

**C. Bach und R. Baumann**  
**Festigkeitseigenschaften**  
**und Gefügebilder der**  
**Konstruktionsmaterialien**

**C. Bach und R. Baumann**  
**Festigkeitseigenschaften und Gefügebilder**  
**der Konstruktionsmaterialien**

**Festigkeitseigenschaften**  
und  
**Gefügebilder**  
der  
**Konstruktionsmaterialien.**

Von

**Dr.-Ing. C. Bach und R. Baumann,**  
Professoren an der Königl. Technischen Hochschule Stuttgart.

Mit 710 Figuren.



Springer-Verlag Berlin Heidelberg GmbH

1915

Alle Rechte, insbesondere das der Über-  
setzung in fremde Sprachen, vorbehalten.  
Copyright 1915 by Springer-Verlag Berlin Heidelberg  
Ursprünglich erschienen bei Julius Springer, Berlin 1915  
Softcover reprint of the hardcover 1st edition 1915  
ISBN 978-3-662-23700-7      ISBN 978-3-662-25789-0 (eBook)  
DOI 10.1007/978-3-662-25789-0

## V o r w o r t.

Der mitten in der ausführenden Technik stehende Ingenieur empfindet in fortgesetzt steigendem Maße das Bedürfnis, sich möglichst rasch über das Tatsachenmaterial zu unterrichten, das auf dem Gebiet der Elastizität und Festigkeit der Konstruktionsmaterialien vorhanden ist und als ausreichend zuverlässig gelten kann. In den Darlegungen eines Lehrbuches der Elastizität und Festigkeit ist dieses Material naturgemäß nur zu einem kleinen Bruchteil vorhanden und hier meist auch nicht derart angeordnet, wie es die rasche Befriedigung des erwähnten Bedürfnisses erfordert. Diese Sachlage veranlaßte zur Herausgabe der vorliegenden Zusammenstellung, die den bezeichneten Stoff unter ausgiebiger Verwendung von Gefügebildern nebst den dazugehörigen Erläuterungen in gedrängter und übersichtlicher Form enthält, soweit er in der Materialprüfungsanstalt Stuttgart in den reichlich drei Jahrzehnten ihres Bestehens gewonnen worden ist.

Dem Charakter der Zusammenstellung entsprechend erschien es angezeigt, alles das, was als Allgemeingut gelten kann, als bekannt vorauszusetzen, auch auf Literatur nur insoweit zu verweisen, als geboten war, um dem Leser zu ermöglichen, weitergehende Darlegungen in bezug auf das angeführte Versuchsmaterial nachzuschlagen.

Die Arbeit, die zu Anfang des Jahres 1914 begonnen worden war, beansprucht, im Sinne des eingangs Bemerkten, nur ein Beitrag zu sein, über dessen Wert die Fachgenossen zu urteilen haben werden; mir erschien das Material ausreichend wertvoll, der Öffentlichkeit bekannt gegeben zu werden und es nicht in den Prüfungsakten vergraben liegen zu lassen. Die Zusammenstellung kann unter diesen Umständen keine vollständige sein; ebenso haften ihr Unvollkommenheiten an. Jede unmittelbare Mitteilung, die geeignet ist, Mängel zu beseitigen, wird deshalb mit Dank entgegengenommen werden.

Bei meiner großen Inanspruchnahme durch andere Tätigkeit hatte Herr Professor R. Baumann die Hauptarbeit zu leisten, die ihm übrigens als Vertreter der Metallographie auch sachlich zufiel.

Die Natur der Aufgabe brachte es mit sich, daß früher schon Veröffentlichtes heranzuziehen war.

Stuttgart, im Oktober 1914.

C. Bach.

# Inhaltsverzeichnis.

	Seite
Vorwort . . . . .	III
<b>Einleitung.</b>	
Versuche, die bei der mechanischen Prüfung durchgeführt zu werden pflegen . . . . .	1
<b>Prüfungsergebnisse.</b>	
I. Flußeisen, Flußstahl . . . . .	3
A. Material der im Handel üblichen Beschaffenheit . . . . .	3
B. Material mit Fehlern, die von der Herstellung herrühren . . . . .	18
C. Verschieden behandeltes Material . . . . .	26
a) Formänderung . . . . .	26
b) Ausglühen, Überhitzen, Verbrennen . . . . .	36
c) Härten und Anlassen, Vergüten . . . . .	42
d) Einsetzen . . . . .	54
D. Schweißungen . . . . .	62
II. Werkzeugstahl . . . . .	68
III. Sonderstahl . . . . .	72
IV. Stahlguß . . . . .	88
V. Temperguß, Temperstahlguß . . . . .	94
VI. Schweißeisen . . . . .	100
VII. Gußeisen, Hartguß . . . . .	102
VIII. Kupfer . . . . .	108
IX. Kupferlegierungen . . . . .	114
X. Aluminium, Aluminiumguß . . . . .	124
XI. Sonstige Metalle und Legierungen . . . . .	129
a) Weißmetall (Packungsmetall und Lagermetall) . . . . .	129
b) Blei, Hartblei . . . . .	132
c) Zink . . . . .	132
d) Nickelguß, Nickel, Nickelbronze . . . . .	133
e) Silberlot . . . . .	133
f) Platinlegierungen . . . . .	133
g) Drahtseile . . . . .	133
XII. Nichtmetalle . . . . .	134
a) Leder, Rohhaut . . . . .	134
b) Vulkanfiber . . . . .	135
c) Hartgummi . . . . .	136
d) Weichgummi . . . . .	136
e) Holz . . . . .	136
f) Holzrohre . . . . .	142
g) Beton, Steine . . . . .	142
<b>Anhang.</b>	
I. Einiges über die Vorbereitung von Probestücken zur metallographischen Untersuchung . . . . .	146
II. Gefügebestandteile bei Eisen und Stahl . . . . .	148
III. Buchstabenbezeichnungen . . . . .	150

## Einleitung.

Versuche, die bei der mechanischen Prüfung durchgeführt zu werden pflegen.

### I. Zugversuch bei gewöhnlicher und bei höherer Temperatur.

- a) Ermittlung des Dehnungskoeffizienten  $\alpha$ , des reziproken Wertes des Elastizitätsmodul  $E^1$ ), vgl. S. 3 und 4.
- b) Ermittlung der Proportionalitätsgrenze<sup>1)</sup>  $\sigma_p$  kg/qcm der federnden oder der gesamten Dehnungen, vgl. S. 3 und 4.
- c) Ermittlung der Elastizitätsgrenze<sup>2)</sup>  $\sigma_e$  kg/qcm; Begriff unsicher; als Kennzeichen wird nach heutigem Stande seitens der Industrie in der Mehrzahl der Fälle eine bleibende Dehnung von 0,03 % (Fried. Krupp, A.-G.) angesehen.
- d) Ermittlung der Streckgrenze<sup>3)</sup>  $\sigma_s$  kg/qcm; Begriff nur ausreichend sicher bei Material mit ausgeprägter Streckgrenze wie z. B. Flußeisen: Sinken der Wage, Auftreten von Streckfiguren, s. S. 8. Bei anderen Metallen wird als Kennzeichen angesehen eine bleibende Dehnung von 0,2 % (Kriegsmarine, Eisenbahnverwaltungen) oder 0,3 % (Fried. Krupp, A.-G.) oder 0,5 % (Internationaler Verband für die Materialprüfungen der Technik). Die Streckgrenze wird nicht selten mit der Elastizitätsgrenze verwechselt oder auch — fälschlich — Elastizitätsgrenze genannt. Vgl. auch die Bemerkungen zu Fig. 5, S. 4.
- e) Ermittlung der Zugfestigkeit<sup>3)</sup>  $K_z$  kg/qcm.
- f) Ermittlung des Arbeitsvermögens<sup>3)</sup>  $A$  mkg/ccm (in Fig. 5 durch Stricheln hervorgehobene Fläche der Dehnungslinie bis zur Höchstlast), wird als ein Maß der Zähigkeit angesehen.
- g) Ermittlung der Bruchdehnung<sup>4)</sup>  $\varphi$  %; gilt als Maß der Zähigkeit; Meßlänge  $l=11,3\sqrt{l}$ , vgl. S. 4, Fußbemerkung 4 sowie S. 151, Fußbemerkung.
- h) Ermittlung der Querschnittsverminderung<sup>3)</sup>  $\psi$  %; ist als Zähigkeitsmaß mehr als berechtigt außer Gebrauch gekommen.

### II. Druckversuch<sup>5)</sup> bei gewöhnlicher und bei höherer Temperatur.

Ermittlungen a) bis d) wie unter I. Zu unterscheiden sind die Würfel- festigkeit, ermittelt an Würfeln, und die Säulenfestigkeit, bestimmt an Prismen von größerer Höhe<sup>6)</sup>. Letztere ist um etwa  $\frac{1}{3}$  kleiner als die erstere.

<sup>1)</sup> Näheres s. z. B. C. Bach, Elastizität und Festigkeit, §§ 2 und 8.

<sup>2)</sup> " " " " " " " " § 4.

<sup>3)</sup> " " " " " " " " §§ 3, 9, 10.

<sup>4)</sup> " " " " " " " " § 8.

<sup>5)</sup> " " " " " " " " §§ 11 bis 15; Knickung §§ 23 bis 26.

<sup>6)</sup> " " " " " " " " § 13, wo auch der Einfluß nur teilweiser

Belastung der Druckflächen auf die berechnete Druckfestigkeit behandelt ist, sowie Zeitschrift des Vereines deutscher Ingenieure 1913, S. 1969f. und Deutsche Bauzeitung, Mitt. über Zement, Beton- und Eisenbetonbau, 1914, S. 33f.

Meist pflegt die Würzelfestigkeit angegeben zu werden. Vgl. auch das S. 6 Bemerkte sowie S. 12, 132, 137, bei zähem Material tritt  $\sigma_s$  (Quetschgrenze) an die Stelle von  $K$ .

**III. Biegungsversuch<sup>1)</sup>** bei gewöhnlicher und bei höherer Temperatur.

Ermittlung a) bis d) wie unter I. Bestimmung der Biegefestigkeit  $K_b$ , nur bei sprödem Material möglich, vgl. die Bemerkungen zu Fig. 4, S. 4 sowie S. 104. Ermittlung der Durchbiegung und des Biegungswinkels bis zum Bruch als Maß der Zähigkeit. Technologische Biegeproben im Einlieferungszustand, bei 200<sup>o</sup>C, bei Rotglut, nach vorausgegangener Härtung usf.

**IV. Drehungsversuche.<sup>2)</sup>** a) Ermittlung des Schubkoeffizienten  $\beta$ , der sich meist zu etwa 2,5  $\alpha$  bis 2,7  $\alpha$  ergibt.

Ermittlungen b) bis d) wie unter I.

e) Bei Ermittlung der Drehungsfestigkeit ist der Abweichung der Dehnungslinie von der Geraden Rechnung zu tragen, vgl. die Bemerkungen zu Fig. 6.

f) Bei Ermittlung des Arbeitsvermögens  $A_d$  ist dem Umstand Beachtung zu schenken, daß eine örtliche Einschnürung nicht eintritt, vgl. S. 5, Fig. 6.

g) Ermittlung der Anzahl der Verdrehungen bis zum Bruch auf eine bestimmte Länge.

**V. Schlagversuche, Kerbschlagprobe** (vgl. S. 14 und 16).

**VI. Kugeldruckprobe** (nach Brinell) als Härteprüfung, vgl. S. 29, Fußbemerkung 1.

---

<sup>1)</sup> Näheres s. z. B. C. Bach, Elastizität und Festigkeit, § 22.

<sup>2)</sup> " " " " " " " " § 32.



# Prüfungsergebnisse.

## I. Flußeisen, Flußstahl.

### A. Material der im Handel üblichen Beschaffenheit.

Das im Maschinenbau zur Verwendung gelangende Flußeisen soll in der Regel keine geringere Zugfestigkeit als 3400 kg/qcm besitzen.

Material mit  $K_z \geq 5000$  kg/qcm (im ausgeglühten Zustand) ist nach den Vereinbarungen des Deutschen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik als Stahl zu bezeichnen.

Im Handel pflegt das Flußeisen in „Härte“-Klassen eingeteilt und nach Nummern bezeichnet zu werden. Da durch die Bezeichnung „hart“ der Eindruck ungenügender Zähigkeit wachgerufen werden kann, was nicht beabsichtigt ist, sind im folgenden nur die Nummern angeführt. Es pflegt zu besitzen

Flußeisen I	$K_z = 3400$ bis 4200,	im Durchschnitt	3800 kg/qcm,
„ III	$K_z = 4500$ „ 5500, „	„	5000 „
„ V	$K_z = 6000$ „ 7500, „	„	6500 „

„Maschinenstahl“ hat meist ähnliche Eigenschaften wie das „Flußeisen III“.

Spezifisches Gewicht:  $\gamma$  durchschnittlich je = 7,85.

Ausdehnung durch die Wärme:  $\alpha_w = 1:80000$ , genauer:

Flußeisen I:

$$\alpha_w = 0,000011475 + 0,000000053 t \quad (t = 0 \text{ bis } 500^\circ \text{ C, Dittenberger 1902})^1),$$

$$\alpha_w = 0,00001154 + 0,000000067 t \quad (t = 20 \text{ bis } 400^\circ \text{ C, Stribeck 1911})^2),$$

Flußeisen V:

$$\alpha_w = 0,000011181 + 0,0000000526 t \quad (t = 0 \text{ bis } 500^\circ \text{ C, nach Dittenberger 1902})^1).$$

### Flußeisen I.

Figur 1 und 2, gewonnen aus Zugversuchen. Zugversuche mit zwei verschiedenen Stäben aus Flußeisen I. Trennung der gesamten und der bleibenden Dehnungen, deren Unterschied die Federung darstellt, durch wiederholten Belastungswechsel<sup>3)</sup>. Näheres s. C. Bach, Elastizität und Festigkeit, insbesondere § 4 und § 8. Der Dehnungskoeffizient  $\alpha$  oder sein reziproker Wert, der Elastizitätsmodul  $E$ , sollte, sofern nicht besondere Gründe vorliegen, stets aus der Federung berechnet werden, was auch heute noch häufig übersehen wird, weshalb das folgende Beispiel angeführt werde. Nach Figur 1 ist auf der Spannungsstufe

<sup>1)</sup> Näheres s. Zeitschrift des Vereines deutscher Ingenieure 1902, S. 1536 oder Mitteilungen über Forschungsarbeiten Heft 9.

<sup>2)</sup> C. Bach, Die Maschinenelemente, XI. Aufl., S. 125.

<sup>3)</sup> Erste Mitteilung Z. Ver. deutsch. Ing. 1884, S. 740 f. In die Figuren sind jeweils die beobachteten Werte eingeschrieben, im vorliegenden Fall die Größe der gesamten und der bleibenden Verlängerungen. Deren Unterschied, die Federung, ist durch sie gegeben und ihr Wert daher nicht in die Figuren eingeschrieben. In diesen sind die federnden Formänderungen mit voller Linie, die bleibenden gestrichelt, die gesamten strichpunktirt gezeichnet.

506/2025 kg/qcm die gesamte Verlängerung auf  $l=10$  cm 11,32, die bleibende 4,12, somit die federnde  $11,32 - 4,12 = 7,20 \frac{1}{1000}$  cm. Somit

$$\alpha_{fed} = \frac{7,20}{(2025 - 506) 1000 \cdot 10} = \frac{1}{2110000};$$

$$\alpha_{ges} = \frac{11,32}{(2025 - 506) 1000 \cdot 10} = \frac{1}{1340000}.$$

Der durch letztere Rechnung (gesamte Verlängerungen statt der Federung zur Ermittlung des Dehnungskoeffizienten) begangene Fehler beträgt  $100 \cdot (11,32 - 7,2) : 7,2 = 57\%$ ! In der Regel wird der Fehler allerdings weit geringer ausfallen, bei dem gemäß Figur 2 geprüften Material z. B. auf der obersten Stufe nur betragen  $100 \cdot [11,90 - (11,90 - 0,63)] : (11,90 - 0,63) = 5,6\%$ , was immer noch reichlich viel erscheint, wenn bedacht wird, daß von den Prüfungsmaschinen eine Genauigkeit von  $\pm 1\%$  verlangt zu werden pflegt.

Der Dehnungskoeffizient liegt bei Flußeisen I meist zwischen  $= \frac{1}{2050000}$  und etwa  $\frac{1}{2180000}$ . Über den Einfluß der Behandlung vgl. S. 50 f.

**Figur 3.** Abhängigkeit des Dehnungskoeffizienten (gewonnen aus Biegeversuchen) von der Temperatur; Einfluß erheblich von etwa  $400^\circ\text{C}$  an.

**Figur 4.** Abhängigkeit der Größe der bleibenden Formänderung (gewonnen aus Biegeversuchen — jeder Linienzug entspricht einer bestimmten größten Biegebeanspruchung  $k_b$ , berechnet aus den üblichen Gleichungen<sup>1)</sup> —) von der Temperatur; bei  $100$  und  $200^\circ\text{C}$  ist die Durchbiegung geringer als bei  $20^\circ\text{C}$ . Über die Gründe, weshalb Biegeversuche angestellt worden sind und nicht Zugversuche, vgl. C. Bach, Die Maschinenelemente, XI. Aufl., S. 94 sowie das in Fußbem. 2 S. 6 zuletzt genannte Buch, S. 69.

**Figur 5.** Dehnungslinie bis zum Bruch, erlangt bei einem Zugversuch. Obere und untere Streckgrenze<sup>2)</sup>  $\sigma_{so}$  und  $\sigma_{su}$ . Länge  $x$  des Streckvorgangs als Maß der Zähigkeit<sup>3)</sup>.  $\overline{ED} = K_z = \text{Zugfestigkeit}$ .  $\overline{AG} = \varphi\%$  = Bruchdehnung<sup>4)</sup>. Fläche  $ABCDE = \text{Arbeitsvermögen } A \text{ in mkg/ccm}$ . Abfall der Linie bei  $D - F$  als Kennzeichen der Querschnittsverminderung  $\psi$ . Durchschnittliche Werte<sup>5)</sup>:

$$\sigma_{so} = 2000 \text{ bis } 3000 \text{ kg/qcm}; \quad K_z = 3400 \text{ bis } 4200 \text{ kg/qcm};$$

$$\varphi = 20 \text{ bis } 35\%; \quad \psi = 50 \text{ bis } 60\%; \quad A = 7 \text{ bis } 10 \text{ mkg/ccm}.$$

Über den Einfluß der Walzrichtung vgl. Bemerkung zu Figur 54, S. 16.

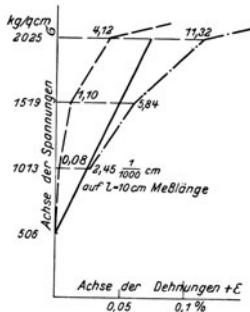
**Figur 6.** Schaulinie, erhalten aus einem Drehungsversuch bis zum Bruch. Ausgeprägte Streckgrenze. Kein Absinken vor dem Bruch (vgl. damit Fig. 5). Arbeitsvermögen  $A_d = 44$  mkg/ccm, also etwa viermal so groß wie beim Zugversuch; bei letzterem wird das volle Formänderungsvermögen nur an der eingeschnürten Stelle ausgenutzt. Mit Rücksicht auf die weitgehende bleibende Formänderung können auch hier die üblichen Formeln zur Spannungsberechnung höchstens bis zur Streckgrenze angewendet werden<sup>6)</sup>. Der Schubkoeffizient  $\beta$  beträgt  $1:800000$  bis  $1:850000$ .

<sup>1)</sup> Letzteres ist nur zulässig, so lange zwischen Dehnungen und Spannungen mit Annäherung Proportionalität besteht. Bei Flußeisen ist dies z. B. jenseits der Streckgrenze nicht mehr der Fall. Näheres s. C. Bach, Elastizität und Festigkeit, § 22.

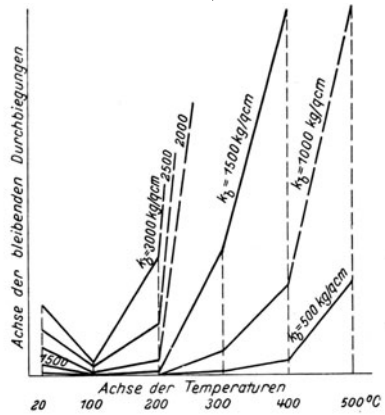
<sup>2)</sup> Näheres Z. Ver. deutsch. Ing. 1904, S. 1040 f.; 1905, S. 615 f. Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 29. Der Abfall bei  $B$  erscheint dem „Ferrit“ (s. S. 16) fast ausschließlich eigentümlich.

<sup>3)</sup> Z. Ver. deutsch. Ing. 1905, S. 778 f. Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 29.

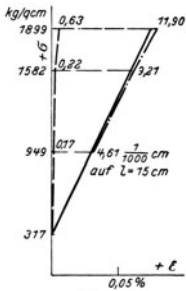
<sup>4)</sup> Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 29. S. a. C. Bach, Elastizität und Festigkeit § 3 und § 8; Maschinenelemente, XI. Aufl., S. 7. Wird die Meßlänge bei gleichem Stabquerschnitt kleiner gewählt, so wächst die prozentuale Bruchdehnung infolge der Einschnürung und starken Streckung an der Bruchstelle. Über Umrechnung auf verschiedene Meßlängen vgl. die vorstehend angeführten Stellen, sowie S. 151. Erfolgt der Bruch nicht in dem mittleren Teil des Stabes, so ergibt die Länge der Deh-



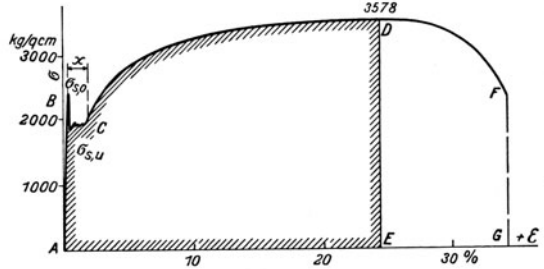
Figur 1.



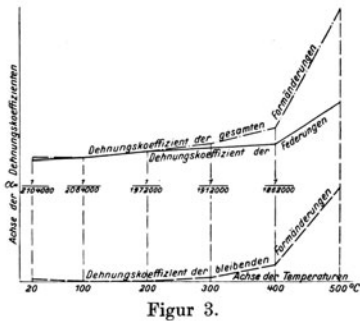
Figur 4.



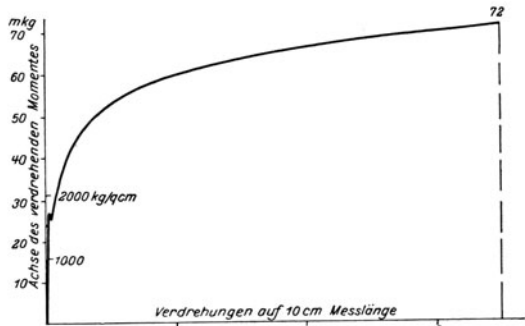
Figur 2.



Figur 5.



Figur 3.



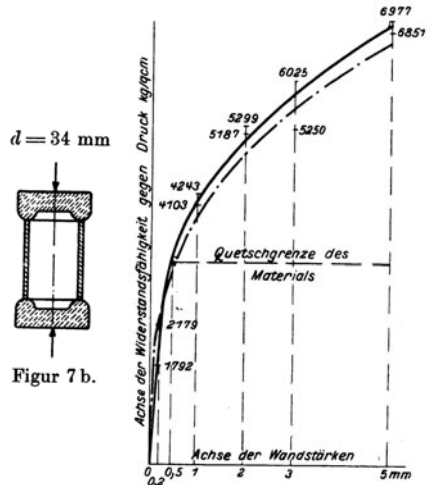
Figur 6.

nungslinie einen etwas kleineren Wert für die Bruchdehnung als die Ausmessung des Stabes, bei der die einseitige Lage des Bruches Berücksichtigung findet. Hierüber vgl. C. Bach, Elastizität und Festigkeit § 8, VI. Aufl., S. 116. Hat der Stab mehrere Einschnürungen, was namentlich bei sehr zähem Material vorkommt, so kann sich aus der Dehnungslinie ein zu großer Wert für die Bruchdehnung ergeben. Dies ist bei den folgenden Figuren im Auge zu behalten. Die eingeschriebenen Zahlen sind durch Messung an den zerrissenen Probestäben erlangt worden. Die Maßstäbe sind in allen Figuren derselben Art gleich, die Abbildungen sind daher untereinander vergleichbar.

<sup>b)</sup> Über den Einfluß der Dicke, auf die das Material gewalzt wird, vgl. S. 27 und 92, über den der Zerreißgeschwindigkeit S. 74, 88 und 132.

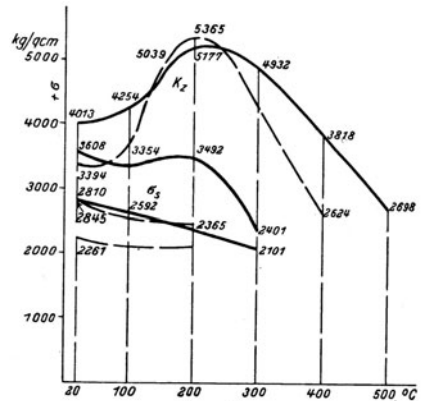
<sup>c)</sup> C. Bach, Elastizität und Festigkeit, VI. Aufl., S. 302.

**Figur 7.** Widerstandsfähigkeit von Hohlzylindern<sup>1)</sup> verschiedener Wandstärke  $s$  und gleichem mittlerem Durchmesser  $d$  bei Druckbeanspruchung gemäß Figur 7 b. Formänderung vgl. Figur 43. Die strichpunktiierte Kurve in Figur 7 a entspricht der Gleichung  $K = 4\sigma_s \sqrt[3]{s:d}$ , sofern  $\sigma_s =$  Spannung an der Quetschgrenze. Die Widerstandsfähigkeit (in kg/qcm) hängt von der Wandstärke ab, die Materialfestigkeit kann bei dünnen Rohren nicht ausgenutzt werden. Dies ist auch bei Biegebungsbeanspruchung von Bedeutung.



Figur 7 a.

**Figur 8.** Abhängigkeit der oberen und unteren Streckgrenze  $\sigma_s$  und Zugfestigkeit  $K_z$  von der Temperatur<sup>2)</sup> (gewonnen aus Zugversuchen mit 2 Materialien). Abfallen der Streckgrenze, Verschwinden derselben bei 300 bis 400° C (vgl. Figur 11; mehrere Bleche aus Kesseln, die längere Zeit im Betrieb gestanden hatten, ließen Verschwinden der Streckgrenze von 200° C an erkennen) Ansteigen und Wiederabfallen der Zugfestigkeit, deren Höchstwert bei 200 bis 300° C gelegen ist.



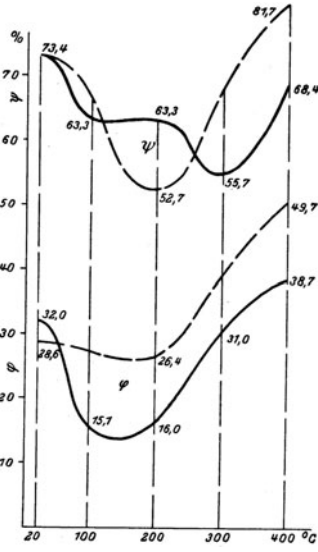
Figur 8.

**Figur 9.** Abhängigkeit der Bruchdehnung  $\varphi$  und Querschnittsverminderung  $\psi$  von der Temperatur<sup>2)</sup> (Zugversuche). Abfallen der Dehnung bei 100 bis 200° C. Empfindlichkeit des Materials in höheren Temperaturen (Blauwärme), insbesondere gegen scharfe Ecken usw.; vgl. auch S. 16, Figur 54, sowie S. 30. Flußeisen verliert in der Wärme nicht immer gleich viel an Dehnung; die für ein Kesselblech erlangten Werte sind gestrichelt in Figur 8 u. 9 eingezeichnet (Kesselblech „T“ in Figur 29 der in Fußbemerkung 2 zuletzt erwähnten Schrift).

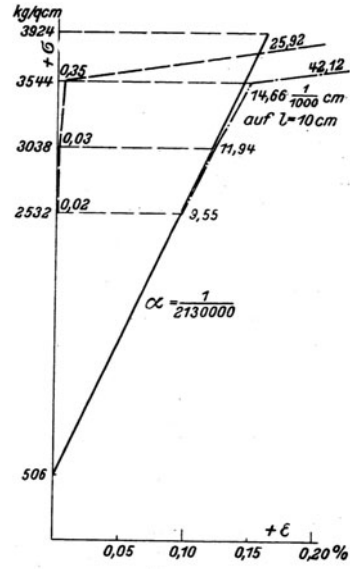
**Figur 10.** Abhängigkeit der bei der Kerbschlagprobe zum Bruch verbrauchten Arbeit von der Temperatur (kleine Stäbe, vgl. Bemerkungen zu Figur 49 bis 54, sowie Figur 8 und 9). Gestrichelte Darstellung bedeutet, daß die Stäbe nicht ganz gebrochen sind. Die Arbeit, die zum völligen Bruch erforderlich wäre, ist daher etwas größer als der beobachtete Wert. Meist ist der Unterschied jedoch gering. Abnahme des Schlagwiderstandes in der Kälte. Zunahme bis etwa 100° C, vgl. das zu Figur 54 Bemerkte sowie die geringere Formänderung, Figur 4. Oberhalb von 500° C nimmt die Dehnbarkeit des Materials rasch zu. Vgl. auch das zu Figur 53, 54, 224 Bemerkte.

**Figur 11.** Dehnungslinien bis zum Bruch bei verschiedenen Temperaturen (Zugversuche). Fehlen der ausgeprägten Streckgrenze von  $t = 400$ ° C an. Zittriger Verlauf bei 100 und 200° C (meist 80 bis 150° C). Über die Länge  $x$  vgl. das zu Figur 5 Bemerkte. Die Dehnungslinien wurden mit demselben Material erlangt, das die in Figur 8 und 9 voll gezeichneten Linienzüge ergeben hatte.

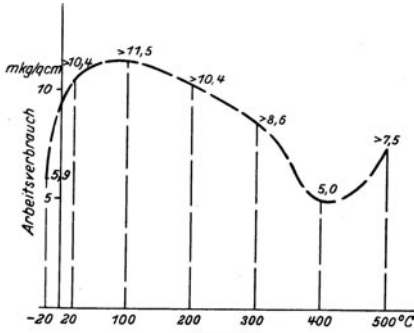
<sup>1)</sup> C. Bach, Elastizität und Festigkeit, VI. Aufl., S. 173 f.



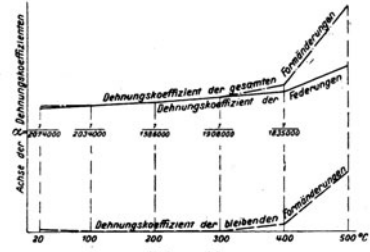
Figur 9.



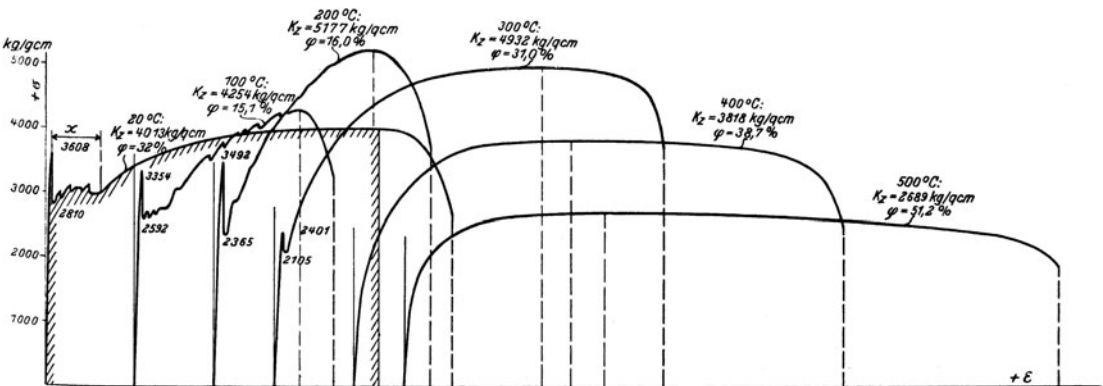
Figur 12.



Figur 10.



Figur 13.



Figur 11.

2) Vgl. Z. Ver. deutsch. Ing. 1904, S. 1300 f., 1342 f.; 1906, S. 1 f., 258 f., Mittel. über Forschungsarbeiten, Heft 33, sowie die Zusammenstellungsarbeit [R. Baumann, Die Festigkeitseigenschaften der Metalle in Wärme und Kälte 1907.

**Flußeisen III** vgl. S. 48, Figur 215f.  
**Flußeisen V** (Flußstahl).

**Figur 12**, Seite 7. Elastizitätsversuch mit einem Stab aus Flußeisen V (Zugversuch); im Durchschnitt ist  $\alpha = 1:2050000$  bis  $1:2200000$ . Vgl. Bemerkungen zu Figur 1 u. 2.

**Figur 13**, Seite 7. Abhängigkeit des Dehnungskoeffizienten, gewonnen aus Biegungsversuchen, von der Temperatur. Einfluß erheblich von etwa  $400^\circ\text{C}$  an. Vgl. Bemerkung zu Figur 1 und 4.

**Figur 14**. Bleibende Formänderungen, gewonnen aus Biegungsversuchen; vgl. die Bemerkungen zu Figur 4. Die bleibenden Durchbiegungen sind bei gleicher Spannung entschieden kleiner als bei Flußeisen I.

**Figur 15**. Abhängigkeit der oberen und unteren Streckgrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Querschnittsverminderung von der Temperatur (Zugversuche). Vgl. das zu Figur 8 und 9 Angeführte.<sup>1)</sup>

**Figur 16**. Dehnungslinien bis zum Bruch bei verschiedener Temperatur (Zugversuche); vgl. Figur 15 und 11.

**Figur 17**. Abhängigkeit der zum Bruch verbrauchten Arbeit bei Kerbschlagproben von der Temperatur (kleine Stäbe, vgl. das zu Figur 10 und 49 bis 54 Bemerkte, sowie Figur 15f.).

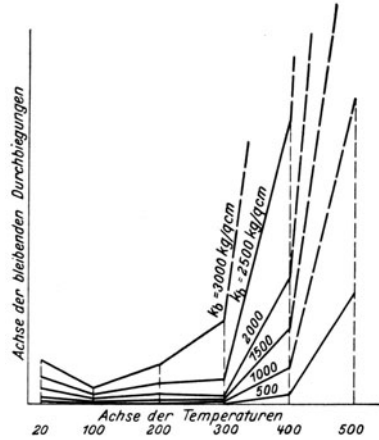
**Figur 18**. Schaulinie, erhalten aus einem Drehungsversuch bis zum Bruch. Vgl. die Bemerkungen zu Figur 6.  $A_a = \text{rd. } 25 \text{ mkg/cm}$  gegenüber  $A = 7$  bis  $9 \text{ mkg/cm}$  beim Zugversuch.  $\beta = 1:835000$ .

**Streckfiguren.**

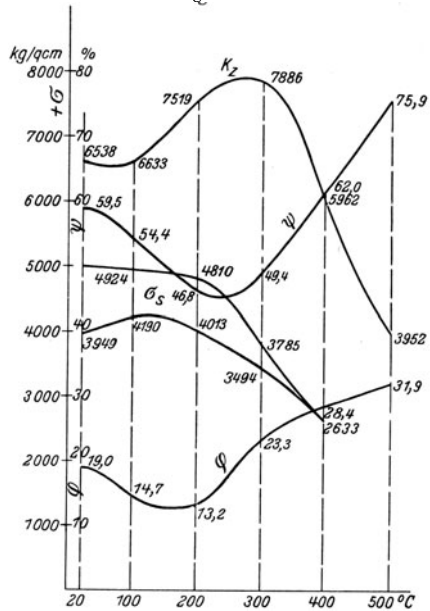
**Figur 19**. Flachstab, bis zur Streckgrenze auf Zug beansprucht. Auf der polierten Oberfläche treten unter etwa  $45^\circ$  zur Stabachse geneigte parallele Linien auf, längs denen das Fließen beginnt. Der Stabteil  $a-a-a$  hat sich noch nicht gestreckt. Am unteren Stabende zeigt sich ein zweites, um  $90^\circ$  verdrehtes System von Streckfiguren.

