

Las exigencias de construcción y las características de los aceros manufacturados en las fábricas Krupp.

2

# Konstruktionsforderungen und Eigenschaften des Stahles



Konstruktionsforderungen  
und Eigenschaften  
des Stahles



## Konstruktionsforderungen und Eigenschaften des Stahles

Von Dr.-Ing. K. Wendt.

(Auszugsweise vorgetragen in der Hauptversammlung des  
Vereins deutscher Ingenieure zu Dortmund am 18. Juni 1922.)

### Einleitung.

Guß- und Schweiß- und Schmiedeeisen waren die Baustoffe, welche die Eisenindustrie den Maschinen- und Brückenbauern in den ersten Jahrzehnten des vorigen Jahrhunderts lieferte. Gußeisen war das billigere Erzeugnis, das sich leicht in seine vielfältigsten Verwendungsformen bringen ließ und auch in den Mengen geliefert werden konnte, die der Bedarf jener Zeit erforderte. Das Schmiedeeisen, noch in einem umständlichen Frischprozeß hergestellt, bei dem man auf die immer knapper werdende Holzkohle angewiesen war, fand den Verbrauchern nur in unzulänglichen Mengen zur Verfügung. Eine Wandlung brachte der billigere und einfachere Puddelprozeß, bei dem die Holzkohle durch Steinkohle ersetzt werden konnte. Die Brückenbauer konnten daher an die Frage herantreten, welchem von den beiden

Baustoffen endlich der Vorzug bei ihren Konstruktionen einzuräumen sei. In systematischen und umfassenden Festigkeitsuntersuchungen fanden sie, daß die Zug- und Biegefestigkeit des Schmiedeeisens bedeutend größer ist als die des Gußeisens, daß dagegen die Druckfestigkeit des letzteren die des Schmiedeeisens übersteigt. In dem Übergang von der Bogenbrücke aus Gußeisen zu der leichter konstruierten Hängebrücke aus Schmiedeeisen spiegelt sich die Nutzenwendung dieser Forschungen wider.

Der Maschinenbau steckte noch in seinen Anfängen. Beim Bau ortsfester Maschinen konnten die konstruktiven Sicherheiten bei Verwendung von Gußeisen und Schmiedeeisen noch in reichlicher Bemessung der Querschnitte der Bauteile gefunden werden. Lokomoti-

ven und Schiffsmaschinen erforderten aber leichtere Bauart bei größter Betriebssicherheit. Die Beanspruchungen wuchsen und verlangten einen Baustoff mit höheren Festigkeitseigenschaften.

Alfred Krupp fand diesen Baustoff in seinem Tiegelgußstahl. Im Anfang der 30er Jahre war es ihm gelungen, aus seinen Tiegeln eine im Vergleich zu dem von ihm bis dahin gelieferten Werkzeug- und Walzenstahl besonders weiche und zähe Art von Gußstahl herzustellen, die er mit Erfolg beim Bau seiner eigenen Werkzeugmaschinen erprobte. Die gewaltige Rolle, die diesem Stahl als dem edelsten bis heute noch nicht übertrroffenen Baustoff in der Maschinen- und Waffentechnik zufiel, ist bekannt. Schon im Jahre 1855 sagte Peter Tunner in seinem Bericht über die Pariser Weltausstellung von Krupp<sup>1)</sup>: „daß er den Maschinen- und Maschinen-Gußstahl nicht bloß zur Geltung gebracht, sondern eigentlich erst erfunden habe, indem er es war, welcher zuerst den Gußstahl in so großen Stücken erzeugte und durch die Wahl der Materialien, wie durch die Manipulation jene zähe, weiche Sorte des Gußstahls zustande brachte, welche im Maschinenbau oft mehr wert ist, als die vorzüglichsten harten Sorten des Instrumenten-Gußstahls.“

Die heute ins Riesenhafte gehende Anwendung des im flüssigen Zustande erzeugten Stahles als Baustoff wurde aber erst möglich durch die großen Erfindungen der Massenerzeugung von Flußstahl: das Bessemer- und das daraus hervorgegangene Thomasverfahren sowie das Siemens-Martin-Verfahren.

In den 50er Jahren trug Krupp im Kampfe um die Verwendung des Gußstahls für Eisenbahnachsen gegen die englische Bündelachse aus Schmiedeeisen den Sieg davon. Seine nahtlosen Kradreifen und Federn bekamen Weltfuf. Im Jahre 1863 machte der Bremer Lloyd eine Bestellung eines Schiffes in England davon abhängig, daß für die Welle Krupp'scher Gußstahl anstatt englischen Stahls verwendet werde, denn noch in jenen Jahren verwendeten die Engländer Schmiedeeisen für ihre Schiffswellen. Das erste deutsche Kriegsschiff mit einer Gußstahlwelle und 17cm-Kanonen aus Krupp'schem Gußstahl lief erst 1877 vom Stapel; ein Beweis, wie außerordentlich langsam die Konstruktoren von den besseren Eigenschaften des Gußstahls Gebrauch machten, und daß es eines vier Jahrzehnte langen Ringens

bedurfte, um dem höherwertigen Werkstoffe ein größeres Anwendungsgebiet zu sichern. Zum Teil mag dies seine Erklärung darin haben, daß die Kenntnis der Materialeigenschaften in den ersten Jahrzehnten des vorigen Jahrhunderts ziemlich lückenhaft war, und daß die Konstruktoren sich bei der Auswahl ihrer Werkstoffe im wesentlichen durch die Erfahrung leiten ließen. Als die wissenschaftliche Erkenntnis wuchs und man den Zusammenhang zwischen Zusammenlegung und Eigenschaften genauer zu studieren begann, wurden neu auftauchende Stahlsorten rascher als bisher zur Konstruktion herangezogen. So wurde z. B. im Jahre 1890 bei Krupp das erste Gefäßrohr aus 6<sup>1</sup>/<sub>2</sub>igem Nickelstahl hergestellt, zwei Jahre später wurde aus einem 24t-Guß eine Walze aus 3<sup>1</sup>/<sub>2</sub>igem Nickelstahl geschmiedet und nach England geliefert. 1894 folgte die Herstellung einer Schraubenwelle für den Krupp'schen Erdampfer „Orconera“ aus einem 20 t-Guß 6<sup>1</sup>/<sub>2</sub>igem Nickelstahl. Im gleichen Jahr begann auch schon die Verwendung von Chromnickelstahl für große Schmiedestücke; das erste Stück dieser Art war eine aus einem 30t-Guß geschmiedete Matz. Im Jahre 1895 wurden sodann aus einem 40t-Block zwei schwere Schiffskurbelwellen aus 6<sup>1</sup>/<sub>2</sub>igem Nickelstahl geschmiedet usw., so daß man sagen kann, es hat für die Einführung legierter Stahle das letzte Jahrzehnt des vorigen Jahrhunderts genügt. Dies wäre in der kurzen Zeit nicht möglich gewesen, wenn die metallurgische Wissenschaft damals nicht bereits praktische Erfolge erzielt hätte. Das Hinzukommen ihres jüngsten Zweiges — der Metallographie — brachte in der Folge sehr rasche Fortschritte auf dem Gebiet der Materialkenntnis mit sich. Die großen Erfolge der letzten 15 Jahre find nicht zuletzt ihr zuzuschreiben.

Die Bereitstellung neuer Stahlsorten ermutigt den Konstrukteur zur Verwendung höher beanspruchter Konstruktionsteile, während der Metallurge durch wachsende Anforderungen zu höheren Leistungen angeregt wird.

Die nachstehenden Ausführungen sollen zeigen, in welcher Weise der Metallurge vorgeht, um den Stählen die vom Konstrukteur gewünschten Eigenschaften zu erteilen, angeben, welche Zahlenwerte heute erreicht werden, und nachweisen, daß nur durch inniges Zusammenarbeiten zwischen Konstrukteuren und Metallurgen die günstigsten Eigenschaften des Stahles zur Geltung gebracht und rasche Erfolge erzielt werden können.

## A. Übersicht über die wichtigsten Beanspruchungen.

Die Beanspruchungen, denen der Stahl in Bauwerken, Maschinen- und Apparatebauteilen ausgesetzt ist, find mechanischer, physikalischer und chemischer Art; sie können vielfach gleichzeitig und wiederholt auftreten, und zwar sowohl bei gewöhnlicher Temperatur, als auch bei extrem hohen und tiefen Temperaturen.

### 1. Mechanische Beanspruchungen.

Der einfachste Fall, die ruhende Belastung, kommt in Bauwerken vor (Träger in Gebäuden, Hallen, Brücken, Säulen u. dgl.). Der Berechnung von Bauteilen, die derartigen Beanspruchungen ausgesetzt sind, pflegt man

Überallt über die Streckgrenze hinaus erfolgt. Für manche Fälle ist diese Berechnung schwierig, namentlich dann, wenn starke Querschnittsänderungen vorhanden sind. Dem Konstrukteur ist es bisher nicht möglich, nachträglich am fertigen Stück festzustellen, ob sein Berechnungsverfahren richtig gewählt war, weil er nicht durch den Versuch nachprüfen kann, in welcher Weise die Spannungen von dem Werkstück aufgenommen werden, bzw. wie sie sich darin verteilen. Vielleicht gibt das kürzlich von Fry<sup>2)</sup> ausgearbeitete Verfahren hierfür einen Weg. Fry hat nämlich an weichen Eisenorten



Abbildung 1. Probe mit scharf geknittertem Spitzkerb.



Abbildung 3. Probe mit gebohrtm Kerb von 4 mm Halbmesser.



Abbildung 2. Probe mit ausgerundetem Kerb (1/2 mm Halbmesser).



Abbildung 4. Probe mit gefrästem Kerb von 40 mm Halbmesser.

Abbildung 1 bis 4. Kraftwirkungsfiguren in Kerbbiegeproben.  
(Abbildung in nat. Größe.)

meist die Zugfestigkeit zugrunde zu legen. Da man wünscht, daß auch bei der größten in Betracht kommenden Belastung eine bleibende Formänderung nicht erfolge, wäre es an sich richtiger, bei der Berechnung von der Streckgrenze auszugehen. Da jedoch in diesen Fällen fast ausschließlich Flußeisen im walzharten Zustande zur Verwendung kommt, bei dem das Verhältnis zwischen Streckgrenze und Zugfestigkeit ziemlich konstant (etwa 1:2) ist, gibt auch die bequemere zu ermittelnde Zugfestigkeit einen genügenden Anhalt.

Immer wird man bei der Berechnung von Konstruktionsteilen dahin streben, daß an keiner Stelle eine

festgestellt, daß es mit Hilfe eines besonderen Äyverfahrens (alszure Kupferchloridlösung) möglich ist, auf Schnittflächen sogenannte Kraftwirkungsfiguren nachzuweisen. Wenn auch deren Bedeutung noch nicht bis in alle Einzelheiten erforscht ist — dies wird vielleicht auch eine Aufgabe der röntgen-spektrographischen Untersuchung sein —, so läßt sich doch heute fowiel sagen, daß diese Kraftwirkungsfiguren solche Teile der Metallmasse kennzeichnen, die durch vorangegangene Beanspruchung eine bleibende Änderung des Gefüges erlitten

<sup>2)</sup> Fry, Ad. — Kraftwirkungsfiguren in Flußeisen, dargestellt durch ein neues Äyverfahren. »Krupp'sche Monatshefte« Bd.2, 1921, Seite 117.

<sup>1)</sup> Beck: Die Geschichte des Eisens. Das XIX. Jahrhundert S. 948.

haben, deren Zustandekommen nur durch Überbreitung der Elastizitätsgrenze denkbar ist. Die Abbild. 1 bis 7 (Seite 3 und 4) geben einige Beispiele wieder.

Die Abbild. 1 bis 4 (Seite 3) zeigen die Abbilder einiger eingekerbter Stäbe aus weichem Flußeisen, die mit Einkerbungen von verschiedener Form versehen und um  $\frac{1}{2}$  mm bleibend durchgebogen worden waren. Von diesen auf Veranlassung von Professor Dr.-Ing. P. Goerens gemachten Proben hatte die erste einen scharf gekniffenen Spitzkerb, die zweite einen solchen mit einer Ausrundung von  $\frac{1}{2}$  mm Halbmesser, die dritte Probe hatte einen gebohrten Kerb von 4 mm Halbmesser

Spannungen in einem Konstruktionsstück in der Weise nachzuprüfen, daß man diesen unter der berechneten Höchstbelastung eine Zeitlang arbeiten ließe, und dann nach dem Fryschen Verfahren feststellte, ob Kraftwirkungsfiguren aufgetreten sind. Ist dies der Fall, so liegt die Möglichkeit vor, daß die Lebensdauer des betreffenden Teiles keine unbeschränkte sein wird.

Das Verfahren gestattet auch zu erkennen, bis zu welcher Tiefe eine örtliche Deformation ihre Wirkungen erstreckt. Die Abbild. 5, 6 und 7 z. B. zeigen, daß ein Scherenchnitt keine Auswirkungen noch bis auf eine beträchtliche Entfernung von der Blechkante ausübt.



Abbildung 5. Die linke Hälfte des Bleches ist festgepannt, die Schneide der Schere eben aufgelegt.



Abbildung 6. Die Schere ist etwas in das Blech eingedrungen.



Abbildung 7. Zustand des Bleches nach dem Abheben.

Abbildung 5 bis 7. Auftreten von Kraftwirkungsfiguren bei einem Scherenchnitt. (Abbildung verkleinert auf etwa  $\frac{1}{2}$  nat. Größe.)

und die vierte einen gefrästen Kerb von 40 mm Halbmesser. Die Proben wurden nach dem Biegen eine Stunde in Öl bei 200° angelassen und dann mehrere Stunden mit Kupferchlorür-Salzsäurelösung nach Fry geätzt. Es ist an den Bildern deutlich zu erkennen, daß die beanspruchte Materialbreite auf dem Kerbgrunde bei Abbild. 4 etwa 15 mm beträgt, bei Abbild. 3 etwa 7 mm, während bei den schärferen Kerben (Abbildung. 2 und 1) die Kraftwirkungsfiguren alle vom Kerbgrunde ausgehen. Im letzteren Falle ist ohne weiteres verständlich, daß im Kerbgrunde eine Konzentration der Beanspruchungen vorliegt, die unter Umständen schädlich wirken kann, wie dies später an einer Anzahl von Beispielen nachgewiesen werden soll.

Man könnte nun daran denken, die Verteilung der

Abbildung 5 stellt den Zustand des Bleches in dem Moment dar, in dem die linke Hälfte festgepannt und die Schneide der Schere eben aufgelegt ist. Das Bild läßt erkennen, daß bereits der durch das Festpannen herbeigeführte Spannungszustand genügt, um Kraftwirkungsfiguren auftreten zu lassen; ein Beweis dafür, daß man nicht unnötig hohe Spannkräfte anwenden soll. In Abbild. 6 ist die Schere bereits etwas in das Blech eingedrungen, und man erkennt neben den schon in Abbild. 5 sichtbaren Figuren das Auftreten eines dunklen Kegels unmittelbar unter der Schneide. Abbild. 7 entspricht dem Zustande nach dem Abheben. Die Abbildungen lassen erkennen, daß das eingepannte Stück stärker von Kraftwirkungsfiguren durchsetzt ist als das freie, daß aber auch dieses in der

Nähe der Schneidkante starke Beanspruchungen aufweist. Ähnliche Erscheinungen lassen sich bei gebohrten bzw. gestanzten Nietlöchern, Stemmkanten u. dgl. nachweisen. Ihre Wirkung reicht um so tiefer, je stumpfer das Werkzeug war, das zur Bearbeitung gedient hatte.

Ist die Belastung nicht eine stetige, sondern wechselt sie zwischen höchsten und niedrigsten Werten, so trägt man bei der Berechnung diesem Umstande in der Weise Rechnung, daß man geringere Höchstspannungen zuläßt, als im Falle der ruhenden Belastung. Diese Maßregel ist durch den Umstand begründet, daß infolge der elastischen Nachwirkung bei wechselnden Spannungen zufällige Beanspruchungen auftreten, deren Größe mit der Geschwindigkeit des Wechsels zunimmt.

Die Widerstandsfähigkeit gegen diese Art der Beanspruchung kann in der Weise gemessen werden, daß man einen Stab einpannt, um einen gewissen Betrag hin und her biegt und die Zahl der Biegungen bis zum Bruch ermittelt. In dieser Weise prüft man beispielsweise Drähte für Drahtseile, indem man sie um einen bestimmten Radius bis zum Bruche biegt. Guter Förderfeldraht von 1 mm Durchmesser muß z. B. bei einer Zugfestigkeit von 190–200 kg/qmm mindestens 40 Biegungen um 180° aushalten; dabei ist er zwischen Klemmböcken eingepannt, die nach einem Halbmesser von 5 mm abgerundet sind.

Die Tatsache, daß Konstruktionsstücke nach einer gewissen Arbeitsdauer zu Bruch gehen, schrieb man lange Zeit einer Ermüdung des Materials zu. Man glaubte diesecheinbare Ermüdung auf eine Umkristallisation

zurückführen zu müssen, derart, daß infolge der dauernden Beanspruchungen ein angeblich ursprünglich feinkristallines und zähes Metall grobkristallinisch und spröde würde. Indessen hat die metallographische Forschung den Nachweis erbracht, daß eine solche Umkristallisation nicht eintritt, sondern daß wegen Ermüdungsbrüche oder Dauerbrüche darauf zurückzuführen sind, daß an irgendeiner Stelle der Oberfläche des beanspruchten Teiles eine lokale Überbreitung der Streckgrenze erfolgt und daß durch die dauernde Wiederholung der Beanspruchung zunächst ein feiner Riß auftritt, der dann meist in verhältnismäßig kurzer Zeit den völligen Bruch zur Folge hat.

Ist der Wechsel der Belastung mit Stößen verbunden, so findet nicht mehr die statischen Festigkeitseigenschaften des Materials für die Haltbarkeit des Werkstückes maßgebend, sondern es kommt die dynamische Widerstandsfähigkeit in Betracht. Diese ist sehr verschieden, je nach der Geschwindigkeit, mit der die stoßartige Belastung vorgenommen wird, und je nach der Form des Konstruktionsstückes. Die Prüfung eines Materials auf seine Widerstandsfähigkeit gegen stoßartige Belastung erfolgt meist mit Hilfe von Schlagbeiproben entweder in der Weise, daß man eine Energiemenge anwendet, die bei einmaliger Wirkung den Probekörper zerbricht, oder nach dem Vorgang von Lafche durch wiederholte Schläge, deren Arbeitsmenge addiert wird, bis zum Auftreten des ersten Anrisses im Kerbgrund bzw. bis zu einem bestimmten Gesamtbiegewinkel, wobei für die Zunahme der Einzelbiegewinkel Proportionalität vorgeschrieben ist. Im übrigen gehen zurzeit über den Vorgang der Kerbschlagprobe und über ihre zweckmäßige Ausführung die Meinungen noch weit auseinander. Daß die Geschwindigkeit des Schlages von großer Bedeutung für das Ergebnis ist, wurde kürzlich von A. Cornu-Thenard nachgewiesen<sup>2)</sup>. Einige Versuche aus der Kuppelversuchsanstalt bestätigen dies, wie aus Zahlentafel 1 ersichtlich ist. Tritt schon bei den 20 mm breiten Proben ein Anstieg des spezifischen Schlagwiderstands von 4,2 auf 5,0 mkg/qcm bei gleichzeitiger Abnahme der Schlaggeschwindigkeit von 6 auf 3 m/s in Erscheinung, so zeigt sich ein noch viel stärkeres Anwachsen der Zähigkeitszahlen bei den nur 10 mm breiten Proben (von 6,3 auf über 26,2 mkg/qcm).

#### Zahlentafel 1.

Proben 20 × 8 × 110 mm mit 5 mm tiefem Scharfkern von 45° Flankenwinkel. Auflagerentfernung 75 mm.  
Material: Kohlenstoffstahl mit 0,2% C.

| Fallmoment<br>mkg | Schlaggeschwindigkeit<br>m/s | Spezif. Schlagwiderstand<br>in mkg/qcm für eine Probenbreite B von |             |
|-------------------|------------------------------|--------------------------------------------------------------------|-------------|
|                   |                              | 20 mm                                                              | 10 mm       |
| 188               | 6,0                          | 4,2                                                                | 6,3         |
| 75                | 4,0                          | 4,6                                                                | 9,3         |
| 40                | 3,0                          | 5,0                                                                | über 26,2*) |

\*) Mittelwert aus zwei Proben. Beide Proben nicht durchgebrochen.

<sup>2)</sup> Revue de Metallurgie 1920, S. 536, 564 u. 648; Bericht in Stahl und Eisen 1921, Seite 501.

Zahlentafel 2.

## Dauererschlagproben mit verschiedenen Kerbformen.

Die Proben der Reihen 1–5 sind bei dauernder Drehung gefälgt, die der Reihen 6 und 7 bei 180° Drehung; die Schlagrichtung ist bei den beiden letzteren in dem Kerbformenschema durch Pfeile angegeben. Sämtliche Schlagzahlen sind Mittelwerte aus mindestens drei Proben.

| Stahlorte                        |                                                                                                                       | Kohlenstoff-<br>stahl           | Nickelstahl          | Mangan-<br>stahl                | Silizium-<br>Manganstahl | Chromnickel-<br>stahl           |                      |                                 |                      |
|----------------------------------|-----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------|----------------------|---------------------------------|--------------------------|---------------------------------|----------------------|---------------------------------|----------------------|
| Zerreißproben 12 mm Ø:           |                                                                                                                       |                                 |                      |                                 |                          |                                 |                      |                                 |                      |
| Streckgrenze                     | kg/qmm                                                                                                                | ca. 38                          | ca. 38               | 46                              | 64                       | 76                              |                      |                                 |                      |
| Festigkeit                       | "                                                                                                                     | 58,5                            | 50,1                 | 64,3                            | 84,4                     | 85,6                            |                      |                                 |                      |
| Dehnung auf 5 d                  | %                                                                                                                     | 28,6                            | 31,8                 | 23,5                            | 22,8                     | 22,7                            |                      |                                 |                      |
| Einschnürung                     | "                                                                                                                     | 65                              | 73                   | 67                              | 52                       | 68                              |                      |                                 |                      |
| Kerbschlagproben 30×30×160 mm*): |                                                                                                                       |                                 |                      |                                 |                          |                                 |                      |                                 |                      |
| mit Rundkerb                     | mkj/qcm                                                                                                               | 11,4                            | 28,7                 | 14,7                            | 6,0                      | 19,8                            |                      |                                 |                      |
| mit Scharfkerb                   | "                                                                                                                     | 3,4                             | 22,7                 | 6,4                             | ca. 3                    | ca. 13                          |                      |                                 |                      |
| Dauererschlagproben              |                                                                                                                       | Schlag-<br>zahl bis<br>z. Bruch | Ver-<br>hält-<br>nis | Schlag-<br>zahl bis<br>z. Bruch | Ver-<br>hält-<br>nis     | Schlag-<br>zahl bis<br>z. Bruch | Ver-<br>hält-<br>nis | Schlag-<br>zahl bis<br>z. Bruch | Ver-<br>hält-<br>nis |
| Kerbform                         | Ausführung der Kerben                                                                                                 |                                 |                      |                                 |                          |                                 |                      |                                 |                      |
| 1                                |  Normalrundkerb.                      | 15 807                          | 100                  | 15 630                          | 100                      | 23 168                          | 100                  | 30 075                          | 100                  |
| 2                                | wie 1                                                                                                                 | 8 702                           | 55                   | 12 085                          | 77                       | 15 736                          | 68                   | 18 750                          | 62                   |
| Dauernde Drehung                 |  So scharfkerbig als möglich.         | 8 892                           | 56                   | 7 240                           | 46                       | 12 009                          | 32                   | 15 350                          | 51                   |
|                                  |  So scharf als möglich.               | 4 805                           | 30                   | 4 240                           | 27                       | 6 992                           | 30                   | 10 098                          | 33                   |
|                                  |  Normalrundkerb,<br>2 mm Querbohrung. | 5 270                           | 33                   | 5 917                           | 38                       | 8 442                           | 36                   | 10 591                          | 35                   |
|                                  |  desgl.                               | 6 117                           | 39                   | 5 023                           | 32                       | 8 937                           | 39                   | 9 975                           | 33                   |
| 7                                |  desgl.                               | 2 175                           | 14                   | 1 976                           | 13                       | 3 423                           | 15                   | 4 216                           | 14                   |

\*) Bei beiden 30×30×160 mm-Kerbschlagproben reicht die Kerbtiefe bis in die Mitte des Querschnitts. In der Rundkerbprobe ist der Kerb an feinem Grunde nach einem Halmmeißer von 2 mm ausgerundet, in der Scharfkerbprobe endet er ganz scharf und seine Flanken bilden einen Winkel von 45° (vgl. hierzu »Kruppsche Monatshefte« Bd. 1, 1920, Seite 48, Abbild. 26 und 27).

