha(t_2 - t_1)$ verteilt sich bei Wegfall der obigen Voraussetzungen in anderer Weise auf die beiden Querschnitte f_1 und f_2 als durch Abb. 333 und 334 angedeutet. Man könnte dies beim Entwurf der beiden Abbildungen berücksichtigen; es hat aber keinen Zweck, diese Verwicklung einzuführen, da ja doch der Verlauf der ε, σ -Linien in Abb. 334 nach der durch Abb. 333 herbeigeführten bleibenden Formänderung unbekannt ist. Liegt die Temperatur t_2 verhältnismäßig hoch über der Zimmerwärme, so kommt noch hinzu, daß die Streck- bzw. Quetschgrenze des Materials in dem stärker erwärmten Stabteil II wesentlich niedriger liegen kann, als in dem kälteren Stabteil I.

328. Das im vorigen Absatz angegebene Gesetz ermöglicht es, unter gewissen Umständen die infolge Temperaturungleichmäßigkeiten bedingten bleibenden Wärmespannungen in Bauteilen nach erfolgtem Ausbau aus dem Bauwerk nachzuweisen (z. B. in Kesselblechen nach der Herausnahme aus dem Kessel). Falls feststeht, daß diese Spannungen nicht bereits vor dem Einbau, oder während des Ein- oder Ausbaus infolge bleibender Formänderungen (Reckspannungen) oder ungleichmäßiger Erwärmung hineingekommen sind, so läßt sich aus den gemessenen Spannungen schließen, daß sie während des Betriebs entstanden sind.

Sind bei Blechen die bleibenden Spannungen bedingt durch Temperaturungleichheit innerhalb der Blechdicke d , so liegt die Schaulinie AB (Abb. 329), von der die Größe der Spannungen abhängt, in einer zur Blechtafel senkrechten Ebene. Die dadurch etwa bedingten bleibenden Spannungen werden durch Schnitte senkrecht zur Blechtafel nicht ausgelöst, sondern nur durch Wegnahme von Schichten parallel zur Blechtafel. Man kann deswegen aus einer mit solchen Spannungen behafteten Blechtafel Stücke von der Dicke d herausschneiden und

die Spannungen in ihnen in ähnlicher Weise, wie bei den Reckspannungen, dadurch messen, daß man die Änderung der Entfernung zweier Marken m_1 und m_2 durch das Abhobeln einzelner Schichten 1, 2, 3 ... mißt, wie in Abb. 335 angedeutet.

Anders liegt jedoch der Fall, wenn die Schaulinie AB (Abb. 329) in eine zur Blechtafel parallele Ebene fällt, wie in Abb. 336, wenn also die Temperaturungleichheit nicht innerhalb der Blechdicke, sondern innerhalb der Ebene der Blechtafel selbst bleibende Spannungen erzeugt hat. Dann muß man zur Feststellung der Gegenwart solcher Spannungen, soweit sie sich nicht schon durch Krümmung des Blechs ausgeglichen haben, die ganze Blechplatte, nicht nur Teile derselben zur Verfügung haben. Man kann dann beispielsweise wie folgt verfahren. Man bringt mehrere Marken m_1, m_2 usw. etwa wie in Abb. 337

an und mißt ihre Abstände $m_1 m_2, m_1 m_3, m_1 m_4, m_2 m_3, m_2 m_4, m_3 m_4$. Dann bohrt man die schraffierte Fläche F in der Blechmitte unter Vermeidung von Verbiegen des Bleches heraus und mißt die oben genannten Entfernungen zurück, nachdem das Blech wieder die Temperatur angenommen hat, bei der die Messung der ursprünglichen Markenabstände geschah. Änderungen dieser Abstände geben einen Anhalt für vorhanden gewesene bleibende Spannungen. Zweckmäßig prüft man auch, ob das Blech vor und nach der Entfernung von F seine Krümmung geändert hat. Daß man das Blech vor der Untersuchung nicht etwa gerade walzen darf, ist wohl selbstverständlich, weil hierdurch ja Reckspannungen neu erzeugt werden. Auch autogenes Ausschneiden der Fläche F ist unstatthaft, da es die Spannungen beeinflusst.

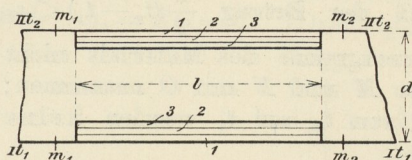


Abb. 335.

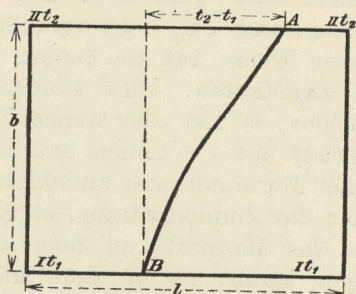


Abb. 336.

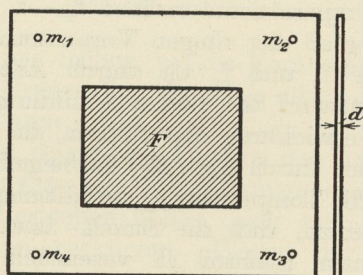
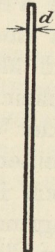


Abb. 337.

Das herausgebohrte Blechstück kann man noch auf Spannungen nach Abb. 335 untersuchen.

Je nach der besonderen Sachlage wird man von dem angegebenen Verfahren in der einen oder anderen Richtung abweichen müssen. Die Übertragung auf andere Fälle als auf die Spannungsmessung in Kesselblechen ergibt sich auch leicht aus der Überlegung.

329. Wegen des steilen Verlaufes der ε, σ -Linie zwischen O und σ_S in Abb. 333 entspricht einem verhältnismäßig kleinen Zuwachs der Abszisse ε ein recht großer Zuwachs der Spannung σ ; d. h. sehr kleine Beträge von $\frac{\alpha}{2}(t_2 - t_1)$, also sehr kleine Temperaturungleichheiten, können bereits recht große Wärmespannungen hervorrufen, solange diese Spannungen unterhalb der S -Grenze liegen. Wird diese Grenze überschritten, so verläuft die ε, σ -Linie wesentlich flacher. Verhältnismäßig großes Anwachsen der Abszisse bedingt dann wesentlich kleineren Spannungs-

zuwachs als unterhalb der S -Grenze. Während z. B. bei Eisen unterhalb der Streckgrenze unter den Verhältnissen der Abb. 333 auf einen Temperaturunterschied $t_2 - t_1 = 100\text{ C}^\circ$ eine Steigerung der Spannung um $\frac{E\alpha}{2} \cdot 100 = 1200\text{ at}$ kommt, so entspricht oberhalb der Streckgrenze dem gleichen Temperaturunterschied nur ein Spannungszuwachs von etwa 12 at.

Daraus geht hervor, daß in Materialien, deren S -Grenze nahe der B -Grenze liegt, wie z. B. in sehr stark kaltgereckten Metallen oder solchen Materialien, die bereits auf Grund ihrer Eigenart auch ohne Kaltrecken eine mit der B -Grenze nahezu zusammenfallende S -Grenze haben, wie spröde Legierungen, Glas usw., bereits durch verhältnismäßig geringe Temperaturungleichmäßigkeiten $t_2 - t_1$ die Wärmespannungen bis zur B -Grenze gesteigert, der Körper also zerbrochen werden kann. Bekannt ist ja die Neigung des Glases zum Zerspringen infolge ungleichmäßiger Erwärmung.

Mit Rücksicht hierauf hat man in Fällen, wo starke Temperaturunterschiede infolge ungleichmäßiger Erwärmung oder Abkühlung nicht verhindert werden können, wie z. B. in Lokomotivfeuerbüchsen, zu Materialien gegriffen, die sehr niedrige Streckgrenze haben, wie z. B. das nicht kaltgereckte Kupfer. Hierbei können in der Tat verhältnismäßig große Temperaturunterschiede $t_2 - t_1$ nur geringe Steigerung der Spannung bewirken, weil sie sehr bald die Streckgrenze überschreiten. Dadurch wird aber andererseits bleibende Formänderung herbeigeführt, wie nach Abb. 333, so daß nach Aufhören der Temperaturungleichheit der Fall der Abb. 334 eintritt, also die Spannungen in den Teilen I und II das Vorzeichen wechseln. Wiederholt sich infolge häufigen Eintritts von Temperaturungleichheit und darauffolgendem Temperatúrausgleich der Spannungswechsel häufig, so wird das Material unter Überschreiten seiner ursprünglichen S -Grenze häufig zwischen zwei Anspannungsgrenzen $\pm \sigma_A$ beansprucht, was nach Früherem (I, 321 bis 324) nach einer bestimmten Zahl von Anspannungen zum Bruch führen kann, wenn σ_A einen bestimmten Grenzwert überschreitet. Dadurch wird also der Vorteil der niedrigen ursprünglichen S -Grenze durch einen wesentlichen Nachteil wieder aufgehoben. Zugunsten des Kupfers spricht allerdings noch seine große Wärmeleitfähigkeit, durch die der Entstehung großer Temperaturunterschiede $t_2 - t_1$ entgegengewirkt wird.

Man kann aber bei der Materialauswahl für die obengenannten Fälle auch den entgegengesetzten Weg einschlagen, indem man ein Material mit höherer S -Grenze wählt, die aber noch genügend weit von der B -Grenze abliegen muß, und indem man danach strebt, daß die Temperaturunterschiede $t_2 - t_1$ innerhalb der Feuerbüchse oder des sonstigen Bauwerkes niemals ein solches Maß erreichen, daß die ursprüngliche Streckgrenze des Materials überschritten wird. Diese Bedingung ist natürlich nicht ohne weiteres zu erfüllen, da man sich ja von vornherein über das Maß der entstehenden Wärmespannungen in der Regel kein Bild machen kann.

Es wird sich daher bei Bauwerken, die wie die Feuerbüchsen starken Temperaturungleichmäßigkeiten ausgesetzt sind, darum handeln, zwischen den beiden angegebenen Gegensätzen die richtige Mitte zu finden. Bis zu einem gewissen Grad wird man sich durch Dauerversuche (häufig wiederholte wechselnde Beanspruchungen innerhalb bestimmter Anspannungsgrenzen) bei den verschiedenen Temperaturen, die der Baustoff innerhalb des Bauwerkes im Betrieb annehmen kann, von seiner Eignung ein Bild machen können (I, 309 bis 332).

330. Wenn sich die Temperaturunterschiede $t_2 - t_1$ nicht allmählich, sondern plötzlich einstellen, so treten die Wärmespannungen stoßweise auf, und man kann so in Bauwerken, die man nur für statische Beanspruchung entworfen hat, recht kräftige dynamische Beanspruchungen erhalten.

Man denke sich z. B. einen Kessel, der zur Winterzeit eine niedrige Temperatur, beispielsweise $t_1 = 0^\circ\text{C}$, angenommen habe. In diesen Kessel werden plötzlich große Mengen Teer von hoher Temperatur t_2 eingelassen. Im ersten Augenblick kann dann eine Temperaturverteilung innerhalb der Blechstärke der Kessels nach Art der Linie AB in Abb. 338 möglich sein. Später wird die Linie sich ändern, etwa nach Linie $A'B$ und $A''B$ usw. Entsprechend der Linie AB tritt dann anfänglich mit großer Geschwindigkeit auf der Seite II vorübergehend eine sehr große Druckspannung ein, die Beanspruchung bis oberhalb der S -Grenze herbeiführen kann. Nach Ausgleich der Temperatur bleibt deshalb entsprechend den Abb. 333 und 334 bleibende Spannung übrig, und zwar Zugspannung auf Seite II. Die Schicht II erhält also in kurzer Zeit plötzlich hohe Druckspannung, die dann rasch in Zugspannung übergeht. Dies hat die Wirkung eines heftigen Schlages. Bei öfterer Wiederholung dieses Vorganges kann plötzlich Reißen des Kessels eintreten, ein Fall, der tatsächlich in Teerdestillationen vorkommt.

Kommt noch die Kerbwirkung (349) infolge schlecht gestoßener Nietlöcher hinzu und ist das Material bei stoßweiser Beanspruchung gegenüber der Kerbwirkung besonders empfindlich, so wird der oben beschriebene Eintritt des Bruchs begünstigt.

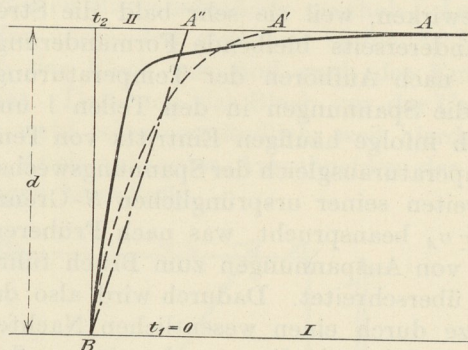


Abb. 338.

d = Blechstärke. (Vgl. Abb. 329.)

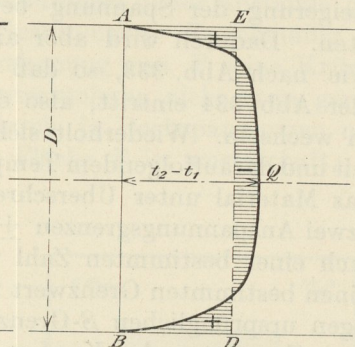


Abb. 339.

Würde man dem Aufreißen des Kessels unter den oben beschriebenen Verhältnissen etwa dadurch entgegenwirken wollen, daß man die Blechstärke größer wählt, so würde man einen Fehler begehen und das Übel verstärken. Je dicker nämlich die Wand ist, um so eher können zeitweilig größere Temperaturunterschiede zwischen der Innen- und Außenwand bestehen, und damit wächst die bei dem obigen Vorgang auf den Kessel ausgeübte Schlagarbeit.

Als Beispiele für die Wirkung der stoßweise eintretenden Wärmespannungen seien noch folgende erwähnt:

Eine Walzwerkswelle von $D = 500$ mm Durchmesser lief heiß in ihrem Lager und wurde deshalb ab und zu mit Wasser bespritzt, um sie abzukühlen. Durch die plötzliche oberflächliche Abkühlung der warmen Welle entstanden an ihrem Umfang starke Zugspannungen. Denken wir uns einen Längsschnitt durch die Welle, so würde das plötzliche Bespritzen der Welle mit kaltem Wasser eine Temperaturverteilung etwa nach Art der Linie AQB in Abb. 339 liefern. Die früher angegebene zeichnerische Ermittlung der Spannungen gibt in diesem Falle quantitativ keine zutreffenden Ergebnisse, da die in die Querschnittsebene fallenden Spannungen mit berücksichtigt werden müssen. Qualitativ ist aber das Verfahren brauchbar. Wir ersehen aus Abb. 339, daß am Umfang der Welle über sehr kleine Querschnitte recht große Zugspannungen parallel zur Wellenachse auftreten müssen,

während im Innern die Druckspannungen sich über größere Querschnitte verteilen und daher ihrem Maß nach kleiner sind. Ist die Welle vor dem Abspritzen hoch erhitzt, so kann die Zugspannung am Umfange die ursprüngliche Streckgrenze des Materials überschreiten. Nach Ausgleich der Temperatur folgt dann an derselben Stelle auf Zugspannung eine Druckspannung. Bei Wiederholung der Erhitzung der Welle durch Warmlaufen und des Abspritzens entsteht wiederum stoßweise Zug an der Oberfläche usf. Es liegt also Dauerbeanspruchung vor, die um so schneller zum Bruch führt, je weiter die jedesmalige Anspannung die ursprüngliche Streckgrenze des Materials übersteigt.

Die so behandelte Welle brach schließlich quer zur Achse entzwei. Ihr Bruch ist in Abb. 340 wiedergegeben, während Abb. 341 einen Querschnitt durch die Welle zeigt. Am Umfang der Welle befinden sich Risse, die erst radial und dann konzentrisch verlaufen (Abb. 341). Die Risse setzen sich auf der Wellenoberfläche parallel zur Wellenachse fort. Die Längsrisse sind entstanden infolge Temperaturungleichmäßigkeiten innerhalb des Querschnitts am Wellenumfang und in der Wellen-

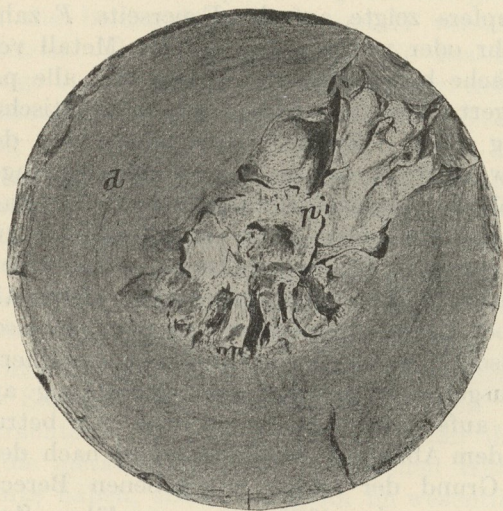


Abb. 340. Wellenbruch infolge Wärmespannungen.

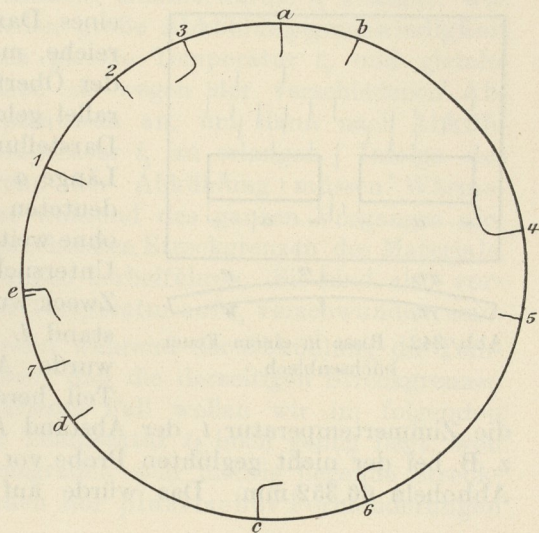


Abb. 341.

mitte, die zu Radial- und Tangentialspannungen geführt haben. Gleichzeitig müssen sich aber auch Risse quer zur Wellenachse gebildet haben; darauf deutet die Art des Bruches hin, der auf der Fläche *d* (Abb. 340) die Kennzeichen des allmählich fortschreitenden Dauerbruchs (matte, zuweilen ganz glatte Fläche ohne Körnung), auf der in Abb. 340 punktiert angedeuteten Fläche *p* dagegen den gewöhnlichen körnigen Stahlbruch zeigt. Der Bruch innerhalb *d* ist allmählich von außen nach innen vorgedrungen, bis der tragende Querschnitt der Welle soweit vermindert war, daß der Rest des Querschnittes *p* plötzlich abbrach.

Ich habe absichtlich ein schärferes Rechnungsverfahren vermieden. Es wäre möglich, wie es bisweilen geschehen ist, die in der Welle auftretenden axialen, radialen und tangentialen Spannungen zu errechnen, wenn man einen geradlinigen Verlauf der Linie *AQB* in Abb. 339 voraussetzt. Dadurch wird aber zugunsten einer bequemeren Rechnung eine unmögliche und der Natur widersprechende Voraussetzung gemacht. Wenn man wohl auch nach Eintritt des Temperaturbeharrungszustandes mit einigem Recht annähernd geradlinigen Verlauf der Linien *AQ* und *QB* annehmen darf, so interessiert für die Beanspruchung des Materials nicht dieser Beharrungszustand, sondern die diesem Beharrungszustand voraus-

gehende Temperaturungleichheit, die die gefährlichsten Beanspruchungen des Materials mit sich bringt.

In gußeisernen Absperrventilen für überhitzten Dampf kann man zuweilen Oberflächenrisse auf der Außenseite bemerken, die aller Wahrscheinlichkeit nach ebenfalls von Wärmespannungen herrühren. Die äußere Oberfläche, d. i. die im Betrieb kältere Fläche I, ist von Scharen feiner Haarrißchen durchzogen.

In Verbrennungsmotoren können sehr beträchtliche Wärmespannungen vorkommen, insbesondere in den Zylindern und Deckeln, die von innen bei der Explosion stoßweise sehr stark erhitzt und von außen durch Kühlung kalt erhalten werden. Um die Wirkung dieser unvermeidlichen Temperaturungleichheiten auf das Metall zu mildern, ist man bestrebt, die Zylinder und Deckel so zu konstruieren, daß sie kleine elastische Durchbiegungen erleiden können, wodurch nach unseren früheren Überlegungen (326) die Spannungen vermindert werden können. Umgekehrt werden die Spannungen um so stärker, je steifer man die Zylinder und Deckel ausführt.

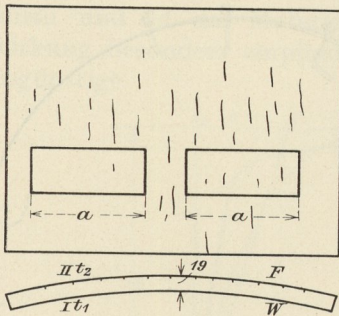


Abb. 342. Risse in einem Feuerbüchsenblech.

Ein Blechausschnitt aus der Feuerbüchse eines Dampfers zeigte auf der Feuerseite F zahlreiche, mehr oder weniger tief in das Metall von der Oberfläche hervordringende Risse, die alle parallel gelagert waren, wie Abb. 342 in schematischer Darstellung zeigt. Zwei Probestreifen von der Länge a wurden in der in der Abbildung ange deuteten Weise herausgeschnitten. Der eine kam ohne weiteres, der zweite nach dem Ausglühen zur Untersuchung auf Eigenspannungen. Zu diesem Zweck wurden Marken $m_1 m_2$ angebracht, deren Abstand L bei Zimmertemperatur t_z genau gemessen wurde. Alsdann wurde der in Abb. 343 schraffierte Teil herausgehobelt, worauf nach Abkühlung auf

die Zimmertemperatur t_z der Abstand L aufs neue gemessen wurde. Er betrug z. B. bei der nicht geglühten Probe vor dem Abhobeln 66,286 mm und nach dem Abhobeln 66,352 mm. Das würde auf Grund der früher angegebenen Berechnungsweise (302) eine ungefähre Zugspannung σ_a von 1385 at in der Schicht

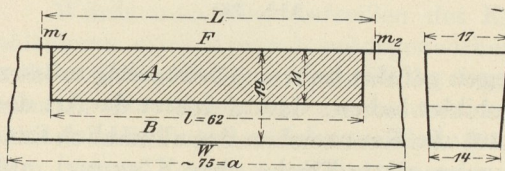


Abb. 343.

A und etwa 2100 at Druckspannung σ_b in der Schicht B ergeben, wobei zu berücksichtigen ist, daß die Spannung σ_a der mittleren Spannung in der Schicht A entspricht, die Spannung also stellenweise, z. B. an der äußersten Schicht der Feuerseite, wesentlich höher sein kann.

Der Fall gleicht dem in Abb. 333 und 334 dargestellten. Das Blech wird zeitweise auf der Feuerseite $F=II$ die viel höhere Temperatur t_2 angenommen haben, während auf der Wasserseite $W=I$ die niedrigere Temperatur t_1 herrschte. Es kann dadurch auf der Wasserseite $W=I$, wie in Abb. 333, eine die Streckgrenze überschreitende Zugspannung entstanden sein. Nach Temperaturengleich kann sich dann der Fall Abb. 334 eingestellt haben, d. h. bleibende Zugspannung auf der Feuerseite $F=II$ und bleibende Druckspannung auf der Wasserseite $W=I$. Diese Spannungen konnten nachträglich tatsächlich noch nachgewiesen werden, wie oben gezeigt worden ist.

331. Bei den bisherigen Betrachtungen sind wir davon ausgegangen, daß die zwei miteinander verkuppelten Teile I und II (Abb. 327) ursprünglich eine

und dieselbe Temperatur t_1 besaßen und bei dieser gleiche Länge l_0 hatten. Der eine Teil wurde vorübergehend auf eine höhere oder niedrigere Temperatur t_2 gebracht, worauf dann wieder Temperatúrausgleich auf t_1 erfolgte. Dies entspricht einer kreisartigen Temperaturänderung im Stabe II von t_1 auf t_2 und dann wieder rückwärts von t_2 auf t_1 . Während dieses Temperaturkreislaufs im Stabteil II traten im Stab Wärmespannungen auf. Solange diese nicht ein solches Maß annehmen, daß bleibende Formänderungen entstehen, sind die Spannungen vorübergehend, sie verschwinden nach Beendigung des Temperaturkreislaufs wieder.

Sobald aber während der Erhitzung des Stabteils II von t_1 auf t_2 bleibende Formänderungen eintreten, also die derzeitige Streckgrenze des Materials überschritten wird, bleiben nach Beendigung des Kreislaufs Spannungen zurück; diese sind bleibend.

Wir wollen jetzt einen anderen Fall betrachten, bei dem ein aus zwei miteinander verkuppelten Teilen I und II von gleicher Länge l_1 bestehender Stab von der hohen Temperatur t_0 aus auf gewöhnliche Zimmerwärme t_1 abkühlt, wobei die beiden Stabteile I und II verschieden große Abkühlungsgeschwindigkeit besitzen. Ursprünglich haben die Stabteile gleiche Temperatur t_0 und gleiche Länge l_1 . Während der Abkühlung nehmen sie wegen der verschiedenen Abkühlungsgeschwindigkeit verschiedene Temperaturen an, um dann nach Abkühlung auf Zimmerwärme wieder gleiche Temperatur t_1 zu erlangen. Infolge des zeitweiligen Temperaturunterschieds während der Abkühlung müssen Wärmespannungen auftreten. Überschreiten diese während des ganzen Vorganges niemals die den jeweiligen Temperaturen entsprechenden Streckgrenzen des Materials, so können sie nur elastische Formveränderungen herbeiführen. Sie sind also vorübergehend, und müssen nach Ausgleich der Temperatur auf t_1 verschwunden sein.

Anders gestaltet sich aber die Lage, wenn während der Abkühlung die Temperaturunterschiede ein solches Maß erreichen, daß die derzeitigen Streckgrenzen des Stabmaterials überschritten werden. Diesen Fall wollen wir im folgenden betrachten. Er tritt sicher ein, wenn die Temperatur t_0 hoch genug liegt, weil ja die metallischen Stoffe bei hohen Wärmegraden sehr niedrig liegende Streckgrenze haben, so daß sie dann im wesentlichen nur plastischer Formänderungen fähig sind.

Die beiden Stabteile I und II seien fest verkuppelt, so daß keiner eine Längenänderung ausführen kann, ohne den anderen zu beeinflussen. Außerdem sei zunächst vorausgesetzt, daß der aus den beiden Teilen I und II gebildete Stab sich nicht krümmen kann.

Die beiden Stabteile I und II haben zunächst die Temperatur t_0 , also z. B. Schmelz- oder Glüh Temperatur. Der Teil I kühle sich rascher, der Teil II langsamer ab. Der Einfachheit halber werde angenommen, daß die Temperatur der Atmosphäre t_1 , auf die sich schließlich beide Stabteile abkühlen, gleich 0 sei. Die beiden Linien t_I und t_{II} in Abb. 344 mögen die Abkühlung der Stabteile I und II darstellen, wobei die Zeit z als Abszisse, die zugehörige Temperatur t als Ordinate verwendet ist.

Um ein ungefähres Bild von dem Verlauf der Linien t_I und t_{II} zu erlangen, werde zugrunde gelegt, daß die Abkühlungsgeschwindigkeit dt/dz proportional einer Konstanten k und der n ten Potenz des Temperaturgefälles t (Überschuß der jeweiligen Temperatur des Stabteiles über die gleich Null angenommene Temperatur der umgebenden Atmosphäre) sei. Die Konstante k ist abhängig von dem Verhältnis zwischen Masse und Oberfläche des abkühlenden Stabteiles. Wir haben dann

$$\frac{dt}{dz} = -k \cdot t^n \quad \dots \quad (14)$$

Das Minuszeichen wird gesetzt, weil t mit wachsendem z abnimmt. Für unsere ausschließlich qualitative Betrachtung können wir im Interesse der Einfachheit $n=1$ setzen und erhalten dann durch Integration

$$\ln \frac{t}{C} = -kz.$$

Die Integrationskonstante C ergibt sich aus der Bedingung, daß für $z=0$ $t=t_0$ ist. Mithin muß $C=t_0$ sein und

$$t = t_0 \cdot e^{-kz} \quad \dots \quad (15)$$

Hieraus ergibt sich die zur Abkühlung des Stabes auf $t=0$ erforderliche Zeit zu $z=\infty$, d. h. die Linien t_I und t_{II} müssen sich asymptotisch der Abszissenachse nähern und sie erst nach unendlich langer Zeit erreichen. Setzt man die Konstante k für den rascher abkühlenden Stabteil I gleich k_1 und die für den langsamer abkühlenden Stabteil II gleich k_2 , so ergeben sich die beiden Gleichungen:

$$\left. \begin{aligned} t_I &= t_0 \cdot e^{-k_1 z} \\ t_{II} &= t_0 \cdot e^{-k_2 z} \end{aligned} \right\} \quad \dots \quad (16)$$

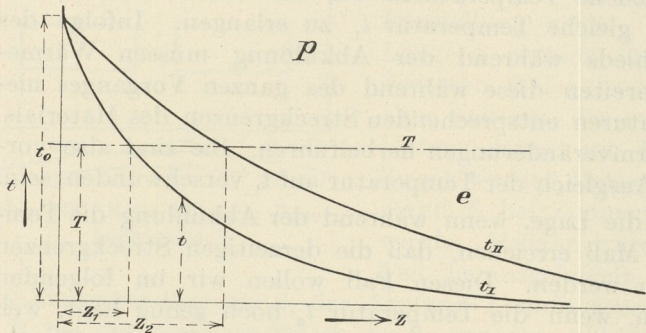


Abb. 344.

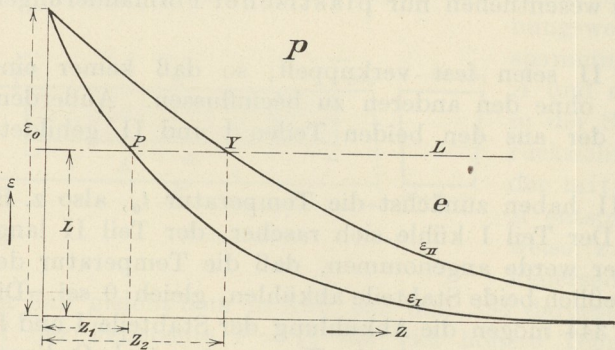


Abb. 345.

Da laut Voraussetzung der Stabteil I rascher abkühlt, muß seine Abkühlungsgeschwindigkeit dt/dz größer sein, weshalb k_1 laut Gl. 14 größer sein muß als k_2 .

Die folgende Betrachtung setzt nicht notwendigerweise das durch die Gl. 14 ausgedrückte Gesetz für die Abkühlung voraus. Sie stützt sich nur darauf, daß der allgemeine Verlauf der beiden Linien t_I und t_{II} dem in Abb. 344 ähnlich ist, daß die beiden Linien verschieden schnell der Abszissenachse zustreben, die für $z=\infty$ ihre Tangente wird.

Aus dem Schaubild 344, das wir als z, t -Bild bezeichnen wollen, kann man ein anderes ableiten, das als Abszisse wiederum die Zeiten z , als Ordinaten aber die

Verlängerungen enthält, die die beiden Stabteile bei den Wärmegraden t gegenüber der Temperatur $t=0$ erleiden würden, vorausgesetzt, daß die Verkuppelung der Stabteile aufgehoben wäre, und diese sich frei ausdehnen oder zusammenziehen könnten. Diese Verlängerungen sind in Abb. 345 auf eine Länge $l=1$ bei $t=0$ bezogen; sie entsprechen somit den Dehnungen ε . Schaubild 345 soll als z, ε -Bild bezeichnet werden, weil in ihm z als Abszisse und ε als Ordinate gewählt ist. Bei der Aufzeichnung ist zunächst vorausgesetzt, daß die Wärme-

dehnungszahl α für alle Wärmegrade von 0 bis t_0 gleich sei. Diese Voraussetzung trifft in der Regel nicht zu; sie wurde gemacht, um nicht unnötige mathematische Verwickelungen zu erhalten. Wie später gezeigt wird, kann man leicht die entsprechenden Berichtigungen zeichnerisch anbringen. Da die im folgenden gezogenen Schlüsse nicht quantitativer, sondern nur qualitativer Art sind, so werden sie durch die unzutreffende Voraussetzung nicht beeinflusst. Die Dehnung ε eines Stabes infolge einer Temperatursteigerung um t C° ist nun

$$\varepsilon = \alpha t.$$

Setzt man die Dehnung für den Wärmegrad t_0 gleich ε_0 , so erhält man aus Gl. 16

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_I &= \varepsilon_0 \cdot e^{-k_1 z} \\ \varepsilon_{II} &= \varepsilon_0 \cdot e^{-k_2 z} \end{aligned} \right\} \dots \dots \dots (17)$$

ε_0 wird in der Regel als Schwindmaß bezeichnet.

Auf Grund der Gl. 17 erhält man zeichnerisch die z, ε -Linien dadurch, daß man die Ordinaten der z, t -Linie mit α multipliziert. Die beiden Linien z, t und z, ε unterscheiden sich also nur durch die Wahl des Maßstabes für die Ordinaten. Der Maßstab für die Abszissen bleibt unverändert.

a) Würde das Material des Stabes I + II von $t=0$ bis $t=t_0$ ausschließlich elastischer Formänderungen fähig sein, so würde der senkrechte Abstand der beiden Linien ε_I und ε_{II} in Abb. 345 für jede Zeit z den auf die Längeneinheit bezogenen Längenunterschied angeben, der bei der Abkühlung des verkuppelten Stabsystems durch elastische Formänderung ausgeglichen werden müßte. Nach einer bestimmten Zeit z (Abb. 346) strebt z. B. der Stab II die Dehnung da , der Stabteil I die Dehnung db an. Wegen der Verkuppelung müssen sich beide Stabteile auf eine mittlere Dehnung ε_m entsprechend dem Punkte c einigen, der je nach der Größe der Querschnitte f_1 und f_2 der Stabteile und dem Verlauf der ε, σ -Linien (Abb. 333 und 334) von der Mitte zwischen b und a aus mehr nach a oder nach b hin, auf jeden Fall aber zwischen a und b fällt. Die Strecke ab würde dann ein Maß für die elastischen Formänderungen sein. Wegen der unbekannten Lage des Punktes c würde nur die Frage offen bleiben, in welchem Verhältnis sich diese elastischen Formänderungen und die davon abhängigen Spannungen auf die beiden Stabteile I und II verteilen. Jedenfalls wissen wir, daß im Stabteil II entsprechend der elastischen Verkürzung um ac Druckspannung, im Teil I wegen der elastischen Dehnung um bc Zugspannung herrschen muß.

Bei Abkühlung auf $t=0$ würde, da für $z=\infty$ die beiden Linien ε_I und ε_{II} die Abszissenachse tangieren, $ab=0$ und damit auch $ac=bc=0$ sein. Das heißt die Spannungen müßten wieder verschwinden; der verkuppelte Stab I + II ist bei $t=0$ spannungslos. Er erlangt während der Abkühlung entsprechend dem Wachsen des senkrechten Abstandes ab der beiden Linien ε_I und ε_{II} zunächst steigende Spannungen, die dann allmählich mit Abnahme des Abstandes ab auf Null ebenfalls dem Wert Null zustreben. Die Linie ε_m (Abb. 346) gibt die Längenänderung des verkuppelten Stabes während der Abkühlung an.

b) Würde das Material des Stabes I + II in dem ganzen Temperaturbereich zwischen $t=t_0$ und $t=0$ ausschließlich plastischer Formänderungen fähig sein, so würden Spannungen nicht entstehen können. Die Längen der Stabteile gleichen sich durch plastische Formänderung auf eine mittlere Länge aus, so daß

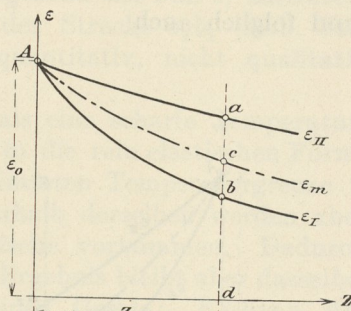


Abb. 346.

die Längenänderung des verkuppelten Systems I + II bei der Abkühlung entsprechend der Linie ε_m in Abb. 346 verläuft. Nach einer bestimmten Zeit z hat sich Stabteil II plastisch um den Betrag ac verkürzt, Stabteil I plastisch um den Teil bc verlängert.

c) Das Material des Stabteiles II sei innerhalb des Temperaturbereiches $t=0$ bis $t=t_0$ nur plastischer, der Stabteil I dagegen ausschließlich elastischer Formänderungen fähig. Dann würde sich in Abb. 346 die Linie ε_m der Linie ε_I sehr stark nähern und der Betrag der elastischen Spannung entsprechend der Strecke bc würde im Stabteil I sehr klein sein, während Stabteil II spannungslos bleibt.

d) Das Material der Stabteile I und II sei bis zu einer bestimmten Zeit z_2 nur plastischer, von da ab nur elastischer Formänderungen fähig. Dann besteht bis zur Zeit $z=z_2$ (Abb. 344 und 345) der Fall b. Die Stabteile haben sich ohne Spannungen auf eine dem Punkt c_2 entsprechende Länge geeinigt (Abb. 347). Sie haben beide gleiche Länge, aber verschiedene Temperatur t . Die weitere Abkühlung wird bestimmt durch die z, t -Linien in Abb. 344. Die Längenänderungen folgen dagegen nach Überschreiten der Zeit z_2 nicht mehr den Linien ε_I und ε_{II} in Abb. 345 und 347, sondern den Linien ε'_I und ε'_{II} in Abb. 347. Es ist¹⁾

$$\begin{aligned} \varepsilon'_I &= \alpha t_I + b_2 c_2, \\ \varepsilon'_{II} &= \alpha t_{II} - a_2 c_2, \\ \varepsilon'_I &= \varepsilon_I + b_2 c_2 \} \dots \dots \dots (18) \\ \varepsilon'_{II} &= \varepsilon_{II} - a_2 c_2 \} \end{aligned}$$

und folglich auch

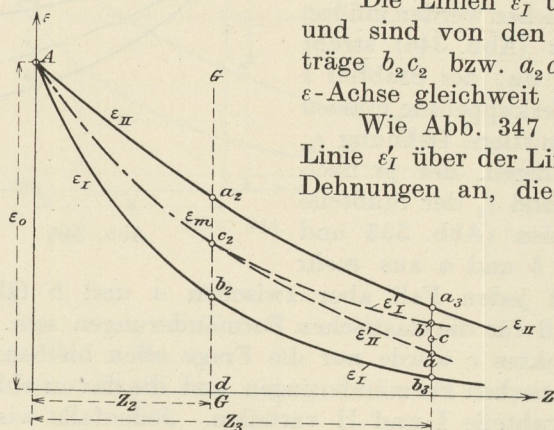


Abb. 347.

Die Linien ε_I und ε'_{II} gehen von Punkt c_2 aus und sind von den Linien ε_I und ε_{II} um die Beträge $b_2 c_2$ bzw. $a_2 c_2$ in der Richtung parallel zur ε -Achse gleichweit entfernt.

Wie Abb. 347 erkennen läßt, liegt jetzt die Linie ε'_I über der Linie ε'_{II} . Beide Linien geben die Dehnungen an, die die beiden Stabteile I und II annehmen würden, wenn ihre Verkuppelung gelöst würde, nachdem sie während

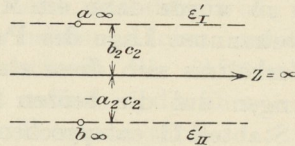


Abb. 348.

der Zeit z_2 infolge ihrer Verkuppelung durch plastische Formänderung ohne zurückbleibende Spannungen gleiche Länge entsprechend dem Punkte c_2 angenommen haben. Zur Zeit $z_3 > z_2$ würden sich dann die Stäbe um den Betrag ab auf die Längeneinheit bezogen in ihrer Länge unterscheiden. Bleibt die Verkuppelung auch nach Ablauf der Zeit z_2 bestehen, so müssen die Stabteile durch elastische Längenänderung um die Beträge bc und ca gemeinschaftliche Länge annehmen. Hierbei erhält der langsamer abkühlende Stabteil II die elastische Dehnung ac , der schneller abkühlende Teil I die elastische Verkürzung bc . Der erstere steht also unter Zug-, der letztere unter Druckspannung. Die Verhältnisse sind mithin

¹⁾ Unter Vernachlässigung sehr kleiner Größen zweiter Ordnung, nämlich der Längenänderungen von $b_2 c_2$ und $a_2 c_2$ infolge Abkühlung.

gerade umgekehrt, wie im Falle a), wo der langsamere abkühlende Teil II vorübergehend Druck-, der schneller abkühlende Teil Zugspannungen hatte.