**Figur 20**. Gezogener Flachstab mit Walzhaut, die längs der Fließlinien abgesprungen ist (vgl. das zu Figur 19 Bemerkte).

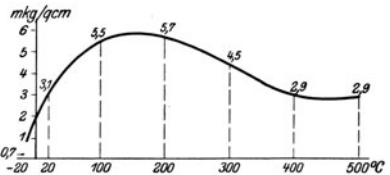
**Figur 21**. Rundstab auf Zug beansprucht. Streckfiguren durch Abschmirmgen kenntlich



Figur 14.



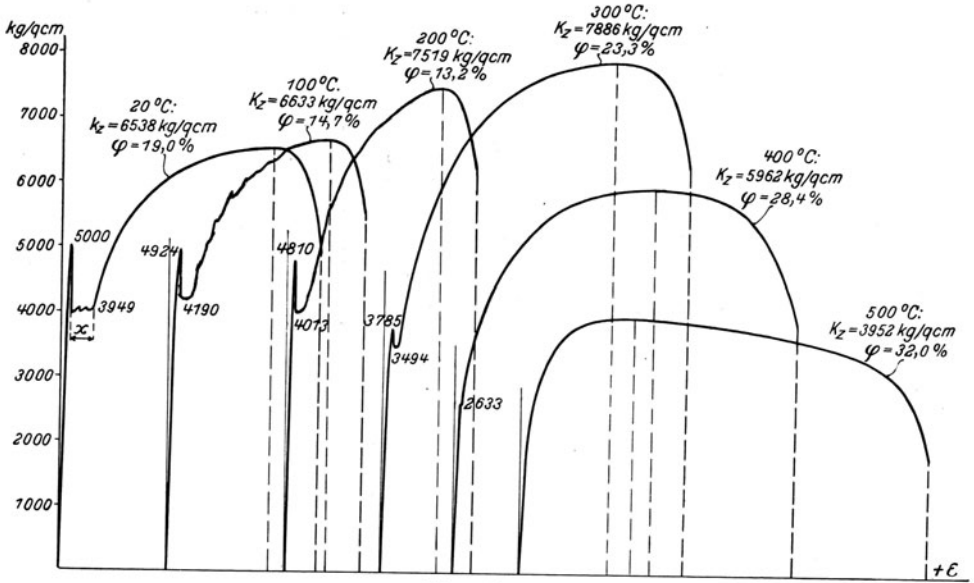
Figur 15.



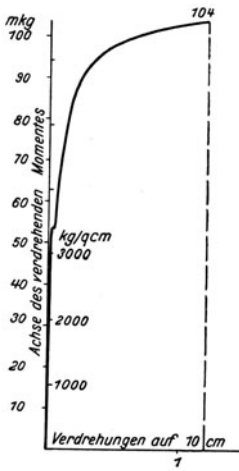
Figur 17.

gemacht (vgl. das zu Figur 19 Bemerkte).

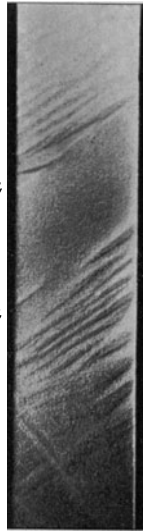
<sup>1)</sup> Bei Material ähnlicher Art und Behandlung ist die Bruchdehnung kleiner, wenn die Zugfestigkeit höher liegt. Für Flußeisen kann bei  $20^\circ\text{C}$  für je  $100 \text{ kg/qcm}$  Zunahme  $K_z$  die Dehnung  $\varphi_{0,0}$  um etwa  $0,5$  kleiner gefunden werden.



Figur 16.



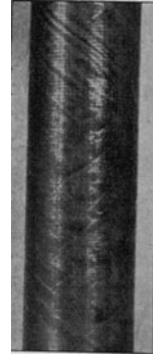
Figur 18.



Figur 19.  $V=1$ .



Figur 20.  $V=1$ .



Figur 21.  $V=1$ .

**Figur 22**, S. 11. Gebogener I-Träger (Auflager rechts und links, Belastung in der Mitte von oben her an 2 Stellen). Abspringen des Walz-Zunders nach Überschreiten der Streckgrenze und dadurch Kennzeichnung der Orte der höchsten Beanspruchung.

**Figur 23**. Spiralartige Streckfiguren im Blech um einen Nietkopf<sup>1)</sup>.

**Figur 24**. Spiralartige Streckfiguren auf der Innenfläche einer Nietverbindung, bei der die Niete aus Blei bestand, also Wärmespannungen nicht auftraten. An der in Figur 24 unten liegenden Stirnfläche treten Streckfiguren nicht auf.

**Figur 25**. Streckfiguren an den Stirnflächen der beiden Bleche, die zu einer Nietverbindung gehören, bei der die Niete warm eingezogen war (vgl. dagegen Figur 24). Die Streckfiguren gehen von den Innenflächen aus.

**Figur 26**. Spiralartige Streckfiguren um einen Kugeleindruck (Kugeldruckprobe, vgl. S. 29).

**Figur 27**. Eindruck, erzeugt durch eine Kegelspitze, die mit 5,2 kg belastet war. Auf der polierten Fläche ist durch die Quetschung das Gefüge hervorgetreten. Vergrößerung, immer mit  $V$  bezeichnet, = 150; die Maßpfeilstrecke läßt das Größenverhältnis erkennen.

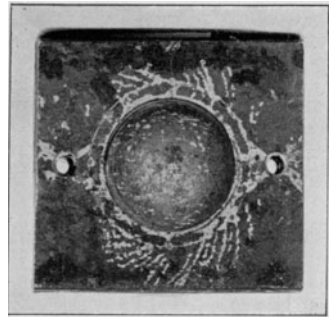
**Figur 28**. Staboberfläche nach Überschreiten der Streckgrenze durch Zugbeanspruchung. Zutagetreten der einzelnen Gefügekörner, vgl. die Gefügebilder Figur 55 f., S. 16.

### Zerrissene Stäbe. Flußeisen I.

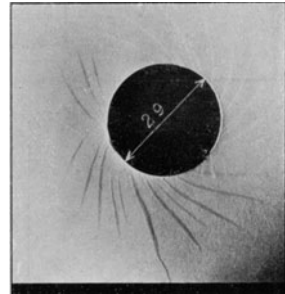
**Figur 29**. Zerrissener Rundstab. Einschnürung.

**Figur 30**. Zerrissener Flachstab; Einschnürung; Klaffen in der Mitte der Bruchstelle<sup>2)</sup>.

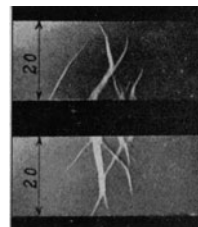
**Figur 31**. Übliche Form von zerrissenen Rundstäben. Kegelstumpfförmige Bruchflächen.



Figur 23.



Figur 24.

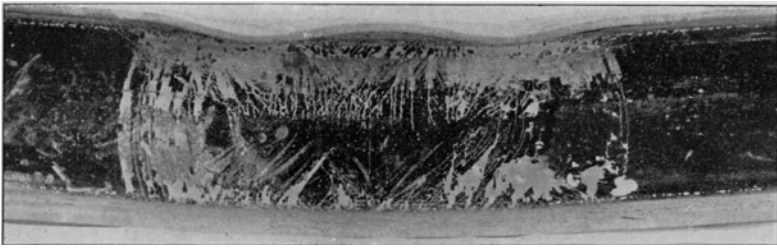


Figur 25.

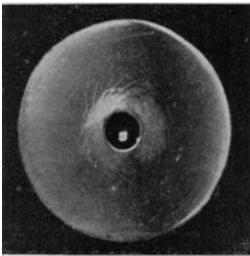
<sup>1)</sup> Z. Ver. deutsch. Ing. 1912, S. 1890 f.

<sup>2)</sup> Über den Einfluß der Stabform vgl. C. Bach, Elastizität und Festigkeit § 9. Über das Verhalten von Stäben mit Eindrehung, dasselbe Buch, § 9, sowie Z. Ver. deutsch. Ing. 1912, S. 1314 f.

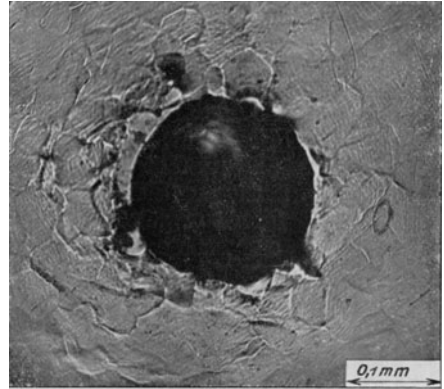




Figur 22.



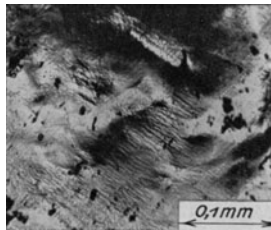
Figur 26.  $V = 1.$



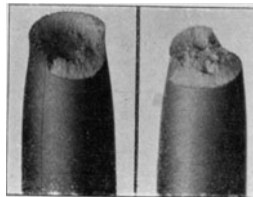
Figur 27.  $V = 150.$



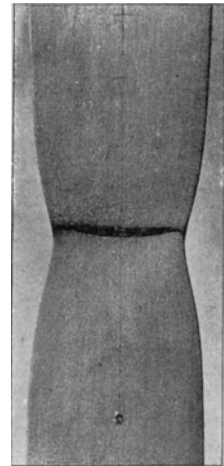
Figur 29.  $V = 3/4.$



Figur 28.  $V = 150.$



Figur 31.  $V = 3/4.$



Figur 30.  $V = 3/4.$

**Figur 32.** Zerrissene Rundstäbe; der Kegel hat sich ganz an der einen Stabhälfte ausgebildet, der Hohlkegel ganz an der andern, vgl. dagegen Figur 31.

**Figur 33.** Der Querschnitt des zwischen den beiden Kegelstümpfen, Figur 31, längs deren Oberflächen der Bruch erfolgte, stehengebliebenen Ringwulstes von dreieckförmigem Querschnitt ist deutlich zu erkennen.

**Figur 34 bis 36.** Bruchflächen mit unreinen Stellen, wie sie häufig in Handelseisen vorkommen. Näheres s. S. 18f.

**Figur 37.** Bei 300° C zerrissener Flachstab. Bruch erfolgte schräg zur Stabachse, was manchmal bei wenig zähem Material (ferner bei Bandstahl, gewalztem Aluminium usw.) zu beobachten ist. Sehr geringe Einschnürung („kurzer“ Bruch).

#### Zerrissene Stäbe. Flußeisen V (Flußstahl).

**Figur 38.** Zerrissener Stab. Geringe örtliche Einschnürung, kurzer Ansatz des Kegels, Material ausgeglüht. Je reiner das Material ist, desto glatter bleibt die Staboberfläche, desto feiner fällt das Bruchgefüge aus.

**Figur 39.** Zerrissener Stab aus demselben Material wie bei Figur 38, jedoch vergütet (vgl. S. 42f.); fräserartiger Bruch. Wenig aufgeraute (vgl. Figur 28), ziemlich glatte Staboberfläche; stärkere örtliche Einschnürung als bei Figur 38 (47,5 gegenüber 36,7%), trotz geringerer Bruchdehnung (7,5 gegenüber 18,9%) und höherer Zugfestigkeit (8815 gegenüber 6656 kg/qcm).

**Figur 40.** Stahlstäbe mit fräserartigem Bruch; vgl. Bemerkung zu Figur 39.

**Figur 41.** Bruchfläche mit großen Zähnen, deren Rücken sich als Risse in den nicht gebrochenen Stabteil fortpflanzen (Figur 41, links). Diese Erscheinung ist bei besonders gewalztem Material, auch bei Sonderstahl — z. B. 25% Nickelstahl — usw. zu beobachten.

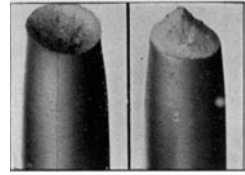
#### Weitere Probekörper. Flußeisen I.

**Figur 42.** Flußeisenzylinder, zusammengedrückt. Seitliches Ausweichen nach Überschreiten der Streck-, bzw. Quetschgrenze, wodurch die Widerstandsfähigkeit erschöpft ist. Kurze Zylinder nehmen faßartige Gestalt an. Wenig zähes Material reißt auf, ähnlich wie Figur 44 rechts (Rohrabschnitt) zeigt.

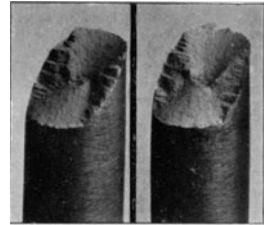
**Figur 43.** Gestauchte Rohrabschnitte. Wellenbildung, vgl. das zu Figur 7<sup>1)</sup> Bemerkte.

**Figur 44.** Gestauchte Rohrabschnitte, verzinkt. Die dicke, hier wenig gut haftende Feuerverzinkung blättert ab (links abgebildeter Probekörper), die dünne galvanische Verzinkung — rechts abgebildeter Zylinder — hält weitgehende Formänderung aus. Die Schweißnaht ist aufgeplatzt. (Zu dünner Zinkbelag erfährt durch Abstoßen usw. leicht Beschädigung.)

**Figur 45.** Durch Verdrehung gebrochener Stab<sup>2)</sup>, vgl. dagegen Figur 103, S. 25 sowie Figur 524, S. 105 und das zu Figur 6 Bemerkte.



Figur 32.  $V = \frac{3}{4}$ .



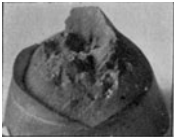
Figur 33.  $V = \frac{3}{4}$ .



Figur 34.  $V = 1$ .

<sup>1)</sup> Über Druckversuche mit Wellflammrohren s. Z. Ver. deutsch. Ing. 1904, S. 1227f.; 1905, S. 2062f. Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 29 und 33. Formeln zur Berechnung der Elastizität: Z. Ver. deutsch. Ing. 1910, S. 1675 f.; C. Bach, Die Maschinenelemente, XI. Aufl., S. 263.

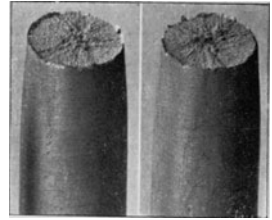
<sup>2)</sup> Drehungsversuche mit Schrauben: Z. Ver. deutsch. Ing. 1895, S. 854 f., 889 f.



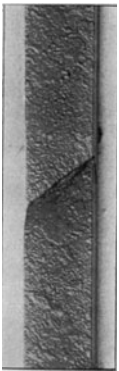
Figur 35.  $V=1$ .



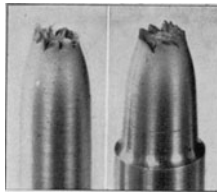
Figur 36.  $V=1$ .



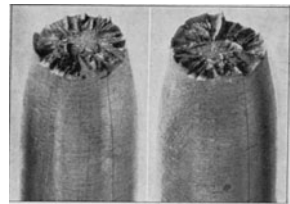
Figur 38.  $V=1$ .



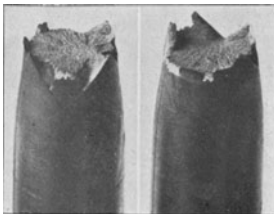
Figur 37.  $V=3/4$ .



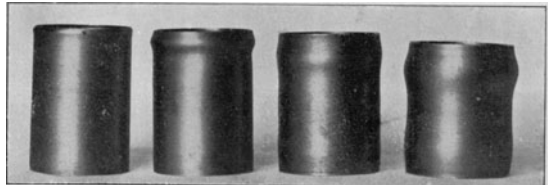
Figur 40.  $V=1$ .



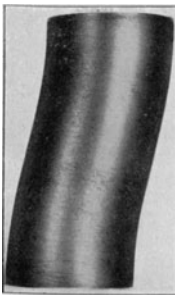
Figur 39.  $V=1$ .



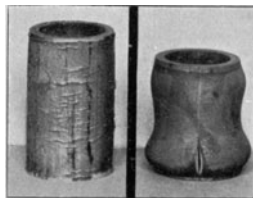
Figur 41.  $V=3/4$ .



Figur 43.  $V=1/2$ .



Figur 42.  $V=2/3$ .



Figur 44.  $V=1/2$ .



Figur 45.  $V=3/4$ .

**Figur 46.** Hartbiegeprobe, gebrochen. Dies ist namentlich auch häufig bei Kesselblech zu beobachten, dessen Zugfestigkeit der unteren zulässigen Grenze von 3400 kg/qcm nahe liegt<sup>1)</sup>.

**Figur 47.** Kaltbiegeprobe. Gutes Material zeigt auf der Außenseite keinen Anriß. Manchmal treten bei dicken Stäben nach dem Entlasten Anrisse bei  $a$  oder  $b$  ein.

**Figur 48.** Bruchfläche einer Stange aus gezogenem Material von  $K_z = \text{rd. } 4000 \text{ kg/qcm}$ . Ähnliches Aussehen zeigen auch die Bruchflächen von Hartbiegeproben bei sprödem Material.

### Kerbschlagproben.<sup>2)</sup>

**Figur 49.** Kerbschlagprobe, zähes Material. Einschnürung am oberen Bruchrand, gelenkartiger Bruchverlauf. („Vergüteter“ Stab, vgl. S. 42f.) Sehniges Aussehen der Bruchflächen.

**Figur 50.** Kerbschlagprobe, kennzeichnend für sprödes Material, körnige Bruchflächen. Auch der Biegungswinkel gibt einen gewissen Anhalt für die Zähigkeit. Vgl. das zu Figur 51 und 52 Bemerkte. Über den Einfluß der Behandlung s. S. 50.

**Figur 51.** Kerbschlagprobe an Material mit ausgesprochener Schichtenbildung. Hat diese Schichtenbildung mehrfache Ablenkung der Bruchrichtung zur Folge, wie im vorliegenden Fall, so wird der Arbeitsverbrauch zum Durchschlagen weit größer, obwohl das Material verunreinigt ist. Aus demselben Grunde kann auch Schweiß-eisen sowie Bronze von bestimmter Art große „Kerbzähigkeit“ ergeben (vgl. Figur 603, S. 119 sowie das S. 100 Bemerkte). Ebenso erweist sich gutes Schweiß-eisen als sehr widerstandsfähig gegen Belastungen, die ihre Richtung häufig wechseln.

Bei ausgeglühtem Flußeisen ist manchmal zu beobachten, daß schmale Stäbe großen Arbeitsverbrauch aufweisen, während breite Stäbe geringe Widerstandsfähigkeit zeigen. So fand sich z. B. für Stäbe von 30 mm Höhe<sup>3)</sup>

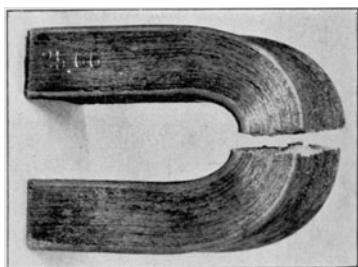
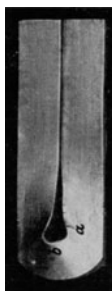
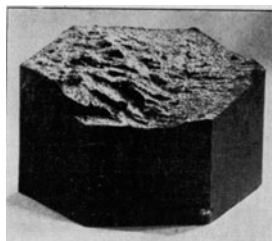
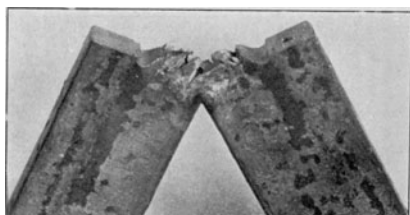
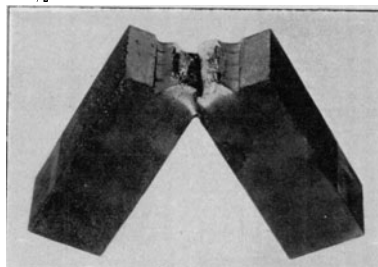
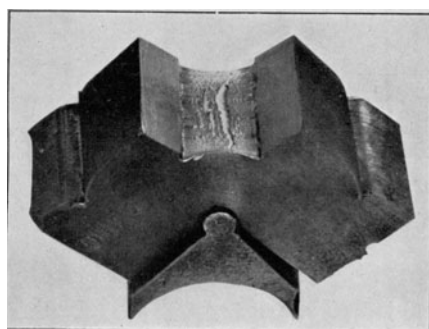
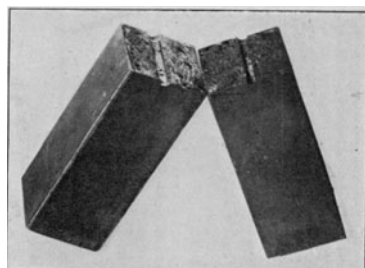
Stabbreite	5	10	20	25	30	40 mm
Material A	20,8	20,4	3,5	2,7	2,7	2,2 mkg/qcm
Material B	13,1	14,7	13,0	6,4	1,8	— mkg/qcm
„ B, vergütet	27,3	38,4	39,7	32,8	38,3	—

**Figur 52.** Derselbe Stab wie Figur 50, jedoch nicht durchgeschlagen, sondern langsam gebogen. Näheres, auch in bezug auf den Einfluß der Geschwindigkeit bei sprödem Material, siehe an der unter <sup>3)</sup> genannten Stelle.

Im folgenden sind in der Regel die Ergebnisse mit „kleinen“ Stäben angeführt. Diese haben 10 mm Höhe und Breite des Stabes, 5 mm Höhe des Bruchquerschnitts, 1,3 mm Durchmesser der Bohrung, 70 mm Auflagerentfernung (gegenüber 30, 15, 4, 120 mm bei den „großen“ Stäben, die der Vereinbarung des Deutschen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik entsprechen). Auch bei den kleinen Stäben nimmt die Kerbschlagarbeit mit der Stabbreite ab; sprungweise Veränderlichkeit, wie bei Figur 51 bemerkt, konnte jedoch nicht beobachtet werden.<sup>4)</sup>

<sup>1)</sup> Näheres siehe Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 135/136, sowie auszugsweise Z. Ver. deutsch. Ing. 1912, S. 1115 f. und Stahl und Eisen, 1913, S. 1554 f. „Härten“ erfolgte von dunkler Kirschrotglut in Wasser von 28° C, gemäß den Deutschen Materialvorschriften für Dampfkessel.

<sup>2)</sup> Bei der Kerbschlagprobe erfolgt Messung der zum Durchbrechen eines gekerbten Stabes erforderlichen Arbeitsmenge. Ihr Wert ist nicht unbestritten, doch wird zugegeben werden müssen, daß sie in gewisser Hinsicht Aufschluß über die Zähigkeit des Materials gewährt, namentlich insofern diese von der Behandlung beeinflußt wird. In manchen Fällen verhält sich Material, das sich im Betriebe nicht bewährt hat, bei der Kerbschlagprobe wenig zäh, während es beim Zugversuch nicht viel geringere Bruchdehnung usf. aufweist, als gutes Material. Die Kerbschlagprobe wird daher als wertvolle Ergänzung der früher üblichen mechanischen Prüfungen anzusehen sein (s. das zu Figur 54, S. 16, Figur 224, S. 50, Figur 633, S. 122 Bemerkte). Ihr Wesen erscheint gekennzeichnet dadurch, daß der Bruch beim Durchschlagen an der durch die Kerbe verschwächten Stelle eintreten, das Material also dort auf sehr beschränktem Gebiet sein ganzes Formänderungsvermögen äußern muß. Da die Ergebnisse durch zahlreiche, vom Material unabhängige Umstände beeinflußt werden,

Figur 46.  $V = \frac{2}{3}$ .Figur 47.  $V = \frac{1}{2}$ .Figur 48.  $V = \frac{3}{4}$ .Figur 51.  $V = \frac{2}{3}$ .Figur 49.  $V = \frac{1}{2}$ .Figur 52.  $V = \frac{2}{3}$ .Figur 50.  $V = \frac{1}{2}$ .

erscheint jedoch Vorsicht bei den Schlußfolgerungen geboten. Diese wird sich auch in den Fällen empfehlen, in denen die Kerbschlagprobe zu einer günstigeren Beurteilung führt als der Zugversuch. Ein Beispiel hierfür s. bei Figur 54, S. 16.

Um vergleichbare Werte zu erhalten, ist in neuerer Zeit als Kerbe ein gebohrtes und nach dem Stabrand hin aufgeschnittenes Loch vereinbart worden, s. die Bemerkung zu Figur 52. Zerbrechen soll durch einen Schlag erfolgen, der den Stab in der Mitte zwischen den Auflagern trifft. Das manchmal noch übliche Verfahren, die Stäbe durch mehrere Schläge zum Bruch zu bringen, und die hierbei aufgewendeten Schlagarbeiten zusammenzuzählen, erscheint weniger zuverlässig. Die erlangten Werte des Arbeitsverbrauchs sind größer, als die, welche beim Brechen durch einen Schlag gefunden werden und auch sonst in mehrfacher Hinsicht mit den letzteren nicht vergleichbar. Dasselbe gilt in erhöhtem Maße bei Verwendung einseitig eingespannter Stäbe. Weiteres s. bei Figur 49 f.

Die Umrechnung der Schlagarbeit erfolgt auf den Stabquerschnitt und nicht, wie an sich richtiger wäre, auf das an der Formänderung beteiligte Stabvolumen, weil dieses nicht bekannt ist, auch vom Bruchvorgang usf. abhängt.

<sup>3)</sup> Näheres s. Z. Ver. deutsch. Ing. 1912, S. 1311 f. Wie daselbst nachgewiesen, ist dies eine Folge des Bruchvorgangs. Vergütetes Material ließ die Erscheinung nicht beobachten; auch anderes Material ergab nicht immer den unvermittelten Abfall der zum Durchschlagen verbrauchten Arbeit. Querbohrungen hatten bei dem Material A Erhöhung des Schlagwiderstandes zur Folge.

<sup>4)</sup> Hiernach ist es nicht möglich, eine für alle Materialien und Stabreiten zutreffende Verhältniszahl aufzustellen, die angibt, wievielmals die Kerbschlagarbeit (mkg/qcm) bei den „kleinen“

**Figur 53.** Bruchquerschnitt einer bei 20° C ausgeführten Kerbschlagprobe (großer Stab) aus dem Ausfüllmaterial einer autogenen Schweißung.  $A_k = 3,2$  mkg/qcm (gegenüber 21,6 beim Blech selbst).

**Figur 54.** Bruchquerschnitt von demselben Material, erzeugt bei 200° C. Der Bruch erscheint viel zäher, erforderte auch  $A_k = 12,1$  mkg/qcm (gegenüber 23,3 beim Blech selbst, s. Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 83/84, S. 27).<sup>1)</sup>

Bedeutend pflegt der Einfluß der Walzrichtung auf den Arbeitsverbrauch auszufallen. Dies erscheint um so bemerkenswerter, als in bezug auf  $K_z$  und  $\varphi$  dieser Einfluß gering gefunden wird. Beispielsweise seien folgende Zahlen angeführt (ausgeglühtes Kesselblech). Über dicke Schmiedestücke s. S. 92.

Stabachse parallel Walzrichtung  $A_k$  19,2 18,2 17,9 13,2 12,5 mkg/qcm

Stabachse senkrecht Walzrichtung  $A_k$  14,5 11,7 10,4 9,2 8,6 „

Verhältnis beider Werte 0,76 0,64 0,58 0,70 0,69 (große Stäbe)

Zum Vergleich seien noch Zahlen von  $K_z$  und  $\varphi$  für einige Fluß- und Schweißisen-Kesselbleche angeführt (Material ausgeglüht):

	Flußeisen								Schweißisen							
	$K_z$	$\varphi$	$K_z$	$\varphi$	$K_z$	$\varphi$	$K_z$	$\varphi$	$K_z$	$\varphi$	$K_z$	$\varphi$	$K_z$	$\varphi$		
längs	3376	33,9	3495	31,8	3926	28,8	4025	28,2	3300	12,4	3481	18,5	3763	20,6		
quer	3335	30,7	3578	27,1	3811	26,1	4074	25,0	2889	5,6	3397	10,9	3545	10,7		

**Gefügebilder,**<sup>2)</sup> Material ausgeglüht.

**Figur 55.** Gefügebild von sehr kohlenstoffarmem Flußeisen. Körniger Aufbau.

**Figur 56.** Gefügebild von Flußeisen (Material I). Helle Eisenkörner („Ferrit“) und dunkle Inseln („Perlit“). Jede der letzteren enthält 0,8 bis 0,9% Kohlenstoff.

**Figur 57.** Gefügebild von Flußeisen. Abzählen des „Perlit“-Gehaltes mittels eines auf Glas geritzten oder auf eine klare photographische Platte gezeichneten Netzes, das über das Bild gelegt wird. Sind z. B. 23 von 100 Feldern dunkel, so enthält das Material  $0,23 \cdot 0,8$  bis  $0,23 \cdot 0,9 = 0,185$  bis  $0,207 = \text{rd. } 0,2\%$  Kohlenstoff (nur bei ausgeglühtem Material, s. die Bemerkung zu Figur 258f., S. 56).

**Figur 58.** Gefügebild von Flußeisen höherer Festigkeit (Material V). Mehr „Perlit“ als bei Figur 56 und 57. Das Gefügebild von Material III s. S. 48.

**Figur 59.** Schlackeneinschlüsse. Weitere Bilder s. S. 18f.

**Figur 60.** Tief geätzter „Ferrit“, der sich ebenso aufgebaut erweist, wie es bei Kristallen zu beobachten ist.

**Figur 61.** Eine „Perlit“-Insel, aufgebaut aus Blättern von „Ferrit“ und Eisenkarbid  $Fe_3C$  („Zementit“), das sehr hart ist.

**Figur 62.** Schematischer Querschnitt durch eine Perlit-Insel. Der in der Tat weiße Zementit ist schwarz gezeichnet.

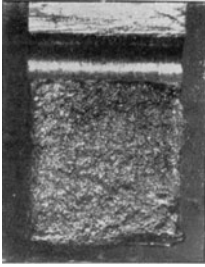
**Figur 63.** „Perlit“ aus Stahl. Kohlenstoffgehalt 0,8%.

Wie aus dem Vergleich von Figur 55, 56, 57, 58 und 63 ersichtlich, nimmt der Perlitgehalt stetig und allmählich zu; das Gefüge des Eisens geht ohne Sprung in

Stäben kleiner oder größer ermittelt wird, als sie bei „großen“ Stäben gefunden worden wäre. Für mittlere Verhältnisse hat sich diese Zahl zu ungefähr 2 ergeben (Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 135/136, S. 2): „kleine“ Stäbe brauchen ungefähr halb soviel mkg/qcm als „große“ nicht zu breite Probekörper; bei großer Breite kann sich das Verhältnis umkehren.

<sup>1)</sup> Die hiermit scheinbar im Widerspruch stehende Abnahme der Bruchdehnung bei höherer Temperatur (Figur 9, 15) wird zu beachten sein und veranlassen, trotz des größeren Arbeitsverbrauches bei der Kerbschlagprobe — Spaltbarkeit geringer —, auf die Vermeidung scharfer Ecken bei Auftreten höherer Wärmegrade besonders sorgfältig bedacht zu sein, s. Figur 152, S. 34f.

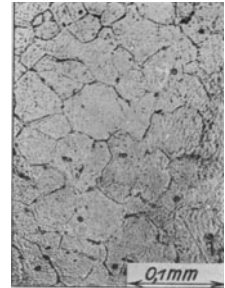
<sup>2)</sup> Eine ausführliche Beschreibung der Metallographie von Flußeisenkesselblech ist gegeben im Anhang zum Heft 83/84 der Mitteil. über Forschungsarbeiten; s. a. Z. des Bayerischen Revisionsvereins 1910, S. 41 f.



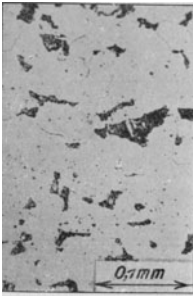
Figur 53.  $V=1,5$ .



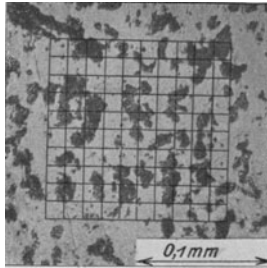
Figur 54.  $V=1,5$ .



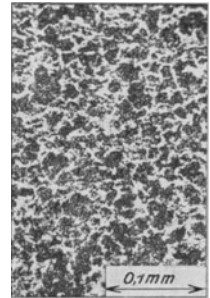
Figur 55.  $V=150$ .



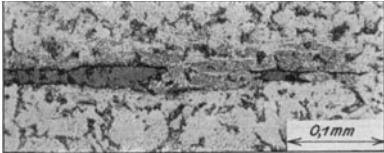
Figur 56.  $V=150$ .



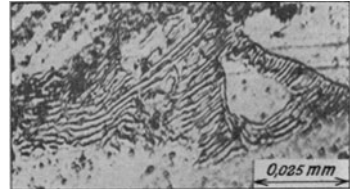
Figur 57.  $V=200$ .



Figur 58.  $V=150$ .



Figur 59.  $V=150$ .



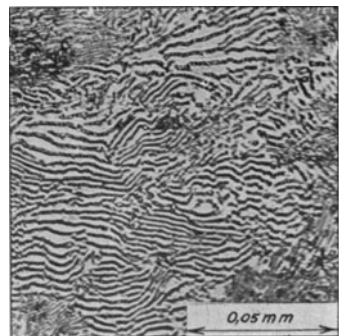
Figur 61.  $V=600$ .



Figur 60.  $V=150$ .



Figur 62.



Figur 63.  $V=500$ .

dasjenige von Stahl über; dasselbe ist in Bezug auf die Festigkeitseigenschaften der Fall, weshalb die oben S. 3 angegebene willkürliche Grenze einzuführen war. Da die Zugfestigkeit mit dem Kohlenstoffgehalt zusammenhängt und beim Perlitgehalt dasselbe der Fall ist, läßt das Gefügebild eine Schätzung der Zugfestigkeit zu.

Über die Bedeutung des Perlitgehalts bei Zapfen usf. vgl. Figur 143, 144, S. 35. Gefügebilder von Material mit mehr als 0,8% Kohlenstoff sind z. B. in Figur 269, 292, 342, 346, 370 wiedergegeben; das Gefüge besteht aus Perlit (dunkel; 0,8% C) und Zementit (weiß; 67% C).

## B. Material mit Fehlern, die von der Herstellung herrühren.

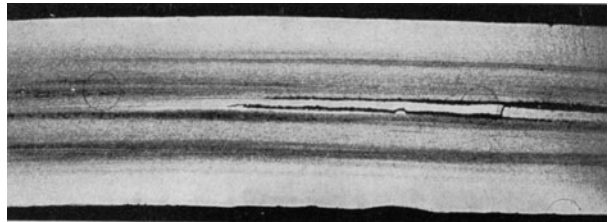
### Lunker, Schlackenteile, Seigerung usf.

**Figur 64.** Blech mit unganzer Stelle (Lunker, Doppelung, s. das zu Figur 80 Bemerkte), aus einem Flammrohr, bei dem sich im Betrieb auf der Feuerseite eine Blase gebildet hatte. Wie Figur 64 zeigt, besteht das Blech aus 2 Schichten. Die innere derselben wurde infolge der unvollkommenen Verbindung der beiden Blechhälften durch die Heizgase wesentlich stärker erhitzt als die äußere, welche durch das Kesselwasser Kühlung erfuhr. Infolgedessen trat im Laufe der Zeit weitgehende Trennung der beiden Schichten sowie Blasenbildung ein. Näheres s. Mitt. über Forschungsarbeiten Heft 135/136 unter 1.



Figur 64.  $V = 0,4$ .

**Figur 65.** Blech mit unganzer Stelle (Lunker, Doppelung, s. das zu Figur 80 Bemerkte), aus einem Wellflamrohr. Die mangelhafte Beschaffenheit des Materials war beim Schweißen und beim Walzen des Wellrohres nicht erkannt worden. Das Rohr erhielt im Betrieb einen Riß. Näheres s. das oben erwähnte Heft 135/136 unter 21.



Figur 65.  $V = 2,5$ .

**Figur 66.** Stange mit unganzer Stelle (Lunker, die Fehlstelle erwies sich mehr als 5 m lang). Vgl. auch Figur 83. Das Material war für Eisenbetonkonstruktionen bestimmt.