Besonders ungünstig werden die Verhältnisse, lobal fahlgartige Beanspruchungen in raschem Wechsel und häufig wiederholt auftreten, z. B. bei Eisenbahnen durch das Rollen über Schienenköpfe, Weichen, Kreuzungen ufl. Der Widerstand des Materials gegen diese Art der Beanspruchungen läuft nicht parallel mit demjenigen gegen den normalen Kerbschlag; die Prüfung erfolgt daher unmittelbar unter Vorname wiederholter Schläge an eingekerbten Proben. Versuchsergebnisse sind in neuerer Zeit von Rittershausen u. Fischer veröffentlicht worden\*). Da diese Ergebnisse von besonderer Bedeutung für Konstruktor und ausführenden Betrieb sind, mögen die beiden wichtigsten Sätze nebst einer Zahlentafel auszugsweise hier wiederholt werden:

„Ein Stahl hält Dauerbeanspruchungen – gemeint sind sich oft wiederholende fahlgartige Beanspruchungen, wie sie im Kruppischen Dauererschlagwerk nachgeahmt werden – sofern keine scharfen Eindrehungen, sondern gut ausgerundete Hohlkehlen vorhanden sind, um so länger aus, je höher seine Streckgrenze, in der sich die Höhe seiner Elastizitätsgrenze widerspiegelt, liegt. Scharfe Eindrehungen können dagegen das Bild derartig verkehren, daß Schlagzahlen über eine gewisse Höhe gar nicht zu erhalten sind.“

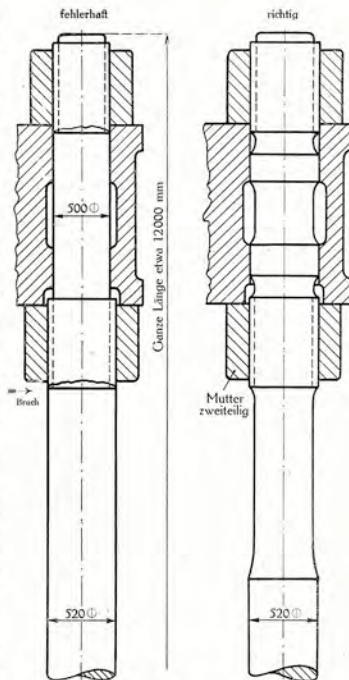
Wenn daher in Konstruktionen die Gewichtsfrage eine ausschlaggebende Rolle spielt, oder aus sonstigen Gründen Befchränkungen in den Querschnittsabmessungen geboten sind, aber bei hoher Beanspruchung unbedingte Betriebssicherheit gefordert werden muß, so ist zu entscheiden, ob: 1. hohe Lebensdauer gegenüber Dauerbeanspruchungen, oder 2. große Sicherheit gegen Bruch durch Gewaltbeanspruchungen, oder 3. beides gefordert werden muß.

Die alsdann zu verwendenden Stahlorten müssen im Falle 1 möglichst hohe Streckgrenze

„ „ „ 2 „ Kerbzähigkeit  
„ „ „ 3 „ „ Streckgrenze und  
Kerbzähigkeit besitzen.“

Zahlentafel 2 (Seite 6) laßt außerdem die Wirkung verschiedener Kerbformen erkennen und es mag besonders auf die kaum vorauszufehende Abnahme der Schlagzahlen bei den abfichtlich mit feinen Reißnadel-

\*) Vgl. »Kruppsche Monatshefte« Bd. 1, 1920, S. 93.



Abbild. 8 und 9

Brüche an Säulen schwerer Schmiedepressen.

riefen verfehenen Rundkerbproben der zweiten Reihe hingewiesen werden.

Neben diesen Beanspruchungen, die immerhin in gewissem Umfange der Berechnung zugänglich sind, und die sich nach ihrer Wirkung durch bestimmte Größen (Spannungen, Dehnungen, Arbeitsmengen) ausdrücken lassen, gibt es außerordentlich wichtige Beanspruchungs-

arten, die nach dem heutigen Stande unserer Kenntnisse der unmittelbaren Messung noch nicht recht zugänglich sind. Eine der wichtigsten dieser Art ist die Beanspruchung auf Abnutzung<sup>2)</sup> wie sie bei Radreifen, Schienen, Teilen von Zerkleinerungsmaschinen u. dgl. vorkommt.

Die Abnutzung ist nämlich nicht, wie allgemein geglaubt wird, ausschließlich eine Funktion der Härte des Stahles. Als Beweis dafür möge auf die Arbeit von E. H. Saniter<sup>3)</sup> und insbesondere auf die Erscheinung hingewiesen werden, daß z. B. der 12%ige Manganstahl (Hartflahl) einen ganz hervorragenden Verschleißwiderstand besitzt, und zwar ohne daß seine (Brinell-) Härte besonders hoch liegt (etwa 210).

Man ist heute noch nicht in der Lage, in allen Fällen anzugeben, welche meßbaren Eigenschaften der Stähle für ihren Widerstand gegen bestimmte Beanspruchungen maßgebend sind. Hier müssen die Erfahrungen des Metallurgen und des Konstrukteurs zusammengefaßt werden, damit bereits beim Entwurf von Bauteilen Fehler vermieden werden. Vielfach läßt sich nicht vermeiden, daß die Gestaltung des Teiles ungünstige Beanspruchungen in sich birgt; gerade in solchen Fällen wird der Metallurge feststellen können, welches Material in dem gegebenen ungünstigen Falle die größte Sicherheit bietet. In den letzten Jahren haben sich zahlreiche Arbeiten mit diesen Fragen befaßt<sup>4)</sup>.

Einige Beispiele über Konstruktionsfehler, bei denen die Kerbwirkung ungenügend berücksichtigt wurde, mögen hier ihren Platz finden.

Eine Kerbwirkung tritt überall da auf, wo stärker beanspruchte Konstruktionsteile verschieden große Querschnitte aufweisen, ohne daß auf sanftere Querschnittsübergänge durch gut gerundete Hohlkehlen usw. genügend Bedacht genommen ist. Die Stellen solcher

<sup>2)</sup> Neuere Maschinen, die die Feststellung des Verschleißwiderstandes ermöglichen, sind z. B. die Maschine von Brinell, (Stahl und Eisen 1922 S. 391) sowie diejenige von Amies in Schaffhausen (Zeitschrift des V. d. I. 1922, S. 376/377).

<sup>3)</sup> Härteprüfung und Widerstand gegen mechanische Abnutzung von E. H. Saniter, Moorag, Rotherham, Int. Verb. für die Matpr. der Technik. VI. Kongreß, New York 1912.

<sup>4)</sup> Z. d. V. d. I. 1906 Nr. 26: Die Beanspruchung auf Verdrehen an einer Übergangsstelle mit scharfer Abrundung. Von A. Föppl.

Z. d. V. d. I. 1912 Nr. 9: Die Beanspruchung von Wellen an einer Übergangsstelle mit scharfer Abrundung. Von Otto Rodiger.

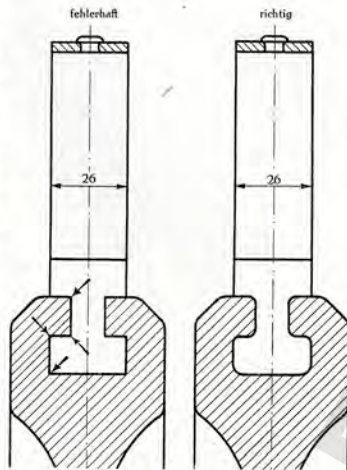


Abbildung 10 und 11  
Laufradlaufeln für Dampfturbinen.

freihohen Querschnittsübergänge wirken wie Einkerbungen an Stäben, durch die, wie oben nachgewiesen, eine ganz bedeutende Erhöhung der Beanspruchung hervorgerufen wird. Solche Stellen begünstigen außerordentlich die Bildung von Rissen. Sind aber solche Anrisse einmal eingetreten, so ist damit der betreffende Konstruktionsteil unmittelbar gefährdet, weil die dann stetig zu-

Z. d. V. d. I. 1912 Nr. 44: Versuche über die Spannungsverteilung in gelochten Zugstäben. Von E. Preuß.  
Z. d. V. d. I. 1913 Nr. 17: Versuche über die Spannungsverteilung in gekerbten Zugstäben. Von E. Preuß.  
Stahl und Eisen 1921: Neuere Forschungen über Kerbwirkung. Von Nr. 16 und 18: E. Heyn.  
Z. d. V. d. I. 1922 Nr. 1: Deutsches Technisch-Wissenschaftliches Vortagswesen. Von O. Lafche.

\*Kruppsche Monatshefte: Dauerbrüche an Konstruktionsstählen und die Kruppische Dauerchlagprobe. Von Fr. Rittershausen und Fr. P. Fischer.

\*Kruppsche Monatshefte: Bruchfläche eines Schwungradankers. Von H. Schottky.

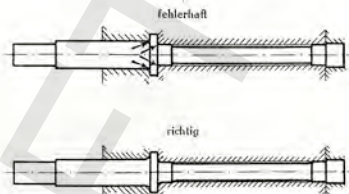


Abbildung 12 und 13  
Hahnpinolen einer Corlisswalzenzugmaschine.

nehmende Ausdehnung solcher Rißbildungen den beanspruchten Querschnitt allmählich derart schwächt, daß schließlich der Bruch – in solchen Fällen Dauerbruch genannt – eintreten muß. Auf die Nichtbeachtung der oben erwähnten wichtigen Konstruktionsregel ist z. B. der Bruch von Säulen bei einer 2000 t- und einer 4000 t-Schmiedepresse zurückzuführen (Abbildung 8 und 9, Seite 7). Hier waren es die feinerzeit allzusehr und nicht mit genügend sanftem Übergang in den Säulenmutter, wo die Rißbildung einsetzte, die den Bruch der Säulen schließlich zur Folge hatte. Ein weiterer derartiger, früher häufig vorgekommener Fall war der Bruch der meist hoch beanspruchten Schraubenbolzen von Pleuellstangenköpfen. Bei einem solchen Bolzenbruch, der bei Krupp im Jahre 1918 an einem Luftkompressor nach ungefähr einjährigem Betrieb eintrat, wurde als Ursache wiederum der unvermittelte Übergang des dickeren Bolzenendes in den dünneren festgestellt. Drei weitere lehrreiche Beispiele von Dauerbrüchen haben Rittershausen und Fischer bekanntgegeben<sup>5)</sup>. Weitere Beispiele zeigen die Abbild. 10 bis 15 (Seite 8/9).

Bei umlaufenden Achsen und Wellen mit abgelegten Lagerstellen oder sonstigen Querschnittsänderungen ist auf sanftere Übergänge ganz besondere Sorgfalt zu verwenden, weil hier eine Beanspruchung mit beim Umlauf stetig wechselndem Sinne auftritt. Außerdem ist es peinlich zu vermeiden, die etwa erforderlichen Keilnuten für Räder, Scheiben u. dgl. scharfkantig einzuschneiden, weil auch dies einer Rißbildung besonders Vorschub leistet.

<sup>5)</sup> \*Kruppsche Monatshefte Bd. 1, 1920, Seite 93.

Die Erkenntnis der großen Wichtigkeit solcher sanfteren Übergänge bei Querschnittsänderungen liegt auch dem D. R. P. Nr. 232725 der Fried. Krupp Aktiengesellschaft (Abbildung 16 bis 18, Seite 10) zugrunde, durch das erreicht wird, daß bei zusammengebauten Kurbelwellen bzw. bei Wellenzapfen (Tragzapfen) die bisher üblichen, häufig zu Rißbildung führenden kleinen Abrundungen „r“ (Abbildung 17, Seite 10) an den Übergängen von dem einen Durchmesser der Zapfen und Wellenden in den anderen durch schlankere, konstruktiv bessere Abrundungen ersetzt werden. Außerdem hat man hier die ganze Kurbelblattbreite für das Aufkriechen und die ganze Lagerlänge als Trag- oder Lauffläche zur Verfügung, während letztere früher vielfach um den doppelten Abrundungshalbmesser vermindert wurde.

Ungünstige Erscheinungen wie Kerbwirkung handelt es sich häufig auch sonst beim Auftreten von Rissen an Konstruktionsteilen. Deshalb sind z. B. auch bei Pleuszylindern, Rezipienten u. dgl., die einem hohen Innendruck standhalten müssen, die Böden stets mit guten Abrundungen an die Zylinderwände anzuschließen. Gleiches gilt für die Ausbildung von Flanken, Schraubenköpfen u. a. m.

Die neuzeitlichen Turboaggregate (Turbogeneratoren, Turbokompressoren) mit ihren hohen Drehzahlen und oft recht beträchtlichen Abmessungen erfordern wegen der in ihnen auftretenden hohen Zentrifugalkräfte nicht nur in konstruktiver Hinsicht sondern auch, was peinlich genaue mechanische Bearbeitung anbelangt, höchste Sorgfalt, da sonst schwere Unfälle entstehen können. Bei dieser Gelegenheit mag auch an Auswertung erinnert werden.

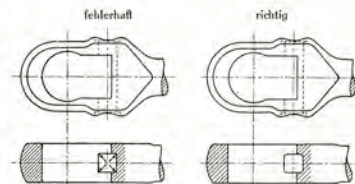


Abbildung 14 und 15  
Schnitflangenkopf.

Ganz besonders ist das oben Gefagte zu beachten bei der Konfektion und Bearbeitung von Ilgner-Schwungradern, Turbinenflügel, Turbinenläufern und sonstigen rotlaufenden Konfektionsteilen des heutigen Hochleistungsmaschinenbaus.

Eine Übersicht über die mechanischen Eigenschaften der wichtigsten Konfektionsstähle in mittleren Abmessungen ist in Abbild. 19, 20 und 21 (Seite 11) wieder gegeben.

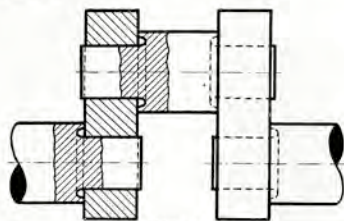


Abbildung 16.

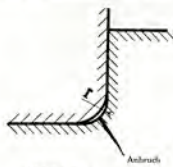


Abbildung 17.

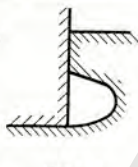


Abbildung 18.

Abbildung 16 bis 18. Zusammengebaute Kurbelwelle, D.R.P. 232725.

Man erkennt aus diesen Abbild. als Hauptunterschiede der drei Stahlgruppen, daß legierte Stähle bei gleicher Festigkeit im allgemeinen eine höhere Streckgrenze besitzen als unlegierte. Im besonderen mag auf die ganz außerordentlich hohe Streckgrenze der letzten Chromnickelstähle hingewiesen werden, die bis 90% der Festigkeit beträgt. Gleichzeitig geht aber auch aus den Abbild. hervor, daß ein Kohlenstoffgehalt höherer Festigkeit nur sehr geringe Kerbzähigkeit besitzt gegenüber den mit Nickel oder den mit Nickel und Chrom legierten Stählen, von denen einige vorzügliche Werte aufweisen. Die höhere Zähigkeit ist neben der höheren Streckgrenze eine charakteristische Eigenschaft dieser legierten Stähle und macht sie besonders wichtig für hochbeanspruchte Maschinenteile.

## 2. Physikalische Beanspruchungen.

Bei manchen Konfektionsteilen wird das Schergewicht auf gewisse physikalische Eigenschaften des Stahles gelegt. So verlangt die elektrische Industrie teils Material von ganz besonders hoher elektrischer Leit-

fähigkeit (Leitungsdraht), teils folches mit besonders niedriger Leitfähigkeit (Bleche für Transformatoren und Hochfrequenzmaschinen, Draht für Widerstände u. dgl.). Zahlentafel 3 und Abbild. 22 (Tafel IV) zeigen die großen Unterschiede in dem spezifischen Widerstand von fünf Werkstoffen, nämlich von Kupfer, reinem Eisen, 4%igem Siliziumflußeisen, dessen hoher spezifischer Widerstand sowohl für Widerstandsdrähte wie für Transformatorenbleche wegen der Wirbelstromverluste von Bedeutung ist; ferner wird darauf hingewiesen das aus 30% igem Nickelstahl bestehende Widerstandsmaterial, das die Elektrotechniker „Kruppin“ nennen, und endlich

das Widerstandsmaterial „Cekas“, eine Nickel-Eisen-Chrom-Legierung, die besonders hitzebeständig ist und für Heizdrähte Verwendung findet.

Zahlentafel 3.

Spezifischer elektrischer Leitwert bei 18° C in Ohm/cm und m.

|                                      |       |
|--------------------------------------|-------|
| Kupfer                               | 0,017 |
| Eisen rein                           | 0,099 |
| Eisen mit 4% Si                      | 0,50  |
| 30% iger Nickelstahl (Kruppin)       | 0,85  |
| Nickel-Eisen-Chrom-Legierung (Cekas) | 1,00  |

In magnetischer Beziehung wird für die Herstellung von permanenten Magneten hohe Remanenz und gleichzeitig hohe Koerzitivkraft verlangt, also Eigenschaften, die zum Ent- oder Ummagnetisieren der betreffenden Teile möglichst hohen Energieverbrauch fordern. Zahlentafel 4 und Abbild. 23 (Tafel IV) geben die Werte für Remanenz, Koerzitivkraft sowie deren Produkt für eine Anzahl von Stahlorten wieder. Unter

diesen sind besonders bemerkenswert der neuerdings durch die Arbeiten von Honda\*) bekanntgewordene Kobalt-Chrom-Wolfram-Magnetstahl (Jogennannte KS-Stahl) mit 35% Kobalt sowie ein Kobalt-ärmerer Stahl (Koerzit). Während der beste bisher bekannte Magnetstahl mit 5% Wolfram eine Koerzitivkraft von 65 Einheiten aufweist, beträgt die 145 bei dem Stahl mit 18% Kobalt und 203 bei dem 35% igen KS-Stahl.

Im Gegensatz zu den Stählen für permanente Magnete wird für Transformatorenbleche ein möglichst niedriger Wert für das Ummagnetisieren durch Wechselstrom verlangt.

Für die Magnetisierung mit Gleichstrom z. B. bei Rotorkörpern und Induktorwellen wird in der Regel auf möglichst hohe Permeabilität Wert gelegt, also auf hohe Induktion bei geringer Amperewindungszahl. Zahlentafel 5 enthält die Induktion für 7,7 bis zu 5000 Amperewindungen je cm Kraftlinienweg in Gußeisen, Flußeisen und 5% igem Nickelstahl.

Bei Reguliermaschinen für Sonderzwecke (Leonard-Betriebe) wird neben großer Permeabilität geringe Koerzitivkraft verlangt, während es bei der Magnetisierung mit Wechselstrom neben hohem spezifischen Widerstand hauptsächlich auf geringe Koerzitivkraft ankommt, um geringe Hysterisis und dadurch niedrige Wärmeverluste zu erhalten. Zahlentafel 6 (Seite 12) zeigt für 3 Werkstoffe den Wärmeverlust je kg bei den Induktionen 10000 und 15000.

Man geht zu weit, Stähle zu verlangen, die die typische Eigenschaft des Eisens, diejenige der Magnetisierbar-

Zahlentafel 4.  
Magnetische Eigenschaften von Dauermagneten.

| Material                 | Kohlenstoffstahl<br>1,2% C | Chromstahl<br>2% Cr | Wolframstahl<br>5% W | Kobaltchromit.<br>18% Co | Kobaltchromit.<br>35% Co |
|--------------------------|----------------------------|---------------------|----------------------|--------------------------|--------------------------|
| Koerzitivkraft K         | 60                         | 61                  | 65                   | 145                      | 203                      |
| Remanenz R               | 8110                       | 11225               | 11100                | 10650                    | 9130                     |
| K · R · 10 <sup>-3</sup> | 487                        | 685                 | 722                  | 1544                     | 1853                     |

\*) Kōtōrō Honda und Seizō Saitō. On K. S. Magnet Steel. Science Reports of the Tōkyō Imp. University 9, Nr. 5. Nov. 1920.

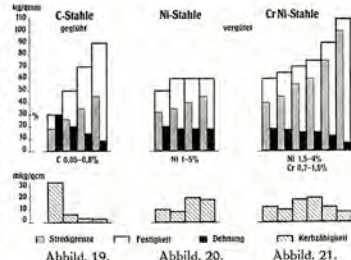


Abbildung 19.

Abbildung 20.

Abbildung 21.

Abbildung 19 bis 21. Mechanische Eigenschaften.

keit überhaupt nicht besitzen, nämlich in solchen Fällen, in denen die Magnetisierbarkeit zu Energieverlusten bzw. zu falschen Angaben für Magnetnadeln od. dgl. führen würde (Beispiele: Perifkoprohre, Wicklungskappen).

Während die Permeabilität des reinen Eisens bei entsprechender Feldstärke Werte über 3000 erreicht, beträgt diejenige von 25% igem Nickelstahl sowie 12% igem Manganstahl, richtige Wärmebehandlung vorausgesetzt, nur etwa 1,0 bis 1,1 (Luft=1,0) und ist praktisch unabhängig von der Feldstärke.

Zahlentafel 5.  
Magnetische Eigenschaften bei Gleichstrom-Magnetisierung.

| Material       | Gußeisen | Flußeisen | Nickelstahl<br>(5%) |
|----------------|----------|-----------|---------------------|
| Induktion bei: |          |           |                     |
| 7,7 AW/cm      | 4800     | 13600     | 5400                |
| 25 "           | 7600     | 15800     | 14800               |
| 50 "           | 8900     | 16900     | 16500               |
| 100 "          | 10600    | 18000     | 17900               |
| 500 "          | 14900    | 21400     | 20700               |
| 1000 "         | 16900    | 22300     | 21500               |
| 5000 "         | 23000    | 27300     | 26800               |

Auch die Ausdehnung durch Wärme spielt bei manchen Verwendungszwecken eine gewisse Rolle. So verlangt man in der Präzisionsmechanik Stähle, die sich durch Wärme möglichst wenig oder gar nicht ausdehnen (Uhren), oder deren Ausdehnungskoeffizient einen bestimmten Wert haben muß (z. B. Einzeilmelzdraht für elektrische Glühlampen mit dem Ausdehnungskoeffizienten des Glases). Zahlentafel 7 und Abbild. 24, Tafel IV geben einen Überblick über die Ausdehnungskoeffizienten verschiedener Werkstoffe, nämlich von Kupfer, Nickel, Eisen sowie von einigen Nickel-Eisen-Legierungen und zwei nichtrostenden Chromnickelstahl-Legierungen V1M und V2A. Der 36%ige Nickelstahl



Abbildung 26. Alit- und Eisentiegel nach 190tündigem Glühen in einem Temperofen bis 950°.

findet wegen seiner geringen Ausdehnung Verwendung in der Uhrenindustrie; der 43%ige Nickelstahl hat den Ausdehnungskoeffizient des Glases.