Die Abkühlung der Stabteile I und II auf die Temperatur $t=0$ erfolgt nach der Zeit $z=\infty$; hierfür wird nach Gl. 17 ε_I und $\varepsilon_{II}=0$, folglich ergibt Gl. 18 für $z=\infty$ die Werte

$$\begin{aligned}\varepsilon'_I &= b_2 c_2, \\ \varepsilon'_{II} &= -a_2 c_2,\end{aligned}$$

d. h. die Linien ε'_I und ε'_{II} haben für $z=\infty$ die in Abb. 348 gezeichnete Lage. Sie sind gestrichelt gezeichnet, während die Abszissenachse ausgezogen ist. ε'_I liegt um den Betrag $b_2 c_2$ über der Abszissenachse, ε'_{II} um den Betrag $a_2 c_2$ unterhalb dieser. Infolge der Verkuppelung müssen sich die beiden Stabteile I und II auf gleiche Länge entsprechend einem zwischen a_∞ und b_∞ liegenden Punkt c_∞ einigen. Das ist nur dadurch möglich, daß Stabteil I elastisch verkürzt, Stabteil II elastisch gedehnt wird, und dies entspricht einer Druckspannung in I und einer Zugspannung in II. Die Spannungen sind bleibend und können sich nicht mehr ändern, solange die Temperatur nicht mehr geändert wird.

Der Fall d) wird von Stoffen, die sich von einer hohen Temperatur abkühlen, nicht ganz eingehalten, da nach Abb. 344 der Stabteil I bereits nach der Zeit z_1 die Grenztemperatur T durchläuft, bei der das Material aus der Zone p der rein plastischen in die Zone e der rein elastischen Formänderungen übergeht. In der Zeit zwischen z_1 und z_2 wird dann vorübergehend der Fall c) auftreten. Dadurch wird nur die Lage des Punktes c_2 auf der Strecke $a_2 b_2$ (Abb. 347) etwas verschoben, was an unserer Überlegung nur quantitativ, nicht qualitativ etwas ändert.

Ferner haben wir bei metallischen Stoffen niemals eine scharfe Temperaturgrenze T für den Übergang aus den rein plastischen in die rein elastischen Formänderungen, sondern es werden oberhalb einer bestimmten Temperaturgrenze T die Formänderungen vorwiegend plastisch sein, unterhalb derselben werden aber neben elastischen Formänderungen auch noch plastische vorkommen. Dadurch wird die Sachlage etwas verwickelter, das qualitative Ergebnis bleibt aber dasselbe.

Wir kommen demnach zu folgendem allgemeinen Gesetz: Kühlen die beiden miteinander verkuppelten Stabteile I und II eines metallischen Stoffes, die an der Biegung verhindert sind, von einer hohen Temperatur t_0 , die innerhalb des Gebietes der vorwiegend plastischen Formänderungen liegt, bis auf gewöhnliche Temperatur ab, so verbleiben nach der Abkühlung in dem schneller abgekühlten Stabteil Druck-, in dem langsamer abgekühlten Stabteil Zugspannungen zurück.

Dieser Fall tritt bei der Abkühlung von Guß-, Schmiede- und Walzteilen ein, sobald hierbei starr miteinander verbundene und an der Biegung verhinderte Teile wegen verschiedener Massen verschieden schnell abkühlen. Bei Gußstücken bezeichnet man diese Art der Spannungen als Gußspannungen.

Sind die Unterschiede $b_2 c_2$ und $a_2 c_2$ sehr groß, so können die bleibenden Spannungen während der Abkühlung die Streckgrenze erreichen oder sogar überschreiten. Liegt bei einem Material die Streckgrenze ohnehin nahe der Bruchgrenze, so kann durch die Spannungen während der Abkühlung Zertrümmern des Werkstücks ohne Einwirkung äußerer Kräfte, oder wenigstens unter der Einwirkung verhältnismäßig geringer äußerer Kräfte eintreten.

332. Das obige Gesetz ist in der Praxis bekannt und es muß bei der Herstellung von gegossenen, geschmiedeten oder gewalzten Werkstücken scharf im Auge behalten werden, wenn nicht mit Spannungen behaftete Werkstücke erzeugt werden sollen, die bei ihrer Ingebrauchnahme zu gefährlichen Unfällen führen können.

Wie aus Abb. 348 hervorgeht, ist die Größe der bleibenden Spannungen wesentlich abhängig von den Größen $b_2 c_2$ und $a_2 c_2$, diese wiederum von der Größe des Abstandes $a_2 b_2$ in Abb. 347. Letzterer ist aber bei gegebenem Verlauf der Linien ε_I und ε_{II} abhängig von der Größe des Wertes z_2 , also von der Lage der Grenzlinie GG in Abb. 347. Diese ist ihrerseits bedingt durch die Lage der Temperaturgrenze T (Abb. 344), bei welcher der Übergang aus dem Bereich p der rein plastischen in das Bereich e der vorwiegend elastischen Formänderungen stattfindet. Je höher diese Temperatur liegt, desto weiter rückt G nach links, desto kleiner wird z_2 , und umgekehrt.

Wir können die im vorigen Absatz behandelten Fälle a) und b) als Sonderfälle von d) erhalten. Liegt nämlich die Grenze GG bei $z=0$, d. h. sind nur rein elastische Formänderungen möglich, so ergibt sich der Fall a). Die Strecke $a_2 b_2$ in Abb. 347 wird gleich Null, mithin muß auch $b_2 c_2$ und $a_2 c_2 = 0$ sein. Nach erfolgter Abkühlung ($z=\infty$) sind keine bleibenden Spannungen in dem System vorhanden.

Rückt man umgekehrt die Grenze GG sehr weit nach rechts, so daß schließlich $z_2 = \infty$, so bedeutet dies ein Material, das nur plastischer Formänderungen fähig ist. Dann ist wiederum der Abstand $a_2 b_2 = 0$. Nach der Abkühlung des Systems sind keine bleibenden Spannungen vorhanden.

Allgemein erhält man den Abstand der beiden Linien ε_I und ε_{II} :

$$\varepsilon_{II} - \varepsilon_I = \varepsilon_0 (e^{-k_2 z} - e^{-k_1 z}) = \alpha t_0 (e^{-k_2 z} - e^{-k_1 z}). \dots (19)$$

Die Größe $\varepsilon_{II} - \varepsilon_I$ hat für $z=0$ den Wert 0, steigt mit wachsendem z an, erreicht einen Höchstwert, um dann für $z=\infty$ wieder auf Null abzusinken. Der Höchstwert wird erreicht bei einem Wert von $z_m = \frac{1}{k_1 - k_2} \ln \frac{k_1}{k_2}$, wie sich leicht aus Gl. 19 feststellen läßt.

Fällt nun die Grenze GG gerade so, daß $z_2 = z_m$, so hat $\varepsilon_{II} - \varepsilon_I$ und damit auch $a_2 b_2$ seinen Höchstwert. Demnach müssen auch die bleibenden Spannungen nach der Abkühlung auf $t=0$ unter sonst gleichen Verhältnissen ihren Höchstbetrag erreichen.

Die Größe der bleibenden Spannungen, die bei der Abkühlung entstehen, ist mithin abhängig:

1. Von der Größe α , also von der Wärmedehnungszahl des Materials; unter sonst gleichen Verhältnissen wächst sie mit dieser.

2. Von der Anfangstemperatur t_0 , mit der sie unter sonst gleichen Verhältnissen ebenfalls wächst. Da $\alpha t_0 = \varepsilon_0$ bei Gußstücken dem Schwindmaß entspricht, so kann man auch sagen, daß die Größe der Spannungen unter sonst gleichbleibenden Verhältnissen mit der Größe des Schwindmaßes des Materials wächst.

3. Von der Lage der Grenzlinie GG , also von der Lage der Grenztemperatur T , bei der das Material aus dem Bereich der vorwiegend plastischen in das Bereich der vorwiegend elastischen Formänderungen eintritt.

4. Von der Größe der Zahlen k_1 und k_2 , d. h. von dem Unterschiede der Abkühlungsgeschwindigkeit der einzelnen Stabteile.

5. Von der Größe der Querschnitte f_1, f_2 usw. der Stabteile I, II . . . , weil diese auf die Lage von c_2 (Abb. 347) wesentlichen Einfluß ausüben. Je größer der Querschnitt f_2 des Stabteiles II ist, um so mehr wird c_2 nach a_2 rücken, um so kleiner wird die Spannung im Stabteil II, um so größer im Stabteil I.

Das Zusammenwirken aller dieser Einflüsse macht es erklärlich, daß z. B. bei Gußstücken nicht notwendigerweise das Material mit dem größten Schwindmaß $\varepsilon_0 = \alpha t_0$ die größten Gußspannungen gibt, daß z. B. bei Stahlguß trotz des

wesentlich größeren Schwindmaßes gegenüber Gußeisen unter Umständen die Spannungen kleiner sein können als bei Gußeisen.

Dadurch, daß die Größe $a_2 b_2$ zur Beurteilung der möglichen Spannungen herangezogen wird, kann die früher gemachte Voraussetzung (331) fallen gelassen werden, daß die Wärmedehnungszahl α bei allen Wärmegraden gleich groß sein soll. Ist die Schwindung eines sich abkühlenden Stoffes in Abhängigkeit von der Temperatur durch den Versuch bekannt, so kann man sich auf Grund angenommener verschiedener Abkühlungsgeschwindigkeiten, also angenommener z, t -Linien, die z, ε -Linien ableiten, wie z. B. in Abb. 349.

Es mögen beispielsweise drei verschiedene Gußmaterialien 1, 2, 3 vorliegen, die alle den gleichen Betrag der Gesamtschwindung ε_0 und auch den gleichen Verlauf der Schwindung in Abhängigkeit von der Temperatur besitzen. Die z, ε -Linien für die verschieden schnell abkühlenden Stabteile II und I mögen beispielsweise den Linienzügen ε_{II} und ε_I in Abb. 349 folgen. Die G -Grenzen der

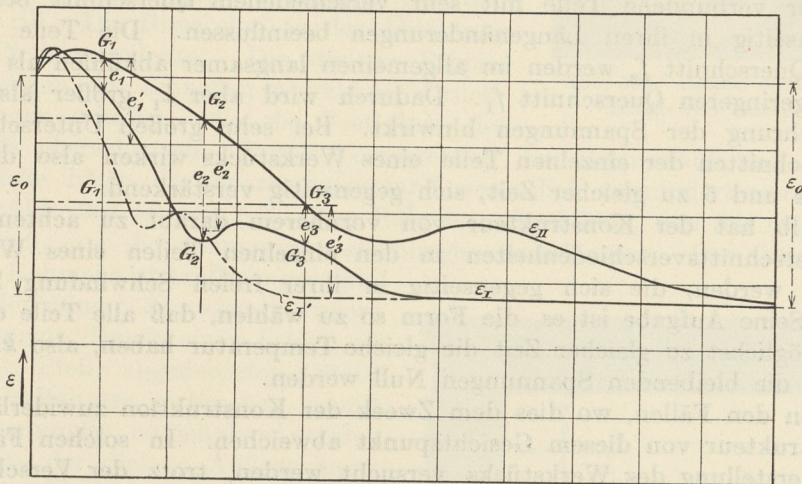


Abb. 349.

drei Materialien mögen verschiedene Lage G_1, G_2, G_3 haben. Bei gleichem Unterschied in der Abkühlungsgeschwindigkeit der beiden Stabteile I und II würde sonach das Maß der bleibenden Spannungen verschieden ausfallen. Es wird für das Material 1 bedingt durch den Abstand e_1 , für das Material 2 und 3 durch die entsprechenden Strecken e_2 und e_3 . Die größten Spannungen würde unter den angegebenen Umständen das Material 2 ergeben, weil e_2 größer ist als e_1 und e_3 .

Hieraus wird es erklärlich, daß das Schwindmaß ε_0 nicht allein maßgebend für die Größe der Gußspannungen ist.

Auch der Einfluß der G -Grenze ist nicht allein ausschlaggebend. Er ändert sich stark, je nach dem Unterschied in den Abkühlungsgeschwindigkeiten. Wird z. B. Stabteil I wesentlich schneller abgekühlt, etwa nach der strichpunktierten Linie ε'_I in Abb. 349, so ändern sich die Strecken e_1, e_2, e_3 in die Strecken e'_1, e'_2, e'_3 um. In dem besonderen Falle der Abbildung sind die Größen e'_1 und e'_3 von e'_2 weniger verschieden, als die Größen e_1 und e_3 von e_2 . Bei den durch die Linienzüge ε_{II} und ε'_I angegebenen Abkühlungsverhältnissen des Gußstücks sind somit die Spannungen in den drei Materialien erheblich weniger verschieden als im Falle der Abkühlung nach ε_{II} und ε_I .

Es kann sonach der Fall vorkommen, daß bei Verwendung zweier in der chemischen Zusammensetzung und im Schwindmaß verschiedenen Gußeisen-

sorten *A* und *B* in dem einen Gußstück die Eisensorte *A*, in einem anderen Gußstück, das wegen seiner Formgebung andere Unterschiede in den Abkühlungsgeschwindigkeiten der einzelnen Teile des Gusses bedingt, die Eisensorte *B* die geringeren Gußspannungen liefert. Die Verhältnisse liegen also in Wirklichkeit sehr verwickelt.

333. Wenn es sich darum handelt, der Entstehung von Spannungen entgegenzuarbeiten, so hat man, wenn ein bestimmtes Material vorgeschrieben ist, keinen Einfluß mehr auf die in Abs. 332 genannten Einflüsse 1, 2 und 3, sondern im wesentlichen nur auf die Größen k_1 und k_2 ; d. h. man wird nach Möglichkeit dahin streben müssen, alle Teile des Werkstücks, die starr miteinander verbunden sind, möglichst gleichmäßig abzukühlen. Ob dies möglich ist, hängt nun aber wiederum davon ab, ob das Werkstück Teile mit großer Masse und geringer Oberfläche neben anderen Teilen mit kleiner Masse und großer Oberfläche enthält. Das kommt in der Mehrzahl der Fälle darauf hinaus, ob das Werkstück fest miteinander verbundene Teile mit sehr verschiedenem Querschnitt besitzt, die sich gegenseitig in ihren Längenänderungen beeinflussen. Die Teile mit dem größeren Querschnitt f_2 werden im allgemeinen langsamer abkühlen als die Teile mit dem geringeren Querschnitt f_1 . Dadurch wird aber k_1 größer als k_2 , was auf Vermehrung der Spannungen hinwirkt. Bei sehr großen Unterschieden in den Querschnitten der einzelnen Teile eines Werkstücks wirken also die beiden Einflüsse 4 und 5 zu gleicher Zeit, sich gegenseitig verstärkend.

Deshalb hat der Konstrukteur von vornherein darauf zu achten, daß zu große Querschnittsverschiedenheiten in den einzelnen Teilen eines Werkstücks vermieden werden, die sich gegenseitig in ihrer freien Schwindung behindern können. Seine Aufgabe ist es, die Form so zu wählen, daß alle Teile des Werkstückes möglichst zu gleicher Zeit die gleiche Temperatur haben, also $k_1 = k_2 \dots$ wird, und die bleibenden Spannungen Null werden.

Nur in den Fällen, wo dies dem Zweck der Konstruktion zuwiderläuft, darf der Konstrukteur von diesem Gesichtspunkt abweichen. In solchen Fällen muß bei der Herstellung des Werkstücks versucht werden, trotz der Verschiedenheit in den Massen und Querschnitten der einzelnen starr miteinander verbundenen Teile auf möglichste Gleichheit der Werte $k_1, k_2 \dots$ dadurch hinzuwirken, daß man die Abkühlung der Teile mit großen Massen, also größerem Querschnitt f_2 durch künstliche Hilfsmittel (Luftstrom, Bespritzen mit Wasser, Eingießen von eisernen Teilen, sogenannten Kühlplatten usw.) beschleunigt und diejenige der Teile mit kleinerem Querschnitt f_1 verzögert (durch Abdecken mit Sand usw.).

Die obengenannte Aufgabe, die dem Konstrukteur bei den Bestrebungen, Spannungen besonders in Gußstücken zu verhindern, zufällt, wird von einem Teil der Konstrukteure verkannt. Diese stellen sich auf den Standpunkt, daß ihre Rolle beendet ist, wenn sie ihren Entwurf zu Papier gebracht haben, und daß die Überwindung der Schwierigkeiten bei der Herstellung des Gußstückes ausschließlich Sache des Gießers sei, der zusehen mag, wie er zurecht kommt. Ein gut geleitetes Werk, bei dem sowohl die Konstruktionsentwürfe als auch die Güsse selbst hergestellt werden, wird einem solchen Standpunkt schon aus rein wirtschaftlichen Gründen entgegenzuarbeiten. Schlimmer kann es kommen, wenn Entwurf und Guß von verschiedenen Erwerbsgemeinschaften ausgeführt werden. Dann fällt für den Konstrukteur der eben genannte Ansporn weg. Welcher Ansporn treibt dann den Gießer bei gedrückter Marktlage, unter Vermehrung der Selbstkosten, möglichst umfassende Maßnahmen zu treffen, um die Spannungen in den Gußstücken, die ohne diese Maßnahmen infolge der unsachgemäßen Konstruktion unvermeidlich sind, in stärkerem Maße zu beseitigen, als es die Rücksicht auf die Ablieferung des Gußstückes im unzerbrochenen Zustand erheischt? Wer trägt dann Sorge dafür, daß das Guß-

stück soweit spannungsfrei ist, daß es seiner Aufgabe im Betrieb unter Belastung im vollkommensten Maße entsprechen kann?

Meiner Auffassung nach gehört es zu den wesentlichen Aufgaben des Konstrukteurs, bei der Formgebung eines Konstruktionsteiles auch Rücksicht auf die Eigentümlichkeiten des Materials bei seiner Verarbeitung zu nehmen. Gerade zur Verminderung der Gußspannungen kann der Konstrukteur durch geeignete Massenverteilung ganz wesentlich beitragen.

Als Beispiel dafür, daß dies nicht immer geschieht, sei auf Abb. 350 verwiesen, die einen Kolbenschieber aus Gußeisen darstellt, der nach dem Guß infolge von Spannungen in den Rippen riß. Die Risse sind in der Abbildung durch Pfeile angedeutet. Die dünnen Rippen haben wegen der schnellen Abkühlung Druckspannungen erhalten, die die Festigkeit des Materials überschritten. Durch Verringerung der Rippenzahl und Vermehrung ihrer Dicke hätte der Spannungszustand wesentlich vermindert werden können.

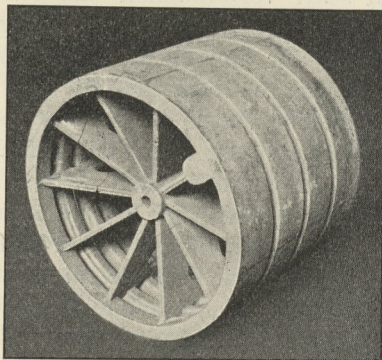


Abb. 350. Reissen eines Gußstückes infolge von Gußspannungen.

In Abb. 351 ist ein Teil eines Rahmens abgebildet, den ich mir absichtlich gießen ließ, um die Spannungserscheinungen zu erläutern. Der Querschnitt des äußeren Rahmens ist kräftiger gewählt, als der der dünnen Sprossen im Innern des Rahmens. Durch einen Schlag an der mit Pfeil angedeuteten Stelle wurde der Rahmen zerbrochen, womit die Spannungen aufgehoben worden sind. Da der dickere Außenrahmen langsamer abkühlt, muß er unter Zugspannung stehen. Dies zeigt die Abbildung deutlich, denn der Riß klapft sowohl in der Richtung aa als auch in der Richtung bb auseinander.

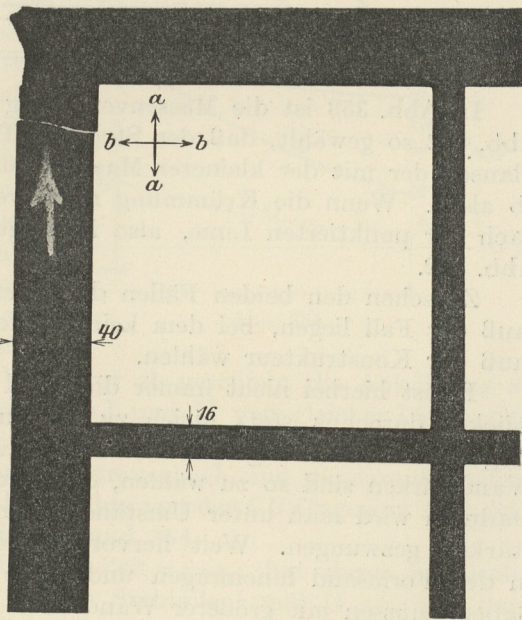


Abb. 351. Gußspannungen in Rahmengüssen.

Es werde angenommen, daß der Querschnitt des äußeren langsamer abgekühlten Rahmens f_2 , der der schnell abgekühlten inneren Sprossen f_1 sei und daß die Zugspannung σ_2 im Querschnitt f_2 die Bruchgrenze nahezu erreicht hat. Der Rahmen hat dann in dem Querschnitt f_2 die Kraft $f_2 \sigma_2$ auszuhalten. Wird durch die Bearbeitung des äußeren Rahmens der Querschnitt f_2 auf f_2' verkleinert, so steigt die Zugspannung entsprechend an, da ja $f_2' \sigma = f_2 \sigma_2$, mithin $\sigma = \sigma_2 \frac{f_2}{f_2'}$ in dem Verhältnis f_2/f_2' größer wird. Dadurch kann die Bruchgrenze σ_B erreicht werden und der Rahmen bei der Bearbeitung aufreißen.

Unter Umständen genügen bei Gußstücken mit hohen Spannungen ganz geringfügige Zusatzkräfte, um explosionsartigen Bruch herbeizuführen. Wird z. B.

ein Gußstück, dessen einer Teil II wegen langsamer Abkühlung gegenüber den übrigen Teilen bereits hohe Zugspannungen besitzt, durch irgendeine Wärmequelle ungleichmäßig erhitzt, so daß der Teil II kalt bleibt, während die mit ihm starr verbundenen anderen Teile vorübergehend warm werden, so kann sich zu den bleibenden Zugspannungen in II noch die vorübergehende Zugspannung infolge der ungleichmäßigen Erwärmung gesellen. Die Summe kann dann die Bruchgrenze überschreiten und Zertrümmerung herbeiführen.

Bisher wurde immer vorausgesetzt, daß die verkuppelten Stabteile I und II verhindert sind, sich zu krümmen. In vielen Fällen ist diese Bedingung nicht oder nicht vollkommen erfüllt.

Der gußeiserne T-Balken in Abb. 352 würde z. B. wegen der geringeren Abkühlungsgeschwindigkeit im Teile II dort Zugspannungen, in dem schneller abkühlenden Teil I Druckspannungen haben, wenn er sich nicht krümmen könnte. Da er aber hieran nicht verhindert ist, biegt er sich auf der Seite I konvex, auf der Seite II konkav, wie es die punktierten Linien in Abb. 352 andeuten. Er „wirft“ sich. Dadurch werden die Spannungen ganz oder teilweise aufgehoben, wie dies früher bereits bei den vorübergehenden Spannungen gezeigt worden ist (326).

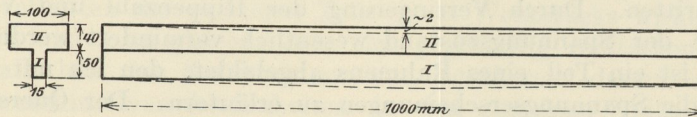


Abb. 352.

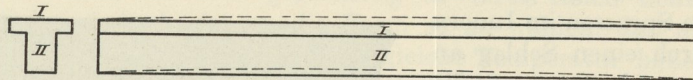


Abb. 353.

In Abb. 353 ist die Massenverteilung in einem T-Balken umgekehrt wie in Abb. 352 so gewählt, daß der Steg der Teil II mit der größeren Masse, und der Flansch der mit der kleineren Masse I ist. Der erstere kühlt deswegen langsamer ab als I. Wenn die Krümmung nicht verhindert wird, krümmt sich der Balken nach der punktierten Linie, also in entgegengesetztem Sinne wie der Balken in Abb. 352.

Zwischen den beiden Fällen der Querschnittsbemessung in Abb. 352 und 353 muß der Fall liegen, bei dem kein Werfen des Balkens stattfindet. Diese Form muß der Konstrukteur wählen.

Es ist hierbei nicht immer die Regel richtig, daß alle Wandstärken des Gußstückes durchaus stets gleich zu wählen seien. In dieser Fassung, in der die Regel manchmal ausgesprochen wird, ist sie irreführend. Es muß heißen: Die Wandstärken sind so zu wählen, daß alle Teile möglichst gleichschnell abkühlen. Dadurch wird man unter Umständen geradezu zur Wahl ungleichmäßiger Wandstärken gezwungen. Weit hervorragende Teile des Gußstückes, die wie Nasen in den Formsand hineinragen und große Oberfläche im Verhältnis zu ihrer Masse haben, müssen mit größerer Wandstärke gewählt werden als andere, die im Verhältnis zur Masse geringere Oberfläche besitzen. Dadurch kann ein Ausgleich in den Abkühlungsgeschwindigkeiten geschaffen werden.

Die Überlegungen, die mit Rücksicht auf Abkühlung und Spannungen in Gußstücken gemacht worden sind, gelten auch für Schmiedestücke und gewalzte Stäbe, sobald deren Abkühlung von einer Temperatur t_0 aus geschieht, die oberhalb der Grenze GG, also im Bereiche der vorwiegend plastischen Formänderungen liegt.

So können beispielsweise Spannungen bestehen zwischen dem Kopf und dem Steg von Schienen, zwischen den Flanschen und dem Steg von I-Trägern usw.

Es erübrigt sich wohl nach dieser Richtung hin auf weitere Einzelheiten einzugehen, da neue Gesichtspunkte hierbei nicht gewonnen werden.

334. Daß der Unterschied im Verlauf der z, t -Linien t_I und t_{II} in Abb. 344 und somit die Gelegenheit zum Eintritt von Spannungen oder zum Werfen des Werkstücks geringer wird, wenn die Abkühlung des ganzen Werkstücks sehr langsam vor sich geht, ist wohl einleuchtend. Die Wärmeleitfähigkeit des Metalls sucht die Temperaturunterschiede zwischen den Stabteilen I und II auszugleichen, und dies wird um so vollkommener geschehen, je langsamer sich die Abkühlung des Werkstücks vollzieht. Bei nicht metallischen Materialien (Glas usw.) ist die Wärmeleitfähigkeit wesentlich geringer, infolgedessen muß auch, um gleichmäßige Abkühlung zu bewirken, die Abkühlung noch wesentlich mehr verlangsamt werden, als bei metallischen Stoffen, wenn Spannungen verhütet werden sollen.

Es entsteht nun die Frage, von welcher Temperatur ab diese langsame Abkühlung zur Vermeidung von bleibenden Spannungen erfolgen muß, ob sie bereits von der Gießtemperatur aus einsetzen soll, oder ob es genügt, sie von einer niedrigeren Temperatur aus vorzunehmen. Die Antwort ergibt sich aus Abb. 347. Wir stellen uns vor, daß die beiden Stabteile mit verschieden großer Geschwindigkeit nach den beiden Linien ε_{II} und ε_I bis zur Grenze GG abgekühlt worden

seien. Sie haben beide durch plastische Formänderung die dem Punkt c_2 entsprechende gemeinschaftliche Länge angenommen. Hier soll Temperatúrausgleich und weiterhin sehr langsame Abkühlung stattfinden, so daß die Linien ε_I und ε_{II} von c_2 aus bis zu $t=0$ zusammenfallen. An der Grenze G wird sich der wärmere Stabteil auf die gemeinschaftliche Ausgleichstemperatur abkühlen und infolgedessen bestrebt sein, sich zu verkürzen, der kältere Stabteil wird sich infolge der Erwärmung auf die gemeinschaftliche Ausgleichstemperatur ausdehnen wollen. Die Stabteile werden sich wieder auf eine gemeinschaftliche Länge einigen, und zwar ohne daß Spannung eintritt, da sie sich ja noch eben innerhalb der Zone der plastischen Formänderungen befinden. Von jetzt ab geschieht die Abkühlung so langsam, daß die beiden verkuppelten Stabteile I und II von gleicher Länge sich gleich schnell abkühlen. Spannungen können also nicht mehr eintreten.

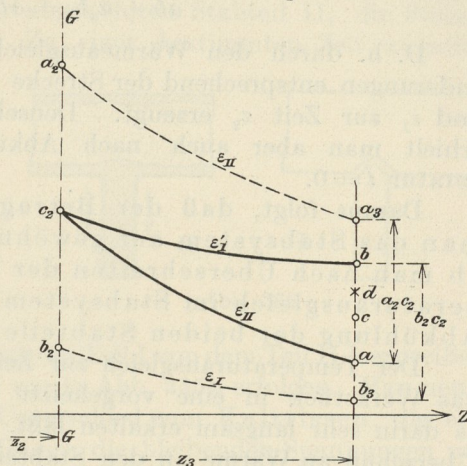


Abb. 354.

Anders ist es dagegen, wenn der Temperatúrausgleich und die darauffolgende sehr langsame Abkühlung bei einem Punkte rechts von der GG -Grenze in Abb. 347 stattfindet, z. B. nach der Zeit z_3 in Abb. 347 und 354.

Bis herunter zur Grenze GG , also bis zur Zeit $z=z_2$, hat durch plastische Formänderung der Längenausgleich der beiden Stabteile I und II auf eine dem Punkte c_2 entsprechende gemeinschaftliche Länge stattgefunden. Bei Überschreiten von z_2 tritt das Material in das Bereich der vorwiegend elastischen Formänderungen ein. Nach der Zeit z_3 haben sich die Stabteile auf eine dem Punkt c entsprechende Länge durch elastische Formänderung ausgeglichen, und zwar so, daß sich der Stabteil II um den Betrag ca elastisch streckt, Stabteil I sich um den Betrag bc elastisch verkürzt. Zur Zeit z_3 soll nun Temperatúrausgleich auf eine mittlere Temperatur t_m entsprechend dem Punkte d stattfinden. Dadurch wird der Stabteil II von seiner augenblicklichen Temperatur t_{II} auf t_m abgekühlt, er möchte sich also, wenn er frei von der Verkuppelung wäre,

um den Betrag $\alpha(t_{II} - t_m)$ entsprechend der Strecke a_3d verkürzen. Durch die Verkupplung wird er daran verhindert, also um den Betrag a_3d elastisch gestreckt; die gesamte elastische Streckung des Stabteils ist dann gleich dem Betrage

$$ac + a_3d.$$

Der Stabteil I wird zur Zeit z_3 von seiner augenblicklichen Temperatur t_I auf die gemeinschaftliche Temperatur t_m erwärmt. Er möchte sich also, wenn er nicht verkupgelt wäre, um den Betrag $\alpha(t_m - t_I) = b_3d$ ausdehnen; durch die Verkupplung wird er daran verhindert, also um den Betrag b_3d elastisch verkürzt. Die gesamte elastische Verkürzung dieses Stabteiles entspricht also der Strecke $bc + b_3d$.

Der gesamte Längenunterschied zwischen den Stabteilen I und II, der durch elastische Formänderung ausgeglichen werden muß, wird sonach dargestellt durch die Summe

$$ac + a_3d + bc + b_3d = ab + a_3b_3.$$

Nun ist aber $a_3b_3 = a_2b_2 - ab$, da ja die Linie ε_{II}' von ε_{II} überall den Abstand a_2c_2 und die Linie ε_I' von ε_I überall den Abstand b_2c_2 hat. Es ergibt sich sonach

$$ab + a_3b_3 = ab + a_2b_2 - ab = a_2b_2.$$

D. h. durch den Wärmeausgleich zur Zeit $z = z_3$ werden elastische Formänderungen entsprechend der Strecke a_2b_2 , also dem Abstand der beiden Linien ε_{II} und ε_I zur Zeit z_2 erzeugt. Denselben Betrag der elastischen Formänderung erhielt man aber auch nach Abkühlung des Systems I + II auf die Temperatur $t = 0$.

Daraus folgt, daß der Betrag der Spannungen der gleiche ist, ob man das Stabsystem auf gewöhnliche Temperatur abkühlen läßt, oder ob man nach Überschreiten der Grenze GG zu irgendeiner Zeit z_3 Temperatúrausgleich im Stabsystem und daran anschließend gleichmäßige Abkühlung der beiden Stabteile I und II herbeiführt (Neumann, L_4 53).

Der Temperatúrausgleich zur Zeit z_3 kann dadurch erzielt werden, daß man das Werkstück in eine vorgeheizte Grube mit der Temperatur t_m einsetzt und es darin sehr langsam erkalten läßt. Dabei gibt der wärmere Stabteil II seinen Überschuß an Wärme an den Stabteil I ab, und beide nehmen die Temperatur t_m an. Wegen der großen Masse der vorgeheizten Grube erfolgt die Abkühlung mit dem darin befindlichen Werkstück sehr langsam, so daß Temperaturunterschiede nicht mehr vorkommen.

Aus obigem ergibt sich, daß das Einsetzen in die vorgeheizte Grube (Ausgleichgrube) nur dann die Spannungen beseitigen kann, wenn es zu einer Zeit z kleiner als z_2 erfolgt, wo die GG -Grenze noch nicht überschritten ist. Geschieht es später, so bringt es keinen wesentlichen Nutzen mehr.

Von dem angegebenen Mittel macht man beispielsweise bei der Herstellung von Hartgußrädern Gebrauch, die besonders in den Vereinigten Staaten viel für Eisenbahnwagenräder verwendet werden. Die Gußform besteht hier teils aus Sand, teils aus Eisen (längs des Laufkranzes)¹⁾. An den Stellen, wo das flüssige Eisen den Sand berührt, kühlt es wegen der schlechten Wärmeleitfähigkeit des Sandes langsam ab; diese Stellen entsprechen also dem Stabteil II. Dort wo das Gußeisen an den Eisenteilen der Form anliegt, findet rasche Abkühlung statt, entsprechend dem Stabteil I. Infolge des hierdurch bedingten großen Unterschiedes in der Abkühlungsgeschwindigkeit würden sehr starke Spannungen entstehen, die die Räder für ihren Verwendungszweck untauglich machen würden.

¹⁾ Um dort das Metall hart zu erhalten (II B).

Um diesen Übelstand zu beseitigen, werden die Räder möglichst warm noch aus der Form genommen und in vorgewärmte Ausgleichgruben in Stapeln übereinander gesetzt. Die Gruben werden dann gut geschlossen gehalten, damit die darin befindlichen Räder recht langsam und gleichmäßig abkühlen. Das Einsetzen der Räder in die Grube muß links von der Grenze GG , also oberhalb der Temperatur T geschehen, wenn die Spannungen vermieden werden sollen.

335. Der Ausgleich der Stabteile I und II während der Zeit $z=0$ bis $z=z_2$, also innerhalb der Zone der plastischen Formänderungen, setzt voraus, daß das Material in diesen Temperaturen weitgehende plastische Formänderungen ohne Aufgabe des Zusammenhangs ertragen kann. Ist dies in irgendeinem Temperaturbereich innerhalb dieser Zone nicht der Fall, so kann es vorkommen, daß die beiden Stabteile I und II auseinanderreißen, und so die Verkuppelung ganz oder teilweise gelöst wird. Nun gibt es aber Materialien, die unmittelbar nach dem Übergang aus dem flüssigen in den festen Zustand oder bereits während dieses Überganges nur sehr geringe plastische Formänderungen ertragen können und leicht zum Reißen neigen. Wir wollen diesen kritischen Temperaturbereich mit t_k bezeichnen. Das schmiedbare Eisen zeigt ein solches kritisches Verhalten während und unmittelbar nach der Erstarrung. Denken wir uns z. B., daß der in Abb. 351 dargestellte Rahmen aus Stahl gegossen worden sei. Die dicken Teile des Rahmens entsprechen dann dem langsamer abgekühlten Stabteil II, die dünnen Sprossen dem schnell abkühlenden Teil I. Zu einer bestimmten Zeit zwischen $z=0$ und $z=z_2$ wird der Stabteil I wegen der schnelleren Abkühlung bereits eine verhältnismäßig dicke Kruste erstarrten Metalls gebildet haben, die sich unterhalb der kritischen Temperatur t_k befindet. Der langsamer abkühlende Teil II hat dagegen erst eine verhältnismäßig dünne Kruste angesetzt und ist im Innern noch flüssig, wie in Abb. 355 a durch Punktierung angedeutet

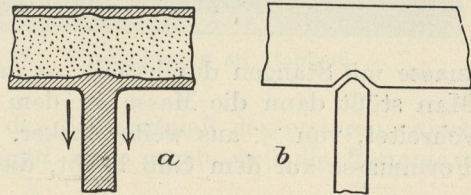


Abb. 355.

ist. Infolge der rascheren Schwindung sucht sich der Teil I von dem Teil II loszureißen, und es kann Trennung des Zusammenhangs wie in Abb. 355b erfolgen. Man nennt die entstehenden Risse Warmrisse, zum Unterschied von Kaltrissen, die entstehen können, wenn nach Abkühlung des Gusses die bleibenden Spannungen von selbst oder durch Hinzutritt von Zusatzspannungen örtlich die Bruchgrenze erreichen.

Im soeben besprochenen Fall entstanden Warmrisse dadurch, daß sich die miteinander verkuppelten Teile des Gußstückes innerhalb der kritischen Zone gegenseitig in der freien Schwindung behinderten. Häufiger noch entstehen Warmrisse dadurch, daß innerhalb der plastischen Zone des Metalles die freie Schwindung der Teile des Gusses durch das Material der Form verhindert wird, so daß Kräfte in der kritischen Zone t_k auf das Metall einwirken können. Dagegen gibt es zwei Mittel:

1. Das Formmaterial wird nachgiebig gemacht, wie z. B. im Falle der Abb. 356, die den Oberkasten der Gußform für ein Lokomotivspeichenrad aus Stahlguß darstellt.¹⁾ Die Formmasse wird zwischen den einzelnen Speichen an den in der Abb. 356 mit $\times$ bezeichneten Stellen ausgeschnitten und durch lockere Koksfüllung ersetzt. Beim Schwinden des Rades wird auf den zwischen Radkranz und -speichen befindlichen Teil der Form ein Druck ausgeübt. Ist dieser Teil genügend nachgiebig, so wird er von dem schwindenden Eisen zusammengedrückt, ohne daß eine schädliche Beanspruchung des Gusses eintritt. Ist die Masse aber nicht genügend nachgiebig, so verhindert sie teilweise das Schwinden des Gusses,

¹⁾ Vgl. Abb. 448.

der erst aus einer dünnen Kruste mit flüssigem Kern besteht. Wenn die hierdurch auf den Guß ausgeübten Kräfte gerade in der kritischen Zone t_k wirken, so entstehen Warmrisse. Zuweilen sucht man diese Wirkung auch dadurch zu beseitigen, daß man nach dem Gusse, sobald sich eine dünne Kruste erstarrten Metalls gebildet hat, an den in Abb. 356 mit $\times$ bezeichneten Stellen die Form-

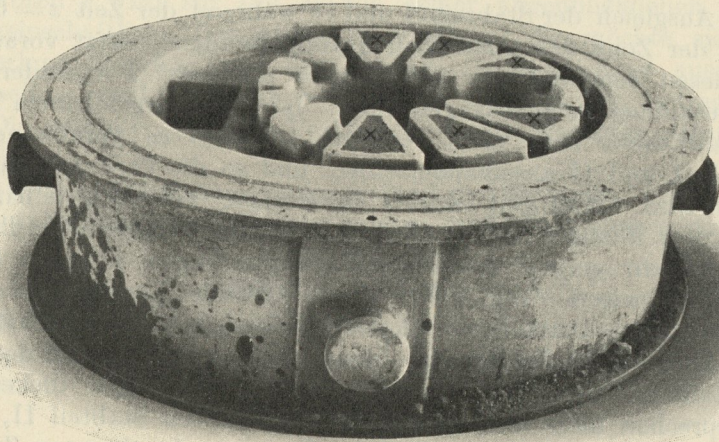


Abb. 356. Mittel zur Verhinderung von Warmrissen.

masse mit Stangen durchstößt, so daß sie aus den Kästen nach unten durchfällt. Man stößt dann die Masse in dem Maß, wie die Erstarrung des Gusses fortschreitet, von $\times$ aus weiter locker, bis schließlich nur noch eine dünne Schicht Formmasse auf dem Guß bleibt, die die Schwindung nicht behindert.