Figur 66.  $V = 1/2$ .

**Figur 67.** Stelle aus Figur 64. Scharfe Trennung im Gefügebild. Oben Ferrit (hell) und Perlit (dunkel), unten Reichtum an punktförmigen Schlackenteilen. (Über die Bedeutung von Ferrit, Perlit, Zementit vgl. S. 16.)

**Figur 68.** Stelle aus Figur 64. Schlackenteile.

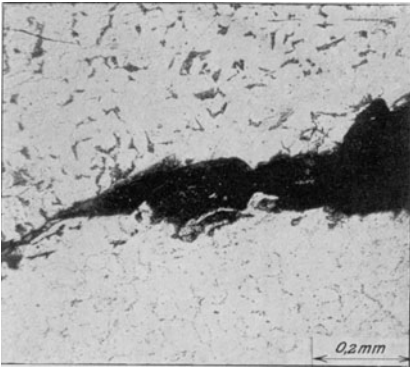
**Figur 69.** Von Schlacken durchsetzte Stelle aus einem Kesselblech mit Ribbildung.

**Figur 70.** Wie Figur 69; anderes Kesselblech.

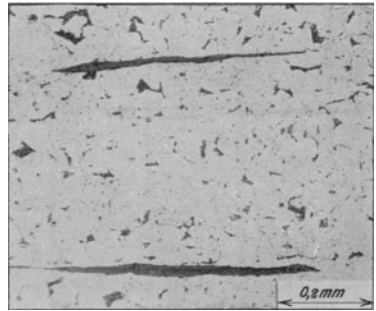
**Figur 71.** Sättigung mit kleinen Schlackenteilen; Blech wie bei Figur 70.

**Figur 72.** Wie Figur 69, anderes Kesselblech (Abbildung vom ungeätzten Schliff).

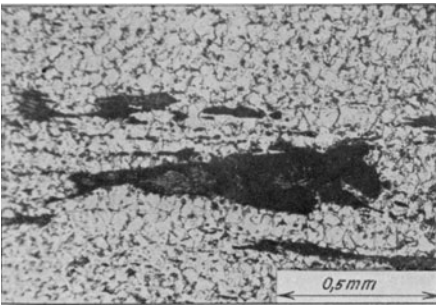




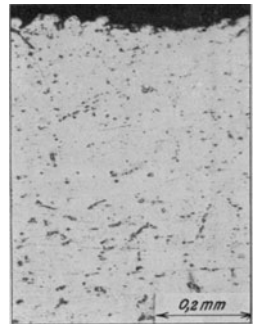
Figur 67.  $V = 75.$



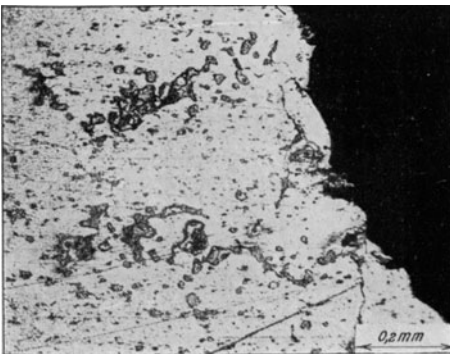
Figur 68.  $V = 75.$



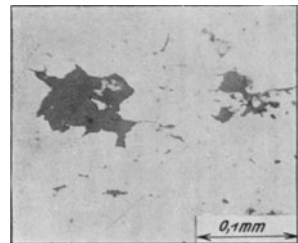
Figur 69.  $V = 50.$



Figur 71.  $V = 75.$



Figur 70.  $V = 75.$



Figur 72.  $V = 150.$   
2\*

**Figur 73.** Wie Figur 69, anderes Kesselblech. Die Schlacken sind in perlitarmen Schichten eingelagert (Schliff geätzt), was sehr häufig zu beobachten ist.

**Figur 74.** Schlackeneinschluß mit kristallartiger Zeichnung, aus mehreren Bestandteilen aufgebaut.

**Figur 75.** Schlacken, die einen großen Bereich des Materials einhüllen und damit schon bei geringer Menge die Zähigkeit erheblich mindern können.

**Figur 76.** Schlackenreiche Schicht in Kesselblech; längliche Gestalt der Einschlüsse in der Walzrichtung.

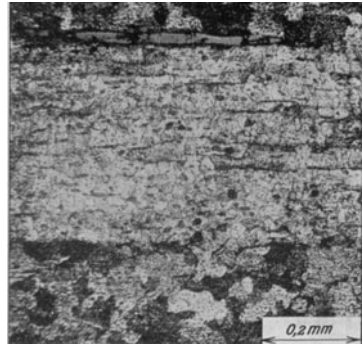
**Figur 77.** Grober Schlackeneinschluß aus mehreren Bestandteilen (Kesselblech).

**Figur 78 und 79.** Schlackeneinschlüsse aus gezogenem Eisen, teils von rundlicher Gestalt (länglich), teils beim Walz- und Streckvorgang zertrümmert.

**Figur 80.** Querschnitt durch das Eisen, von dem Figur 78, 79 herrühren. In der Mitte ist die Seigerzone des Blockes, aus dem die Stange ausgewalzt wurde, als dunkles Viereck noch zu erkennen. Infolge der Formänderungen beim Walzen hat der Kern seine Lage zu den Außenseiten nicht beibehalten. Das in die Form gegossene Flußeisen erstarrt am Rand und am Boden zuerst. Dabei scheiden sich zuerst die schwerer schmelzbaren Bestandteile, d. s. Kristalle aus reinem Eisen mit geringerem Kohlenstoffgehalt (senkrecht zur Abkühlungsoberfläche, vgl. Hartguß, S. 95, 107) ab. Der Rand und Fuß des Blockes ist daher ärmer an Kohlenstoff und an Verunreinigungen, die Mittelzone reicher. (Es kann vorkommen, daß in der Mitte selbst wieder reineres Eisen auftritt, vgl. Figur 117, S. 29.) Man pflegt diesen bekannten Vorgang als „Seigerung“ zu bezeichnen. Kohlenstoff, Phosphor und Schwefel seigern; sie sammeln sich daher an den Stellen des Blockes an, die zuletzt erstarren, d. i. im Kern und am oberen Ende; insbesondere an der Übergangsschicht zwischen Rand und Kern. Es entsteht deshalb eine „Seigerzone“, deren Querschnitt in Figur 80 dunkel erscheint, die mit dem Block gestreckt wird; bei Blechen verläuft sie als dunkle Schicht im Innern parallel zur Walzhaut, vgl. Figur 65, 84, 95. Infolge der Abkühlung schwindet der Block, es entstehen am oberen Ende Saugstellen, Lunker, die beim Auswalzen zu unganzen Stellen, Doppelungen usw. führen. Am oberen Ende sammeln sich auch infolge des Auftriebes die leichteren Schlackenstoffe usw. an. In der Regel darf nicht darauf gerechnet werden, daß solche Fehlstellen beim Auswalzen zuschweißen. Sie führen zu Riß- und Blasenbildungen. Zweck der neueren Blockpreßverfahren ist außer dem Schließen der Hohlräume die Verminderung der Seigerung.

**Figur 81.** Längsschnitt zu Figur 80.

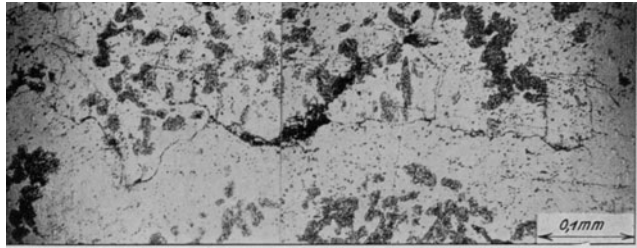
**Figur 82.** Längsschnitt durch ein Stück einer kalt gezogenen Stange. Der Kern ist ausgebohrt. Infolge der Beanspruchung beim Ziehen und wegen der geringen Zähigkeit des durch die Seigerung stärker verunreinigten Kernmaterials sind Risse senkrecht zur Stangenachse eingetreten. Ähnliches ist manchmal bei Rohren zu beobachten. Das Kernmaterial bildet bei solchen die innere Oberfläche. Es entstehen dann Risse an der Rohr-Innenwand.



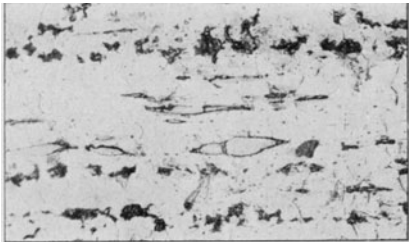
Figur 73.  $V=75$ .



Figur 74.  $V = 250$ .



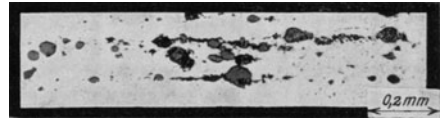
Figur 75.  $V = 150$ .



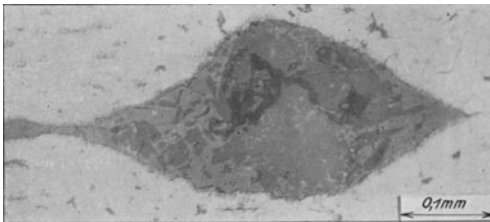
Figur 76.  $V = 150$ .



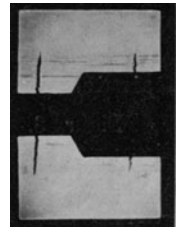
Figur 78.  $V = 60$ .



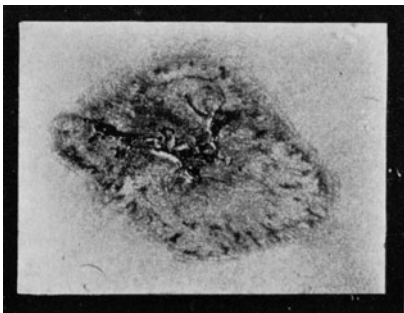
Figur 79.  $V = 60$ .



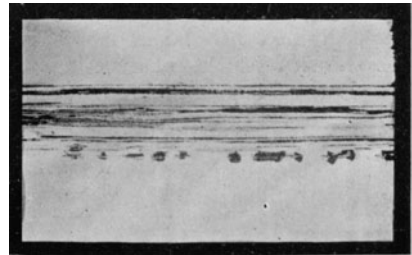
Figur 77.  $V = 150$ .



Figur 82.  $V = \frac{3}{4}$ .



Figur 80.  $V = 2,5$ .



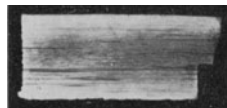
Figur 81.  $V = 1,5$ .

**Figur 83.** Querschnitt durch die Stange, von der Figur 66 herrührt. Seigerzone und Schlackenader.



Figur 83.  $V = 3/4$ .

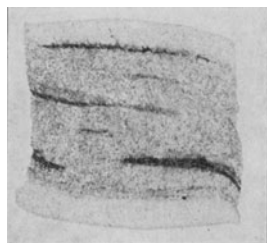
**Figur 84.** Querschnitt durch ein Kesselblech mit Rißbildung, das starke Seigerung aufwies. Vgl. Figur 101.



Figur 84.  $V = 3/4$ .

### Schwefeldrucke.

**Figur 85.** Schwefeldruck<sup>1)</sup>. Während bei den bisher wiedergegebenen Figuren die Seigerzonen durch Ätzen sichtbar gemacht wurden und hierauf photographische Abbildung stattfand, ist Figur 85 dadurch erlangt worden, daß ein Stück Bromsilberpapier (wie es zum Photographieren dient; Verdunkelung ist nicht nötig) in 5%iger Schwefelsäure getränkt, mit Fließpapier abgetrocknet und etwa eine Minute lang auf die zu untersuchende Fläche gedrückt wurde. Nach Fixieren im Fixierbad, Waschen und Trocknen sind diese Drucke lange Zeit haltbar. Zur Prüfung genügt Überfeilen; je feiner die Fläche bearbeitet wird, desto schärfer fallen die Bilder aus. Schwefelreiche Stellen färben sich dunkelbraun. Soll das Bild zur Abschätzung des Schwefelgehaltes benützt werden, was häufig geschieht, so empfiehlt es sich meist, den zweiten Abdruck von derselben Stelle zu verwenden. Vgl. auch Figur 99, sowie Figur 521, S. 105, ferner das S. 148 unter E sowie das zu Figur 93 und 95 Bemerkte.



Figur 85.  $V = 3/4$ .

### Beispiele verschiedener Art.

**Figur 86.** Stark entwickelte Seigerung bei Flach-eisen; vgl. Figur 96 und 97.



Figur 86.  $V = 3/4$ .

**Figur 87.** Stark entwickelte Seigerung bei einem Preßteil.

**Figur 88.** Schlackeneinschlüsse als Bruchursache bei einem Preßschmiedestück.

**Figur 89.** Gebrochener Fräser.

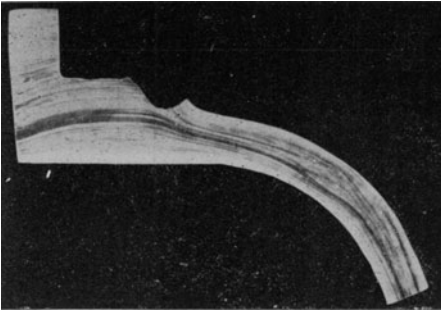
**Figur 90.** Von demselben Stück wie Figur 89. Deutlich sind nach dem Abbrechen des Schafts im Schraubstock Schichten hervorgetreten, die darauf hinweisen, daß auch die Spaltung, die Figur 89 zeigt, durch eine Schlackenschicht verursacht ist.

**Figur 91.** Querschnitt durch den Arm einer gekröpften Kurbelwelle (Gasmotor), welche im Betrieb gebrochen ist, mit starker Seigerung.<sup>2)</sup>

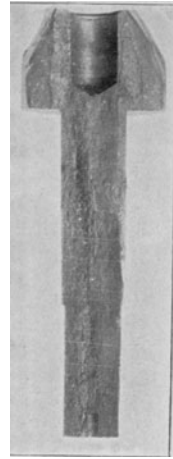
**Figur 92.** Bruchfläche, zu Figur 91 gehörig.

<sup>1)</sup> Metallurgie, 1906, S. 416.

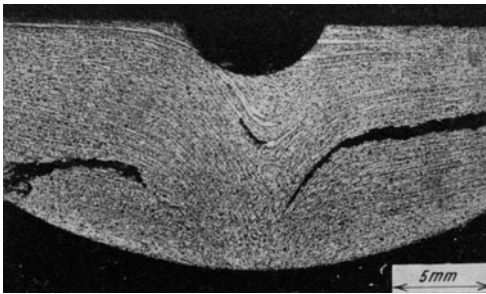
<sup>2)</sup> Außen:  $\sigma_s = 1960$ ,  $K_z = 3790$  kg/qcm,  $\varphi = 23,6\%$ ,  $\eta = 44\%$  }  $A_k = 1,7$  bis  $2,5$  mkg/qcm  
Innen:  $\sigma_s = 2030$ ,  $K_z = 4200$  " ,  $\varphi = 16,1\%$ ,  $\eta = 31\%$  } (große Stäbe).



Figur 87.  $V = 0,4$ .



Figur 89.  $V = \frac{1}{2}$ .



Figur 88.  $V = 3$ .



Figur 90.  $V = 1$ .

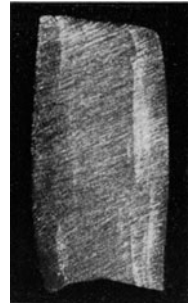


Figur 91.  $V = \frac{1}{3}$



Figur 92.  $V = \frac{1}{3}$ .

**Figur 93.** Überfeilte Fläche von demselben Material, das Figur 85 lieferte. Die Stellen der stärksten Verunreinigung weisen beim Bearbeiten mit einer scharfen Schruppfeile sowie beim Überhobeln einen anderen Glanz auf als das Nachbarmaterial. Figuren 85 und 93 zeigen, daß sehr starke Anhäufung der Verunreinigungen am Übergang zwischen Rand und Kern in Nestern stattfindet. Dasselbe ist auch bei Figur 80 und 83 usf. zu beobachten.

Figur 93.  $V = 1$ .

**Figur 94.** Sichtbarmachen von feinen Rissen durch Überhobeln mit spitzem Stahl.

**Figur 95.** Kennzeichnung der Seigerung durch Rosten (Stab autogen geschweißt).

**Figur 96.** Zerrissener Stab aus dem Material, von dem Figur 86 stammt, vgl. Fig. 97.

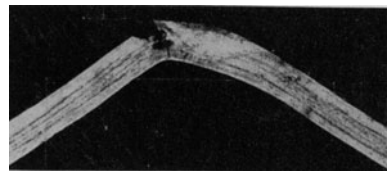
**Figur 97.** Die Stellen stärkster Verunreinigung haben geringere Zähigkeit und erhalten deshalb Anrisse, die an der Staboberfläche sichtbar werden („Adern“, „Nähte“, „Härteadern“ usw.), wenn die Adern nicht zu tief liegen.

Figur 94.  $V = 3/4$ .

**Figur 98.** „Naht“ an anderem Material.

**Figur 99.** „Schwefeldruck“ von dem in Figur 98 abgebildeten Stab (vgl. das zu Figur 85 und 97 Bemerkte).

**Figur 100.** Bei höherer Temperatur im Palminbad zerrissener Stab. Die Seigerstreifen erweisen sich als porös und haben nachträglich Fett ausgeschwitzt.

Figur 95.  $V = 1/2$ .

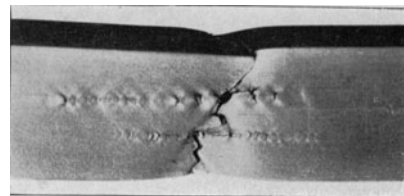
**Figur 101.** Stab mit ausgeprägter Schichtenbildung infolge starker Verunreinigung („blättrige“ Bruchfläche); Querschnittsbild: Figur 84.

**Figur 102.** Kerbschlagprobe mit geringer Zähigkeit; Seigerstreifen. Vgl. das zu Figur 51, S. 15 Bemerkte.

**Figur 103.** Flußeisen von geringer Zähigkeit, durch Verdrehung gebrochen, vgl. Figur 45, S. 13 und Figur 524, S. 105.

**Figur 104.** Stab mit Walzsplittern an der Oberfläche.

**Figur 105.** Querschnitt durch einen Walzsplitter aus Figur 104.

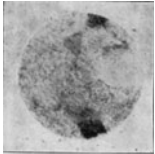
Figur 96.  $V = 2/3$ .

**Figur 106.** Nicht bestandene Warmbiegeprobe. S. auch die Bemerkungen zu Figur 175, S. 40.

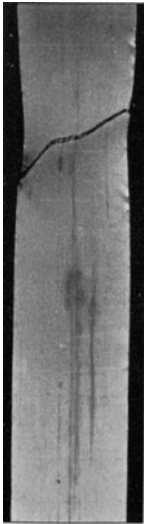
**Figur 107.** Stab mit in der Rotwärme entstandener Spaltung.



Figur 98.  $V=1$ .



Figur 99.  $V=1$ .



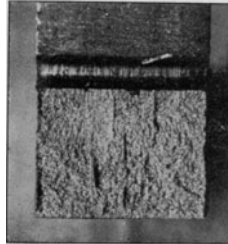
Figur 100.  $V=3/4$ .



Figur 97.  $V=2/3$ .



Figur 101.  $V=1$ .



Figur 102.  $V=1,25$ .



Figur 103.  $V=1/3$ .



Figur 106.  $V=3/4$ .



Figur 104.  $V=1$ .



Figur 105.  $V=5$ .



Figur 107.  $V=1/2$ .

**Figur 108.** Unten: Stab aus dem Flacheisen, das Figur 85 geliefert hat, bei der Biegeprobe gebrochen; oben: Stab aus demselben Material nach Erwärmen auf blaue Anlauffarbe und Wiederabkühlen, so daß die ursprünglich nachweisbaren inneren Spannungen ausgelöst waren, nach Umbiegen nicht gebrochen.

**Figur 109 bis 111.** Bruchflächen von (Flußeisen oder) Stahl weisen häufig dunkle Flecken auf, die in der Regel am Rand liegen und von denen oft strahlenförmige Erhöhungen ausgehen. Sie rühren in der Regel nicht von Materialfehlern her, sondern bilden den Ausgang des Bruches (bei den Figuren 109 und 111 am Rand, verursacht durch einen Reißnadelriß zur Einteilung der Meßlänge des Probestabes, bei Figur 110 in der Mitte gelegen). Vorzeitige Einleitung des Bruches schneidet an der Dehnungslinie nach Erreichen der Höchstlast den abfallenden Teil ab, vgl. Figur 339, S. 68, und verursacht geringere Werte der Bruchdehnung und namentlich der Querschnittsverminderung. Die Zugfestigkeit wird in der Regel verhältnismäßig wenig beeinflußt. Dasselbe gilt für Stäbe mit Fehlstellen, vgl. Figur 112.

**Figur 112.** Figur 112 gibt in ausgezogener Linie das Schaubild für einen Zerreißstab mit Fehlstelle aus dem Material, von dem Figur 84 und 101 herrühren. Gestrichelt ist die Dehnungslinie für einen anderen Stab aus demselben Blech eingezeichnet, der keine eigentliche Fehlstelle auf den Bruchflächen erkennen ließ. Figur 112 zeigt deutlich, daß die Zugfestigkeit viel weniger beeinträchtigt worden ist, als die Verlängerung (Bruchdehnung). S. auch Figur 316, S. 64.

Die Ergebnisse der Prüfung von Kesselblechen, die im Betrieb Risse erhalten haben — teils infolge mangelhafter Beschaffenheit des Materials, teils infolge ungeeigneter Behandlung (Erörterungen hierüber s. in Z. Ver. deutsch. Ing. 1907, S. 1982f.) — sind an den folgenden Stellen enthalten:

Z. Ver. deutsch. Ing. 1902, S. 73f.; 1904, S. 1300f., 1342f.; 1906, S. 1f., 258f.; 1907, S. 465f., 747f.; 1910, S. 831f., 1809f.; 1911, S. 1296; 1912, S. 1115f.; 1913, S. 461f., 1189.

Z. des Bayerischen Revisionsvereins 1905, S. 1f.; 1911, S. 85f., 24, 42.

Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 33, 70, 83/84, 135/136.

Protokolle des Internationalen Verbandes der Dampfkesselüberwachungsvereine 1904, 1908, 1909, 1911, 1912.

## C. Verschieden behandeltes Material.

### a) Formänderung.

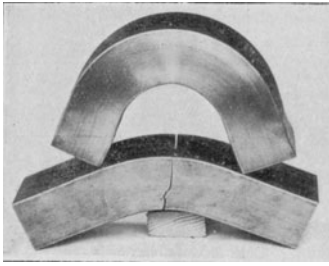
**Figur 113.** Dehnungslinie eines zweimal belasteten Stabes. Wird ein Flußeisenstab über die Streckgrenze (bis  $A$ , Figur 113) beansprucht, sodann entlastet und längere Zeit sich selbst überlassen, so stellt sich bei der neuen Prüfung eine ausgeprägte Streckgrenze ( $\sigma_s$ ) ein, die höher liegt, als die zuerst beobachtete Streckgrenze und höher als die vorausgegangene Belastung ( $A$ ). Die Streckgrenze wird also durch die vorausgegangene Belastung und die folgende Ruhezeit gehoben.<sup>1)</sup> Gleichzeitig nimmt die Zugfestigkeit etwas zu.

**Figur 114.** Dehnungslinien für kalt gezogenes und ausgeglühtes Material<sup>2)</sup> von gleicher Zusammensetzung. Durch ausreichend weitgehendes Kaltziehen verschwindet die ausgeprägte Streckgrenze, die Zugfestigkeit wird gehoben, die Bruchdehnung vermindert<sup>3)</sup>; weniger pflegt bei Eisen usf. die Querschnittsverminderung

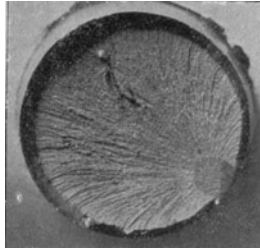
<sup>1)</sup> Vgl. Elastizität und Festigkeit § 4, 9, 10; die Maschinenelemente, XI. Aufl., S. 79f.; Z. Ver. deutsch. Ing. 1896, S. 346f., 672f. (Explosion von Kohlensäureflaschen infolge Nichtausglühens).

<sup>2)</sup> Auch das Warmwalzen beeinflußt infolge der weitergehenden mechanischen Durcharbeitung und bei kleinen Querschnitten infolge der rascheren Abkühlung die Festigkeitseigenschaften derart,

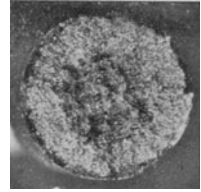




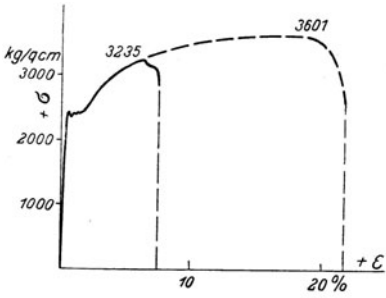
Figur 108.  $V = 1/5$ .



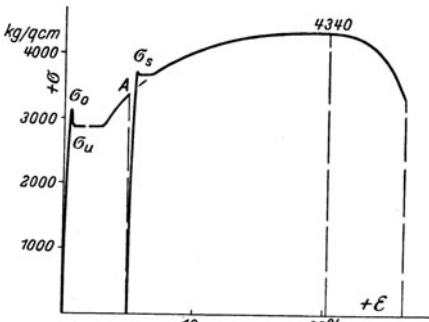
Figur 109.  $V = 2$ .



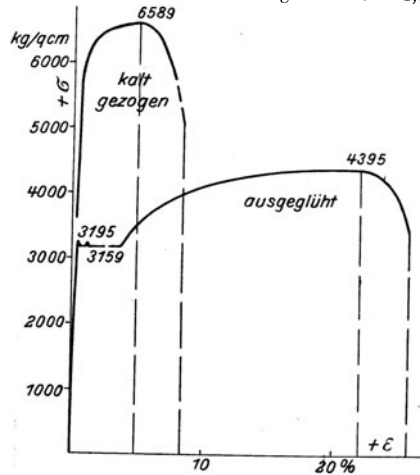
Figur 110.  $V = 1,5$ .



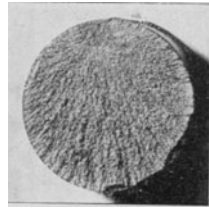
Figur 112.



Figur 113.



Figur 114.



Figur 111.  $V = 1,5$ .

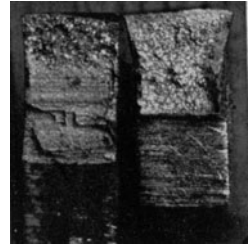
daß die Zugfestigkeit mit steigender Verwalzung zunimmt. In ausgeglühten Stücken pflegen die Unterschiede geringer zu sein. Bei dünnen Blechen usw. ist durch Beilegen stärkerer Teile für langsame Abkühlung zu sorgen, auch wenn diese in Asche usw. erfolgt, sofern die volle Wirkung des Ausglühens erreicht werden soll. Über dicke Schmiedestücke s. S. 92.

<sup>3)</sup> Nach Explosionen usw. befindet sich das Material ebenfalls im vorbelasteten Zustand. Als Anhaltspunkt dafür, daß die eingetretene Veränderung der Festigkeitseigenschaften in der Regel keine sehr große sein wird, können folgende Werte dienen, die an Gasflaschen derselben Charge ermittelt sind.

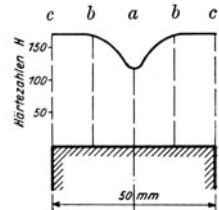
	Flasche vor Entnahme der Stäbe durch Wasserdruck nicht beansprucht				Flasche vor Entnahme der Stäbe durch Wasserdruck aufgesprengt			
	Einlieferungszustand				Einlieferungszustand			
	nicht ausgeglüht		ausgeglüht		nicht ausgeglüht		ausgeglüht	
	$K_z$	$\varphi$	$K_z$	$\varphi$	$K_z$	$\varphi$	$K_z$	$\varphi$
Längsstäbe . . .	5760	18,3	5395	20,4	5930	19,0	5510	20,9
Querstäbe . . .	5940	13,2	5580	19,1	5990	15,8	5520	17,8

abzunehmen, weil starke örtliche Einschnürung vorhanden ist. Fehlt diese, wie z. B. bei manchen Bronzearten usf., so vermindert sich die Größe von  $\psi$  bedeutend durch das Kaltziehen, vgl. die Zahlen bei Figur 116. Festigkeitswerte für Bandstahl s. S. 68.

**Figur 115.** Links: Bruchquerschnitt eines kalt gezogenen, kurz ausgeglühten Stabes; die beim Ziehen im Material erzeugten Spannungen bewirken eigenartigen stengeligen Aufbau. Rechts: dasselbe Material, stark ausgeglüht, wobei das stengelige Gefüge verschwindet. Durch nochmaliges Ausglühen hätte die Korngröße vermindert, die Zähigkeit verbessert werden können, vgl. S. 36, Figur 160f., S. 58, Figur 283 sowie S. 84, Figur 406.

Figur 115.  $V=1$ .

**Figur 116.** Verteilung der Kugeldruckhärte<sup>1)</sup> über den Querschnitt eines Rundeisens von 50 mm Durchmesser mit kohlenstoffarmem Kern. Die Abnahme in der Mitte hängt mit dem Gefüge daselbst zusammen, vgl. Figur 117 bis 119: bei  $a$  ist bedeutend weniger Perlit vorhanden, also auch weniger Kohlenstoff als bei  $c$  und  $b$ . Die Abnahme der Härte von außen nach innen erscheint weniger bedeutend (abgesehen von der Mitte) als angenommen werden könnte.



Figur 116.

Bei gleichförmigem kaltgezogenem Material wird die Kugeldruckhärte außen etwas größer ermittelt als innen.

Sehr große Unterschiede in der Festigkeit und Härte können sich bei Profilstäben mit dicken und dünnen Querschnittsteilen einstellen, die mehr oder minder unvermittelt ineinander übergehen. Für 4 Stäbe mit verschiedenem Querschnitt aus demselben Messing wurden z. B. die folgenden Festigkeitswerte (je Querschnitt aus 3 Versuchen) beobachtet. In jedem Falle wurden dem dicksten und dem dünnsten Querschnittsteil des Stabes Probekörper entnommen. Ein hierher gehöriges Gefügebild zeigt Figur 625, S. 121.

Materialdicke an der Entnahmestelle in mm	Stab I		Stab II		Stab III		Stab IV	
	3	1	4	0,9	4,5	1	5	0,5
$K$ , kg/qcm	3900	4926	3983	4828	4605	5481	3648	5373
$\varphi$ %	34,1	12,4	40,4	20,0	21,4	8,1	46,9	8,5
$\psi$ %	55,0	23,8	67,2	41,7	52,8	44,8	73,0	36,1

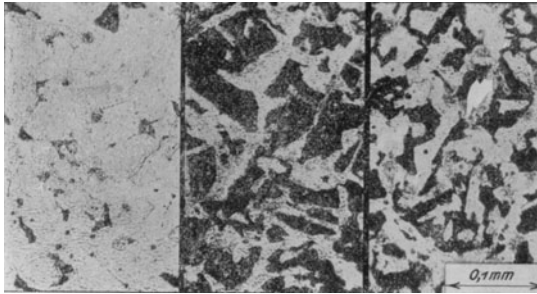
Diese Beispiele sowie Figur 116f. zeigen, wie vorsichtig beim Vergleich der Ergebnisse von Versuchen mit Stäben verfahren werden muß, die aus größeren Stücken usf. herausgearbeitet sind. Über das Verhalten des Materials in dicken Schmiedestücken s. S. 92.

**Figur 117 bis 119.** Gefüge des bei Figur 116 erwähnten Rundeisens am Rande (Figur 119), in der Mitte (Figur 117) und zwischen beiden letzteren Stellen (Figur 118). Der Rand weist weniger Perlit auf als die perlreiche Zone bei  $b$ , der Kern ist sehr perlitarm, daher weich, weil sein Kohlenstoffgehalt gering ist.

**Figur 120.** Nietverbindung mit gestanzten und aufgedornten Löchern. Unterschied zwischen dem maschinell hergestellten, gewissermaßen in sich gestauchten Setzkopf (oben) und dem handgeschlagenen Schließkopf (unten)<sup>2)</sup>, bei dem die Fasern seitlich umgebogen erscheinen. Vgl. auch Figur 151, 152.

**Figur 121.** Linker Rand eines gestanzten Nietloches; Umbiegen der Schichten.

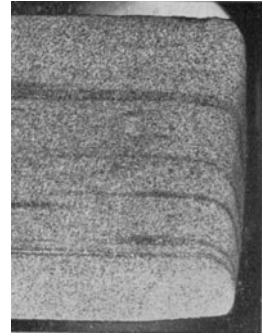
**Figur 122.** Wie Figur 121; Ribbildungen.



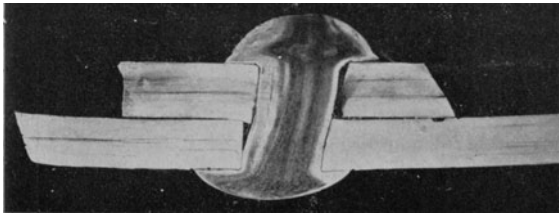
bei *a*  
Figur 117.

Gefüge  
*b*  
Figur 118.

*c*, Fig. 116  
Figur 119.  $V=150$ .



Figur 121.  $V=2,5$ .



Figur 120.

$V=1/2$ .



Figur 122.  $V=5$ .

<sup>1)</sup> Da die Kugeldruckprobe noch nicht als ausreichend allgemein bekannt angesehen werden darf, sei folgendes bemerkt.

Die Kugeldruckprobe erfolgt durch Eindrücken einer Kugel aus gehärtetem Stahl vom Durchmesser  $d$  mm auf die Oberfläche des zu prüfenden Stückes mit der Kraft  $P$  kg. Als Eindrückzeit kommt häufig 1 Minute zur Anwendung. Aus dem Durchmesser des entstandenen Eindruckes (vgl. Fig. 26, S. 11) oder dessen Tiefe wird die kugelige Oberfläche  $f$  qmm des Eindruckes ermittelt. Als Härtezahl nach Brinell gilt die Größe  $H = P : f$  kg/qmm. Diese Härtezahl ist für Flußeisen usf. der Zugfestigkeit angenähert proportional. — Für  $d = 10$  mm und  $P = 3000$  kg findet sich im Mittel  $K_2 = 36 H$  kg/qcm. Die Größe des Verhältnisses  $K_2 : H$  ist im Folgenden an vielen Stellen angegeben, um ein Urteil darüber zu ermöglichen, mit welcher Zuverlässigkeit aus den Ergebnissen der leicht, mit geringen Kosten und oft ohne erhebliche Beschädigung des Stückes ausführbaren Kugeldruckprobe auf die Zugfestigkeit des verwendeten Materials geschlossen werden kann. Von Interesse sind ferner die für Gußeisen, Messing, Bronze, Aluminium usf. angeführten Werte, die auch einen Schluß auf die Gleichförmigkeit des Materials zulassen.

Die Größe von  $d$  und  $P$  beeinflusst das Ergebnis. Üblich ist vielfach  $d = 10$  mm,  $P = 3000$  kg. Kann diese Kraft wegen zu geringer Abmessungen des Probekörpers nicht angewendet werden, so erscheint es bei Flußeisen noch zulässig, bis etwa  $P = 1000$  kg herunterzugehen. Bei geringerer Anpressungskraft finden sich beträchtlich zu kleine Härtezahlen; erweist sich  $P = 1000$  kg als zu groß (Bleche, schmale Streifen usf.), so ist eine kleinere Kugel zu wählen, z. B.  $d = 5$  mm,  $P = 500$  kg. Bei geeigneter Wahl von  $d$  und  $P$  wird derselbe Wert von  $H$  erreicht, der sich bei einem größeren Stück für  $d = 10$  mm,  $P = 3000$  kg ergeben hätte. Für Messing usf. kommt  $d = 10$  mm,  $P = 1000$  kg, für weiche Legierungen  $d = 20$  mm,  $P = 200$  kg in Betracht usf. Bei Eisenbahnschienen hat sich nach dem Vorschlag von Kohn  $d = 19$  mm,  $P = 50000$  kg eingebürgert. (Es ergab sich z. B. Eindrücktiefe 4,8 mm bei  $K_2 = 5600$  und 4,1 mm bei  $K_2 = 7050$  kg/qcm).