#### Zahlentafel 6.

Magnetische Eigenschaften bei Wechselfrom-Magnetisierung (50 Perioden/Sek.)  
0,35 mm starke Bleche.

| Material                  | Fluß Eisen | Siliziumflußeisen mit |         |
|---------------------------|------------|-----------------------|---------|
|                           |            | 1,5% Si               | 4,5% Si |
| Wattverlust bei Induktion | 10000 ..   | 3,0 - 3,6             | 2,6     |
|                           |            |                       | 1,3     |
|                           | 15000 ..   | 7,4 - 8,6             | 6,5     |
|                           |            |                       | 3,2     |

#### Zahlentafel 7.

Linearer Wärmeausdehnungskoeffizient  $\beta$   
zwischen 0 und 100° C.

|                                |                       |
|--------------------------------|-----------------------|
| Kupfer .....                   | $15,9 \times 10^{-6}$ |
| Nickel .....                   | $12,7 \times 10^{-6}$ |
| Eisen .....                    | $11,2 \times 10^{-6}$ |
| 25%iger Nickelstahl .....      | $18,5 \times 10^{-6}$ |
| 31% „ „ .....                  | $5,5 \times 10^{-6}$  |
| 36% „ „ .....                  | $1,0 \times 10^{-6}$  |
| 43% „ „ .....                  | $5,6 \times 10^{-6}$  |
| 60% „ „ .....                  | $16,0 \times 10^{-6}$ |
| Nichtrostender Stahl V1M ..... | $10,7 \times 10^{-6}$ |
| „ „ V2A .....                  | $15,6 \times 10^{-6}$ |

#### 3. Chemische Beanspruchungen.

In den letzten Jahren, namentlich in der Kriegszeit, sind auch die chemischen Eigenschaften der Stähle von einer vorher nicht gekannten Bedeutung geworden. Die chemische Industrie hat es von jeher als unbequem empfunden, für die Durchführung vieler ihrer Umsetzungen auf nichtmetallische Gefäße angewiesen zu sein, wie Glas, Porzellan, Steingut, Holz u. dgl. Je mehr die chemische Industrie dazu überging große Mengen zu erzeugen, um so unbequemer wurde die Verwendung dieser Stoffe, und der Ruf nach widerstandsfähigen Stahlorten wurde immer stärker. Da nun die Löslichkeit in Säuren eine charakteristische Eigenschaft der Metalle ist, so war es nicht leicht, die entsprechenden Stahlorten bereitzustellen, um so mehr, als die Art der Beanspruchung sehr wechselnd ist. Die wichtigsten Forderungen sind Widerstandsfähigkeit gegen Salpetersäure, Schwefelsäure und Salzsäure (Pumpen und Leitungen in der Salpetersäure-Industrie), ferner in der Nahrungsmittel-Industrie Widerstandsfähigkeit gegen organische Substanzen. In den meisten Fällen sind schon die Angreifbarkeit des Stahles durch die Luft und die Rostbildung sehr unbequem, und es mußte jeder Fortschritt in dieser Beziehung nicht nur dort begründet werden, wo der Rostangriff unmittelbar schädlich ist, sondern auch dort, wo aus Gründen der Reinhaltung die regelmäßige Befreiung der Rostanläge Kosten verursacht. In den Zahlentafeln 8 und 9 sowie in Abbild. 25 (Tafel IV) sind eine Anzahl Werte zusammengestellt, aus denen die Leitungen der für chemische Zwecke geeigneten Stähle hervorgehen.

Zu den chemischen Beanspruchungen ist auch der Angriff durch den Luftauerstoff auf glühenden Stahl zu rechnen. Die Zerstörung durch diese Wirkung ist darauf zurückzuführen, daß das gebildete Eisenoxid abblättert und immer neue Flächen des Metalles der Verbrennung preisgibt. Ist das Eisen mit solchen Stoffen legiert, die nach der Oxydation einen zusammenhängenden Überzug bilden, so schützt dieser die darunter liegenden Metallschichten vor weiteren Zerstörungen. Eine derartige Wirkung übt z. B. das Chrom aus. In letzter Zeit ist auch das Aluminium als besonders

wirksam erkannt worden. Die beim Glühen gebildete Tonerschiebt ist so widerstandsfähig und dicht, daß man das Metall ohne merkliche Veränderung stundenlang bei hohen Temperaturen in oxydierender Atmosphäre belassen kann. Eine 15%ige Aluminium-Eisen-Legierung (Alit) läßt sich gießen und mit Vorlicht schmelzen, so daß Ausfritt besteht, damit ein für manche Zwecke ausreichend hitzebeständiges Material zu erhalten. Abbild. 26 (Seite 12) gibt das Aussehen je eines Alit- und Eisentiegels nach 190tündigem Glühen in einem Temperofen bis 950° wieder.



Abbildung 27. Flußeisentiegel.

Eine ähnliche Wirkung läßt sich neuerdings auch durch eine besondere Behandlung, das sogenannte Alitverfahren erzielen. Flußeisenerne Gegenstände werden längere Zeit in einem besonderen aluminiumhaltigen Pulver gegläht (alitiert), wobei das Aluminium in ähnlicher Weise wie der Kohlenstoff beim Zementierverfahren bis zu einer gewissen Tiefe in das Material eindringt und eine chemische Verbindung mit diesem eingeht. Durch diese Oberflächenveredelung erhalten sie ebenfalls ein hohes Maß von Hitzebeständigkeit, wie der Vergleich zweier anderer Tiegel (Abbildung. 27 und 28) zeigt. Der gewöhn-



Abbildung 28. Alitierter Flußeisentiegel.

#### Zahlentafel 8.

Gewichtsabnahme durch Korrosion in Seewasser von 20° C.

|                                |     |
|--------------------------------|-----|
| Eisen .....                    | 100 |
| 9%iger Nickelstahl .....       | 79  |
| 25% „ „ .....                  | 53  |
| Nichtrostender Stahl V1M ..... | 5,2 |
| „ „ V2A .....                  | 0,6 |

#### Zahlentafel 9.

Gewichtsabnahme in 10%iger Salpetersäure von 20° C.

|                                |     |
|--------------------------------|-----|
| Eisen .....                    | 100 |
| 5%iger Nickelstahl .....       | 97  |
| 25% „ „ .....                  | 69  |
| Nichtrostender Stahl V2A ..... | 0   |

liche Flußeigentiegel war schon nach 20stündigem Erhitzen auf 1000° stark vermindert, während der alliierte Flußeigentiegel nach 60 Stunden noch kaum Spuren einer Veränderung erkennen läßt.

Das Verfahren empfiehlt sich insbesondere in solchen Fällen, in denen die Herstellung der betreffenden Gegenstände aus Alit, fei es aus Gieß-, fei es aus Schmiede- oder anderen Schwierigkeiten, nicht möglich ist (z. B. für Pyrometerchußprobe).

#### 4. Beanspruchungen bei hohen und tiefen Temperaturen.

Die Beanspruchung des Konstruktionsmaterials erfolgt häufig bei besonders hohen Temperaturen (Ofen der chemischen und metallurgischen Industrie, Kesselbleche, Dampfturbinen) sowie auch bei besonders tiefen Temperaturen (flüssige Gase u. dgl.). Zu den bisherigen Forderungen kommen also noch weitere hinzu, die je nach der Gebrauchstemperatur verschieden und für deren Erfüllung besondere Maßnahmen metallurgischer Art nötig sind.

Für die Verwendung bei hohen Temperaturen stehen der Industrie von feiten der Stahlwerke gleichfalls hochwertige Stahlforten zur Verfügung. Als Beispiel hierfür mögen in Zahlentafel 10 die Festigkeitszahlen eines in dieser Hinsicht besonders hochwertigen Chromvanadiumstahls mit rund 2% Cr und 0,5% Va im Vergleich zu denen eines weichen Kohlenstoffstahls mit etwa 0,2% C mitgeteilt und in Abbild. 29 (Seite 14) graphisch wiedergegeben sein.

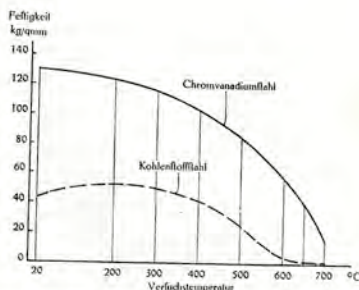


Abbildung 29. Festigkeit bei hohen Temperaturen.

Zahlentafel 11.  
Eigenschaften verschiedener Stähle bei tiefen Temperaturen.

| Material                                                        | Brinellhärte |           | Kerzbiegezug |           |
|-----------------------------------------------------------------|--------------|-----------|--------------|-----------|
|                                                                 | bei +20°     | bei -190° | bei +20°     | bei -190° |
| Elektrolyteifen ausgeglüht . . . . .                            | 80           | 269       | 21,2         | 1,9       |
| Flußeisen (0,1% C) ausgeglüht . . . . .                         | 110          | 273       | 31,9         | 1,8       |
| Mittelharter Stahl ausgeglüht (0,33% C) . . . . .               | 176          | 286       | 13,1         | 3,7       |
| Nickelstahl für Einfaßhärtung (C 0,06%, Ni 2,30%) . . . . .     | 130          | 230       | 31,2         | 3,1       |
| Nickelstahl luftgehärtet (C 0,25%, Ni 4,25%, Cr 1,2%) . . . . . | 460          | 578       | 11,2         | 10,0      |
| Hochprozentiger Nickelstahl (36,8% Ni) . . . . .                | 157          | 239       | 41,2         | 17,5      |
| Hochprozentiger Nickelstahl (47,0% Ni) . . . . .                | 184          | 238       | 32,5         | 29,4      |

Zahlentafel 10.

Zugfestigkeit bei hohen Temperaturen.

| Verformtemperatur °C | Weicher Kohlenstoffstahl mit ca. 0,2% C<br>kg/mm | Chromvanadiumstahl mit ca. 2% Cr und 0,5% Va<br>kg/mm |
|----------------------|--------------------------------------------------|-------------------------------------------------------|
| 20                   | 44,0                                             | 130,0                                                 |
| 200                  | 53,4                                             | 123,2                                                 |
| 300                  | 48,1                                             | 115,1                                                 |
| 400                  | 42,0                                             | 102,9                                                 |
| 500                  | 24,4                                             | 85,9                                                  |
| 600                  | 4,7                                              | 57,9                                                  |
| 650                  | —                                                | 40,2                                                  |
| 700                  | —                                                | 16,2                                                  |
| 800                  | 1,6                                              | —                                                     |

diumstahls mit rund 2% Cr und 0,5% Va im Vergleich zu denen eines weichen Kohlenstoffstahls mit etwa 0,2% C mitgeteilt und in Abbild. 29 (Seite 14) graphisch wiedergegeben sein. Die Temperaturen, bei denen die Zerreißeversuche stattgefunden haben, dienen hierbei als Abszissen, als Ordinaten sind die Festigkeiten aufgetragen.

Neuere Untersuchungen von Guillet und Cournot<sup>10)</sup> haben gezeigt, daß nickellegierte Stähle, und unter diesen die austenitischen, von ihrer Zähigkeit bei sehr tiefen Temperaturen weniger verlieren als Kohlenstoffstähle und daß die Sprödigkeit bei tiefen Temperaturen im wesentlichen eine befondere Eigentümlichkeit des (später erläuterten) Ferrits ist, wie die Zahlentafel 11 zeigt.

#### B. Die verschiedenen Zustände des Stahles und ihre Eigenschaften.

##### 1. Allgemeines.

Keinem anderen Metall lassen sich so stark von einander abweichende mechanische Eigenschaften erteilen wie dem Stahl. Der Metallurge sieht im Stahl im wesentlichen eine Eisenkohlenstofflegierung, die mit mehr oder weniger großen Mengen anderer Körper vermischt sein kann.

Eine besonders kennzeichnende Eigenschaft des Stahles besteht darin, daß er sich durch entsprechende Wärmebehandlung in verschiedene Zustände bringen läßt, die sich voneinander grundtätlich in mechanischer, physikalischer und chemischer Hinsicht unterscheiden. Diese Zustände sind:

- a) der austenitische Zustand,
- b) der perlitische Zustand,
- c) der martensitische Zustand.

Vorliehende Bezeichnungen rühren daher, daß der Hauptbestandteil des Stahlfestiges Austenit, Perlit oder Martenit ist, je nachdem der Stahl der Gruppe a, b oder c angehört. Auch Übergangszustände sind möglich, in denen gleichzeitig zwei dieser Zustände (Austenit und Martenit, Martenit und Perlit) vorhanden sind.

Erhitzt man Stahl, so erfährt er zwischen 700° und 900° eine Umwandlung seines Gefüges, die sich bei der Erhitzung bzw. Abkühlung durch Vergrößerung in der Temperaturänderung sowie durch plötzliche Volumänderung

##### 5. Kombinierte Beanspruchungen.

In den wenigsten Fällen kommt von den unter 1. bis 3. genannten Beanspruchungen nur eine in Betracht. Allgemein ist die Regel, daß mehrere zusammenfallen. Wenn auch die Stahltechnik, wie später gezeigt wird, bereits in weitgehendem Umfang die Bedingungen erfordert hat, die ein Material erfüllen muß, um bestimmten Beanspruchungen zu widerstehen, so kommt es nur allzuoft vor, daß das Zusammenfallen zweier Beanspruchungen zueinander widersprechenden Maßregeln für die Stahlherstellung oder Behandlung führt. Es müssen dann Kompromisse geschlossen werden, deren Zustandekommen meist eine außerordentlich schwierige Aufgabe ist.

bestimmt man experimentell nach dem Verfahren von Saladin-le Chatelier-Siemens & Halske, indem man den zu prüfenden Stahl erhitzt bzw. abkühlt gemeinsam mit einem Vergleichskörper, z. B. 25%igem Nickelstahl, der keine Umwandlungen erleidet. Durch ein besonderes optisches Verfahren kann man nun den Moment feststellen, in dem durch die Wärmeentwicklung (bei der Abkühlung) bzw. Wärmeabsorption (bei der Erhitzung) der Stahl einen Temperaturunterschied gegen-

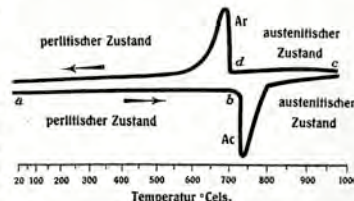


Abbildung 30. Erwärmungs- und Abkühlungskurve.

über dem Vergleichskörper aufweist. Die in diesem Augenblick bestehende Temperatur entspricht der Umwandlungstemperatur des Stahles. In Abbild 30 ist eine derartige Erhitzungs- und Abkühlungskurve wiedergegeben. Als Abszissen sind die Temperaturen

<sup>10)</sup> L. Guillet u. J. Cournot. Sur la variation des propriétés mécaniques des métaux et alliages aux basses températures. Comptes Rendus 174, 384 (1922).

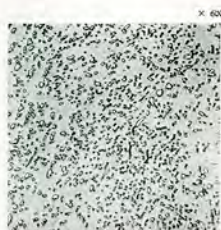
des Vergleichskörpers aufgetragen, als Ordinaten erscheinen die Temperaturunterschiede zwischen Probe und Vergleichskörper. Während der Erhitzung verläuft die Kurve nahezu horizontal von  $a$  bis  $b$ , um hier (bei  $740^\circ$ ) plötzlich scharf nach unten abzubiegen, d. h. in diesem Moment steigt zwar die Temperatur des Vergleichskörpers infolge der ununterbrochenen Wärmezufuhr noch weiter an, diejenige der Stahlprobe jedoch nicht; die ihr jetzt zugeführte Wärmemenge wird vielmehr ganz durch die Umwandlung des Gefüges aufgezehrt. Ist die Umwandlung vollzogen, so nähern

unterhalb seiner Umwandlungstemperatur, so bietet sich ein Bild dar, wie es in den Abbild. 32 und 33 dargestellt ist: Der Aufenit ist zerfallen, und das Gefüge besteht aus 2 Teilen, einer Grundmasse und kleinen Körnern oder Plättchen, die in sie eingebettet sind. Die Grundmasse erweist sich als weiches, reines Eisen, fogen. Ferrit. Die Körnerchen oder Plättchen sind eine harte Verbindung  $Fe_3C$ , fogen. Eilenkarbid, metallographisch Zementit genannt. Das feine Gemisch von Ferrit und Zementit heißt Perlit.

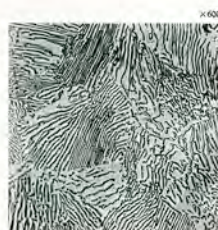
Bisher war nur die Rede davon, daß der Stahl ober-



Abbild. 31. Aufenit.



Abbild. 32. Körniger Perlit.



Abbild. 33. Streifiger Perlit.

sich die Temperaturen der beiden Vergleichsstücke wieder. Bei der Abkühlung beobachtet man ein Gleiches, von  $c$  bis  $d$  stetiger Verlauf, bei  $d$  plötzlicher Anstieg, Wärmeentwicklung im Stahl anzeigend. Nach Beendigung der Umwandlung stellt sich wiederum Temperaturgleichheit ein. Die beiden Temperaturen der Umwandlung bezeichnet man bei der Erhitzung mit  $A_c$  (von Calefenz), bei der Abkühlung mit  $A_r$  (von Recalefenz). Durch besondere Mittel kann man mikroskopisch feststellen, wie der Stahl oberhalb seiner Umwandlungstemperatur aufgebaut ist. Abbild. 31 gibt die Struktur wieder. Man erkennt nur einen Bestandteil, der die Form von nebeneinandergelagerten Körnern besitzt, deren Begrenzungsflächen auf der Abbildung als dunkle Linien erscheinen. Der Bestandteil wird metallographisch nach dem bekannten englischen Forscher Roberts-Austen als Aufenit bezeichnet.

Untersucht man dagegen das Gefüge des Stahles

halb einer gewissen Temperatur sich im aufenitischen Zustande befände. Da durch Erhitzung alle Stähle in den aufenitischen Zustand übergeführt werden, betrachtet man dieselben als den oberhalb  $700^\circ$ – $900^\circ$  stabilen Zustand. Durch gewisse Mittel z. B. Legieren mit genügend großen Mengen anderer Elemente gelingt es, den aufenitischen Zustand bei der Abkühlung unverändert zu erhalten und auf die Weise Stähle herzustellen, die auch bei gewöhnlicher Temperatur aufenitisch sind. Im aufenitischen Zustand besitzt der Stahl folgende Eigenschaften:

1. er ist nicht magnetisierbar,
2. er zeigt niedrige Streckgrenze bei hoher Bruchdehnung,
3. er besitzt nur geringe Leitfähigkeit für Wärme und Elektrizität.

Dagegen ist der perlitische Zustand des Stahles gekennzeichnet:

1. durch Magnetisierbarkeit,

2. durch geringeres spezifisches Gewicht als dem aufenitischen Zustande entspricht.

Die Eigenschaften des perlitischen Stahles sind ferner sowohl von der chemischen Zusammenlegung als auch von der Ausbildungsform seiner Gefügebestandteile abhängig. Dies ergibt sich aus dem unter „Stahlformguß“ zu erwähnenden Beispiel, wonach die Zähigkeit des Stahlformgusses dadurch sehr erheblich gesteigert werden kann, daß sein im Rohguß in Form grober Körner erscheinender Perlit durch richtiges Ausglühen feinkörnig gemacht wird; gleichzeitig werden auch die anderen mechanischen Eigenschaften wesentlich verbessert.

Im übrigen erscheint der Perlit, je nach der Wärmebehandlung, der der Stahl unterworfen war, in sehr verschiedener Form. Unter gewissen Umständen werden die Zementitkörnchen so fein, daß sie unter dem Mikroskop nicht mehr unterschieden werden können. In solchen Fällen erscheint das Gefüge strukturlos und wird Troofit genannt. Die mechanischen Eigenschaften des Stahles sind in hohem Maße davon abhängig, welche der verschiedenen möglichen Formen der Perlit tatsächlich angenommen hat.

Für die Konstruktionsstähle ist der perlitische Zustand der weitaus wichtigste. Je nach der Zusammenlegung und Wärmebehandlung können die Festigkeitseigenschaften auf sehr hohe Werte gebracht werden, ohne daß die Bearbeitbarkeit des Stahles verloren geht.

Der martensitische Zustand dagegen ist auf solche Fälle beschränkt, in denen von der Bearbeitbarkeit mit Werkzeugen abgesehen werden kann und nur Schleifarbeit in Frage kommt. Aufenitischer Stahl ist infolge seiner geringen Streckgrenze dem perlitischen unterlegen und kommt daher nur in solchen Sonderfällen in Betracht, in denen die Festigkeitseigenschaften des Konstruktionsstahles in den Hintergrund treten und andere Arten von Eigenschaften (physikalische, chemische, Verschleißwiderstand) von ausschlaggebender Bedeutung sind.

Der Übergang von dem aufenitischen in den perlitischen Zustand – also bei der Abkühlung des Stahles über den Umwandlungspunkt  $A_r$  hinaus – ist nur dann

vollständig, wenn dem Stahl während der Abkühlung genügend Zeit gegeben wird, seine Umwandlung in der Nähe von  $700^\circ$  zu vollenden. Ist diese Bedingung nicht erfüllt, erfolgt die Wärmeentziehung also rascher als das Zustandekommen der Umwandlung dies erfordert, wie es z. B. bei der gewöhnlichen Härtung des Stahles geschieht, so tritt an Stelle der Umwandlung in der Nähe von  $700^\circ$  ( $A_r$ ) eine solche in der Nähe von  $200^\circ$  ( $A_r'$ ). Dabei entsteht nicht mehr der verhältnismäßig weiche Perlit bzw. Troofit, sondern ein neuer Bestandteil, der Martenit.

Der martensitische Zustand ist gekennzeichnet:

1. durch Magnetisierbarkeit,
2. durch großen Leitungswiderstand gegen Wärme und Elektrizität,
3. durch noch geringeres spezifisches Gewicht als dem perlitischen und aufenitischen Zustande entspricht,
4. durch sehr hohe Härte, Streckgrenze und Festigkeit, geringe Dehnung beim Zugversuch.

Abbild. 34 läßt das Aussehen eines martensitischen Stahles erkennen.

Ob die Umwandlung von Aufenit zu Perlit oder Martenit führt, oder zu einem Gemische beider, hängt davon ab, ob die Umwandlung bei der höheren Temperatur in der Nähe von  $700^\circ$  ( $A_r$ ) oder bei der niedrigeren Temperatur in der Nähe von  $200^\circ$  ( $A_r'$ ) erfolgt. Jeder Stahl besitzt nun eine, je nach seiner Zusammenlegung in weiten Grenzen veränderliche „kritische Abkühlungsgeschwindigkeit“. Als Maß für die Abkühlungsgeschwindigkeit pflegt man die Anzahl von Sekunden zu wählen, die nötig ist, um ein Stahlstück um  $500^\circ$  (von  $700^\circ$  auf  $200^\circ$ ) abzukühlen. Erfolgt die Abkühlung eines bestimmten Teilchens rascher als dieser kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit entspricht, so bildet sich Martenit, erfolgt sie langsamer, so bildet sich Perlit.