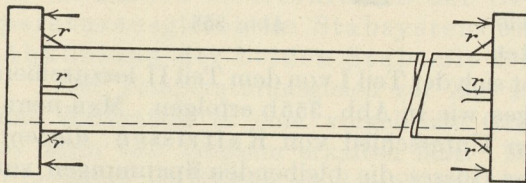


Abb. 357.

2. Man führt an den Stellen, wo die durch Behinderung des Schwindens auf den Guß wirkenden Kräfte ihr Höchstmaß erreichen, rasche Wärmeentziehung herbei, einmal um die den Kräften Widerstand leistende Kruste dicker zu gestalten, und zum andern, um diese Kruste genügend weit unter die kritische Temperatur t_k herunterzubringen, so daß sie stärkere Formänderungen ertragen kann. Die rasche Wärmeentziehung wird durch dünne Rippen (Schwindrippen oder Federn) erzielt, die wegen ihrer großen Oberfläche ähnlich wie die Rippen an Rippenheizkörpern die Wärme aus dem Guß rasch ableiten. So würde

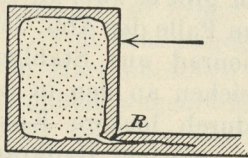


Abb. 358.

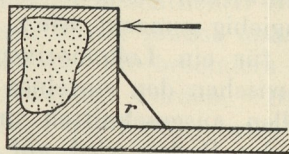


Abb. 359.

z. B. bei einem Gußstück von der Gestalt der Abb. 357 (Rohr mit Flansch) das dünnwandige Rohr I der schneller, der dicke Flansch der langsamer abkühlende Teil II sein. Infolge seiner früheren Schwindung ist das Rohr I bestrebt, den Flansch nach innen zu ziehen. Dem wirkt der Widerstand des Formmaterials in der Richtung der Pfeile entgegen. Wir haben also zu einer bestimmten Zeit den in Abb. 358 dargestellten Fall, wo die schraffierte Fläche der dünnen erstarrten Kruste von der kritischen Temperatur t_k , der punktierte Teil dem flüssigen Kern ent-

spricht. Der Flansch wird durch den Widerstand des Formmaterials nach außen abgebogen und wird an der einspringenden Kante, wie bei R angedeutet, einen Warmriß erhalten.

Werden aber, wie in Abb. 357 und 359 gezeichnet, die dünnen Rippen r angebracht, so bewirken diese rasche Abkühlung, so daß zur Zeit, wo das Rohr I den Zug nach innen ausübt, die erstarrte Kruste im Flansch bereits stärker und genügend weit unter die Temperatur t_k heruntergebracht ist, daß sie die Kräfte ohne Zerstörung aufnehmen kann.

Abb. 360 zeigt solche Schwindrippen an Zylinderdeckeln aus Stahlguß. (Das Bild wurde vom Stahlwerk Krieger in Düsseldorf freundlich zur Verfügung gestellt.) Die zahlreichen Schwindrippen an den Verstärkungsrippen der Güsse sind vom Gießer angebracht worden. Sie müssen nach dem Guß entfernt werden, wenn der Abnehmer sie nicht haben will. In vielen Fällen stören die Rippen nicht und können am Gußstück daran bleiben.

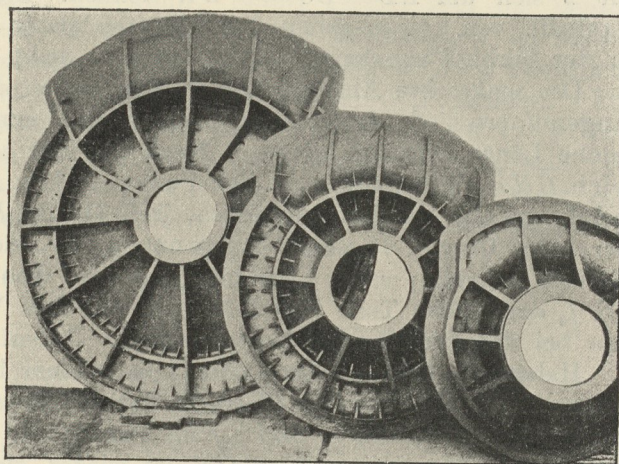


Abb. 360. Schwindrippen an Stahlguß.

Die Gefahr der Bildung von Warmrissen ist bei Stahlguß größer als bei Grauguß, einmal, weil das Schwindmaß des ersteren nahezu doppelt so groß ist als das von Grauguß, und dann auch weil die Formmasse für Stahlguß in der Regel widerstandsfähiger ist als der gewöhnliche Formsand. Die Stahlgießer müssen zuweilen großes Geschick und Urteilsvermögen entwickeln, um die Bildung von Warmrissen zu verhindern.

336. Um Spannungen aus Werkstücken zu entfernen, bedient man sich in gewissen Fällen des Ausglühens (z. B. bei Güssen und Schmiedestücken aus schmiedbarem Eisen). Hier taucht nun die Frage auf, wie ist das Glühen zu leiten, wenn der beabsichtigte Zweck erreicht werden soll.

a) Zunächst werde vorausgesetzt, daß bei der Erhitzung des Werkstücks die Temperatur T nicht überschritten werde, bei der der eine der Stabteile I, II... in die Zone der vorwiegend plastischen Formänderungen eintritt.

Stabteil I sei wegen seiner geringeren Masse im Verhältnis zur Oberfläche schneller abgekühlt und wird sich aus dem gleichen Grunde auch schneller erhitzen; er steht unter Druckspannung. Wäre der Stabteil frei, so würde er sich bei $t=0$ um AC elastisch dehnen (Abb. 361). Würde er frei auf die Temperatur t in der Zeit z erhitzt, so würde er die Dehnung $AC + \alpha t = AC + DF$ annehmen, und diese ist gleich DG , wenn man $FG = AC$ macht. Die Dehnung,

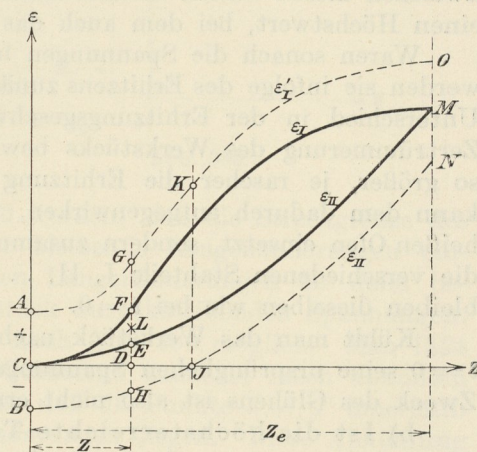


Abb. 361.

$$\epsilon_I = \alpha t = \alpha f_1(z), \\ \epsilon_I' = \epsilon_I + AC.$$

$$\epsilon_{II} = \alpha t = \alpha f_2(z), \\ \epsilon_{II}' = \epsilon_{II} - BC.$$

die der Stab bei der Erhitzung anstrebt, ergibt sich somit aus den Ordinaten einer Linie ε_I' , die von den Punkten gleicher Abszisse der Linie ε_I überall den gleichen Abstand AC hat.

Der unter Zugspannung entsprechend der Strecke BC stehende Teil II würde sich, wenn er frei wäre, um BC kürzen. Infolge der Erhitzung wird er bestrebt sein, sich entsprechend der Linie ε_{II} zu dehnen. Linie ε_{II} steigt langsamer an als ε_I , weil der langsamer abkühlende Teil wegen seiner größeren Masse auch in der Regel langsamer erwärmt wird. Wäre der Stab frei, so würde er nach der Zeit z sich um $ED - BC = -DH$ dehnen. Zieht man die Linie ε_{II}' im Abstand BC von ε_{II} , so geben die Ordinaten dieser Linie diejenigen Dehnungen an, die der Stabteil annehmen würde, wenn er nicht mit I verkuppelt wäre.

Der senkrechte Abstand der beiden Linien ε_I' und ε_{II}' entspricht somit dem Längenunterschied, der ausgeglichen werden muß, damit die beiden Stabteile gleiche Länge behalten können. Nach der Zeit z wäre dieser Längenunterschied gleich GH . Entspricht z. B. der Punkt L dem Längenausgleich, so würde sich Teil I um GL elastisch verkürzen, Teil II um HL elastisch dehnen. I stünde also unter Druck-, II unter Zugspannung. Wo der Punkt L liegt, ist nicht ohne weiteres bekannt; seine Lage hängt ab von dem Verhältnis der Querschnitte f_1 und f_2 der beiden Teile I und II und von dem Verlauf der ε, σ -Linie des Materials bei den betreffenden Temperaturen. Jedenfalls liegt L zwischen G und H .

Haben die beiden Teile I und II nach einer bestimmten Zeit z_e gleiche Temperatur, z. B. diejenige des Ofens, in den sie gebracht wurden, erreicht, so treffen sich die beiden Linien ε_I und ε_{II} im Punkte M . Der die Größe der Spannungen bedingende Längenunterschied ON ist wieder gleich AB , also gleich dem, der bei $t=0$ bestand.

Während der Erhitzung vergrößern sich die Spannungen zunächst, um nach Ausgleich der Temperaturen wieder auf den ursprünglichen Betrag abzusinken. Zwischen diesen beiden Endzuständen erreicht der Abstand der Linie ε_I' und ε_{II}' einen Höchstwert, bei dem auch das Höchstmaß der Spannungen eintritt.

Waren sonach die Spannungen bei $t=0$ in dem Werkstück bereits hoch, so werden sie infolge des Erhitzens zunächst noch gesteigert, und es kann bei großem Unterschied in der Erhitzungsgeschwindigkeit vorkommen, daß die Spannungen Zertrümmerung des Werkstücks bewirken. Diese Unterschiede werden aber um so größer, je rascher die Erhitzung des Werkstücks vorgenommen wird. Man kann dem dadurch entgegenwirken, daß man das Werkstück nicht kalt in den heißen Ofen einsetzt, sondern zusammen mit dem Ofen erwärmt. Alsdann werden die verschiedenen Stabteile I, II, ... gleichschnell erwärmt und die Spannungen bleiben dieselben wie bei $t=0$.

Kühlt man das Werkstück nach der Zeit $z \leq z_e$ wieder ab, so erhält es bei $t=0$ seine ursprünglichen Spannungen entsprechend der Strecke AB wieder; der Zweck des Glühens ist also nicht erreicht.

b) Ist die höchsterreichte Temperatur derart, daß Punkt M in die Zone der vorwiegend plastischen Formänderungen fällt, so geschieht hier bei gleicher Temperatur der plastische Längenausgleich der Stabteile I und II. Kühlt man darauf langsam ab, so daß Temperaturunterschiede in den Teilen I und II nicht auftreten, so können während der Abkühlung keine Spannungen entstehen, das Werkstück ist spannungsfrei. Der Zweck des Glühens ist erreicht.

Würde man dagegen von M aus rasch abkühlen, so daß die beiden Teile I und II verschiedene Abkühlungsgeschwindigkeit besitzen, so würden entsprechend dem durch die Abb. 347 dargestellten Fall aufs neue Spannungen entstehen, deren Maß abhängig wäre von der Strecke $a_2 b_2$, also von dem Temperaturunterschied an der GG -Grenze.

Von praktischer Bedeutung ist noch ein Fall der Abkühlung des Werkstückes, dessen Teile bei M innerhalb der plastischen Zone gleiche Temperatur und gleiche Länge angenommen haben. Das Werkstück werde mit dem geschlossenen Ofen sehr langsam auf die dem Punkte N entsprechende Temperatur, s. Abb. 362, abgekühlt, wobei N rechts von GG liege, also in die Zone der vorwiegend elastischen Formänderungen entfalle. Dann haben bis N die Stabteile I und II gleiche Länge und Temperatur. Zur Entstehung von Spannungen ist also kein Grund. Zu der dem Punkt N entsprechenden Zeit z_n werde das Werkstück aus dem Ofen genommen und an der Luft rasch abgekühlt. Sofort werden sich die beiden Linien ε_I und ε_{II} wegen der verschiedenen Abkühlungsgeschwindigkeit der Teile I und II voneinander trennen. Dadurch wird zu einer bestimmten Zeit z Spannung im Werkstück entstehen, die von der Größe der Strecke PQ abhängt. Die Spannung wird aber vorübergehend sein und nach Abkühlung auf $t=0$ verschwinden, weil ja nach früherem die bleibenden Spannungen abhängig sind von dem Abstand der beiden Linien ε_I und ε_{II} auf der Grenzlinie GG . Dieser Abstand ist aber im vorliegenden Falle gleich Null. Nur falls die bei der Abkühlung

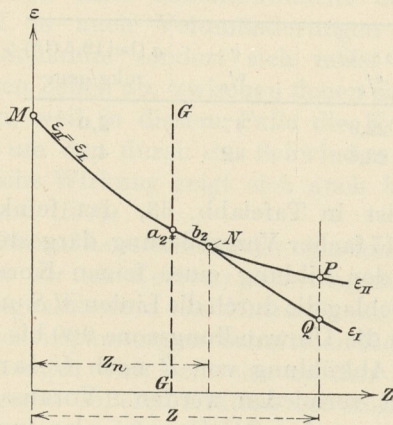


Abb. 362.

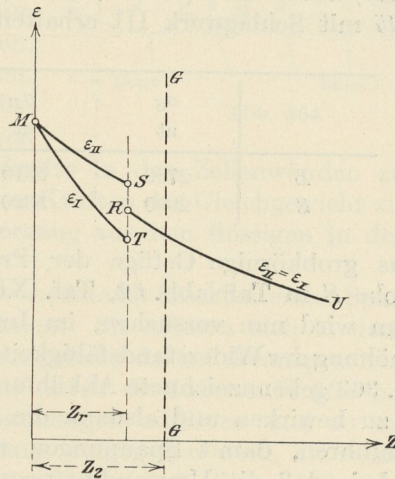


Abb. 363.

von N aus entstehenden Spannungen so groß werden, daß die Streckgrenze des Materials überschritten wird, können wieder bleibende Längenänderungen eintreten, und das Größenmaß dieser bleibenden Längenänderungen ist dann bestimmend für das Maß der im kalten Werkstück zurückbleibenden Spannungen.

Schließlich ist noch eine Abkühlungsart nach Abb. 363 möglich. Man läßt das Werkstück von der Temperatur M des Glühofens zunächst rasch abkühlen bis zur Zeit z_r , die kleiner als z_2 sein muß, so daß die Punkte R, S, T innerhalb der Zone der vorwiegend plastischen Formänderungen liegen. Diese Abkühlung kann man dadurch erreichen, daß man alle Türen des Ofens offen macht und ihn durch die kalte durchziehende Luft abkühlen läßt. Die Linien ε_I und ε_{II} werden infolge der raschen Abkühlung voneinander abweichen; der Längenausgleich um den Betrag ST zwischen den beiden Stabteilen auf eine dem Punkt R entsprechende gemeinschaftliche Länge kann ohne Spannungen durch plastische Formänderung erfolgen. Schließt man nun zur Zeit z_r alle Öffnungen des Glühofens und läßt den Ofen mit den darin befindlichen Werkstücken langsam abkühlen, so müssen sich die beiden Linien ε_I und ε_{II} bei der Weiterabkühlung einander decken; die Stabteile I und II kühlen von gleicher Temperatur und gleicher Länge ab; infolgedessen können Spannungen nicht zurückbleiben.

Dieses Abkühlungsverfahren wird zum Teil bereits ausgenutzt zum Glühen von Werkstücken aus schmiedbarem Eisen (Stahlgüsse und Schmiedestücke). Vgl. Galli, *L*₃ 54. Es gewährt einen beachtenswerten Vorteil. Je langsamer Eisen-Kohlenstoff-Legierungen durch die Zone der Umwandlungen zwischen 900 und 700 C° hindurchgehen, um so gröber werden die Eisenkörner und um so gröber das aus Ferrit und Perlit bestehende Gefüge. Dadurch wird geringerer Widerstand des Metalls gegenüber Schlag bedingt, insbesondere, wenn der Schlag auf gekerbte Proben wirkt. Dies gibt sich bei der Kerbschlagprobe sehr deutlich zu erkennen (343 bis 345). Auf die Zahlen für σ_S , σ_B , δ hat es meist keinen oder nur einen wenig in die Augen springenden Einfluß, wie das folgende Beispiel erkennen läßt:

L bedeutet aus einer Welle von 110 bis 120 mm Durchmesser ausgeschnittene Probestäbe, die bei der Herstellung langsam durch die obengenannte Umwandlungszone hindurchgegangen war. *S* sind kleine Proben, die aus der Welle herausgeschnitten, dann auf 850 bis 900 C° erhitzt, bei dieser Temperatur eine halbe Stunde erhalten und dann an der Luft verhältnismäßig schnell abgekühlt wurden. Der Wert *a* ist die spezifische Schlagarbeit, wie sie durch die Kerbschlagprobe nach 345 mit Schlagwerk III erhalten wird.

	σ_S at	σ_B at	$\delta_{11,3\sqrt{f}}$ °/°	<i>q</i> °/°	<i>a</i> (bei 19,5 C°) mkg/qcm
<i>L</i>	2760	5310	22,9	47	2,0
<i>S</i>	2990	5320	23,6	42	4,7

Das grobkörnige Gefüge der Probe *L* ist in Tafelabb. 63, das feinkörnige der Probe *S* in Tafelabb. 62, Taf. XII, in 117facher Vergrößerung dargestellt.

Man wird nun versuchen, im Interesse der Bildung eines feinen Kornes und der Erhöhung der Widerstandsfähigkeit gegen Schlag die durch die Linien *MS* und *MT* in Abb. 363 gekennzeichnete Abkühlung durch die Umwandlungszone 900 bis 700 C° rasch zu bewirken und alsdann die weitere Abkühlung von *R* nach *U* langsam durchzuführen, damit Spannungen möglichst vermieden werden. Voraussetzung ist hierbei, daß die Umwandlungszone links von der *GG*-Grenze, also innerhalb des Bereichs der vorwiegend plastischen Formänderungen liegt. Man muß sich jedenfalls durch Prüfung einiger Werkstücke auf Spannungen und auf Kerbschlagfestigkeit davon überzeugen, inwieweit dies für verschiedene Eisenlegierungen der Fall ist.

337. Verfasser hatte früher (*L*₄ 51) eine Möglichkeit angedeutet, um durch den Versuch die Grenztemperatur *T* für ein Material zu bestimmen, bei der der Übergang aus der Zone vorwiegend plastischer in die vorwiegend elastischer Formänderungen stattfindet. Infolge der Untersuchungen über die Reckspannungen (301 bis 307) ist diese Aufgabe sehr einfach geworden. Für die Wirkung des Glühens ist es gleichgültig, auf welche Weise die Eigenspannungen ins Material gelangt sind, ob sie die Folge von Temperaturverschiedenheiten oder von verschieden starkem Recken in verschiedenen Teilen des Werkstückes sind. Man braucht deshalb nur kaltgereckte Stäbe eines Materials, die Reckspannungen enthalten, auf verschieden hohe Temperaturen zu erhitzen (*t*₁, *t*₂, . . . *t*_{*n*}) und von diesen aus langsam abzukühlen. Diejenige Temperatur, bei der nach der Abkühlung die Spannungen verschwunden sind, ist dann die gesuchte Grenztemperatur *T*. Die Begründung hierfür ergibt sich aus dem im vorigen Absatz Gesagten.

338. Zellenspannungen. Wir haben bisher angenommen, daß ein Stab eines metallischen Stoffes bei der Erstarrung und Abkühlung sich in seiner ganzen

Länge gleichmäßig zusammenzieht. Wir haben aber gesehen, daß beim Übergange aus dem flüssigen in den festen Zustand Zellenbildung stattfindet, so daß ein dünner Stabstreifen vom Querschnitt Δf und der Länge l aus einzelnen Zellen, wie in Abb. 364, zusammengesetzt ist. Es ist nun anzunehmen, daß innerhalb jeder Zelle bei der Abkühlung die Zusammenziehung senkrecht zu den Zellwänden gleichmäßig nach innen wirkt, etwa so wie es in der Abbildung durch die Pfeile in der Zelle 2 angedeutet ist. Infolge der Kohäsion zwischen den einzelnen Zellen wird das Stabelement sich in der Richtung der Länge l zusammenziehen wollen. Das würde bedeuten, daß die Zellen einander in dieser Richtung näher rücken möchten. Was für die Richtung l gilt, gilt auch für alle andern Richtungen, z. B. auch die senkrecht zu l . Hierdurch werden die Zellen des Stabelementes 1 bis 5 seitlich eingeklemmt und können ihrem Annäherungsbestreben in der Richtung l nur zum Teil nachgeben. Die Folge davon ist, daß in der Zellenkette Spannungen auftreten, die auf Lostrennung der Zellen voneinander hinwirken.

Etwas ganz Ähnliches kann man z. B. beim Trocknen einer Schlammschicht beobachten, wobei ja auch Volumänderungen eintreten. Der Schlamm sondert sich meist zu sechsseitigen Zellen ab, zwischen denen sich Spalten bilden, weil in diesem Falle die Kohäsionskräfte in den Zellwänden zu gering sind, um den durch das Schwinden bedingten Kräften das Gleichgewicht zu halten. Ähnliche Wirkung zeigt sich auch beim Übergang aus dem flüssigen in den festen Zustand (257).

Die auf Lostrennung der einzelnen Zellen voneinander hinarbeitenden Spannungen wollen wir als Zellenspannungen bezeichnen. Sie müssen sich in den Festigkeitseigenschaften des Materials zu erkennen geben, da bei Beanspruchung eines mit Zellenspannungen behafteten Körpers die durch die äußeren Kräfte bedingten Spannungen sich teilweise zu den Zellenspannungen addieren und so schon bei geringeren äußeren Kräften der Zusammenhang aufgegeben wird, als wenn Zellenspannungen nicht vorhanden wären. Namentlich empfindlich sind solche mit Zellenspannungen behaftete Materialien gegen stoßweise Beanspruchung. Hierdurch würden z. B. Brüche ihre Erklärung finden, die vorwiegend längs der Zellwandungen verlaufen, wie z. B. in Tafelabb. 33, Taf. VI.

Ich möchte auf die theoretischen Folgerungen, die sich aus der oben angegebenen Betrachtungsweise ergeben, nicht näher eingehen, weil sie sich vorläufig zu wenig durch den praktischen Versuch nachprüfen lassen. Ich begnüge mich mit dem flüchtigen Hinweis. Jedenfalls wird aber ein Teil der Unterschiede in den Festigkeitseigenschaften, namentlich in der Kerbzähigkeit gegossener und überhitzter metallischer Stoffe gegenüber denen der geglähten und geschmiedeten Materialien auf Zellenspannungen zurückzuführen sein.

Der Einfluß der Zellenspannung auf die Ergebnisse der Festigkeitsprüfung wird sich noch in den aus dem Werkstück entnommenen Probestäben zu erkennen geben, weil die Größenordnung der Zellen in der Regel kleiner ist, als die der Stababmessungen, so daß die Spannungen durch die Zerlegung des Werkstücks nicht oder wenigstens nicht ganz beseitigt werden.

Es braucht wohl nicht besonders erwähnt zu werden, daß dies bei den größeren, unter 324 bis 337 beschriebenen Spannungen nicht mehr der Fall ist; sie werden durch die Zerlegung des Werkstücks zum Zweck der Probeentnahme zum allergrößten Teil ausgelöst.

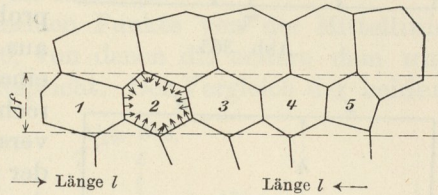


Abb. 364.

E. Die Kerbwirkung.

339. Schon von alters her pflegen die Schmiede, wenn sie eine Metallstange an einer bestimmten Stelle (AB in Abb. 365) durchbrechen wollen, einen Kerb anzubringen, die Stange bei I festzuhalten und gegen II einen Schlag in der Richtung des Pfeils zu führen. Wollte man dasselbe an einem ungekerbten Stab von der Höhe h oder h' (Abb. 366) versuchen, so würde man bei geschmeidigen Materialien keinen Bruch, sondern nur Biegung erzielen. Daraus folgt, daß der Kerb eine ganz besondere Wirkung ausüben muß.

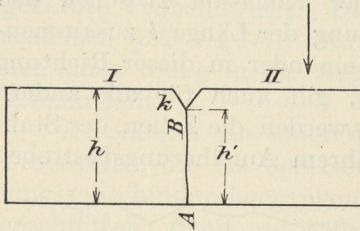


Abb. 365.

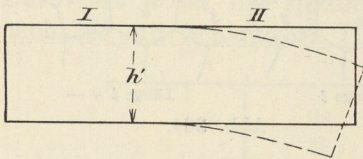


Abb. 366.

und 65, Taf. XIII, in etwa $\frac{2}{3}$ der natürlichen Größe wiedergegeben. Die Stabteile, die an der Formveränderung teilgenommen haben, sind an der Krispelung zu erkennen, und in den Tafelabbildungen durch eine punktierte Linie umgrenzt. Man erkennt

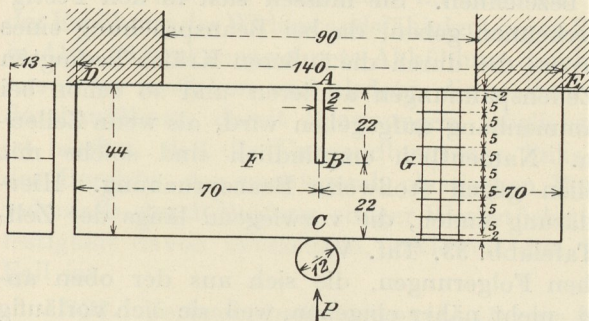


Abb. 367.

bei B. Beim ungekerbten Stab erhält man auf Grund der Tafelabb. 64 bei A eine Verlängerung der Quadratseite von ursprünglich 5 mm in der Richtung DE auf 8,5 mm entsprechend einer Dehnung von $\frac{8,5-5}{5} \cdot 100 = 70\%$. Bei dem ge-

kerbten Stab ergibt sich im Abstand 17 mm von C, an der tiefsten Stelle der infolge des Kerbs entstandenen Einbuchtung (vgl. Abb. 367 und Tafelabb. 65), die Verlängerung der ursprünglichen Strecke von 5 mm auf etwa 11 mm entsprechend einer Dehnung von $\frac{11-5}{5} \cdot 100 = 120\%$. Hieraus erhält man aber

noch nicht den richtigen Begriff von der größten örtlichen Dehnung in der Nähe von B. Diese ergibt sich besser aus dem Umstande, daß sich die Teillinie BC (Abb. 367 und Tafelabb. 65) beim gekerbten Stab in eine fächerförmige Fläche $B'B''C$ (Abb. 368) verwandelt hat. Während der ganze Bogen $H'H''$ die Länge

Um dies zu veranschaulichen, habe ich Biegeproben mit Bleistäben ausgeführt, deren Abmessungen aus Abb. 367 ersichtlich sind. Sie waren auf der einen Seite mit einem Netz von ursprünglich senkrecht aufeinanderstehenden Linien im Abstand 5 mm versehen. Der eine Stab wurde ungekerbt gebogen, der andere wurde vor dem Biegen bis auf die Hälfte der Höhe durch einen Sägeschnitt eingekerbt, wie in Abb. 367 bei AB angedeutet. Die Art der Biegung durch die Kraft P geht aus derselben Abbildung hervor. Die gebogenen Stäbe sind in den Tafelabb. 64

und 65, Taf. XIII, in etwa $\frac{2}{3}$ der natürlichen Größe wiedergegeben. Die Stabteile, die an der Formveränderung teilgenommen haben, sind an der Krispelung zu erkennen, und in den Tafelabbildungen durch eine punktierte Linie umgrenzt. Man erkennt sofort, daß sich beim gekerbten Stabe Tafelabb. 65 die Formänderung auf einen wesentlich kleineren Teil erstreckt hat, als bei dem ungekerbten Stab Tafelabb. 64. Das Verhältnis der beiden an der Formänderung beteiligten Stabteile ist etwa 1100 : 4135, also 1 : 3,76. Während bei dem ungekerbten Stab die größte Längsdehnung in der Nähe von A (Abb. 367) stattgefunden hat, liegt sie bei dem gekerbten Stab, wie zu erwarten,

21,5 hat, entfällt hiervon auf den Bogen $B'B''$ der Betrag von 5 mm. Diese Länge entspricht der ursprünglichen Dicke der Teillinie BC , die auf etwa 0,25 mm geschätzt werden kann. Es hat sich also eine Länge von 0,25 mm auf eine solche von 5 mm vergrößert, und dies gibt eine Dehnung von $\frac{5-0,25}{0,25} \cdot 100 = 1700\%$.

Dieser Wert ist natürlich nur eine rohe Schätzung, die aber genügt, um zu zeigen, daß die größten örtlichen Dehnungen in der Nähe des Punktes B im gekerbten Stab außerordentlich hohe Werte annehmen, und daß in einiger Entfernung von B in der Richtung FG die Dehnungen sehr rasch abnehmen.

Trägt man die Dehnungen in Prozenten für die äußerste Faser DE des gebogenen ungekerbten und für die Faser FG des gekerbten Stabes in Abhängigkeit von der im nicht gebogenen Stab gemessenen Entfernung der einzelnen Punkte von der Mittellinie ABC ab, so erhält man die Abb. 369 und 370, von denen die erstere dem ungekerbten, die letztere dem gekerbten Stabe entspricht. Der Vergleich der beiden

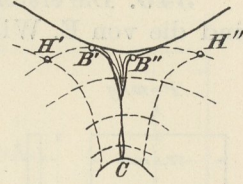


Abb. 368.

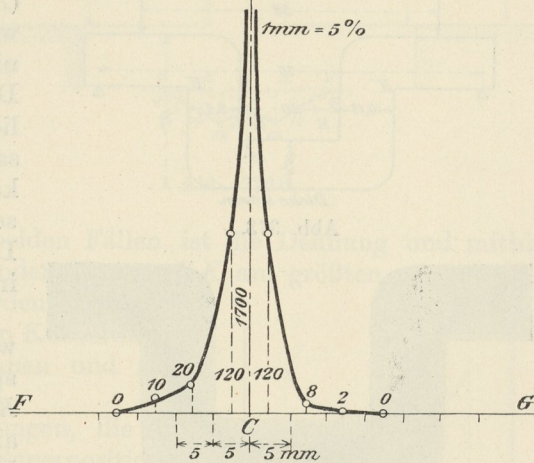
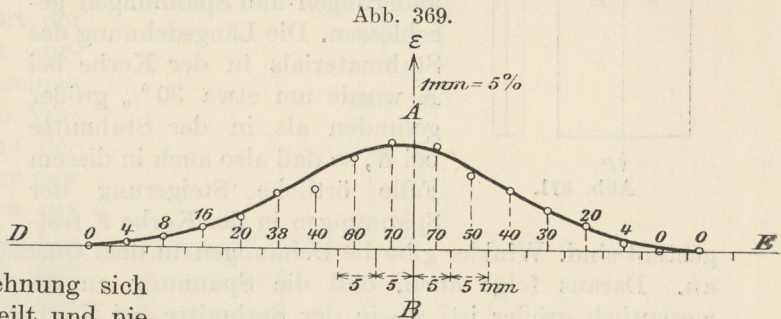


Abb. 370.

Beachtenswert ist auch, daß infolge der Biegung der Grund des Kerbs, der ursprünglich wie in Abb. 367 scharfkantig war, sich flach abgerundet hat. Dadurch würde bei weiterem Biegen der Kerb nahezu verschwinden oder in seiner Wirkung wenigstens sehr geschwächt. Das Material sucht sich also der Kerbwirkung zu entziehen, vorausgesetzt, daß es geschmeidig genug ist, um die dazu erforderliche Formänderung ohne Aufgabe des Zusammenhanges zu ertragen; andernfalls reißt es im Kerbgrund ein.

Aus Obigem können wir zusammenfassend entnehmen, daß Kerbung eines nach Abb. 367 auf Biegung beanspruchten Stabes zu starken örtlichen Längsdehnungen im Grunde des Kerbs Veranlassung gibt, woraus auf sehr starke örtliche Zugspannungen an dieser Stelle geschlossen werden darf.

340. Die ersten mir bekannt gewordenen Versuche über die Wirkung der Kerbe sind die von E. Winkler ($L_4 55$). Er beanspruchte einen Stab aus vulkanisiertem Kautschuk von den in Abb. 371 angegebenen Abmessungen auf Zug unter einer gleichmäßigen, am Stabkopf angreifenden Belastung von 10 kg. Auf dem Kautschukstab waren vor der Beanspruchung Netzlinien eingezeichnet worden, ähnlich wie im vorigen Absatz bei den Bleiprobe. Aus den Änderungen der Abstände dieser Linien unter der Belastung wurde auf die Formänderungen und Spannungen geschlossen. Die Längsdehnung des Stabmaterials in der Kerbe bei K wurde um etwa 30 % größer gefunden als in der Stabmitte bei N , so daß also auch in diesem Falle örtliche Steigerung der Spannungen in der Kerbe K festgestellt sind. Winkler gibt die Dehnungen in dem Querschnitt KNK nach Abb. 372 an. Daraus folgt auch, daß die Spannung an den einspringenden Kanten K wesentlich größer ist, als in der Stabmitte bei N . Da die Messung der Dehnung bei K über einer Meßlänge von 6,25 mm (Abstand der Netzlinien) vorgenommen wurde, so gibt der Wert von $\varepsilon = 38\%$ nicht den wahren Wert der örtlichen Dehnung bei K an. Der Fall kann ähnlich liegen wie bei dem im vorigen Absatz beschriebenen Bleistab. Die Dehnung kann in unmittelbarer Nähe von K größer sein, der Wert 38 % ist nur die mittlere Dehnung über einer Strecke von 6,25 mm in der Nähe von K .

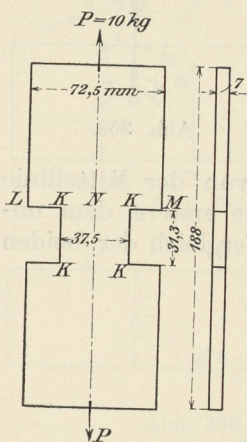


Abb. 371.

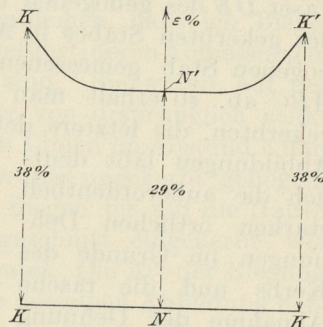


Abb. 372.

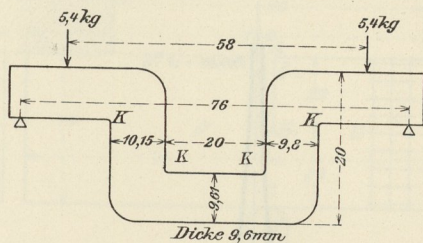


Abb. 373.

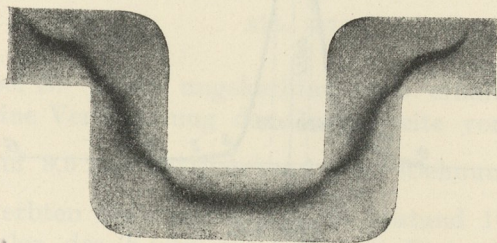


Abb. 374. Gekröpfter Glaskörper belastet nach Abb. 373. (Nach Hönigsberger.)
(Etwa nat. Größe.)

Die Versuche von Winkler zeigen weiter, daß durch Abrundung der einspringenden Kante bei K die Linie $K'N'K'$ in Abb. 372 sich mehr einer Parallelen zu KNK nähert, daß also der Vorsprung der örtlichen Dehnung bei K gegenüber der des mittleren Stabteiles bei N um so geringer wird, je mehr sich der einspringende Winkel bei K dem Wert 180° nähert.

Die einspringende Kante bei K kann als Kerb aufgefaßt werden.

Hönigsberger ($L_4 56, 57, 111$) verwendet zum Nachweis der Spannungen und der Lage der neutralen Schichten Glaskörper, die zwischen gekreuzten Nicols im polarisierten Licht untersucht wurden. Er findet, daß die neutrale Schicht in einem Glas-

körper von den Abmessungen der Abb. 373 und unter der dort angedeuteten Belastung so verläuft, wie in Abb. 374 durch die dunkle Linie angedeutet ist. Sie läuft sehr nahe an den einspringenden Ecken K vorbei. Daraus folgt, daß dort sehr hohe Spannungen auftreten müssen. (Vgl. auch A. Mesnager, L_4 82).

Daß die größten Formänderungen und somit die größten Spannungen auch nach Überschreiten der Streckgrenze in den einspringenden Kanten bei Biegeproben auftreten, zeigen die von mir untersuchten Bleistäbe in den Tafelabb. 68 und 69 der Taf. XIV (etwa $\frac{2}{3}$ der natürlichen Größe), die nach Art der Abb. 375 und 376 belastet wurden. Die Abstände der einzelnen Netzlinien waren vor dem Versuch 5 mm, mit Ausnahme der beiden äußersten parallel zu den Längsseiten gehenden Linien, die von den letzteren nur den Abstand 2,5 mm hatten. In den Abb. 375 b und 376 b sind als Ordinaten die Dehnungen ε in Prozenten angegeben, die am Grunde des Kerbs in der Richtung OP infolge des Biegens eingetreten sind. Als Abzissen zu diesen Dehnungen sind die Abstände der einzelnen Punkte $OKNKP$ von N verwendet, wie sie im ursprünglichen, unbogenen Stab gemessen wurden. In beiden Fällen ist die Dehnung und mithin

Es ist nun tatsächlich eine außerordentlich häufig zu machende Erfahrung, daß Brüche in Kurbelwellen in den einspringenden Kanten K beginnen und sich allmählich fortsetzen.

Auf Grund theoretischer Betrachtungen, die die Gültigkeit des Hookschen und des Superpositions-gesetzes voraussetzen und nur für Beanspruchungen innerhalb des elastischen Bereiches gelten, gelangt Leon (L_4 58) zu folgender Annäherungsformel für einen Stab von rechteckigem Querschnitt, der halbkreisförmige Kerbe auf zwei einander gegenüberliegenden Seiten besitzt und durch eine Kraft P auf Zug beansprucht wird (vgl. Abb. 377):

$$\sigma_1 = \frac{\sigma}{2} \left[\left(\frac{a}{r} \right)^4 + \left(\frac{a}{r} \right)^2 + 2 \right] \dots \dots \dots (19)$$

Abb. 375 a.

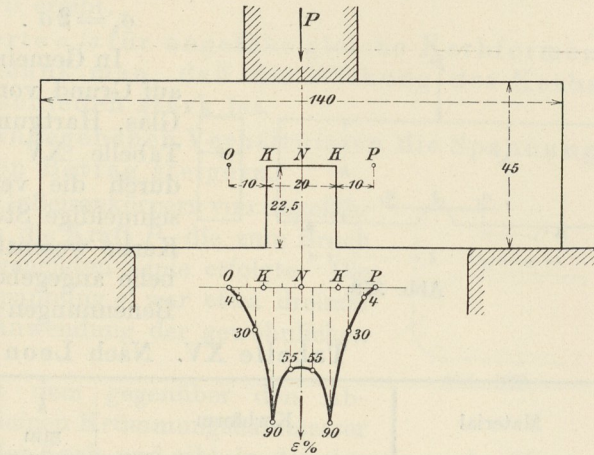


Abb. 375 b.

Abb. 376 a.