Vgl. auch die Bemerkungen zu Fig. 27, S. 10 und Fig. 296, 297, S. 61.

<sup>2)</sup> Vgl. C. Bach, Die Maschinenelemente, XI. Aufl., Tafel II und III.

### Zerquetschung im Gefügebild von Flußeisen I. (S. auch Figur 55f.)

**Figur 123.** Stelle aus Figur 121. Zerquetschung der Körner; feine Anrisse.

**Figur 124.** Stelle vom Rand eines anderen Nietloches. Zerquetschung der Schichten auf erhebliche Tiefe — diese hängt auch von der Beschaffenheit der Werkzeuge usw. ab.

**Figur 125.** Stelle aus der Nähe des Bruches an einem zerrissenen Stab, um zu zeigen, daß die ursprünglich nach allen Richtungen ungefähr gleich bemessenen Körner in einer Richtung gestreckt werden. Hiermit hängt es auch zusammen, daß die Stäbe beim Zerreißen magnetisch werden.

**Figur 126.** Stelle von dem Nietloch, das Figur 123 geliefert hatte, jedoch ausgeglüht. Die Kornstreckung und Quetschung ist verschwunden.

**Figur 127.** Grund vom Gewinde einer Schraube, die zur Befestigung eines Propellers gedient hatte und abgerissen war: Zerquetschung des Materials durch mangelhaftes Schneidzeug.

**Figur 128.** Grund der Kerbe, die durch Einschlagen einer Zahl in einer Kohlen säureflasche entstanden ist.<sup>1)</sup>

**Figur 129.** Querschnitt durch eine Hiebnarbe, her rührend von unsachgemäßem Abklopfen des Kesselsteins.<sup>2)</sup> Solche Narben können, im Verein mit den Betriebseinflüssen, weitgehende Sprödigkeit hervorrufen.

**Figur 130.** Wie Figur 129, anderes Kesselblech.

**Figur 131.** Eindruck unter einem Nietkopf als Folge der Anwendung zu starken Druckes beim Nieten, was zu Nietlochrissen führen kann.<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> Näheres Z. Ver. deutsch. Ing. 1912, S. 724f.

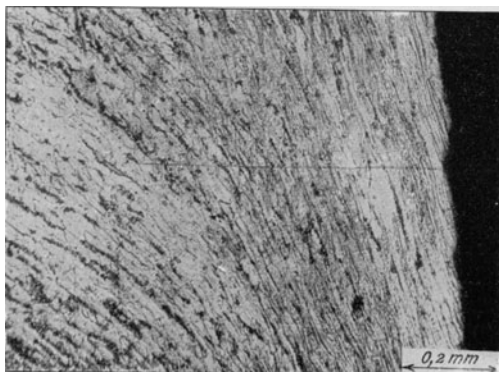
<sup>2)</sup> Näheres Z. Ver. deutsch. Ing. 1911, S. 1296f, 1915, S. 623f.

wo über Versuche berichtet ist, die zeigen, daß bei Flußeisen durch Erwärmung gequetschten Materials Sprödigkeit hervorgebracht werden kann.

<sup>3)</sup> Näheres Z. Ver. deutsch. Ing. 1912, S. 1890 f., sowie 1912, S. 1115f.



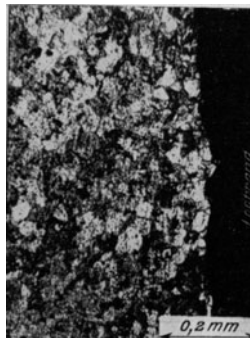
Figur 123.  $V = 75$ .



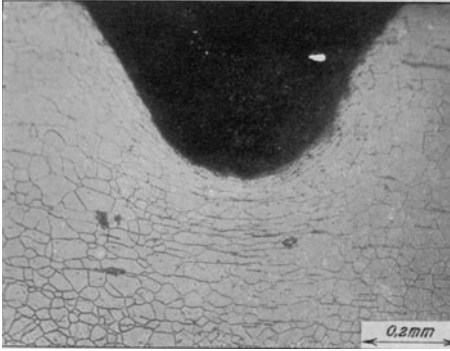
Figur 124.  $V = 75$ .



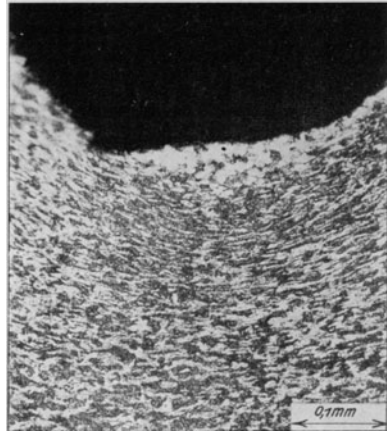
Figur 125.  $V = 150$ .



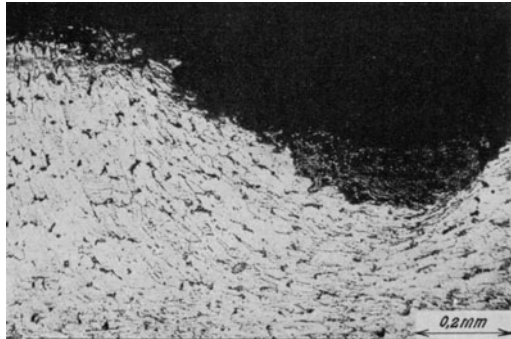
Figur 126.  $V = 75$ .



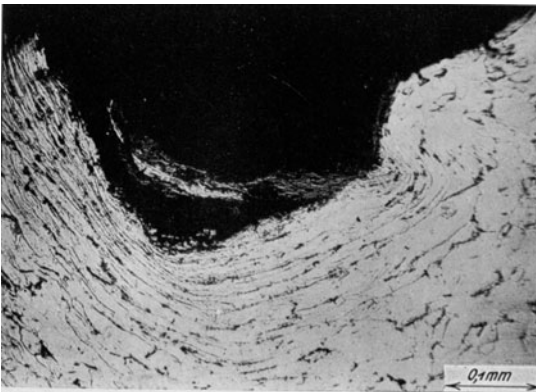
Figur 127.  $V = 75$ .



Figur 128.  $V = 150$ .



Figur 129.  $V = 75$ .



Figur 130.  $V = 150$ .



Figur 131.  $V = \text{rund } \frac{1}{2}$ .

**Figur 132.** Gefüge unterhalb der Einprägung, die aus Figur 131 hervorgeht. Die Streifung der Körner deutet auf weitgehende Zerquetschung hin.

**Figur 133.** Gefüge von der Nähe einer Stemmkante in einem überhitzten Blech. vgl. S. 36f. Die parallele Streifung ist das Kennzeichen der eingetretenen Materialzerquetschung. Sie stellt sich um so deutlicher ein, je ausgeprägter die Kristallanordnung vorhanden ist. Überhitztes, grobkörniges Material zeigt solche Erscheinungen leichter, als feinkörniges Eisen.<sup>1)</sup>

**Figur 134.** Gefüge von Eisen, das durch häufiges Hin- und Herbiegen zum Bruch gebracht worden ist. Die parallelen, gekrümmten Streifungen sind als Folge der Formänderung anzusehen; die Krümmung deutet auf erheblichere Größe der Einzel-Formänderung hin.

**Figur 135.** Gefüge von der Krempe eines Tenbrink-Feerrohres. Die häufigen Wärmewechsel im Betriebe haben Hin- und Herbiegen um kleine Beträge bewirkt, die zur Bildung von Rissen sowie zur Entstehung der parallelen Streifen in einzelnen Körnern geführt haben.

#### Spalten im Gefüge.

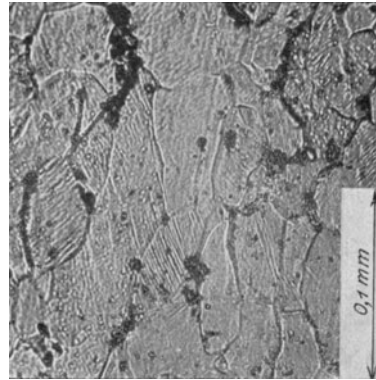
**Figur 136.** Gefüge mit eigenartigen „Spalten“ im Innern der Körner. Das Bild rührt von einem stickstoffreichen Kesselblech her.

**Figur 137.** Ähnliches Gefügebild wie Figur 136, herrührend von Eisen, das im Ammoniakstrom ausgeglüht wurde.

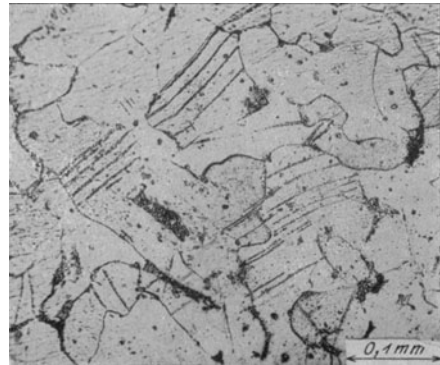
**Figur 138.** Ähnliches Gefügebild wie Figur 137, herrührend vom Ausfüllmaterial einer autogenen Schweißung; vermutlich Anzeichen geringerer Zähigkeit.

**Figur 139.** Gefüge mit „Spalten“ bei a; Kesselblech mit Ribbildung.<sup>2)</sup>

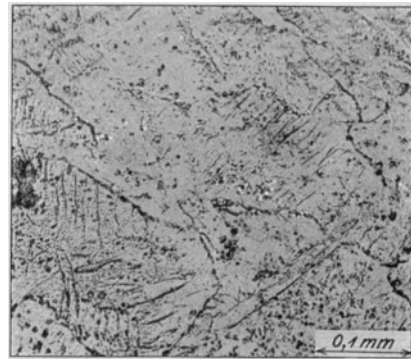
**Figur 140.** Fortpflanzung eines von links nach rechts verlaufenden Risses in Kesselblech; Verlauf teils längs der Korngrenzen, teils durch die Körner hindurch, anscheinend den „Spalten“ folgend. Ein Zusammenhang zwischen den letzteren und den parallelen Linien, die auf Figur 132 bis 135 zutage treten, ist nicht zu verkennen, doch scheinen noch andere Umstände mitzuspielen.



Figur 132.  $V = 300.$

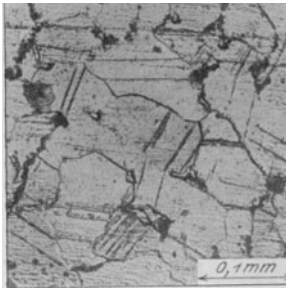
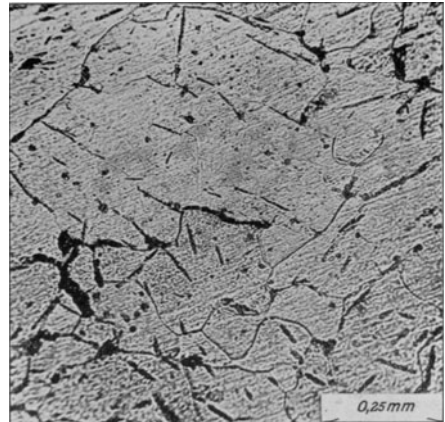
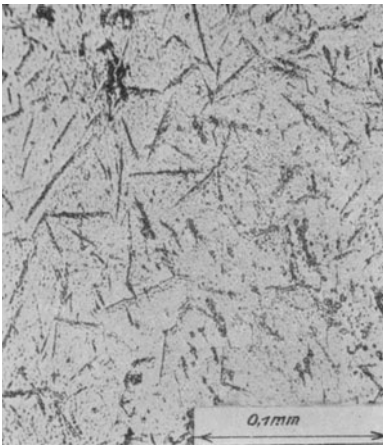
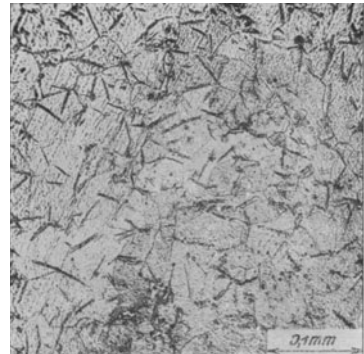
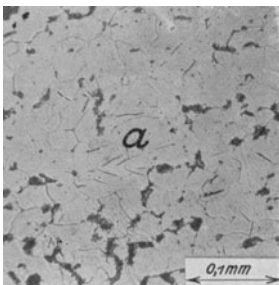
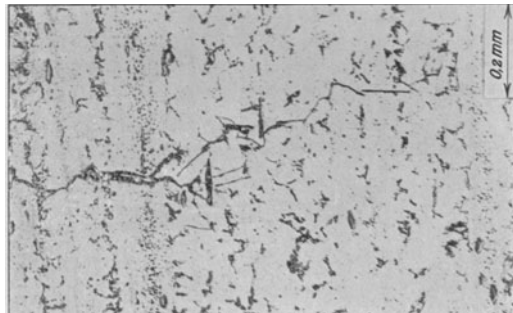


Figur 133.  $V = 150.$



Figur 134.  $V = 150.$

<sup>1)</sup> Mittel. über Forschungsarbeiten, Heft 83/84, S. 75. Über die Gefährlichkeit des beiderseitigen Verstemmens von Dampfkesselblechen vgl. Z. Ver. deutsch. Ing. 1912, S. 2071f. Über die Gefährlichkeit des zu starken Einwalzens von Heizrohren vgl. Z. Ver. deutsch. Ing. 1913, S. 461f.

Figur 135.  $V = 150$ .Figur 136.  $V = 80$ .Figur 137.  $V = 300$ .Figur 138.  $V = 150$ .Figur 139.  $V = 150$ .Figur 140.  $V = 75$ .

<sup>2)</sup> Z. Ver. deutsch. Ing. 1907, S. 751, wo ausgesprochen wurde, daß die Erscheinung bei Material zu beobachten ist, das häufig wechselnder Beanspruchung ausgesetzt ist, besonders deutlich, wenn es sich im verbrannten oder überhitzten Zustand befindet, sowie an Material, das einen verhältnismäßig hohen Gehalt an Stickstoff aufweist. Hinsichtlich des ähnlichen Bildes bei der autogenen Schweißung (Figur 138) s. u. a. Mitteil. über Forschungsarbeiten 1910, Heft 83/84, S. 18.

### Zerquetschung verschiedener Art.

**Figur 141.** Gefüge von zerquetschtem Stahlmaterial — ähnlich dem in Figur 128 dargestellten. — Der helle Ferrit ist über den Perlit hinweggezogen; er hat dies nicht ausgehalten, ohne aufzureißen.

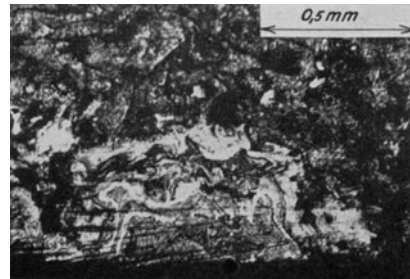
**Figur 142.** Gefüge von der Lauffläche von Kolbenringen aus Gußeisen (Schnittebene leicht geneigt zur Zylindermantellinie); selbst dieses spröde Material vermag, wie der vorliegende Fall zeigt, weitgehende Formänderung, die an die Faltenbildung im Gebirge erinnert, auszuhalten. (Hiervon wird bei dem bei Kolbenringen üblichen Hämmern Gebrauch gemacht. Richtplatten können sich infolge der Streckung der Oberfläche erhaben wölben usw.)

**Figur 143.** Stark ausgelaufener Wellenzapfen.

**Figur 144.** „Wellenhaare“, im Betrieb abgesponnen von dem in Figur 143 abgebildeten Zapfen, infolge zu geringen Perlitgehaltes der Lauffläche (die politurfähigen Perlitinseln — Figur 58, 61 — von Material III oder IV würden derartiges Anfressen nicht so leicht entstehen lassen) bei ungenügender Schmierung.



Figur 141.  $V = 150.$



Figur 142.  $V = 50.$

### Dauerbrüche.

**Figur 145, 146, 147.** Bruchflächen, durch häufiges Hin- und Herbiegen entstanden. Der Bruch ging bei dem in Figur 147 abgebildeten Stück von der Stelle  $\alpha$  aus. Im Laufe der Zeit setzte er sich fort, wodurch infolge der gegenseitigen Bewegungen der Bruchflächen Glätten der letzteren und Ausbildung Jahresring-ähnlicher Zonen stattfand. Der letzte, auf einmal entstandene Teil der Bruchfläche ist körnig. Bei Figur 145, 146 hat der Bruch in der Mitte der Langseiten begonnen und sich von beiden Seiten her fortgesetzt. Kerben usw. begünstigen das Entstehen der Anrisse in hohem Maße, um so mehr, je schärfer sie sind. Ebenso wirkt Gewinde (vgl. auch das zu Figur 127f., 109f., sowie zu Figur 54 Bemerkte, ferner Figur 461, S. 92).

**Figur 148.** Bruchfläche einer Straßenbahnwagenachse.

**Figur 149.** Kupplungszapfen eines Automobils. Beanspruchung auf Biegung und Verdrehung, fräserartige Bruchfläche.

**Figur 150.** Bruch der Speiche einer Riemenscheibe. Ein Farbstoff auf der Bruchfläche sprach dafür, daß die Speiche beim Anstreichen der Scheibe schon gebrochen war.

### Brüche bei Nietten.

**Figur 151.** Niete mit abgebrochenem Kopf. Der Bruch ist eine Folge des Umstandes, daß zwischen Schaft und Kopf keine Ausrundung vorhanden war. Abspringen der Setzköpfe wird begünstigt durch unvollständiges Anwärmen vor dem Nietten.<sup>1)</sup>

**Figur 152.** Längsschnitt durch eine Niete. Der dunkle Seigerstreifen geht an der

<sup>1)</sup> Vgl. Internationaler Verband der Dampfkesselüberwachungsvereine, Protokoll München 1912, S. 75 u. f. sowie Z. Ver. deutsch. Ing. 1912, S. 1890.





Figur 143.  $V = \frac{1}{2}$ .



Figur 144.  $V = \frac{1}{2}$ .



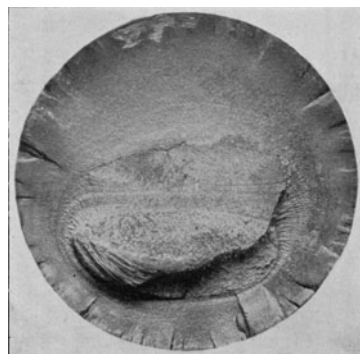
Figur 145.  $V = \frac{1}{2}$ .



$V = \frac{1}{2}$ .  
Figur 146.



Figur 147.  $V = \frac{3}{4}$ .



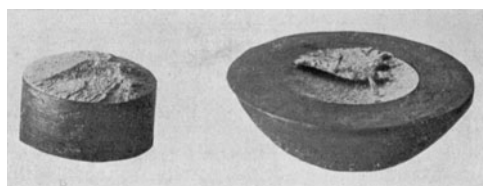
Figur 148.  $V = \frac{1}{2}$ .



Figur 149.  $V = \frac{1}{2}$ .



Figur 150.  $V = \frac{3}{4}$ .

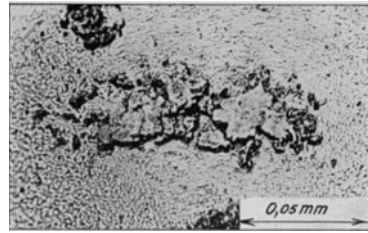


Figur 151.  $V = \frac{1}{2}$ .



Figur 152.  $V = 0,7$ .  
3\*

Ecke vorbei und gibt infolge seiner geringen Zähigkeit leicht Anlaß zum Abreißen des Kopfes um so mehr, je geringer die Ausrundung zwischen Kopf und Schaft ist. In höherer Temperatur (200 bis 350° C, Dampfkesselrieten) tritt das Abreißen besonders leicht ein.



Figur 153.  $V = 400$ .

### b) Ausglühen, Überhitzen, Verbrennen.

#### Ausglühen.

Beseitigung der Wirkung des Kaltziehens usf.:	Figur 114, 115.
„ „ Materialzerquetschung:	„ 126.
„ „ Härtung:	„ 193f.
„ von grobem Korn, stengeligem Gefüge usf.:	„ 115, 159f., 168, 175, 193, 277, 283f., 358, 448, 464.

Über Anlassen vgl. Figur 193f., 202f., 224, 277, ferner S. 55. 72 bis 79.

Das Gefüge von Flußeisen der üblichen Beschaffenheit zeigen Figur 55f., S. 17. Vgl. auch Figur 123f.

**Figur 153.** Flußeisen, längere Zeit ausgeglüht bei nicht zu hoher Temperatur. Die Zementitlamellen des Perlit (Figur 61, 63) sind gewissermaßen zusammengeflossen, so daß im Gefüge freier Zementit neben Ferrit auftritt. Bei Stahl entsteht auf dieselbe Weise körniger Perlit an Stelle des „lamellaren“ Perlit.

**Figur 154.** Gefüge von Dynamoblech ( $K_c =$  etwa 3000 kg/qcm,  $\varphi = 22\%$ ), bei dem der Ferrit im Hinblick auf die magnetischen Eigenschaften möglichst großen Anteil am Gefüge besitzen soll; das Glühverfahren, das das Gefüge Figur 153 erzeugt, ist also das richtige für solche Bleche (Zementit enthält 6,7%, Perlit 0,8% C).

#### Überhitzen.

**Figur 155.** Bruchquerschnitt durch eine Flußeisenstange, die zwei Jahre lang im Glühofen einer Temperatur von 700 bis 800° C ausgesetzt war. Bruchflächen glänzend, wie bei wohlausgebildeten Kristallen.

**Figur 156.** Bruchfläche eines Kornes aus Figur 155.

**Figur 157.** Querschnitt durch die in Figur 155 abgebildete Stange, geätzt.

**Figur 158.** Gefügebild desselben Materials; Stelle, wo die Ecken von drei der großen Körner zusammenstoßen. Den inneren Aufbau derselben zeigt Figur 60, S. 17, über die parallelen Streifen in dem einen Korn vgl. das zu Figur 133, S. 32 Bemerkte.

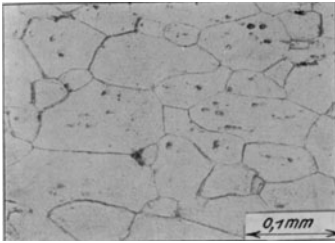
#### Beseitigung des groben Kornes.

**Figur 159.** Dasselbe Material wie Figur 158, ausgeglüht. Die groben Körner sind aufgeteilt, die ursprüngliche Zähigkeit des Materials ist dadurch mehr oder minder vollständig wieder hergestellt. Die Möglichkeit, durch Ausglühen, ohne Aufwendung mechanischer Arbeit, wieder feine Körnung zu erzielen, ist die Folge des Umstandes, daß Eisen in höheren Wärmegraden in eine neue Modifikation übergeht (es sei zum Vergleich erinnert an: Kohlenstoff = Graphit und = Diamant; Schwefel, spröde und plastisch; Phosphor, weiß und rot usf. Näheres vgl. S. 42f.). Bei verbranntem Material kann die Wiederherstellung nicht erfolgen, vgl. Figur 175f.

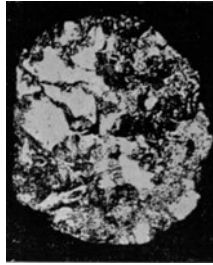
#### Einfluß vorausgegangener Formänderung.

**Figur 160 und 161.** Kesselbleche mit grober Kornschicht an einer Außenseite (links). Vorausgegangene Formänderung äußert ihren Einfluß auf die Neubildung der Körner beim nachfolgenden Ausglühen, vgl. das zu Figur 115, Bemerkte, sowie Figur 283, 406.

**Figur 162.** Streifige Anordnung des Perlit, Folge der Wärmebehandlung sowie



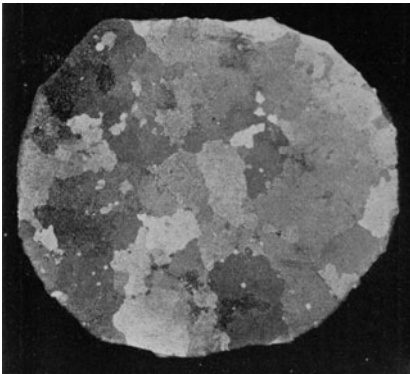
Figur 154.  $V=150$ .



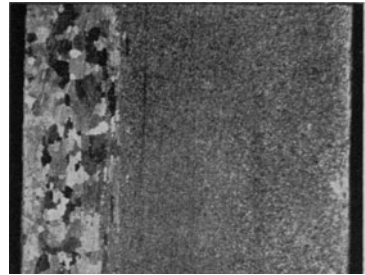
Figur 155.  $V=3$ .



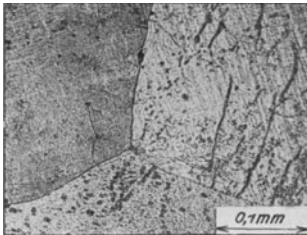
Figur 156.  $V=7,5$ .



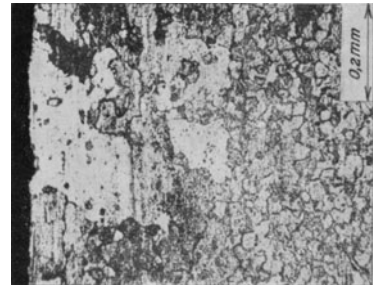
Figur 157.  $V=4$ .



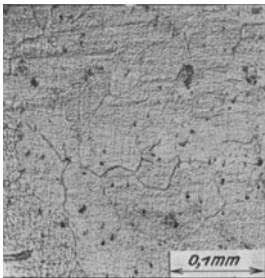
Figur 160.  $V=4$ .



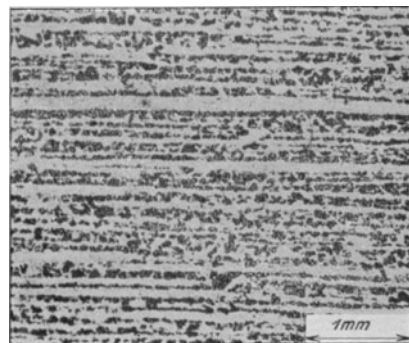
Figur 158.  $V=150$ .



Figur 161.  $V=75$ .



Figur 159.  $V=150$ .



Figur 162.  $V=15$ .

der Vorgänge beim Walzen unter Mitwirkung der Verunreinigungen, vgl. Bemerkung zu Figur 160, 161.

### Überhitzung bei höherem Kohlenstoffgehalt.

**Figur 163.** Überhitztes Material höherer Festigkeit. Hüllen von Ferrit um die Perlitinseln. Folge dieser Abgrenzung der Körner ist große Sprödigkeit (Figur 166, 167). Solches Material zeigt bei verhältnismäßig geringer Spannung große bleibende Formänderung (Figur 165).

**Figur 164.** Wie Figur 163; anderes Material.

**Figur 165.** Zugversuch mit dem Material, dessen Gefüge Figur 164 zeigt. Auftreten von bleibenden Formänderungen erheblicher Größe bei ziemlich niedriger Spannung. ( $K_z = 6587 \text{ kg/qcm}$ ,  $\varphi = 3\%$ ).

**Figur 166 und 167.** Oberfläche und Bruchquerschnitt des Stabes, der Figur 165 ergeben hat. Geringe Bruchdehnung. Fehlen der Aufrauung der Oberfläche nach dem Strecken sowie der Einschnürung am Bruch (Figur 38, 39).

**Figur 168.** Gefüge desselben Materials (Figur 164) nach dem Ausglühen; viel feineres Korn, das durch Anwendung etwas höherer Temperatur noch kleiner hätte erhalten werden können. Ganz ähnlich liegen die Verhältnisse bei Werkzeugstahl, vgl. S. 54, 72.

### Vorgänge beim Wachsen der Körner. Strahlige Zeichnung des Perlit.

**Figur 169.** Eisenkorn, durch rasches Wachsen in hoher Temperatur entstanden (autogene Schweißung). Die Abbildung zeigt den Vorgang des Ineinander-Aufgehens benachbarter Körner. Vgl. dagegen Figur 55, 155f.; bei weniger hoher Temperatur erfolgt das Wachsen gleichförmiger und langsamer. Es beginnt schon in dunkler Rotglut.

**Figur 170.** Wie Figur 169; Eisen mit etwas mehr Kohlenstoff. Strahlige Anordnung des Perlit. Diese ist nach beschleunigter Abkühlung an der Luft usw., ohne daß eigentliche Härtung eintritt, zu beobachten, wenn die vorausgegangene Erwärmung ausreichend hoch war. (Ähnlichkeit mit dem Gefüge des Martensit, vgl. Figur 196 bis 200, S. 45). Näheres s. Mitt. über Forschungsarbeiten, Heft 83/84, S. 80.

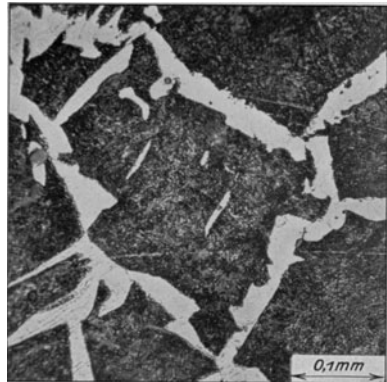
**Figur 171.** Wie Figur 170; das Material enthält mehr Kohlenstoff. Die strahlige Anordnung des Perlit ist noch kennzeichnender.

**Figur 172.** Wie Figur 171. Unbeabsichtigte Kohlung bei autogener Schweißung. Das Gefüge des Bleches entsprach ursprünglich etwa der Figur 56, S. 17.

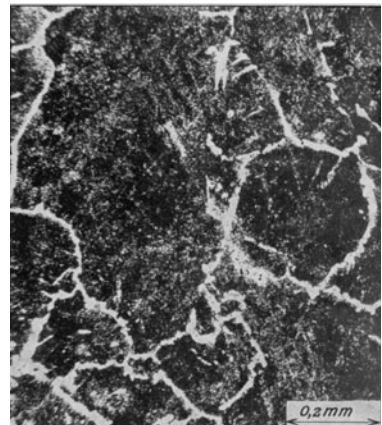
**Figur 173.** Gefüge von stark überhitztem Kesselblech mit etwa  $0,25\%$  C (vgl. Figur 170, sowie 179f.).

### Einfluß von Verunreinigungen.

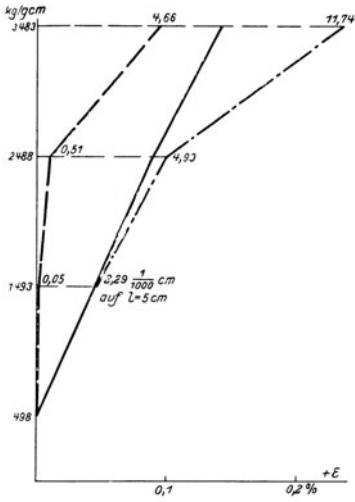
**Figur 174.** Stelle aus Figur 157. Im Gegensatz zu Figur 158 sind feine Körner vorhanden. Die Vereinigung der kleinen Körner zu großen ist hier durch reichlichen Schlackengehalt (Einhüllung) verhindert.



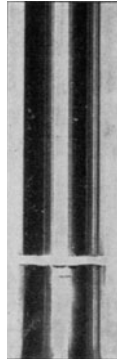
Figur 163.  $V = 150$ .



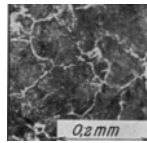
Figur 164.  $V = 75$ .



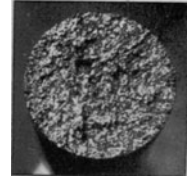
Figur 165.



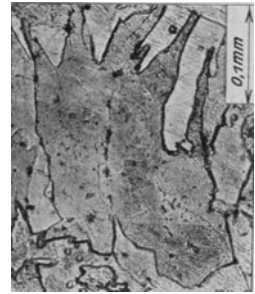
Figur 166.  $V = 1/2$ .



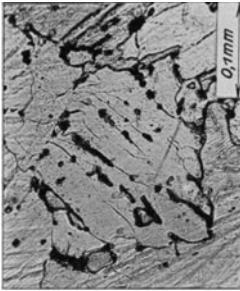
Figur 168.  $V = 75$ .



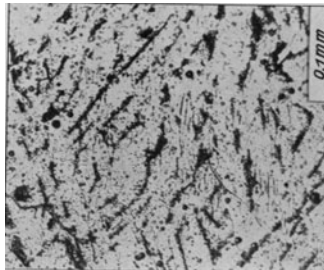
Figur 167.  $V = 1$ .



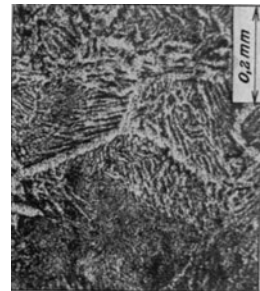
Figur 169.  $V = 150$ .



Figur 170.  $V = 150$ .



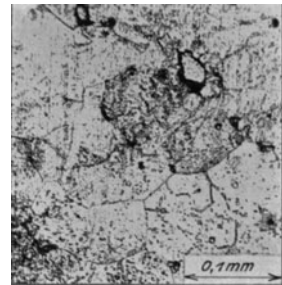
Figur 171.  $V = 150$ .



Figur 172.  $V = 75$ .



Figur 173.  $V = 40$ .



Figur 174.  $V = 150$ .

### Verbrennen.

**Figur 175.** Gefüge verbrannten weichen Flußeisens. Das Verbrennen ist dadurch gekennzeichnet, daß an den Korngrenzen Oxydation eintritt. Diese kann durch Ausglühen nicht entfernt werden, das Eisen ist also dauernd geschädigt, während nur überhitztes (und nicht verbranntes) Eisen durch Ausglühen verbessert werden kann. Letzteres läßt sich bei sehr schlackenreichem Material (Ausfüllmaterial bei autogener Schweißung, Teile aus der Nähe des Lunkers usw.) zuweilen nicht erreichen, weil die Schlackenteile die Körner umhüllen (vgl. Figur 174). In solchen Fällen kann kräftiges Durchschmieden — mechanische Zerstörung der Schlackenhüllen — von Vorteil sein. Verbrennen tritt an stärker verunreinigten Stellen leichter ein, als in reinem Material. Erstere sind gegen stärkere Erwärmung beim Schmieden (Warmbiegeprobe) manchmal sehr empfindlich. Vgl. Figur 183 und 510 S. 102, s. a. Figur 232, 249.

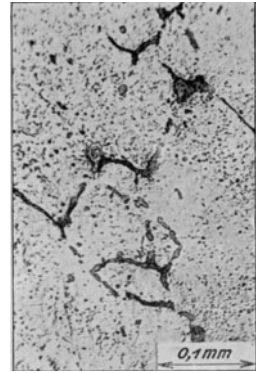
**Figur 176 und 177.** Wie Figur 175.

**Figur 178.** Stark verbranntes Eisen. Oxydenschluß an der Grenze zwischen drei Körnern, vgl. Figur 181.

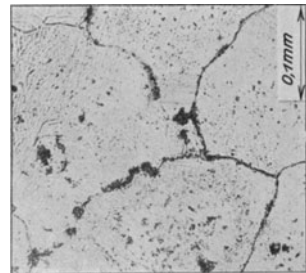
**Figur 179 und 180.** Verbranntes Flußeisen mit etwa 0,25% C. (Vgl. Figur 173.)

**Figur 181 und 182.** Beim Schweißen verbranntes Material. Die verschwommene Zeichnung des Perlit ist kennzeichnend. Die Schweißung, von der Figur 181 stammt, ist ausgeglüht worden. Innerhalb jedes der großen Körner sind beim Ausglühen kleine Körner entstanden. Die vorhandene Oxydation der Grenzen der beim Schweißen entstandenen groben Körner ist geblieben (Figur 175, 178, 179, 183).