Unter gewissen Bedingungen kann sowohl die Rückumwandlung bei  $700^\circ$  (Aufenit in Perlit) als auch diejenige bei  $200^\circ$  (Aufenit in Martenit) vollkommen unterbleiben, und der Stahl besteht nach der Abkühlung aus reinem Aufenit. Die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit ist ferner ein außerordentlich wichtiger Faktor



Abbild. 34. Martenit.

gekennzeichnet, daß das Material eine gesteigerte Härte, Streckgrenze und Festigkeit besitzt, während die sonstigen physikalischen Eigenschaften nur in sehr geringem Maße verändert sind. Der Kalt härtung durch mechanische Deformation findet naturgemäß nur diejenigen Stahlorten zugänglich, die bei dem Zugversuch vor dem Bruch eine erhebliche Dehnung aufweisen. Es können also nur die perlitischen und ausfälligen Stahlorten kalt gerechnet werden. Durch Kaltrecken ist man in der Lage, dem Stahl Festigkeitseigenschaften zu erteilen, wie dies in gleichem Maße durch kein anderes Verfahren möglich ist. Die erzielten Festig-

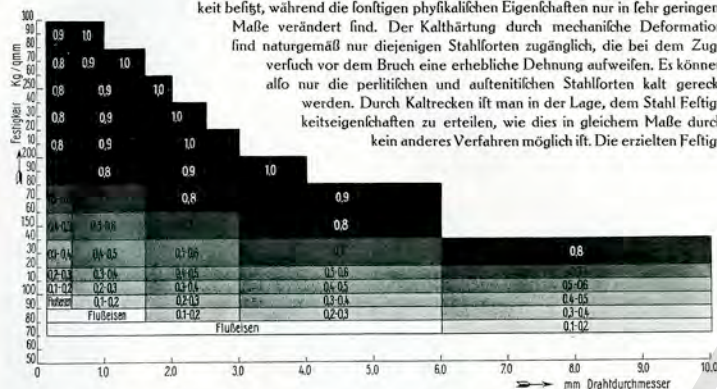


Abbildung 35. Durch Kaltziehen erreichbare Festigkeitswerte in Abhängigkeit vom Durchmesser und Kohlenstoffgehalt des Drahtes.

(Die eingetragenen Zahlen bedeuten den C-Gehalt in %)

für die Wärmebehandlung des Stahles, die kann mit Hilfe der Zusammenfassung des Stahles in weiten Grenzen verändert werden. So beträgt sie für reinen eutektoiden Kohlenstoffstahl etwa 6 Sekunden, dagegen mehr als das Hundertfache bei Chromnickelstahl.

Dieser Umstand ist deshalb sehr wichtig, weil bei einem legierten Stahl mit geringer kritischer Abkühlungsgeschwindigkeit eine gewisse Abkühlung bereits Martenitbildung d. i. Härtung herbeiführt, die bei einem nicht legierten Stahl zum vollständig weichen Zustand führen würde.

Während die bisher besprochenen drei Zustände des Stahles lediglich von der chemischen Zusammenfassung und Wärmebehandlung abhängen, gibt es noch einen anderen Zustand, der für die praktische Verwendbarkeit des Stahles von großer Wichtigkeit ist, der jedoch nur durch Deformation bei niedrigen Temperaturen, sogenanntes Kalt härt en (Kaltbearbeitung, Kaltrecken), erzielt werden kann. Dieser Zustand soll als kalt gereckter Zustand bezeichnet werden. Er tritt in allen Fällen dadurch

keiten findet man umso höher, je stärker der Deformationsgrad ist, d. h. man kann dünnere Drähte auf höhere Festigkeiten bringen als dickere. Abbild. 35 und Zahlentafel 12 (Seite 19) geben eine Übersicht über die erreichbaren Festigkeitszahlen.

## 2. Mittel zur Erzielung der verschiedenen Zustände des Stahles.

### a) Wärmebehandlung.

Beim Kohlenstoffstahl läßt sich der ausfällige Zustand bei gewöhnlicher Temperatur nur teilweise erhalten, wenn man z. B. Stahl mit etwa 1,5 % C von 1150° in Wasser abkühlt. Das Gefüge eines so behandelten Stahles besteht aus einer Grundmasse aus Austenit mit eingelagertem Martenit (Abbildung 36, Seite 19). In dieser Wärmebehandlung ist der Stahl sehr spröde und neigt zur Rißbildung (Überhitzung).

Um den martensitischen Zustand beim Kohlenstoffstahl herbeizuführen, erhitzt man den Stahl um einige Grade über seinen Umwandlungspunkt (Ac) und kühlt ihn ab. Soweit die kritische Abkühlungsge-

Zahlentafel 12.

| Material                                           | Flußeisen                              | Stahl mit einem Kohlenstoffgehalt von |                       |                       |                       |                       |                   |                   |                   |                   |
|----------------------------------------------------|----------------------------------------|---------------------------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------|
|                                                    |                                        | 0,1-0,2% <sub>C</sub>                 | 0,2-0,3% <sub>C</sub> | 0,3-0,4% <sub>C</sub> | 0,4-0,5% <sub>C</sub> | 0,5-0,6% <sub>C</sub> | 0,7% <sub>C</sub> | 0,8% <sub>C</sub> | 0,9% <sub>C</sub> | 1,0% <sub>C</sub> |
| Bruchdehnigkeit des gehärteten Materials in kg/qmm | —                                      | 70                                    | 75-85                 | 85-95                 | 95-105                | 105-115               | 120-130           | 130-140           | 140-150           | —                 |
| Bruchfest. d. fert. Drahtes in kg/qmm              | Durchmesser des fertigen Drahtes in mm |                                       |                       |                       |                       |                       |                   |                   |                   |                   |
| 70/80                                              | bis 6,0                                | 6,0-10,0                              |                       |                       |                       |                       |                   |                   |                   |                   |
| 80/90                                              | 0,2-1,6                                | 1,6-3,0                               | 3,0-6,0               | 6,0-10,0              |                       |                       |                   |                   |                   |                   |
| 90/100                                             | 0,2-0,5                                | 0,5-1,6                               | 1,6-3,0               | 3,0-6,0               | 6,0-10,0              |                       |                   |                   |                   |                   |
| 100/110                                            |                                        | 0,2-0,5                               | 0,5-1,6               | 1,6-3,0               | 3,0-6,0               | 6,0-10,0              |                   |                   |                   |                   |
| 110/120                                            |                                        |                                       | 0,2-0,5               | 0,5-1,6               | 1,6-3,0               | 3,0-6,0               | 6,0-10,0          |                   |                   |                   |
| 120/140                                            |                                        |                                       |                       | 0,2-0,5               | 0,5-1,6               | 1,6-3,0               | 3,0-6,0           | 6,0-10,0          |                   |                   |
| 140/160                                            |                                        |                                       |                       |                       | 0,5-1,6               | 1,6-3,0               | 3,0-6,0           |                   |                   |                   |
| 160/180                                            |                                        |                                       |                       |                       |                       | 0,2-0,5               | 0,5-1,6           | 1,6-3,0           | 3,0-6,0           |                   |
| 180/200                                            |                                        |                                       |                       |                       |                       |                       | 0,2-0,5           | 0,5-1,6           | 1,6-3,0           | 3,0-4,0           |
| 200/220                                            |                                        |                                       |                       |                       |                       |                       |                   | 0,2-0,5           | 0,5-1,6           | 1,6-3,0           |
| 220/240                                            |                                        |                                       |                       |                       |                       |                       |                   |                   | 0,2-0,5           | 0,5-1,6           |
| 240/260                                            |                                        |                                       |                       |                       |                       |                       |                   |                   |                   | 0,2-0,5           |
| 260/280                                            |                                        |                                       |                       |                       |                       |                       |                   |                   |                   | 0,5-1,0           |
| 280/300                                            |                                        |                                       |                       |                       |                       |                       |                   |                   |                   | 0,2-0,5           |

schwindigkeit bei dieser Wärmebehandlung erreicht wird, entfällt Härtungsgefüge (Martenit), in den weniger schock abgekühlten Teilen, also hauptsächlich in der Kernzone des Stahles bildet sich Troostit (Perlit mit außerordentlich fein verteilten Zementitkörnern). Die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit steigt mit der wachsenden Anfangstemperatur, und daher gelingt es, mit höherer Anfangstemperatur eine größere Härtungstiefe beim Kohlenstoffstahl zu erreichen.

Für die Konstruktionsstähle kommt hauptsächlich der perlitische Zustand in Betracht, da der Stahl in diesem Zustand die für die meisten Verwendungszwecke günstigsten Eigenschaften besitzt und leicht bearbeitet werden kann. Es stehen zwei Wege zur Verfügung, um den perlitischen Zustand (im weitesten Sinne aufgefaßt) zu erreichen, nämlich:

1. durch Glühen mit nachfolgender langsamer Abkühlung
  - a) oberhalb der Umwandlungstemperatur,
  - b) bei der Umwandlungstemperatur,
  - c) unterhalb der Umwandlungstemperatur,
2. durch rasche Abkühlung von einer oberhalb der

Umwandlung gelegenen Temperatur und folgendes Wiedererhitzen (Vergüten).



Abbildung 36. Austenit mit eingelagertem Martenit.

Bei einem Kohlenstoffstahl mit 0,9 % C (eutektoider Stahl) liegt die Umwandlungstemperatur bei der Erwärmung (Ac) bei 720°, beim weichen Flußeisen mit 0,05 % C bei 910°; die Umwandlungstemperatur der für Konstruktionszwecke in Betracht kommenden Kohlen-

stofftafel liegt zwischen diesen zwei Temperaturen. Es kommt nun darauf an, wie ein gegossenes oder geschmiedetes Stahlstück erkaltet ist und welche Eigenschaften verlangt werden, um zu entscheiden, welche Art von Glühen zweckentsprechend ist.

Durch das Erhitzen über die Umwandlungstemperatur gelangt das Stahlstück in das austenitische Gebiet, bei der Abkühlung bilden sich neue Kristalle, die je nach dem Gehalt an Kohlenstoff aus Ferrit und Perlit bzw. nur aus letzterem Gefüge in freier Ausbildung bestehen. Gleichzeitig werden durch diese Wärmebehandlung die vom Guß bzw. dem Schmieden herrührenden Spannungen beseitigt. Die Feltigkeitseigenschaften sind durch die Korngröße des Ferrits und die Form des Perlits bedingt.

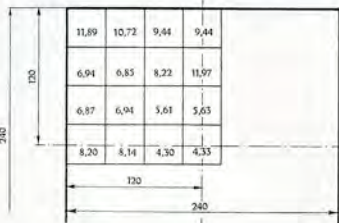


Abb. 37. Geprüft, durchschnittlich 7,84 mkg/qcm.

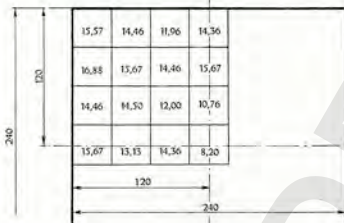


Abb. 38. Vergütet, durchschnittlich 13,88 mkg/qcm.

Abb. 37 und 38. Kerbzähigkeit eines Schmiedestückes (Kohlenstoffgehalt mit 0,45 % C.)

Das Glühen im Umwandlungsgebiet mit nachfolgender langsamer Abkühlung bewirkt die Bildung von körnigem Perlit, der den weichen Zustand des Stahles ergibt.

Durch das Glühen unterhalb der Umwandlungstemperatur wird an dem perlitischen Zustand des Kohlenstoffstahles nichts geändert, es tritt nur eine Art Anlaßwirkung ein, insofern das Stahlstück bei dem Erkalten vom Schmieden die Umwandlung in den perlitischen Zustand nicht vollkommen erreicht hatte. In diesem Falle wird durch das Glühen nur eine Beseitigung der Spannungen und ein weicherer Zustand des Stahles erreicht.

Der zweite Weg, Kohlenstoffstahl in den perlitischen

den Anwendung dieses Verfahrens zu rechtfertigen. Auf Tafel V, ist von links her zunächst die Anlaßkurve für einen Stahl mit 0,45 % C und 0,65 % Mn wiedergegeben. Aus der Darstellung, welche die Verhältnisse in geschmiedeten und vergüteten Stangen von etwa 20 qcm Querschnitt wiedergibt, läßt sich erkennen, daß innerhalb der praktisch am häufigsten verwendeten Anlaßtemperaturen die Feltigkeit zwischen 85 und etwa 60 kg/qmm liegt. Die Streckgrenze schwankt hierbei zwischen nahezu 55 und 39 kg/qmm, während die Dehnung mit wachsender Anlaßtemperatur von 15 % zuerst langsam, dann rascher ansteigt bis etwa 25 %.

Wenn auch durch das Vergüten bis zur Höchstdehnung

- eigentlich troofitischen - Zustand durch rasche Abkühlung mit folgendem Wiedererhitzen zu bringen, also als Vergütung bezeichnete Vorgang, hat für legierte Stähle eine größere Bedeutung als für reine Kohlenstoffstähle, da die wesentliche Verbesserung der physikalischen Eigenschaften durch die Vergütung nur erreicht werden kann, soweit eine vollkommene Umwandlung in Martensit, also Härtung erzielt wird. Da aber beim Kohlenstoffstahl infolge seiner großen kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit nur eine geringe Härtetiefe zu erreichen ist, so kann auch das Anlaßgefüge (Troofit) des gehärteten Kohlenstoffstahles nur in kleinen Querschnitten erreicht werden.

Immerhin ist die Wirkung der Vergütung auch für Kohlenstoffstahl erheblich genug, um in gewissen Fällen

bei Kohlenstoffstahl im wesentlichen die gleichen statischen Feltigkeitseigenschaften erreicht werden wie durch das Glühen, so läßt sich doch nachweisen, daß die dynamische Feltigkeit eine wesentliche Verbesserung erfährt. In Abb. 37/38 (S. 20) sind die Versuchsergebnisse an einem Schmiedestück von 240 mm im Quadrat wiedergegeben, das sowohl im geglihten als auch im vergüteten Zustande auf Kerbzähigkeit untersucht wurde. Die Zahlenwerte lassen erkennen, daß durch das Vergüten eine wesentliche Erhöhung der Kerbzähigkeit gegenüber dem einfachen Glühen herbeigeführt wird.

b) Die Legieren.

Die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit ist, wie schon ausgeführt, wesentlich von der Zusammenfassung des Stahles abhängig. Während ein bestimmtes Teilchen eines Kohlenstoffstahles in etwa 6 Sekunden von 700° bis 200° abgekühlt werden muß, um die Umwandlung in das Härtungsgefüge Martensit zu erlangen, so genügt es, wenn bei einem 5 %igen Nickelstahl die Abkühlung in etwa 60 Sekunden, bei einem Chromnickelstahl mit 3 % Nickel und 1,5 % Chrom sogar erst in etwa 500 Sekunden erfolgt, um diese Umwandlung herbeizuführen. Es gelingt also infolge dieser längeren Umwandlungsdauer, diese legierten Stähle auch in großen Querschnitten durchzuführen und dann weiterhin durch Anlassen die feinste Verteilung des perlitischen Gefüges zu erreichen. Daher sind die Nickel- und Chromnickelstähle auch in größeren Querschnitten besonders geeignet für die Vergütung, die die höchsten Feltigkeitseigenschaften der Konstruktionsstähle zu erreichen erlaubt.

Das wichtigste Legierungselement ist der Kohlenstoff. Die mechanischen Eigenschaften des Stahles stehen in einer einfachen Beziehung zu seinem Kohlenstoffgehalte, die in Abb. 39 bis zu einem C-Gehalt von 0,9 % graphisch dargestellt ist. Die untere stark aus-

gezogene Linie entspricht den Werten für den ausgeglühten Zustand, während die obere, gestrichelte Linie, deren Verlauf unsicher und schwierig festzustellen ist, die ungefähren Werte für den gehärteten, martensitischen Zustand darstellt. Das zwischen diesen beiden Linien liegende schraffierte Feld gibt daher das Gebiet derjenigen Feltigkeitswerte an, die je nach der beim Vergüten gewählten Anlaßtemperatur erreicht werden können. Um irgendwelchen irtümlichen Auffassungen von vornherein zu begegnen, sei bemerkt, daß derartige hohe Zahlen, wie sie die Kurve des Feltigkeitsverlaufes für den gehärteten Zustand angibt, sich nur in ganz dünnen Querschnitten (z. B. 10 mm Durchmesser) erreichen lassen; für dickere Querschnitte hat sie keine Gültigkeit. Selbstredend können Kohlenstoffstähle für Konstruktionszwecke nicht mit den hohen Feltigkeitswerten Verwendung finden, da die Dehnung entsprechend wirkt und sie zu spröde werden.

Der Kohlenstoffstahl gestattet also nur in kleinen Querschnitten, seine Eigenschaften in weiteren Grenzen zu verändern. Wesentlich anders werden die Verhältnisse, wenn ein zweites und drittes Element hinzugelegt wird. Es ist oben gezeigt worden, daß Nickel und Chrom die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit in weitestem Maße derart beeinflussen, daß auch eine verhältnis-

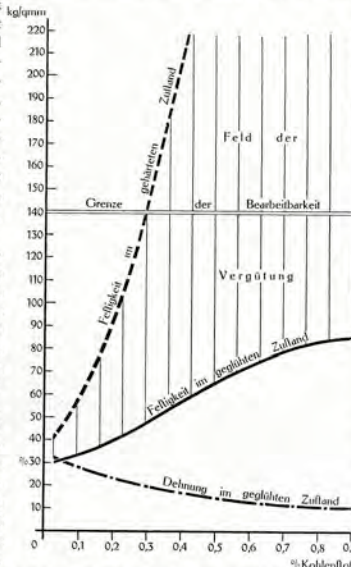


Abb. 39. Feltigkeitseigenschaften eines Kohlenstoffstahles in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt.

mäßig langsame Abkühlung genügt, um den Stahl in den martensitischen Zustand überzuführen. Dies äußert sich auch weiterhin in der Weise, daß die Rückkehr des Materials aus dem martensitischen in den perlitischen Zustand nur durch nachträgliches Anlassen sehr langsam vor sich geht. Diese Wirkung wird veranschaulicht durch die auf Tafel V wiedergegebenen Anlaßkurven verschiedener hoch legierter Nickel- und Chromnickelstähle. Kennzeichnend für diese Kurven ist der Umstand, daß im Vergleich zum Kohlenstoffstahl der Abstand zwischen den Eigenschaften des vollständig angelassenen (dem geglühten Zustand entsprechenden) und des vollständig gehärteten Stahles ein wesentlich größerer ist. So kann man beispielsweise beim Nickelstahl (zweite Kurvensgruppe von links) durch Vergüten den Festigkeitsbereich zwischen 60 und 80 kg/qmm beanspruchen, während beim chromarmen Nickelstahl (mittlere Kurvensgruppe) dieser Bereich bereits zwischen 60 und 100 kg/qmm liegt und bei den höher legierten Stählen auf etwa 75 bis über 190 kg/qmm steigt. Bemerkenswert bei allen legierten Stählen ist die hohe Kerbzähigkeit, durch die die Überlegenheit der legierten Stähle über die unlegierten besonders klar hervortritt.

Während es beim reinen Kohlenstoffstahl und den weniger hoch mit Nickel und Chrom legierten Stählen nicht gelingt, durch die schroffe Abkühlung von hoher Temperatur reinen Austenit zu erhalten, genügt z. B. die Hinzufügung von 2% Mangan zu einem hochkohlenstoffhaltigen Stahl, um nach schneller Abkühlung rein austenitisches Gefüge zu erreichen. Das gleiche Gefüge kann auch im rasch abgekühlten Stahl von etwa 10% Nickel und 0,5% Kohlenstoff erhalten werden. Die Erfahrung hat jedoch gelehrt, daß der austenitische Zustand, der nur durch Wärmebehandlung in einigen legierten Stählen erreicht wird, nicht sehr stabil ist, d. h. bei schwachen Erwärmungsgraden oder starker Kaltbearbeitung zur weiteren Umwandlung in den martensitischen Zustand führen kann. Diese Stähle, die auch als Übergangsstähle bezeichnet werden, haben meist ein geringes Formänderungsvermögen, da sie bei einer Formänderung ihr Gefüge und damit ihre Eigenschaften ändern; sie find daher als Konstruktionsstähle nicht zu gebrauchen.

Durch genügend hohe Zusätze zum Stahl, z. B. 25%

Nickel bei 0,15% C, gelingt es, den austenitischen Zustand ohne besondere Abkühlung zu erhalten. Dieser Stahl ist seit langer Zeit als unmagnetischer Nickelstahl bekannt.

Man kann in diesem Stahl je 2% Nickel durch 1% Mangan ersetzen und erhält so eine Reihe von unmagnetischen Nickelmanganstählen; z. B. hat ein Stahl mit 15% Ni, 5% Mn und 0,5% C praktisch fast die gleichen Eigenschaften wie der 25%ige Nickelstahl und ist ebenfalls vollständig unmagnetisch. Wird der ganze Nickelgehalt durch Mangan ersetzt, so gelangt man zu dem durch Hadfield zuerst eingeführten unmagnetischen Hartstahl mit etwa 12% Mangan und 1% Kohlenstoff. In den letzten Jahren ist durch die Firma Krupp ein weiterer austenitischer Stahl – der nichtrostende Stahl V2A – eingeführt worden, der neben 20% Cr etwa 7% Ni enthält und ebenso wie der 25%ige Nickelstahl mechanisch bearbeitet werden kann, während der Hartstahl bisher nur mit der Schleifhebe bearbeitbar war, neuerdings aber auch durch Schneidwerkzeuge, wenn auch unter Schwierigkeiten, bearbeitet werden kann.

Es gibt also 3 Gruppen von hochlegierten Stählen: den 25%igen Nickelstahl, den 12%igen Manganstahl und den nichtrostenden Chromnickelstahl mit 20% Cr und 7% Ni, bei welchen die Umwandlung weit unter der gewöhnlichen Temperatur noch nicht erfolgt und bei welchen daher durch das Hinzuliegen der erwähnten Elemente der unmagnetische Zustand des Eisens erhalten bleibt.

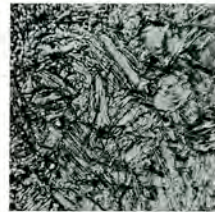
Teilweise Legierung. – Wenn man reines Eisen bis zu einer Umwandlungstemperatur bei etwa 910° erhitzt und mit feinem oder wie bei der Panzerplattenhärtung gasförmigem Kohlenstoff (Kohlenoxyd oder Kohlenwasserstoffen) in Berührung bringt, so dringt der Kohlenstoff durch Diffusion in die Oberflächenschicht des Eisens ein, und es bildet sich beim Abkühlen je nach dem Grade der Zementation Perlit oder Zementit (freies Eisenkarbid) und Perlit. Wird das zementierte Eisenstück dagegen abgeschreckt, so erhält man ein kohlenstoffreicherer Schichten des Eisens Martensitgefüge und somit gehärtete Oberfläche über einer weichen Kernzone mit Troostitgefüge. Das Verfahren wird in der Regel so ausgeführt, daß die Stahlstücke in einen Kasten mit Einsatzhärtungspulver (z. B. Holzkohle mit Bariumkarbonat) eingetaucht und in einem Ofen 4 bis 24 Stunden auf der

Temperatur von 340 bis 900° gehalten werden. Die Einsatzhärtungspulver sind bisweilen mit organischen, in der Wärme Ammoniak bildenden Stoffen gemischt, da das Eisen in Gegenwart Stickstoff abgebender Stoffe den Kohlenstoff leichter aufnimmt und eine geringe Eisen-Nitridbildung zur Steigerung der Härte beiträgt.

In den letzten Jahren wird die Oberflächenhärtung auch durch Erhitzen der Stahlstücke in den sonst für Stahlhärtung üblichen Salzbadern, bestehend aus Bariumchlorid und Kaliumchlorid, ausgeführt, indem in die flüssige Schmelze Kalziumcyanamid (Kalkstickstoff)



Abbild. 40. Nitrierungs-Randgefüge.



Abbild. 41. Nitrierungs-Härtungsgefüge.

eingeführt wird. Der Kalkstickstoff gibt in der Schmelze sowohl Kohlenstoff wie Stickstoff an die Oberflächenschicht der eingetauchten Stahlstücke ab, und es werden so in viel kürzerer Zeit zementierte Oberflächenschichten als bei der sogenannten Einsatzhärtung im Kohlenpulver erzielt.

Nebenbei wird bei der Zementierung im Salzbad bei der Härtung auch eine vollkommen blanke Oberfläche erhalten.