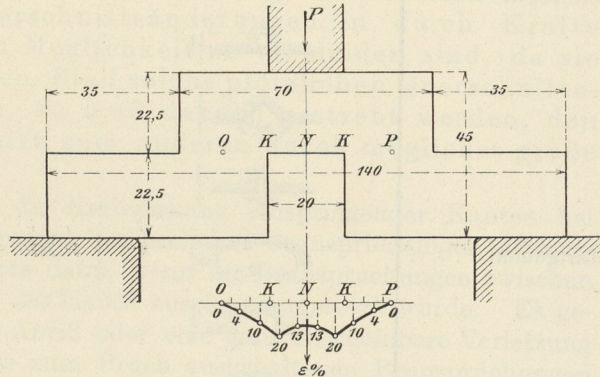


Abb. 376 b.

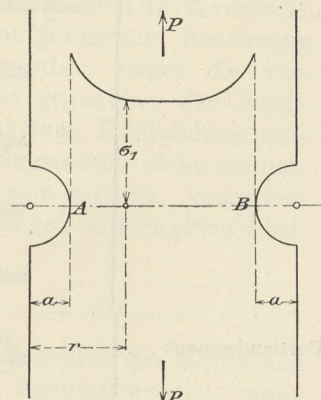


Abb. 377.

Hierin ist σ die Spannung im Stabquerschnitt AB bei Vernachlässigung der Kerbwirkung, σ_1 die Spannung, die infolge der Wirkung des halbkreisförmigen Kerbes vom Halbmesser a im Abstand r vom Mittelpunkt des Kerbhalbkreises auftritt. In den Punkten A und B ist dann $a/r=1$, mithin

$$\sigma_1 = 2\sigma \dots \dots \dots (20)$$

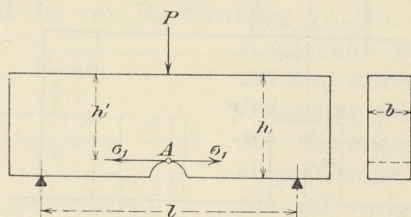


Abb. 378.

In Gemeinschaft mit P. Ludwik fand Leon auf Grund von Biegeversuchen mit Körpern aus Glas, Hartgummi und Portlandzement die in der Tabelle XV angegebenen Spannungsstörungen durch die verschiedenen Kerbarten. Für geschmeidige Stoffe können die Einwirkungen der Kerbe wesentlich anders werden, als in der Tabelle angegeben. Die Bedeutung der einzelnen Benennungen h , h' , b ist in der Abb. 378 erläutert.

Tabelle XV. Nach Leon und Ludwik.

Material	Kerbform	h mm	h' mm	b mm	l mm	$\frac{\sigma_1}{\sigma}$
Glas		30	27	12	100	2,0
						2,7
						3,5
						5,0
Hartgummi		30	27	12	100	1,17
						1,41
						2,2
						1,62
						2,8
						3,3
						3,4
						3,8
						4
Portlandzement . .		40	35	40	100	1,9
		40	30	40	100	2,3

In der letzten Spalte der Tabelle XV ist das Verhältnis σ_1/σ zwischen der größten Zugspannung im Grunde A des Kerbs und der Spannung angegeben, die vorhanden sein würde, wenn der Stab nicht gekerbt wäre, die sich also aus der einfachen Berechnungsformel für die Spannung unter Berücksichtigung der Querschnittsschwächung durch den Kerb ergibt.

Aus dem Vergleich der Werte σ_1/σ für ungefähr gleiche Kerbformen bei verschiedenen Stoffen erkennt man, daß die Wirkung des Kerbs bei verschiedenen Stoffen verschieden stark ist.

Der Kerb kann unter den angegebenen Verhältnissen die Spannung örtlich auf den 1,17 bis 5 fachen Betrag steigern.

Bach (*L*₄ 59) ermittelte an zwei Gußeisenkörpern von ungefähr der in Abb. 379 angedeuteten Form die Kraft P , die zum Bruch nötig war, der nach der unter 45° geneigten Linie erfolgte. Die wirklich ermittelte größte Biegungsspannung σ' war etwa dreimal so groß, als die, die sich aus der Anwendung der gewöhnlichen Berechnungsformel ergeben würde.

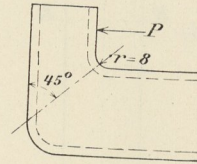


Abb. 379.

Die einspringende Kante mit dem gegenüber den Abmessungen des ganzen Stücks sehr kleinen Krümmungshalbmesser von 8 mm wirkt eben wie ein scharfer Kerb und gibt in der einspringenden Kante Veranlassung zur örtlichen Spannungssteigerung.

Es folgt nun für den Konstrukteur aus den obigen Auseinandersetzungen die Regel, daß plötzliche Querschnittsänderungen in durch Kräfte beanspruchten Bauteilen nach Möglichkeit zu vermeiden sind, da sie in ihrer Wirkung Kerben gleichen. Sind solche plötzlichen Querschnittsänderungen nicht zu umgehen, so muß danach gestrebt werden, den Übergang von einem Querschnitt zum anderen durch möglichst große Abrundung zu bewirken.

Besonders deutlich zeigt sich die Kerbwirkung einspringender Kanten bei häufig zwischen zwei äußersten Grenzen wechselnden Beanspruchungen (Dauerbeanspruchungen) und ganz besonders dann, wenn die Beanspruchungen zwischen Zug und Druck wechseln, wie in I, 324 bis 333 auseinandergesetzt wurde. Es genügt hierbei schon ein ganz kleiner Anriß oder eine ganz unscheinbare Verletzung der Oberfläche, um die Zahl der bis zum Bruch ausgehaltenen Beanspruchungen erheblich herabzusetzen.

Die obige Regel über die Vermeidung einspringender Kanten und über die Abrundung ist also um so mehr zu beherzigen, je mehr das Material Dauerbeanspruchungen ausgesetzt ist.

Trotzdem ist eine sehr große Anzahl von vorzeitigen Brüchen in Konstruktionsteilen auf die Nichtbeachtung oder wenigstens nicht genügende Beachtung dieser Regel zurückzuführen. Wie wir später sehen werden, zeigen die verschiedenen Materialien verschieden große Empfindlichkeit gegenüber der Kerbwirkung. Man wird deswegen in Fällen, wo aus konstruktiven Rücksichten einspringende Kanten mit verhältnismäßig geringem Abrundungsradius nicht zu umgehen sind, besonders sorgfältig in der Materialauswahl sein müssen, besonders dann, wenn der Konstruktionsteil wechselnden Beanspruchungen unterworfen wird.

1. Die Kerbzugprobe.

341. Die Ergebnisse Leons gelten nur innerhalb des Bereichs der elastischen Formänderungen, und können bis zum Bruch nur dann benutzt werden, wenn der Stoff ohne wesentliche plastische Formänderung zu Bruch gebracht werden

des Metalls, steigt sowohl die Linie der P in Abb. 381, als auch die Linie der σ (dünne Linie 1) in Abb. 382 bis zu dem Höchstwert P_B bzw. σ_B an. In dieser Periode erstreckt sich die bleibende Formänderung nahezu gleichmäßig über die ganze Länge l_0 und somit über das ganze Volumen $f_0 l_0$ des Stabes. Unter Vernachlässigung der geringen Veränderung des spezifischen Gewichts des Stabmaterials infolge des Kaltreckens kann man das Stabvolumen vor der Beanspruchung dem Volumen nach der Beanspruchung gleich setzen: $f_0 l_0 = f l$, oder $f = \frac{f_0 l_0}{l}$; außerdem

ist aber $\frac{l - l_0}{l_0} = \varepsilon$ und somit auch $\frac{l_0}{l} = \frac{1}{1 + \varepsilon}$. Setzt man diesen Wert in die Beziehung für f sein, so findet man

$$f = \frac{f_0}{1 + \varepsilon} \quad \dots \dots \dots (21)$$

Für $[\sigma] = \frac{P}{f}$ erhält man danach

$$[\sigma] = \frac{P}{f_0} (1 + \varepsilon)$$

oder
$$[\sigma] = \sigma (1 + \varepsilon) \quad \dots \dots \dots (22)$$

Verwendet man die so berechneten Werte von $[\sigma]$ als Ordinaten, so ergibt sich die dick ausgezogene $[\sigma]$ -Linie in Abb. 382 von C bis D .

Nach Überschreiten der Höchstspannung σ_B (B -Grenze) wird in einem Querschnitt, der zufällig etwas geringere Widerstandsfähigkeit besitzt, oder der sich in der Mitte zwischen den beiden Stabköpfen befindet (I, 100 bis 104), das Fließen stärker als in den übrigen Querschnitten. Dort nimmt dann die Dehnung rascher zu und der Querschnitt f rascher ab, als in den übrigen Querschnitten des Stabes. Die Folge davon ist Einschnürung, wie in Abb. 380 punktiert angedeutet. Durch die Querschnittsverminderung wird trotz des Abfallens der das Fließen herbeiführenden Kraft P von P_B auf P_Z und der Spannungen von σ_B auf σ_Z die Spannung $[\sigma]$ weiter gesteigert; da ja P/f wegen der Abnahme des Querschnitts f weiter steigt, bis schließlich $[\sigma]$ im Einschnürungsquerschnitt einen solchen Wert erreicht, daß der Bruch eintritt. Die Dehnungen ε sind jetzt nicht mehr gleichmäßig über die Stablänge l verteilt, sondern nehmen von A nach E (Abb. 380) zu, erreichen bei E den Höchstwert, um dann von E nach B wieder abzufallen (I, 130 bis 137). Dementsprechend sind auch die Spannungen σ und $[\sigma]$ über der Länge l verschieden und erreichen bei EE in der Einschnürungsstelle ihren Höchstwert. Zur Berechnung dieses Wertes ist wegen der angegebenen Verschiedenheiten die Gl. 22 nicht mehr brauchbar. Man muß jetzt den jeweiligen kleinsten Querschnitt f selbst durch Messung feststellen, und dann $[\sigma]$ aus der Beziehung

$$[\sigma] = \frac{P}{f}$$

berechnen.

Sind, wie es meist der Fall ist, während des Zugversuchs die Werte f nicht gemessen, so bleibt zur Berechnung von $[\sigma]$ nur noch der Querschnitt f_e am Bruch des Stabes bei EE übrig. Man erhält dann $[\sigma]_Z = \frac{P_Z}{f_e}$. Dieser Wert ist die Ordinate des Endpunktes E der $[\sigma]$ -Linie in Abb. 382.

Die zugehörige Abszisse, das ist die größte im Stab auftretende Dehnung, erhält man aus folgender Überlegung. Ein zylindrischer Teil des Stabes vom ursprünglichen Querschnitt f_0 und der ursprünglichen Länge x_0 , die als sehr klein gedacht werde, hat nach erfolgtem Bruch den Querschnitt f_e und eine Länge x angenommen, so daß

$$xf_e = f_0 x_0; \quad \frac{x}{x_0} = \frac{f_0}{f_e}.$$

Die Dehnung ist dann

$$\varepsilon_e = \frac{x - x_0}{x_0} = \frac{x}{x_0} - 1,$$

also

$$\varepsilon_e = \frac{f_0}{f_e} - 1. \quad \dots \dots \dots (23)$$

Dieser Wert ist die Abszisse des Endpunktes E der $[\sigma]$ -Linie in Abb. 382 (I, 33 bis 51, s. auch Ludwik, L_4 60). Durch Verbinden von D mit E erhält man die Fortsetzung der $[\sigma]$ -Linie über D hinaus.

Es ist zu beachten, daß die Ordinaten der $[\sigma]$ -Linie von C bis D die gleichmäßig über die Länge l verteilten Spannungen $[\sigma]$, jenseits von D aber nur die an der Einschnürungsstelle auftretenden Höchstspannungen $[\sigma]$ angeben. Dessen gleichen geben die Abszissen von F bis G die über die Stablänge l gleichmäßig verteilten Dehnungen ε an, während die Abszissen von G bis J die höchsten Dehnungen im Einschnürungsquerschnitt darstellen.

Der Vergleich der beiden Abszissen $\varepsilon_Z = FH$ und $\varepsilon_e = FJ$ gibt Aufschluß über den Grad der Ausnutzung der Widerstandsarbeit des Materials beim Zugversuch.

Denkt man sich die Stablänge l_0 in n gleiche Teile von der Größe l_0/n geteilt, so werden die Strecken l_0/n nach dem Zerreißen größer geworden sein. Aus der Verlängerung jedes Teiles kann man seine Dehnung berechnen. Trägt man diese Dehnungen als Abszissen zu jedem zugehörigen Stabteil ab, so erhält

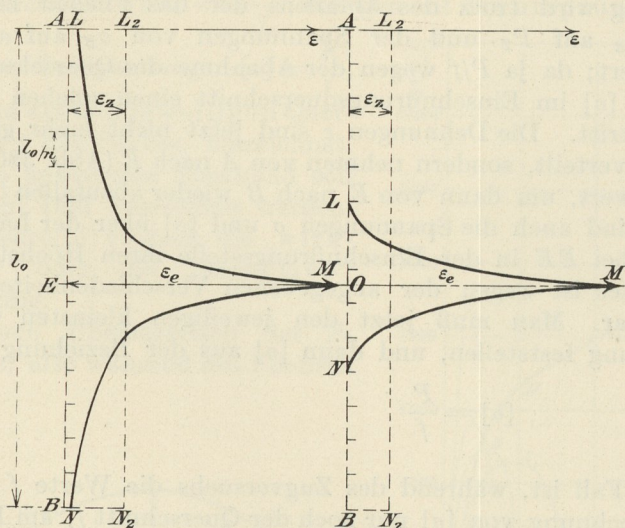


Abb. 383.

Abb. 384.

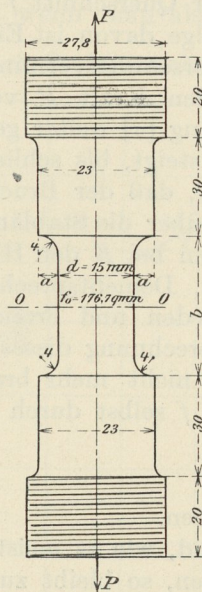


Abb. 385.

man die Linie LMN in Abb. 383, die die Verteilung der Dehnungen über die Länge l_0 angibt. Werden die Abschnitte l_0/n genügend klein gewählt, so ist EM annähernd gleich dem Wert $\varepsilon_e = FJ$ in Abb. 382. Der Wert ε_Z , der aus der Entfernung der beiden Marken A und B ermittelt wird, muß gleich dem Durchschnittswert aller Abszissen der Schaulinie LMN sein, d. h. die beiden Flächen $ALMNB$ und AL_2N_2B müssen gleich sein.

Während an der Einschnürungsstelle bei E die Widerstandsarbeit des Materials fast aufgebraucht wird, wird in den von E entfernten Stellen nur ein geringer Teil der Widerstandsarbeit aufgezehrt.

Wird nun ein gekerbter Stab, etwa nach Art der Abb. 385, durch zentrische und allmählich wachsende Kraft P auf Zug beansprucht, so bewirkt, wie früher gezeigt, der Kerb Einschränkung der örtlichen Dehnungen auf die in unmittelbarer Nähe des Kerbs befindlichen Stabteile, so daß die Verteilung der Dehnungen über die Länge l_0 sich etwa wie in Abb. 384 darstellt. Im Querschnitt O wird die Widerstandsarbeit des Materials am meisten ausgenutzt; die Dehnung erreicht dort ihr höchstes Maß $\varepsilon_e = OM$; nach beiden Seiten hin nimmt die Dehnung rasch ab, so daß nur ein kleiner Teil der Länge l_0 an der Widerstandsarbeit teilnehmen kann. Die mittlere Dehnung ε_Z wird deswegen kleiner als in Abb. 383.

Es entsteht nun die Frage, in welchem Verhältnis steht die Höchstdehnung OM in Abb. 384 zur Höchstdehnung EM in Abb. 383, wenn dasselbe Material mit und ohne Kerbung dem Zugversuch unterworfen wird. Hierüber geben Versuche Aufschluß, über die A. Martens ($L_4 61$) und Rudeloff ($L_4 62$) berichtet haben.

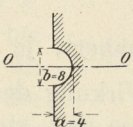


Abb. 386.

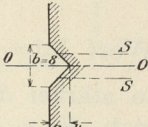


Abb. 387.

Aus einer 35 mm dicken Rundstange von Martinflußeisen wurden Zugstäbe von der in Abb. 385 dargestellten Form hergestellt. Die Abmessungen waren bei allen Stäben dieselben, bis auf die Länge b , die bei den verschiedenen Stäben die Längen 58, 48, 38, 28, 18, 8 mm erhielt. Die Stäbe waren somit sämtlich gekerbt, nur war das Verhältnis der Kerbabmessungen b/a veränderlich und lag innerhalb der äußersten Grenzen 58/4 und 8/4; im letzteren Falle war der Kerb halbkreisförmig (Abb. 386). Außerdem wurde noch ein Stab mit spitzem Kerb nach Abb. 387 geprüft. Die Ergebnisse der Zugversuche sind in der Tabelle XVI zusammengestellt.

Tabelle XVI. Nach Rudeloff.

Nr.	b	σ_S	σ_B	f_c	q	$\varepsilon_c \cdot 100$	$[\sigma]_Z$
	cm	at	at	qcm	%	%	at
1	5,8	3450	5400	0,785	55,6	125	9500
2	4,8	3560	5380	0,817	53,8	116	9240
3	3,8	3580	5430	0,833	52,8	112	9430
4	2,8	3480	5490	0,899	49,1	96,5	8890
5	1,8	3570	5800	0,950	46,2	86,1	9310
6	0,8 ¹⁾	4470	7440	1,150	34,9	53,5	10510
7	0,8 ²⁾	5420	7040	1,629	7,8	9	7600

¹⁾ Halbkreisförmiger Kerb nach Abb. 386.

²⁾ Spitzer Kerb nach Abb. 387.

f_0 war in allen Fällen 1,767 qcm,

$$q = \frac{f_0 - f_c}{f_0} \cdot 100$$
$$\varepsilon_c = \frac{f_0}{f_c} - 1$$
$$[\sigma]_Z = \frac{P_Z}{f_c}.$$

Aus der Tabelle ergibt sich, daß mit abnehmendem b , also mit zunehmender Kerbwirkung, die Werte für q und ε_c abnehmen.

Demnach muß die Strecke OM in Abb. 384 mit abnehmendem b kürzer werden. Wegen der stark örtlichen Beschränkung der Dehnung infolge Ver-

kürzung der Länge LN durch die Kerbwirkung muß mit steigender Kerbwirkung auch die mittlere Bruchdehnung $\delta = \varepsilon_Z \cdot 100$ abnehmen. Dies geht aus Abb. 382 hervor, wo die ε, σ -Linien für die Stabnummern 1, 4, 5 und 6 gezeichnet sind. (Die Zeichnungen sind nur nach gedruckten Abbildungen in der Quelle gemacht und sind daher nicht besonders genau; der Genauigkeitsgrad genügt aber für die hier zu machenden Ableitungen.) Die Dehnungen ε_Z wurden sämtlich auf gleiche Meßlänge $l_0 = 50$ mm bezogen.

Es ist noch zu untersuchen, wie der Kerb bei der Kerbzugprobe auf den Wert σ_B einwirkt. Wegen der durch den Kerb verminderten Dehnung und Querschnittsverminderung wird bei einer bestimmten, oberhalb der Streckgrenze gelegenen Belastung P der Querschnitt f beim gekerbten Stab größer sein als beim nicht gekerbten. Die Folge davon ist, daß $\sigma = \frac{P}{f_0}$ sich um so mehr dem

Wert $[\sigma] = \frac{P}{f}$ nähert, je weniger f und f_0 voneinander verschieden sind, also je stärker die Wirkung des Kerbs wird. Das bedeutet mit anderen Worten, daß sich die ε, σ -Linie mit steigender Kerbwirkung immer mehr der $\varepsilon, [\sigma]$ -Linie anschmiegen und zuletzt in diese übergehen müßte, wenn die Einschnürung des Querschnitts gleich Null geworden ist.

Dies war der ursprüngliche Gedankengang derjenigen, die die Einführung der Kerbzugprobe zur Materialprüfung an Stelle der gewöhnlichen Zugprobe empfohlen haben, wie z. B. Barba (L_4 63). Sie nahmen an, daß die Kerbzugprobe ohne weiteres die Spannungen $[\sigma]$ liefern würde, was ohne Zweifel ein Vorzug der Probe wäre. Diese Annahme trifft aber nicht zu, wie die ε, σ -Linien 4 bis 6 in Abb. 382 dartun, die über die $\varepsilon, [\sigma]$ -Linie hinaussteigen.

Während die ε, σ -Linie 1 unter der $\varepsilon, [\sigma]$ -Linie liegt, weil hierbei die Spannungen σ auf einen größeren Querschnitt f_0 statt auf den kleineren f bezogen werden, ist bei den Linien 4 bis 6 das Umgekehrte der Fall; sie liegen zum Teil über der $\varepsilon, [\sigma]$ -Linie, weil hier σ auf einen zu kleinen Querschnitt f bezogen wird. Als Querschnitt f ist in allen Fällen der kleinste Stabquerschnitt bei OO angenommen. Diese Annahme wäre nur zutreffend, wenn tatsächlich nur der zylindrische Teil $\frac{\pi}{4} 15^2 (b - 8)$ in Abb. 385 an der bleibenden Formänderung teilnehmen würde. Sobald aber z. B. bei den in Abb. 386 und 387 gezeichneten Kerben an der bleibenden Formänderung außer dem Querschnitt OO auch noch die benachbarten Teile, z. B. bis nach SS , zur Formänderung mit herangezogen werden, kann als tragender Querschnitt nicht mehr der kleinste in OO gelten, sondern irgendein Querschnitt f_x , dessen Größe zwischen dem Querschnitt f in OO und dem Querschnitt in SS liegt. Die Kerbzugprobe hat also gegenüber der üblichen Ausführung der Zugprobe mit ungekerbten Stäben den Nachteil, daß sie bei starker Kerbwirkung die Spannungen $\sigma, \sigma_S, \sigma_B$ willkürlich auf den kleinsten Querschnitt bezieht, und dadurch um so höhere Werte für die Bruchgrenze liefert, je stärker die Kerbwirkung ist. Hierin liegt eine Gefahr, weil man leicht geneigt ist, anzunehmen, daß infolge des Kerbs die Festigkeit des Materials gewachsen sei, während dieses Wachstum der Festigkeit nur scheinbar ist, weil die Spannungen auf einen willkürlich gewählten, zu kleinen Querschnitt bezogen werden.

Wenn die Annahme der Verfechter der Kerbzugprobe, daß diese Probe die Werte $[\sigma]$ unmittelbar liefere, zuträfe, so müßten auch die Werte $[\sigma]_Z$ sämtlich auf der in Abb. 382 stark angezogenen $[\sigma]$ -Linie liegen. Die betreffenden Werte $[\sigma]_Z = \frac{P_Z}{f_e}$ sind für die verschiedenen Stabnummern durch Kreuze angedeutet.

Sie liegen für die schwach gekerbten Stäbe 2 bis 4 nahezu auf der $\varepsilon, [\sigma]$ -Linie, weichen aber mit steigender Kerbwirkung wesentlich von dieser Linie ab, wie die Lage der Punkte 5, 6 und 7 zeigt.

Es ist noch zu erklären, warum bei starker Kerbwirkung die Dehnung auf die dem Querschnitt OO benachbarten Querschnitte übergreift, wie es z. B. Tafelabb. 70, Taf. XIV, in 1,82facher Vergrößerung an einem von mir untersuchten gekerbten Bleistab, der auf Zug beansprucht worden ist, zeigt. Der Stab hatte ursprünglich die in Abb. 389 gezeichnete Gestalt, wobei ein Teil $t = 1\text{ mm}$. Nach Früherem ist im Grunde des Kerbs bei A und B in Abb. 388 innerhalb des elastischen Bereichs die Zugspannung σ_1 wesentlich größer als die Spannung σ , die erhalten würde, wenn man sich die Last P gleichmäßig über den Querschnitt AB wirkend dächte. Die Spannung σ_1 nimmt nach der Stabmitte hin ab, erreicht aber erst bei verhältnismäßig großen Entfernungen AC den Wert σ . In einem Querschnitt DEF etwas oberhalb OO wird die Spannung σ ziemlich gleichmäßig über den Querschnitt verteilt sein, und von dem

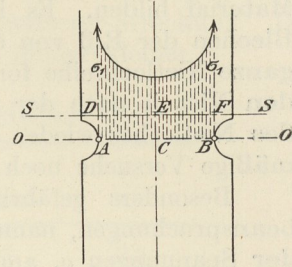


Abb. 388.

Werte $\sigma = \frac{P}{DF}$ nicht mehr wesentlich abweichen. In OO wird wegen der hohen Spannungen bei einer bestimmten Last P an den stärkst beanspruchten Stellen bei A und B die Streckgrenze des Materials zuerst erreicht. Das Material fließt um einen bestimmten Betrag, wird also kalt gereckt. Dadurch wird aber der Widerstand gegen Formänderung größer. Die betreffenden Stellen vermögen jetzt einer größeren Spannung Widerstand zu leisten, ohne weiterzufießen. Wird nun P weiter gesteigert, so wird der Widerstand einer der Schichten zwischen OO und SS schließlich trotz des größeren Querschnitts geringer, als der des kaltgereckten Materials in OO . Infolgedessen kann jetzt in diesen Querschnitten Fließen stattfinden. Es ist nun aber unzulässig, trotzdem die Spannung σ dadurch zu berechnen, daß man die derzeitige Last P mit dem Querschnitt AB teilt; man erhält dadurch rechnungsgemäß höhere Spannungen, als im Material in Wirklichkeit entstehen. Welchen Querschnitt man einsetzen soll, ist natürlich unbekannt; man weiß nur, daß er größer ist als AB . Hierdurch bekommen die durch die Kerbzugprobe erhaltenen Werte σ_s und σ_B etwas ganz Willkürliches.

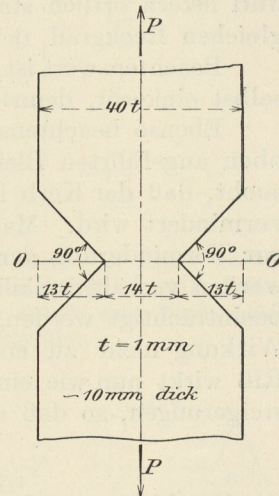


Abb. 389.

Wenn, wie dies üblich ist, bei der Berechnung von σ_s und σ_B aus den mit nicht gekerbten Zugproben erhaltenen Lasten P_s und P_B mit dem ursprünglichen Querschnitt f_0 geteilt wird, der größer ist, als der infolge der Belastung entstehende Querschnitt f , so liegt hierin zwar auch eine gewisse Willkür. Dem Konstrukteur werden aber auf diese Weise die Zahlen zur Verfügung gestellt, die er für seine Rechnungen braucht, in denen er die Spannungen immer auf den unverändert gedachten Anfangsquerschnitt bezieht.

Wenn nach Obigem das Ergebnis der Kerbzugprobe für den Konstrukteur und Materialverbraucher keinen Wert besitzt, so sind doch die Lehren um so beachtenswerter, die die Untersuchungen über die Spannungen an den eingekerbten Stäben innerhalb des Bereichs der elastischen Formänderungen ergeben, und die in Abschn. 340 auseinandergesetzt wurden. Es ist zu bedenken, daß durch Kerbe wesentliche Spannungssteigerungen hervorgerufen werden können, und daß, wenn

diesen bei der Bemessung von Maschinen- und sonstigen Bauteilen nicht Rechnung getragen wird, der Sicherheitsgrad der Konstruktion wesentlich herabgedrückt werden kann. Die Kerbwirkung wird nicht nur durch scharf einspringende Kanten hervorgerufen, sondern auch durch Löcher, mögen diese in der Nähe der Oberfläche oder in der Mitte der Teile liegen. Das ist namentlich bei Blechvernietungen zu beherzigen, wo die Nietlöcher eine ganze Reihe von Kerben im Material bilden. Es ist ja auch keine seltene Erscheinung, daß in gerissenen Blechen der Riß von einem Nietloch zum anderen überspringt und sich über eine ganze Nietlochreihe fortsetzt (349). Inwieweit die Ausfüllung des Nietlochs durch den Niet je nach der mehr oder weniger vollkommenen Nietung die Kerbwirkung des Nietloches wieder beseitigt, ist eine wichtige Frage, zu deren Lösung planmäßige Versuche noch nicht ausgeführt sind.

Besonders gefährlich wird der Kerb, wie bereits erwähnt, bei Dauerbeanspruchungen, namentlich bei wechselnden Belastungen. Die starke Steigerung der Spannungen σ_1 am Kerbtiefsten (Abb. 388) vermag Beanspruchungen bis über die ursprüngliche Streckgrenze örtlich herbeizuführen in Fällen, wo die Berechnung der Spannungen ohne Berücksichtigung der Kerbwirkung scheinbar zu Spannungen unterhalb der Streckgrenze führt.

Man wird sich nun auch die Wirkung kleiner Anritzungen und Verletzungen zu erklären vermögen, die in metallischen Stoffen mit starken Reckspannungen zum Aufreißen Veranlassung werden können. Sie sind als Kerbe zu betrachten und liefern örtlich starke Steigerung derjenigen Spannungen, die durch den ungleichen Reckgrad der einzelnen Schichten des Materials bedingt werden (307).

Beachtenswert ist, daß sich ein Stab bei der Zugprobe infolge der Einschnürung selbst einkerbt, denn die Einschnürung ist nichts als ein flacher Kerb.

Ebenso beachtenswert ist, daß bei geschmeidigen Materialien, z. B. bei den oben angeführten Bleiprobe, das Material seine Formänderung so herbeizuführen sucht, daß der Kerb in seinem Grunde stärker abgerundet, die Kerbwirkung also vermindert wird. Materialien, die soviel Geschmeidigkeit besitzen, daß sie diese zur Verminderung der Kerbwirkung erforderliche Formänderung ausführen können, werden verhältnismäßig weniger durch den Kerb in ihrer Widerstandsfähigkeit beeinträchtigt werden, als solche, die wegen geringerer Geschmeidigkeit sich dieser Wirkung nicht zu entziehen vermögen. Diese reißen im Kerbtiefsten ein; der Riß wirkt nun wie ein ganz besonders scharfer Kerb auf starke örtliche Spannungssteigerungen, so daß schließlich der Riß immer weiter schreitet.

2. Kerbbiegeprobe bei verschieden großer Geschwindigkeit der die Biegung bewirkenden Kräfte.

342. Über die Kerbbiegeprobe ist das Wichtigste bereits in I, 387 erwähnt. Die Vorgänge, wie sie beim Blei geschildert wurden (339), spielen sich auch bei anderen Metallen ab. Die Probe wird meist nicht zur Messung von Materialeigenschaften, sondern nur als technologische Probe benutzt, um sich in einfacher Weise einen Überblick über die Geschmeidigkeit des Materials zu verschaffen.

Wie in I, 285 auseinandergesetzt, haben die Fließerscheinungen bei festen Stoffen eine gewisse Ähnlichkeit mit dem Fließen von Flüssigkeiten; sie gleichen in ihrem Verhalten zähen Flüssigkeiten mit großer innerer Reibung. Wie früher ausgeführt, zeigt Pech bei gewöhnlichen Wärmegraden unter dem Einfluß der Schwerkraft sehr langsames Fließen ganz ähnlich wie eine Flüssigkeit. Sucht man aber durch äußere Kräfte schnellere Formänderung herbeizuführen, so bricht das Pech wie ein spröder Körper ohne wesentliche vorausgehende Formänderung

entzwei. Derselbe Stoff zeigt also verschiedenes Formänderungsvermögen, je nachdem ob die Formänderung rasch oder langsam herbeigeführt wird.

Nach v. Obermayer (L_4 64) ist die innere Reibung annähernd proportional der Formänderungsgeschwindigkeit v (vgl. Ludwik, L_4 60).

Ähnliche Erscheinungen beobachtet man auch bei metallischen Stoffen, wie z. B. beim Zink (I. 287). Bei rascher Streckung sind zur Herbeiführung gleicher Dehnungen größere Spannungen aufzuwenden, als bei langsamerer Streckung. Die Bruchdehnung wird mit steigender Streckgeschwindigkeit immer kleiner.

Tabelle XVII¹⁾. Nach Leon und Ludwik.

Material	Kerbform	a_D mkg/qcm	a_S mkg/qcm	$\frac{a_S}{a_D}$
Gußeisen	ungekerbt	0,269	0,703	2,6
	Kerb Abb. 391 b	0,231	—	—
	„ Abb. 391 c	0,190	—	—
	„ Abb. 391 d	0,163	0,447	2,7
	„ Abb. 391 e	0,122	0,427	3,5
Flußstahl	ungekerbt	59,300	nicht gebr.	—
	Kerb Abb. 391 b	9,980	—	—
	„ Abb. 391 c	2,300	—	—
	„ Abb. 391 d	2,960	4,393	1,5
	„ Abb. 391 e	1,012	1,020	1,0
Flußeisen	ungekerbt	80,500	nicht gebr.	—
	Kerb Abb. 391 b	14,350	—	—
	„ Abb. 391 c	5,740	—	—
	„ Abb. 391 d	4,960	6,300	1,3
	„ Abb. 391 e	1,372	0,847	0,6

¹⁾ Die Abmessungen der Proben ergeben sich aus Abb. 390. Der Kerb war immer nur auf der einen Seite, so daß $t_2 = 0$. Ferner war $l_1 = 120$ mm, $l = 160$ mm, $b = d = 30$ mm. Die Schlagproben wurden mittels eines Pendelschlagwerks (345) ausgeführt.

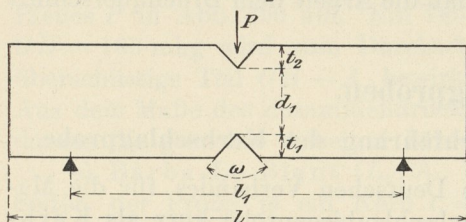


Abb. 390.

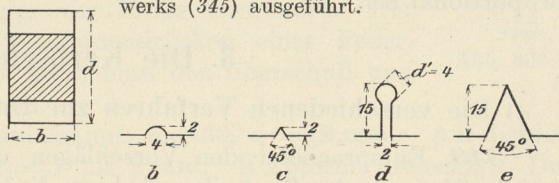


Abb. 391.

Bärgewicht G 20 kg.

Fallhöhe H 1,5 m (größte Fallhöhe)

Arbeit aufgewendet zum Bruch des Stabes A in mkg.

Spezifische Schlagarbeit $a = \frac{A}{b d_1}$ mkg/qcm.

Bei den Druckversuchen wirkte die Druckkraft P auf die in Abb. 390 mit einem Pfeil bezeichneten Stelle. Bei den Schlagversuchen wirkte an derselben Stelle der Schlag.

Wie werden sich nun gekerbte Stäbe eines solchen Stoffes bei der Biegung etwa nach Abb. 367 verhalten, wenn die Geschwindigkeit der Biegung veränderlich gemacht wird, z. B. wenn einmal die Biegung unter langsamer Druckwirkung P , das andere mal mit großer Geschwindigkeit, beispielsweise unter der Einwirkung einer schlagenden Masse, an Stelle von P erfolgt. Bei langsamer Biegung wird das Material am Kerbtiefsten B unter verhältnismäßig geringem Widerstand

örtlich starke Streckung und Querschnittsverminderung ertragen. Der Stab wird erst bei Überschreiten eines bestimmten Maßes dieser Streckung an der Kerbe einreißen und allmählich zu Bruch gehen. Anders kann der Fall liegen, wenn die Formänderung schnell vor sich geht, z. B. unter der Wirkung eines Schlages. Alsdann vermag das Material am Grunde des Kerbs nicht schnell genug zu fließen und wird der Formänderung einen höheren Widerstand entgegensetzen als beim langsamen Fließen. Es kann deshalb bei geringerer örtlicher Streckung einreißen. Der Stab wird unter geringerem Biegewinkel brechen. Die bis zum Bruch aufgewendete Arbeit wird gegenüber der bei langsamem Druck P aufgewendeten Arbeit einerseits dadurch verstärkt, daß der Widerstand gegen die raschere Formveränderung beim Schlagversuch größer wird, andererseits aber dadurch verkleinert, daß der Bruch bei geringerem Grad der Formänderung (geringerem Biegewinkel) eintreten kann.

Wie diese beiden Einflüsse gegeneinander spielen, läßt sich ohne weiteres nicht übersehen. Überwiegt der erstere, so ist die Arbeit beim Schlagversuch größer als beim langsamen Biegeversuch. Überwiegt der zweite Einfluß, so kehrt sich die Sachlage um.

Bei Gußeisen, wo an sich die bleibenden Formänderungen sehr klein sind, ist anzunehmen, daß der zuletzt angegebene Einfluß zurücktritt, daß also die Brucharbeit beim Schlagversuch größer ist, als beim langsamen Biegeversuch. Bei Metallen mit größerer Formänderungsfähigkeit kann der Unterschied weniger ausgeprägt werden, oder es kann sogar das Gegenteil eintreten. Dies hängt natürlich nicht nur von der Geschwindigkeit der Formänderung und der Art des Materials, sondern auch von der Art des Kerbes ab.

Als Beispiel für das eben Gesagte sei auf die Tabelle XVII verwiesen, die von Leon und Ludwik entlehnt ist (L_4 65).

Die bis zum Bruche aufgewendeten Arbeiten sind in der Tabelle, wie es üblich ist, auf die Einheit des Bruchquerschnitts bezogen und als spezifische Arbeiten a bezeichnet (mkg/qcm). Die Werte a_D gelten für den Druck-, die Werte a_S für den Schlagversuch. Durch die Beziehung der Arbeit auf die Einheit der Bruchfläche soll nicht etwa gesagt sein, daß die Arbeit dem Bruchquerschnitt proportional sei.

3. Die Kerbschlagproben.

a) Die verschiedenen Verfahren zur Durchführung der Kerbschlagprobe.

343. Entsprechend den Vorschlägen des Deutschen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik soll hier die Kerbschlagbiegeprobe kurz als Kerbschlagprobe bezeichnet werden. Für die Durchführung dieser Probe sind im Laufe der Zeit von verschiedenen Forschern zahlreiche Vorschläge gemacht worden. Wenn diese Vorschläge und die dadurch angeregten Versuche Klärung über die Wirkung der einzelnen bei der Kerbschlagprobe wirksamen Einflüsse geschaffen haben, so haben sie doch andererseits wegen ihrer großen Mannigfaltigkeit der allgemeinen Einführung der Kerbschlagprobe hindernd im Wege gestanden, denn die nach verschiedenen Verfahren gewonnenen Zahlenwerte sind nicht unmittelbar miteinander vergleichbar.

Im folgenden soll eine kurze Übersicht über die wichtigsten der zur Verwendung gelangten Verfahren und über ihre Eigentümlichkeiten gegeben werden. Hierbei werden die in Abb. 390 und am Fuß der Tabelle XVII gegebenen Abkürzungen und Bezeichnungen verwendet werden.

Die ältesten Kerbschlagversuche, die unter Messung der zum Bruch aufgewendeten Schlagarbeit erfolgten, scheinen von Tetmajer 1884—85 ausgeführt

worden zu sein. Er prüfte I-Eisen, die auf der Zugseite eingekerbt waren ($L_4 66$). Später (1886) erwähnt Tunner die Kerbschlagprobe ($L_4 67$).

a) Barba ($L_4 68$). Länge der Probestäbe 300 mm. $d = 30$ mm, b = Blechdicke, wenn Bleche zur Prüfung gelangen. Auf der einen Seite des Stabes sind in Abständen von 25 zu 25 mm Kerbe angebracht, wie in Abb. 392. Der Stab wird durch eine Einspannvorrichtung E festgehalten, so daß ein Teil des Stabes von 25 mm Länge frei aus der Einspannung hervorragt. Dieser wird durch einen Schlag an der mit Pfeil angezeichneten Stelle getroffen. Kerbform nach Abb. 392b, Kerbtiefe t wechselnd je nach der Blechdicke. Der Kern wird vorgehobelt und mit einem genauen Formstahl nachgehobelt. $G = 18$ kg, H veränderlich.