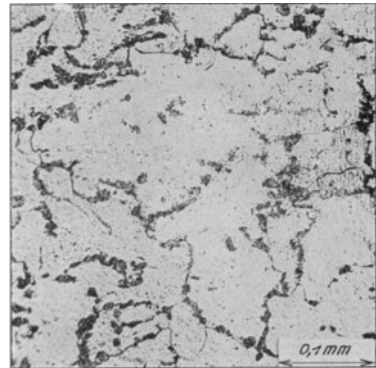
**Figur 183.** Verbrannt gewesenes Material. Die abgebildete Stelle läßt noch erkennen, wo vor dem Ausglühen drei grobe Körner zusammengestoßen waren. Die Schädigung der Zähigkeit durch Oxydation der Korngrenzen bleibt in solchen Fällen fast unvermindert bestehen; sie macht sich auch beim Schmieden bemerkbar, namentlich, wenn das Eisen ziemlich warm gemacht wird.



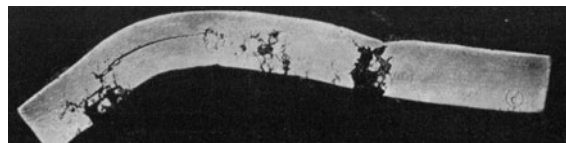
Figur 175.  $V=150$ .



Figur 176.  $V=150$ .

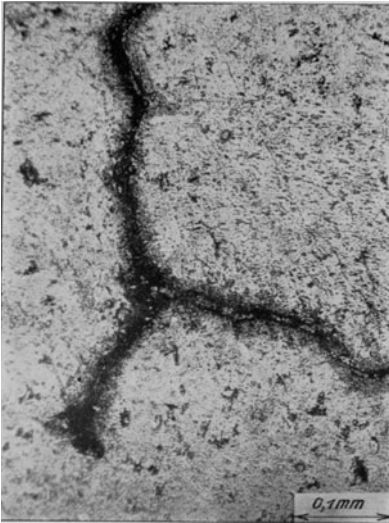


Figur 177.  $V=150$ .

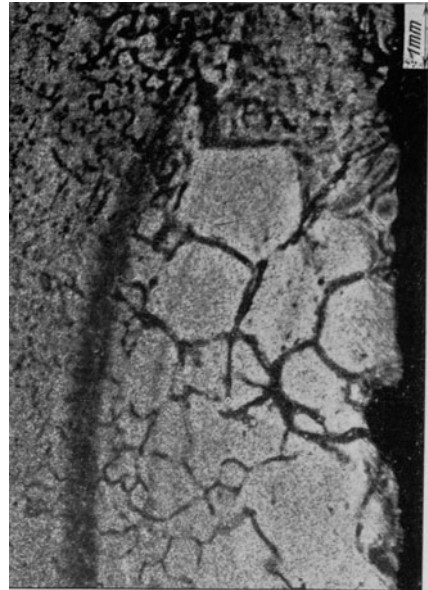


Figur 180.

$V=1/2$ .



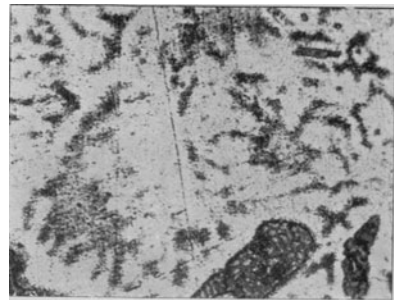
Figur 178.  $V = 150.$



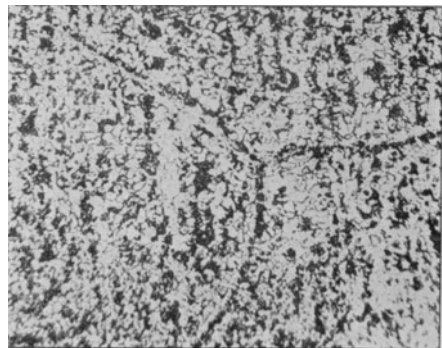
Figur 181.  $V = 10.$



Figur 179.  $V = 10.$



Figur 182.  $V = 150.$



Figur 183.  $V = 75.$

Figur 180 s. S. 40.

**Autogenes Schneiden.** (S. auch Figur 411f., S. 86).

**Figur 184 bis 186.** Drei Gefügebilder in verschiedenem Abstand von einem mittels des Schneidbrenners hergestellten Rand. Der Einfluß des Schnitts auf das Gefüge reicht etwa 6 mm in die Tiefe.

**Figur 187.** Gefüge am Rand eines anderen Brennerschnitts. Einfluß auf das Gefüge bis etwa 2 mm Tiefe erkennbar. Diese Tiefe hängt bei gleichem Material in erster Linie von der Dauer der Einwirkung der Schneidflamme (Sorgfalt, Geschicklichkeit des Arbeiters, Reinheit des Sauerstoffs usf.), d. h. von der Schnittgeschwindigkeit ab.

**Überhitzte Kesselteile.**

**Figur 188.** Wasserrohr (100 mm l. W.) mit Beulen, die entstanden sind, weil das Rohr mehr Wärme übertragen mußte, als es ohne örtliche Wärmestauung zu übertragen vermochte. Letztere wird begünstigt durch ungenügende Abführung des Dampfes (Dampfpelz), starke Kesselsteinbildung, Öl usf., vgl. Z. Ver. deutsch. Ing. 1887, S. 458, 526; 1894, S. 1420; 1896, S. 315; 1910, S. 1018.

**Figur 189.** Längsschnitt durch eine solche Beule. Innen dunkel gefärbter Belag aus oxydierten Teilen der Rohrwand.

**Figur 190.** Querschnitt durch die letztere. Am äußeren, unten gelegenen Rand hat die Korngröße zugenommen (Erglühen).

**Figur 191.** Gefüge an der Unterfläche eines vom Feuer angezehrten Verdunstungsgefäßes. Abbrennen entlang der Kornfugen.

**Figur 192.** Gefüge am Rand eines mehrere Jahre lang benutzten Salzbadtiegels. Verbrennen des Kohlenstoffs. Einwandern von Oxydteilen am Rande, der gelbliche Farbe aufweist (in Figur 192 links).

c) Härten und Anlassen, Vergüten.

**Abkühlungskurven. Zustandsdiagramm.**

**Figur 193.** Abkühlungslinie<sup>1)</sup> von Stahl mit ungefähr 0,8% Kohlenstoffgehalt<sup>2)</sup>. Auf der Strecke *BA* erfolgte stetige Abkühlung. Bei *A* ist ein Knick, d. h. Verzögerung im Sinken der Temperatur des Probekörpers zu beobachten. Da die Abführung der Wärme durch die Abkühlung des Ofens dieselbe geblieben ist, muß hier im Probestück Wärme frei geworden sein, was darauf hindeutet, daß im Innern des Stahles Veränderung eingetreten ist. In der Tat sieht das Gefüge unterhalb des Punktes *C* ganz anders aus als oberhalb desselben. Unterhalb *C* tritt der aus Lamellen aufgebaute Perlit (Figur 63), oberhalb das homogene, „Martensit“ genannte Gefügebild (Figur 198) auf. Die Knickstelle *ADC* ist auf die Abscheidung des Perlit bei der Abkühlung (Auflösen beim Erwärmen) zurückzuführen. Oberhalb des Punktes *D* sind die Zementitlamellen des Perlit im Eisen gelöst: Feste Lösung. Temperaturzunahme *AD*: Zeichen für Unterkühlung<sup>3)</sup> (ebenso ist beim Erwärmen Überhitzen zu beobachten). Die eigentliche Temperatur für den Haltepunkt ist durch die Höhenlage von *DC* bestimmt. Bei dieser Temperatur scheidet sich nach dem oben Gesagten allmählich aller Perlit ab. Strecke *CE*: stetige weitere Abkühlung. Wird die Stahlprobe von einer Temperatur oberhalb *D* auf eine Temperatur unterhalb *C* rasch abgekühlt, so erfolgt Härtung<sup>4)</sup>.

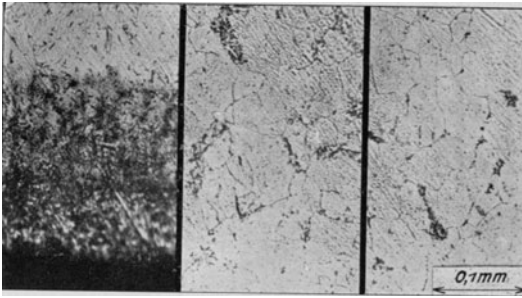
**Figur 194.** Abkühlungskurve eines Flußeisens mit ungefähr 0,25% C. Strecke *BA'*: Stetige Abkühlung. Strecke *A'A*: Richtungswechsel der Abkühlungskurve, was darauf hindeutet, daß stetige Wärmezufuhr aus dem Innern der Probe stattfindet: Abscheidung des im Überschuß vorhandenen „Ferrit“<sup>2)</sup> aus der festen Lösung. Strecke

<sup>1)</sup> Figur 193 und 194 sind erhalten an Probekörpern, die im Glühofen erwärmt und mit diesem der Abkühlung überlassen wurden. Die Messung der Temperatur erfolgte mittels Thermoelement.

<sup>2)</sup> Das Gefügebild des Materials, das Figur 193 gab, entspricht der Figur 63, das zu Figur 194 gehörige der Figur 57.

<sup>3)</sup> <sup>4)</sup>: s. S. 44.

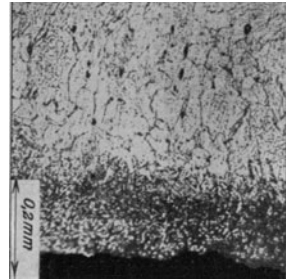




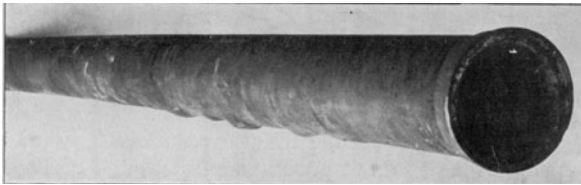
Figur 184.  
Rand

Figur 185.  
2,5 mm

Figur 186.  
6,5 mm vom Rand  
 $V = 150$ .



Figur 187.  $V = 75$



Figur 188.

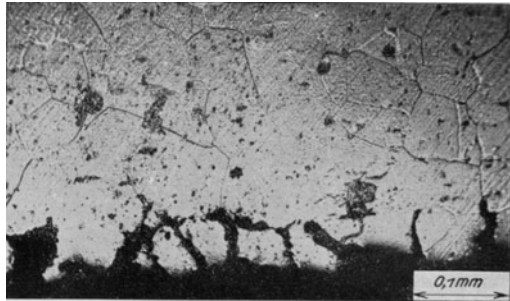
$V = 0,1$ .



Figur 190.  $V = 10$ .

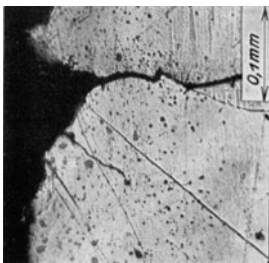


Figur 189.  $V = 1/2$ .

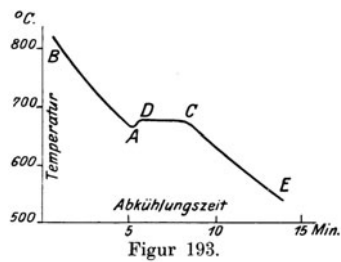


Figur 191.

$V = 150$ .



Figur 192.  $V = 150$ .



Figur 193.

*ADC*: wie zu Figur 193 bemerkt. Strecke *AC* ist hier kürzer, weil viel weniger „Perlit“ vorhanden ist. Häufig ist bei *A'* ein Verlauf ähnlich wie bei *ADC* zu beobachten, infolge gewissermaßen ruckweisen, etwas verspäteten Beginns der Ausscheidung des Ferrit. Bei *AD* ist in der Regel kein Ansteigen zu beobachten.

Findet rasche Abkühlung statt, so zeigt der Stahl oberhalb *A'*: Martensit (s. o.), vgl. Figur 196 bis 200, zwischen *A'* und *A*: Ferrit und Martensit, vgl. Figur 201, unterhalb *C*: Ferrit und Perlit, vgl. Figur 212, 216, sowie Figur 55f.

**Figur 195.** Diagramm nach Roozeboom, in dem die Ergebnisse der Abkühlungslinien nach Art der Figur 193, 194 für Material verschiedenen Kohlenstoffgehaltes zusammengefaßt sind. Beispiel: Kühlt eine Probe mit 0,25% C von 1000° C ab (gestrichelte Linie in Figur 195, vgl. auch Figur 194), so befindet sich das Material zunächst im Zustand fester Lösung und zwar in der bei dieser Temperatur vorhandenen Modifikation (vgl. Figur 159) „ $\gamma$ -Eisen“. Bei der durch den Punkt *a* gekennzeichneten Temperatur beginnt sich Ferrit abzuscheiden (Punkt *A'*, Figur 194), die Temperatur sinkt nun weiter und es scheidet sich weiter Ferrit ab, der aufhört,  $\gamma$ -Eisen zu sein. Infolgedessen wird die verbleibende Lösung, die allen Kohlenstoff (Perlit) gelöst enthält, kohlenstoffreicher; der Zustand der Lösung folgt dem Linienzug *aA*, Figur 195. Ist die Temperatur *d* erreicht, so ist aller freie Ferrit abgeschieden und die verbleibende Lösung enthält die dem Punkt *A* entsprechende Zusammensetzung des Perlit (0,8 bis 0,9% C). Infolgedessen stellt sich bei *d* der Haltepunkt, *ADC*, Figur 194, ein. Unterhalb desselben besteht das Material aus Ferrit (als  $\alpha$ -Eisen) und Perlit. Die Zusammensetzung beim Punkt *A* hat also den tiefstliegenden Abscheidungs- und den tiefsten Lösungs- und die tiefste Schmelztemperatur; sie wird deshalb „eutektische“ Legierung (leichtest schmelzende Legierung; Eutektikum) genannt im Anschluß an die sehr ähnlichen Vorgänge bei Legierungen, die geschmolzen werden (vgl. XI.). In neuerer Zeit ist zur Unterscheidung auch die Bezeichnung „Eutektoid“ vorgeschlagen worden. (Gehalt an Mangan usw. beeinflusst die Lage der Punkte *A, A'*). Hiernach bedeutet in Figur 195: Linie *A'A* (für „untereutektisches“ Material mit weniger als 0,8% C) den Beginn der Ausscheidung von freiem Ferrit; Linie *AZ* (für „übereutektisches“ Material mit mehr als 0,8% C) den Beginn der Ausscheidung von freiem Zementit; Linie *DD* die Ausscheidung des Perlit.

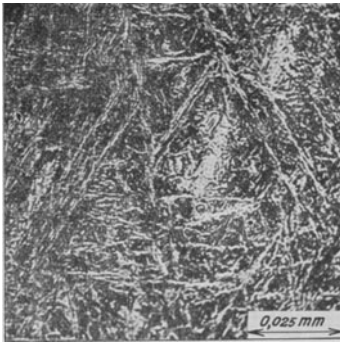
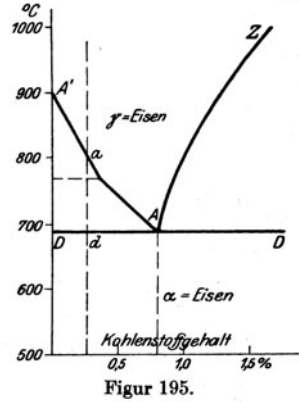
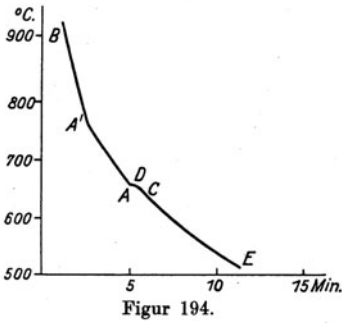
Die Abkühlungslinien der „übereutektischen“ Stähle, deren Gefüge aus Perlit und Zementit besteht, vgl. Figur 346, S. 69, sind im Wesen der Figur 194 gleich.

Figur 195 erlaubt hiernach die Härtung zu regeln; diese hat stets oberhalb der Linie *DD* zu erfolgen. Oberhalb *A'AZ* ist weder freier Ferrit (*A'A*) noch freier Zementit (*AZ*) vorhanden. Im Gebiet *ZAD* tritt neben Martensit freier Zementit auf. Martensit erscheint nun in der Tat nicht als das Gefüge, das dem Zustand in dem Bereich *A'AZ* entspricht, dieses ist vielmehr der „Austenit“, vgl. Figur 416, S. 87, der jedoch sehr leicht zerfällt und dann Martensit liefert. Letzterer ist zwar sehr hart, aber auch sehr spröde. (Über „Hardenit“ s. S. 72). Martensitisches Gefüge bedingt daher in der Regel Unbrauchbarkeit des Werkzeugs usw. Abhilfe: Anlassen oder weniger wirksame Härtung, vgl. Figur 202f., ferner Figur 193f., 224f., 249, 258, 284, 346, 416 usw.

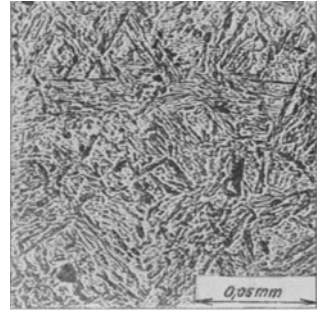
Soll überhitztes Material wieder hergestellt werden, so ist stets über die durch den Linienzug *A'AZ* gekennzeichnete Temperatur zu erwärmen, also bei weichem Eisen höhere Erhitzung nötig, als bei Stahl mit etwa 1% C. (Umwandlung von  $\alpha$ - in  $\gamma$ -Eisen und umgekehrt, vgl. Bemerkung zu Figur 159.)

<sup>3)</sup> Kühlt sich eine Schmelze unter ihren Erstarrungspunkt ab, ohne fest zu werden, so findet Unterkühlung statt; ebenso bei Lösungen, bei denen Ausscheidung eines auskristallisierenden Bestandteils, hier des Perlit, verspätet eintritt.

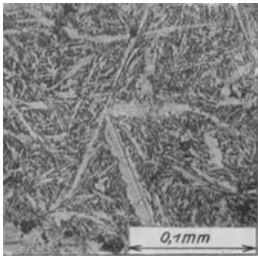
<sup>4)</sup> Bei Werkzeugen usw., die sehr hart werden sollen, pflegt der Stahl über den Punkt *D* (z. B. auf 780° C) erwärmt und sodann dem Härtebad ausgesetzt zu werden. Nur bei lebhafter Bewegung des letzteren wird gleichförmige Härtung erzielt. Für diese ist auch gleichförmige Erwärmung Voraussetzung. Vgl. auch die Bemerkungen zu Figur 195, 204, 346f. Bei Stahl mit höherem Kohlenstoffgehalt kann für kurze Zeit stärkere Erwärmung angezeigt sein, gefolgt von langsamer Abkühlung



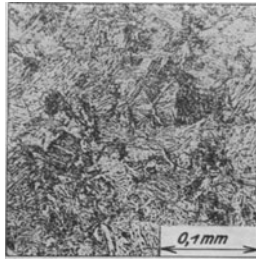
Figur 196.  $V = 600$ .



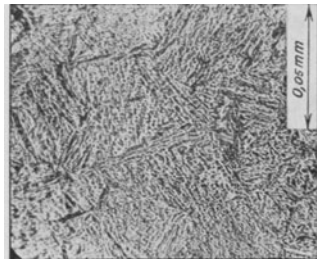
Figur 198.  $V = 400$ .



Figur 197.  $V = 200$ .



Figur 199.  $V = 150$ .



Figur 200.  $V = 400$ .

### Härtungsgefüge.

**Figur 196.** Martensit. Nadeliges, homogenes Gefüge von gehärtetem, nicht angelassenem Werkzeugstahl.<sup>1)</sup> Näheres vgl. bei Figur 193, 194, 195.

**Figur 197.** Wie Figur 196, von zu hoher Temperatur gehärtet (überhitzt, grobkörnig).

**Figur 198 und 199.** Wie Figur 196, von Stahl mit 0,4% C (s. Figur 58, S. 17).

**Figur 200.** Wie Figur 196, von Flußeisen mit 0,2% C.

bis zur Härtungstemperatur, um möglichst feines Gefüge zu erzielen. Sonderstähle erfordern eine abweichende Behandlung. Daß auch die Größe der Stücke, deren Gestalt, die Hilfsmittel zur Erwärmung und Abkühlung usf. eine große Rolle spielen, ist bekannt. Vgl. auch Figur 226f., 248, 284, 346 usf.

<sup>1)</sup> Zur Kennzeichnung des Gefüges ist bei gehärtetem Stahl Anwendung starker Vergrößerung erforderlich. In andern Fällen wird schwache Vergrößerung angezeigt, um Überblick zu gewähren. Einheitlichkeit der Vergrößerung wurde angestrebt, indem für möglichst viele Bilder  $V = 150$  oder doch ein einfacher Bruchteil dieses Maßstabes zur Anwendung gelangte.

**Figur 201.** Martensit (dunkel) neben Ferrit. Härtung zwischen Punkt *A'* und *A*, Figur 194. Zugfestigkeit (vgl. Figur 211)  $K_z = 4538 \text{ kg/qcm}$ .

**Figur 202.** „Troostit“ genannter Gefügeteil (dunkel) neben Martensit. Gelb angelassener Werkzeugstahl — Beginn der Zersetzung des Martensit —.

**Figur 203.** Gefüge eines angelassenen Werkzeugstahles mit 1,04% C. Kleine Einschlüsse aus freiem Zementit. undeutliches Gefüge. Richtig gehärtete und angelassene Teile haben ein Gefüge ohne ausgesprochene Zeichnung. Vgl. Figur 238.

**Figur 204.** „Sorbit“ genanntes Gefügebild. Weitere Zersetzung des Martensit, bewirkt durch stärkeres Anlassen, etwa bis zur blauen Anlauffarbe. Beim Ätzen tritt kräftige Dunkelfärbung ein. Die gleichförmige Verteilung des Kohlenstoffgehaltes, wie sie durch die Bildung der festen Lösung (Figur 193 bis 195) erlangt wird, ist verbunden mit größerer Zähigkeit, die vom Anlassen herührt: Vergüten. (Federhärtung, hohe Elastizitätsgrenze, vgl. Figur 211f.)

Ähnliche „Übergangsgefüge“ zwischen Martensit und Perlit wie durch Anlassen können erlangt werden

- a) durch Abkühlen im Bereich *ADC*, Figur 193,
- b) durch Abkühlen in warmen oder wenig wirksamen Flüssigkeiten.

Hierbei besteht geringere Gefahr der Bildung von Härterissen, doch pflegen die Stücke weniger feines Korn zu erhalten (vgl. Figur 213, 214, 217, 218), was geringere Güte erwarten läßt. Immerhin scheint hier ein Weg für die Behandlung schwierig zu härtender Stücke vorhanden, sofern besonders große Härte nicht verlangt wird. Häufig kann diese weiter entbehrt werden als vielfach angenommen wird.

**Figur 205.** Gefüge, kennzeichnend für Warmwasser- oder Ölhärtung, vgl. Figur 207.

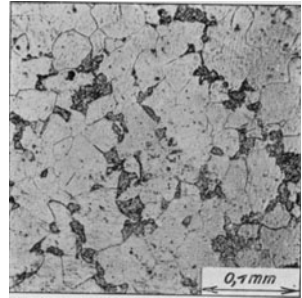
**Figur 206.** Gefüge aus dem Innern einer schweren Feile (dunkler „Troostit“ an den Kornrändern, vgl. Figur 202).

**Figur 207 bis 210.** Gefüge von Kesselblech bei verschiedenen Temperaturen  $t$  in Wasser von  $28^\circ \text{C}$  abgekühlt („Hartbiegeprobe“).  $t = 850, 800, 750, 700^\circ \text{C}$ . Deutliche Unterschiede im Gefüge.

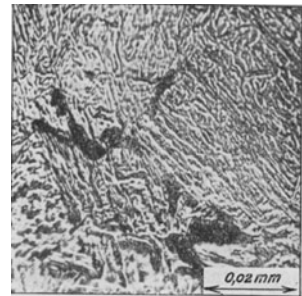
#### Zugversuche mit verschieden behandeltem Material.<sup>1)</sup>

**Figur 211.** Zerreißversuche mit verschieden behandeltem Flußeisen. Hebung von Streckgrenze und Zugfestigkeit, Abnahme der Bruchdehnung. Verschwinden der Streckgrenze bei nachdrücklicher Härtung. Bedeutender Einfluß selbst bei diesem „weichen“ Material. Vgl. auch Figur 201 ( $K_z = 4538 \text{ kg/qcm}$ ).

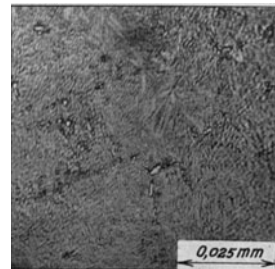
**Figur 212 bis 214.** Gefügebilder von 3 Stäben, über



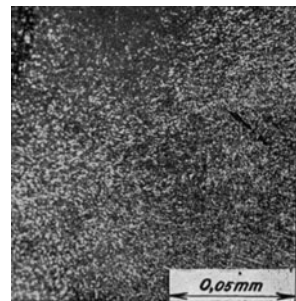
Figur 201.  $V = 150$ .



Figur 202.  $V = 750$ .

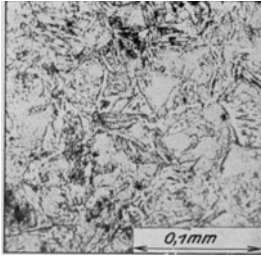


Figur 203.  $V = 600$ .

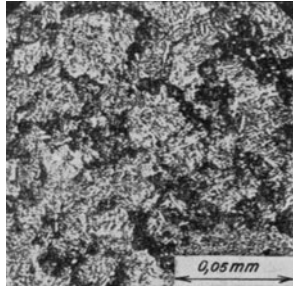


Figur 204.  $V = 400$ .

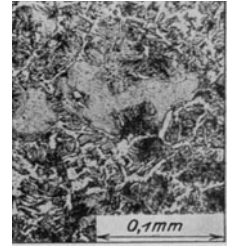
<sup>1)</sup> Vgl. auch S. 55, 68, 70, 73, 74 und 79, sowie S. 90, Figur 448 und S. 92.



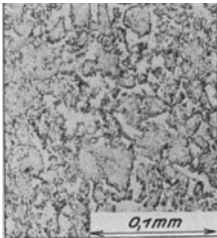
Figur 205.  $V=200$ .



Figur 206.  $V=400$ .



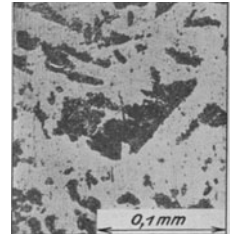
Figur 207.  $V=200$ .  
 $t=850^{\circ}\text{C}$ .



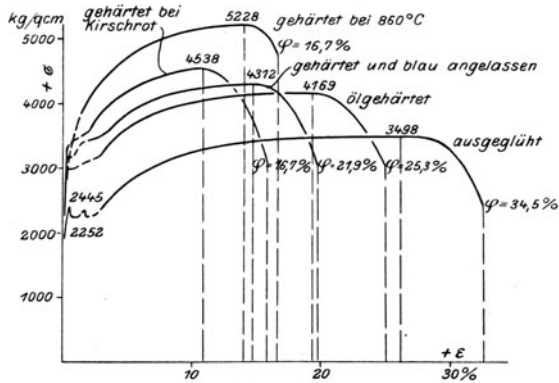
Figur 208.  $V=200$ .  
 $t=800^{\circ}\text{C}$ .



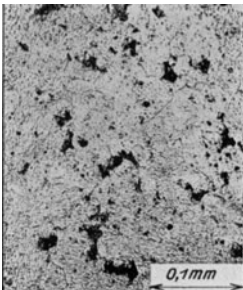
Figur 209.  $V=200$ .  
 $t=750^{\circ}\text{C}$ .



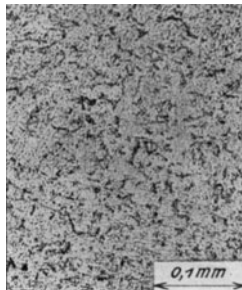
Figur 210.  $V=200$ .  
 $t=700^{\circ}\text{C}$ .



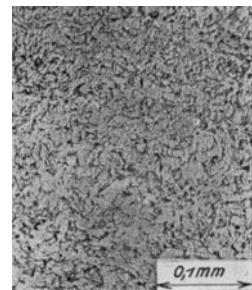
Figur 211.



Figur 212.  $V=150$ .  
 $K_2 = 3498 \text{ kg/qcm}$ .



Figur 213.  $V=150$ .  
 $K_2 = 4169 \text{ kg/qcm}$ .



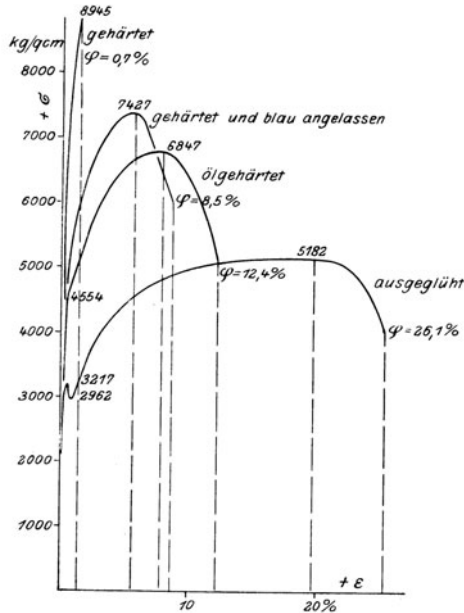
Figur 214.  $V=150$ .  
 $K_2 = 4312 \text{ kg/qcm}$ .

die Figur 211 Auskunft gibt. Figur 201: gehärtet; Figur 212: ausgeglüht. Figur 213: ölgehärtet. Figur 214: gehärtet und blau angelassen. Vgl. auch Figur 224.

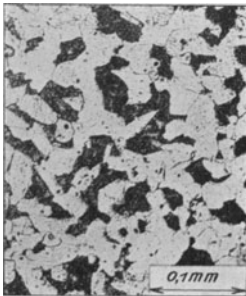
Figur 215 bis 218 wie Figur 211 bis 214, jedoch „Material III“ statt „Material I“. Figur 216: ausgeglüht. Figur 217: ölgehärtet. Figur 218: gehärtet und blau angelassen. S. auch die Bemerkungen zu Figur 204.

Figur 219 bis 222: wie Figur 211 bis 214, jedoch „Material V“ statt „Material I“. Figur 220: ausgeglüht (s. auch Figur 38, S. 13). Figur 221: ölgehärtet. Figur 222: gehärtet und bei  $680^{\circ}$  C. angelassen (vergütet, s. a. Figur 39). Weitere Stäbe s. C. Bach, Elastizität und Festigkeit, VI. Aufl., § 10.

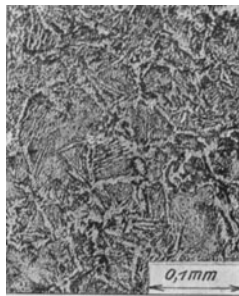
Figur 223. Zugversuch mit einem ausgeglühten und mit einem vergüteten Stab aus Material V (vgl. Figur 222). Erhöhung der Elastizitätsgrenze; vgl. Figur 219 bis 222, sowie 224.



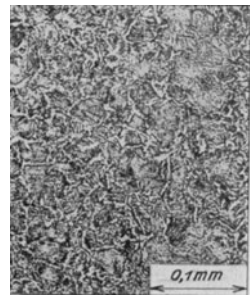
Figur 215.



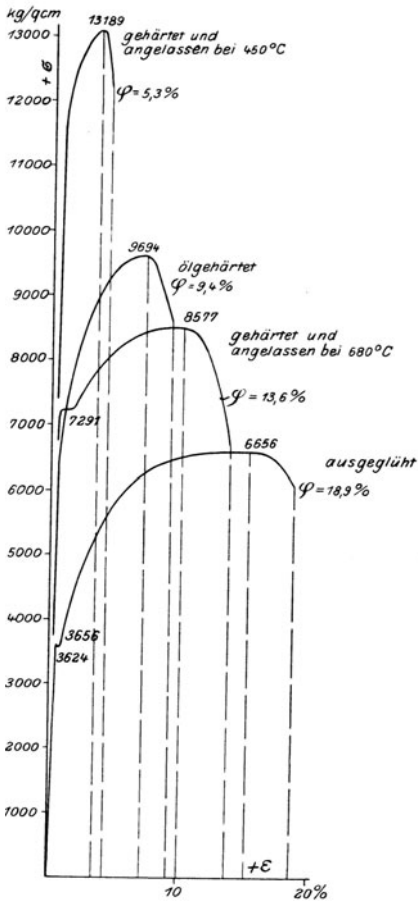
Figur 216.  $V=150$ .  
 $K_2=5182$  kg/qcm.



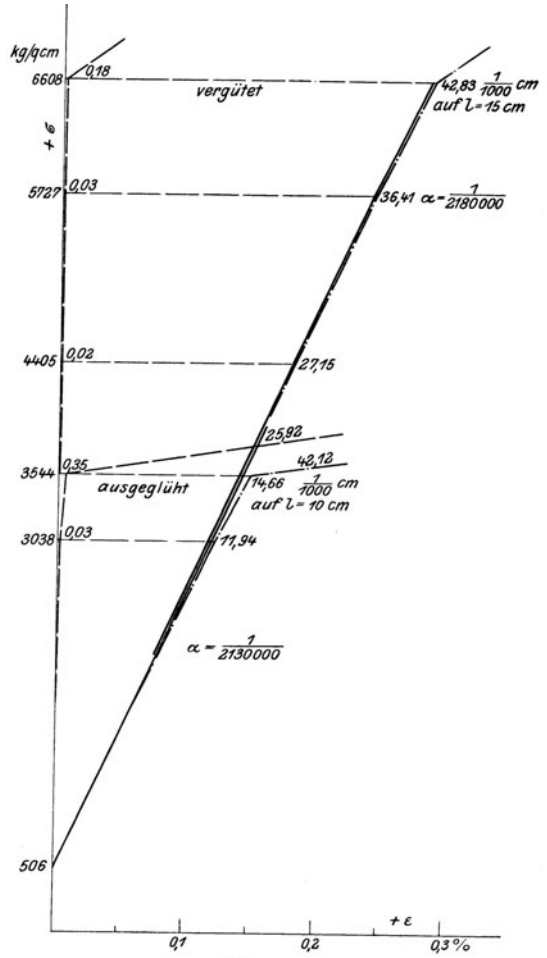
Figur 217.  $V=150$ .  
 $K_2=6847$  kg/qcm.



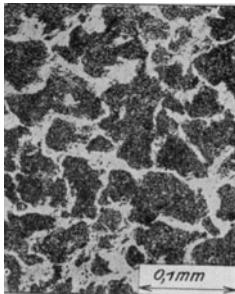
Figur 218.  $V=150$ .  
 $K_2=7427$  kg/qcm.



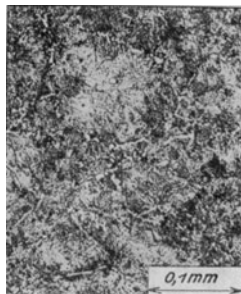
Figur 219.



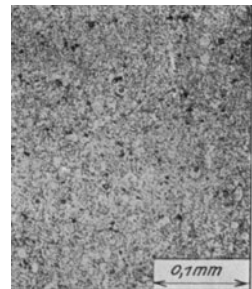
Figur 223.



Figur 220.  $V = 150$ .  
 $K_2 = 6656$  kg/qcm.



Figur 221.  $V = 150$ .  
 $K_2 = 9694$  kg/qcm.



Figur 222.  $V = 150$ .  
 $K_2 = 8577$  kg/qcm.

**Figur 224.** Zugversuche mit verschieden behandelten Stäben aus Material V. Die bleibenden Formänderungen ergeben sich bei mäßigen Beanspruchungen am größten für die gehärteten Stäbe und nehmen mit dem Anlassen ab, wohl eine Folge des Ausgleichs der Härtungsspannungen.<sup>1)</sup> Aus diesem Grunde kann aus Biegeversuchen mit gehärteten Stäben nicht auf deren Zugfestigkeit geschlossen werden, weil die Verhältnisse ähnlich liegen, wie zu Figur 4, S. 4 und Figur 358, S. 72 bemerkt. Verschiedene Behandlung äußert sich oft besonders deutlich bei der

### Kerbschlagprobe.

Als Beispiel wurden aus Flußeisen Stäbe hergestellt, verschieden behandelt und geprüft. Die Bruchstücke dienen zum Herausarbeiten von Zugstäben. Ergebnisse s. u.; Behandlungsarten: 1. Einlieferung (Walzeisen,  $10 \times 30$  mm); 2. hellrot in Wasser gehärtet; 3. wie 2. sodann blau angelassen; 4. wie 2. sodann dunkelkirschrot angelassen; 5. hellrot in warmem Wasser abgekühlt; 6. von hellrot bis schwarz gehämmert sowie hin- und hergebogen; 7. stark gegläht; 8. stellenweise verbrannt.