Während bisher die Oberflächenhärtung von Flußeisen oder weichen Stählen nur mittels der feinen geschichteten Verfahren durch Erhitzen der Stahlstücke in das Gebiet der feinsten Lösung und Kohlenstoffaufnahme ermöglicht wurde, ist es im vergangenen Jahre durch bisher noch nicht veröffentlichte systematische Forschungsarbeiten von Prof. Dr. B. Strauß in der Krupp'schen Versuchsanstalt gelungen, Oberflächenhärtung durch Stickstoffdiffusion schon bei dunkelster Rotglut zu erreichen. Um jedoch dahin zu gelangen, mußten erst die Beziehungen zwischen Eisen und Stick-

stoff erforscht werden. Eingehende Untersuchungen haben hier einige Fortschritte gebracht, die Ausblick auf praktische Verwertung bieten.

Es ist bekannt<sup>1)</sup>, daß Eisen durch Glühen in Ammoniakgas Stickstoff an der Oberfläche aufnimmt und sich Eisen-nitride bilden. Die bei der Nitrierung eines Flußeisens auftretenden Schichten und verschiedenen Gefüge sind in den Abbild. 40 und 41 dargestellt. Ein wesentliches Fortschritt war die Erkenntnis, daß beim Nitrieren des Eisens zwei verschiedene Wirkungen unterschieden werden müssen:

1. Auf der Oberfläche des Eisens pflegen sich Randschichten aus Eisen-Stickstoffverbindungen (Nitridrandschichten) zu bilden. Diese sind bei mäßiger Härte äußerst spröde, grenzen sich scharf gegen die folgende Eisen-schicht ab und lösen sich bei geringer mechanischer Beanspruchung von der Kernzone los.

2. Unter diesen Nitridrandschichten bilden sich feste Lösungen von Stickstoff und Eisen. Diese haben je nach dem Eisen zulegierten Elementen verschiedene, zum Teil sehr hohe Härte. Ihr Gefüge verläuft gegen den Kern hin ohne scharfe Änderung. Diese Schichten haften daher fest am Kern.

Die Untersuchungen hatten ferner gezeigt, daß die Bildung der festen Lösungen gut erfolgt und gleichzeitig die Bildung von spröden Nitridrandschichten praktisch vollkommen unterdrückt wird, wenn man die Nitrierung bei Temperaturen unterhalb etwa 580° vornimmt.

Durch dieses Nitrierungsverfahren wird reines Eisen

<sup>1)</sup> B. Strauß – Mikroskopische Stahluntersuchung. Stahl und Eisen 1914, Nr. 50.

Zahlentafel 13.

Einfluß der Zulse zu Eifen auf die Nitrierungshärte.

| Bezeichnung<br>der Stähle | C<br>% | Zulse   |         |     | Härte-<br>er-<br>ge-<br>bung |
|---------------------------|--------|---------|---------|-----|------------------------------|
|                           |        | %       | %       | %   |                              |
| Elektrolyteifen           | 0,051  | —       | —       | 90  | 140                          |
| C-Stahl                   | 0,62   | —       | —       | 215 | 234                          |
| "                         | 1,27   | —       | —       | 278 | 285                          |
| Si-Stahl                  | 0,48   | 1,95 Si | 0,33Mn  | 244 | 317                          |
| "                         | 0,17   | 3,2 Si  | 0,17Mn  | 207 | 288                          |
| Mn-Stahl                  | 0,43   | 0,06 Si | 1,50Mn  | 215 | 285                          |
| Si-Mn-Stahl               | 0,46   | 1,3 Si  | 1,60Mn  | 229 | 388                          |
| Ni-Stahl                  | 0,33   | 3,6 Ni  | —       | 191 | 191                          |
| Co-Stahl                  | 0,20   | 4,93 Co | —       | 138 | 222                          |
| Va-Stahl                  | 0,18   | 0,22 Va | —       | 157 | 317                          |
| Co-Stahl                  | 0,22   | 2,81 Cr | —       | 219 | 404                          |
| Al-Stahl                  | 0,28   | 3,28 Al | —       | 174 | 389                          |
| "                         | 0,13   | 2,50 Al | —       | 145 | 485                          |
| Ti-Stahl                  | 0,18   | 5,85 Ti | —       | 161 | 393                          |
| Cr-Ti-Stahl               | 0,17   | 2,25 Cr | 0,80 Ti | 147 | 294                          |
| Cr-Mn-Stahl               | 0,44   | 1,00Mn  | 1,90 Cr | 298 | 500                          |
| Cr-Al-Stahl               | 0,50   | 2,30 Cr | 1,75 Al | 310 | 592                          |

in der Härte nur wenig, nämlich von etwa 90 auf 140 Brinelleinheiten gesteigert, während der Zuls von C und Ni eine härteverringende Wirkung ausübt. Gewöhnlicher Kohlenstoffhalt und Nickelhalt kommt also für die praktische Anwendung der Nitrierungshärtung nicht in Betracht.

Geringen Einfluß auf die durch Nitrieren erreichbare Härteerzeugung des Eisens üben Zulse von einigen Prozenten Wolfram und Molybdän aus; eine mäßige Steigerung der Nitrierungshärte bewirken Zulse von Si, Mn und Co, während geringe Zulse von Cr, Al, Ti und Va die Nitrierungshärte bis zur Glashärte zu steigern vermögen.

In der Zusammenstellung Zahlentafel 13 ist der Ein-

fluß der verschiedenen Zulse zum Eifen auf die Nitrierungshärte dargestellt. Dazu ist zu bemerken, daß die durch Kugeldruck bei nitrierten Stahlegierungen ermittelte Härtezah nicht unmittelbar zu vergleichen ist mit der Brinellhärte, die durch das Abbrechen des Stahles erlangt wird. Nitrierte Stähle mit einer Oberflächen-Brinellhärte von 450 ließen sich mit der Feile nicht mehr rügen, während bei der Abbrechhärte die Feile erst Proben über 600 Brinell nicht mehr angreift. Nitrierte Stähle mit einer Härte von über 550 Brinell schneiden Glas, und es gelingt, nitrierte Stähle herzustellen, die Quarz rügen und daher nach der Mohs'schen Skala die Härte 7 einnehmen. Die Härteiefe, die man mit dem Nitrieren erreicht, beträgt etwa  $\frac{1}{2}$  mm.

Es ist interessant, daß die Nitrierungshärte ein dem bei der gewöhnlichen Härtung des Kohlenstoffstahles ganz ähnliches Nadelgefüge ergibt. Die Abbild. 41 (Seite 23) läßt das martensitartige Gefüge eines bei 500° nitrierten Chromnickelstahles mit 0,08% C, 1,6% Cr und 2,8% Ni erkennen. Es ist also durch systematische Untersuchungen gelungen:

1. Die Umwandlung des perlitischen Zustandes in den martensitischen auf bisher noch nicht bekannte Weise durch teilweises Hinzulagern eines Elementes, nämlich des Stickstoffes zu erreichen.

2. Eine Oberflächenhärtung in bestimmten Stahlegierungen durch Bildung einer Lösung von Stickstoff in Eisennitridkristallen zu erzeugen.

3. Eig Verfahren zur Erzeugung gehärteter Oberflächenkristalle in Stahlegierungen bei so niedriger Temperatur zu finden, daß die sonst beim Härten infolge von Volumenänderungen auftretenden Verziehungen vermieden werden.<sup>12)</sup> Gerade diese Eigentümlichkeit des Verfahrens läßt erwarten, daß es einen Fortschritt bedeuten wird in denjenigen Fällen, in denen die normale Härtung wegen des Verziehens der Werkstücke ausgeschlossen ist.

#### C. Die Eigenschaften der Werkstücke in Abhängigkeit von Herstellungsverfahren und Konstruktion.

##### I. Allgemeines.

Die verschiedenen Stahlforten, welche die Eisenindustrie dem Konstruktor heute zur Verfügung stellen kann, sind folgende 7: Tiegelstahl, Elektro Stahl (sauer und basisch), Siemens-Martin Stahl (sauer und basisch),

Bessemer Stahl und Thomas Stahl. Hierzu kommen in beachtlichem Maße besondere Eisen- und Stahlforten, wie Schweifeisen, Verbundstahl u. dgl., die aber in ihrer

<sup>12)</sup> Über das Härten des Stahls, B. Strauß, »Kruppsche Monatshefte« Bd. 2, 1921, S. 81, sowie Der Betrieb 1921, Seite 400.

Bedeutung gegenüber den erstgenannten zurücktreten. Dem Metallurgen wird häufig die Frage vorgelegt, wodurch sich die verschiedenen Stahlforten voneinander unterscheiden, und warum in gewissen Fällen ein Herstellungsverfahren dem anderen vorgezogen wird.

Das Anwendungsgebiet der genannten 7 Stahlforten ist sehr verschieden groß. Maßgebend hierfür sind die höheren oder geringeren Qualitätsanprüche, die an die Erzeugnisse gestellt werden, und die Wirtschaftlichkeit der Herstellungsverfahren, die örtlich verschieden sein kann. Trotz geringster Wirtschaftlichkeit behaupten die meisten älteren Verfahren, der Tiegelstahl- und der Bessemer-Prozess, auch heute noch ihre Daseinsberechtigung. Durch die hohe Vervollkommenheit der Elektro Stahlherstellung und des basischen und sauren Martinverfahrens ist dem Tiegelstahl zwar ein Teil seines Anwendungsgebietes entzogen worden. Der Fortfall des Tiegelstahlverfahrens würde aber eine unausfüllbare Lücke bedeuten und viele hoch beanspruchte Konstruktionen überhaupt unmöglich machen. Für die Herstellung von Stahl, an den die höchsten Forderungen chemischer und mechanischer Reinheit und Fehlerfreiheit gestellt werden, besonders wenn es sich um legierten Stahl, z. B. Nickel- oder Chromnickelstahl für Schmiedestücke größter Abmessungen handelt, gewährt bisher nur das Tiegelstahlverfahren die erforderliche Sicherheit. Die große Masse der Konstruktionsstähle der verschiedensten Zusammenlegungen, auch solche der höchsten Festigkeitseigenschaften, wird aber heute im Elektro-Ofen und besonders im Martinofen gewonnen, wobei dem sauren Schmelzverfahren, das aber die Verwendung reiner Eisensätze voraussetzt, gegenüber dem basischen Verfahren in vielen Fällen qualitativ der Vorzug eingeräumt wird. Der Bessemerstahl findet als Konstruktionsstahl nur noch selten Verwendung. In seiner Eignung für bestimmte Werkzeuge und Instrumente ist er aber wegen seiner besonderen Härteigenschaften bisher noch nicht übertroffen worden. Thomasstahl wird für größere Mengen verwendet, aber gewöhnlich nur für statische Konstruktionen und den Eisenbahnoberbau.

Wenngleich die Zusammenlegung der Stähle einen gewissen Anhalt gibt, so gibt es doch noch keine Methode, um mit Sicherheit festzustellen, nach welchem metallurgischen Verfahren eine gegebene Stahlforte erzeugt worden ist. Wohl gibt es einige Merkmale (z. B. der Stickstoffgehalt), die mit einer gewissen Sicherheit

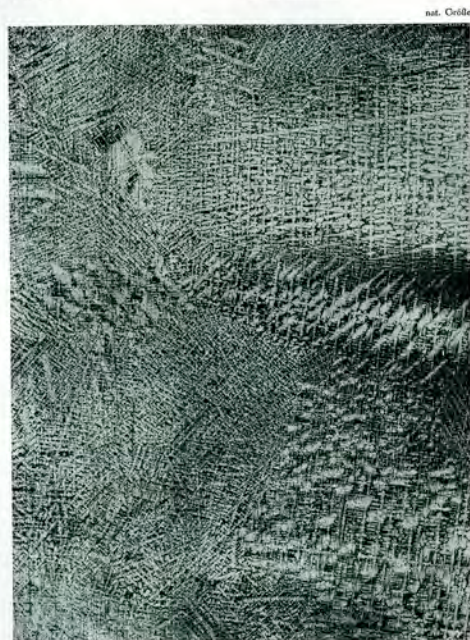
die Untercheidung zwischen Bessemer- und Thomasstahl einerseits und Siemens-Martin Stahl sowie Tiegelstahl andererseits gestatten. Eine vollkommene Sicherheit besteht jedoch nicht, und auch in bezug auf die Festigkeitseigenschaften sind keine sicheren Untercheidungsmerkmale vorhanden.

Trotzdem besteht in bezug auf die Qualität zwischen den Erzeugnissen der einzelnen metallurgischen Verfahren eine Abtufung, die damit zusammenhängt, daß bei gewissen Fabrikationsverfahren leichter schädliche Wirkungen vermieden werden können als bei anderen. Ein Beispiel mag das erläutern: Jeder Stahl enthält im flüssigen Zustande feine suspendierte Teilchen von nichtmetallischen Fremdkörpern mechanisch beigemischt. Ebenso finden sich darin Gase in Lösung, und zwar vielfach im Zustande der Überlithung. Um die suspendierten nichtmetallischen Teilchen vollständig zur Abcheidung zu bringen, müßte das metallurgische Verfahren die Möglichkeit bieten, den flüssigen Stahl längere Zeit ruhig abfließen zu lassen, ohne daß durch die oxydierende Wirkung von Flammgasen oder hinzutretender Luft eine Oxydation und dadurch Neubildung suspendierter Oxydteilchen hervorgerufen wird. Von allen bisherigen metallurgischen Verfahren ist der Tiegelstahlprozess der einzige, der diese Bedingung vollkommen erfüllt. Am nächsten stehen ihm in dieser Hinsicht die Elektro Stahlverfahren, aber auch die Martin Stahlverfahren sind bedeutend verbessert worden, so daß bei geeigneter sorgfältiger Durchführung dieses Prozesses ähnliche gute Wirkungen erzielt werden.

Ein anderer Gesichtspunkt ist folgender: Für jeden Stahl und für jede Blockgröße gibt es eine günstigste Gießtemperatur, bei der die Kristallisation, Lunker, Seigerungen, Spannungen und Gase am wenigsten schädlich sind. Auch eine gewisse Gießgeschwindigkeit stellt sich am vorteilhaftesten heraus. Ist nun ein großer Block zu gießen, so wird die Gießtemperatur der Schmelze so bemessen werden müssen, daß auch die zuletzt gegossenen Stahlmengen noch nicht zu stark abgekühlt sind. Diese Forderung zwingt aber zu einem Kompromiß, bei dem die Gießtemperatur zuerst etwas zu hoch, zuletzt etwas zu niedrig wird, im Mittel ungefähr der günstigsten entspricht. Nur bei dem Tiegelstahlprozess kann man während des Gießens auch noch so großer Blöcke dauernd die günstigste Gießtemperatur aufrecht erhalten, da stets aus dem Schmelzofen nur

soviel Tiegel entnommen werden, als dem Fortschreiten des Gusses entspricht. Man kann während des Gießens die Gießgeschwindigkeit erhöhen oder vermindern, ohne im letzteren Fall befürchten zu müssen, daß unterdessen der Stahl zu kalt wird.

Eigenschaften der Endprodukte. Es muß daher dem Metallurgen in dem Einzelfalle überlassen bleiben, je nach den geforderten Eigenschaften und der gewählten Zusammenlegung des Stahles das beste Herstellungsverfahren zu bestimmen.



Abbild. 42. Gußstruktur (Dendriten).

Auf die übrigen Unterschiede zwischen Stählen verschiedener Erzeugung einzugehen, würde zu weit führen. Viele der Unterschiede liegen nämlich mehr in der sichereren Formgebungsmöglichkeit, als in den Eigen-

dem dem Ofen flüssig entnommene Stahl wird entweder sofort in eine Form gegossen, in der er nach der Erfahrung im wesentlichen seine endgültige Gestalt erhält (Stahlformguß), oder er wird zu einem einfachen

Rohblock gegossen, der durch späteres Schmieden, Walzen u. dgl. getalltet wird (Schmiede-, Walzstahl). In jedem Fall zeigt der Stahl bei dem Übergang aus dem flüssigen in den festen Zustand gewisse Erscheinungen, von deren Verlauf die Brauchbarkeit des Gußstückes abhängig ist.

Diese Erscheinungen sind:



Abbild. 43. Gußstruktur (Widmannstättenische Struktur).

Abbild. 43 und 44. Stahlformguß, ungeglüht und gegläht.

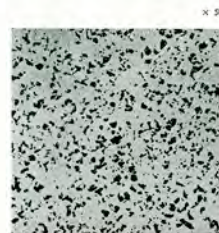


Abbild. 45. Gußstruktur (Grobe Kornstruktur).

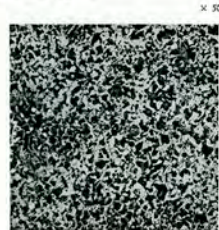
Abbild. 45 und 46. Mit 1% Ni legierter Stahlformguß, ungeglüht und gegläht.

- a) Die Bildung von Kristallen,
- b) die Entstehung von Lunkern,
- c) " " Gasblasen,
- d) " " Seigerungen,
- e) " " nichtmetallischen Einschlüssen,
- f) " " Spannungen.

Auf die Einzelheiten dieser Erscheinungen einzugehen, namentlich auf ihre Entstehung und die Gründe dafür, erübrigt sich, da in der einschlägigen Literatur<sup>19)</sup> genügend zu finden ist. Es ist jedoch erforderlich, ihren Zusammenhang mit gewissen Fehlern der Werkstücke zu beleuchten, da dieser Zusammenhang bei dem Entwurf von Konstruktionsteilen und bei Abnahmeforder-



Abbild. 44. Feine Kornstruktur.



Abbild. 46. Feine Kornstruktur.

rungen nicht immer genügend beachtet wird.

<sup>19)</sup> Martens-Heyn, Materialkunde für den Maschinenbau II A. 1912. Berlin, Verlag Springer.  
Oberhoffer, Das schmiedbare Eisen, Konstitution und Eigenschaften. 1920. Berlin, Verlag Springer.  
Goerens, Einführung in die Metallographie, 3. u. 4. Auflage. 1922. Halle, Verlag Knapp.

## a) Bildung von Kristallen.

Der Übergang des Stahles aus dem flüssigen in den festen Zustand erfolgt unter Bildung von um so größeren Kristallen, je langsamer der Abkühlungsvorgang erfolgt. Die sogenannten primären Kristalle bestimmen die Anordnung der Gefügebestandteile. Ist eine Stahlmaße erhartet und abgekühlt, ohne daß eine mechanische Verarbeitung oder Wärmebehandlung nachträglich vorgenommen wird, so bezeichnet man den charakteristischen Aufbau der Gefügebestandteile als Gußstruktur. Sie zeichnet sich durch verhältnismäßig grobe Kristalleinheiten aus und entspricht in mechanischer Beziehung niedrigen Kerbzähigkeiten des Metalles. Die Gußstrukturen sind entweder daran erkenntlich, daß farnkrautähnliche Anordnungen des Perlits zu beobachten sind, oder daß sich die sogenannte Widmannstättenische Struktur bildet, bei der die einzelnen Perlitfelder geradlinige Begrenzungen besitzen. Charakteristische Gußstrukturen sind in den Abbild. 42 (Seite 26), 43 und 45 (Seite 27) wiedergegeben. Die Gußstruktur, damit die geringe Zähigkeit, kann am wirksamsten durch mechanische Verarbeitung des Stahles beseitigt werden. In den meisten Fällen aber läßt sich dies auch durch Ausglühen erreichen, vorausgesetzt, daß der Stahl über seine Umwandlungstemperatur erhitzt und nicht zu langsam wieder abgekühlt wird. Die Abbild. 44 und 46 (Seite 27) lassen erkennen, welche feinkörniges Gefüge durch das Ausglühen erreicht werden kann.

## b) Das Lunkern.

Der Übergang des Stahles aus dem flüssigen in den festen Zustand erfolgt unter Volum-Verringerung. Die Folge davon ist, daß ein Gußstück, das im flüssigen Zustande die Form völlig ausfüllte, nach Beendigung des Erstarrungsvorgangs an irgendeiner Stelle einen dem Volumunterschied entsprechenden Hohlraum aufweisen muß, falls es nicht gelingt, die Enttiefung eines solchen zu vermeiden. Dies geschieht allgemein in der Weise, daß man an solchen Stellen, an denen der Lunker entstehen würde, also dort, wo das Material bis zuletzt flüssig ist, einen sogenannten Trichter anbringt. Dieser Trichter muß eine genügende Menge flüssigen Stahles aufnehmen können, um zuletzt zu erstarren, so daß aus diesem Reservoir während der Erstarrung des übrigen Gußstückes so lange flüssiges Metall zufließen kann, bis die Hohlräume ausgefüllt sind. Der nunmehr hohle Trichter bzw. verlorene Kopf wird später entfernt. Es ergibt sich hier-

aus die Notwendigkeit, bei Stahlformguß wesentlich größere Trichter vorzusehen als bei Gußeisen, dessen Gesamtkontraktion nur etwa die Hälfte derjenigen des Stahles beträgt.

## c) Gasblasen.

Während der Erstarrung kommt es vor, daß durch die verminderte Löslichkeit für Gase letztere zur Abscheidung kommen und sich namentlich in der Nähe des Randes an der bereits erstarrten Kruste ansetzen. Da es indessen möglich ist, durch geeignete Verfahren bei dem Stahlhmelzen die Enttiefung von Gasblasen zu vermeiden, mag von der Behandlung dieser Erscheinung abgesehen werden. Immerhin sei darauf hingewiesen, daß man es durch geeignete Maßnahmen bei der Erzeugung des Stahles in der Hand hat, entweder



Abbild. 47.



Abbild. 48.

Abbild. 47 und 48. Schematische Darstellung durchschnittenen Blöcke.

die Erstarrung so zu leiten, daß während des Festwerdens die überschüssigen Gase sich dauernd abscheiden, oder die Löslichkeit des Stahles für Gase sowie die vorhandene Gasmenge so zu bemessen, daß auch nach der Erstarrung das gasante Gas in fester Lösung bleibt. Im ersten Falle, der meist bei der Herstellung von Handelsstahl in Anwendung ist, scheidet sich aus dem erstarrten Metall dauernd Gas unter heftigen Wallungen ab, und im durchschnittenen Block finden sich - wie Abbild. 47 zeigt - in der Nähe des Randes und im Innern mit Gas gefüllte Hohlräume, die bei der späteren Verarbeitung zuhause (unruhiges Fließen). Im zweiten Falle - Abbild. 48 - erfolgt die Erstarrung ohne Bewegung des Metallbades in der Blockform, und der durchschnittenen Block zeigt außer dem Lunker keinerlei Hohlräume (ruhiger Stahl).