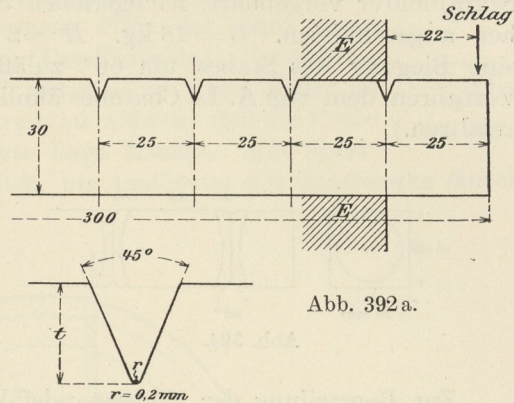


Abb. 392 a.

Abb. 392 b.

Man führt hintereinander mehrere Versuche aus, indem man mit einer größeren Fallhöhe H anfängt, die genügt, um ein Stabstück von 25 mm Länge im Kern bei der Einspannung nach Abb. 392a abzuschlagen. Alsdann spannt man den Stab um, so daß der nächste Stabteil um 25 mm aus der Einspannvorrichtung herausragt, und wiederholt den Versuch mit einer um 0,1 m geringeren Fallhöhe. Man fährt so mit immer weiter stufenweise um 0,1 m abnehmender Fallhöhe fort, bis schließlich bei der Fallhöhe H_n der aus der Einspannvorrichtung herausragende Teil nicht mehr abgeschlagen wird. Die der Fallhöhe H_n vorausgehende Fallhöhe H_{n-1} dient dann als Maß für die Widerstandsfähigkeit des Materials.

b) Frémont ($L_4 69$). Stäbe nach Abb. 390. $l_1 = 20$, $l = 25$, $b = 10$, $d = 8$ mm; $t_2 = 0$, $t_1 = 1$ mm. $G = 25$ kg, $H = 4$ m. Der Kern wird durch Sägeschnitt nach Abb. 393 erzielt. Ein Bär fällt auf die Probe an der Stelle des Pfeiles P in Abb. 390 auf. Ein Teil A der lebendigen Kraft des Bären $GH = 100$ mkg wird zum Durchschlagen der Probe verwendet. Der überschüssige Teil $GH - A$ bewirkt Zusammendrücken einer Feder. Aus dem Maße des Zusammendrückens kann man den Überschuß und daraus die gesuchte Arbeit A berechnen.

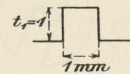


Abb. 393.

c) Barba-Le Blant ($L_4 70$). l unbekannt, $b = 30$, $d = 12$ mm. Auf beiden Seiten der Probe je ein Kern $t_1 = t_2 = 1$ bis 2 mm. Kerbform dreieckig. Der Kern wird mit einem Hobelstahl vorgearbeitet und mit einem scharfen Messer aus gehärtetem Stahl nachgearbeitet, das mit einer Presse etwa $\frac{1}{2}$ mm tief in den Kern eingedrückt wird. Der Stab wird einseitig nach Abb. 392a eingespannt, so daß die Entfernung der Angriffslinie des Schlages bis zur Kerbmittellinie 35 mm wird. $G = 25$ kg, H kleiner als 1 m. Die Ermittlung von A erfolgt ähnlich wie unter b), nur wird die überschüssige Arbeit nicht durch Zusammendrücken der Feder, sondern aus der Höhe H' gemessen, bis zu welcher der auf die Feder aufprallende Bär wieder zurückspringt.

d) Vanderheyem ($L_4 71$). Die in Abständen von 30 mm angebrachten Kerbe gehen ringsherum um die quadratischen Stäbe von 20×20 mm Seitenlänge des Querschnitts. Der Kern wird auf der Drehbank dadurch erzeugt, daß mittels eines Formstahl so tief eingedreht wird, daß nur noch ein kreisförmiger Querschnitt von 16 mm Durchmesser im Kerbtiefsten übrigbleibt. Der Probestab wird ähnlich wie in Abb. 392a einseitig eingespannt, so daß die Entfernung der Angriffslinie des Schlages bis zur Kerbmittellinie 20 mm beträgt. $G = 25$ kg. Die

Bemessung der Widerstandsfähigkeit des Materials geschieht in derselben Weise wie bei Barba, s. unter a). Kerbform s. Abb. 394.

e) Charpy (L_4 72 und 73). $l_1 = 120$, $b = d = 30$ mm oder 20 mm. Für Bleche ist $b = \text{Blechdicke}$. Kerb nach Abb. 395. $t_2 = 0$, $t_1 = d/2 = d_1$. Loch mit Spiralbohrer vorgebohrt, nachgerieben und dann mittels Sägeschnittes von außen her angeschnitten. $G = 18$ kg. $H = 2$ m. Der Bär wird so gestaltet, daß er eine Biegung des Stabes um 60° zuläßt. (Nach Angabe von Charpy soll sein Verfahren dem von A. Le Chatelier ähnlich sein; ich konnte über die Quelle nichts erfahren.)

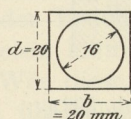


Abb. 394.

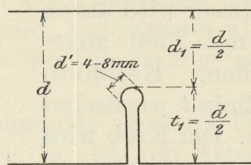
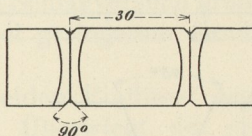


Abb. 395.

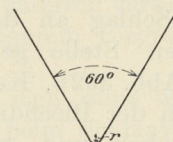


Abb. 396.

Zur Beurteilung der Widerstandsfähigkeit des Materials gegenüber der Kerbschlagprobe schlägt Charpy folgende beiden Verfahren vor:

a) Man erteilt dem Stab eine Reihe von Schlägen mit unveränderlichem H und stellt die Anzahl der Schläge, die bis zum Bruch erforderlich sind, ebenso den Winkel, unter dem der Bruch erfolgte, dadurch fest, daß man die gebrochenen Stücke wieder aneinander zu passen sucht. Wenn, was nach Charpy selten der Fall sein soll, der Bruch bei einem Biegewinkel von 60° noch nicht eingetreten ist, so biegt man den Stab vollends unter der Presse oder unter dem Hammer zusammen und mißt den Biegewinkel bis zum Bruch.

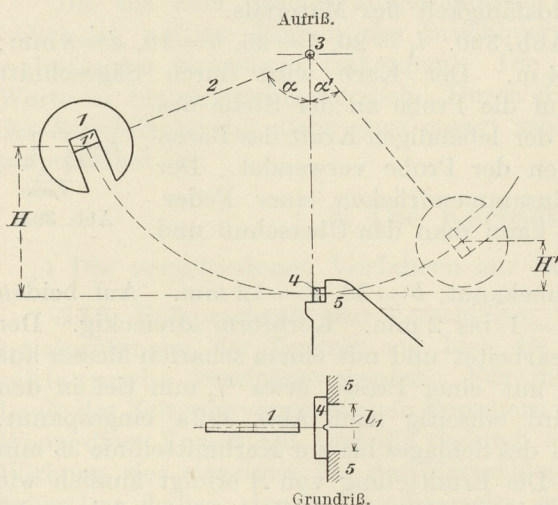


Abb. 397.

β) Man mißt die zum Bruch des Stabes aufgebrauchte Arbeit A . Hierzu dient ein Pendelschlagwerk, wie es in Abb. 397 schematisch dargestellt ist. Der gekerbte Stab 4 lehnt sich gegen ein Auflager 5. Der Pendelkörper 1 ist an einer Stange 2 mit möglichst kleiner Masse aufgehängt und schwingt um ein Lager 3 mit möglichst wenig Reibung. Er trifft aus einer Höhe H gegen die Probe 4, zerschlägt diese und schwingt wegen seiner überschüssigen lebendigen Kraft um einen bestimmten Winkel α' über die Gleichgewichtslage entsprechend einer Steighöhe H' hinaus. Die zum Zerschlagen des Stabes verwendete Arbeit A ist dann

$$A = G (H - H').$$

Der Schneideneinsatz des Pendelkörpers 1' ist nach Abb. 396 geformt.

Die lebendige Kraft des Schlages muß so bemessen sein, daß der Stab mit einem einzigen Schlag bricht.

f) Guillery (L_4 74). Probenform und -beanspruchung nach Abb. 390. $l = 60$, $l_1 = 40$, $b = d = 10$ mm. Kerb nach Abb. 398. $t_1 = 2$ mm, $t_2 = 0$. Das Schlagwerk besteht aus einem stählernen Schlagrad B (s. Abb. 399), dem so-

genannten Hammerrad, an dem bei *A* eine Hammernase befestigt ist, die den Schlag auf die Probe überträgt. *C* ist das Gestell der Maschine. Das Schlagrad wird von Hand oder maschinell auf eine bestimmte Umdrehungsgeschwindigkeit gebracht, so daß die in der Radmasse aufgespeicherte Arbeit größer ist als die zum Durchbrechen der Probe erforderliche, und ferner, daß die Aufschlaggeschwindigkeit der Hammernase etwa der eines freien Falles aus 4 m Höhe entspricht (8,8 m/sek). Der Probestab *J* ist mittels Klemmen auf dem beweglichen Amboß *H* festgemacht. Eine Feder bestrebt, den Amboß dem Schlagrade so weit zu nähern, daß die Probe in die zur Aufnahme des Schlages geeignete Lage kommt. Ein Sperrwerk hält aber den Amboß so lange zurück, bis Auslösung des Sperrwerks durch den Hebel *G* erfolgt.

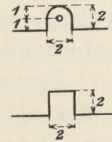


Abb. 398.

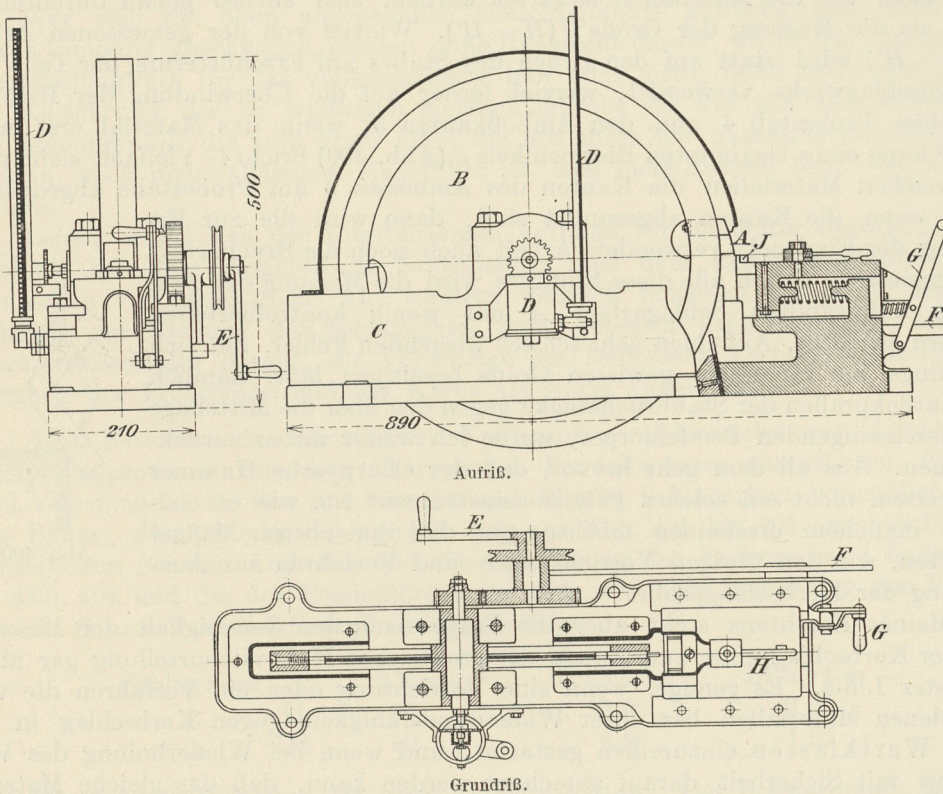


Abb. 399. Schlagwerk nach Guillery.

Zur Messung der Umdrehungsgeschwindigkeit des Hammerrades dient eine kleine Zentrifugalpumpe, die Wasser in das senkrechte Steigrohr *D* preßt. Die Steighöhe gibt die Umdrehungsgeschwindigkeit an. Man liest vor und nach dem Schlag die Steighöhe ab; der Unterschied in der lebendigen Kraft ergibt die zum Bruch der Probe aufgebrauchte Arbeit.

Die Geschwindigkeit des Rades wird vor dem Versuch auf eine Anfangsenergie von 60 mkg eingestellt. Einer Auftreffgeschwindigkeit der Hammernase von 8,8 m/sek entspricht eine Umdrehungszahl von 293 Umdrehungen in der Minute. g) Heyn (*L*₄ 39 und 40). Beschreibung s. 317.

344. Es muß betont werden, daß die verschiedenen Verfahren der Kerbschlagprobe je nach Art der gewählten Abmessungen der Probe und des Kerbes und nach den als Maßstab für die Bewertung des Materials gewählten Größen

im allgemeinen durchaus verschiedene Zahlenwerte liefern, die untereinander nicht ohne weiteres vergleichbar sind.

Es würde sehr schwer sein, auf Grund kritischer Betrachtungen zur Auswahl eines Verfahrens der Kerbschlagprobe zu gelangen, das vom wissenschaftlich-technischen Standpunkte aus ohne weiteres den Vorzug verdiente; die Verfahren haben alle nach bestimmten Richtungen hin ihre Vor- und Nachteile.

Der Charpysche Pendelhammer erscheint bei wenig eingehender Beurteilung meist als die vollkommenste Vorrichtung. In der Tat ist die Art der Messung der überschüssigen Arbeit ohne Zweifel mit großer Genauigkeit durchführbar. Wichtig ist aber die Frage, ob denn der gemessene Unterschied $G(H - H')$ auch tatsächlich ohne weiteres die zum Bruch des Stabes geleistete Arbeit A darstellt, und ob die Messung dieser Arbeit, die doch das Ziel der Kerbschlagprobe ist, und nach der die Materialien bewertet werden, sich ebenso genau durchführen läßt, als die Messung der Größe $G(H - H')$. Wieviel von der gemessenen Arbeit $G(H - H')$ wird statt auf den Bruch des Stabes auf Erschütterung der Teile des Pendelschlagwerks verwendet, wieviel ferner auf die Überwindung der Reibung zwischen Probestab 4 und den Amboßkanten 5, wenn das Material erst nach Erreichung eines bestimmten Biegewinkels α (Abb. 400) bricht? Vielfach sieht man bei weichen Materialien die Kanten des Ambosses 5 am Probestabe abgedrückt, auch wenn die Kanten abgerundet sind; dann wird die zur Erzielung des Eindrucks verwendete Arbeit auch noch als Brucharbeit mit gemessen. Durch alle diese Einflüsse wird die Messung der zum Bruch aufgewandten Schlagarbeit A mit wenig kontrollierbaren Fehlern behaftet. Auf einen sehr schwer wiegenden Fehler, der sich allerdings bis zu einem gewissen Grade beseitigen läßt, nämlich das Zurückprallen der Stabbruchstücke gegen den über die Mittellage hinaus-schwingenden Pendelkörper, werde ich weiter unten zurückkommen. Aus all dem geht hervor, daß der Charpysche Hammer bei weitem nicht ein solches Präzisionsinstrument ist, wie es vielleicht manchem erscheinen möchte, und daß ihm ebenso Mängel anhaften, wie den übrigen Vorrichtungen und Verfahren zur Ausführung der Kerbschlagprobe.

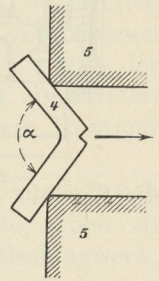


Abb. 400.

Meines Erachtens steht aber die Frage nach der Genauigkeit der Messung bei der Kerbschlagprobe zum Zweck der praktischen Materialbeurteilung gar nicht in erster Linie. Es genügt, wenn eine Vorrichtung oder ein Verfahren die verschiedenen Materialien bez. ihrer Widerstandsfähigkeit gegen Kerbschlag in gewisse Wertklassen einzureihen gestattet, und wenn bei Wiederholung des Verfahrens mit Sicherheit darauf gerechnet werden kann, daß das gleiche Material wieder in die gleiche Wertklasse eingereiht wird. Welches praktische Bedürfnis besteht dafür, die Grenzen dieser Wertklassen so eng zu ziehen, daß zur Ermittlung der Zugehörigkeit zu den einzelnen Klassen Präzisionseinrichtungen erforderlich werden? Ich betrachte überhaupt die Kerbschlagprobe mehr als eine technologische Probe; denn schließlich gibt eine auf drei Dezimalen berechnete Zahl für die Schlagarbeit dem Konstrukteur nichts an die Hand, was er ohne weiteres verwenden könnte, etwa wie die Angabe der S - oder B -Grenze, und zwar auch dann nicht, wenn es tatsächlich gelingen sollte, diese Arbeit mit großer Genauigkeit zu ermitteln. Die gefundene Zahl der Schlagarbeit hat weiter keinen Wert, als den einer Reihenziffer, nach der man die verschiedenen Materialien in eine Reihe mit steigenden Widerständen gegen Kerbschlag einordnet. Der Bedingung, solche Wertziffern für die Zwecke der wissenschaftlichen Forschung und der Praxis anzugeben, genügen aber sämtliche im vorigen Absatz unter a bis g genannten Verfahren ebensogut, wie der Charpysche Pendelhammer; einige zeigen

noch überdies den Vorteil großer Billigkeit und der Verwendbarkeit an jedem beliebigen Ort.

Der Kernpunkt für die praktische Verwendung der Kerbschlagprobe bleibt, daß die einmal aufgestellten Wertklassen für die Einreihung der einzelnen Materialien allerorts, oder wenigstens innerhalb eines größeren Kreises von Interessenten, die gleichen sind, und das Material mit Sicherheit an verschiedenen Stellen als in dieselbe Klasse gehörig befunden wird. Um diese wesentliche Bedingung zu erfüllen, bleibt nichts anderes übrig, als mit einer einzigen Vorrichtung und einem einzigen Prüfungsverfahren zu arbeiten, also eine Einigung auf eine Norm herbeizuführen. Dies ist z. B. durch den Deutschen Verband für die Materialprüfungen der Technik geschehen, der sich für den Pendelhammer von Charpy und das Meßverfahren e, β entschieden hat.

Wer sich die oben angegebenen Gesichtspunkte gewärtig hält, wird sich dieser Einigung anschließen müssen ohne Rücksicht darauf, ob er das Charpysche Pendelschlagwerk für das vollkommenste hält oder nicht, denn sonst geht es mit der Einführung der so wichtigen Kerbschlagprobe so wie mit der Einführung der Stenographie, die zum Ärger aller, die mit ihrer Zeit haushälterisch umgehen müssen, noch nicht allgemein eingeführt ist, weil jedes System besser ist als das andere.

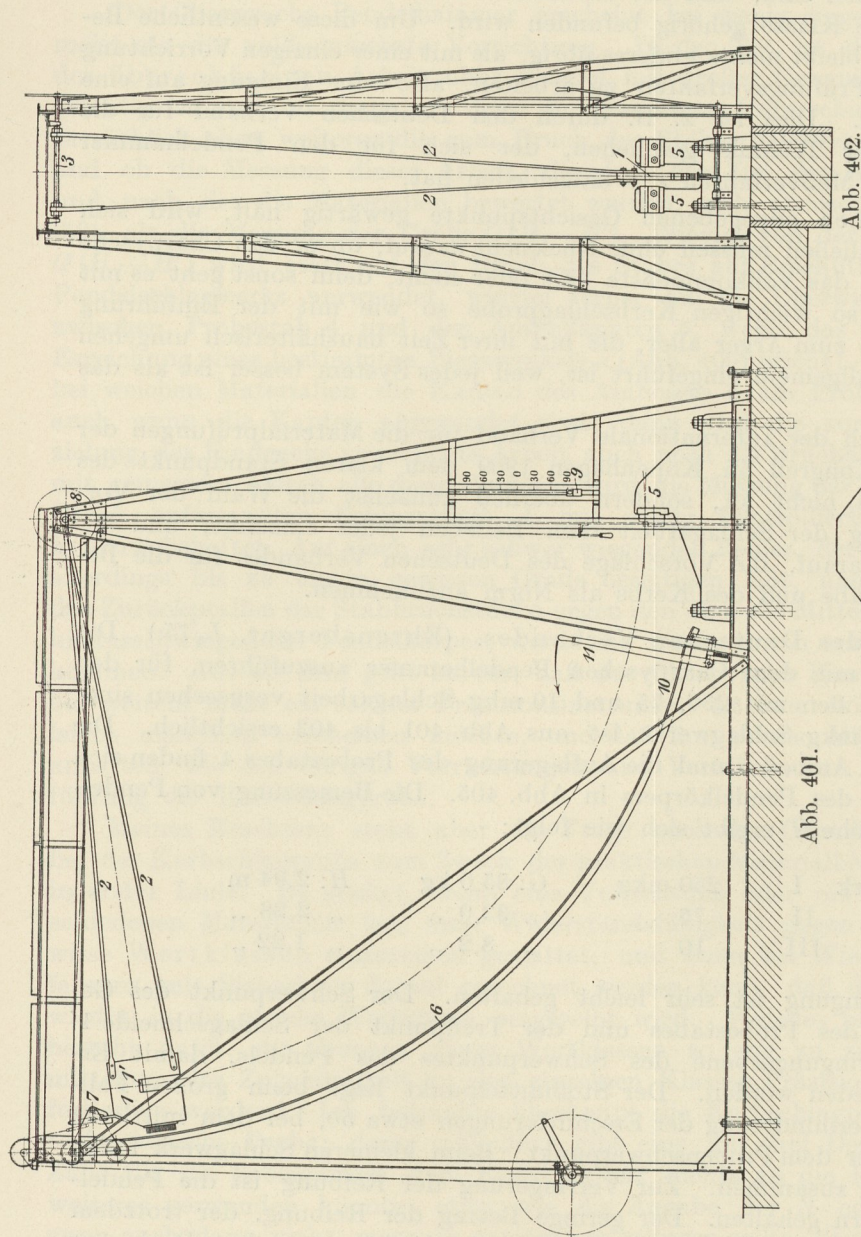
Leider schloß sich der Internationale Verband für die Materialprüfungen der Technik bei dem Kongreß in Kopenhagen 1909 dem klaren Standpunkt des Deutschen Verbandes nicht an, sondern überließ zunächst die Wahl der Vorrichtung zur Messung der Schlagarbeit dem Belieben jedes einzelnen und beschränkte sich nur darauf, die Vorschläge des Deutschen Verbandes für die Bemessung der Probestäbe und des Kerbs als Norm anzunehmen.

345. Normen des Deutschen Verbandes. (Ehrensberger, L_4 75.) Die Kerbschlagprobe ist mit dem Charpyschen Pendelhammer auszuführen, für den drei verschiedene Größen mit 250, 75 und 10 mkg Schlagarbeit vorgesehen sind. Die Bauart des 250 mkg Schlagwerks ist aus Abb. 401 bis 403 ersichtlich. Die Einzelheiten für den Amboß 5 und die Auflagerung des Probestabes 4 finden sich in Abb. 404 und die des Pendelkörpers in Abb. 405. Die Bemessung von Pendelgewicht G und Fallhöhe H ergibt sich wie folgt:

Schlagwerk	I	250 mkg	G : 85,0 kg	H : 2,94 m
„	II	75 „	„ 33,0 „	„ 2,28 „
„	III	10 „	„ 8,2 „	„ 1,22 „

Die Pendelaufhängung ist sehr leicht gehalten. Der Schwerpunkt des Gestänges, des Bären, des Probestabes und der Treffpunkt der Schlagschneide 1' liegen in der Schwingungsebene des Schwerpunktes des Pendels, damit Erschütterungen vermieden werden. Der Stoßmittelpunkt liegt beim großen Fallwerk ebenfalls zur Verminderung der Erschütterungen etwa 50, bei dem mittleren um etwa 25 mm über dem Probenschwerpunkt. Beim kleineren Schlagwerk fallen die Punkte ungefähr zusammen. Zur Verringerung der Reibung ist die Pendelachse 3 in Kugellagern gehalten. Der geringe Betrag der Reibung, der trotzdem übrigbleibt, läßt sich durch einen blinden Versuch abschätzen und in Rechnung ziehen. Der Bär wird mittels einer Handwinde hochgehoben und durch die längs des Kreisbogens 6 rollende Auslösevorrichtung 7 in irgendeiner Höhe H festgehalten. Diese Höhe braucht nicht notwendigerweise immer dieselbe zu sein, sie muß nur genügend groß sein, daß der Stab mit einem Schlag zerbrochen wird. Nach Versuchen von Ehrensberger spielt es für den Ausfall der Probe keine Rolle, ob die Geschwindigkeit des Pendels im Aufschlag einer Fallhöhe von

1 oder 4 m entspricht. Erst wenn über diese Grenze der Fallhöhe wesentlich hinausgegangen wird, muß mit Änderungen im Ausfall des Ergebnisses infolge der zu großen Geschwindigkeit des Bären gerechnet werden. Zur Bemessung der Höhe H' des ausschlagenden Bären ist an der Achse 3 des Pendels eine Scheibe 8 angebracht, um die ein dünner Draht geschlungen ist, der an seinem unteren



Pendelhammer von

250 mk g

(Abb. 401—403).

Maßstab 1:50.

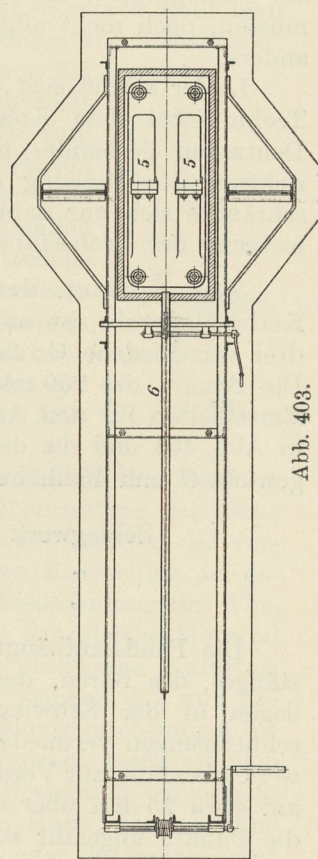


Abb. 403.

Ende ein kleines Gewicht 9 zur Spannung trägt. Das Gewicht bewegt sich in Führungen. Bei hochgezogenem Pendel ist das Gewicht in seiner tiefsten Stellung. In der Führung verschiebbar und durch eine leichte Feder nur so stark ange-drückt, daß er durch Reibung in jeder Lage festgehalten wird, befindet sich ein mit Zeiger versehener Schieber. Wenn das Pendel herunterschwingt, so hebt sich das Gewicht 9 und nimmt den Schieber mit. In dem Augenblick, in dem

das Pendel seinen tiefsten Stand erreicht hat und den Probestab trifft, steht der Zeiger des Schiebers auf dem Nullpunkt der an der Führung angebrachten Skala. Wenn das Pendel über die Mittellage hinausschwingt, so wird auch der Zeiger mit in die Höhe gehoben und bleibt in der höchsten Lage auf der Skala stehen, wodurch die Höhe H' festgestellt wird. Um das Fortschwingen des Pendels nach Beendigung des Versuchs abzubremfen, wird ein gerauhtes Winkeleisen 10 durch die Hebelvorrichtung 11 gehoben und gegen die unter dem Bären angebrachte Bürste gedrückt.

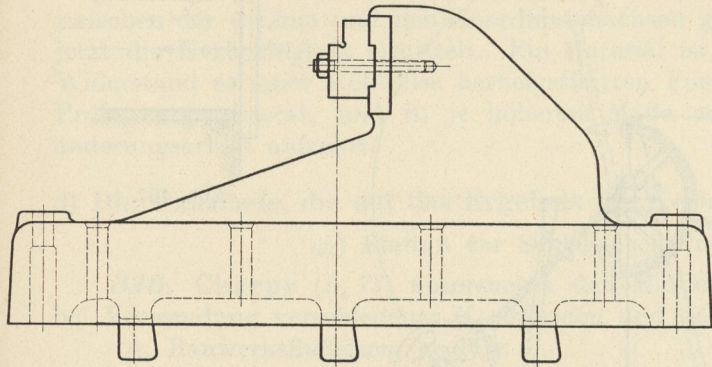


Abb. 404a.

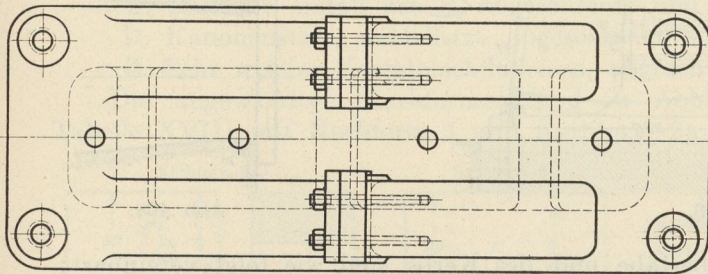


Abb. 404b.

Amboß des 250 mkg-Pendelhammers.
Maßstab 1:15.

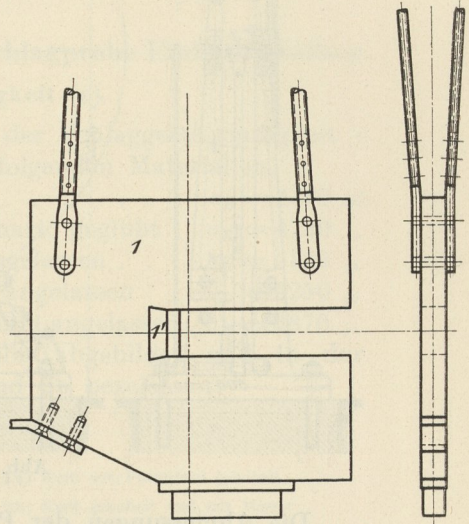


Abb. 405. Pendelkörper
des 250 mkg-Pendelhammers.
Maßstab 1:12,5.

Das kleine Schlagwerk III ist in Abb. 406 dargestellt. Hier wird die Höhe H' durch einen Schleppzeiger 13 auf einer Skala 14 angezeigt.

Als Mangel der Bauart hat sich vor allen Dingen herausgestellt, daß die Öffnung des Amboßes 5, durch die die Bruchstücke des Probestabes und der Bär hindurchmüssen, zu eng gewählt worden ist. Statt die Öffnung nach Abb. 404b und Abb. 407 zu gestalten, ist die Bauart nach Abb. 408 erforderlich. Es mußte deswegen bei den im Königl. Materialprüfungsamt befindlichen Schlagwerken von 75 und 10 mkg der Gußeisenamboß nach Abb. 408 herausgearbeitet werden. Bevor diese Änderung angebracht war, schlugen die Bruchstücke der Proben gegen die Wandungen der Amboßöffnungen 5, wurden gegen den weiterschwingenden Bären zurückgeworfen und klemmten sich zwischen Bär und Amboß. Sie vernichteten auf diese Weise Schlagarbeit und ließen die Höhe H' geringer, die Schlagarbeit A größer erscheinen. Die Spuren des nochmaligen Stoßes ließen sich sowohl am Bären, wie auch an den Proben beobachten. Die geschilderte Einwirkung ist nicht etwa nur vereinzelt, sondern ist derartig schwerwiegend, daß von Übereinstimmung der Versuchsergebnisse in einer Reihe von Probestäben desselben Materials nicht geredet werden konnte. Schlagarbeiten im Verhältnis 1:2 bei gleichem Material waren nichts Seltenes. Die Änderung nach Abb. 408 hat den Übelstand behoben. Zweckmäßig wäre es aber, wenn die Durchgangsöffnung am Amboß gleich von vornherein genügend weit gestaltet würde.

Die Schlagschneide 1' des Bären soll nach dem Beschluß des Deutschen Verbandes f. d. Materialpr. d. Techn. 9. Okt. 1910 einen Winkel von 45° und vorn eine Abrundung von 2 mm haben (vgl. Abb. 396). Die Abrundung der Amboßkanten (Abb. 408) soll 5 mm betragen.

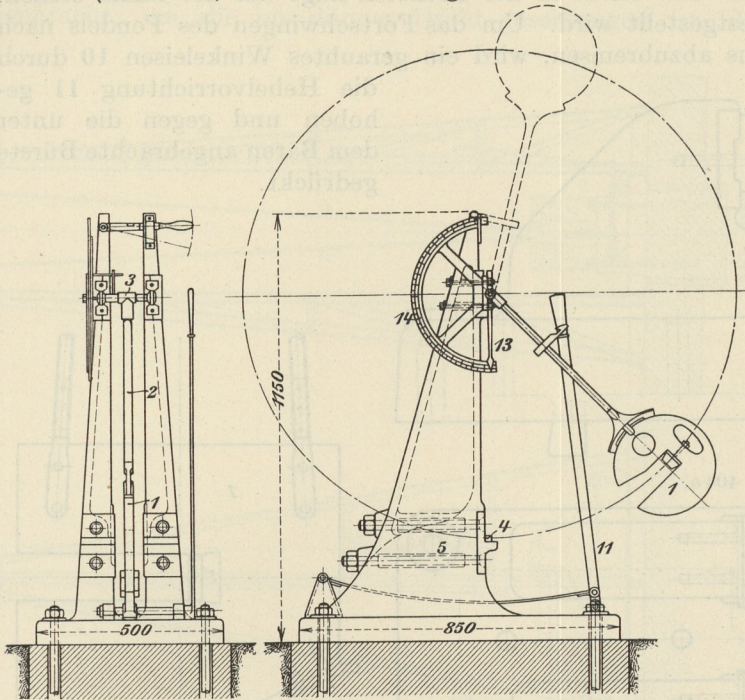


Abb. 406.

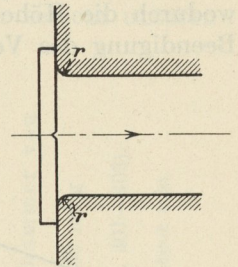


Abb. 407.

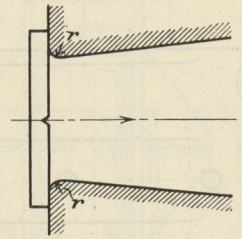


Abb. 408.

Die Abmessungen der Probestäbe und des Kerbs sind wie folgt vereinbart: $l = 160$, $l_1 = 120$ für Schlagwerk I und II, 70 für Schlagwerk III. Querschnitt des Probestabes $b \times d = 30 \times 30$. (Sämtliche Maße in Millimetern.) Korb nach Abb. 395. Durchmesser der Bohrung $d' = 4$ mm. Für Bleche wird $b =$ Dicke des Bleches, d bleibt 30 mm. Der Schlag hat immer parallel der Blechebene zu erfolgen. Zur Prüfung sind Längs- und Querproben heranzuziehen.

Die Proben für das Pendelschlagwerk III sollen eine Länge $l = 100$ und 8 bis 10 mm Dicke haben. Sie erhalten einen scharfen Korb von $t = 2$ mm bei einem Winkel $\omega = 45^\circ$. Besondere Normalien sind für diese Proben nicht aufgestellt, da der kleine Hammer vorwiegend für Laboratoriumsversuche gedacht ist. Der Internationale Verband f. d. Materialpr. d. Techn. hat als Norm für die kleinen Proben dieselbe Korbform wie in Abb. 395 vorgeschlagen, mit einem Lochdurchmesser $d' = \frac{2}{3}$ mm, $d = b = 10$ mm und $d_1 = 5$ mm.

Die zur Kerbschlagprobe zu verwendenden Proben sind kalt auszuschneiden und dürfen nachträglich nicht erwärmt werden. Die Versuchstemperatur ist anzugeben. In der Regel sind die Proben bei 15 bis 20 C° vorzunehmen. Dies ist wichtig, weil durch die Temperaturverschiedenheit ganz wesentliche Unterschiede in die Ergebnisse gebracht werden können (320 und II B).

Als Versuchsergebnis ist die „spezifische Schlagarbeit“ a anzugeben

$$a = \frac{A}{f_1} = \frac{A}{b d_1} \text{ mkg/qcm.}$$

(Vgl. Abb. 390 und 395.)

Hierin ist A die Schlagarbeit $G(H - H')$ und f_1 der Querschnitt des Stabes in der Kerbebene.

Die bei der Probe gemessene Eigenschaft des Materials soll als „Kerbzähigkeit“ bezeichnet werden. Dies entspricht der früher in I, 360 gegebenen Begriffsbestimmung der „Zähigkeit“. Als zähe wurden solche Materialien bezeichnet, die der bleibenden Formänderung möglichst großen Widerstand entgegensetzen, aber nach Überwindung dieses Widerstandes möglichst weitgehende Formänderung anzunehmen imstande sind. Das kommt mit anderen Worten auf möglichst große Widerstandsarbeit hinaus, wie sie im ϵ, σ -Bild durch die Fläche zwischen der σ -Linie und den Koordinatenachsen gemessen wird. Ergänzend wird jetzt die Kerbzähigkeit ermittelt. Ein Material ist um so kerbzäher, je größeren Widerstand es einer stoßweise herbeigeführten Formänderung in einer gekerbten Probe entgegensetzt, und in je höherem Maße es die Stoßarbeit durch Formänderungsarbeit aufzehrt.

β) Die Umstände, die auf das Ergebnis der Kerbschlagprobe Einfluß ausüben.

αα) Einfluß der Schlaggeschwindigkeit (v).

346. Charpy (L_4 73) untersuchte den Einfluß der Schlaggeschwindigkeit v bei Verwendung verschiedener Kerbformen und der folgenden Materialien:

- A. Bauwerksflußeisen, gegläht $\sigma_B = 4150$ at
- B. Flußeisen für Achsen und Radreifen, mittelhart, gegläht $\sigma_B = 4720$ „
- C. Dasselbe Metall wie B, abgeschreckt und angelassen $\sigma_B = 5140$ „
- D. Kanonenstahl, mittelhart, abgeschreckt und angelassen $\sigma_B = 6250$ „
- E. Sehr weiches Kesselblechflußeisen, abgeschr. und angelassen $\sigma_B = 3870$ „

Die angewandten Kerbformen sind in Abb. 409 abgebildet und in der Tabelle XVIII mit Kerbform 1 und Kerbform 2a und 2b bezeichnet.

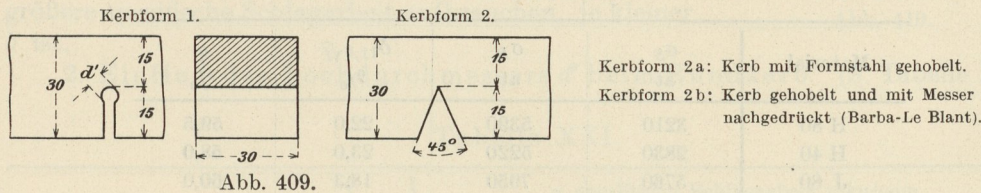


Tabelle XVIII. Nach Charpy.

Kerbform	d' mm	v m/sek	a spezifische Schlagarbeit mkg/qcm				
			Material				
			A	B	C	D	E
1	8	7,75	15,2	17,8	28,8	16,6	44,5
		6,63	—	—	—	16,9; 14,6	—
		4,65	—	—	—	17,4; 17,4	—
		0,00 ¹⁾	15,3; 18,2	—	—	17,9; 15,6	40,0; 39,0
1	4	7,75	—	12,7	24,5	—	—
		6,63	—	12,2	26,1	—	—
		4,65	—	13,2	23,7	—	—
		0,00 ¹⁾	—	11,5	27,5	—	—
1	3	7,75	2,95	10,9	18,2	—	42,3
		6,63	—	—	—	—	—
		4,65	—	—	—	—	—
		0,00 ¹⁾	11,5; 8,1	—	—	8,2; 7,7	27,8; 24,0
2a	—	7,75	1,7	—	—	—	41,8
		0,00 ¹⁾	2,7; 3,4	—	—	3,6; 6,2	21,7; 23,0
2b	—	7,75	—	1,7	5,8	—	—
		4,65	—	1,8	6,0	—	—
		0,00 ¹⁾	—	3,4	12,7	4,2	—

¹⁾ Langsamer Biegeversuch, v sehr klein.

Aus Tabelle XVIII kann entnommen werden:

1. daß die Veränderung der Schlaggeschwindigkeit v in den Grenzen $v=4,65$ bis $7,75$ m/sec unter sonst gleichen Verhältnissen keine wesentliche Änderung der spezifischen Schlagarbeit bedingt¹⁾;

2. daß die Abnahme der Schlaggeschwindigkeit v bis auf den geringen Betrag beim statischen Biegeversuch in manchen Fällen keine wesentliche, in anderen Fällen erhebliche Änderung der Schlagarbeit ergibt (vgl. auch 340, Tabelle XVII). Namentlich macht sich die Abweichung beim Rundkerb mit kleinem Halbmesser d' und beim spitzen Kerb geltend.