Stab	1	2	3	4	5	6	7	8	
$A_k$	16,9	17,6	18,9	17,6	16,0	12,6	6,9	1,8	mkg/qcm
Bruchaussehen:	sehnig, mit kleiner körniger Stelle					körnig		grob	
$K_2$	4710	6630	5530	5780	6010	4920	4250	4250	kg/qcm
$\varphi$	29,5	16,9	19,2	22,0	16,7	26,0	27,5	28,0	$\frac{0}{0}$
$\psi$	53,5	56,5	61,5	64,0	53,5	59,0	59,0	53,5	$\frac{0}{0}$

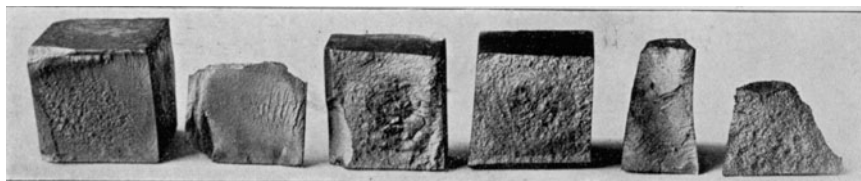
Bemerkenswert erscheint u. a., daß bei Stab 6 bis 8 die Bruchdehnung groß, aber die Kerbschlagarbeit gering ist. Das Material erscheint nach dem Aussehen der Bruchflächen nicht zäh. Das Walzen (Stab 1) wirkt bei der geringen Dicke von 10 mm infolge der ziemlich raschen Abkühlung ähnlich wie Härten und Anlassen (vgl. die Werte von  $K_2$ ). Vgl. auch die Zusammenstellung auf S. 14, 55, 74, 79.

**Figur 225.** Veränderlichkeit von  $\alpha$  (Dehnungskoeffizient) mit der Spannung für einige Materialien. Ausgeglühtes Fußeisen ergibt  $\alpha = 1 : 2100000$  annähernd unveränderlich bis zur Streckgrenze. Nach dem Härten findet sich bei höheren Spannungen (meist erst jenseits einer Beanspruchung, bei der die Streckgrenze des ausgeglühten Materials überschritten wäre) Zunahme des Dehnungskoeffizienten, von solcher Größe, daß die Werte erreicht werden, die der Hartguß (bei geringeren Spannungen) aufweist.

### Verdorbenes Material.

**Figur 226 bis 231.** Bruchflächen, erzeugt an einer Stahlstange, die am rechts gelegenen Ende (Figur 231) weißwarm gemacht, abgekühlt und hierauf stückweise abgeschlagen wurde. Am Ende (Figur 231): Körniger Bruch. Letztes Stück (Figur 226): Härtung nicht ausreichend. Vorletztes Stück (Figur 227): richtige Härtungstemperatur (vgl. Figur 193 bis 195). Diese ist durch die Kornfeinheit deutlich gekennzeichnet.

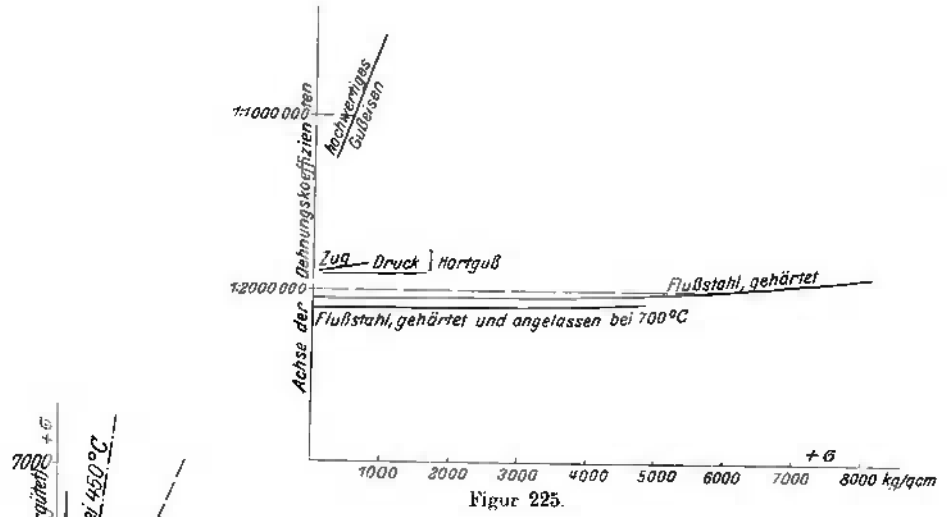
**Figur 232 und 233.** Stark eingesetztes Material. Freier Zementit in den Kornfugen (Ähnlichkeit mit Figur 163, 164, bei denen jedoch die Kornhüllen aus Ferrit bestehen). Martensitisches Gefüge, daher geringe Zähigkeit. In den Kornfugen tritt Oxydation ein: verbranntes Material. Über Zementit vgl. Figur 61, 194f.



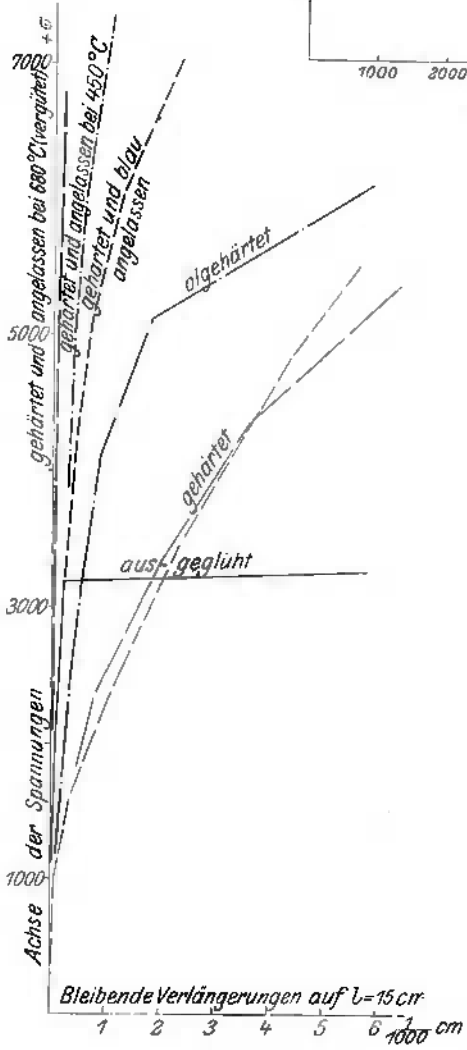
Figur 226. Figur 227. Figur 228. Figur 229. Figur 230. Figur 231.  $V = \frac{1}{2}$ .

<sup>1)</sup> Vgl. auch die Fußbemerkung 1, S. 54 und diejenige auf S. 58 bis 60.





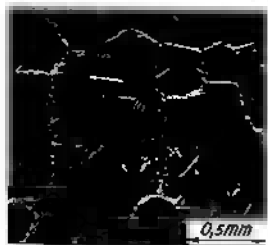
Figur 225.



Figur 224.



Figur 232. V = 600.



Figur 233. V = 25.  
4\*

**Figur 234.** Gebrochenes Stück (gehärteter Konstruktionsteil), das Verbrennen erfuhr, wie Figur 235 zeigt.

**Figur 235.** Gefüge von dem in Figur 234 abgebildeten Stück. Grobe, scharf getrennte Körner, vgl. Figur 232, 233.

**Figur 236.** Stück eines Laufrings mit Fehlstellen, die beim Schleifen der mittleren Bahn zutage traten.

**Figur 237.** Bruchfläche an dem in Figur 236 abgebildeten Stück.

**Figur 238.** Gefüge des letzteren. Der Hohlraum läßt Kristallform erkennen. Ähnliche Ecken sind auch auf Figur 237 deutlich zu beobachten. Die Fehlstellen sind beim Warmziehen in zu hoher Temperatur entstanden. Das hierbei vorhanden gewesene Gefüge ist, weil das Stück richtig gehärtet wurde, verschwunden. Figur 238 zeigt (abgesehen von dem Loch) einwandfreies Gefüge von Stücken, die große Härte besitzen müssen (vgl. Figur 203).

### Härterisse.

**Figur 239.** Prägform mit abgesprungener Ecke. Kennzeichnende Abrundung der letzteren, muscheliger Bruch. (Das abgebrochene Stück ist in Figur 239 wieder aufgesetzt.)

**Figur 240.** Kugeldruckprobe an dem in Figur 239 abgebildeten Stück. Radiale Risse als Zeichen zu geringer Zähigkeit. Das Gefüge bestand aus ziemlich grobem Martensit.

**Figur 241.** Spiralbohrer, gespalten und an der Kante ausgebrochen.

**Figur 242.** Gefüge desselben: grobkörniger Martensit.

**Figur 243.** Härteriß in Stahl. Verlauf des Risses an den Korngrenzen. S. S. 68, Figur 346.

**Figur 244.** Schruppfeile, längere Zeit nach der Herstellung im Lagerraum gesprungen, vgl. Figur 206 sowie 253.

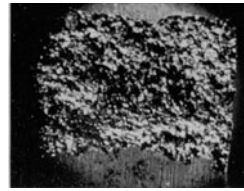
**Figur 245.** Kreuzkopfzapfen eines Flugzeugmotors, im Betrieb gebrochen.

**Figur 246.** Gefüge des letzteren, grobkörniger Martensit.

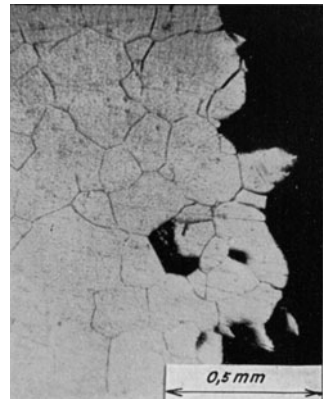
**Figur 247.** Gesprungene Stahlkugeln (Meridianrisse).

**Figur 248.** Verbrannter Werkzeugstahl. Grobes Korn.

**Figur 249.** Derselbe Stahl, nochmals ausgeglüht, abgekühlt und gehärtet. Das grobe Korn ist hierbei verschwunden. Hüllen aus Oxyden, Risse usw., bleiben



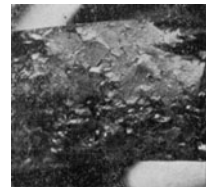
Figur 234.  $V=2$ .



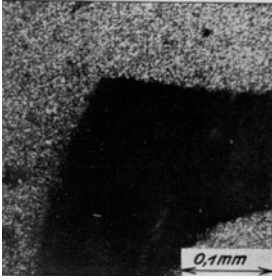
Figur 235.  $V=50$ .



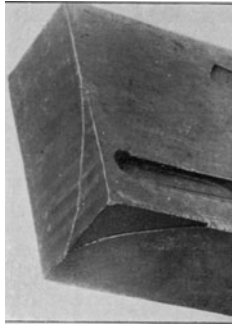
Figur 236.  $V=1/2$ .



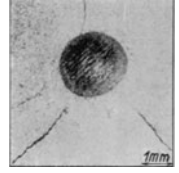
Figur 237.  $V=2$ .



Figur 238.  $V = 150$ .



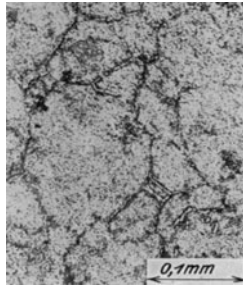
Figur 239.  $V = 1/5$ .



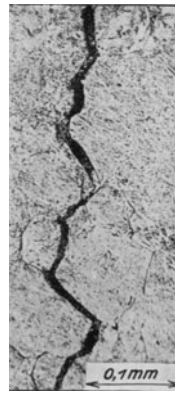
Figur 240.  $V = 5$ .



Figur 241.  $V = 1/2$ .



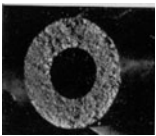
Figur 242.  $V = 150$ .



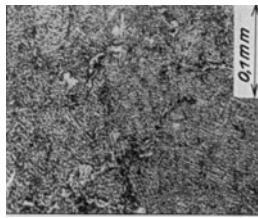
Figur 243.  $V = 150$ .



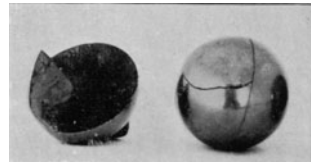
Figur 244.  $V = 1/5$ .



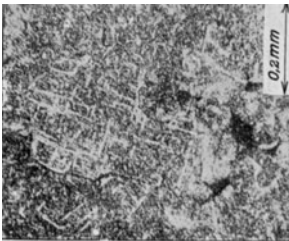
Figur 245.  $V = 3/4$ .



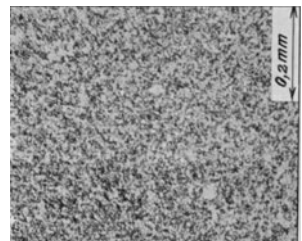
Figur 246.  $V = 150$ .



Figur 247.  $V = 3/4$ .



Figur 248.  $V = 75$ .



Figur 249.  $V = 75$ .

natürlich, wie S. 40 erörtert, bestehen. Die Wirkung aller Mittel für Wiederherstellung verbrannter Stähle beruht auf dem Ausglühen (vgl. Figur 195). Daß dabei leicht oberflächliche Entkohlung eintritt (Figur 345), was zu vermeiden ist, darf als bekannt gelten, ebenso wie die hiergegen erforderlichen Maßnahmen. Weniger bekannt scheint im allgemeinen die Tatsache, daß der Zustand des Stahles vor der zum Härten erforderlichen Erwärmung für die Entstehung von Härterissen und Verziehungen von Bedeutung ist. Im Zweifelsfall empfiehlt sich sorgfältiges Ausglühen.

**Figur 250.** Prägestempel mit abgesprungenem Kopf. Der alte, kappenförmige Anriß, der beim Härten entstand, ist deutlich zu erkennen. Er ist eine Folge zu großer Tiefe der als „Zentrum“ dienenden Bohrung; infolgedessen kühlt sich der durchbohrte Teil anders ab als der anstoßende volle und es entstehen Spannungen an der scharfkantigen Übergangsstelle, die zum Reißen führen.

**Figur 251.** Fräser mit abgesprungenem Kopf, vgl. Bemerkung zu Figur 250.

**Figur 252 und 253.** Längere Zeit nach dem Härten ohne äußere Kräfte gebrochenes Stück. Zuerst fand Absprengen des Bodens, sodann Aufreißen des Oberteiles statt. Härterisse treten oft erst nach längerer Zeit ein, ebenso macht sich vorausgegangene Überlastung zuweilen nachträglich durch explosionsartiges Zersprengen geltend.<sup>1)</sup>

Unten: Bruchfläche am Unterteil; eigenartig sehniges Aussehen, das für solche Brüche kennzeichnend ist. z. B. auch bei der in Figur 244 abgebildeten Feile zu beobachten war.

Oben: Bruchfläche am Oberteil. Die Löcher, die ganz durchgingen, haben sich im Härtingbad mit Salz vollgesetzt bis auf die Tiefe, in der das Unterteil absprang (vgl. Figur 250).

Weitere hierhergehörige Bilder siehe S. 68f.

#### d) Einsetzen.<sup>2)</sup>

Über die Bezeichnung der Gefügebestandteile vgl. Figur 55 f., 193 f., 202 f.

**Figur 254.** In Kohle geglühtes Eisen. Am unteren Rand hat sich Eisenkarbid gebildet, das bei der Glühhitze im Eisen gelöst wird (vgl. Bemerkung zu Figur 193 bis 195, S. 42). Die feste Lösung hat das Bestreben nach Ausgleich der Zusammensetzung, daher wandert der Kohlenstoff ins Innere (Diffusion), um so rascher, je höher die Temperatur ist. Nach dem Abkühlen weist das Material am Rand hohen Perlitgehalt auf, der nach dem Kern hin abnimmt. Figur 276 zeigt einen ganzen Querschnitt in kleinerem Maßstab. Die perlitreichen Ränder erscheinen nach dem Ätzen dunkel. Vgl. auch Figur 257, 261.

<sup>1)</sup> Anlassen beschleunigt den Ausgleich der Spannungen unter Verminderung der Bruchgefahr. Hierauf beruht auch z. B. die Wirkung des bei der Herstellung genauer Endmaße gebräuchlichen Auskochen („künstliches Altern“, welche übliche Bezeichnung wohl nicht als besonders glücklich gewählt anzusehen ist, ebenso wie der Begriff „Ermüdung“ bei Material, das durch wiederholte zu hohe Beanspruchung, die dann unrichtigerweise auch als Dauerbeanspruchung bezeichnet wird, — Figur 134, 145 bis 149 — geschädigt ist).

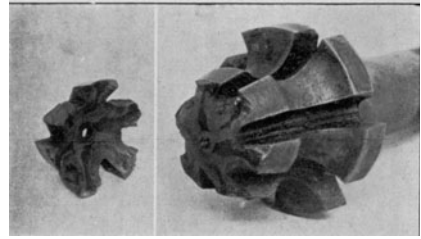
<sup>2)</sup> Ein erheblicher Teil der Versuchsergebnisse, die hier, sowie unter II. usw. aufgenommen wurden, sind unter Verwendung von Mitteln der Robert Bosch-Stiftung erlangt worden.

Zweck des Einsetzens ist bekanntlich Erzeugung harter, gegen Abnutzung oder Druckbeanspruchung widerstandsfähiger Oberflächen. Die Zähigkeit des unveränderten Kernmaterials soll bei stoßweiser Beanspruchung wirksam werden (hierüber vgl. das zu Figur 261 und 277 Bemerkte). Einsatz wird bewirkt durch Glühen in Lederkohle usf. oder entsprechenden Gasen oder durch Aufstreuen von Härtepulver auf die glühenden Stücke, um so rascher, je höher die Temperatur ist.

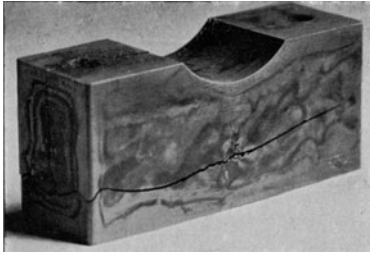
Über die Festigkeitseigenschaften eingesetzter Stücke, sowie über den Einfluß der Behandlung geben die folgenden Zahlen einige Auskunft. Vgl. auch die Fußbemerkungen auf S. 56 bis 61 sowie die daselbst auf S. 60 erwähnte Arbeit, insbesondere hinsichtlich des Verhaltens in höherer Temperatur. Die verwendeten Zugstäbe hatten 15 mm Durchmesser, Einsatz war etwa 1 mm tief erfolgt. Prüfung bei 20° C. Zur Kerbschlagprobe fanden kleine Stäbe Verwendung (s. die Bemerkungen zu Figur 52). Vgl. auch S. 72 bis 74 sowie 78.



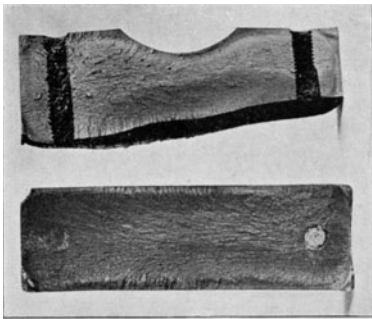
Figur 250.  $V = 3/4$ .



Figur 251.  $V = 3/4$ .



Figur 252.  $V = 3/4$ .



Figur 253.  $V = 3/4$ .



Figur 254.  $V = 50$ .

Behandlung	Kernmaterial, nicht eingesetzt							Eingesetzte Stäbe				
	Gehärtet und angelassen bei °C						ausgeglüht	Gehärtet und angelassen bei °C			ausgeglüht	
	200	400	500	620	650	680		200	400	650		
Flußeisen	$K_z$	5029	4656	4469	4215	—	3981	4006	4213	—	—	4571
	$\varphi$	16,7	23,0	23,0	29,2	—	30,8	31,8	0,5	—	—	5,4
	$\psi$	60,0	63,3	65,0	69,5	—	68,1	68,5	0	—	—	5,5
	$A_k$	2,6	11,5	13,6	14,9	—	16,8	6,5	0,1	—	—	0,3
	$K_z : H$	34	—	—	—	—	—	38	—	—	—	—
	$H$	146	—	—	—	—	—	105	—	—	—	—
Nickeleinsatzmaterial	$K_z$	11453	—	—	—	6985	—	5135	10312	10232	7093	5853
	$\varphi$	7,3	—	—	—	16,1	—	26,0	1,2	4,7	17,8	18,7
	$\psi$	55,3	—	—	—	69,3	—	72,4	4,6	20,3	44,8	36,2
	$A_k$	4,8	—	—	—	11,6	—	12,8	0,7	2,3	6,0	4,7
	$K_z : H$	32	—	—	—	—	—	35	—	—	—	—
	$H$	363	—	—	—	—	—	148	—	—	—	—
Chromnickel-einsatzmaterial	$K_z$	9224	—	—	—	5467	—	4558	7627	7147	5303	5000
	$\varphi$	8,2	—	—	—	21,1	—	28,3	1,3	5,6	20,9	21,3
	$\psi$	51,1	—	—	—	72,7	—	75,6	6,8	18,1	57,0	60,0
	$A_k$	6,4	—	—	—	—	—	14,0	1,0	0,9	3,7	—
	$K_z : H$	35	—	—	—	—	—	36	—	—	—	—
	$H$	262	—	—	—	—	—	128	—	—	—	—

**Figur 255.** Einwanderung von Kohlenstoff bei autogener Schweißung mit der Azetylenflamme. Strahlige Anordnung (vgl. Bemerkungen zu Figur 170 f., S. 38), zum Teil wohl auch eine Folge der Wege der Einwanderung des Kohlenstoffs und der damit zusammenhängenden Vorgänge sowie der herrschenden Temperatur (vgl. Figur 196 f.).



Figur 255.

V = 150.

**Figur 256.** Im Einsatz gekohltes Stück. Strahlige Anordnung des Perlit.

**Figur 257.** Am oberen Rand eingesetztes Stück Tresoreisen.

**Figur 258, 259, 260.** Gefügebilder aus Figur 257 in der Entfernung 0,2; 0,9; 1,5 mm vom Rande. Das Material ist gehärtet, so daß es vom Bohrer nicht angegriffen wurde; die Bilder lassen daher keinen zuverlässigen Schluß auf die Tiefe des Einsatzes zu, weil infolge der Lösungsvorgänge aus dem Gefüge nicht wie beim ausgeglühten Eisen aus dem Perlitgehalt auf den Kohlenstoffgehalt geschlossen werden darf (vgl. Figur 57 sowie Figur 58 mit Figur 198; die beiden letzteren stammen von demselben Material). Immerhin ist ein gewisser Einblick gewährt. Im Zweifelsfall müßte Ausglühen stattfinden. Dabei würde ein weiterer Ausgleich des Kohlenstoffgehaltes eintreten (vgl. Figur 254). Auch das Aussehen der Bruchflächen gehärteter Stücke (Figur 263, 283, 284) gewährt einen, allerdings nur für Vergleichszwecke ausreichenden, Anhalt über die Tiefe des Einsatzes.

**Figur 261.** Querschnitt durch das Stück Figur 257 nach vorangegangener Biegung; die gehärtete Schicht liegt oben; sie zeigt Anrisse, entsprechend ihrer geringen Zähigkeit.<sup>1)</sup>

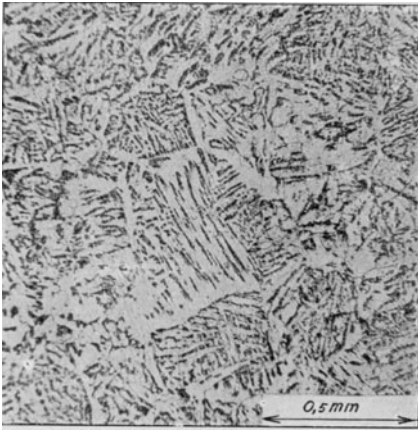
**Figur 262.** Dasselbe Stück, wie Figur 261, Ansicht.

**Figur 263.** Dasselbe Stück, wie Figur 261, durchgebrochen, Bruchquerschnitt. Unterschied zwischen der harten Rinde und dem zähen Kern.

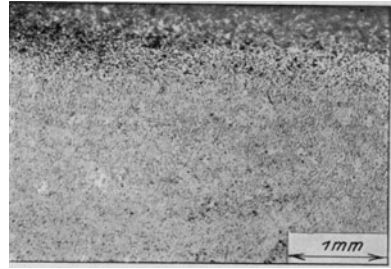
**Figur 264 bis 268.** 5 Gefügebilder von einem eingesetzten Stück. Abnahme des Kohlenstoffgehaltes (vgl. Figur 258). Abstände 0; 0,5; 1,1; 1,5; 2,5 mm vom Rand.

**Figur 269 bis 273,** S. 59. 5 Gefügebilder von einem zu stark eingesetzten Stück. Am Rand tritt freier Zementit (weiß) an den Korngrenzen auf. Dies ist der Fall, wenn das Eisenkarbid außen schneller gebildet und zugeführt wird, als es vom Eisen gelöst

<sup>1)</sup> Weniger zähes Kernmaterial bricht durch, wenn der als scharfe Kerbe wirkende erste Anriß in der harten Schicht entstanden ist, vgl. Figur 283, 284. Dasselbe ist oft bei kurzen Stücken der Fall. Zugproben reißen meist glatt durch, ohne mehrere Anrisse zu erhalten. Zähes Material zeigt dabei grauen, matten, weniger zähes glänzend-körnigen Bruch. Die Zugfestigkeit eingesetzter, gehärteter Stäbe ergibt sich geringer als die des Kernmaterials, weil die Zähigkeit des letzteren nicht ausgenutzt werden kann (s. S. 55 sowie die S. 60, Fußbemerkung, genannte Stelle). Nur bei sehr tiefem Einsatz tritt Erhöhung der Festigkeit ein. Schweißbeisen bricht nach erfolgtem Anriß weniger leicht weiter als Flußeisen (vgl. Figur 51), hat auch sonst Vorteile, wie zu Figur 280 bemerkt.



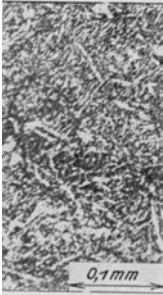
Figur 256.  $V = 50$ .



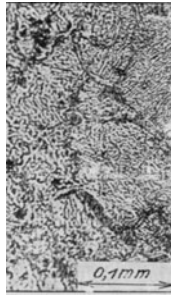
Figur 257,  $V = 15$ .



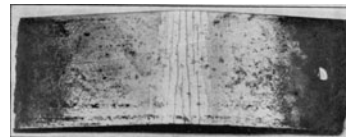
Figur 261.  $V = 5$ .



Figur 258.  $V = 150$ .  
0,2 mm vom Rand



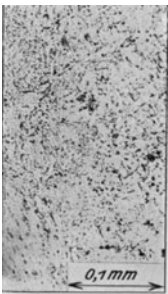
Figur 259.  $V = 150$ .  
0,9 mm vom Rand



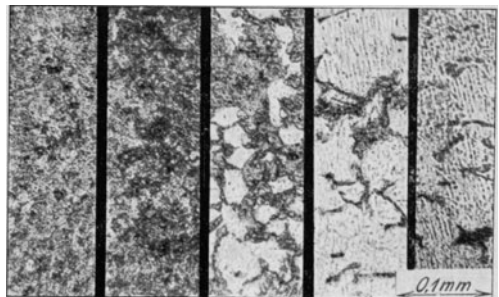
Figur 262.  $V = \frac{1}{3}$ .



Figur 263.  $V = 1$ .



Figur 260.  $V = 150$ .  
1,5 mm vom Rand.



Figur 264. 265. 266. 267. 268.  $V = 150$ .  
Rand 0,5 1,1 1,5 2,5  
mm vom Rand.

werden kann und verursacht größere Sprödigkeit (vgl. die Bemerkungen zu Figur 163, 254, 278 bis 280).

**Figur 274, 275.** Gefüge vom Rande in der Mitte einer Fläche (274) und an einer Ecke (275). An letzterer Stelle ist mehr Kohlenstoff (Zementit) eingewandert (vgl. Figur 276).

**Figur 276.** Querschnitt durch ein eingesetztes Stück. An den vorspringenden Ecken reicht der Einsatz tiefer als an den rückspringenden, u. a. eine Folge der Konvergenz bzw. Divergenz der Einwanderungswege für den Kohlenstoff.<sup>1)</sup>

**Figur 277.** Längsschnitt durch ein eingesetztes Stück. Dort, wo keine Kohlung stattgefunden hat, ist das Korn sehr grob, an den gekohlten Stellen dagegen fein. Solche Stücke erweisen sich als sehr spröde; sie entstehen, wenn die Teile aus dem Einsatzkasten heraus gehärtet werden. Soll gute Beschaffenheit erreicht werden, so hat nach dem Einsetzen zunächst langsame Abkühlung stattzufinden; die Stücke sind dann grobkörnig. Hieran schließt sich kurzes Erwärmen bis oberhalb der Linie *A' A*, Figur 195, S. 45 (für das Kernmaterial). Hierbei wird das grobe Korn zum Verschwinden gebracht. Nun hat langsame Abkühlung bis zu der Temperatur stattzufinden, die zur Härtung (der Rinde) geeignet ist und sodann diese zu erfolgen. Häufig genügt Ölhärtung. Ist Anlassen zulässig, so sollte es stets vorgenommen werden, wenn Zähigkeit erwünscht ist.<sup>2)</sup> Vgl. auch Figur 204.

**Figur 278.** Eingesetztes Stück mit Zementitrand, eine Folge rascher Zuführung des Kohlenstoffs (vgl. Figur 269 f.). Diese, meist unerwünschte Erscheinung kann durch Ausglühen beseitigt werden.

**Figur 279.** Dasselbe Stück wie Figur 278, ausgeglüht. Allmählicher Übergang der gekohlten Schicht in das Kernmaterial.

**Figur 280.** Zementitrand. Die Einwanderung ist längs der Schlackenadern besonders leicht erfolgt. Aus diesem Grunde pflegt bei Schweißisen die Einsatzschicht tiefer im Material verankert zu sein als bei Flußeisen.

**Figur 281.** Schnitt durch das Stück (Flügelmutter, Streupulverhärtung), von dem Figur 280 herrührt. Am rechten Lappen war vor dem Einsetzen ein Anriß vorhanden, in den die Kohlung besonders leicht eindrang. Dunkelfärbung der Schlackenschichten (Schweißisen).

**Figur 282.** Bruchfläche eines grobkörnigen Stückes, vgl. Figur 277.

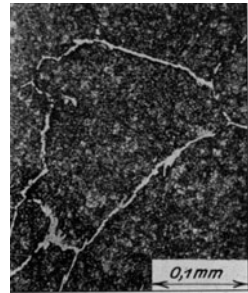
**Figur 283.** Bruchflächen von 4 eingesetzten Stücken. Vgl. auch Bemerkungen zu Figur 115, 162 und 406.

**Figur 284.** Oben: Bruchfläche eines eingesetzten Stückes.

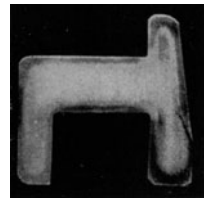
Unten: Bruchfläche durch dasselbe Stück, behandelt wie bei Figur 277 angegeben, was große Zähigkeit des Kernmaterials bewirkt.



Figur 274.  $V = 150$ .



Figur 275.  $V = 150$ .

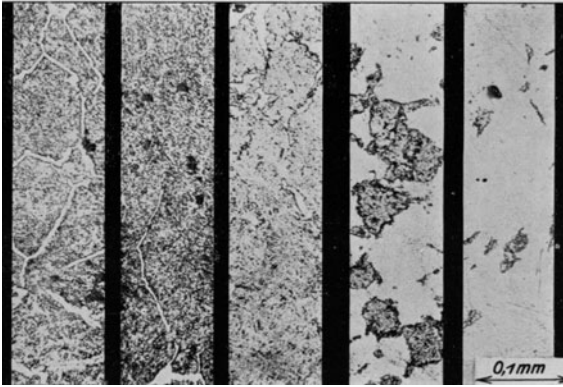


Figur 276.  $V = 1$ .

<sup>1)</sup> Auch nachträgliche Bearbeitung kann ungleiche Dicke der gekohlten Schicht im fertigen Stück zur Folge haben.

<sup>2)</sup> Die Zähigkeit des Kernmaterials wird, wie zu Figur 261 bemerkt, bei eingesetzten Stücken nur unvollkommen ausgenützt. Falls die Konstruktionsteile nicht nur der Abnutzung und Druckbeanspruchung sondern auch Zugkräften und der Biegung unterworfen sind, sollte daher stets erwogen werden, ob das Einsatzverfahren anwendbar erscheint. In neuerer Zeit sind Sonderstähle im Handel, die, ohne Einsatz zu erfahren, harte Rinde und zähen Kern erhalten. Diese erweisen sich dem Einsatzmaterial weit überlegen. Angaben siehe S. 55, 72f. sowie in der ausführlichen Arbeit

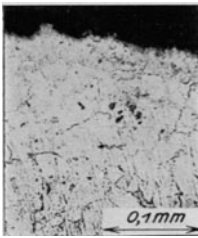




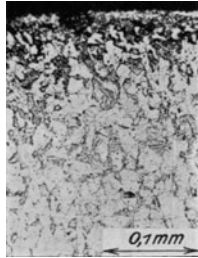
Figur 269. 270. 271. 272. 273.  $V = 150$ .  
 Rand 0,6 1,3 2,1 3,7 mm vom Rand.



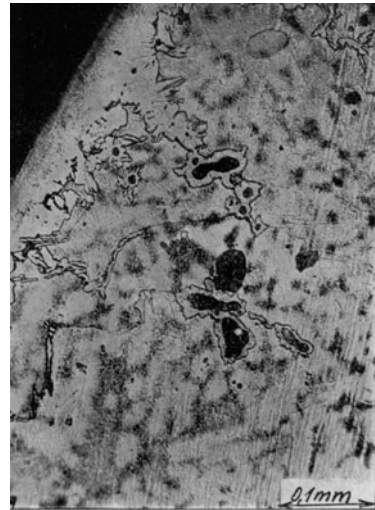
Figur 277.  $V = 1,5$ .



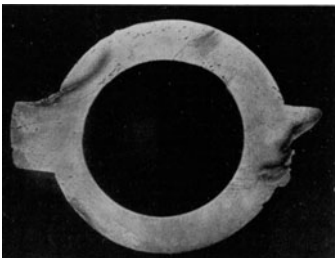
Figur 278.  $V = 150$ .



Figur 279.  $V = 150$ .



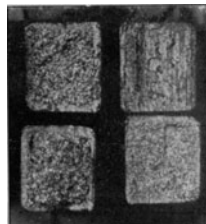
Figur 280.  $V = 150$ .



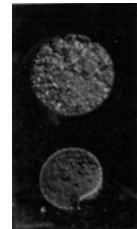
Figur 281.  $V = 2$ .



Figur 282.  $V = 4$ .



Figur 283.  $V = 1$ .



Figur 284.  $V = 1$ .

**Figur 285 bis 287.** 3 Gefügebilder von eingesetztem Chromnickelstahl (Rand, 1,4 und 2,4 mm vom Rand). Gute Sonderstähle lassen feineres Gefüge und stetigeren Übergang der Einsatzschicht in das Kernmaterial, d. h. größere Zähigkeit erreichen als Flußeisen.

**Figur 288.** Unfreiwillige Einsatzhärtung. Am Kopf einer Niete wurde Kohlung auf beträchtliche Tiefe beobachtet. Tritt solche am Schaft ein, so kann die Verminderung der Zähigkeit, insbesondere mit Rücksicht auf die rasche Abkühlung, zu Brüchen führen.

**Figur 289.** Schleifrisse (Ursachen: zu starkes Andrücken der Schmirgelscheibe oder Erwärmung aus anderem Grunde; zu geringe Zähigkeit des Stückes; zu geringes Anlassen, vgl. Figur 277; innere Spannungen).