## Zahlentafel 14.

Analysen (Prozentgehalte) von Bohrproben eines Gusses von 86 cm Ø.

| Nr. der Probe | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Nr. der Probe | C    | Si   | Mn   | P     | S     |
|---------------|------|------|------|-------|-------|---------------|------|------|------|-------|-------|
| 1             | 0,38 | 0,29 | 1,24 | 0,027 | 0,058 | 29            | 0,31 | —    | —    | —     | —     |
| 2             | 0,37 | —    | —    | 0,025 | 0,048 | 30            | 0,34 | —    | —    | —     | —     |
| 3             | 0,37 | 0,29 | 1,23 | 0,026 | 0,053 | 30a           | 0,34 | —    | —    | —     | —     |
| 3a            | 0,34 | —    | —    | —     | —     | 31            | 0,25 | —    | —    | —     | 0,030 |
| 4             | 0,36 | —    | —    | 0,024 | 0,049 | 32            | 0,26 | —    | —    | 0,018 | —     |
| 5             | 0,33 | 0,29 | 1,21 | 0,023 | 0,047 | 33            | 0,28 | —    | —    | 0,018 | 0,033 |
| 5a            | 0,33 | —    | —    | —     | —     | 34            | 0,31 | —    | —    | —     | —     |
| 6             | 0,35 | —    | —    | 0,026 | 0,051 | 35            | 0,32 | 0,29 | 1,21 | 0,025 | 0,039 |
| 7             | 0,35 | —    | —    | 0,025 | 0,051 | 36            | 0,24 | —    | —    | 0,017 | 0,027 |
| 8             | 0,36 | —    | —    | 0,025 | 0,051 | 37            | 0,25 | —    | —    | 0,019 | 0,030 |
| 9             | 0,34 | —    | —    | 0,027 | 0,045 | 38            | 0,27 | —    | —    | —     | —     |
| 10            | 0,34 | —    | —    | 0,024 | 0,045 | 39            | 0,30 | —    | —    | —     | —     |
| 11            | 0,35 | 0,29 | 1,23 | 0,024 | 0,044 | 40            | 0,32 | —    | —    | —     | —     |
| 12            | 0,34 | —    | —    | 0,023 | 0,046 | 41            | 0,26 | —    | —    | 0,019 | 0,028 |
| 13            | 0,35 | 0,29 | 1,24 | 0,025 | 0,048 | 42            | 0,25 | —    | —    | —     | —     |
| 14            | 0,34 | —    | —    | 0,023 | 0,045 | 43            | 0,26 | —    | —    | 0,019 | 0,031 |
| 15            | 0,32 | 0,31 | 1,21 | 0,025 | 0,043 | 44            | 0,28 | —    | —    | —     | —     |
| 16            | 0,32 | —    | —    | 0,022 | 0,041 | 45            | 0,30 | —    | —    | 0,023 | 0,037 |
| 17            | 0,31 | —    | —    | 0,020 | 0,039 | 46            | 0,26 | —    | —    | 0,019 | 0,029 |
| 18            | 0,32 | —    | —    | —     | —     | 47            | 0,26 | —    | —    | 0,020 | 0,031 |
| 19            | 0,32 | —    | —    | —     | —     | 48            | 0,26 | —    | —    | —     | —     |
| 20            | 0,32 | —    | —    | —     | —     | 49            | 0,29 | —    | —    | 0,021 | 0,035 |
| 21            | 0,29 | —    | —    | 0,020 | 0,034 | 50            | 0,31 | —    | —    | —     | —     |
| 22            | 0,29 | —    | —    | —     | —     | 51            | 0,29 | 0,30 | 1,15 | 0,021 | 0,034 |
| 23            | 0,29 | —    | —    | 0,023 | 0,037 | 52            | 0,27 | —    | —    | —     | —     |
| 24            | 0,33 | —    | —    | —     | —     | 53            | 0,27 | 0,30 | 1,19 | 0,024 | 0,035 |
| 25            | 0,33 | —    | —    | 0,023 | 0,043 | 53a           | 0,29 | —    | —    | —     | —     |
| 26            | 0,28 | 0,27 | 1,16 | 0,018 | 0,031 | 54            | 0,30 | —    | —    | —     | —     |
| 27            | 0,28 | —    | —    | 0,019 | 0,032 | 55            | 0,30 | 0,31 | 1,21 | 0,024 | 0,039 |
| 28            | 0,27 | —    | —    | —     | —     | 55a           | 0,33 | —    | —    | —     | —     |
| 28a           | 0,29 | —    | —    | —     | —     |               |      |      |      |       |       |

## d) Seigerung.

Sobald die flüssige Stahlmaße anfängt zu erstarren und Kristalle an den abkühlenden Oberflächen abzusetzen, beginnt eine Entmischung in bezug auf die chemische Zusammenlegung. Diese Entmischung verläuft

stets in der Weise, daß die gebildeten Kristalle reicher an Eisen sind, als der durchschnittlichen Zusammenlegung des Stahles entspricht, während die übrige Flüssigkeit sich an Fremdkörpern entsprechend anreichert. Dort, wo die Erstarrung zuletzt erfolgt, ist die Anreicherung

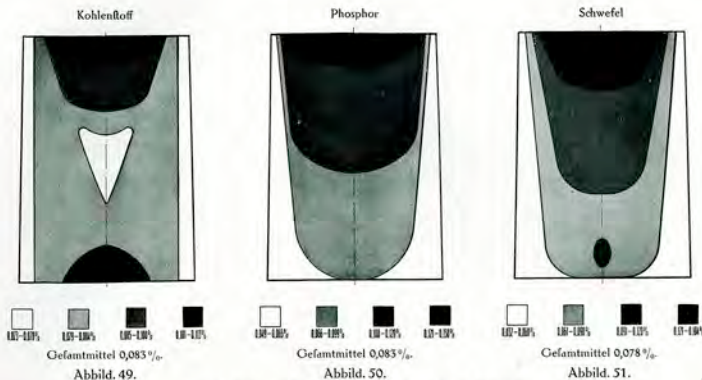


Abb. 49 bis 51. Blockfeigerungen in unruhigem Flußeisen.

an Fremdkörpern am stärksten. Über diesen Gegenstand liegen bereits zahlreiche Veröffentlichungen von Howe<sup>14)</sup>, Wülf und Feller<sup>15)</sup> u. a. vor.

Die Ergebnisse der bisherigen Arbeiten lassen sich dahin zusammenfassen, daß infolge der Eigenart des Erstarungsprozesses die Randteile eines Blockes ärmer an Fremdkörpern als die inneren Teile sind, ferner, daß die obere Hälfte des Blockkernes eine größere Menge von Fremdkörpern als die untere enthält. Diefür durch die Seigerung bedingte Blockaufbau findet sich wieder bei all denjenigen Stahl- bzw. Flußeisenarten, die unruhig, also unter Gasentwicklung erstarren. Diefes bewirkt eine stetige Bewegung des Metallbades, die zur Folge hat, daß die an Fremdkörpern angereicherte Mutterlauge nicht an der Stelle verbleiben kann, wo sie mit den reineren Kristallen im Gleichgewicht steht, sondern sie wird weggeführt und mit der übrigen noch flüssigen Masse gemischt. Auf diese Weise entsteht ein Seigerungsprofil, wie es für Kohlenstoff, Phosphor und Schwefel nach Wülf und Feller in den Abbild. 49, 50 und 51 wieder-

gegeben ist. Charakteristisch für diesen Aufbau ist der Umstand, daß nur ein verhältnismäßig kleiner Teil des Blockes der mittleren Zusammenfügung entspricht, während der Rest entweder mehr (Rand) oder weniger (Kern) Eisen enthält als dem Durchschnitt entspricht. Ganz anders liegen dagegen die Verhältnisse, wenn die metallurgische Vorbehandlung des Stahles derart geleitet worden ist, daß eine von Gasentwicklung freie und ruhige Erstarrung vor sich gehen kann. Durch den Zutritt von Aluminium wird der Seigerungsprozess verändert, was von Talbot<sup>16)</sup> bereits nachgewiesen wurde. Die nachfolgenden Beispiele aus der Praxis lassen erkennen, daß der Seigerungs-Typus überhaupt ein anderer wird, wenn dafür gefordert wird, daß die Erstarrung des Blockes vollkommen ruhig vor sich gehen kann. Abb. 55 (Seite 32) gibt den axialen Längsschnitt durch einen Rohblock von 86 cm Durchmesser und einem Gewicht von etwa 6500 kg wieder. Die eingetragenen Punkte geben diejenigen Stellen an, an denen Analysenproben entnommen wurden. Ihre Ergebnisse sind in der Abbild. 52 (Seite 29) zusammengefaßt und in den Abbild. 52 für Kohlenstoff, 53 für Phosphor und 54 (Seite 31) für Schwefel schematisch wieder-

<sup>14)</sup> Howe, Transactions of the American Institute of Mining Engineers. 1909, Seite 909.

<sup>15)</sup> Wülf und Feller, Der Einfluß der Seigerungen auf die Festigkeit des Flußeisens. Mitt. aus dem Eisenhüttenm. Inst. der Kgl. Techn. Hochschule Aachen, 4, 1911, Seite 109.

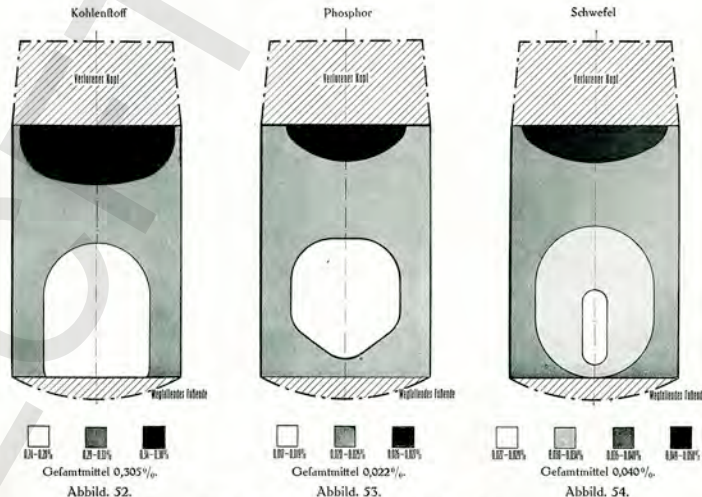


Abb. 52 - 54. Blockfeigerungen in ruhigem Stahl.

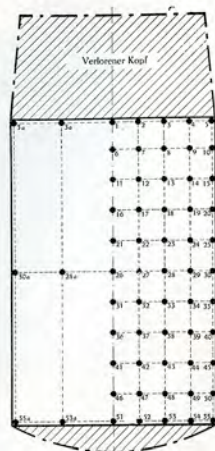
gegeben. Gegenüber dem Seigerungsprozess bei unruhigem Stahl ist zu betonen, daß bei ruhig erstarrtem Metall die mit den eisenreichen zuerst abgechiedenen Kristallen in Berührung befindliche Mutterlauge dauernd an Ort und Stelle bleibt und daher ihre Zusammenfügung mit den zuerst abgechiedenen Kristallen ausgleichen kann. Auf diese Weise entsteht zunächst ein starker Randteil, dessen Zusammenfügung der mittleren Zusammenfügung des Stahles entspricht (grau getönt). Der flüssige Kern dürfte dadurch eine Entmischung erfahren, daß bei sehr großen Blöcken die erstarrenden Kristalle das Bestreben haben, zu Boden zu sinken, während die spezifisch leichtere, an Fremdkörpern reiche Mutterlauge nach oben steigt. Durch diesen Vorgang entsteht in der Mitte der unteren Blockhälfte ein Kern mit negativer Seigerung (hell), in der oberen Hälfte ein solcher mit positiver Seigerung.

Aus diesen Darlegungen ist die Unmöglichkeit ersicht-

lich, größere Blöcke vollkommen feigerungsfrei zu erhalten. Es muß also auch dann gerechnet werden, daß die Eigenschaften der Werkstücke nicht überall gleich sein können. Es empfiehlt sich deshalb, bei jedem größeren Schmiedestück zu beachten, an welchen Stellen Kopf und Fuß des Gußblocks liegen, damit durch geeignete Konstruktionsmaßnahmen die zu erwartenden Festigkeitsunterschiede berücksichtigt werden können.

Derartige Unterschiede beobachtet man z. B. regelmäßig bei Kesselblechen aus unruhigem Flußeisen, bei denen die Festigkeitsunterschiede zwischen Kopf und Fuß bis zu mehreren kg/qmm betragen können.

Es würde zu weit führen, an dieser Stelle alle die metallurgischen Maßnahmen zu besprechen, die ergriffen werden können, um die Wirkungen von Seigerungen zu verringern. Die sichersten Maßregeln sind stets diejenigen, die darauf hinauslaufen, die schädlichen Bestandteile so stark wie möglich im oberen Teile des Blockes



Abbild. 55.  
Entnahmestellen der Analysenproben  
(Ruhiger Stahl).

anzusammeln und diesen dann zu entfernen. Bei manchen Fabrikationen, z. B. von Radreifen und großen gekniedeten Hohlkörpern, bringt es der Fabrikationsgang mit sich, daß der Kernteil entfernt wird. Das Herausbohren eines Kernes hat aber auch dort, wo die Konstruktion an sich die Bohrung nicht nötig erscheinen läßt, den Vorteil, daß man lunkerige Stellen entfernen sowie den Bohrkern genau untersuchen kann und einen Anhalt über die Beschaffenheit des Werkstückes im Innern bekommt.

#### e) Spannungen.

Nach der Erstarrung und Abkühlung enthält jedes Gußstück innere Spannungen, die auf die Volumenänderung beim Erstarren, bei der Umwandlung aus dem aufenteitlichen in den perlitischen Zustand und auf ungleichmäßige Abkühlung zurückzuführen sind. Derartige Spannungen können so groß werden, daß Risse entstehen, die das betreffende Gußstück unbrauchbar machen. Häufig sind die Risse äußerlich nicht erkennbar. Sie zeigen sich dann erst nach weitgehender Verarbeitung des Werkstückes.

Zu den bereits besprochenen Einflüssen, welche die Eigenschaften des fertigen Stückes bedingen, kommen noch diejenigen hinzu, die mit der Formgebung in Zusammenhang stehen. Zunächst sollen die verhältnismäßig



Abbild. 56.



Abbild. 57.

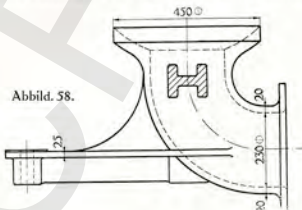
Abbild. 56 und 57. Stahlgußstück mit Gußtrichtern.

einfachen Verhältnisse bei Stahlformguß erörtert werden, hierauf die verwickelteren bei der Herstellung von gekniedetem Stahl.

#### 2. Stahlformguß.

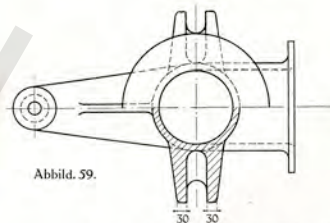
Für Konstruktionssteile verwendet man Stahlformguß, abgesehen vom Preise, in erster Linie dann, wenn immer natürlich vorausgesetzt, daß die auftretenden Be-

lichten eines Gußstückes wieder, das deutlich erkennen läßt, welche große Mengen Metall gegossen werden müssen, um mit Hilfe der Trichter einen gefunden Guß zu erzielen. Erfolgreich ist dieses Mittel nur, solange einfache Formen mit glatten Wänden vorliegen oder unvermeidliche Materialanhäufungen leicht mit Gußtrichtern zu fassen sind. Bei stark fehlenden Quer-

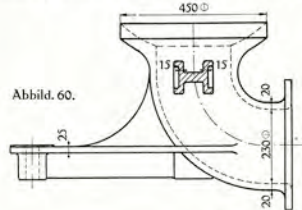


Abbild. 58.

fehlerhaft

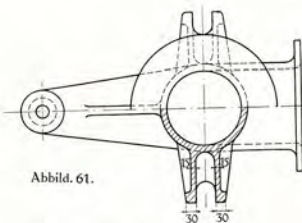


Abbild. 59.



Abbild. 60.

richtig

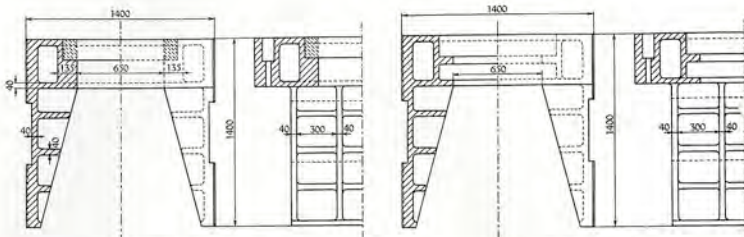


Abbild. 61.

Abbild. 58 bis 61. Fehlerhafte und richtige Ausführung des Krümmers eines Düfentocks der Heißwindleitung eines Hochofens.

anspruchungen keine Verwendung überhaupt zulassen – die Form des Stückes die Herstellung durch Schmieden erschwert oder das Herausarbeiten solcher Teile aus voll gekniedeten Stücken zu große Kosten verursacht. Bei der Konstruktion solcher Stücke hat man nun darauf Rücksicht zu nehmen, daß die Möglichkeit besteht, die für die Erzielung eines dichten Gusses erforderliche Zahl von Gießtrichtern anzubringen und die durch die Schrumpfung des Metalles während und nach der Erstarrung entstehenden Spannungen unschädlich zu machen. Abbild. 56 und 57 (Seite 32) geben zwei An-

schnitten und scharfen Übergängen sind oft selbst unter Anwendung aller gießereitechnischen Hilfsmittel und unter Aufwendung großer Nachbearbeitungskosten abfolot gesunde Gußstücke nicht zu erzielen. Beim Aufbau des Konstruktionssteiles muß der Konstruktor also darauf Bedacht nehmen, daß Stellen, an denen Materialanhäufungen unvermeidlich sind, ohne zu große Behinderung des Formvorganges durch Trichter gut zu erreichen sind, und keine Querschnitte so bemessen, daß ein gutes, den Abkühlungsverhältnissen entsprechenden Nachfließen des flüssigen Materials an allen Stellen



Abbild. 62, Ungünstig.

Abbild. 63. Günstig.

Abbild. 62 und 63. Ungünstige und günstige Konstruktion der Führung einer hydraulischen Presse.

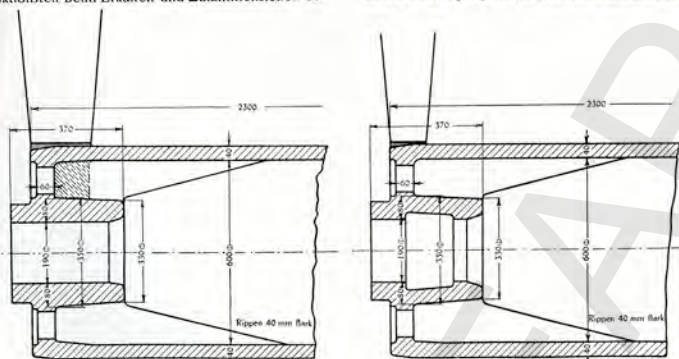
erreicht wird. Jede geringe Einknürung verhindert dieses Nachfließen und hat Lunkerbildung zur Folge, oder gibt zum mindelsten Veranlassung zu einer Lockerung des Gefüges an den gefährdeten Stellen – beide Umstände fördern die Bildung von Warmrissen. Es muß das Befreien des Konstruktors fein, die Massen möglichst gleichmäßig zu verteilen und die äußere Form nach Möglichkeit einfach zu gestalten, damit der Konstruktionsteil beim Erkalten und Zusammenziehen den

geringsten Widerstand findet. Die richtige Materialverteilung trägt auch zu einer Verringerung der unvermeidlichen Gußspannungen bei.

In den Abbild. 58 bis 67 (Seite 33 bis 35) sind einige Beispiele richtiger und falscher Konstruktionen einander gegenübergestellt.

Beispiel 1: Krümmer eines Düfenstockes für die Heißwindleitung eines Hochofens.

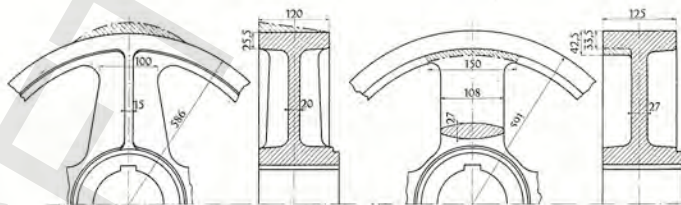
An den Befestigungsknaggen für die Spannschrauben



Abbild. 64. Unzweckmäßig.

Abbild. 65. Zweckmäßig.

Abbild. 64 und 65. Unzweckmäßige und zweckmäßige Ausführung der Rolle für einen Walzwerksrollgang.



Abbild. 66. Fehlerhaft.

Abbild. 67. Richtig.

Abbild. 66 und 67. Fehlerhafte und richtige Ausführung von Achszahnradern für Straßenbahnmotorwagen.

(Abbild. 58 und 59, Seite 33) hat der Konfliktkurs unnötige Materialanhäufung vorgehen, wahrheitsgemäß übernehmen von der ursprünglich für Grauguß gedachten Konfektion. Dies bedingt aber bei der Ausführung in Stahlguß ziemlich tiefe Eingriffe auf der einen Seite, bzw. starke Kühleingelen an der nach unten geöffneten Seite des Gußstückes, die unter Umständen Anlaß zu Brüchen geben können. Der Überfall läßt sich durch Anbringen von Ausparungen vermeiden, wie in den Abbild. 60 und 61 (Seite 33) dargestellt ist.

Beispiel 2: Führung einer hydraulischen Presse.

Das Stück zeigt im inneren Teil (Abbild. 62, Seite 34) dort, wo das Maß von 135 mm eingetragen ist, eine starke Materialanhäufung. Diese bedingt Eingüsse bzw. Eingüßfreite, wie in der Skizze gezeichnet, deren Abarbeitung ziemlich zeitraubend und kostspielig ist. Durch die Anbringung von geeigneten Ausparungen, etwa wie Abbild. 63 darstellt, hätte sich dies erübrigt.

Beispiel 3: Rolle für einen Walzwerksrollgang.

Die weit nach innen zu vorspringende Nabe der Rolle (Abbild. 64, Seite 34) bedingt zur lunkerfreien Herstellung eine an den Einguß angeflossene innere Verstärkung, wie geflrichelt angedeutet ist. Diese Verstärkung könnte vermieden werden, wenn in der Nabe eine Ausparung vorgehen würde (Abbild. 65). Das Stück würde also im Gewicht leichter und billiger herzustellen sein.

Beispiel 4: Abbild. 66 stellt ein halbes Zahnrad dar, bei dem die Zähne eingefräst werden sollen, deren zwei dann zu den sogenannten Achszahnrädern für

Straßenbahnmotorwagen vereinigt werden. Bei diesen Zahnradhölften ist es eine alte Erfahrung, daß da, wo die 15 mm starken Rippen und 20 mm starken Speichen auf den Kranz stoßen, sich beim Fahren ein Lunker zeigt und zeigen muß, weil die Konstruktion eben grundsätzlich falsch ist oder wenigstens nur dann einwandfreie Abgüsse zuläßt, wenn man teufelähnliche Keilverstärkungen, wie durch Strichelung angedeutet, vorreißt, natürlich auch nur wieder zum Schutze der Gefesungskolten.

Zweckentsprechender ist in dieser Hinsicht die in Abbild. 67 aufgeführte Zahnradkonstruktion. Hierbei wird der Vermeidung des Lunkervorganges dadurch entsprochen, daß der Kranzquerchnitt selbst in bezug auf die Symmetrieebene der Speichen verschieden dick gehalten wird, wie dies in den Abbildungen durch Strichelung hervorgehoben ist.

### Eigenschaften des Stahlformgusses.

Unter der Voraussetzung, daß ein dichter, gefundener Guß vorliegt, sind die erreichbaren mechanischen Eigenschaften des Stahlformgusses für perlitische Stähle davon abhängig, daß es gelingt, durch geeignete Wärmebehandlung ein feines Korn zu erzielen. Hierüber sind namentlich von Oberhofer<sup>17)</sup> eingehende Untersuchungen angestellt worden. Aus diesen geht hervor, daß die Lage des Umwandlungspunktes maßgebend ist für die Wahl der Glühtemperatur. Da in manchen Stäh-

<sup>17)</sup> Oberhoffer, Das schmiedbare Eisen, Konstitution und Eigenschaften. Berlin, Julius Springer 1920. S. 211/213 und Stahl und Eisen 1915 S. 95.

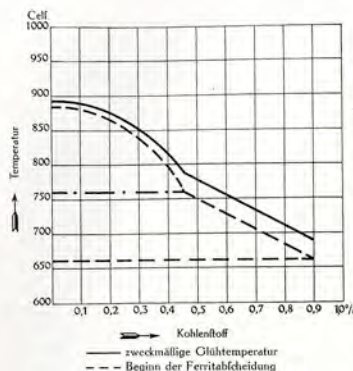


Abb. 68. Oberoberflächige Kurve für das Ausglühen von Stahlformguß.

gießereien noch nicht von der Tatfache Gebrauch gemacht wird, daß es für jede Stahlfestlegung eine günstigste Glühtemperatur gibt, bei der die Oberoberflächige Kurve in Abb. 68 wiedergegeben. Für die Wirkung der richtigen Glühbehandlung auf Gefüge und Eigenschaften seien einige Beispiele angeführt.