$\beta\beta$) Einfluß der Stab- und Kerbabmessungen.

347. Die bei den folgenden Untersuchungen Ehrensbergers und Charpys (L_4 75, 73) in Frage kommenden Materialien sind hierunter zusammengestellt:

F. Kesselblechflußeisen, 15 mm dick	} Charpy ²⁾
G. Besonders weiches Kesselblechflußeisen, 16 mm dick	
H. Kohlenstoffstahl, geschmiedet auf $s \times s$ mm, dann geglüht. $s=80$ und 40 mm	} Ehrensberger ³⁾
J. Nickelstahl (6% Nickel), geschmiedet auf $s \times s$ mm, dann geglüht. $s=80$ und 40 mm	
K. Flußeisen	
L. Kohlenstoffstahl	
M. Nickelstahl	
N. Nickelchromstahl	

Tabelle XIX.

Material	σ_S at	σ_B at	$\delta_{11,3\sqrt{f}}$ %	q %
H 80	3210	5390	22,0	59,5
H 40	2830	5220	23,0	58,0
J 80	5760	7950	18,3	60,0
J 40	5660	7780	21,2	62,0
K	2450	3920	32,2	70,0
L	2840	5380	25,4	64,7
M	4300	5960	26,4	72,0
N	6700	8450	15,5	66,0

1. Einfluß von b bei gleichbleibender Kerbform und gleichbleibenden sonstigen Abmessungen. (S. Tabelle XX.)

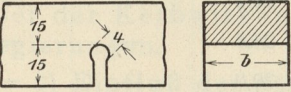
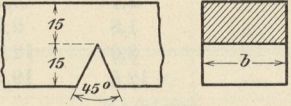
Tabelle XX lehrt, daß zwischen dem Querschnitt des Stabes in der Kerbebene (kurz Kerbquerschnitt genannt) und der Schlagarbeit keine Proportionalität besteht. Wenn also die Schlagarbeit auf die Einheit des Kerbquerschnitts bezogen wird (spezifische Schlagarbeit), so beruht dies auf einer Abmachung, nicht auf einem Naturgesetz. Bei der Beurteilung des Materials nach dieser sogenannten spezifischen Schlagarbeit muß dies im Auge behalten werden.

¹⁾ Zu bemerken ist, daß man sich davor hüten muß, aus den Kerbschlagversuchen mit Geschwindigkeiten bis etwa 8 m/sec auf das Verhalten der Materialien bei wesentlich größeren Geschwindigkeiten, z. B. bei der Geschwindigkeit von auftreffenden Geschossen, zu schließen. Das obengenannte Gesetz hat nur beschränkte Gültigkeit.

²⁾ Schlagwerk 180 mkg.

³⁾ Schlagwerk 190 mkg.

Tabelle XX.

Kerbform	b mm	a spezifische Schlagarbeit mkg/qcm			
		Material			
		K	L	M	N
	30	33,6	18,0	41,0	26,2
	20	37,5	21,2	45,4	29,1
	10	38,2	25,8	49,7	36,8
	30	9,1	4,9	32,6	17,9
	20	17,8	6,3	40,6	19,7
	10	41,1	11,4	44,0	26,1

Die Zahlen der Tabelle lehren, daß mit abnehmendem b unter sonst gleichen Verhältnissen die spezifische Schlagarbeit a wächst. Dies erkläre ich in folgender Weise: Im Grunde des Kerbs sucht sich das Material parallel zur Stabachse zu strecken. Die hierzu erforderliche Querschnittsverminderung ist in der Richtung des Pfeils 2 in Abb. 410 durch die Kerbwirkung erschwert; sie muß sich daher vorwiegend in der Richtung des Pfeils 3 von den nicht gekerbten Flächen her vollziehen. Dies ist um so leichter möglich, je kleiner b ist. Der Stab wird folglich um so größere Formänderung vor dem Bruch zulassen und um so größere spezifische Schlagarbeit aufbrauchen, je kleiner b ist.

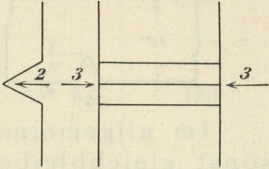
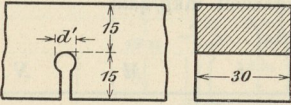
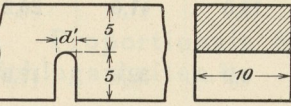
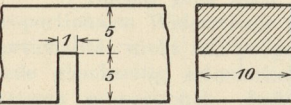


Abb. 410.

2. Einfluß des Lochdurchmessers d' beim Rundkerb. (S. Tabelle XXI.)

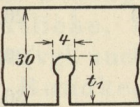
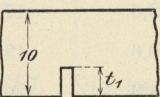
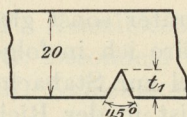
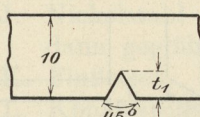
Tabelle XXI.

Kerbform	d' mm	a spezifische Schlagarbeit mkg/qcm								
		Material								
		K	L	N	A	B	C	E	H	J
	8	—	—	—	15,2	17,8	28,8	44,5	—	—
	6	38,1	22,2	29,7	—	—	—	—	—	—
	4	33,6	18,0	26,2	—	12,7	24,5	—	—	—
	3	—	—	—	2,95	10,9	18,2	42,3	—	—
	6	—	—	—	—	—	—	—	8,9	13,85
	5	—	—	—	—	—	—	—	8,2	13,7
	4	—	—	—	—	—	—	—	6,9	12
	3	—	—	—	—	—	—	—	5,1	9,9
		—	—	—	—	—	—	—	3,1	7,8

Die Verminderung des Abrundungsdurchmessers d' bewirkt unter sonst gleichbleibenden Umständen Verminderung der spezifischen Schlagarbeit.

3) Einfluß der Kerbtiefe t_1 (s. Tabelle XXII).

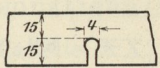
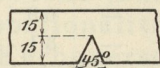
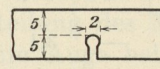
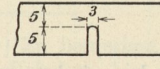
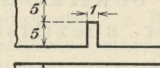
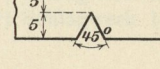
Tabelle XXII.

Kerbform	t_1 mm	α spezifische Schlagarbeit mkg/qcm			
		Material			
		F	G	H	J
	15	16,4	29,3	—	—
	10	15,2	26,6	—	—
	5	15,0	30,0	—	—
	5	—	—	3,1	7,8
	4	—	—	2,4	6,5
	3	—	—	1,8	9,7
	2	—	—	3,9	12,0
	1	—	—	> 12,5	19,7
	10	—	—	0,8	9,6
	5	—	—	0,8	[17,5]
	5	—	—	0,9	9,1
	2,5	—	—	0,8	9,6

Im allgemeinen scheint bei Vergrößerung der Kerbtiefe t_1 unter sonst gleichbleibenden Umständen die spezifische Schlagarbeit erst allmählich abzunehmen und dann nach Erreichung eines Mindestwertes wieder etwas zu wachsen. Es scheinen sonach zwei Wirkungen einander zu überdecken, einmal die Verstärkung der Kerbwirkung durch Vergrößerung von t_1 und zum anderen die Verringerung der Spannungen infolge Verminderung der Abmessung $d_1 = d - t_1$; je nachdem ob die eine oder die andere überwiegt, tritt Verminderung oder Vermehrung der spezifischen Schlagarbeit ein.

4. Einfluß der Kerbform. (S. Tabelle XXIII.)

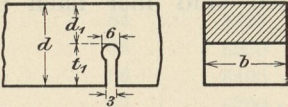
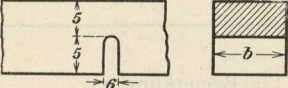
Tabelle XXIII.

Kerbform	α spezifische Schlagarbeit mkg/qcm					
	Material					
	H	J	K	L	M	N
	—	—	33,6	18,0	41,0	26,2
	—	—	9,1	4,9	32,6	17,9
	4,5	9,3	—	—	—	—
	5,1	9,9	—	—	—	—
	3,1	7,8	—	—	—	—
	0,9	9,1	—	—	—	—

Der scharfe Kerb gibt geringere spezifische Schlagarbeit als der Rundkerb. Das Verhältnis ist bei verschiedenen Materialien verschieden. Während bei den Eisenkohlenstoff-Legierungen *H*, *K*, *L* der Unterschied in der Wirkung zwischen rundem und scharfem Kerb sehr bedeutend ist, ist er bei den untersuchten Nickel- und Nickelchromstählen *J*, *M* und *N* wesentlich geringer. Letztere sind sonach gegenüber der Kerbwirkung weniger empfindlich, als die Eisenkohlenstoff-Legierungen.

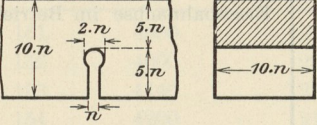
5) Einfluß der Stabdicke *d* (s. Tabelle XXIV).

Tabelle XXIV.

Kerbform		<i>d</i> mm	<i>a</i> spezifische Schlagarbeit	
			Material	
			<i>H</i>	<i>J</i>
	$t_1 = d_1 = d/2$	30	7,7	26,3
	$b = d$ $d' = 6 \text{ mm}$	20	10,8	24,9
		10	8,9	13,8

6) Schlagarbeit bei proportionalen Stäben (s. Tabelle XXV).

Tabelle XXV.

Kerbform.	<i>n</i>	<i>a</i>	
		Material	
		<i>H</i>	<i>J</i>
	3	7,7	26,3
	1	4,5	9,35

Proportionale Stäbe ergeben sonach nicht gleiche spezifische Schlagarbeiten.¹⁾

¹⁾ Daraus geht noch nicht ohne weiteres hervor, daß für Kerbschlagproben das Gesetz der proportionalen Widerstände nicht gilt (I, 151). Bei Schlagversuchen wären zur Einhaltung der Proportionalität nicht nur proportionale Abmessungen der geschlagenen, sondern auch der schlagenden Teile gleichzeitig erforderlich. Im vorliegenden Beispiel waren aber nur die Abmessungen der ersteren proportional. Außerdem wäre wohl nicht zu erwarten, daß proportionale Stäbe gleiche Werte $a = \frac{A}{f}$ bezogen auf die Einheit des Querschnitts ergeben. Es wäre wahrscheinlicher, daß bei Einhaltung proportionaler Verhältnisse die Arbeit $a' = \frac{A}{v}$ bezogen auf die Volumeinheit unveränderlich bliebe. Für *v* wäre die Größe des Volumteils einzusetzen, der durch seine Formänderung die Schlagarbeit aufnimmt.

γ) Wert der Kerbschlagprobe.

348. Die Einführung der Kerbschlagprobe in die Materialprüfung ist nur dann berechtigt, wenn diese Probe Aufschlüsse zu geben vermag, die mittels der bisherigen Verfahren nicht gewonnen werden können, oder zum wenigsten, wenn sie diese Aufschlüsse in klarerer Weise zum Ausdruck bringt. Ist dies nicht der Fall, so wäre die Einführung der Probe eine sinnlose Erschwerung der Materialprüfung.

Es ist deshalb erforderlich, sich darüber zu unterrichten, ob zwischen den Ergebnissen der Zugprobe und der spezifischen Schlagarbeit bei der Kerbschlagprobe eine gesetzmäßige Beziehung besteht. Man wäre geneigt, eine solche Beziehung zwischen der Bruchdehnung δ oder der Querschnittsverminderung q einerseits und der spezifischen Schlagarbeit a andererseits zu erwarten, so daß die Einordnung verschiedener Materialien nach den Werten von δ und q zu derselben Reihenfolge führen würde, wie die Einordnung nach a . Dem ist aber durchaus nicht so, wie aus den folgenden Zusammenstellungen Ehrensbergers (L_4 75) hervorgeht. Die Schlagarbeiten sind hier nach den Normen des Deutschen Verbandes ermittelt.

Tabelle XXVI. Kohlenstoffstähle.

σ_B at	σ_S at	$\delta_{11,3 \sqrt{f}}$ %	q %	a mkg/qcm	Bemerkungen
4330	2300	26,5	64	4,6	Zu heiß verschmiedet
4510	2560	26,0	70	20,4	
4510	2560	26,7	60	4,6	Zu heiß verschmiedet
4510	3010	20,4	56	18,5	
4650	2830	26,3	63	22,4	
4760	—	17,5	30	11,2	
4860	2390	29,2	56	17,2	
4910	—	18,3	19	12,0	
5040	2950	24,5	70	22,6	
5050	2810	26,4	60	4,7	Eisenbahnachse im Betrieb gebrochen
5090	—	26,9	57	19,9	
5330	—	26,1	59	18,8	
5480	3450	26,3	61	22,4	
5570	3090	25,0	64	24,1	
5710	2740	22,0	52	4,6	Eisenbahnachse im Betrieb gebrochen
5920	3890	28,3	57	15,1	
6100	3090	19,3	53	4,6	} Eisenbahnachse im Betrieb gebrochen
6330	3010	19,4	44	3,7	
6450	4070	28,3	65	22,1	
6540	3360	20,0	57	7,1	} Zu heiß verschmiedet
6630	3180	19,3	39	3,8	
6720	3800	22,0	59	9,0	
6720	4220	18,6	56	15,7	
8750	4950	12,8	22	5,6	
10000	6540	12,1	36	8,5	
11230	7520	10,0	35	5,6	

Tabelle XXVII. Nickel- und Chrom-Nickelstähle.

Lfd. Nr.	σ_B at	σ_S at	$\delta_{11,3\sqrt{r}}$ %	q %	a mkg/qcm
51	5130	3980	23,3	70	42,1
52	5390	4160	26,7	72	42,2
53	5480	4510	25,7	66	42,5
54	5750	4420	29,5	73	41,8
55	5920	4510	23,3	61	37,8
56	6280	3980	21,8	64	32,0
57	6810	—	18,8	63	23,1
58	7160	5660	23,5	66	35,0
59	7250	5660	20,0	68	36,0
60	7250	4860	18,0	66	37,6
61	7340	5300	16,7	60	24,2
62	7870	6720	14,5	66	32,8
63	8050	6190	16,7	61	27,0
64	8130	6720	15,1	66	26,6
65	8220	6900	14,8	63	26,6
66	8400	6900	14,3	64	25,2
67	8790	7640	15,2	63	24,2
68	8840	7600	20,3	64	26,3
69	9140	7640	15,1	62	22,1
70	9550	8490	10,8	58	21,5
71	10000	8310	13,3	56	19,3
72	10790	8130	13,0	47	16,0
73	11410	10170	8,3	51	14,0
74	13170	10880	7,7	46	11,0
75	19000	16350	6,5	31	8,3

Tabelle XXVIII. Stahlformguß.

Lfd. Nr.	σ_B at	σ_S at	$\delta_{11,3\sqrt{r}}$ %	q %	a mkg/qcm
151	4000	2000	30	60	4,5
152	4000	2000	30	61	21,0
153	4140	2100	29,2	61	18,2
154	4200	2100	29	59	4,4
155	4500	—	28	59	19,1
156	4520	—	26	—	3,7
157	4520	2040	31,0	50	3,7
158	4550	—	25,2	—	3,7
159	4600	—	30	54	4,1
160	4680	—	27,3	—	3,8
161	4780	2650	22,9	51	3,7
162	4780	2360	23,6	47	3,9
163	4780	—	25	—	3,8
164	4970	2320	24,8	45	3,8
165	4970	—	23,5	—	3,8
166	5030	—	27	—	13,8
167	5530	2340	24,7	35,4	20,7
168	5950	2290	40,5	42,0	25,1

25 proz.
Nickel-
stahl.

Aus den Tabellen XXVI bis XXVIII geht hervor:

1. Die Kerbschlagprobe führt unter Umständen zu einer anderen Bewertung der Materialien als die Zugprobe.
2. Die Kerbschlagprobe zeigt in Fällen, wo die Zugprobe genügende Zähigkeit und genügende Widerstandsfähigkeit des Materials feststellt, zuweilen geringe Kerbzähigkeit an. Dies kommt namentlich bei Stahlformgüssen vor, die zwar hohe Werte von δ und q , oft aber geringe Kerbzähigkeit ergeben.
3. Die im Vergleich zu den Kohlenstoffstählen erfahrungsmäßig größere Zähigkeit der Nickel- und Nickelchromstähle wird durch die Zugprobe nicht zum Ausdruck gebracht. Die Kerbschlagprobe läßt die Überlegenheit dieser Stähle erkennen.

Man begegnet in der Literatur vielfach Versuchen, zu beweisen, daß die Kerbschlagprobe die Materialien in derselben Weise ihrem Wert nach einreihet, wie die Zugprobe. Man kann in der Tat ganze Versuchsreihen von Materialien ungefähr gleicher Festigkeitseigenschaften und gleicher Vorbehandlung anführen, bei denen sich eine gewisse Beziehung zwischen Schlagarbeit und Festigkeitseigenschaften finden läßt. Man ist sogar soweit gegangen, dafür Formeln aufzustellen.

Sobald aber die Materialien verschiedener Vorbehandlung, insbesondere verschiedener Wärmebehandlung unterworfen werden, so hört die Gesetzmäßigkeit sofort auf, weil die durch diese Vorbehandlung bedingten Eigenschaftsänderungen bei der Kerbschlagprobe in der Regel schärfer angezeigt werden, als bei der Zugprobe.

Hierin liegt aber gerade der Wert der Kerbschlagprobe. Sie soll auf solche durch falsche Wärmebehandlung oder durch sonstige fehlerhafte Einflüsse hervorgerufene Unzuverlässigkeit des Materials aufmerksam machen.

349. Es ist vielleicht für den Leser nicht ganz ohne Interesse zu erfahren, wie ich im Jahre 1898 zur Einsicht von der Bedeutung der Kerbschlagprobe für die Materialbewertung gelangte. (Vgl. E. Heyn, *L*₄ 40).

Es waren damals in der Literatur bereits mehrfache Hinweise auf den Nutzen der Kerbschlagprobe erschienen (Barba). Ich glaubte aber damals noch, daß die übrigen Verfahren der Materialprüfung ausreichen müßten, um die Eignung des Materials für Konstruktionszwecke genügend zu kennzeichnen, und stand den Hinweisen in der Literatur ziemlich zweifelnd gegenüber. Dies dauerte so lange, bis ich eines Tages ein Stück Flußeisenwalzdraht von etwa 19 mm Durchmesser in die Hand bekam, das so spröde war, daß es beim bloßen Auffallen auf den Fußboden entzweibrach. Trotzdem gab weder die chemische Prüfung noch die Zugprobe Hinweis auf das Vorhandensein dieser großen Sprödigkeit.

In den Jahren 1898 und 1899 handelte es sich um die Prüfung eines Flußeisenkesselblechs von etwa 22 mm Dicke, das so spröde war, daß man mit dem Handhammer bequem Teile davon abschlagen konnte. Der Bruch war grobkörnig und hellglänzend. Der mit dem Hammer feststellbare Grad der Sprödigkeit war an verschiedenen Stellen des für die Prüfung zur Verfügung stehenden Blechabschnitts von 1000×1000 mm verschieden groß.

Die chemische Analyse des Materials an zwei verschiedenen Stellen, an einer sehr spröden und an einer weniger spröden Stelle, zeigte nichts, was die große Sprödigkeit hätte erklären können; sie ergab im Durchschnitt: C=0,04, Si=fast Null, Mn=0,27, P=0,020, S=0,025, Ni=0,06, Cu=0,08%.

Schliffe durch das Blech gaben nach Ätzung mit Kupferammoniumchlorid deutliche Trennung des Materials in zwei scharf getrennte Zonen (Abb. 411). In den beiden Zonen *R* (Randzone) war das Eisen sehr grobkörnig, so daß man die

Kristalle mit bloßem Auge erkennen konnte. In der Zone *K* (Kernzone) war die Körnung feiner; die Zone war etwas dunkler gefärbt und von wenigen dunkleren Streifen durchsetzt. Wegen der Gefügeverschiedenheit in den Zonen *R* und *K* wurden Analysenproben aus beiden getrennt entnommen. Sie ergaben:

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu
Zone <i>R</i> :	0,03	—	0,27	0,016	0,02	0,05	0,08%
„ <i>K</i> :	0,04	—	0,28	0,028	0,05	0,07	0,09%

In der Kernzone ist also schwache Anreicherung von Phosphor und Schwefel, mithin geringfügige Seigerung vorhanden. Sie ist so schwach, daß sie nicht im entferntesten zur Erklärung der hohen Sprödigkeit herangezogen werden kann.

Die Zugproben wurden ebenfalls getrennt aus Rand- und Kernzone entnommen. Zu diesem Zweck erhielten die Probestäbe nur die geringe Dicke von 4 mm bei etwa 19 mm Breite. Die Länge der Teilung betrug 100 mm. Die Durchschnitzahlen aus je drei Versuchen sind in Tabelle XXIX zusammengestellt.

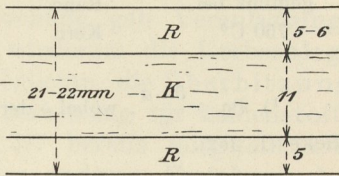


Abb. 411.

Tabelle XXIX.

Zustand der Probe	Entnahme- stelle	σ_s at	σ_B at	$\delta_{11,3\sqrt{f}}$ %	q %	$\frac{\sigma_s}{\sigma_B} \cdot 100$ %	Aussehen	
							der Bruch- fläche	der Oberfläche nach dem Bruch
Wie ein- geliefert	Rand	2310	3350	22,1	57	69	mattgrau, schuppig bis blättrig, zackig	stark krispelig
	Kern	1950	3260	23,1	51	60		
Geglüht bei 750 C°	Rand	1390	2930	29,9	58	48		
	Kern	1710	3170	27,1	49	54		

Hiernach entspricht das Metall zwar den Würzburger Normen für Flußeisenkesselbleche 1902 nicht, da diese verlangten: σ_B mindestens 3400 at, δ mindestens 25%, und $\frac{\sigma_B}{100} + \delta$ mindestens 62 (alle Zahlen auf das geglühte Material bezogen). Trotzdem würde man ohne Kenntnis des tatsächlichen Verhaltens des Materials aus obiger Tabelle weiter nichts schließen können, als daß das Blech im Zustand der Einlieferung verhältnismäßig geringe Festigkeit hat, was angesichts des geringen Kohlenstoffgehaltes nicht weiter auffällt, und daß die Bruchdehnung δ und die Querschnittsverminderung q angesichts dieses geringen Kohlenstoffgehaltes ziemlich niedrig sind. Indessen ist der Abstand der Dehnung (22,1 und 23,1%) von dem durch die Würzburger Normen als Mindestmaß verlangten Werte 25% so gering, daß man unmöglich auf den Gedanken kommen würde, das Material im Zustand der Einlieferung als außerordentlich spröde zu bezeichnen.

Die Ergebnisse der Biegeproben unter ruhigem Druck sind folgende (Tab. XXX). Die Probestäbe waren 12 mm breit bei 4 mm Dicke aus den einzelnen Zonen getrennt entnommen.

Hiernach bringt die Biegeprobe mit nicht gekerbten Stäben die Sprödigkeit des Materials überhaupt nicht zum Ausdruck. Die Biegeprobe mit eingekerbten Stäben lieferte schon etwas brauchbarere Angaben. Aber auch diese sind nicht imstande, die offenbare Sprödigkeit des Bleches genügend hervorzuheben.

Tabelle XXX.

Zustand und Entnahmestelle der Proben		Stäbe nicht gekerbt		Stäbe gekerbt	
		Biegewinkel $\frac{w}{\rho}$	Biegegröße ¹⁾	Biegewinkel $\frac{w}{\rho}$	Biegegröße ¹⁾
Wie ein- geliefert	Rand	180	100	90	23
	Kern	180	100	144	38
geglüht bei 750 C°	Rand	180	100	180	56
	Kern	180	100	174	51

¹⁾ $\mathfrak{B}_g = \frac{50 \cdot a}{\rho}$, wobei ρ der Biegungshalbmesser auf der halben Probendicke und a die Probendicke (I, 382).

Es verblieb nur noch die Schlagprobe am nicht eingekerbten Stab. Sie führte nur bei genügend großer Stabdicke zum Ziel; alsdann kann ein Stab aus einem Material von der Sprödigkeit des Bleches im Einlieferungszustand durch einen Schlag mit dem Handhammer zum plötzlichen Bruch geführt werden. Da aber wegen des Auftretens verschiedener Zonen innerhalb der Blechdicke die Stababmessungen klein genommen werden mußten ($6 \times 4 \times 60$ mm), wenn die Eigenschaften in den verschiedenen Zonen getrennt festgestellt werden sollten, so versagte auch dieses Prüfungsverfahren. Die Stäbe von den genannten geringen Abmessungen ließen sich unter dem Handhammer völlig zur Schleife zusammenschlagen, ohne daß Anriß entstand, während Blechstreifen von der Blechdicke 21 mm wenigstens an einzelnen Stellen des Blechs mittels Hammerschlag ohne vorausgehende Formänderung zu Bruch gebracht werden konnten.

Nach längeren Versuchen wurde die Kerbschlagprobe in der Ausführungsform 343 g (vgl. 317) als brauchbar für den vorliegenden Zweck ermittelt. (Es ist anzunehmen, daß auch die übrigen Verfahren der Kerbschlagprobe zum gleichen Ziel führen würden.) Hierbei ergab das eingelieferte Blechmaterial an den sprödesten Stellen die Biegezahl (317) $\mathfrak{B}_3 = 0$ bis $\frac{1}{2}$; d. h. der Stab wurde beim ersten Schlag mit dem Hammer vollkommen aufgeklappt, oder die obere Stabhälfte sprang fort. Der Bruch war grobkörnig. Die Probe ergab somit Übereinstimmung mit den Vorversuchen, bei denen die Hammerschläge gegen das Blech in seiner ganzen Dicke geführt wurden. Das gesamte, bei einer großen Reihe von Kerbschlagproben ermittelte Verhalten des Materials war folgendes:

Tabelle XXXI. Ergebnis der Kerbschlagprobe, Verfahren 343 g.

Zustand und Entnahmestelle der Proben		Mittlere Biegezahl $\mathfrak{B}_3$	
		an den sprödesten Stellen des Bleches	an den am wenigsten spröden Stellen des Blechs
Wie ein- geliefert	Rand	0 bis $\frac{1}{2}$ Bruch grobkörnig	2 Bruch matt
	Kern	0 bis $\frac{1}{2}$ „ „	2 „ „
Kurze Zeit bei 1000 bis 1100 C° geglüht	Rand	> ¹⁾ nicht weiter geprüft	4 Bruch matt
	Kern	> 1 „ „	2 „ „

¹⁾ Nach später gemachten Erfahrungen ist anzunehmen, daß, wenn die Prüfung nicht abgebrochen worden wäre, sich im Rand die Biegezahl 4, im Kern die Biegezahl 2 ergeben haben würde, wie bei den weniger spröden Stellen nach dem Glühen.

Die Eigenschaften des Blechmaterials, wie sie durch die Kerbschlagprobe gekennzeichnet werden, ergeben sonach Unterschiede in der Biegezahl von 0 (sprödester Zustand) bis 4 (Sprödigkeit völlig beseitigt). Das sind überhaupt nach meinen späteren Erfahrungen die äußersten Grenzen der Biegezahlen, die bei Eisen und Eisenlegierungen vorkommen können. Man kann bequem die Eisenlegierungen bezüglich der Biegezahl $\mathfrak{B}_3$ in 8 verschiedene Wertklassen einteilen, die sich mit Hilfe des einfachen Verfahrens mit Sicherheit als Mittelwerte feststellen lassen. Die Klassen entsprechen Biegezahlen 0 bis $\frac{1}{2}$, $\frac{1}{2}$ bis 1, 1 bis $1\frac{1}{2}$, $1\frac{1}{2}$ bis 2, 2 bis $2\frac{1}{2}$, $2\frac{1}{2}$ bis 3, 3 bis $3\frac{1}{2}$, $3\frac{1}{2}$ bis 4.

Der oben angeführte Fall der Kesselblechuntersuchung gab Veranlassung, der Ursache der Sprödigkeit nachzuforschen. Es war wiederum die Kerbschlagprobe in der angegebenen einfachen Form, die es ermöglichte, die Überhitzung als Ursache festzustellen und auch die Gesetze der Überhitzung für kohlenstoffarme Flußeisensorten näher zu verfolgen, wie es in 317 bereits mitgeteilt ist.

Man hätte das Gesetz natürlich auch mittels der anderen Verfahren der Kerbschlagprobe finden können, ob aber in vollem Umfange möchte ich noch bezweifeln und zwar auf Grund meiner Erfahrung, daß zum Beispiel mit einem Pendelschlagwerk von 10 mkg nach den Normen des Deutschen Verbandes nur Materialien mit der Biegezahl kleiner als 2 eine meßbare Schlagarbeit liefern, solche aber mit höheren Biegezahlen $\mathfrak{B}_3 = 2 - 4$ (also die 4 höchsten Klassen) nicht mehr unterschieden werden können. Stäbe 10×10 mm aus solchen Materialien können mit keiner Art der Kerbung unter dem kleinen Pendelschlagwerk zu Bruch gebracht werden. Wie sie sich auf den größeren Schlagwerken verhalten, vermag ich zurzeit noch nicht zu übersehen. Man wird aber aus dem Gesagten erkennen, daß nicht ohne weiteres der kostspieligere und scheinbar genauere Apparat auch die Vorteile ausschließlich auf seiner Seite hat.

Der Grund, warum für die Kerbschlagprobe nach Heyn die kleinen Probe-
stäbe mit 6×4 mm Querschnitt gewählt worden sind, ist schon in 317 angegeben. Dadurch wird es möglich, die Eigenschaften des Materials in den verschiedenen Zonen zu ermitteln.

Ich verweise noch auf den in Absatz 290 erwähnten Fall der gebrochenen Pleuelstangenschraube zurück, bei dem sich der Wert der Untersuchung der verschiedenen Zonen deutlich zeigt (vgl. Abb. 251).

In einem anderen Falle waren zwei verschiedene Trägersorten miteinander zu vergleichen. Beide waren am Fuß zu lochen und danach dem Biegeversuch zu unterwerfen. Die Löcher waren durch Stoßen, nicht durch Bohren herzustellen. Es ergab sich, daß die eine Materialart *A* beim Biegen der im Fuß gelochten Träger meist Einrisse zeigte, während die Materialart *B* diese Behandlung ertrug. Die Ätzprobe mit Kupferammoniumchlorid ergab bei den Trägern aus Material *A* starke Seigerung in der Kernzone, die in Abb. 412 schraffiert gezeichnet ist. Die Kernzone reicht bis an die Wandung des Loches heran. Bei den Trägern aus Material *B* war zwar der Gehalt an Phosphor im Durchschnitt etwas höher als im Material *A*, der Phosphor war aber gleichmäßig durch die Masse verteilt, so daß Trennung in Kern- und Randzone infolge Phosphorseigerung nicht vorhanden war. Das verschiedene Verhalten der Träger beim Biegen nach dem Lochen ist erklärlich. Ein Loch ist ein Kerb (340), ganz besonders aber ein gestoßenes Loch, das am Umfang infolge Kaltreckens Reckspannungen hervorruft (301 bis 307). Verwendet

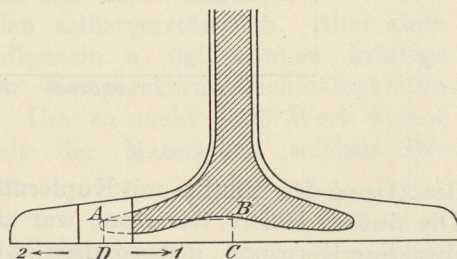


Abb. 412.

man nun ein Metall, das ganz besonders geringe Kerbzähigkeit besitzt, so wird bei der äußeren Beanspruchung die Wirkung des Kerbs zur Geltung kommen und Reißen begünstigen. Dies war im vorliegenden Falle bei den Trägern *A* der

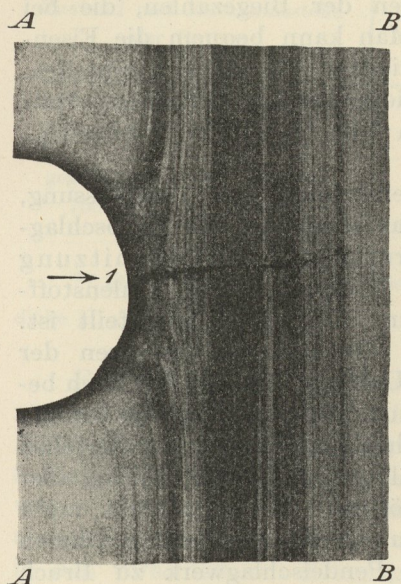


Abb. 413.

Fall, wo der seigerungsreiche Kern sehr geringe Biegezahl B_3 lieferte. Wie Abb. 413, ein Schliff nach der Linie *AB* in Abb. 412, zeigt, ging der beim Biegen der Träger *A* entstandene Riß von der Lochwandung aus nach der Mitte des Trägers, also in der Richtung 1 (Abb. 412) in die dunkel erscheinende Kernzone, während er es doch bequemer gehabt hätte, in der Richtung 2 nach außen zu gehen, wo der Widerstand geringer war. Er bevorzugte aber den ersteren Weg, weil die dort vorhandene Kernzone geringere Kerbzähigkeit besitzt. Bei den Trägern *B* war die Kerbzähigkeit größer, daher das bessere Verhalten beim Biegen.

Ganz ähnliche Erscheinungen sieht man bei gelochten Kesselblechen. Auch hier kann das gestoßene Loch bei Materialien von geringer Kerbzähigkeit zu plötzlichen Brüchen führen, wenn die Beanspruchung ein bestimmtes Maß überschreitet. Als Beispiel sei auf ein Kesselblech hingewiesen, das bereits vor der Inbetriebnahme des Kessels bei der Kaltdruckprobe längs der Nietlöcher einriß.

Der Bruch ist in Abb. 414 gezeichnet. Die Nietlöcher waren gestoßen, nicht gebohrt; es hätte also wegen der Kerbwirkung dieser Löcher besonderer Wert auf Kerbzähigkeit des Materials gelegt werden müssen. Nach Tafelabb. 71, Taf. XIV, ergab

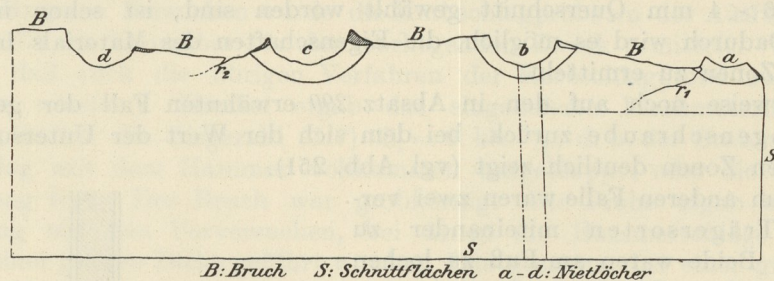


Abb. 414.

die Ätzung des Schliffes mit Kupferammoniumchlorid sehr ausgeprägte Zonenbildung. Die äußere hellere Randzone war ziemlich arm an Seigerungen, dagegen war die dunklere Kernzone, insbesondere in den dunklen Längsstreifen, stark mit Phosphorseigerungen behaftet. Die weitere Untersuchung ergab das in der Tabelle XXXII Zusammenge stellte.

Auf Grund der Kerbschlagprobe ist das Material außerordentlich empfindlich gegen Kerbwirkung. Die Gefährlichkeit seiner Verwendung liegt auf der Hand. Trotzdem genügt es den Würzburger Normen (Mantelblech II) von 1902 und ebenso den Bedingungen für Mantelbleche nach den Würzburger Normen 1905, die keine Prüfung vorschreiben, welche die Empfindlichkeit des Materials gegenüber Kerbwirkung feststellen.

Bereits früher ist ein Beispiel dafür angeführt worden, daß der Einfluß der

Abkühlungsgeschwindigkeit von Werkstücken aus schmiedbarem Eisen sich deutlich bei der Kerbschlagprobe, fast nicht bei der Zugprobe erkennbar macht (336 am Schluß).

Tabelle XXXII.

	Chemische Zusammensetzung		Zugprobe			Kerbschlagprobe $\mathfrak{B}_3$
	P %	S %	σ_S at	σ_B at	$\delta_{11,3\sqrt{f}}$ %	
Randzone	0,088	0,04	—	—	—	0 bis $1/2$
Längs der dunklen Streifen in der Kernzone	0,203	0,16	—	—	—	0
Kernzone	—	—	—	—	—	0 bis $1/2$
Durchschnitt über die ganze Blechdicke	0,168	0,10	$\left\{ \begin{array}{l} 2630 \\ [2460] \end{array} \right.$	$\left\{ \begin{array}{l} 4290 \\ 4230 \end{array} \right.$	$\left\{ \begin{array}{l} 23,8 l \\ 25,4 qu \end{array} \right.$	—

l = Längsprobe, qu = Querprobe.

Die Zahl der angeführten Fälle läßt sich noch bedeutend vermehren (vgl. E. Heyn, L_4 76 und L_3 3).

Die obigen Beispiele dürften genügen, um darzutun, daß die Kerbschlagprobe Aufschlüsse gibt, welche die bisherigen Verfahren nicht liefern können, und daß also eine Ergänzung dieser Prüfungsverfahren durch die Kerbschlagprobe zum wenigsten bei Eisen und seinen Legierungen unerlässlich ist, wenn man sich ein vollständiges Bild von den Eigenschaften des Materials verschaffen will.

Natürlich ist die Kerbschlagprobe kein Universalmittel, das die Eignung des Materials für jeden Zweck dartut. Es ist ein Hilfsmittel mehr zur Erkenntnis, weiter nichts.

Sie gibt uns aber klaren Aufschluß darüber, ob ein Material empfindlich ist gegenüber der Kerbwirkung, insbesondere bei stoßweiser Beanspruchung. Die Kerbwirkung ist bei der Mehrzahl unserer Konstruktionen nicht zu vermeiden. Querschnittsänderungen, mehr oder weniger abgerundete einspringende Kanten, Niet- und Schraubenlöcher, Gewinde usw. lassen sich nicht umgehen. Stoßweise Beanspruchung ist bei bewegten Maschinenteilen selbstverständlich. Aber auch bei ruhenden Bauteilen, wie z. B. in Dampfkesseln u. dgl. können kräftige stoßweise Beanspruchungen infolge plötzlicher Temperaturungleichmäßigkeiten (Wärmespannungen) oft genug auftreten (330). Um so mehr muß Wert darauf gelegt werden, über die Widerstandsfähigkeit der Materialien solchen Beanspruchungen gegenüber Aufschluß zu erhalten.

F. Härte und Bearbeitbarkeit.

(Ergänzungen zu I, 341 bis 359, Härteprüfung)¹⁾.

a) Kugeldruckprobe.

350. Nach Erscheinen des ersten Bandes hat seit 1900 die Härtebestimmung durch die Kugeldruckprobe auf Grund der Arbeiten von Brinell (L_4 87, 88, 89 und 95) weite Verbreitung gefunden. Hierbei wird eine Kugel K aus gehärtetem

¹⁾ Die Ergänzung soll hier nur so weit gegeben werden, als zum Verständnis des Inhalts des II. Bandes unbedingt erforderlich ist; alles übrige ist der Neuauflage des ersten Bandes vorbehalten.