**Figur 290.** Schnitt durch das in Figur 289 abgebildete Stück. Die eingesetzte Schicht ist parallel zur Oberfläche abgespalten; senkrecht dazu verläuft einer der auf Figur 289 ersichtlichen Risse.

**Figur 291.** Querschnitt durch ein sehr tief eingesetztes, nicht gehärtetes Stück.

**Figur 292 bis 294.** Gefügebilder bei *a*, *b*, *c*, Figur 291. *a*: Zementit + Perlit; *b*: Perlit; *c*: Ferrit + Perlit. (S. Figur 55f., S. 16.)

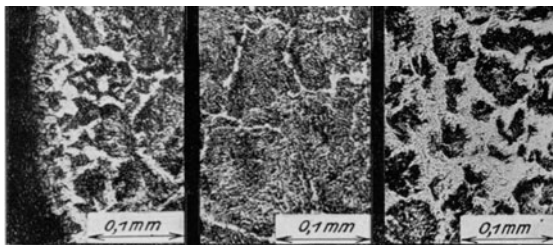
**Figur 295.** Verlauf der Härte über den Querschnitt durch das in Figur 291 abgebildete Stück. Die Härte ist dort am größten, wo das Gefüge aus reinem Perlit besteht. Ebenso ist auch die Härte derjenigen Stähle unter sonst gleichen Umständen nach dem Härten am größten, deren Gefüge vor dem Härten nur aus Perlit besteht.

**Figur 296.** Verlauf der Härte über den Querschnitt eines eingesetzten und gehärteten Stückes. Rascher Abfall nach Überschreiten der Einsatzschicht. Figur 295 und 296 wurden erlangt durch Verwendung einer mit 5,2 kg belasteten Kegelspitze, die Eindrücke der in Figur 27, S. 11 abgebildeten Größenordnung erzeugte.

**Figur 297.** Härte in verschiedener Tiefe eines eingesetzten Stückes. Die Ermittlung erfolgte unter Verwendung einer Kugel von 5 mm Durchmesser und 150 kg Anpressungskraft. Nach Erzeugung des Eindruckes auf der Oberfläche wurde diese etwas abgeschliffen, ein neuer Eindruck erzeugt usf., bis das Kernmaterial erreicht war.<sup>1)</sup>

über Versuche mit Einsatzmaterial im Jahrbuch der Schiffbautechnischen Gesellschaft 1915. Ein Teil der Ergebnisse geht aus den S. 55 in der Fußbemerkung enthaltenen Zahlen hervor. Diese zeigen insbesondere die geringe Zähigkeit der eingesetzten und gehärteten Teile sowie die bedeutende Überlegenheit des Nickel- und Chromnickel-Einsatzmaterials. Die eingesetzten Stäbe ergaben ferner weit früher bleibende Dehnungen von Erheblichkeit als das nicht eingesetzte Material, z. T. infolge der Spannungen zwischen Außenschicht und Kern. Vgl. auch das zu Figur 224 Bemerkte. Bei Prüfung in höheren Temperaturen als etwa 400° C sowie nach dem Ausglühen war die Minderung der Zähigkeit infolge der Einsatzschicht bei Sonderstahl nicht mehr erheblich. Biegeproben ließen den Grad der Zähigkeit befriedigend beurteilen. Über Härteproben zur Prüfung auf Zähigkeit vgl. das zu Figur 297 Bemerkte.

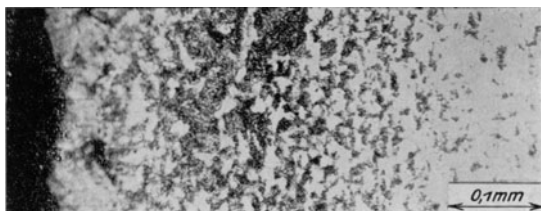
<sup>1)</sup> Werden größere Kräfte angewendet, so bricht die eingesetzte Schicht durch und es entstehen ringförmige Sprünge um den Eindruck. (Soll dies bei der Kegeldruckprobe nach Ludwik nicht geschehen, so muß — vgl. Figur 296 — ein scharfer Kegel mit sehr kleiner Belastung gewählt werden;



Figur 285.  
Rand

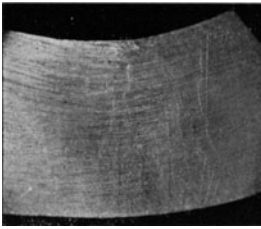
Figur 286.  
1,4 mm

Figur 287.  $V = 150$ .  
2,4 mm vom Rand.

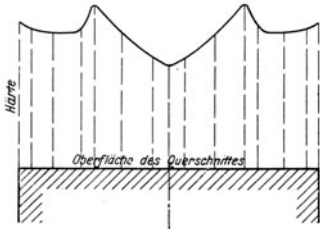


Figur 288.

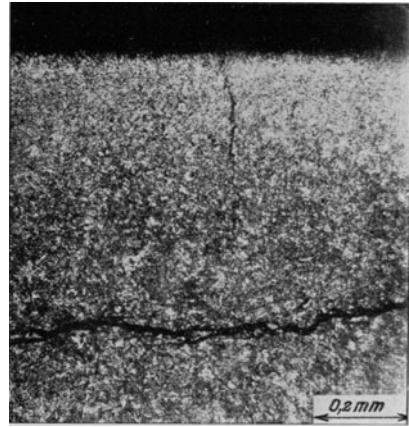
$V = 150$ .



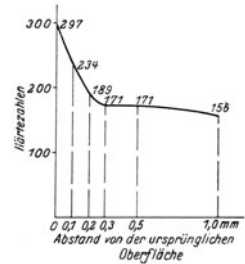
Figur 289.  $V = 3$ .



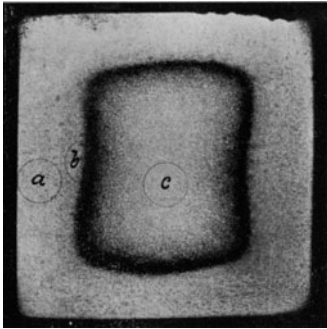
Figur 295.



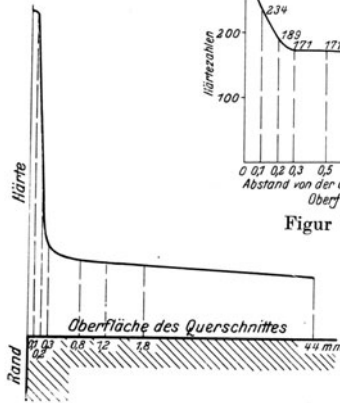
Figur 290.  $V = 75$ .



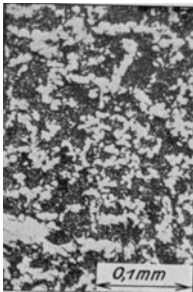
Figur 297.



Figur 291.  $V = 2,5$ .



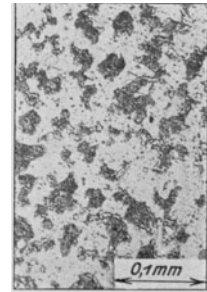
Figur 296.



Stelle a. Figur 292.  $V = 150$ .



Stelle b. Figur 293.  $V = 150$ .

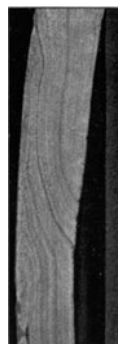
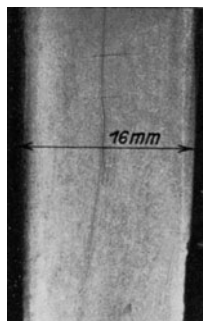


Stelle c. Figur 294.  $V = 150$ .

damit können auch sonst Härteunterschiede auf eng begrenztem Gebiet festgestellt werden.) Auf die Härte der Außenschicht kann dann nicht mehr geschlossen werden, aber die Härteprüfung liefert so ein Zähigkeitsmaß: Bei großer Zähigkeit (Nickel-, Chromnickelstahl) erfolgt der Einbruch gar nicht oder doch erst bei höherer Belastung (vgl. die bei Figur 277 genannte Stelle).

**D. Schweißungen<sup>1)</sup>.****Feuerschweißungen.**

**Figur 298, 299.** Überlappte Feuerschweißung, zerrissene Stäbe, außerhalb der Schweißung gebrochen. Einfluß der Schweißung bei guter Arbeit auf die Zugfestigkeit gering, auf die Dehnung in der Regel größer, vgl. Bemerkung zu Figur 112, S. 27. Mangelhafte Schweißungen sind häufiger, als angenommen zu werden pflegt.<sup>2)</sup>



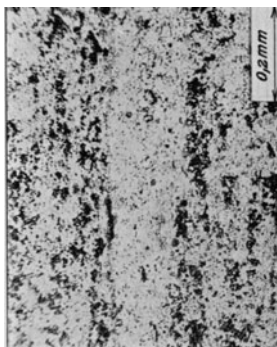
Figur 298.

299.  $V = 3/4$ .Figur 300.  $V = 1,5$ .Figur 301.  $V = 1/2$ .

**Figur 300.** Überlappte Wassergasschweißung.

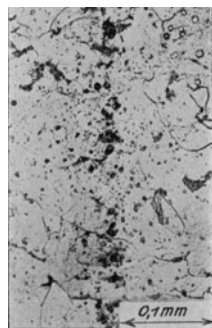
**Figur 301.** Überlappte Schweißung aus Schweißbeisen.

**Figur 302.** Stelle aus der Schweißung eines der in Figur 298, 299 abgebildeten Stäbe. Geringer Perlitgehalt (Entkohlung) an der Verbindungsstelle, Reichtum an feinen Einschlüssen — gute Schweißung —.

Figur 302.  $V = 75$ .

**Figur 303.** Schweißstelle mit reichlicherem Schlacken-gehalt.

**Figur 304.** Schweißstelle mit reichlichem Schlacken-gehalt.

Figur 303.  $V = 150$ .

**Figur 305.** Stumpfe Schweißung aus einem Rohr. Material stark überhitzt, bzw. verbrannt, vgl. Figur 306. Außen hat die Zerstörung durch Rosten begonnen.

**Figur 306.** Stelle aus Figur 305 (vgl. das zu Figur 169 f. bemerkte).

**Figur 307.** Überhitzte Wassergasschweißung. Sehr grobes Korn.

**Figur 308.** Bruchquerschnitt eines Stabes aus der Schweißung, deren Gefüge Figur 307 wiedergibt. Geringe Zähigkeit, körniger Bruch.

**Figur 309.** Schweißung aus einer gebördelten Flansche. Links ist ein Stück Schweißbeisen aufgelegt, um eine Hohlstelle auszufüllen.

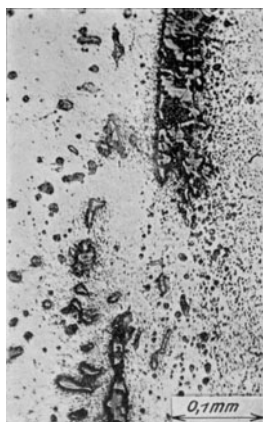
**Figur 310, 311.** Stellen aus Figur 309. Unfreiwillige, beim Schweißen entstandene Kohlung; Material in der Schweißung verbrannt.

**Figur 312.** Einlagen aus einer schmalen Eisenbetonbrücke, bei der Probelastung an der Schweißstelle abgerissen, so daß Einsturz erfolgte.

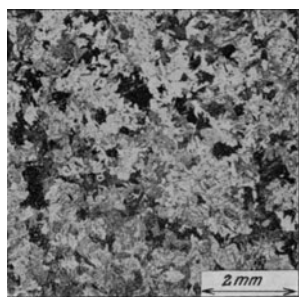
**Figur 313.** Stab mit mangelhafter Schweißstelle.

<sup>1)</sup> Z. Ver. deutsch. Ing. 1910, S. 831f., 1912, S. 877f.; Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 83/84. Protokolle des Internationalen Verbandes der Dampfkessel-Überwachungsvereine 1908, 1909, 1911, 1912, 1914.

<sup>2)</sup> Für Rundeisen, das bei Ausführung von Eisenbetonarbeiten Verwendung finden sollte, fanden sich folgende Werte (Seite 64 unten):



Figur 304.  $V = 150$ .



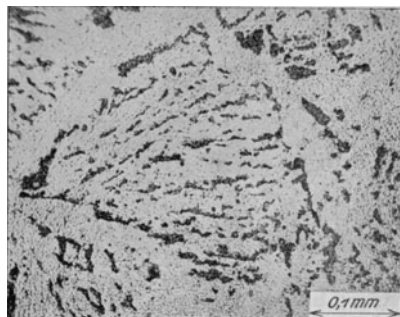
Figur 307.  $V = 7,5$ .



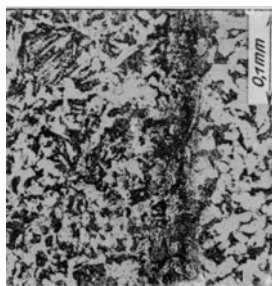
Figur 308.  $V = 1$ .



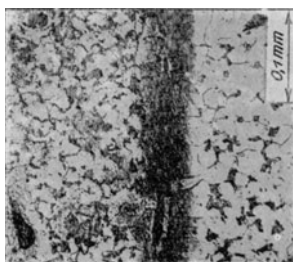
Figur 312.  $V = 1/3$ .



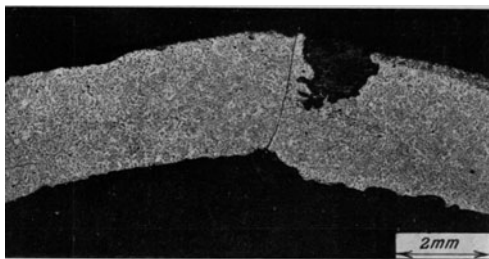
Figur 306.  $V = 150$ .



Figur 310.  $V = 150$ .



Figur 311.  $V = 150$ .



Figur 305.  $V = 7,5$ .



Figur 309.  $V = 1$ .



Figur 313.  $V = 1/2$ .

**Autogenschweißungen.**

**Figur 314.** Autogen geschweißter Stab, außerhalb der Schweißstelle gebrochen.

$$K_z = 3531 \text{ kg/qcm}, \varphi = 22,8\%$$

**Figur 315 bis 317.** 3 Stäbe mit autogener Schweißung, bei 200° C zerrissen. Der in Figur 317 abgebildete Stab ist an der Schweißstelle auf die Blechdicke abgehobelt, die beiden anderen Stäbe sind dort etwas verdickt, deshalb außerhalb gebrochen, während dies beim dritten Stab nicht erreicht ist.

$$K_z = 4813 \quad 4868 \quad 4790 \text{ kg/qcm.}$$

$$\varphi = 14,5 \quad 15,5 \quad 8,0\%$$

Der Einfluß der Schweißung erweist sich also — beim dritten Stab — auf  $K_z$  gering, auf  $\varphi$  größer.<sup>1)</sup>

**Figur 318.** Autogen geschweißter Stab bei 200° C zerrissen:

$$K_z = 3517 \text{ kg/qcm}, \varphi = 4,9\%$$

bei gewöhnlicher Temperatur hatte Bruch bei sonst gleichen Stäben außerhalb der Schweißstelle stattgefunden.

**Figur 319.** Autogen geschweißter Stab:  $K_z = 3130 \text{ kg/qcm}, \varphi = 14,3\%$ .

**Figur 320.** Autogen geschweißter Stab:  $K_z = 3583 \text{ kg/qcm}, \varphi = 8,4\%$ .

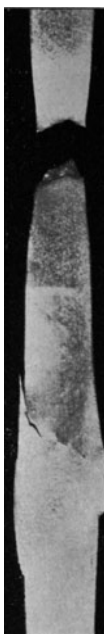
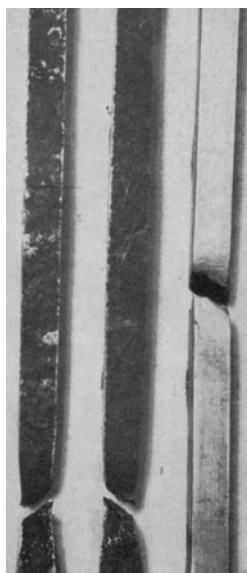
**Figur 321.** Querschnitt durch vorzügliche autogene Schweißung.

**Figur 322.** Querschnitt durch sehr gute autogene Schweißung.

**Figur 323.** Querschnitt durch gute autogene Schweißung.

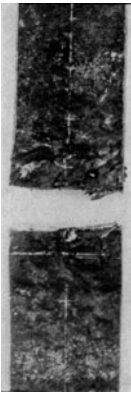
**Figur 324.** Querschnitt durch schlechte autogene Schweißung, Schlackenschichten, insbesondere am links gelegenen Rande, die wie Anbrüche wirken. Der Kessel, aus dem das Stück stammt, explodierte.

**Figur 325 bis 327.** Querschnitte durch sehr schlechte autogene Schweißungen. Die in Figur 327 abgebildete Schweißung war nicht einmal wasserdicht.

Figur 314.  $V = 1/2$ .Figur 315. 316. 317.  $V = 1/2$ Figur 318.  $V = 1/2$ .Figur 319.  $V = 1/2$ 

Durchmesser	Streckgrenze		Zugfestigkeit		Bruchdehnung	
	ungeschweißt	geschweißt	ungeschweißt	geschweißt	ungeschweißt	geschweißt
30 mm	2624	2567	4091	3430	28,7	6,3
23 "	2934	2865	4444	3562	25,4	4,8
20 "	{ 3010 ob. } { 2946 unt. } nicht erreicht		4490	2803	26,1	2,0

<sup>1)</sup> Vgl. Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 83/84, S. 26, vgl. auch Figur 112.



Figur 320.  $V = 1/2$ .



Figur 321.  $V = 1/2$ .

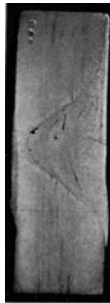


Figur 325.

$V = 4$ .



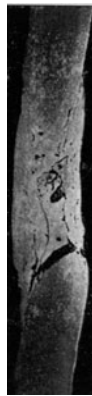
Figur 322.  $V = 1/2$ .



Figur 323.  $V = 1/2$ .



Figur 324.  $V = 1,5$ .



Figur 327.  $V = 1/2$ .



Figur 326.

$V = 5$ .

**Figur 328.** Querschnitt durch die Schweißung eines 3 mm dicken Bleches. Die Fehler sind dieselben wie bei den dicken Blechen (siehe oben).

Figur 328.  $V = 7$ .

**Figur 329.** Querschnitt durch eine elektrische Schweißung. Blasen im Ausfüllmaterial. Dunkelfärbung des letzteren; vgl. Figur 332.

Figur 329.  $V = 1,5$ .

**Figur 330.** Biegungsprobe als Prüfungsverfahren autogen geschweißter Stäbe; diese ist zur Ermittlung der Güte der Schweißung mehr zu empfehlen als Zugversuche.

**Figur 331.** Stäbe, zu der in Figur 326 abgebildeten Schweißung gehörig, nach verschiedenen Richtungen in bezug auf die Verbindungsstelle gebogen (oberer Stab rückwärts, unterer Stab vorwärts; vgl. Figur 326 — beim oberen Stab ist die in Figur 326 links liegende Seite der Schweißung auf Zug beansprucht, beim andern Stab die gegenüberliegende Seite).

**Figur 332.** Stab, zu der in Figur 329 abgebildeten elektrischen Schweißung gehörig.

**Figur 333.** Stäbe mit guter autogener Schweißverbindung (Biegungswinkel  $180^\circ$ ).

**Figur 334.** Stück aus einem Kesselschuß mit eingesetztem Flicker. Verziehen desselben beim autogenen Einschweißen infolge der Wärmedehnungen<sup>1)</sup>.

**Figur 335.** Wie Figur 334, anderer Kessel.

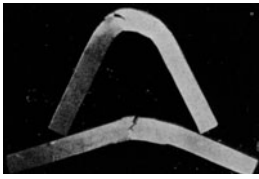
**Figur 336.** Tafel mit autogen eingesetztem Stück, um das Verziehen zu veranschaulichen.<sup>1)</sup>

**Figur 337.** „Nietschweißung“. Elektrische Schweißung. Blasen im Ausfüllmaterial.<sup>2)</sup>

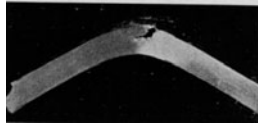
<sup>1)</sup> Vgl. Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 83/84, S. 34 f., S. 42.

<sup>2)</sup> Protokoll 1912 des Internationalen Verbandes der Dampfkessel-Überwachungsvereine. Figur 329 und 337 lassen erkennen, daß die Benutzung des elektrischen Stromes als Wärmequelle an sich keine Gewähr dafür bietet, daß die Schweißung gut ausfällt. Die Mehrzahl der bisher untersuchten autogenen Schweißungen ist wenig befriedigend ausgefallen. Bei hoch beanspruchten Teilen ist daher größte Vorsicht am Platze. Näheres siehe z. B. Forschungsarbeiten Heft 83/84, S. 20 (Einstimmiger Beschluß des Internationalen Verbandes der Dampfkesselüberwachungsvereine zu Wiesbaden 1908, u. a. das Protokoll über diese Sitzung S. 35: „Bei dem heutigen Stand empfiehlt es sich, in bezug auf die Herstellung und die Ausbesserung von Dampfkesseln und Dampfgefäßen durch autogene Schweißung die größte Vorsicht walten und solche Arbeiten nur zuverlässig arbeitende Firmen unter Überwachung des in Betracht kommenden Revisionsvereins ausführen zu lassen. Dabei ist namentlich dem Umstände Beachtung zu schenken, daß durch die mit dem Schweißen verbundene örtliche Erhitzung der Ränder und durch die Zusammenziehung des flüssig gewordenen Füllmaterials (ohne nachfolgendes Ausglühen des Stückes) im Flußeisen Spannungen in Wirksamkeit treten können, die mehr oder minder schwere Unfälle herbeizuführen imstande sind. Nähte, die durch wirkende äußere Kräfte oder infolge von Temperaturschwankungen auf Zug oder Biegung stark beansprucht werden, sollen nur dann geschweißt und ihnen diese Kraftübertragung zugemutet werden dürfen, wenn das geschweißte Stück nach dem Schweißen ausgeglüht wird.“)

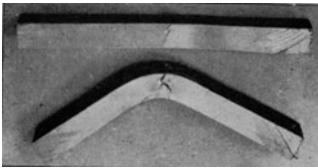




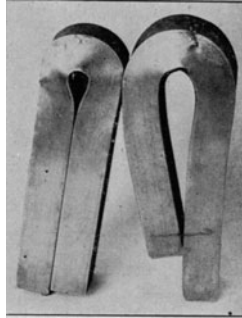
Figur 330.  $V = \frac{1}{4}$ .



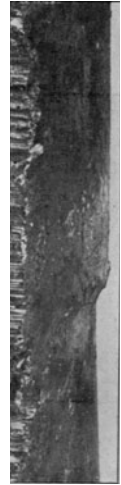
Figur 332.  $V = \frac{1}{4}$ .



Figur 331.  $V = \frac{1}{4}$ .



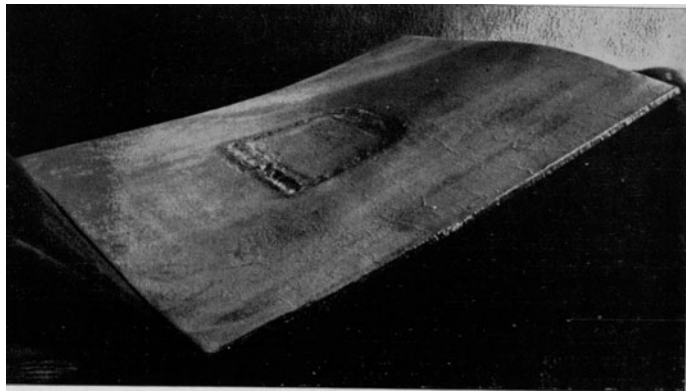
Figur 333.  $V = \frac{1}{4}$ .



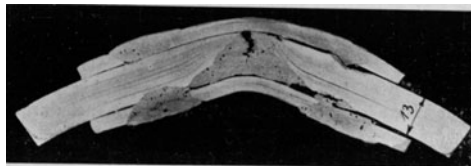
Figur 334.  $V = \frac{1}{4}$ .



Figur 335.  $V = \frac{1}{8}$ .



Figur 336.  $V = \frac{1}{10}$ .



Figur 337.  $V = \frac{1}{2}$ .

## II. Werkzeugstahl.

### Zugversuche.

**Figur 338.** Zugversuch mit Werkzeugstahl „A“. Ein Stab ausgeglüht, ein anderer gehärtet und bei 650° C angelassen. (Obwohl diese Behandlung für eigentliche Vergütung eine zu große Härte zu erzeugen scheint, soll sie doch im folgenden der Kürze halber so genannt werden.) Höherlegen der Streckgrenze durch Vergüten, vgl. Figur 223.<sup>1)</sup>

**Figur 339.** Dehnungslinie beim Zugversuch mit den beiden bei Figur 338 erwähnten, mit A bezeichneten Stäben. Verschwinden der ausgeprägten Streckgrenze, Erhöhung der Zugfestigkeit, Verminderung der Bruchdehnung durch das Härten und Anlassen. Der nicht gehärtete Stab A ist ohne Einschnürung gebrochen, vgl. Figur 111, S. 27; seine Dehnungslinie weist keinen Abfall auf; vgl. das hierüber S. 26 Bemerkte.

**Figur 340, 341.** Zerrissener Stab aus anderem Werkzeugstahl, dessen Dehnungslinie in Figur 339 mit B gekennzeichnet ist; vgl. auch das zu Figur 356 bis 359 sowie 39 Bemerkte.

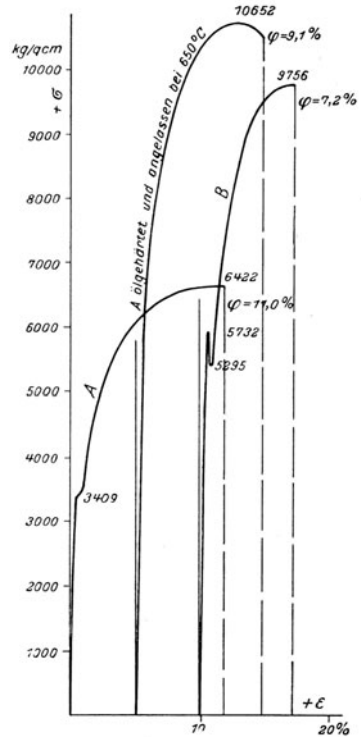
### Gefügebilder.

**Figur 342, 343.** Gefüge des ausgeglühten und des „vergüteten“ Materials A, Figur 339. Perlit, mit erhabenen rundlichen Inseln aus Zementit (weiß, hart).

**Figur 344.** Gefüge des Materials B, Figur 339 bis 341, Perlit (dunkel) mit wenig Ferrit (weiß, weich).

**Figur 345.** Entkohlung am Rande bei Material B. Zunahme des Ferritgehaltes (weiß) in Figur 345 links, infolge Ausglühens in oxydierender Umgebung.

**Figur 346.** „Harter“ Werkzeugstahl, ausgeglüht. Außer Perlit (dunkel) tritt im Gefügebild weißer Zementit (Eisenkarbid) auf, was mit Rücksicht auf möglichst geringe Abnützbarkeit erwünscht sein kann. Die Kugeldruckhärte wird durch höheren Kohlenstoffgehalt nicht erhöht, sondern erniedrigt. Stahl mit rein perlitischem Gefüge (0,8% C) liefert die höchsten Härtezahlen, vgl. Figur 295, neigt aber auch stärker zu Härterissen.



Figur 339.

<sup>1)</sup> Sehr groß erweist sich der Einfluß des Kaltwalzens bei Bandstahl; es kann  $K_z = 20000$  kg/qcm und mehr erreicht werden. Durch galvanisches Verzinken pflegt die Festigkeit und Dehnung Verminderung zu erfahren (Beizbrüchigkeit). Bandstahl verschiedener Herkunft, 0,3 mm dick, ergab u. a.:

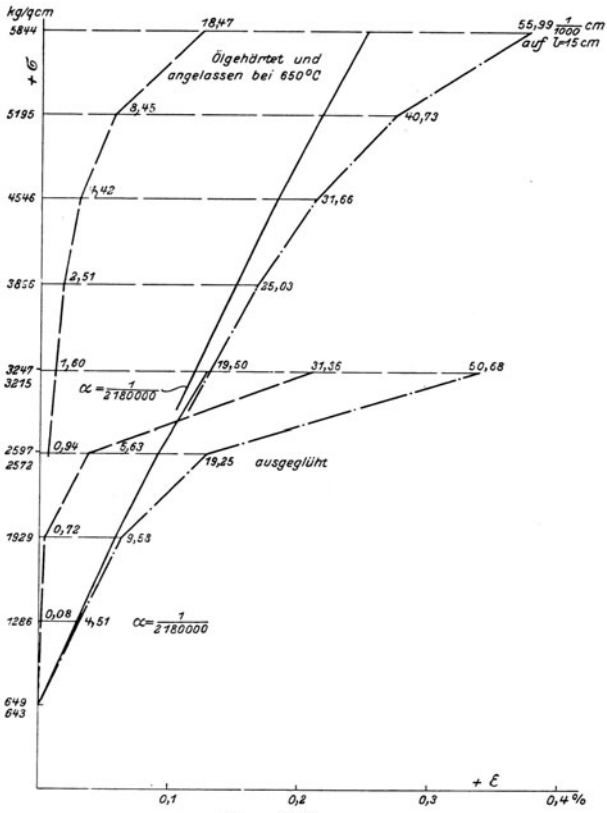
gelb, blank			ders. verzinkt			blau, blank		verzinkt		grau, blank		verzinkt	
$K_z$	$\varphi$	$\psi$	$K_z$	$\varphi$	$\psi$	$K_z$	$\varphi$	$K_z$	$\varphi$	$K_z$	$\varphi$	$K_z$	$\varphi$
19200	4,1	2,5	17500	0,8	1,5	20500	3,3	19300	0,9	18800	3,1	18900	2,8
19100	3,7	2,5	17800	0,9	1	20500	3,7	20100	2,0	—	—	—	—
19200	3,7	3	19200	3,8	2,5	—	—	—	—	—	—	—	—

Stahlband, weiß, 0,1 mm dick:  $K_z > 20600$  kg/qcm.

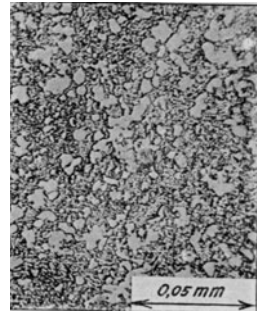
Stahlblech, blank, 0,1 mm dick:  $K_z = 5950$  bis  $6350$  kg/qcm,  $\varphi = 14,7$  bis  $23,7\%$ .

Stahlband für Konstruktionszwecke, blank, 0,3 bis 0,5 mm dick, ergab in Längs- bzw. Quer- richtung folgende Werte ( $\sigma_s =$  Streckgrenze, gekennzeichnet durch 0,2% bleibende Dehnung, vgl. S. 1).

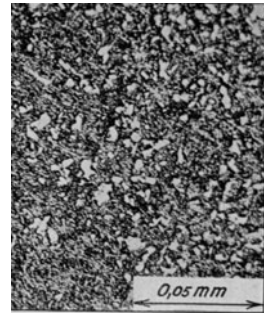
$\sigma_s$ kg/qcm	6600	8600	12000	12500	16750	18000
$K_z$ „	7950	10050	12800 (quer 12750)	14080	18900	19800 (quer 18680)
$\varphi$ %	3,3	2,6	5,0	6,1	4,1	3,6
$\psi$ %	19	14	17	17	17	10



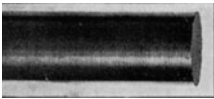
Figur 338.



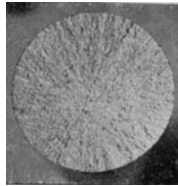
Figur 342. V=400.



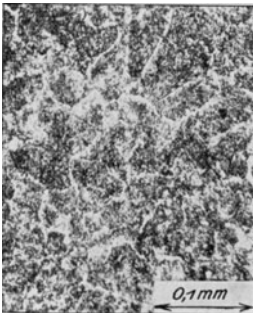
Figur 343. V=400.



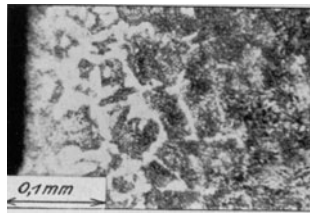
Figur 340. V=1/2.



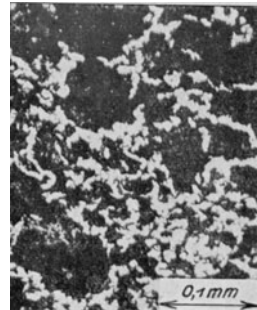
Figur 341. V=1.



Figur 344. V=150.



Figur 345. V=150.



Figur 346. V=150.

**Härtezahlen.**

Um einen Anhalt zu geben, seien folgende Zahlen (für  $d = 10$  mm,  $P = 3000$  kg) angeführt. Stahl *A*, ausgeglüht  $H = 195$ , „vergütet“  $H_v = 293$ , gehärtet  $H = 650$ ;  $K_z = 33 H$  bzw.  $K_z = 36 H_v$ . Stahl *B* gehärtet  $H = 630$ . Stahl für Prägstempel  $H = 534$  bis  $653$  (für  $P = 1000$  kg hatte sich  $H = 465$  bis  $563$  ergeben). Stahl für Messer von Blechscheren ausgeglüht  $217$ , ölgehärtet  $257$ , gehärtet  $602$ . Schweißstahl für Hacken ausgeglüht  $H = 170$  gehärtet  $495$ ;  $K_z = 6510$  kg/qcm,  $\varphi = 18,5\%$ ,  $\psi = 34\%$ ;  $K_z = 38 H$ .

Naturharter Drehstahl  $\gamma = 8,1$ ,  $H = 580$  (für  $P = 1000$  kg war  $H = 440$ ). Schnelldrehstahl  $\gamma = 8,2$  bis  $> 8,6$ ,  $H = 560$  und mehr. Magnetstahl s. S. 84. Die hohen Raumgewichte sind kennzeichnend (für Wolfram ist  $\gamma = 19$ )<sup>1)</sup>.

**Schnellarbeitsstähle.<sup>1)</sup>**

Figur 347. Zugversuch mit Wolframstahl *R*. Behandlung wie bei Figur 338 angegeben,  $\gamma = 8,4$ . Geringe Werte von  $\alpha$ .

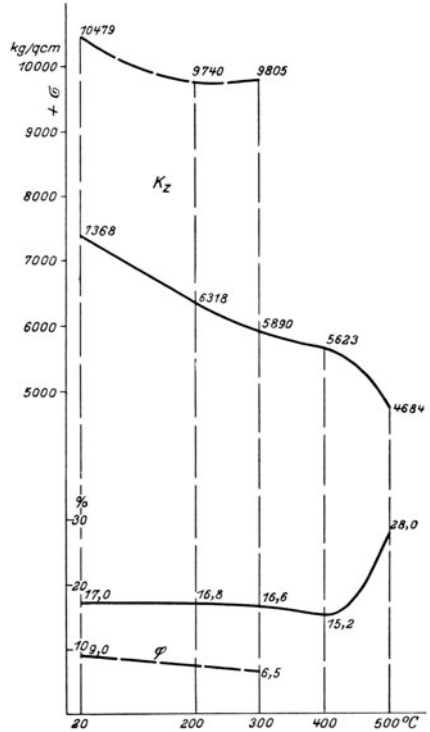
Figur 348, 349. Abhängigkeit von Zugfestigkeit  $K_z$ , Bruchdehnung  $\varphi$  und Kerbschlagarbeit  $A_k$  von der Temperatur.

Figur 350, 351, 352. Gebrochene Kerbschlagstäbe des Materials *A* und *R* (Figur 338, 339 und 347f.), letztere mit sehr feinem Korn.

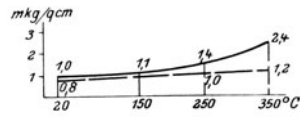
Figur 353. Gefüge des Rapidstahles *R* im Einlieferungszustand.  $H = 201$ .

Figur 354. Gefüge des Rapidstahles *R*, vergütet.  $H = 302$ .