Abb. 43 (Seite 27) zeigt das Gefüge eines weichen Stahlformgußes im ungeglühten Zustande. Es zeigt sehr grobe Widmannstättenförmige Struktur. Abb. 44 (Seite 27) das Gefüge desselben Stahlformgußes nach Ausföhrung der Glühung bei der durch die Kurve angegebenen Temperatur. Abb. 45 und 46 (Seite 27) zeigen die gleichen Zustände wie Abb. 43 und 44 (Seite 27) für einen schwach mit Nickel legierten Stahlformguß mit höherem Kohlenstoffgehalt. Während ein schlecht geglühter Stahlguß Kerbzähigkeiten von 2,6 und 3 mkg/qcm ergibt, weist der gleiche Stahlguß bei richtiger Glühung Kerbzähigkeiten von 11,5 und 12,6 mkg/qcm auf.

Auch die autenitischen Stähle werden für gewisse Zwecke bei der Herstellung von Stahlformgußstücken verwendet. Diese Stähle bedürfen naturgemäß der für die Erzielung des autenitischen Zustandes er-

forderlichen Wärmebehandlung, Erhitzung auf hohe Temperatur (1000–1200°) und nachfolgende schnelle Abkühlung. Abb. 69 (Seite 37) zeigt einen derartigen Stahl aus einer rostföhreren Legierung (0,3% C; 7% Ni; 20% Cr) im gegoffenen und unbehandelten Zustande. Karbidausscheidungen in netzförmiger Anordnung liegen in autenitischer Grundmasse. Nach der thermischen Behandlung geht das Karbid in Lösung, und das Gefüge wird rein autenitisch (Abb. 70, Seite 37).

Ein anderer autenitischer Stahl findet in großem Umfange Verwendung für Gußstücke, die starkem Verschleiß ausgesetzt sind oder unmagnetisch sein müssen. Es ist dies der bereits erwähnte mit Mangan hochlegierte Stahl (12% Mn), der unter der Bezeichnung Hartstahl bekannt ist. Auch hier zeigt das Gefüge vor der Behandlung, wie Abb. 71 (Seite 37) zeigt, Karbidausscheidungen in netzförmiger Anordnung in einer autenitischen Grundmasse. Das Karbid ist noch von Troostitrandern umfäumt. Nach der Behandlung, die ebenfalls in einer raschen Abkühlung aus hoher Temperatur besteht, wird auch hier das Gefüge rein autenitisch (Abb. 72, Seite 37). In diesem Zustande besitzt der Hartstahl bei einer Brinellhärte von etwa 210 eine außerordentlich hohe Zähigkeit, die ihn für stark beanspruchte und verschleißföhrte Teile besonders geeignet erscheinen läßt (z. B. Brechbacken, Straßenbahn-schiennenkrenzungen).

Anwendungsgebiete. – Die Beurteilung der Frage, in welchen Fällen Konstruktionsteile in Stahlformguß ausgeföhrte werden sollen, unterliegt verschiedenen Gesichtspunkten. Zunächst ist die auftretende Beanspruchung zu berücksichtigen, die – je nach Größe und Art – der Verwendung von Gußeisen eine Grenze zieht, wie bei Preßzylindern, Turbinengehäusen und ähnlichen Stöcken. Die bedeutende Gewichtsersparnis bei Verwendung von Stahlformguß gleicht den höheren Preis dieses Materials in vielen Fällen aus und bietet auch andere erhebliche Vorteile. Wenn die endgültige Form des Stöckes weder beim Schmieden noch durch Nacharbeiten des roh geschmiedeten Stöckes erreicht werden kann oder unverhältnismäßig hohe Kosten verursacht, ist man auf die Anwendung von Stahlformguß geradezu angewiesen. Daß fogar Stöcke, die sonst geschmiedet werden, mitunter in Stahlformguß zur Ausföhrung kommen, zeigen die in Abb. 73 bis 75 (Seite 38) dargestellten Stahlformguß-Lokomotiv-Kurbelwellen,

von denen französische Bahnen erhebliche Mengen in Betrieb haben. Bei einer Reihe von Abnahmen haben sich z. B. die in Zahlentafel 15 zusammengestellten Festigkeitswerte ergeben.

Wie Gußeisen läßt sich auch Stahlformguß mit schmiedeeisernen Konstruktionsteilen im Guß vereinigen, wie das Laufrad einer Francis-Turbine in Abb. 76 (Seite 38) und der Rohrhuß in Abb. 77 und 78 (Seite

38/39) darstellen. Welche innige Verbindung der bedeutend heißer als Gußeisen vergoffene Stahl dabei mit den schmiedeeisernen Stöcken eingeht, veranschaulicht vor allem der Rohrhuß in Abb. 77 (Seite 38); die 198 Stöck eingegoffenen Rohre sind durchaus wasserfest mit dem Stahl verschweißt, wie durch Druckprobe bestätigt wurde.

Mitunter werden auch Konstruktionsteile, die ihrer

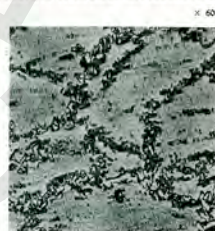


Abb. 69. Gußegefüge.

Abb. 69 u. 70. Rostföhrer Stahl (0,3% C; 7% Ni; 20% Cr), rohgegoffen und behandelt.

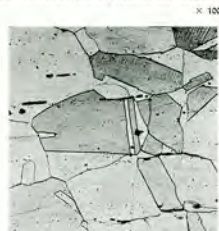


Abb. 70. Nach richtiger Wärmebehandlung.

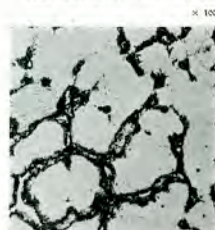


Abb. 71. Unbehandelt.



Abb. 72. Nach richtiger Wärmebehandlung.

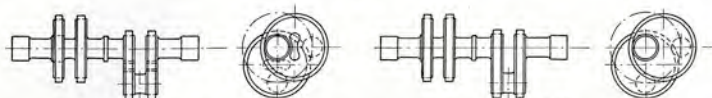
Abb. 71 u. 72. Hartstahl (12%iger Manganstahl), unbehandelt und behandelt.

### Zahlentafel 15.

Probenergebnisse von Stahlformguß-Kurbelwellen

Durchmesser der Zerreißstäbe 13,8 mm.

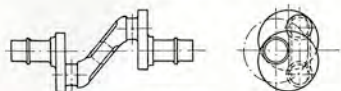
| Festigkeit kg/qmm            | 48,1 | 49,5 | 48,2 | 48,2 | 48,3 | 48,1 | 47,0 | 49,5 | 53,5 | 53,5 | 52,8 |
|------------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| Dehnung in %<br>(auf 100 mm) | 25,5 | 25,0 | 25,0 | 25,5 | 27,5 | 25,0 | 26,5 | 26,0 | 21,5 | 22,0 | 22,5 |



Abbild. 73.

Abbild. 74.

Abbild. 73 bis 75.  
Lokomotivkurbellen aus Stahlformguß.



Abbild. 75.

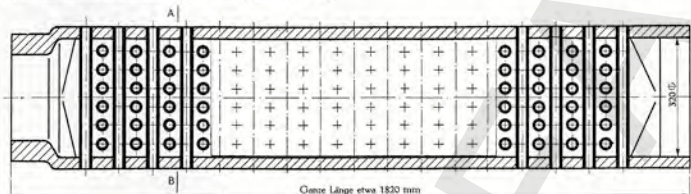
Natur nach zur Herstellung durch Schmieden bestimmt find, in Stahlformguß hergestellt. Als Beispiel sei in Abbild. 79 (Seite 39) ein Ruderchaft gezeigt, an dessen einem Ende ein verhältnismäßig kurzes aber dickes Stück angegossen und nachträglich zu dem eigentlichen Schaft ausgeschmiedet wird. Selbstverständlich muß nach dem Schmieden eine sorgfältige Wärmebehandlung erfolgen, damit auch im Gefüge ein möglichst gleichmäßiger Übergang vom gegossenen in den geschmiedeten Teil entsteht.

### 3. Der geschmiedete und gewalzte Stahl.

Die mechanische Formgebung durch Warm- oder Kaltziehen zielt nebenbei ebenso wie das Glühen von gegossenem Stahl auf eine Verfeinerung des Kornes und eine Verbesserung der Festigkeitseigenschaften des Stahles. Durch die mechanischen Kräfte wird jedoch ein ungleich höheres Maß von Verfeinerung und Verbesserung erreicht als allein durch Wirkung der Wärme. An der Gesamtwirkung von chemischer Zusammenfassung, mechanischer und thermischer Behandlung auf die Festig-



Abbild. 76. Laufwerk einer Francisturbine.

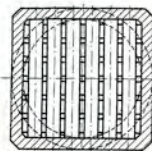


Abbild. 77.

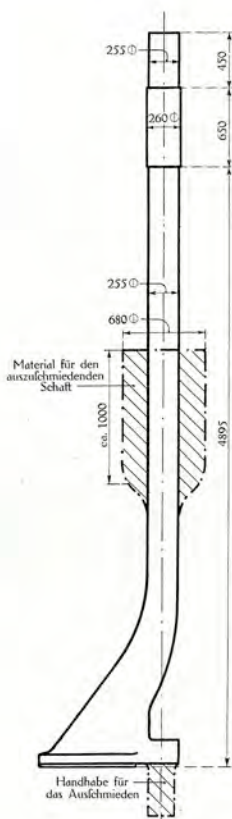
Abbild. 77 und 78. Rohrfluß mit 198 eingegossenen Rohren aus Flußeisen.

keitseigenschaften von Stahl hat die Warmformgebung einen großen, je nach der Form und den Abmessungen eines Konstruktionsteiles und den hierdurch bedingten Möglichkeiten der Formgebung aber verschiedenen Anteil.

Je einfacher die Form und je kleiner vor allen Dingen der Querschnitt eines Konstruktionsteiles, desto größer sind die durch die Warmformgebung erreichbaren Verbesserungen des Gefüges und damit der Festigkeitseigenschaften des Stahles. Der Verarbeitungsgrad, ausgedrückt durch das Verhältnis vom Querschnitt des Rohrgusses zum Querschnitt des geschmiedeten oder gewalzten Stahles, braucht aber entgegen vielfach vorhandenen Auffassungen dabei nicht größer zu sein als etwa 3:1 (dreifache Verformung). Bei einem höheren Verarbeitungsgrad lassen sich im allgemeinen die Eigenschaften in der Streckrichtung zwar noch verbessern, während senkrecht dazu die Zähigkeit aber abnimmt. Der Grund für dieses eigenartige Verhalten ist die Entleerung einer sogenannten Faser. Durch die beim Schmieden oder Walzen erfolgende Streckung des Materials werden die im Rohguß annähernd gleichmäßig verteilten nichtmetallischen Einschlüsse in der Richtung der Kraftwirkung einander genähert und in gestreckte Reihen gelagert. Hierdurch entsteht eine Art Faser im Gefüge des Stahles. Die Zähigkeit des Stahles ist quer zu dieser Faser geringer als parallel zu ihr, und zwar um so geringer, je größer die Streckung war. Bei der Formgebung muß deshalb nach Möglichkeit die Streckung in der Richtung der späteren Beanspruchung des Konstruktionsteiles erfolgen. Bei vorwiegend stabförmigen Schmiedestücken wird dieser Forderung meist un schwer entprochen werden können. Abbild. 80 (Seite 40) zeigt das Bruchbild eines gehärteten Tragfederblattes aus einem Silizium-Manganstahl, der stark zur Faseraus-



Abbild. 78.



Abbild. 79.  
Ruderchaft aus Stahlformguß mit ausgeschmiedeten Schaft.

bildung neigt. Die eigentlich auf Gefügeunterbrechungen zurückzuführende Faserstruktur ist hier ein Vorzug geworden. Man glaubt fast Schweißseifen vor sich zu haben, wenn man die starke Deformation bis zum Bruch und das Bruchbild sieht. Die Streckgrenze des Stahles betrug 141,5 kg/qmm.



Abbild. 80. Bruchbild eines gehärteten Tragfederblattes.

Bei vielen und häufig sehr hoch beanspruchten Schmiedestücken ist aber eine Formgebung in obigem Sinne oft nur schwer oder überhaupt nicht durchführbar. Ein in dieser Beziehung besonders bemerkenswerter Fall ist die Herstellung von Kurbelwellen. Bei kleinen Kurbelwellen, z.B. für Automobile, gelingt es



Abbild. 81.

Faerverlauf einer vorgebogenen Automobilkurbelwelle.

bei günstigen Formen noch durch Einschlagen von vorgebogenen Stäben ins Gelenk den Verlauf der Faer im Sinne der Beanspruchung zu gestalten. Abbild. 81 zeigt den Verlauf der Faer in einer solchen Welle. Gewöhnlich, besonders bei schweren Kurbelwellen mit mehreren Kröpfungen, ist das geschilderte Verfahren nicht anwendbar. Man ist dann gezwungen, die gekröpften Teile der Welle zunächst als volle Klöße, die durch die rund geschmiedeten Wellenteile verbunden sind, auszufirmen, und diese Klöße durch mechanische Bearbeitung in die gewünschte Form zu bringen. Durch das Herausarbeiten der Kurbelhübe wird dabei der beim Schmieden erteilte Faerverlauf unterbrochen. Abbild. 82 (Seite 41) zeigt den Faerverlauf einer nur kleinen von Hand geschmiedeten Kurbelwelle mit ausgestochenen Hüben. Die mit diesem Herstellungsverfahren verbundenen Nachteile sucht man bei hohen Anforderungen durch höhere Legierungsart und thermische Veredlung des Stahles wieder auszugleichen. Sie lassen sich

auch durch konstruktive Maßnahmen vermeiden, indem man die Wellen aus mehreren Teilen zusammenbaut, statt sie aus einem Stück zu schmieden. Allerdings ist man dann darauf angewiesen, größere Kurbelblattbreiten anzuwenden, auch bekommt die Welle eine größere Empfindlichkeit gegenüber periodisch rasch wechselnden Drehbeanspruchungen. Bei Dampfmaschinen fallen diese beiden Gesichtspunkte wenig ins Gewicht, weil die aus dem Zylinderdurchmesser sich ergebende gesamte Maschinenlänge größer ist als die durch die Lagerlängen und Kurbelblattbreiten bedingte, und weil in der Regel bei Dampfmaschinen kritische Drehzahlen (Torsionschwingungen) nicht in störendem Maße auftreten. Bei Dieselmotoren stellt die einteilig geschmiedete Welle in jedem Falle die hochwertigere Konstruktion dar, denn jedes Zentimeter an ersparter Kurbelblattbreite kommt den Lagerflächen zugute, was bei den hochbelasteten Lagern dieser Maschine in allen Fällen die Lebensdauer verlängert, oft aber den Bau der Maschine überhaupt erst ermöglicht. Gegenüber diesem Mehr an Lagerfläche tritt sogar die weni-

ger vollkommene Durcharbeitung des Materials in den Hintergrund, so wichtig sie im übrigen auch ist. Ferner ist das Risiko des Loswerdens der Schrumpferverbindungen, das ja schon bei Dampfmaschinen in Ausnahmefällen beobachtet wird, ein unvergleichlich viel größeres, weil es nicht möglich ist, torsionschwingungsfreie, sechszyndrige Dieselmotoren zu bauen, d.h. Maschinen, bei denen zwischen Stillstand und voller Drehzahl keinerlei Torsionschwingungen auftreten. Ferner ist es auch heute noch schwierig, die bei der verlangten Betriebs-Drehzahl wirklich eintretende Mehrbeanspruchung durch Torsionschwingungen genau zu klären. Diese hängt nicht nur von der Maschine selbst ab, sondern auch von der Art der mit ihr gekuppelten Wellen und Arbeitsmaschinen. Schließlich ist das sehr viel höhere Gewicht der zusammengebauten Welle bei dem auf Gewichtersparnis angewiesenen Dieselmotorenbau besonders für den Schiffbau unerwünscht.

Unter diesen Umständen sind bei Motoren die aus dem Vollen herausgearbeiteten Kurbelwellen den



Abbild. 82. Faerverlauf einer aus dem Vollen herausgearbeiteten Kurbelwelle.

zusammengelegten vorzuziehen, soweit nicht die Größe der Abmessungen die einteilige Herstellung unmöglich macht, welcher Fall heute wohl bei drei Kurbeln nicht mehr als 1300 mm Hub eintreten dürfte.

Der Metallurge geht in feinen Überlegungen bei der Herstellung eines zu schmiedenden Konstruktions-teiles mit bestimmten Eigenschaften immer von der Form und den Abmessungen des betreffenden Teiles aus. Er sucht zuerst die Möglichkeit wirklicher Warmverarbeitung und wählt danach erst die beste chemische Zusammenlegung des Stahles und seine Warmbehandlung. Der heutige Stand unserer Kenntnisse gestattet uns noch keine exakte Darstellung der außerordentlich vielseitig gestalteten Verhältnisse. Jedenfalls sind die in einem bestimmten Punkte des Arbeitsstückes vorhandenen Eigenschaften abhängig von der chemi-

schen Zusammenlegung, der Art, Menge und Anordnung der Einschlüsse, dem Grad der Verformung, dem Fälvverlauf, der Wärmebehandlung und dem heute noch wenig erforschten Spannungszustande. Da wir von allen diesen Dingen die zahlenmäßigen Beziehungen heute noch nicht kennen, sind wir in bezug auf den Erfolg bei der Herstellung von Schmiedestücken noch zum großen Teil auf die Erfahrung angewiesen. An einer Reihe von Beispielen sollen daher zunächst die sehr wichtigen Beziehungen zwischen Warmformgebungsquerschnitt und Festigkeitseigenschaften für die wichtigsten Konstruktionsstähle dargestellt werden.

Die Festigkeitseigenschaften von Kohlenstoffstählen in Abhängigkeit von ihren Kohlenstoffgehalten sind bereits in Abbild. 39 (Seite 21) zur Darstellung gebracht worden. Die dort aufgeführten Festigkeitswerte des



Abbildung 83. Beim Sprengversuch zerlegter Zylinder.

Zahlentafel 16.  
Festigkeitswerte von geschmiedetem Siemens-Martin-Stahl verschiedener Querschnitte in der Streckrichtung.

| Stahl       | Querschnitts-<br>abmessungen<br>ca. | Streck-<br>grenze<br>kg/qmm | Festig-<br>keit<br>kg/qmm | Deh-<br>nung<br>auf 10 d<br>% | Ein-<br>schn.<br>% | Kerb-<br>zähig-<br>keit*)<br>mkq<br>qmm |
|-------------|-------------------------------------|-----------------------------|---------------------------|-------------------------------|--------------------|-----------------------------------------|
| mit 0,35% C | 300 mm ∅                            | 29,2                        | 52,2                      | 25,4                          | 59                 | 7,3                                     |
|             | 60 mm ∅                             | 34,5                        | 53,9                      | 25,8                          | 59                 | 13,5                                    |
| mit 0,45% C | 300 mm ∅                            | 31,8                        | 61,9                      | 19,2                          | 44                 | 5,3                                     |
|             | 60 mm ∅                             | 38,0                        | 64,5                      | 22,5                          | 52                 | 9,1                                     |

\*) Ermittelt an Proben 10 x 30 x 160 mm mit 4 mm Normal-Rundkerb.

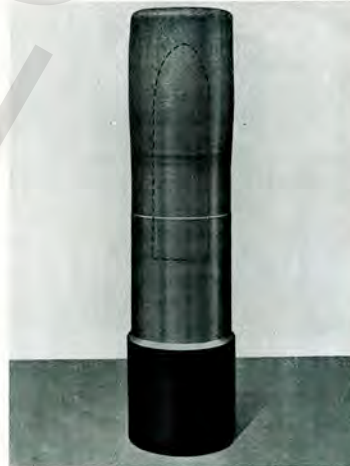


Abbildung 84.  
Beim Sprengversuch aufgebauchter Zylinder.

gegühten Zustandes gelten für geschmiedete Siemens-Martinstähle von mittlerem Schmiedequerschnitt. Die aus dieser Kurve abzulegenden Festigkeitswerte sind mittlere Erfahrungswerte, die den schwankenden Gehalten der stets vorhandenen Nebenbestandteile Silizium, Mangan, Phosphor Rechnung tragen. Welch große Wertunterschiede sich aber bei Kohlenstoffstählen in bezug auf Streckgrenze und Kerbzähigkeit bei gleicher Zusammenlegung und Warmbehandlung in verschiedenen Schmiedequerschnitten ergeben können, zeigt Zahlentafel 16. Die Werte lassen erkennen, daß die Festigkeit praktisch nicht beeinflusst wird, während Streckgrenze und insbesondere Kerbzähigkeit in hohem Maße vom Schmiedequerschnitt abhängen. Die Kerbzähigkeit beträgt bei einer Rundflange aus Kohlenstoffstahl von 300 mm ∅ nur wenig mehr als die Hälfte derjenigen Zähigkeit, die bei gleichem Material in einer Stange von 60 mm ∅ zu erreichen ist.

Zahlentafel 17 (Seite 44) enthält die Ergebnisse von Zerreiß- und Kerbschlagproben von einem Chromstahl, der in Stangen von zwei verschiedenen Querschnitten, von 180 und 60 mm ∅, derselben Art der Vergütung unterworfen wurde. Der Querschnitt 180 mm ∅ wurde durch Schmieden hergestellt (Zahlen der oberen Reihe), der Querschnitt 60 mm ∅ wurde einmal durch Herausfägen aus dem Querschnitt 180 mm ∅ (Zahlen der mittleren Reihe) und einmal durch Schmieden (Zahlen der unteren Reihe) hergestellt. Auf den Auß-Querschnitt bezogen entsprach der Verformungsgrad in den Querschnitten 180 und 60 mm ∅ in beiden Fällen dem günstigen Verhältnis von 3:1. Neben der höheren Streckgrenze, welche durch die Vergütung in den kleineren Querschnitten erzielt wurde, verdient besonders die große Erhöhung der Zähigkeit in dem 60 mm ∅ geschmiedeten Stab Beachtung. In dieser Erhöhung der Zähigkeit kommt der Anteil zum Ausdruck, den die Warmformgebung in dem kleinen Querschnitt an der Gesamtveredelungswirkung von Legierung, Warmformgebung und Vergütung bei diesem Stahl hatte.

Eine praktische Anwendung von dieser Wirkung der Warmformgebung auf Zähigkeit des Chromstahles wurde im Kriege gemacht, als der Nickelmangel in Deutschland immer fühlbarer wurde und es galt, Feldkanonenrohre, die vorher nur aus mit Nickel und Chrom legiertem Stahl hergestellt wurden, ohne Nickelaufwand, aber auch ohne Einbuße an ihren Eigenschaften der

Zahlentafel 17.

Festigkeitswerte eines geschmiedeten Chromstahls  
in der Streckrichtung verschiedener Querschnitte.

| Reihe | Querschnitt und Behandlung                                         | Streckgrenze |                            | Festigkeit  |                            | Dehnung auf 5d |                            | Einführung |                            | Kerzbähigkeit*) |                            |
|-------|--------------------------------------------------------------------|--------------|----------------------------|-------------|----------------------------|----------------|----------------------------|------------|----------------------------|-----------------|----------------------------|
|       |                                                                    | kg/qmm abf.  | Änderung gegen Reihe I o/o | kg/qmm abf. | Änderung gegen Reihe I o/o | o/o abf.       | Änderung gegen Reihe I o/o | o/o abf.   | Änderung gegen Reihe I o/o | mg/qcm abf.     | Änderung gegen Reihe I o/o |
| I     | 180 mm □ geschmiedeter Stab vergütet                               | 60           | —                          | 21,8        | —                          | 19,5           | —                          | 60         | —                          | 10,4            | —                          |
| II    | 60 mm □ Stab aus 180 mm □ Stab herausgeschnitten und dann vergütet | 73           | + 22                       | 90,7        | + 12                       | 19,3           | - 1                        | 57         | - 5                        | 11,6            | + 12                       |
| III   | 60 mm □ geschmiedeter Stab vergütet                                | 73           | + 22                       | 90,2        | + 11                       | 18,8           | - 4                        | 60         | ± 0                        | 20,5            | + 97                       |

\*) Ermittelt an Proben 30 x 30 x 160 mm mit 4 mm Normal-Randkerb.