Stahl vom Durchmesser D , wie sie für Kugellager verwendet wird, unter einem bestimmten Druck P in das zu prüfende Material eingedrückt (Abb. 415). Der Durchmesser des Eindrucks d wird gemessen; mit seiner Hilfe wird die Oberfläche der durch den Eindruck gebildeten Kugelkalotte f_k berechnet. Das Verhältnis

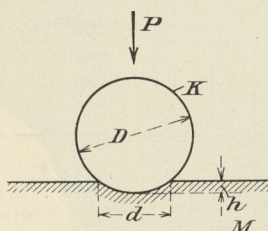


Abb. 415.

$$\mathfrak{H} = \frac{P}{f_k} \quad \dots \dots \dots (24)$$

in kg/qmm ist dann die Brinellsche Härtezahl. Sie gibt also den auf die Einheit der Fläche der Eindrucks-
kalotte bezogenen Druck als Maßstab für die Härte. Die
Berechnung von f_k geschieht nach der bekannten Formel

$$f_k = \pi D h$$

$$h = \frac{D}{2} - \sqrt{\frac{D^2}{4} - \frac{d^2}{4}}$$

Darin ist h die Eindringtiefe unter der Voraussetzung, daß die Kugel unter dem Druck keine elastische Abplattung erfährt, also die Eindrucks-
kalotte denselben Krümmungshalbmesser hat wie die unbelastete Kugel. Dann ist

$$\mathfrak{H} = \frac{P}{\pi D \left(\frac{D}{2} - \sqrt{\frac{D^2}{4} - \frac{d^2}{4}} \right)} \quad \dots \dots \dots (25)$$

Im Bereich der preußischen Staatseisenbahnen wurde seit 1900 auf Grund der Untersuchungen Kohns die Prüfung der Schienen auf Kugeldruckhärte an Stelle der bis dahin vorgeschriebenen Zugprobe zugelassen. Die angewendeten Kugeln haben 19 mm Durchmesser. Sie werden unter einem Druck von 50 t in den Schienenkopf eingedrückt. Die Eindringtiefe darf nicht weniger als 3,3 und nicht mehr als 5,5 mm betragen. Bei besonders verschleißfesten Schienen (σ_B mindestens 7000 at) soll der Eindruck zwischen 3 und 5 mm liegen (I_4 90). Kohn soll bereits vor Brinell die Kugeldruckprobe angewendet haben (I_4 91).

Die Ausführung der Kugeldruckprobe ist sehr einfach. Kohn verwendet die Schiene ohne jede Vorbereitung. Brinell stellt aus dem zu prüfenden Stoff eine Platte her, deren Flächen nur angenähert parallel zu sein brauchen. Die Fläche, auf die der Druck wirkt, muß einigermaßen glatt sein, Polieren ist aber nicht notwendig. Die Dicke der Platte soll nicht zu gering sein, nicht unter 2,5 mm. Der Abstand der Mitte des Eindrucks von der Kante der Platte soll nicht kleiner als 14 mm sein, damit der gefundene Wert der Kugeldruckhärte nicht durch seitliche Ausbauchung der Seitenflächen der Platte beeinflusst wird. Der Druck P wird mit irgendeiner Vorrichtung erzeugt, die den Druck zu messen gestattet. Die Größe des Durchmessers d des Eindrucks kann mit Hilfe eines einfachen Mikroskops oder auf andere Weise gemessen werden. Die Messung hat mindestens nach zwei aufeinander senkrechten Richtungen zu erfolgen. Der Kugeldurchmesser D ist bei Brinell 10 mm.

Brinell war sich wohl bewußt, daß die Beziehung des Druckes auf die Einheit der Eindrucksfläche $f = \frac{\pi}{4} d^2$ theoretisch richtiger wäre, als die Beziehung auf die Einheit der Kalottenoberfläche f_k . Er wählte aber die letztere aus folgendem Grunde. Beim Vordringen der Kugel in das Material erhöht sich die Härte infolge Kaltreckens, d. h. mit steigenden Eindringtiefen erhält man immer höhere Härtezahlen. Brinell glaubte diese Steigerung dadurch bis zu einem gewissen

Grade ausgleichen zu können, daß er das Verhältnis $\frac{P}{f_k}$ statt $\frac{P}{f}$ verwendete, da ja f_k mit wachsender Eindrucktiefe schneller wächst als f . Hiermit hat Brinell erzielt, daß der Wert seiner Härtezahl $\mathfrak{H}$ mit steigender Eindrucktiefe, also bei gleichem Material mit steigendem Druck P , nicht so schnell wächst als die Zahl

$$\mathfrak{H}' = \frac{P}{f}.$$

Zu bedenken bleibt aber, daß die Härtezahl $\mathfrak{H}$ trotzdem bei einem und demselben Material mit dem Druck P und dem Durchmesser der Kugel D veränderlich ist. Es ist deshalb erforderlich, sich auf einen bestimmten Kugeldurchmesser D und einen bestimmten Druck P zu einigen, damit die für verschiedene Materialien gewonnenen Härtezahlen vergleichbar sind. Brinell fand, daß der Durchmesser D am zweckmäßigsten gleich 10 mm gewählt würde. Er schlug als Druck P 3000 kg für Eisen und Stahl, für weichere Metalle 500 kg vor. Dieser Vorschlag ist aber für alle Metalle und Legierungen nicht gut durchführbar; einmal, weil der Druck von 500 kg bei weichen Stoffen bereits zu tiefe Eindrücke oder bei spröderen Stoffen Risse am Umfang des Druckkreises gibt, andererseits, weil der Druck 3000 kg für manche Stoffe zu groß und der von 500 kg zu klein ist. Brinell war selbst gezwungen, Zwischendrücke von 1000 kg anzuwenden.

Im folgenden wird der Druck P , bei dem die Brinellsche Härtezahl ermittelt wurde, dem Buchstaben $\mathfrak{H}$ als Anzeiger beigeschrieben werden. $\mathfrak{H}_{3000}$ bedeutet also z. B. $\mathfrak{H}$ für $P=3000$ kg.

Durch die willkürliche Wahl der Drücke wird die Vergleichbarkeit der Härtezahlen verschiedener Stoffe erschwert. Praktisch verschwindend ist dieser Nachteil bei der laufenden Betriebskontrolle, wo es sich immer um Gruppen von ähnlichen Stoffen handelt, bei denen man P unverändert halten kann. Hier hat das Kugeldruckverfahren sein eigenstes Arbeitsfeld erlangt.

Nach E. Rasch (L_4 9) und E. Meyer (L_4 10) läßt sich die Beziehung zwischen dem angewendeten Druck P und dem Durchmesser des Eindruckskreises d mit genügender Genauigkeit durch die Gleichung

$$P = ad^n \quad \dots \dots \dots (26)$$

darstellen, worin a und n unveränderliche, nur von der Art und dem Zustand des zu prüfenden Materials abhängige Größen sind. Sie sind von der Art des zu den Stahlkugeln verwendeten Materials unabhängig, sofern dieses nur wesentlich härter ist, als das des zu prüfenden Stoffes. Bei Anwendung von Stahlkugeln mit 10 mm Durchmesser gilt das durch die Gl. 26 ausgedrückte Gesetz dann nicht mehr, wenn der Durchmesser des Eindruckskreises d kleiner als 1 mm wird (E. Meyer, L_4 10). Die obere Grenze des Gesetzes ist nicht bekannt; jedenfalls gilt es nach Meyer für alle bisher untersuchten Stoffe bis zu Drücken von $P=3000$ kg bei Anwendung einer Stahlkugel von 10 mm Durchmesser.

Die Werte von a liegen zwischen 20 und 270 kg/qmm, die von n zwischen 1,91 und 2,38.

Meyer schlägt als Maßstab für die Härte den mittleren Druck vor, der infolge Einpressens der Kugel in der Druckfläche entsteht. Dieser soll mit $\mathfrak{H}'$ bezeichnet werden. Er ergibt sich aus der Gleichung

$$\mathfrak{H}' = \frac{P}{\frac{\pi}{4} d^2} \quad \dots \dots \dots (27)$$

Nach Einsetzen des Wertes von P aus der Gl. 26 erhält man dann weiter

$$\mathfrak{H}' = \frac{4a}{\pi} \cdot d^{n-2} \quad \dots \quad (28)$$

Nach dem Gesetz der proportionalen Widerstände (I, 151) muß man bei einem und demselben Material auch bei verschiedenen Kugeldurchmessern D zu gleichen Härtezahlen $\mathfrak{H}'$ gelangen, wenn sich verhalten

$$D_1 : D_2 = d_1 : d_2.$$

Da

$$\mathfrak{H}'_1 = \frac{P_1}{\frac{\pi}{4} d_1^2} = \mathfrak{H}'_2 = \frac{P_2}{\frac{\pi}{4} d_2^2}$$

sein soll, so muß sein

$$\frac{P_1}{P_2} = \frac{d_1^2}{d_2^2} = \frac{D_1^2}{D_2^2}.$$

Man erhält also gleiche Härtezahlen, wenn die Drücke P so gewählt werden, daß sie sich wie die Quadrate der Kugeldurchmesser verhalten. E. Meyer fand bei Versuchsreihen mit verschiedenen Materialien das Gesetz innerhalb der Fehlergrenzen des Versuchsverfahrens bestätigt.

In dem Gesetz $P = ad^n$ bedeutet a diejenige Belastung, die zur Erzielung des Eindruckdurchmessers $d = 1$ mm erforderlich ist. Die Unveränderliche a hat daher die Maßeinheit kg/mm³. Da $\mathfrak{H}'$ mit P und folglich auch mit d veränderlich ist, so würde zur Kennzeichnung der Härte, wie E. Meyer betont, nicht ein einzelner Wert von $\mathfrak{H}'$ aus der durch Gl. 28 dargestellten Kurve herausgegriffen werden dürfen, sondern jeder Punkt dieser Kurve zur Kennzeichnung der Härte gleichberechtigt sein. D. h. mit anderen Worten, man muß für jeden Stoff die Kurve $\mathfrak{H}'$ als Härtemaßstab angeben. Das erschwert natürlich den Vergleich. Meyer benutzt deshalb zum Vergleich verschiedener Stoffe diejenige Zahl $\mathfrak{H}'$, die den Eindruckdurchmesser $d = 1$ mm gibt, das würde also nach Gl. 28 sein

$$\mathfrak{H}'_1 = \frac{4a}{\pi} \quad \dots \quad (29)$$

Ferner benutzt er auch nach dem Vorgang von Brinell die Härtezahl $\mathfrak{H}'$ für einen bestimmten willkürlichen Druck P . Diese Zahl wollen wir mit $\mathfrak{H}'_P$ bezeichnen, wobei der Anzeiger P den gewählten Druck P angibt. Es ist dann

$$\mathfrak{H}'_P = \frac{P}{\frac{\pi}{4} d^2} \quad \dots \quad (30)$$

Der Härtenmaßstab $\mathfrak{H}'_1$ nach Gl. 29 muß aus der durch den Versuch ermittelten Schaulinie $P = ad^n$ entnommen werden. Hierzu ist es erforderlich, mehrere Punkte dieser Schaulinie durch den Versuch zu bestimmen, um die Größe a mit der erforderlichen Sicherheit zu erhalten. Dadurch wird das Verfahren etwas umständlich und verliert den Vorzug der Einfachheit der Ausführung, der gerade seine weite Verbreitung begünstigt hat.

Der Härtemaßstab $\mathfrak{H}'_P$ kommt auf dasselbe hinaus, wie die Brinellzahl $\mathfrak{H}$, nur daß der Druck statt auf die Oberfläche der Kalotte auf die Fläche des Eindruckkreises bezogen wird. Diesem Härtemaßstab haftet bezüglich des Vergleichs verschieden harter Stoffe derselbe Nachteil an, der bereits bei Besprechung der Brinellzahl hervorgehoben wurde. Man muß für verschieden harte Stoffe verschieden große Drücke P wählen.

351. Bei manchen Materialien bietet die Messung des Eindruckdurchmessers Schwierigkeiten, namentlich wenn die Eindrücke mit kleinen Kugeln und geringen Drücken P durchgeführt werden. Diese Art der Durchführung des Versuchs hat aber gerade dann Interesse, wenn es sich darum handelt, die ursprüngliche Oberflächenhärte von Stoffen kennen zu lernen. Wendet man hierbei große Eindrucktiefen an, so erhält man die Härte des unter der Kugel stark kaltgereckten, also härter gemachten Materials. In der Beziehung $P = ad^n$ ist ja die Steigerung der Härte durch diese Kaltreckung mit inbegriffen. Diese Beziehung hat deswegen auch nur dann Wert, wenn man sich tatsächlich ein Bild von der Veränderung der Härte unter der Druckwirkung machen will, nicht aber dann, wenn man sich ein Urteil über den Widerstand bilden will, den ein Stoff in seinem ursprünglichen Zustand dem Eindringen eines Körpers entgegensetzt.

Wird die Kugeldruckprüfung als Ersatz verwendet für die Zugprobe, will man also aus den Angaben der Kugeldruckprobe auf die Zugfestigkeit σ_B eines Stoffes schließen, so wird man mit tiefen Eindrücken dem Ziel näher kommen, als mit flachen, denn der Zugversuch erschöpft ja auch die Arbeitsfähigkeit des Stoffes bis zu einem gewissen Grade und erfolgt unter fortgesetztem Kaltrecken. Ebenso wird man die Beziehung $P = ad^n$ dazu benutzen können, um sich ein Bild zu verschaffen von dem Grade, in dem die Widerstandsfähigkeit eines Stoffes gegenüber bleibender Formänderung durch Kaltrecken gesteigert wird.

Ferner erscheint mir die Anwendung großer Eindrucktiefen zweckmäßig bei der Prüfung von Schienenmaterial, wie sie von Kohn eingeführt ist. Hier handelt es sich nicht um Feststellung der Oberflächenhärte, sondern um Ermittlung des Widerstandes, den der Schienenkopf (Oberflächenschicht einschließlich der in größerer Tiefe darunter befindlichen Stoffteile) dem Druck entgegensetzt. Insbesondere soll sich bei der Probe zeigen, ob etwa im Schienenkopf tief unter der Oberfläche Hohlräume oder sonstige Fehlstellen liegen, die die Widerstandsfähigkeit der Schiene gegenüber dem Betriebsdruck vermindern können. Die Probe ist hier nicht nur Härteprobe, sondern auch gleichzeitig Probe auf etwaige Fehlstellen im Schienenkopf. Es muß deswegen ein Verfahren gewählt werden, bei dem das Material von der Oberfläche her möglichst weit bis ins Innere hinein mit beansprucht wird. Das ist erzielbar durch große Kugeln ($19 \text{ mm} = D$ nach Kohn) und tiefe Eindrücke (3 bis 5 mm).

Will man jedoch die ursprüngliche Oberflächenhärte eines Stoffes kennen lernen, beispielsweise um festzustellen, welchen Widerstand ein Lagermetall gegenüber dem Lagerdruck bietet, so eignet sich die Kugeldruckprobe mit tiefen Eindrücken nicht. Ein Lager, das durch die Druckwirkung bereits stark kaltgereckt und damit stark in seiner Form verändert wurde, ist nicht mehr betriebsfähig. Es ist daher auch gleichgültig, welche Härte es in diesem Zustande angenommen hat. Wesentlich ist der Widerstand gegen kleine Formänderungen unter Druck, die die Form des Lagers nicht wesentlich beeinflussen. Hier ist mithin die Härteprüfung mit kleinen Eindrücken am Platz. Es kommt hier das Bereich der kleinen Eindruckdurchmesser in Betracht, bei dem die Beziehung $P = ad^n$ nicht mehr gültig ist.

1. Härteprüfer Bauart Martens.

Zur schnellen und bequemen Messung kleiner Eindrucktiefen hat A. Martens einen Kugeldruckhärteprüfer entworfen. Über die Art der Durchführung der Prüfung hat er dann in Gemeinschaft mit dem Verfasser berichtet (L_4 92 und 93).

Der von Louis Schopper-Leipzig ausgeführte Härteprüfer ist in Abb. 416 dargestellt. Er besteht aus einem Druckerzeuger, der im unteren Teile der Vorrichtung liegt, und der darüber befindlichen Vorrichtung zur Messung der Eindrucktiefe h .

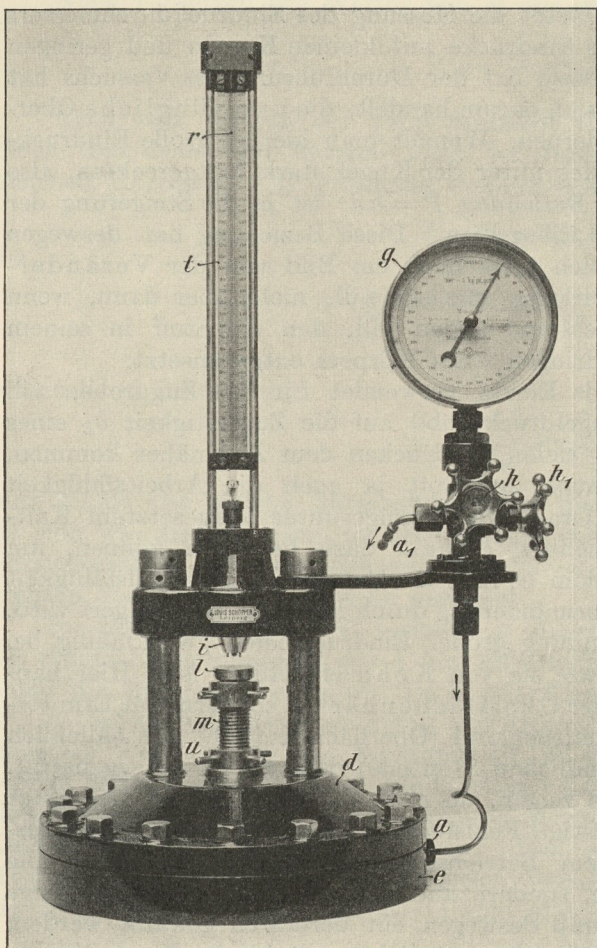


Abb. 416. Härteprüfer Bauart Martens.

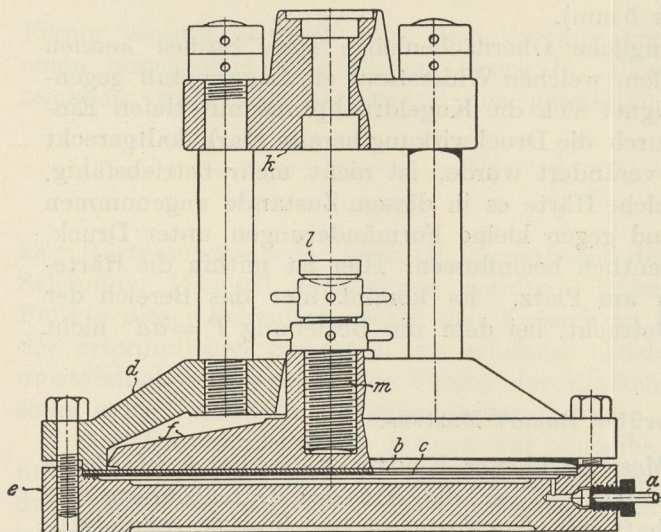


Abb. 417.

Der Druckerzeuger ist in Abb. 417 im Schnitt dargestellt. Das durch den Anschlußstutzen *a* aus der Wasserleitung eintretende Wasser gelangt unter eine Lederscheibe *b*, unter der sich die Gummihaut *c* befindet. Beide sind zwischen Deckel *d* und Grundplatte *e* wasserdicht festgeklemmt. Wird durch *a* Wasser zugelassen, so hebt sich die Membrane *b, c* und übt auf den Kolben *f*, dessen wirksame Fläche 500 qcm beträgt, einen bestimmten Druck *P* aus. Die Wasserpressung wird am Manometer *g*, Abb. 416, abgelesen, das in 300 Grade = 5 kg/qcm eingeteilt ist.

Durch Ventil *h* kann man den Wasserzufluß zu *a* und damit den Druck *P* regeln. Der höchste zulässige Druck ist, da das Manometer bis *z* = 300 anzeigt, 2500 kg.¹⁾

Die 5 mm-Stahlkugel *n* wird mit einer Spur Klebewachs in dem Futterkörper *i* befestigt, der sich gegen das Querhaupt *k* lehnt, s. Abb. 418 und 419. Der auf Härte zu prüfende Probekörper wird auf den Tisch *l* aufgelegt. Dieser ruht mittels Kugellagerung auf dem oberen Teil der Stellschraube *m*. Die Stellschraube dient zur Einstellung des Abstandes zwischen Oberkante des Tisches *l* und der Kugel *n* auf die Dicke des zu prüfenden Probekörpers.

Soll der Druck *P* vermindert werden, so ist Ventil *h* für den Wasserzutritt zu schließen, während durch Handrad *h₁* der Raum unter dem Kolben *f* mit dem Wasserabfluß *a₁* in Verbindung gebracht wird. Aus später zu erwähnenden Gründen ist es zweckmäßig, den Steuerkörper *h, h₁, a₁* nicht wie in Abb. 416 oben am Querhaupt, sondern unten auf dem Tisch anzubringen, auf dem der Härteprüfer steht, und das Auslaßrohr *a₁* mit schwachem Gefälle zu versehen.

Die Vorrichtung zum Messen der Eindringtiefe der Kugel ist ersichtlich aus Abb. 416 sowie 418 und 419. Die 3 Stahlstäbchen *o* legen sich auf die zu prüfende Fläche des Probekörpers auf. Sie tragen auf Spitzen die Stahlplatte *p*. Auf dieser ruht ein Führungskolben *m₁* und auf diesem schließlich im Schwerpunkt des Stützdruckes der drei Spitzen an *p* der Stahlkolben *m₂*, der in seinem Zylinder quecksilberdicht eingeschliften ist. In dem Raum *q* oberhalb des Kolbens *m₂* befindet sich Quecksilber, das in das Glasröhrchen *r* hineinragt. Mittels des Stellkölbchens *s*, Abb. 419,

¹⁾ Neuerdings liefert Schopper den Härteprüfer bis zu 3000 kg Druck und zum Gebrauch mit 5 und 10 mm-Stahlkugel.

kann der Quecksilberspiegel in dem Haarröhrchen r in die Nullstellung gebracht werden. Wird nun unter dem Druck P die Kugel in das Probestück eingepreßt, so werden die Stahlstifte o und mit ihnen in gleichem Maße die gesamten Teile p , m_1 , m_2 gehoben. Das Quecksilber wird aus dem Raume q zum Teil verdrängt und steigt im Röhrchen r um einen Betrag, der an der Skala t abgelesen wird, und der in Beziehung zur Eindringtiefe h der Kugel steht.

Die Eichung des Haarröhrchens r erfolgt mit Hilfe einer Mikrometerschraube, die an Stelle des Tisches l auf die Stellschraube m aufgebracht wird und dem Meßgerät beigegeben ist. Sie wird in das Muttergewinde m_3 eingeschraubt und hat oben einen mit Teilung versehenen Kopf, während der Teil m_4 der Stellschraube m die Nullmarke trägt. Der Kopf der Mikrometerschraube wird durch die Stellschraube m nach oben bewegt, bis er die Stäbchen o des Tiefenmessers eben anhebt. Das Quecksilber in dem Röhrchen r wird durch den Stellkolben s auf Null eingestellt. Man hebt nun durch Drehen des Kopfes der Mikrometerschraube die Stahlstäbchen o um bekannte Beträge und liest den jedesmaligen Stand des Quecksilbers im Röhrchen r ab. Als dann dreht man die Mikrometerschraube im entgegengesetzten Sinne und wiederholt die Ablesungen während des Niederganges des Quecksilbers.

Infolge des Gewichtes der Quecksilbersäule im Tiefenmesser entsteht ein Gegendruck auf den Probekörper, der dem Druck P entgegenwirkt. Dieser Gegendruck ist aber bei den größten Eindringtiefen h nicht größer als 3 kg und bei kleinen Eindringtiefen erheblich geringer, so daß er vernachlässigt werden kann.

Die elastischen Formveränderungen innerhalb des Tiefenmessers, die sich unter dem genannten Druck einstellen können, z. B. durch elastische Zusammendrückung der Stäbchen o oder durch elastische Formänderungen der Spitzenlagerung der Platte p , können das Ergebnis der Tiefenmessung nicht beeinflussen, da sie bei der Eichung der Skala t mittels der Mikrometerschraube bereits berücksichtigt sind.

2. Prüfungsergebnisse mit dem Härteprüfer, Bauart Martens.

Übt man auf einen Probekörper einen Druck P mittels der Kugel aus, so gibt das Quecksilber im Tiefenmesser einen Anstieg h' in Millimeter an. Dieser Anstieg h' ist nun aber nicht ohne weiteres gleich der bleibenden Eindringtiefe h der Kugel, sondern in dem Werte h' sind außer h noch die Beträge h_e für elastische Formänderungen im Apparat und für die elastische Höhenverminderung der Kugel enthalten. Auch die elastische Eindrückung des Probekörpers kann gegebenenfalls noch hinzukommen. Das Tiefenmaß mißt ja weiter nichts als den Betrag, um den die obere Fläche des Probekörpers gegenüber der Anfangstellung gehoben ist. Solches Anheben kann aber außer durch den bleibenden Kugeleindruck durch die drei genannten elastischen Wirkungen erfolgen.

Drückt man in irgendeinen Stoff die Kugel unter wachsendem Druck ein, so wird die Beziehung zwischen Druck P und Stellung des Tiefenmaßes durch die Kurve OA in Abb. 420 dargestellt, worin der Druck als Ordinate, die Stellung des Tiefenmaßes als Abszisse verwendet ist. Im Punkt A entspricht dem Druck P

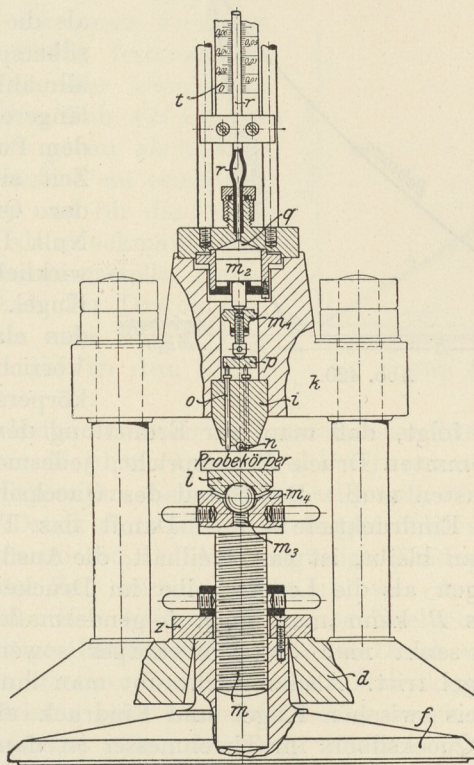


Abb. 418.

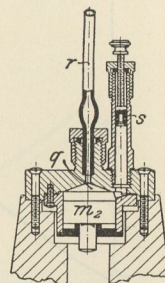


Abb. 419.

die Stellung des Tiefenmaßes h' . Schließt man nun den Wasserzufluß und öffnet allmählich den Wasserauslaß, so sinkt der Druck nach Maßgabe der Manometer-

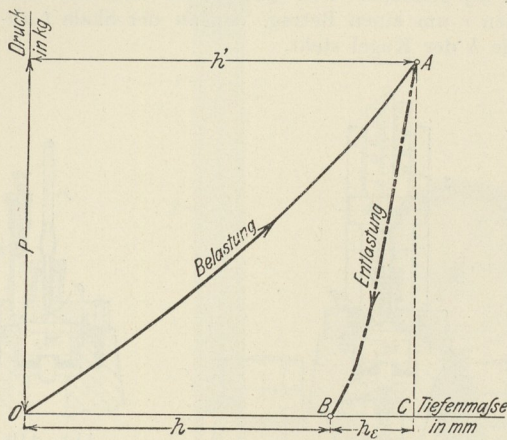


Abb. 420.

anzeige, gleichzeitig sinkt das Quecksilber im Tiefenmesser. Die Entlastungskurve AB ist aber eine wesentlich andere als die Belastungskurve OA . Der Quecksilberspiegel sinkt bei der Entlastung allmählich und bleibt beim Druck Null längere Zeit in der Höhe h entsprechend dem Punkte B stehen. Erst nach einiger Zeit sinkt bei voll geöffnetem Ausfluß der Quecksilberspiegel weiter bis auf Null. Die Strecke $OB = h$ entspricht der wirklichen bleibenden Eindringtiefe der Kugel. Der Betrag $BC = h_e$ entspricht den elastischen Formveränderungen der Vorrichtung, der Kugel und des Probekörpers selbst.

Daraus folgt, daß man zur Ermittlung der bleibenden Eindringtiefe h , die einem bestimmten Druck P entspricht, jedesmal bis zu P belasten und darauf wieder entlasten muß. Der Stand des Quecksilbers im Tiefenmaß gibt bei Entlastung die Eindringtiefe h an. Damit das Tiefenmaß im Punkte B vorübergehend stehen bleibt, ist es vorteilhaft, die Ausflußöffnung des Abflußrohres etwas tiefer zu legen als die Lederscheibe im Druckerzeuger. Zur Kontrolle der Lage des Punktes B kann man noch folgendermaßen verfahren. Mittels der Stellschraube m senkt man den Probekörper soweit, daß er ganz außer Berührung mit der Kugel tritt. Alsdann schraubt man ihn mittels der Stellschraube m wieder hoch, bis zwischen Kugel und Eindruck eben wieder Fühlung erfolgt. Der Stand des Quecksilbers im Tiefenmesser ist dann wieder gleich h .

Wie man sieht, ist es für die Handhabung des Gerätes nicht erforderlich, über die elastischen Formänderungen h_e Ermittlungen anzustellen, da man sie ausschalten kann.

Die Vorrichtung gestattet aber bequem, über das Maß dieser Änderungen Aufschluß zu erlangen. Näheres hierüber s. L_4 93. Hier soll nur darauf hingewiesen werden, daß die Kugel ganz erheblich elastisch abgeplattet werden kann. Die Abplattung kann bis zu 80 v. H. und mehr von dem Wert der bleibenden Eindringtiefe h ausmachen. Sie ist bei niederen Drücken P stärker als bei höheren und bei harten Probestoffen größer als bei weichen.

Es entsteht nun die Frage, in welcher Weise die durch den Martensschen Prüfer gemessenen Eindringtiefen h zur Kennzeichnung der Härte verwendet werden können.

Man könnte nach Brinell (350) als Härtemaßstab den Quotienten $\frac{P}{2\pi rh}$ verwenden, worin r der Halbmesser der unbelasteten Kugel ist. Der Wert von $2\pi rh$ entspricht aber hierbei nicht mehr der Oberfläche der Eindruckkalotte, die ja durch den Ausdruck $2\pi Rh$ dargestellt wird, wo R der mit P veränderliche Krümmungshalbmesser des Eindruckes ist. In dem Ausdruck $\frac{P}{2\pi rh}$ tritt somit r als willkürliche Konstante auf. Es liegt also nahe, einfach das Verhältnis zwischen Druck P und Eindringtiefe h als Härtemaßstab zu benutzen. Da dies Verhältnis mit dem Halbmesser der Kugel veränderlich sein wird, ist es zweckmäßig, nur einen bestimmten Kugeldurchmesser, und zwar die 5 mm-Kugel, zu verwenden.

Trägt man für verschiedene Stoffe P als Ordinate zu der Eindrucktiefe h als Abszisse auf, so erhält man Kurven nach Art des Schemas in Abb. 421. Die Fortsetzung der Kurven geht durch den Koordinatenanfang. Für niedrige Drücke schmiegen sie sich an eine Gerade $\mathcal{G}$ an. Bei größeren Drücken weichen sie von der Geraden $\mathcal{G}$ meist nach oben, seltener nach unten ab.

Es ist somit nicht nötig, die ganze Funktion $P=f(h)$ als Kennzeichen der Härte festzustellen, sondern es genügt, für irgendeine sehr kleine Eindrucktiefe h_n , die kleiner als OD in Abb. 421 ist, für die also $P=f(h)$ noch genügend genau als Gerade aufgefaßt werden kann, den Druck P zu ermitteln. Für den vorliegenden Härteprüfer und für die 5 mm-Kugel hat sich $h_n = 0,05$ mm als zweckmäßig und dieser Bedingung entsprechend herausgestellt. Demgemäß wird als Härtemaßstab der Druck $P_{0,05}$ angegeben, der nötig ist, um eine Kugel von 5 mm Durchmesser 0,05 mm tief in den Stoff einzudrücken.

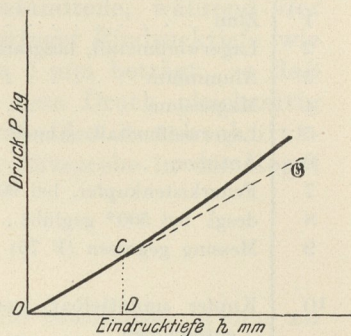


Abb. 421.

In der Quelle (L_4 93) sind eine Reihe Versuche mit verschiedenen Stoffen veröffentlicht. Dabei ist auf die starken Nachwirkungserscheinungen hingewiesen, die bei einigen Stoffen (Zinn, Magnesium, Lagerweißmetall) auftreten. Wenn die Kugel unter einem bestimmten Druck P in den Stoff eingedrückt und dann der Wasserzufluß abgesperrt wurde, erreichte sie die endgültige Eindrucktiefe nicht sofort. Die Kugel drang mit der Zeit immer weiter ein, was daran erkennbar war, daß das Quecksilber mit der Zeit weiterstieg. Diese Nachwirkung dauerte viele Stunden lang. Das endgültige Gleichgewicht zwischen Druck und Eindrucktiefe wurde sehr langsam, wenn überhaupt je erreicht. Man kann bei solchen Stoffen mit ausgeprägter Nachwirkung sehr erhebliche Fehler begehen, wenn man die Kraft P nicht lange genug wirken läßt. Dadurch würde aber die Versuchsdauer für die Prüfung erheblich vergrößert. Wenn man jedoch die Eindrucktiefe h der Kugel klein wählt, wie z. B. 0,05 mm, so ist die Nachwirkung nach einigen Minuten der Druckeinwirkung schon nicht mehr meßbar; sie wird erst bei erhöhten Drücken merkbar. Darin liegt wieder ein Vorteil der Auswahl des kleinen Druckes $P_{0,05}$ als Härtemaßstab.

Ordnet man die untersuchten Stoffe nach steigender Kugeldruckhärte $P_{0,05}$, so erhält man die in der Tabelle XXXIII niedergelegte Reihenfolge.

Schließlich ist noch zu erwähnen, welche physikalische Bedeutung dem Umstand zukommt, daß die Kurve $P=f(h)$ für niedere Drücke sich einer Geraden $\mathcal{G}$ anschmiegt, die durch den Koordinatenanfang geht und der Gleichung $P=Ch$ genügt, wenn C konstant ist. Setzt man p gleich dem mittleren Flächendruck auf die Fläche des Eindruckkreises $\frac{\pi}{4}d^2$, so ist

$$P = p \frac{\pi}{4} d^2,$$

worin sowohl p als auch d veränderlich ist. Bezeichnet man wie früher den Krümmungshalbmesser der Eindruckkalotte (nicht den Halbmesser der unbelasteten Kugel!) mit R , so ergibt sich die geometrische Bezeichnung

$$\frac{d^2}{4} = h(2R - h)$$

und folglich

$$P = \pi p h(2R - h).$$

Bei sehr kleinen Drücken P und demzufolge auch sehr kleinen Eindrucktiefen h kann die Größe h gegenüber $2R$ in dem Ausdruck $2R - h$ vernachlässigt werden, so daß man angenähert erhält:

$$P \text{ rd. } 2\pi p h R.$$

Tabelle XXXIII.

Nr.	Metall und sein Zustand	Kugeldruck- härte $P_{0,05}$ kg	Bemerkung über Zusammensetzung
1	Zinn	14	
2	Lagerweißmetall, langsam abgekühlt .	21	Sn 83,1; Sb 11,1; Cu 5,4
3	Aluminium	25	
4	Magnesium	26	
5	Lagerweißmetall, schnell abgekühlt .	26	wie 2
6	Antimon	27	
7	Feuerkistenkupfer, bei 900° geglüht .	30	
8	desgl. bei 500° geglüht	43	
9	Messing gegossen (F 70)	61	Cu 69,4; Zn 27,1; Sn 1,2; Pb 1,1; Fe 1,1
10	Kupfer unmittelbar aus Feuerkiste entnommen	81	das gleiche Kupfer wie 7 und 8.
11	Lagerrotguß, in Sand gegossen ¹⁾ . .	83	Cu 83,6; Sn 16,0; Zn 0,2; Pb 0,07; As 0,2
12	Kohlenstoffarmes Flußeisen S 660 . .	98	C 0,07; Si 0,06; Mn 0,10; P 0,010; S 0,019; Cu 0,015
13	Lagerrotguß, in Kokille gegossen ¹⁾ .	136	dieselbe Legierung wie Nr. 11
14	Werkzeugstahl S 772, geschmiedet . .	277	C 1,03; Si 0,26; Mn 0,19; P 0,02; S 0,03
15	Werkzeugstahl, S 774, bei 900° in Wasser abgeschreckt und darauf angelassen bei	C°	
16		600 bis 700	260 bis 277
17		500	446
18		400	595
19		275	1060
20		200	2285
21	nicht angelassen	100	2775
			C 0,95 Si 0,35 Mn 0,17 P 0,012 S 0,024

Durch den Versuch ist erwiesen, daß unterhalb eines gewissen Grenzwertes von P und h die Gleichung $P = Ch$ angenähert gültig ist; es folgt also innerhalb der gemachten Einschränkungen:

$$pR = \text{Konstante,}$$

d. h. während der Druck wächst, muß der Krümmungsradius R rasch abnehmen. Die Konstanz von pR gilt nur für kleine Eindrücktiefen, aber sie gilt gerade für diejenigen Eindrücktiefen h , bei denen sich sowohl p als auch R am stärksten ändert. (Näheres hierüber L_4 93.) Es besteht also eine ähnliche Beziehung zwischen dem mittleren Flächendruck p und dem Krümmungshalbmesser der Kalotte (= Krümmungshalbmesser der Kugel an der Abplattung), wie zwischen Druck und Volumen eines Gases nach dem Mariotteschen Gesetz.

3. Einige Bemerkungen über den Vergleich zwischen Ritzhärte und Kugeldruckhärte.

Es soll hier darauf aufmerksam gemacht werden, daß der Vergleich zwischen Ritzhärte nach Martens (I, 357 bis 358) und der Kugeldruckhärte nur dann möglich ist, wenn ausschließlich homogene Stoffe zur Prüfung gelangen. Arbeitet man mit Stoffen, die aus zwei oder mehreren Gefügebestandteilen verschiedener Härte bestehen, so ist ein Vergleich beider Verfahren ausgeschlossen. Einer der Hauptvorteile der Ritzprobe liegt gerade darin, die verschiedene Härte der einzelnen Gefügebestandteile beobachten und messen zu können. Der betreffende

¹⁾ Die Kugeleindrücke waren derart unrund, daß Messung des Eindruckdurchmessers d unmöglich erschien. Dagegen war h mittels des Härteprüfers bequem meßbar.

Stoff hat dann eben nach der Ritzprobe nicht eine, sondern mehrere Härten, und es ist nicht ersichtlich, welche von diesen in Vergleich mit der Kugeldruckhärte gesetzt werden soll, die doch den durchschnittlichen Widerstand der verschiedenen Gefügebestandteile gegenüber dem Eindringen der Kugel mißt. Es ist nicht zu vergessen, daß die Ritzbreite ihrer Größenordnung nach wesentlich kleiner sein kann als die Breite der einzelnen Gefügebestandteile, während der Eindruckdurchmesser bei der Kugelprobe selbst bei so geringer Eindringtiefe wie $h = 0,05$ mm bei einer 5 mm-Kugel doch immerhin etwa 1 mm beträgt, so daß in der Mehrzahl der Fälle mehrere Gefügebestandteile dem Druck gleichzeitig ausgesetzt sind. Man erhält somit bei der Kugeldruckprobe den durchschnittlichen Widerstand der einzelnen Gefügebildner, bei der Ritzprobe in der Regel die Einzelwiderstände. Beispiele hierfür s. L_4 93.

b) Kugelfallprobe.

352. Der Gedanke, die zur Härteprüfung verwendete Stahlkugel in den zu prüfenden Stoff nicht einzudrücken, sondern auf den Stoff aus einer bestimmten Höhe auffallen zu lassen und die Höhe des Rücksprungs als Maßstab für die „Härte“ zu benutzen, scheint von mehreren Seiten gefaßt worden zu sein. Dem Verfasser ist bekannt geworden, daß z. B. Tingberg bereits vor mehreren Jahren eine auf diesem Grundgedanken beruhende Vorrichtung zur Härteprüfung benutzte, aber die Veröffentlichung unterließ.