Heeresverwaltung zu liefern. Die Rohre, welche bis dahin massiv geschmiedet und gebohrt wurden, besaßen nur bei Verwendung der nickelhaltigen Legierung die für die Sprengfähigkeit erforderliche Zähigkeit. Als man dann aber den Chromstahl auf einer Rohr-Ziehprelle hohl preßte, anstatt ihn massiv zu schmieden und zu bohren, zeigte auch er in der Rohrwand die Zähigkeit des nickelhaltigen Stahles. Abbild. 83 u. 84 (Seite 42 u. 43) zeigen zwei der Sprengwirkung eingelegerter Gefüßstücke unterworfenen Zylinder aus Chromstahl. Der in viele kleine Stücke zerlegte Zylinder war massiv geschmiedet und gebohrt, der nur aufgebaute Zylinder hohl gepreßt worden.

Nickel ist das einzige Legierungselement, das auch in den größten vorkommenden Schmiedequerschnitten noch hohe Kerzbähigkeit hervorzurufen vermag. Ein feines, dem unbewaffneten Auge amorph erscheinendes, gewöhnlich als fehnig bezeichnetes Bruchprogefüge an eingekerbten Schlagproben ist für den Praktiker das Kennzeichen der hohen Zähigkeit des Stahles. In kleinen Dickenabmessungen vermag, wie eben gezeigt, Chrom – aber auch Wolfram, Molybdän oder Mangan – hohe Kerzbähigkeit neben hoher Streckgrenze zu bewirken. Mit wachsenden Querschnittsformen ist ein entsprechendes gesteigerter Nickelzusatz zur Erzielung derselben

Zahlentafel 18.

| Stahlart            | Zugfestigkeit kg/qmm | Streckgrenze kg/qmm in kleinen bis großen Querschnitten | % Dehnung auf l = 10 d in kleinen bis großen Querschnitten | Kerzbähigkeit Duhrer 30 x 30 x 160 mm mit 4 mm Randkerb in kleinen bis großen Querschnitten |
|---------------------|----------------------|---------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------|
| Unlegierte Stähle   | 45                   | 30 bis 22                                               | 24 bis 20                                                  | 16 bis 6                                                                                    |
|                     | 50                   | 35 „ 25                                                 | 22 „ 18                                                    | 12 „ 4                                                                                      |
|                     | 60                   | 38 „ 28                                                 | 20 „ 16                                                    | 9 „ 2,5                                                                                     |
|                     | 70                   | 40 „ 30                                                 | 18 „ 14                                                    | 6 „ 1,5                                                                                     |
| *) 80               | 42 — x               | 14 — x                                                  | 3 — x                                                      |                                                                                             |
| Mangan-Stähle       | 55                   | 40 „ 30                                                 | 22 „ 18                                                    | 16 „ 5                                                                                      |
|                     | 60                   | 42 „ 32                                                 | 20 „ 16                                                    | 14 „ 4                                                                                      |
|                     | 70                   | 50 „ 36                                                 | 18 „ 14                                                    | 10 „ 2,5                                                                                    |
|                     | *) 80                | 60 — x                                                  | 14 — x                                                     | 6 — x                                                                                       |
| *) 90               | 70 — x               | 12 — x                                                  | 3 — x                                                      |                                                                                             |
| Chrom-nickel-Stähle | 60                   | 50 „ 40                                                 | 20 „ 18                                                    | 26 „ 18                                                                                     |
|                     | 70                   | 60 „ 45                                                 | 18 „ 16                                                    | 24 „ 16                                                                                     |
|                     | 80                   | 70 „ 50                                                 | 16 „ 12                                                    | 20 „ 14                                                                                     |
|                     | 90                   | 80 „ 55                                                 | 14 „ 10                                                    | 18 „ 12                                                                                     |
| *) 100              | 90 — x               | 12 — x                                                  | 14 — x                                                     |                                                                                             |

\*) Stähle von der Bruchfestigkeit der mit x bezeichneten Legierungen sind in großen Schmiedequerschnitten nur beschränkt verwendbar; die Werte sind deshalb nur für kleine Querschnitte angegeben.

Zähigkeitseigenschaften erforderlich. Bei reinen Nickelstählen ist ein Höchstzusatz von 5 bis 6% bei gleichzeitig mit Chrom, Wolfram oder Molybdän legierten Stählen von 3 bis 4% auch in den größten Querschnitten ausreichend. Neben den reinen Nickelstählen sind die Chromnickelstähle wegen ihrer im Vergleich zu erfteren höheren Streckgrenze die bevorzugten Konstruktionsstähle für höchste Beanspruchungen.

In Zahlentafel 18 (Seite 44) sind Festigkeitswerte von 3 Stahlgruppen der gekennzeichneten Legierungs-

art zusammengestellt, und zwar sind für eine bestimmte Zugfestigkeit der Stähle obere und untere Grenzwerte für die Streckgrenze, Dehnung und Kerzbähigkeit angegeben. Innerhalb dieser Grenzen liegen je nach der Form und den Abmessungen von Schmiedestücken für die verschiedensten Konstruktionszwecke, vom kleinsten Element eines Luftfahrzeugmotors bis zur größten Schiffskurbelwelle, diejenigen Werte, welche bei Proben aus der Streckmiederrichtung mindestens erreicht werden können.

#### D. Schlußfolgerungen.

Aus den bisherigen Ausführungen geht hervor, daß die Eigenschaften eines Konstruktionsstückes durch das Zusammenwirken einer großen Zahl von Faktoren zustandekommen, deren wichtigste folgende sind: Die chemische Zusammenlegung, das Erzeugungsverfahren und Gießen des Stahles, die Art seiner Formgebung, die Wärmebehandlung, das Gefüge und endlich die Temperatur, bei der das Werkstück arbeiten soll.

Den Maschinenbauer interessiert in erster Linie das Endergebnis des gesamten Erzeugungsprozesses, nämlich die Eigenschaften des fertigen Konstruktionsstückes. Bestimmte Abnahmevorschriften haben den Zweck, die verlangten Eigenschaften der Werkstoffe festzulegen. Diese Vorschriften sind allmählich entstanden, vielfach unabhängig voneinander, so daß für den gleichen Gegenstand bei ähnlicher Beanspruchung die verschiedensten Abnahmebedingungen gelten. Es bringt das für den Stahlherzeuger gewisse Erleichterungen mit sich, die zu vermeiden wären, wenn sich die Verbraucher auf gewisse Normalisierungen ihrer Forderungen einigen könnten. Auch würden diese das Programm der Stahlerzeuger vereinfachen und in gewissem Umfange normalisieren, vorausgesetzt, daß es möglich ist, Stahlerzeuger und -Verbraucher zu intensiver Zusammenarbeit zu veranlassen. Es sei deshalb zum Schluß noch etwas näher auf diese Dinge eingegangen.

Abnahmevorschriften. Es ist üblich für Werkstoffe, die zu Maschinenanteilen, Baukonstruktionen usw. verwendet werden sollen, eine bestimmte Mindestfestigkeit und Mindestdehnung des Zerreißstabes vorzuschreiben.

Die Forderung einer bestimmten Mindestfestigkeit

oder auch einer Mindeststreckgrenze ist berechtigt, weil sie der Konstrukteur in seine Rechnung einstellen muß. Auch die Forderung einer Mindestdehnung hat Berechtigung, insofern, als die Dehnung in gewissem Sinne einen Maßstab für die Gleichmäßigkeit und Fehlerlosigkeit des Werkstoffes abgibt. Mängel des Materials föhren das gleichmäßige Fließen des Stabes beim Zerreißvorgang und vermindern die Dehnung. Wie weit aber die Dehnung eines Zerreißstabes als Wertmesser für das Verhalten des Werkstoffes im Betrieb angesehen werden kann, ist noch nicht geklärt. Daß die Dehnung in dieser Hinsicht nicht ohne weiteres als Maßstab genommen werden kann, geht schon daraus hervor, daß es legierte Stähle (z.B. Nickel- oder Chromnickelstähle) gibt, die sich in Bruchfestigkeit und Dehnung nicht von gewöhnlichem Kohlenstoffstahl unterscheiden, erfahrungsgemäß aber im Betrieb weitaus widerstandsfähiger sind.

Häufig wird neben der Mindestfestigkeit auch eine Höchstfestigkeit vorgeschrieben. Man gibt diese Vorschrift in der Regel in der Abicht, zu hartem und sprödem Material auszuschließen, diese Abicht wird aber schon durch die Forderung einer Mindestdehnung erreicht, so daß es sich in den meisten Fällen erübrigt, eine Höchstfestigkeit vorzuschreiben. Will man aber mit Rücksicht auf eine gewisse Gleichartigkeit in der Verarbeitung oder aus sonstigen besonderen Gründen auf eine Begrenzung der Festigkeit nach oben nicht verzichten, so sollte wenigstens die Spannung zwischen Mindest- und Höchstfestigkeit so gewählt werden, daß die Herstellung des Materials dadurch nicht unnötig erschwert und verteuert wird.

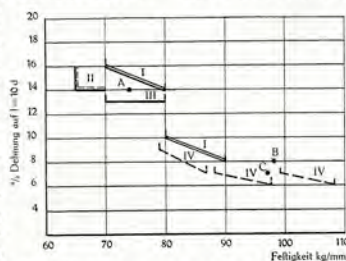
Nehmen wir an, es bestellt jemand ein Schmiedestück mit 48 bis 52 kg Festigkeit und 20% Mindestdehnung. Bei der Prüfung ergibt sich eine Festigkeit von 54 kg/qmm und eine Dehnung von 22%. Kein Sachverständiger wird behaupten, daß das Schmiedestück mit diesen Zahlen weniger brauchbar und weniger betriebssicher sei als ein solches mit den vorgeschriebenen Zahlen, und doch wird es der an seine Dienstvorschriften gebundene Abnehmer zurückweisen. Es wird also das Hüttenwerk vielleicht versuchen müssen, durch nochmalige Wärmebehandlung das Stück in die Vorschriften hineinzuzwingen. Dadurch wird es aber nicht besser, sondern eher schlechter und jedenfalls teurer!

Welche Willkür sich in der Aufstellung von Werkstoffvorschriften für die gleiche Art von Werkstücken herausgebildet hat, sei an einem Beispiel der Abnahmevorschriften für Lokomotiv-Radreifen erläutert.

In Abbild. 85 sind die Abnahmevorschriften für Lokomotivradreifen aus Siemens-Martin Stahl von vier Ländern in der Weise graphisch aufgetragen, daß als Abszissen die Festigkeiten, als Ordinaten die Dehnungen eingetragen sind. Die Dehnungen sind zum unmittelbaren Vergleich alle auf die Meßlänge  $l = 10$  d bezogen. Aus dem auf diese Weise gewonnenen Festigkeits-Dehnungsfeld werden nun durch die Abnahmebedingungen gewisse Bereiche herausgeschnitten. Die Darstellung läßt erkennen, daß die äußersten Grenzen, in denen sich die Festigkeitsforderungen für Lokomotiv-Radreifen bewegen, zwischen 65 und 108 kg/qmm liegen, ein Bereich, durch den die klimatischen Verhältnisse mehr als berücksichtigt sein dürften. Bei näherer Betrachtung wird also dieser Bereich unter Beibehaltung der oberen Grenze sicherlich sich etwas einschränken lassen. Als Mindestdehnung ist bei den weicheren Stahlorten etwa 14% verlangt, mit steigender Festigkeit darf sie bis auf 6% bei den härtesten Sorten zurückgehen.

Abgehen nun von einer künftigen Verengung der äußersten Grenzen sollte man annehmen, daß alle

Stähle innerhalb derselben für Lokomotivradreifen geeignet sind. Dem ist aber nicht so, wie im Folgenden gezeigt werden mag: Der in dem Diagramm Abbild. 85 mit A bezeichnete Stahl von 74 kg/qmm Festigkeit und 14% Dehnung ist gewiß für den vorliegenden Zweck brauchbar, der von dem Land III anstandslos angenommen wird, für Land I dagegen unbrauchbar erscheint und deshalb von ihm nicht angenommen wird. Noch eigenartiger ist die Tatsache, daß der Stahl B mit 98 kg/qmm Festigkeit und 8% Dehnung überhaupt unverwendbar ist, während ein solcher (C) mit 97 kg/qmm Festigkeit und nur 7% Dehnung von Land IV ohne weiteres zugelassen ist. Derartige Wider-



Abbild. 85. Abnahmevorschriften für Lokomotivradreifen aus Siemens-Martin Stahl.

sprüche erschweren die Aufgabe des Metallurgen sehr. Die Stahlverbraucher haben also hier ein dankbares Feld, durch Vereinfachung ihrer Ansprüche eine Verbilligung der Erzeugnisse herbeizuführen, ohne daß die Sicherheit ihrer Konstruktionsstelle gefährdet wird.

Normung. Die Stahlverbraucherindustrie ist in den letzten Jahren in weitem Umfange dazu übergegangen, Formen und Maße zu normen und auf diese Weise zu einer Vereinfachung ihrer

Fabrikation zu gelangen. Bei der Wahl ihrer Werkstoffe steht sie vor einer außerordentlich großen Zahl von verschiedenen Stahlmarken und ihr Wunsch ist verständlich, auch hier eine Vereinfachung herbeizuführen. Es ist der Gedanke aufgetaucht, die Normung des Stahles in der Weise vorzunehmen, daß man, unabhängig vom Verwendungszweck, den Stahl lediglich auf Grund seiner Eigenschaften in eine gewisse nicht allzu große Zahl von Gruppen einteilt, die sich untereinander durch Eigenschaften und Güte unterscheiden sollen. So verlockend dieser Gedanke auch sein mag, so wenig würde seine Durchführung den wirklichen Verhältnissen gerecht werden. Am besten wird dies durch ein Beispiel klar.

Nehmen wir an, der Konstrukteur wolle z. B. für ein Schmiedestück von 700 mm  $\varnothing$  eine der in der letzten Zeit vorgeschlagenen Stahlnormalisierungsübersichten

benützen, so findet er dort einen halbvergütbaren Stahl mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,2–0,35% aufgeführt, der im vergüteten Zustand eine Streckgrenze von 50 kg/qmm, eine Festigkeit von 70 kg/qmm, eine Dehnung von 15% und eine Kerbzähigkeit von 10 mk/gcm besitzt. Nichts wird ihm willkommener sein als diese Entdeckung, da er auf Grund dieser Angabe einen unlegierten, also billigen Stahl verwenden zu können glaubt.

Die Antwort auf seine Anfrage an das Stahlwerk wird jedoch wesentlich anders lauten. Es wird ihm mitgeteilt werden, daß für Schmiedestücke dieser Querschnittsgröße weder ein unlegierter Stahl dieser Zusammenlegung, noch ein solcher mit höherem Kohlenstoffgehalt verwendet werden kann, sondern daß bei der vorgeschriebenen Streckgrenze von 50 kg/qmm für ein derartiges Schmiedestück ein Chromnickelstahl mit mehr als 2% Nickel und etwa 1,5% Chrom erforderlich ist.

Die Art der Probenentnahme, ob in der Längs- oder Querrichtung, ist gleichfalls von großer Bedeutung, ebenso ist es nicht gleichgültig, ob z. B. bei Turbinenscheiben Proben vom Umfang oder aus der Nabe entnommen werden. Denn letztere sind sowohl hinsichtlich Verformung und durchdringender Vergütungs Wirkung als ganz besonders deshalb wesentlich ungünstiger, wenn der mittlere Teil des Gußblockes, aus dem die Scheiben geschmiedet sind, infolge der Seigerungserscheinungen an schädlichen Bestandteilen reicher, also weniger zuverlässig ist als das Material des äußeren Umfanges. Es kann deshalb nicht genügend gewarnt werden vor der Verallgemeinerung solcher Normungsvorschläge, die nur unter Voraussetzung bestimmter Abmessungen Geltung haben, welche letztere, wenn auch nur latent, in der Angabe des betreffenden Industriezweiges enthalten sind, worauf genau zu achten ist. Eine richtige Stahlnormung ohne Berücksichtigung der Querschnittsgröße wird also gleichbedeutend unmöglich sein.

Was eine allgemeine Normung der legierten Stähle

anbelangt, so dürfte sie heute noch verfrüht sein, jedenfalls würde zweckmäßig die Normung des unlegierten Materials vorangehen, wie auch von anderer Seite bereits erkannt ist.

Zur größten Voricht insbesondere bei der Normung der legierten Stähle mahnt endlich folgende Überlegung. Wir kennen heute noch kaum die Gesetze, nach denen die verschiedenen Faktoren auf die Stahleigenschaften einwirken. Nur eine Anzahl empirischer Beobachtungen leiten uns in dieser Hinsicht, so daß wir heute keineswegs wissen, ob die verschiedenen Stahlegierungen das Günstigste darstellen, was zu erreichen ist. Es steht daher zu befürchten, daß der Konstrukteur mit den genormten Stählen vorlieb nähme und keinen Gebrauch machte von solchen Stahlorten, die dem besonderen Verwendungszweck angepaßt sind.

3. Zusammenarbeit zwischen Konstrukteur und Metallurgen. Die volle Ausnutzung der Eigenschaften des Stahlmaterials wird nur dann möglich sein, wenn bereits beim Entwurf der Konstruktionsteile darauf Rücksicht genommen wird, daß Erschwerungen der Fabrikation möglichst vermieden werden. Nun wird in den seltensten Fällen der Konstrukteur über die erforderlichen Erfahrungen verfügen, die selbst der Metallurge erst nach jahrelanger Betriebstätigkeit erwirbt.

Anzutreten wäre deshalb folgendes Verfahren: Sobald ein Konstruktionsteil im allgemeinen festliegt, ohne aber bis in die Einzelheiten durchkonstruiert zu sein, müßte bereits der Metallurge zur Beratung hinzugezogen werden. Diefem müßte Art und Größe der Beanspruchungen mitgeteilt werden, worauf er zu entscheiden hätte, welches das geeignetste Material und welche die zweckmäßigste Herstellungsmethode ist. Ist über diese eine Einigung herbeigeführt, dann hätte er darauf hinzuweisen, welche besonderen Rücksichten bei der Einzelkonstruktion wegen der Eigentümlichkeiten des Materials und des Herstellungsverfahrens zu nehmen sind.



VERLAG: FRIED. KRUPP AKTIENGESellschaft/ESSEN

Verantwortlicher Schriftleiter: Dipl.-Ing. K. F. Steinweg, Essen. Druck: Graphische Anstalt der Fried. Krupp Aktiengesellschaft, Essen.

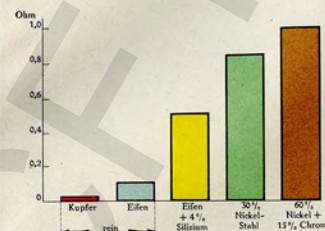


Abb. 22. Spezifischer elektrischer Widerstand bei 18° C.

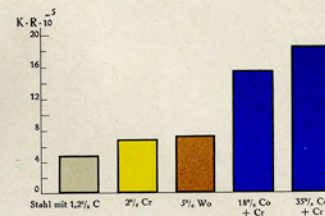


Abb. 23. Permanenter Magnetismus.

Abb. 22 und 23.  
Phyikalische Eigenschaften.

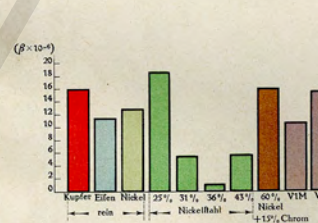


Abb. 24.  
Phyikalische Eigenschaften:  
Linearer Wärmeausdehnungskoeffizient  
zwischen 0 und 100° C.

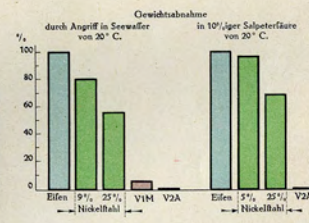
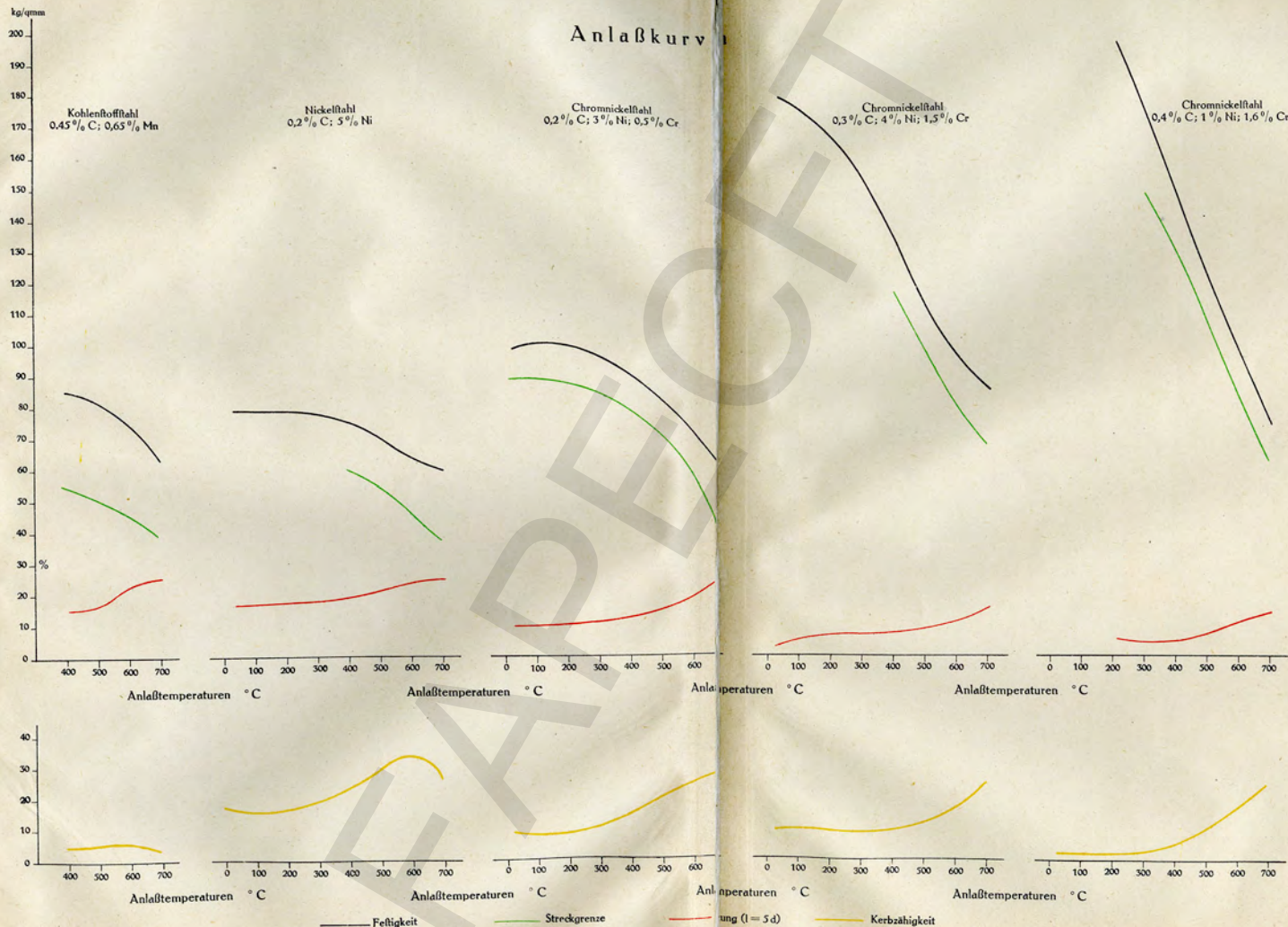


Abb. 25.  
Chemische Eigenschaften:  
Korrosionswiderstand.

# Anlaßkurven



FADECF