Seit 1907 kommen Vorrichtungen von Shore (L_4 94) in den Handel, bei denen der Rücksprung eines auf den zu prüfenden Stoff auffallenden Hämmerchens zur Bemessung der Härte verwendet wird. Das Hämmerchen hat etwa 2,6 g Gewicht; es trägt an seinem unteren Ende einen kleinen Diamant Di (Abb. 422), der unten nach einem flachen Kugelabschnitt K von nicht bekannt gegebenem Halbmesser abgeschliffen ist. Der wirksame Teil ist also ein Teil einer Diamantkugel, die durch das eiserne Hämmerchen H_a belastet ist. Das Hämmerchen ist in einem polierten Glasrohr, hinter dem eine Skala angebracht ist, luftdicht geführt. Durch eine besondere Vorrichtung, die durch einen Druckball aus Gummi betätigt wird, kann der in seiner höchsten Lage durch einen Greifer festgehaltene Hammer ausgelöst und zum freien Fall gebracht werden. Der Rücksprung wird an der Glas-skala abgelesen. Hierauf wird durch einen Saugball aus Gummi und besondere Zwischenvorrichtungen über dem Hammer Luftverdünnung erzeugt, so daß dieser gehoben und wieder von dem Greifer festgehalten wird. Die Fallhöhe des Hammers beträgt 250 mm. Die Skala für die Bemessung des Rücksprungs hat eine willkürliche Teilung, deren Beziehung zum gewöhnlichen Längenmaß nicht bekannt gegeben ist. Die Höhe des Rücksprungs des Hammers beim Auftreffen auf eine Probe gehärteten Werkzeugstahls (Kohlenstoffstahl von nicht bekannt gegebener Zusammensetzung) ist gleich 100 gesetzt und in 100 gleiche Teile geteilt. Nach oben ist die Skala mit der gleichen Teilung bis zum Teil 140 verlängert.

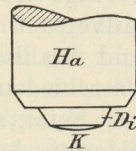


Abb. 422.

Dem Härteprüfer wird eine Platte des betreffenden gehärteten Stahles beigegeben, die bei der Prüfung den Rücksprung 100 ergeben soll. Erreicht der Hammer diesen Rücksprung nicht mehr, so ist dies ein Zeichen dafür, daß die Diamantkugel K nicht mehr in Ordnung ist.

Das zu prüfende Material muß eine ebene Fläche erhalten, auf die die Kugel auftrifft. Die Fläche braucht aber nur klein zu sein.

Der Härteprüfer kann auch an einem ausschwenkbaren Arm befestigt und auf größere Werkstücke aufgesetzt werden, deren Härte zu prüfen ist. Voraussetzung ist natürlich, daß die Oberfläche dieser Werkstücke nicht etwa durch

chemische Einflüsse (z. B. Entkohlung durch Glühen) verändert ist, andernfalls muß diese veränderte Oberfläche erst durch Feilen oder Schleifen entfernt werden.

Da die Skalenteilung der Shoreschen Härteprüfer und der Punkt 100 der Skala willkürlich und somit nicht jederzeit nachprüfbar sind, so kann Eichung der Vorrichtung nicht erfolgen. Die Übereinstimmung der mit verschiedenen Härteprüfern gewonnenen Ergebnisse hängt lediglich von der Sorgfalt des Lieferers der Vorrichtung ab. Für den Empfänger besteht keine Möglichkeit, sich davon zu überzeugen, ob seine Ergebnisse mit denen übereinstimmen, die auf anderen Härteprüfern derselben Bauart erhalten werden. Die dem Apparat beigegebene gehärtete Probestahlplatte ändert daran nichts, da ebenfalls nicht feststellbar ist, inwieweit die an verschiedene Stellen gelieferten Probeplatten in der Art des Materials und in der Art der Härtung übereinstimmen.

Ein solcher Zustand mag wohl vom geschäftlichen Standpunkt des Lieferers der Vorrichtung begreiflich erscheinen, läuft aber dem wichtigsten Grundsatz des Materialprüfungswesens entgegen. Dieser fordert, daß alle Vorrichtungen Anschluß haben müssen an anerkannte Maßsysteme und daß dieser Anschluß unabhängig vom Lieferer jederzeit nachgeprüft werden kann.

Die Shoreschen Arbeiten haben die Anregung gegeben, daß man sich mit der Frage näher befaßt, welchen Aufschluß der Rücksprung über die Eigenschaften des zu prüfenden Materials liefert (L_4 98 bis 101). Aus den oben angegebenen Gründen wandte man sich hierbei sehr bald von der Anwendung des Diamant-hämmerchens mit der willkürlichen Abrundung und von der Shoreschen willkürlichen Skala ab. Man verwendete als auftreffende Masse Stahlkugeln und maß die Rücksprunghöhe in der üblichen Längeneinheit (mm oder cm). Die Stahlkugeln lassen sich in sehr gleichmäßiger Weise im Massenbetrieb herstellen. Solange die Kugel nicht bleibende Formänderung erleidet, kommt für den Kugelfallversuch nur der Elastizitätsmodul ihres Materials in Betracht, der ja bei Eisen- und Stahlsorten verhältnismäßig geringen Schwankungen selbst bei ziemlichen Verschiedenheiten im Material und in der Vorbehandlung unterliegt.

Setzt man voraus, daß von der gesamten durch die fallende Kugel gelieferten Arbeit $A = PH$ (worin P das Gewicht und H die Fallhöhe der Kugel ist) nichts auf Erschütterungen, Reibung usw. verwendet wird, so ergibt sich

$$A = A_e + A_p.$$

Hierbei ist A_e die gesamte elastische Formänderungsarbeit, welche elastische Formänderung des Probestücks und der Kugel herbeiführt. Ihr proportional ist die Rücksprunghöhe H_1 der Kugel. A_p ist die zur bleibenden Formänderung aufgewendete Arbeit, wobei vorausgesetzt ist, daß die Kugel beim Fallversuch keine bleibende Formänderung erleidet. Mithin muß sein

$$PH = PH_1 + A_p$$

und daraus

$$H_1 = H - \frac{A_p}{P} \dots \dots \dots (31)$$

Je größer die auf bleibende Formänderung verwendete Arbeit wird, um so kleiner wird der Rücksprung H_1 bei unveränderten Werten von Fallhöhe H und Kugelgewicht P . Wird keine bleibende Formänderung hervorgebracht, ist also $A_p = 0$, so müßte $H_1 = H$, d. h. der Rücksprung gleich der Fallhöhe sein. Bei metallischen Stoffen kommt dies nicht vor, da hier auch bei Verwendung sehr kleiner Fallhöhen H meßbare bleibende Formänderungen eintreten (Schneider, L_4 101) und auch sonst bei Abwesenheit bleibender Formänderungen verschiedene unkontrollierbare Einflüsse, wie Erschütterungen des zu prüfenden Stoffes und seiner Unterlage usw., die Rücksprunghöhe verkleinern.

Wird bleibende Formänderung erzeugt, so gestalten sich die Verhältnisse verwickelter. Die Rücksprunghöhe ist dann in noch nicht völlig aufgeklärter Weise abhängig von dem Elastizitätsmodul des zu prüfenden Stoffes und des Stoffes der Kugel, von der Lage der Quetschgrenze und von der Widerstandsarbeit des zu prüfenden Materials gegenüber bleibender Formänderung, von der gesamten Fallarbeit der auftreffenden Kugel, von der Masse und der Art der Auflagerung des zu prüfenden Stoffes, von der Beschaffenheit der Oberfläche der Probe usw.

Es erscheint etwas gewagt, eine so verwickelte Funktion als „Härte“ des Materials zu bezeichnen. Es ist ohne weiteres zu erwarten, daß die durch den Rücksprung gekennzeichneten Eigenschaften des Stoffes nicht unmittelbar mit den Eigenschaften vergleichbar sein werden, die die Kugeldruckprobe mißt. Dies geht aus der folgenden, der Arbeit Fréminvilles (L_4 98) entnommenen Übersicht hervor. Die Ergebnisse wurden mit Stahlkugeln von 16 mm Durchmesser und etwa 16 g Gewicht bei einer Fallhöhe $H = 1000$ mm gewonnen.

	Rücksprung H_1 in mm
Gußeisen	350—500
Weiches Flußeisen	300—380
Kautschuk	400
Marmor	500
Glas	890
Gehärteter Werkzeugstahl	930

Hier wird also ein Material wie Kautschuk in seiner „Härte“ dem Guß- und Flußeisen gleichgesetzt, trotzdem daß man in dem Kautschuk mit dem Finger einen Eindruck hervorrufen kann, was bei den beiden Eisensorten schwer möglich erscheint. Die übliche Begriffserklärung der Härte als der Widerstand gegenüber dem Eindringen eines fremden Körpers paßt in diesem Falle ganz und gar nicht auf die durch den Rücksprung gemessene Eigenschaft. Auffällig erscheint auch die Nähe der beiden Stoffe Marmor und Glas in der obigen Reihenfolge, da doch aus der Mineralogie bekannt ist, welch großer Härteunterschied zwischen Glas und Marmor besteht.

Der Grund für die eigenartige Einreihung der Stoffe nach obiger Zusammenstellung liegt in der großen Verschiedenheit ihres Widerstandes gegenüber elastischer Formänderung, die sich im Rücksprung der Kugel überwiegend kundgibt und die Unterschiede in der Härte ganz überdeckt.

Beim Vergleich von Stoffen, deren Widerstand gegenüber elastischer Formänderung, wie er sich z. B. im Elastizitätsmodul ausdrückt, verhältnismäßig wenig verschieden ist, tritt der Einfluß der verschiedenen Härte auf den Rücksprung in den Vordergrund. In solchen Fällen kann dann der Rücksprung bis zu einem gewissen Grade als Maßstab für die Härte dienen. Ein solcher Fall liegt z. B. vor bei abgeschreckten und bis zu verschiedenen Graden angelassenen Stählen, deren Elastizitätsmodul untereinander wenig verschieden ist. Sie ordnen sich deswegen bezüglich des Rücksprungs bei der Kugelfallprobe in derselben Reihenfolge ein, wie bei der Kugeldruckprobe.

Die folgende Tabelle XXXIV, die bezüglich der Kugelfallprobe den Angaben Shores (The Shore Scleroscope, Aug. 1910, 4. Aufl.) selbst, und bezüglich der Kugeldruckhärte den Angaben von Brinell (L_4 88) entlehnt ist, bestätigt das oben Gesagte. Die Prüfung auf Rücksprunghöhe gibt bei den einzelnen untersuchten metallischen Stoffen nur ein verschwommenes Bild von dem Grad der Härte, während die Kugeldruckprobe die Stoffe in derselben Reihenfolge gibt, wie sie uns von der Erfahrung her geläufig ist.

Tabelle XXXIV.

Stoff	Brinellzahl		Rücksprung in Teilung der will- kürlichen Skala nach Shore
	$\S_P$	bei Druck P kg	
Blei	5,7	200	2—5
Zinn	14,5	500	8
Lagerweißmetall (Babbitt) . .	23,0	500	4—9
Zink	46,0	500	8
Gold	48,0	500	5
Silber	59,0	500	6,5
Messing	63,0	500	7—35
Kupfer	74,0	500	6
Flußeisen mit etwa 0,15% C .	100,0	3000	22
Werkzeugstahl mit etwa 1% C	260,0	3000	30—35
Desgl. gehärtet	627,0	3000	100

Aus den angegebenen Gründen wird im besonderen Teile dieses Bandes die mit dem Shoreschen Härteprüfer oder mit anderen Kugelfallvorrichtungen gemessene Rücksprunghöhe nur dann angegeben werden, wenn Angaben über die Härte nach anderen Verfahren fehlen.

c) Die Bearbeitbarkeit durch schneidende Werkzeuge.

1. Abhängigkeit der Bearbeitbarkeit von der Härte und der Geschmeidigkeit¹⁾.

353. Die Mehrzahl der Werkstücke aus metallischen Stoffen bedarf zur endgültigen Formgebung der Nachbearbeitung mittels schneidender Werkzeuge, wobei ein Teil des Stoffes in Form von Spänen vom Werkstück entfernt wird.

Je nachdem, ob die Beseitigung eines bestimmten Metallvolumens durch Zerspanen größeren oder geringeren Aufwand an Zeit, maschineller Arbeit und Werkzeugen erfordert, nennt man den Stoff schwer oder leicht bearbeitbar. Es fragt sich nun, in welcher Beziehung der Grad der Bearbeitbarkeit eines Stoffes zu seiner Ritz- oder Kugeldruckhärte steht. Hier gibt bereits die Erfahrung gewisse Anhaltspunkte. So ist z. B. das reine Aluminium schwerer bearbeitbar als Flußeisen, obwohl die Kugeldruckhärte des Aluminiums $\S_{200}$ nach Brinell nur 38, die des kohlenstoffarmen Flußeisens $\S_{3000}$ etwa 100 beträgt. Daraus ist zu schließen, daß außer der Härte, also dem Widerstand gegenüber dem Eindringen eines fremden Körpers, bei der Bearbeitbarkeit durch schneidende Werkzeuge noch andere Einflüsse mitwirken müssen.

Um hierüber Aufschluß zu erlangen, ist es wichtig, sich wenigstens in groben Umrissen ein Bild von dem Vorgang des Spanabhebens zu verschaffen, der in erster Linie durch die Arbeiten von Thieme (*L₄ 102, 103*) aufgeklärt worden ist. Danach ist dieser Vorgang ein Druckversuch nach Art der Abb. 423. Die Druckkraft P greift außerhalb des Schwerpunkts der Fläche CEE_1C_1 an. S bedeutet das Werkzeug, das ersetzt gedacht ist durch ein Prisma aus Werkzeugstahl. Die Brustfläche ist Br , die Rückenfläche R . In Wirklichkeit würde ein Werkzeug das Aussehen von Abb. 424 haben. Der Einfachheit halber ist in Abb. 423 der Brustwinkel β (vgl. Abb. 424) gleich 90° und der Ansatzwinkel α (vgl. Abb. 424) gleich Null gesetzt. W sei das zu bearbeitende Werkstück, von dem ein Teil von der Breite b und der Tiefe t weggespannt werden soll. Das

¹⁾ Unter Geschmeidigkeit soll die Fähigkeit eines Stoffes, sich kaltrecken (293) zu lassen, verstanden werden. Der Grad der Geschmeidigkeit ist um so größer, je weiter das Kaltrecken ohne Zerstörung des Zusammenhanges getrieben werden kann.

Werkzeug S bewegt sich unter dem Einfluß der Kraft P in der Richtung des Pfeiles gegen das Werkstück W . Hierbei wird die Spannung σ auf der Druckfläche CDC_1D_1 wachsen. Die Brust des Werkzeuges Br bewirkt unter sich die Höhenverminderung λ_1 des Werkstückes W . Das hierbei verdrängte Metall weicht nach den Seiten hin aus, wie in Abb. 423b. Schließlich wächst die Spannung bis zu einem Betrag σ' , bei dem Gleiten des Materials längs einer Ebene AB stattfindet, die mit der Richtung der Kraft P den Winkel $90 - \varphi$ bildet.

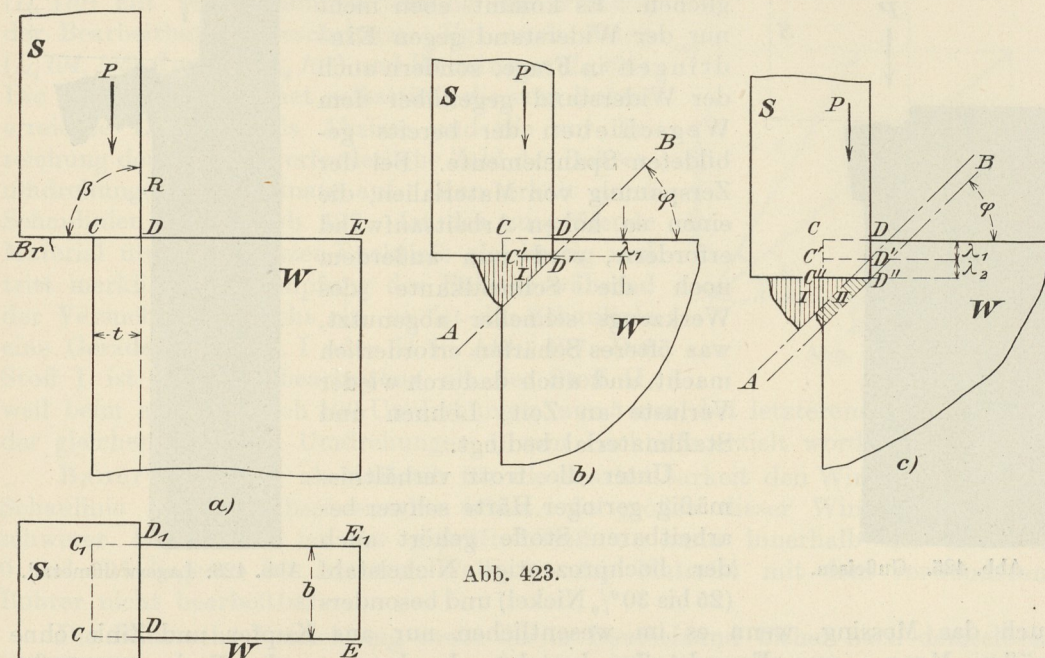


Abb. 423.

Besteht das Werkstück W aus einem Material, wie z. B. Gußeisen, das auch beim gewöhnlichen Druckversuch mit Kraftangriff im Schwerpunkt der Druckflächen bei einer bestimmten Spannung den Zusammenhang verliert, so findet auch in dem oben beschriebenen Falle nach der Erreichung der Spannung σ' Abtrennung des oberhalb AB gelegenen in Abb. 423b schraffierten Teiles I längs der Ebene AB statt. Der Teil I soll als erstes Spanelement bezeichnet werden. Es fällt entweder ganz ab, oder bleibt nur in losem Zusammenhange mit dem Werkstück W . Jedenfalls setzt es dem weiteren Vordringen des Stahles S keinen weiteren Widerstand entgegen. S. Abb. 425.

Anders liegt der Fall, wenn W aus einem geschmeidigen Stoff besteht, der auch bei dem gewöhnlichen Druckversuch trotz Aufwandes großer Arbeit nicht zum Bruch gebracht werden kann (I, 56, 125 bis 128). Dann findet nach Erreichen einer Grenzspannung σ' keine Abtrennung nach AB statt, sondern das Spanelement muß beim Vorrücken des Werkzeuges S unter Verbrauch von Formänderungsarbeit längs der Ebene AB herausgeschoben werden, etwa wie in Abb. 423c, während gleichzeitig die Bildung eines neuen Spanelementes II in ähnlicher Weise wie beim Element I einsetzt. Als Beispiel diene Abb. 426, die einem mit Lagerweißmetall

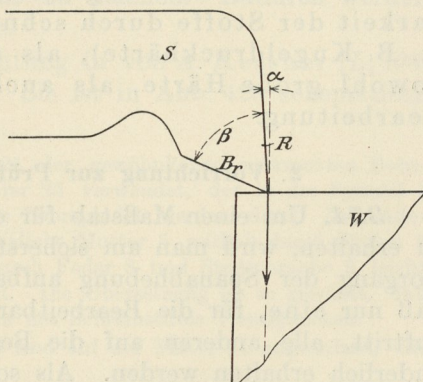


Abb. 424.

ausgeführten Versuch entspricht. Daraus erklärt sich der Mehraufwand der Arbeit bei der Bearbeitung von geschmeidigen Materialien gegenüber dem Aufwand an Arbeit bei der Zerspanung nicht geschmeidiger Stoffe. Dieser Mehraufwand wird unter Umständen, wie z. B. bei Aluminium, auch durch die geringere Härte, also den geringeren Widerstand gegen Eindringen des Stahles nicht ausgeglichen. Es kommt eben nicht nur der Widerstand gegen Eindringen in Frage, sondern auch der Widerstand gegenüber dem Wegschieben der bereits gebildeten Spänelemente. Bei der Zerspanung von Materialien, die einen so hohen Arbeitsaufwand erfordern, wird nun außerdem noch die Schneidkante des Werkzeugs schneller abgenutzt, was öfteres Schärfen erforderlich macht und auch dadurch wieder Verluste an Zeit, Löhnen und Stahlmaterial bedingt.

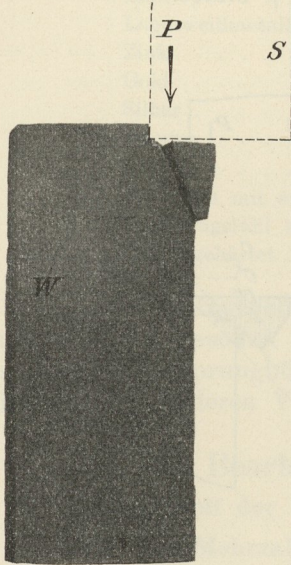


Abb. 425. Gußeisen.

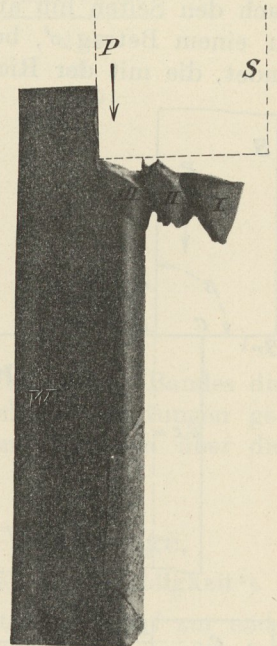


Abb. 426. Lagerweißmetall.
(25 bis 30% Nickel) und besonders

auch das Messing, wenn es im wesentlichen nur aus Kupfer und Zink ohne größere Mengen von Fremdstoffen besteht. Im Interesse der Verbesserung der Bearbeitbarkeit durch schneidende Werkzeuge setzt man dem sehr geschmeidigen Messing Stoffe zu, die die Geschmeidigkeit herunterdrücken, wie z. B. Blei. Namentlich geschieht dies bei Stangenmessing, das auf Drehbänken, insbesondere Revolverdrehbänken und Automaten, bearbeitet werden soll.

Wir kommen nach obigen Betrachtungen zu dem Gesetz, daß die Bearbeitbarkeit der Stoffe durch schneidende Werkzeuge sowohl von der Härte (z. B. Kugeldruckhärte), als auch von der Geschmeidigkeit abhängt. Sowohl große Härte, als auch große Geschmeidigkeit erschweren die Bearbeitung.

2. Vorrichtung zur Prüfung des Grades der Bearbeitbarkeit.

354. Um einen Maßstab für die Bearbeitbarkeit der zu bearbeitenden Stoffe zu erhalten, wird man am sichersten das Versuchsverfahren unmittelbar auf dem Vorgang der Spanabhebung aufbauen. Hierbei muß so vorgegangen werden, daß nur eine, für die Bearbeitbarkeit kennzeichnende Größe x als Veränderliche auftritt, alle anderen auf die Bearbeitung einwirkenden Umstände aber unveränderlich erhalten werden. Als solche Umstände kommen in Betracht: Material des Werkzeugs und seine Vorbehandlung (Härten, Anlassen); Form und Abmessungen des Werkzeugs, insbesondere die Ausbildung der Schneidkanten; Erhaltung der Schneidkanten in möglichst unverändertem Zustande während der Versuchsdauer; Schnittgeschwindigkeit, Spantiefe, Größe des Vorschubs.

Als veränderliche Größe x kann z. B. gewählt werden der in der Zeiteinheit zurückgelegte Weg des Werkzeugs bei unveränderter Größe des Andrucks P des

Werkzeugs, der Spantiefe t und der Spanbreite b . Man kann den Versuch auf der Hobelmaschine oder der Drehbank ausführen. Man kann auch den Bohrversuch heranziehen, indem man einen Bohrer von bestimmtem Durchmesser unter unveränderlichem Andruck P mit unveränderlicher Umdrehungsgeschwindigkeit auf den zu prüfenden Stoff einwirken läßt, und die in einer bestimmten Zeit oder nach einer bestimmten Anzahl von Umdrehungen erreichte Lochtiefe als veränderliche Größe x und somit als Maßstab für die Bearbeitbarkeit wählt. Diesen Weg hat Chas. A. Bauer ($L_4 110$) mit seiner Bohrvorrichtung zur Prüfung der Bearbeitbarkeit beschritten. Vgl. auch Keep ($L_4 104, 105$), Leyde ($L_4 107$) und Reininger ($L_4 106$). Die Vorrichtung zeichnet selbsttätig die vom Bohrer erreichte Lochtiefe als Abzisse und die zur Erreichung der Lochtiefe erforderliche Zahl der Bohrerumdrehungen als Ordinate auf. Man erhält dann Schaulinien wie in Abb. 427. Ist das zu prüfende Material über der ganzen Lochtiefe gleichartig und tritt merkliche Abstumpfung des Bohrers während der Versuchsdauer nicht ein, so ist die Schaulinie eine Gerade, wie z. B. I oder II in Abb. 427. Der Stoff I ist schwerer bearbeitbar, als der Stoff II, weil beim ersteren nach 100 Umdrehungen nur 5 mm, bei letzterem dagegen nach der gleichen Zahl von Umdrehungen 10 mm Lochtiefe erzielt worden sind.

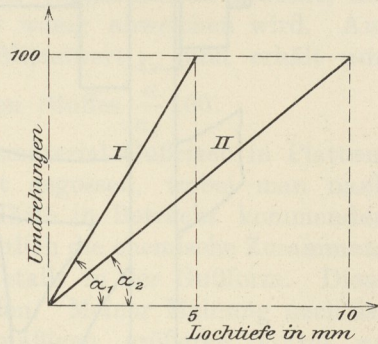


Abb. 427.

Bauer verwendet als Maßstab für die Bearbeitbarkeit den Winkel α , den die Schaulinie mit der Abszissenachse bildet. Je größer dieser Winkel ist, desto schwerer bearbeitbar ist der geprüfte Stoff. α kann innerhalb der Grenzen 0 und 90° liegen. Im letzteren Falle ist das Material mit dem verwendeten Bohrer nicht bearbeitbar.

Die Bauersche Vorrichtung sowie die in Deutschland bisher nach demselben Grundsatz gebauten Einrichtungen sind meist selbständige Maschinen, deren Preis verhältnismäßig hoch ist. Ich bin der Meinung, daß die Einführung des Bohrversuchs zur Prüfung auf Bearbeitbarkeit in vielen Werkstätten gefördert würde, wenn die Versuche auf einer Vorrichtung durchgeführt werden können, die an jeder gewöhnlichen senkrechten Bohrmaschine angebracht wird, ohne diese dadurch für ihre gewöhnliche Arbeit unbrauchbar zu machen. Dadurch werden die Beschaffungskosten der Vorrichtung geringer.

Eine dieser Bedingung entsprechende Vorrichtung in von A. Kessner ($L_4 108$) auf meine Veranlassung hin entworfen worden. Sie ist in Abb. 428 schematisch dargestellt.

Das zu prüfende Material 22 ruht auf dem Tisch 24 der gewöhnlichen senkrechten Bohrmaschine. Zur Prüfung wird beispielsweise ein Spiralbohrer 25 verwendet, der in der Spindel 1 der Bohrmaschine befestigt wird. Die Umdrehungen der Bohrspindel werden durch Zahnräder 2 und 3 auf die Gewindespindel 4 übertragen, deren bewegliche Mutter 5 seitlich durch Säulen 6 geführt wird. Die Mutter trägt den Schreibstift 7, der durch Feder 8 und Stellschraube 9 leicht gegen die Trommel 10 des Selbstzeichners gedrückt wird. Die Übersetzung ist so gewählt, daß zwei Umdrehungen der Bohrspindel 1 einem Weg von 1 mm des Schreibstiftes 7 entsprechen.

Gewindespindel 4, Führungssäulen 6 und Trommel 10 sind auf der Platte 11 angeordnet, die mit dem Gestell der Bohrmaschine verschraubt wird.

Auf dem freien Zapfen 12, der beim gewöhnlichen Werkstattbetrieb zur Handschaltung dient, wird der Belastungshebel 13 befestigt, der aus zwei Kreisbögen 14 und 15 besteht. Das an dem Kreisbogen 14 angehängte Gewicht sucht Drehung des Zapfens 12 samt dem auf ihm befestigten Zahnrad 16 zu bewirken. Das letztere greift in die an der Bohrspindel 1 befestigte Zahnstange 17 und bewirkt somit Andruck des Bohrers 25 gegen das Werkstück 22 mit einer bestimmten von der Größe des Gewichts 18 abhängigen Kraft P . Die Abwärtsbewegung der Bohrspindel wird mittels Kreisbogens 15, eines dünnen Drahtes 19, der Führungsrollen 20 und 21 auf die Trommel 10 des

Selbstzeichners übertragen, die dabei Drehung um ihre senkrechte Achse erfährt. Die Anordnung ist so getroffen, daß 1 mm Lochtiefe einer Abszisse von 5 mm im Schaubild entspricht.

Die näheren Einzelheiten und die Art der Versuchsausführung sind in der Quelle (*L₄ 108*) beschrieben.

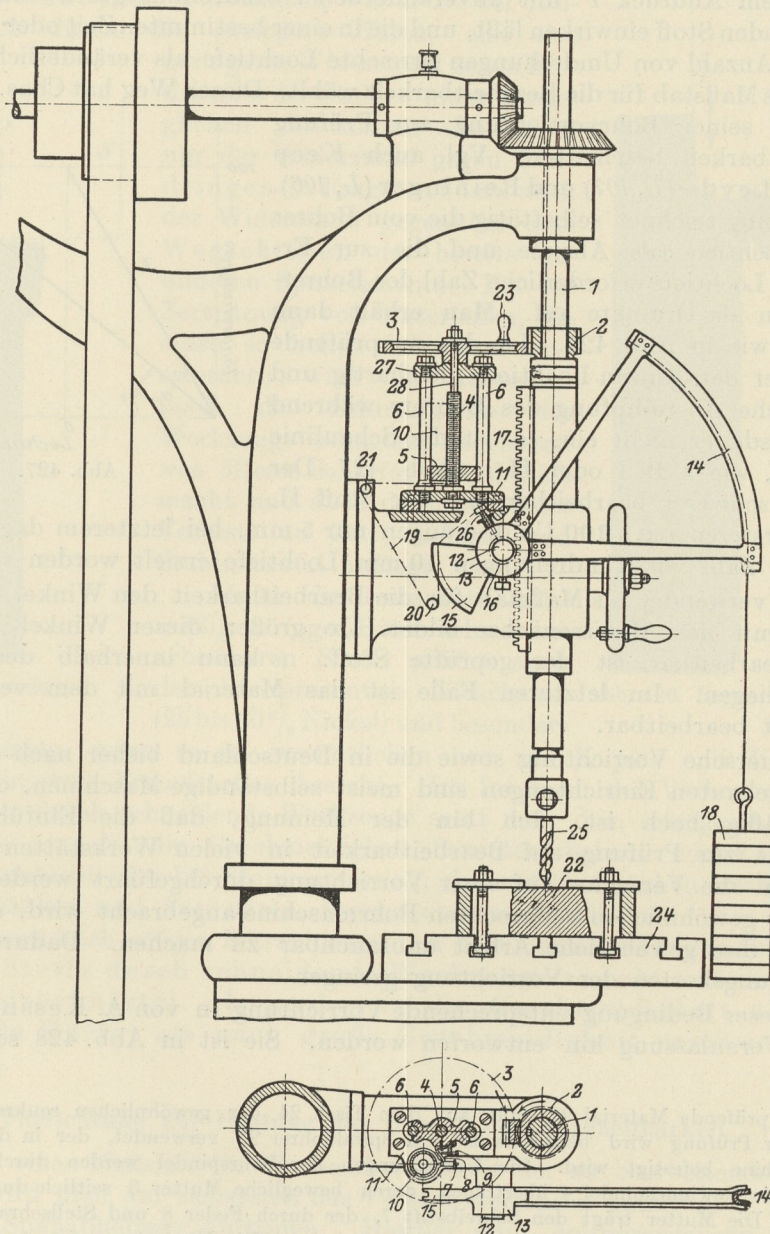


Abb. 428. Vorrichtung zur Prüfung der Bearbeitbarkeit. Bauart Kessner.

Die Bohrvorrichtung kann nur einen Vergleichswert, keinen absoluten Zahlenwert für die Bearbeitbarkeit des Materials liefern, denn die erhaltenen Winkel α (Abb. 427) werden für ein und dasselbe Material abweichen je nach der Art des zur Herstellung der Bohrer verwendeten Stahls und seiner Vorbehandlung, je nach der Größe der für den Schnitt wesentlichen Winkel und Abmessungen des Bohrers und nach dem Andruck P und der Umdrehungszahl, sowie nach dem fortschreitenden Stumpfwerden desselben.

Um alle diese veränderlichen Größen auszuschalten, ist man so vorgegangen, daß man die Bearbeitbarkeit des zu prüfenden Stoffes zu der eines Vergleichsstoffes in Vergleich setzt. Man bohrt zunächst den Vergleichsstoff und erhält den Winkel α_n' . Dann bohrt man mit demselben Bohrer unter sonst gleichbleibenden Verhältnissen ohne zwischengeschaltetes Schleifen das zu prüfende Material, das den Winkel α ergibt. Um nun den Einfluß etwaigen Stumpfwerdens des Bohrers auszuschalten, wird hinterher nochmals der Vergleichsstoff gebohrt, der nun den Winkel α_n'' liefern möge, der von α_n' nur wenig abweichen wird. Aus den beiden Werten α_n' und α_n'' bildet man den Mittelwert α_n und erhält nun die vergleichsweise Bearbeitbarkeit des zu prüfenden Stoffes $\frac{\alpha}{\alpha_n} 100$.

Leyde und Reiningner wenden als Vergleichsmaterial Gußeisen in Plattenform an. Die Platten werden in größerem Vorrat gegossen, wobei man nach Möglichkeit alle die für die Bearbeitbarkeit und Härte in Betracht kommenden Einflüsse unveränderlich zu halten sucht, also namentlich die chemische Zusammensetzung und die Abkühlungsgeschwindigkeit des Metalls in der Gußform. Diese Bedingungen sind durchaus nicht leicht zu erfüllen. Meiner Meinung nach ist gerade die Schwierigkeit, einen in sich gleichmäßigen größeren Vorrat an Vergleichsgußeisen herzustellen, die Ursache gewesen, daß in manchen Gießereien die Verwendung des Bohrversuchs wieder aufgegeben worden ist. Wenn der Vorrat des Vergleichsgußeisens in sich nicht sehr gleichmäßig ist, so ist natürlich auch das Ergebnis des Bohrversuchs in gleichem Maße schwankend. Mir selbst ist es noch nicht gelungen, einen größeren Vorrat an Vergleichsgußeisen zu beziehen, welcher der Bedingung der Gleichmäßigkeit im wünschenswerten Maße entsprochen hätte. Ich halte das Gußeisen auch für den Stoff, bei dem diese Bedingung sich am schwersten erfüllen läßt.

Ich habe Versuche veranlaßt, die darüber Aufschluß geben sollen, ob nicht geschmiedete oder gewalzte Stangen von Kupferlegierungen von genau bestimmter chemischer Zusammensetzung und genau festgelegter Vorbehandlung sich besser als Vergleichsstoff eignen. Die Versuche sind noch nicht zu Ende geführt.

Da die Schaulinie nicht immer geradlinig läuft, wie die Linien I und II in Abb. 427, sondern wegen Ungleichmäßigkeiten im zu prüfenden Metall innerhalb der Lochtiefe, oder wegen Stumpfwerden des Bohrers von der Geraden mehr oder weniger abweichen, so ist es schwierig, den Winkel α zu messen. Es empfiehlt sich daher, die nach einer bestimmten Anzahl von Umdrehungen (z. B. 100) erreichte Lochtiefe in mm als Maßstab für die Bearbeitbarkeit zu benutzen. Dieser Maßstab für die Bearbeitbarkeit soll im folgenden mit t_{100} bezeichnet werden.

Es empfiehlt sich weiter, neben Bohrversuchen mit kurzer Dauer auch solche mit längerer Dauer auszuführen, dadurch daß man mehrere Löcher hintereinander bohrt, ohne dazwischen den Bohrer zu schärfen. Man erkennt aus solchen Versuchen, ob ein Material bei längerer Einwirkung mehr auf Stumpfwerden des Bohrers wirkt, als ein anderes.

3. Beispiel für die Anwendungsfähigkeit des Bohrversuchs.

355. Als Beispiel dafür, daß die mittels der Bohrvorrichtung ermittelte Bearbeitbarkeit nicht mit der Kugeldruckhärte parallel zu gehen braucht, sei nachfolgende Versuchsreihe über den Einfluß des steigenden Bleizusatzes zu Messing mitgeteilt. Die Kugeldruckhärte $P_{0.05}$ wurde nach dem Verfahren von Martens-Heyn (351), die Bearbeitbarkeit mit Hilfe der Bohrvorrichtung Bauart Kessner (354) bestimmt. Verwendet wurde ein Bohrer aus Novostahl von 10,5 mm Durchmesser, der 197 Umdrehungen in der Minute machte und mit $P = 71$ kg gegen das Material

gedrückt wurde. Er wurde vor dem Beginn des Bohrens eines jeden Lochs auf einer Spiralbohrerschleifmaschine auf gleiche Winkel geschliffen. Die Legierungen enthielten Kupfer und Zink stets im Verhältnis 2:1, und im übrigen den als Abszisse in Abb. 429 angegebenen Gehalt an Blei. Sie waren in eiserne Formen zu Stäben von 25×25 mm Querschnitt bei etwa 140 mm Länge gegossen. Bei den bleireicheren Legierungen war bereits mit bloßem Auge Entmischung be-

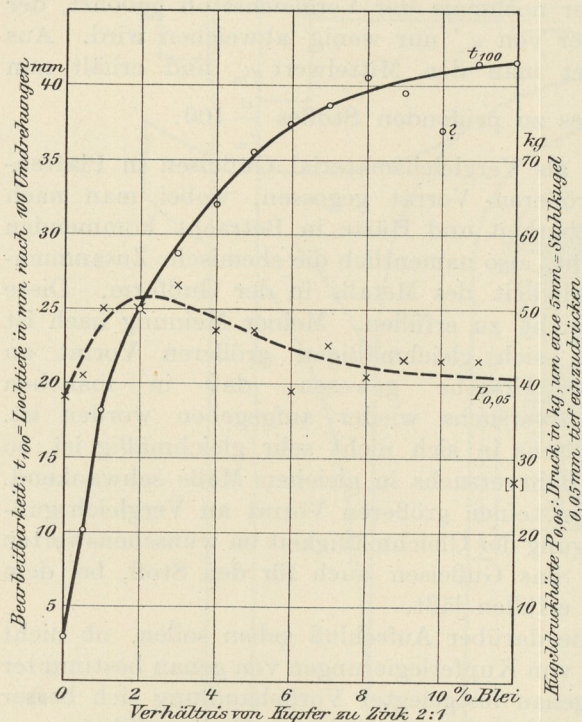


Abb. 429. Bearbeitbarkeit und Kugeldruckhärte von gegossenem bleihaltigen Messing.

außerordentlich rasch gesteigert wird. Bereits $1\frac{1}{2}\%$ Blei steigert die Bearbeitungsfähigkeit auf den dreifachen Betrag gegenüber der bleifreien Legierung. Man ersieht hieraus die wesentliche Rolle, die die Verminderung der Geschwindigkeit des Messings durch Blei für die Bearbeitbarkeit spielt.

Die Kugeldruckhärte $P_{0,05}$ wird durch geringen Bleizusatz zunächst gesteigert und strebt dann wieder abwärts einem Grenzwert zu. Trotz der Steigerung der Kugeldruckhärte bis 2% Blei werden die Legierungen leichter bearbeitbar.

In der Legierung waren kleine weißliche, tropfenförmige Einschlüsse einer bleireicheren Legierung unregelmäßig eingesprengt. Die Legierungen waren auch nicht alle frei von kleinen Poren. Beides machte sich bei der Feststellung der Kugeldruckhärte bemerkbar, die bei Eindrücken an verschiedenen Stellen derselben Probe oft erhebliche Abweichungen gab. Die in der Abb. 429 angegebenen Versuchswerte sind das Mittel aus mehreren Einzelwerten. Bei der Bearbeitbarkeit erstreckt sich der Versuch über ein größeres Volumen des Metalls. Deswegen treten hier die Einflüsse der Unregelmäßigkeiten der Legierungen infolge von Poren und Seigerung weniger deutlich zutage. Auch hier sind die Mittelwerte aus mehreren Versuchen angegeben.

Man erkennt aus Abb. 429, daß die Bearbeitbarkeit t_{100} , die nach 100 Bohrerumdrehungen erreichte Lochtiefe, durch den Bleizusatz