Figur 355. Gefüge eines anderen Schnelldrehstahles (Novo), Einlieferungszustand.  $\gamma = 8,2$ .



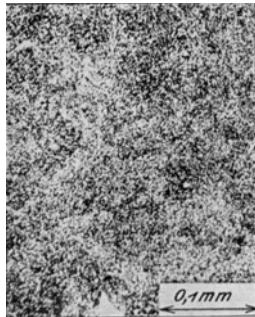
Figur 348.



Figur 349.



Figur 353.  $V = 400$ .

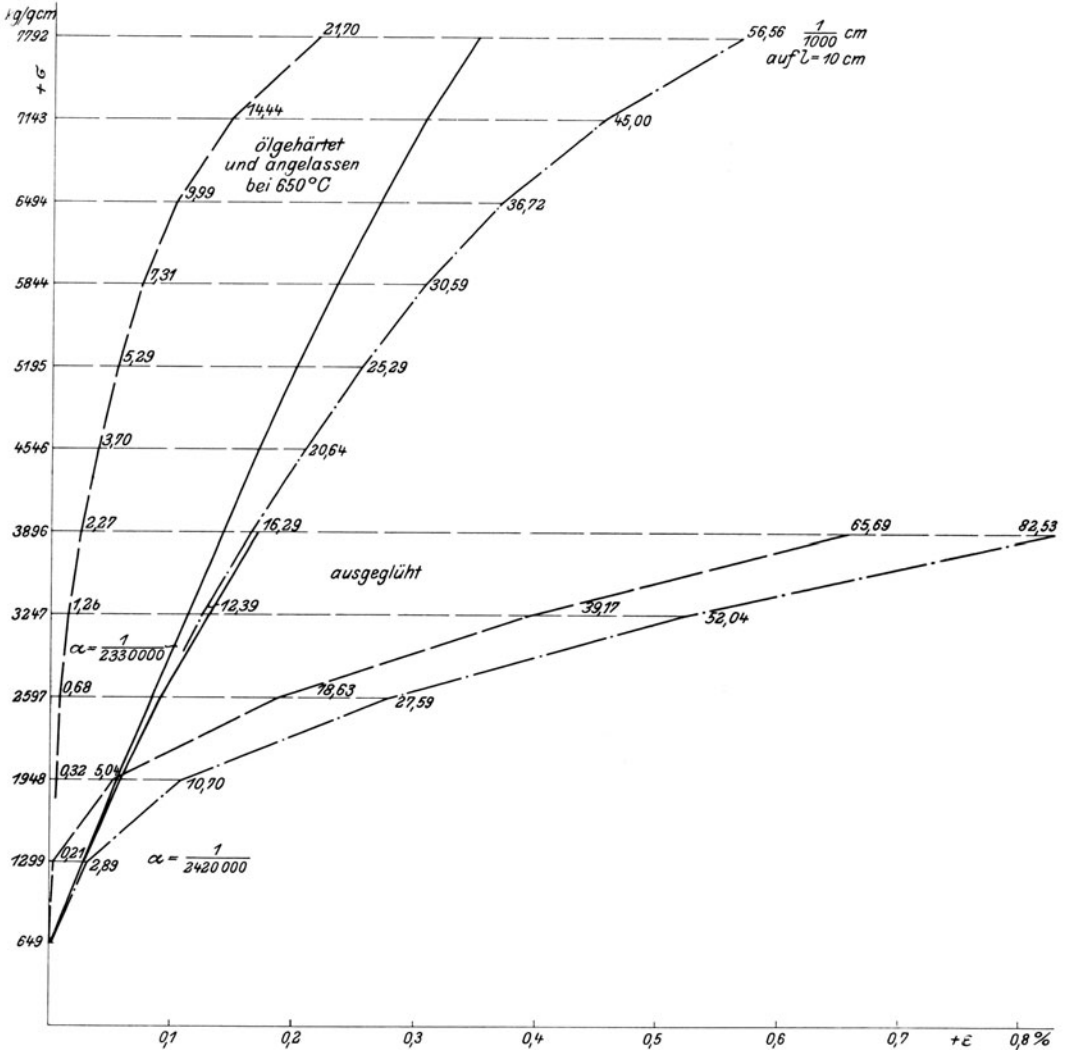


Figur 354.  $V = 150$ .



Figur 355.  $V = 150$ .

<sup>1)</sup> Bei Kohlenstoffstahl ist zur Aufrechterhaltung des Härtungsgefüges (s. S. 42f.) rasche Abkühlung erforderlich. Naturharte Stähle und Schnelldrehstähle bewahren dieses auch nach ziemlich langsamer Abkühlung: Die Zusätze wie Wolfram usf. bewirken gewissermaßen stärkere „Bremswir-



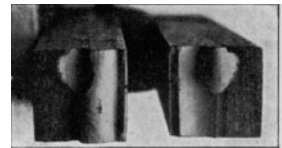
Figur 347.



Material A. Figur 350.  $V=1/2$ .



Material B. Figur 351.  $V=1/3$ .



Material B. Figur 352.  $V=1$ .

kung“ gegen die Perlitbildung als Kohlenstoff allein. Bei Schneldrehstählen usf. sind die gegebenen Vorschriften (z. B. langsames Anwärmen auf 700°C, rasches Erwärmen auf 1250°C, Abblasen im Luftstrom) genau einzuhalten. Manche Sonderstähle brauchen zur völligen Lösung der Bestandteile längerdauernde Erwärmung als Kohlenstoffstahl. Ausglühen erfolgt meist bei etwa 650°C.

**Überhitzen, Verbrennen; vgl. auch S. 38 ff., 50 f.**

**Figur 356, 357.** Gefüge in der Mitte und an der Ecke des in Figur 228 S. 50 abgebildeten Stückes, das von dem oben erwähnten Werkzeugstahl *B* herrührt.

**Figur 358, 359.** Gefüge in der Mitte und am Rande des grobkörnigen, in Figur 231 abgebildeten Stückes. Grober Martensit, Zersetzung am Rande der Körner, Bruch den Kornfugen folgend. (Martensit mit 0,8% Kohlenstoffgehalt wird auch „Hardenit“ genannt.)

Über die Wiederherstellung überhitzten Werkzeugstahles vgl. S. 54. Zur Prüfung eignet sich der Biegungsversuch, wobei nicht zu übersehen ist, daß bei der Berechnung der Festigkeit aus Biegungsversuchen ein ähnlicher Fehler begangen wird, wie bei Gußeisen. Die Biegezugfestigkeit ergibt sich daher zu hoch, sie erreicht 30000 kg/qcm und mehr, während die Zugfestigkeit wesentlich tiefer liegt: Beim gehärteten Stahl sind die bleibenden Formänderungen viel größer als angenommen zu werden pflegt, vgl. Figur 224. Auch die Querschnittsform übt mit Einfluß. Die Zugfestigkeit ergibt sich beim Zugversuch oft gering, wohl infolge von inneren Spannungen, die vom Härten herühren. Als Beispiel für Wiederherstellung sei angeführt:

(Einlieferungszustand:  
 $\sigma_s = 4815$ ,  $K_2 = 9052$  kg/qcm,  $\varphi = 11$ ,  $\psi = 22\%$ )  
 gehärtet . . . . .  $K_b = 12800$  kg/qcm,  
 überhitzt gehärtet . . . . .  $K_b = 1090$  „  
 wieder hergestellt gehärtet  $K_b = 12400$  „

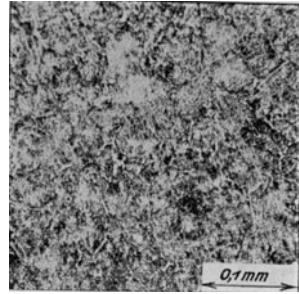
Über Härten vgl. S. 42 bis 61.

**III. Sonderstahl.**

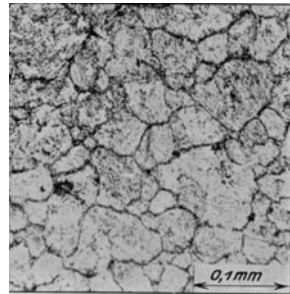
**Einsatzmaterial.**

**Figur 360, 361.** Ergebnisse von Zugversuchen mit Sonder-Einsatzmaterial (rund 0,1% C, 5% Ni), un- eingesetzt, vergütet. Vgl. auch die Zahlen bei Figur 381, sowie auf S. 55 für eingesetzte Stäbe und S. 73, 74<sup>1)</sup>.

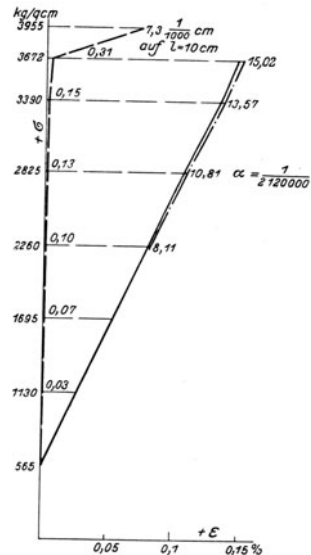
**Figur 362.** Abhängigkeit des Arbeitsverbrauches bei der Kerbschlagprobe (kleine Stäbe, vgl. Bemerkung zu Figur 52, S. 14) von der Temperatur. An den Stellen, wo der Linienzug gestrichelt ist, sind die Stäbe nicht ganz durchgebrochen; die eingetragenen Werte sind also kleiner als der Zähigkeit des Materials entspräche, doch ist der Unterschied in der Regel unerheblich.



Figur 356.  $V = 150$ .



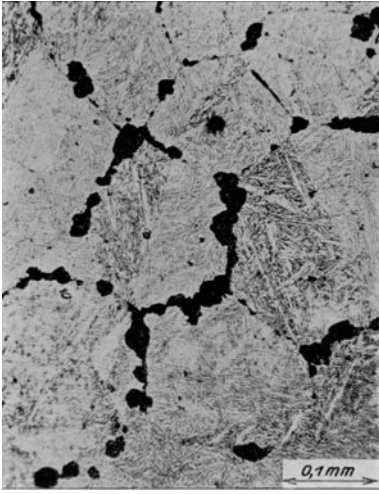
Figur 357.  $V = 150$ .



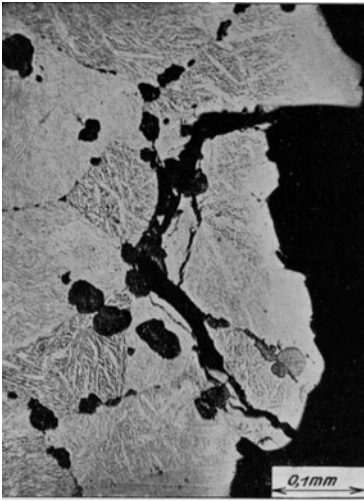
Figur 360.

<sup>1)</sup> Harte Oberfläche und Zähigkeit der innen liegenden Teile gewährt nach Öl- oder Luft- härtung ohne Einsatzkohlung ein Sonderstahl, der folgende Festigkeitswerte ergab:

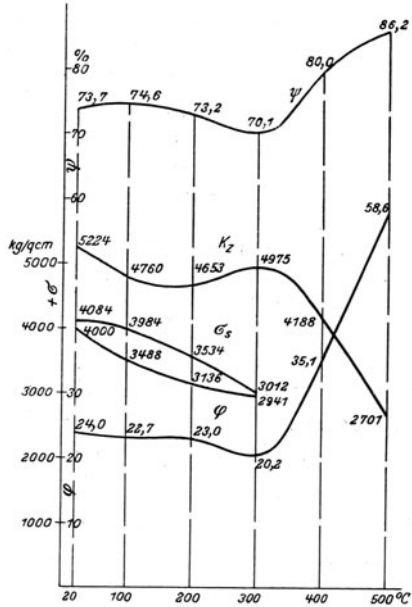
Behandlung *a*: bei 800°C in Öl gehärtet; *b*: wie *a*, sodann bei 250°C angelassen;  
 „ *c*: bei 830°C in Luft gehärtet; *d*: wie *c*, sodann bei 250°C angelassen.



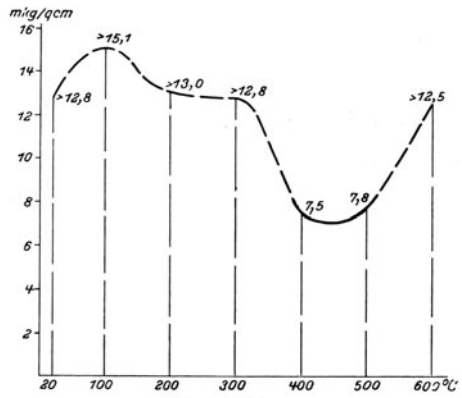
Figur 358.  $V=150$ .



Figur 359.  $V=150$ .



Figur 361.



Figur 362.

Zur Kerbschlagprobe dienen kleine Stäbe, s. S. 14. Bei  $-20^{\circ}\text{C}$  ergaben sich fast genau dieselben Werte von  $A_k$  wie bei  $+20^{\circ}\text{C}$ . Das Verhältnis  $K_z:H$  findet sich zu 34 (ausgeglüht) bis 38 (gehärtet).

Prüfungs-Temp.	Behandlung: ausgeglüht						a	b	c	d
	20	100	200	300	400	500				
$\sigma_s$ ob.	9178	8492	}							
$\sigma_s$ unt.	9004	8379								
$K_z$	10132	9653	9571	9193	7545	5245	> 20200	18793	nicht	19124 kg/qcm
$\varphi$	12,7	12,7	13,0	17,0	20,7	29,3	nicht	6,0	er-	6,4 %
$\psi$	60,3	61,3	57,1	62,5	74,2	84,9	ermittelt	35	mittel	39 %
$A_k$	8,1	8,6	8,3	7,5	6,0	5,7	0,3	2,8	0,7	3,2 mkg/qcm
H	302	—	—	—	—	—	534	514	555	514 kg/qmm

**Figur 363.** Gefüge des Nickel-Einsatz-Materials, von dem Figur 360 bis 362 herrühren. Dasselbe Material lieferte nach Härtung und Anlassen bei 200° C folgende Werte. Härtezahlen, s. S. 55,  $H=363$ , ausgeglüht  $H=148$ .

Temp.	—	20	100	200	300	400	500° C
$K_z$	—	11453	11306	11446	9988	7587	4443 kg/qcm
$\varphi$	—	7,3	5,9	9,1	15,9	8,7	22,0 ‰
$\psi$	—	55,3	48,2	54,8	68,8	71,9	83,9 ‰
$A_k$	4,6	4,8	4,7	3,8	2,3	1,9	2,0 mkg/qcm

Chromnickeleinsatzmaterial ergab im Einlieferungszustand folgende Werte (vgl. S. 55); ausgeglüht  $H=128$ :

$\sigma_x$ ob.	—	3426	3446	2763	2359	—	— kg/qcm
$\sigma_x$ unt.	—	3366	2975	2402	2319	2003	— „
$K_z$	—	4590	4229	4105	4410	4184	3090 „
$\varphi$	—	27,5	28,3	23,7	20,3	23,8	42,7 ‰
$\psi$	—	75,9	76,0	73,2	69,0	74,0	82,2 ‰
$A_k$	—	> 14,0	> 13,3	> 12,0	> 11,3	8,1	5,6; bei 600° C > 14,1 mkg/qcm.

Gehärtet und angelassen bei 200° C ( $H=262$ ):

$K_z$	—	9224	8782	9345	7862	7012	4266 kg/qcm
$\varphi$	—	8,2	8,2	8,7	11,3	8,9	13,3 ‰
$\psi$	—	51,1	43,1	40,2	60,3	64,2	72,9 ‰
$A_k$	6,3	6,4	6,0	4,6	4,3	3,2	3,6 mkg/qcm

### Konstruktionsmaterial.<sup>1)</sup>

Nickelstahl für Konstruktionszwecke ( $3\frac{0}{10} Ni$ ) lieferte folgende Festigkeitswerte. Härtezahl  $H=152$ , entsprechend  $K_z: H=36$ :

$\sigma_x$ ob.	—	3883	3743	3904	3181	2311	— kg/qcm
$\sigma_x$ unt.	—	3659	3376	3379	2876	2277	— „
$K_z$	—	5464	5444	6136	5833	4511	2825 „
$\varphi$	—	24,4	15,6	16,4	25,4	34,6	61,3 ‰
$\psi$	—	61,7	57,9	56,0	61,3	73,2	87,0 ‰
$A_k$	—	10,2	11,1	10,0	8,8	5,7	— mkg/qcm.

**Figur 364 bis 367.** Dasselbe wie Figur 360 bis 363 für einen Nickelstahl ( $0,2\frac{0}{10} C, 5\frac{0}{10} Ni$ ), der für schwere Maschinenteile hoher Beanspruchung bestimmt ist. Vgl. auch die Angaben bei Figur 381 bis 393, 394, 397 bis 399, sowie die Fußbemerkung auf S. 92.

### Naturharter Tiegelstahl.

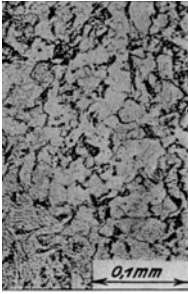
**Figur 368 bis 370.** Dasselbe wie Figur 360, 361 und 363 für naturharten Tiegelstahl ( $1\frac{0}{10} C$ ), der für Teile bestimmt ist, die große Härte aufweisen müssen.  $A_k=2,5; 5,0; 5,8; 4,8; 2,8$  mkg/qcm bei 20, 100, 200, 300,

<sup>1)</sup> Die Festigkeitswerte sind im allgemeinen nicht unabhängig von der Zerreißgeschwindigkeit (vgl. C. Bach, Elastizität und Festigkeit, § 10). Da hierdurch Meinungsverschiedenheiten entstehen können, seien folgende, an Flußmaterial verschiedener Festigkeit ermittelte Werte angeführt. Die Probestäbe hatten 2 cm Dmr. und 20 cm Meßlänge. Über die Ermittlung des Arbeitsvermögens  $A$  vgl. das S. 1 unter f) Bemerkte. Vgl. auch S. 88, 132 bis 136.

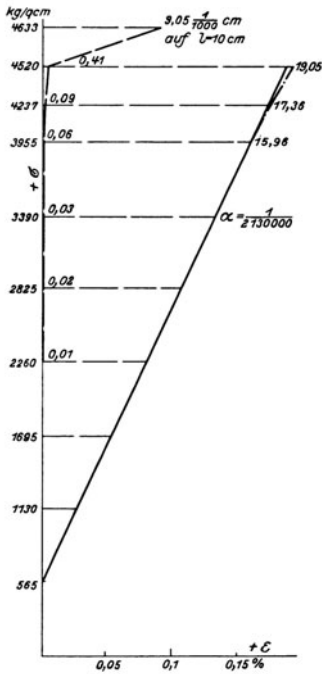
Zerreiß- dauer	19	2 $\frac{1}{2}$	22				17	2 $\frac{1}{2}$	23
	Sek.	Min.	Min.	Sek.	Min.	Min.			
$K_z$	4004	3929	3855	5618	5508	5335 kg/qcm			
$\varphi$	(34,4)	30,8	32,5	(25,7)	25,5	26,9 ‰			
$\psi$	69,5	70,6	70,4	52,2	54,8	56,4 „			
$A$	—	7,9	8,7	—	8,7	9,1 mkg/cm			

Die in Klammern gestellten Werte der Bruchdehnung sind an Stäben mit mehrfacher Einschnürung ermittelt, die sich beim raschen Zerreißen leicht einstellen. Bei Vereinbarungen über die Mindestgröße der Dehnung wird meist davon ausgegangen werden, daß nur 1 Einschnürung vorhanden ist. Vgl. auch die Bemerkungen zu Figur 426f., S. 88.

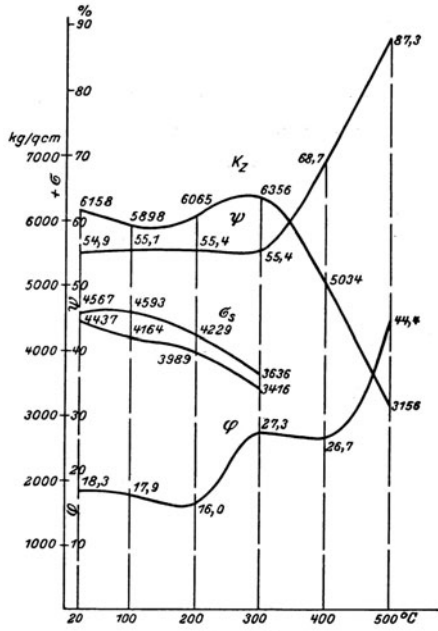




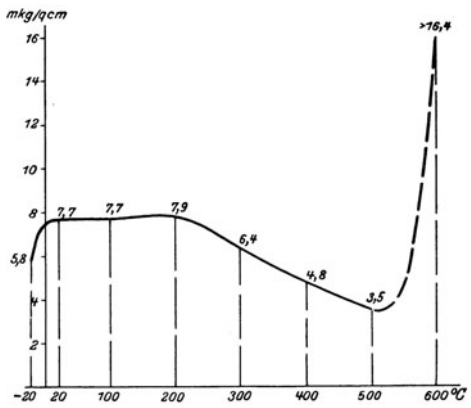
Figur 363.  $V = 150$ .



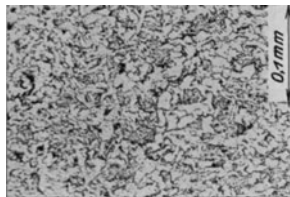
Figur 364.



Figur 365.



Figur 366.



Figur 367.  $V = 150$ .

400° C. Vgl. auch die Zahlen bei Figur 392.

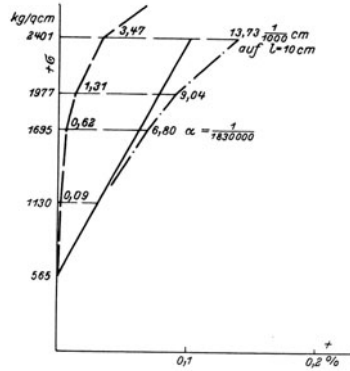
**Unmagnetischer Nickelstahl.**

**Figur 371, 372.** Dasselbe wie Figur 360, 361 für einen unmagnetischen Nickelstahl (25% Ni). Große, bleibende Dehnungen bei geringer Spannung, große Zähigkeit, geringe Abnützbarkeit; sehr schwer zu bearbeiten. Bei der Kerbschlagprobe brechen die Stäbe nicht durch.  $A_k$  (kleine Stäbe) > 18,2 mkg/qcm bei 20°C, > 14,2 mkg/qcm bei 300° C. Dehnungslinien ähnlich wie Figur 398.

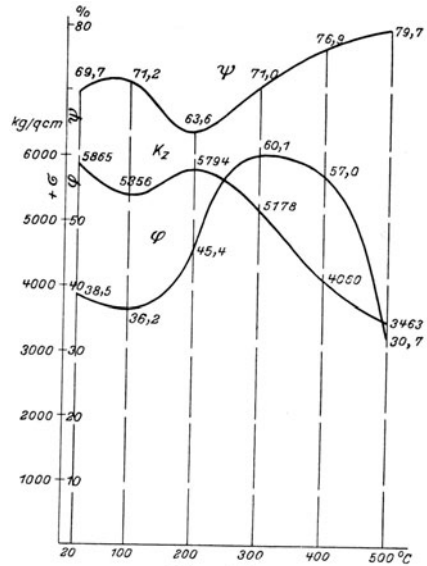
**Figur 373.** Querschnitt durch eine schwache Stange des Materials, von dem Figur 371, 372 herrühren; eigenartige Gestalt der Seigerzone (die hier wenig verunreinigt erscheint, aber weit feineres Korn aufweist, als das Randmaterial), bedingt durch das Verfahren beim Ausstrecken des Blockes.

**Figur 374, 375.** Gefügebilder desselben Materials; Figur 374 von der Stange, deren Querschnitt Figur 373 wiedergibt, Übergangsstelle zwischen grobem und feinem Korn; Figur 375 von einer Rundstange mit 26 mm Durchmesser. „ $\gamma$ “-Eisenpolyeder (vgl. auch die Bemerkungen zu Figur 195, 398, 400) Der hohe Nickelgehalt bewirkt, daß das „ $\gamma$ -Eisen“ noch bei gewöhnlicher Temperatur vorhanden ist, d. h. die feste Lösung des Kohlenstoffs im Eisen auch ohne rasche Abkühlung bestehen bleibt. Aus dem Gefügebild kann daher bei hohem Nickel-, Mangan- usf. Gehalt nicht mehr auf den Kohlenstoffgehalt geschlossen werden — vgl. z. B. Figur 379, S. 79 mit Figur 58, S. 17, die von Material mit ungefähr gleichem Kohlenstoffgehalt herrühren, neben dem im ersten Fall 25,5% Ni vorhanden sind —. Schon ein Gehalt von 3 bis 5% Ni macht sich im Gefügebild bemerkbar, vgl. Figur 367, 389f. mit Figur 57 sowie mit den Übergangsgefügen Figur 205f. Durch die Zusätze lassen sich also bei entsprechender Menge ähnliche Wirkungen erzielen, wie durch Härten. Vgl. auch das zu Figur 400, 416, 417 Bemerkte, sowie die hohen Werte von  $\alpha$  bei Figur 371 und 225.

**Figur 376.** Zerrissener Stab aus



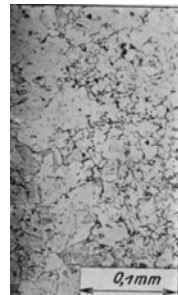
Figur 371.



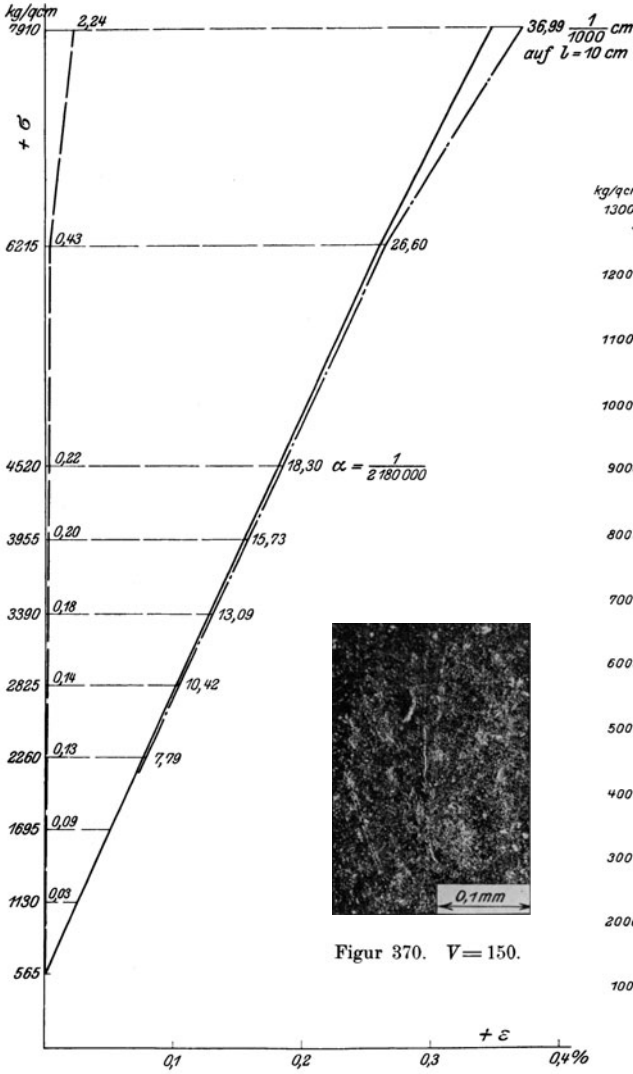
Figur 372.



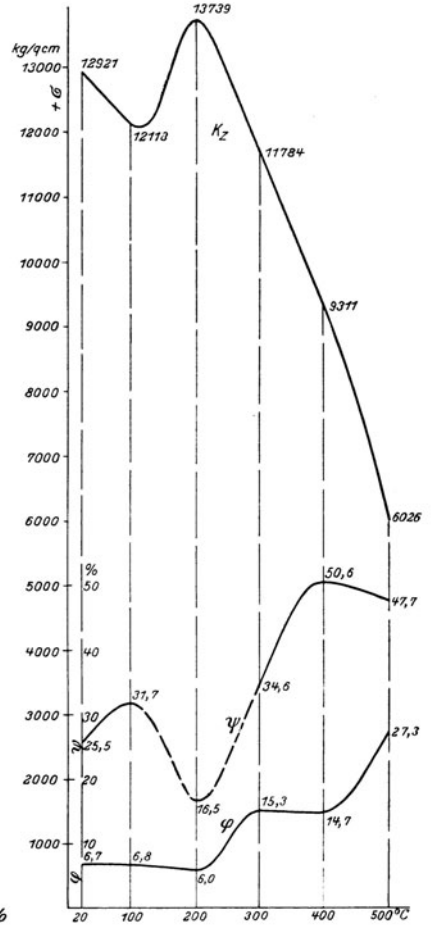
Figur 373.  $V=3,5$ .



Figur 374.  $V=150$ .



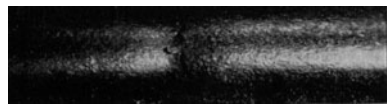
Figur 368.



Figur 369.



Figur 375.  $V = 150$ .



Figur 376.  $V = 1$ .

hochprozentigem Nickelstahl anderer Herkunft. Je nach dem Grad der mechanischen Bearbeitung usf. ist die Korngröße eine sehr verschiedene und das Aussehen der Staboberfläche nach dem Zerreißen vollkommen glatt, ähnlich Figur 381, bis grobkörnig, wie bei mangelhaft geglühtem Stahlguß, z. B. Figur 438.

**Figur 377.** Im Betrieb gebrochene Schraube aus unmagnetischem Nickelstahl. Sehr grobkörnig.

**Figur 378.** Gefügebild aus Figur 377. Zersetzung an den Kornrändern. Solche Stücke können zunächst am Rande magnetisch werden. Während der durch falsche Wärmebehandlung, vorausgegangene Zerquetschung usf. entstandene Magnetismus durch geeignete Härtung (meist Ölhärtung von etwa 850° C) beseitigt werden kann, ist in solchen Fällen Abarbeiten der verdorbenen Schicht erforderlichlich.

**Figur 379, 380.** Gefügebilder eines unmagnetischen Nickelstahles von sehr grobem Korn (25,5% Ni; 0,46% C;  $\sigma_s = 2500$ ,  $K_z = 6400$  kg/qcm;  $\varphi = 43\%$ ,  $\psi = 63\%$ ;  $\gamma = 8,8$ ). Ausgeprägte Kristallbildung, „ $\gamma$ “-Eisen Polyeder. Die zerrissenen Stäbe waren an der Oberfläche grobnarbig, ähnlich wie bei Figur 445 zu beobachten.

### Chromnickelstahl (s. a. S. 55, 74).

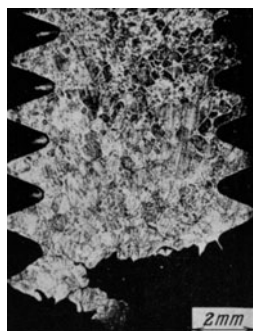
**Figur 381.** Zerrissener Stab aus Chromnickelstahl mit der für gutes Material kennzeichnenden glatten Oberfläche; verhältnismäßig starke Einschnürung. Der Stab ist beim Bruch aufgespalten. Verschiedenartiges Material derselben Herkunft hatte folgende Ergebnisse geliefert:

Cr %	Ni %	C %	$\sigma_s$	$K_z$	$\varphi$	$\psi$	Bemerkungen
—	3	0,3	{ 4100 } { 3700 }	5600	20	51	Konstruktionsmaterial
—	3	0,05	{ 3600 } { 3100 }	4300	27	69	Einsatzmaterial
1,4	3,5	0,4	—	13500	9	22	vergütet
1,2	4	0,3	—	9500	15	45	vgl. Figur 381.

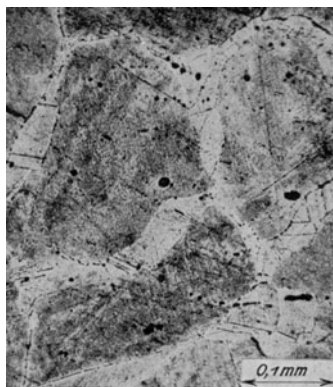
Von Interesse erscheint noch folgende Zusammenstellung:

	Siemens-Martin-stahl	Chromnickel-stahl	Nickelstahl	Werkzeugstahl	Chromnickelstahl, gebrochene Welle
$\sigma_s$ kg/qcm	{ 3900 } { 3700 }	—	3900 3800	6000 5900	—
$K_z$ kg/qcm	6200	10000	5600	8800	7450
$\varphi$ %	21	15	21	16	12
$\psi$ %	49	58	66	46	28
$A_k$ mkg/qcm	1,3	9,5	> 12,5	6,4	1,1

Für den zuletzt angeführten Stahl ergab sich die Härtezahl  $H = 205$ , entsprechend  $K_z = 36 H$ . Das Material erwies sich als schlackenreich.



Figur 377.  $V = 5$ .



Figur 378.  $V = 150$ .



**Figur 384 bis 386.** Ergebnisse von Zugversuchen und Kerbschlagproben von hochwertigem Chromnickelstahl (3,5% Ni; 0,4% Cr; 0,3% C) im ausgeglühten und vergüteten Zustand (für letzteren in Figur 385 gestrichelte Linienzüge).

**Figur 387.** Bei 20, 200, 300, 400, 500° C zerrissene Stäbe dieses Materials.

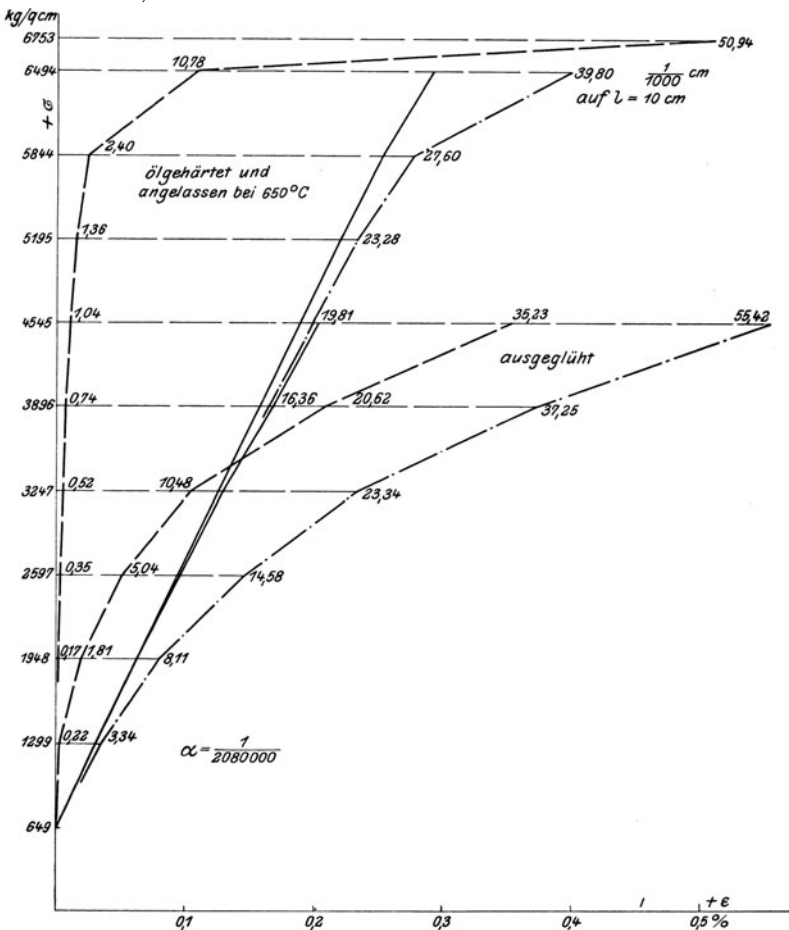
**Figur 388.** Bruchfläche eines andern Zugstabes aus demselben Material, feines Korn, große Reinheit.  $K_z = 8136 \text{ kg/qcm}$ ,  $\varphi = 13,2\%$ ,  $\psi = 52,9\%$ .

**Figur 389, 390.** Gefüge desselben ausgeglüht und vergütet, Figur 390.

**Figur 391.** Bruchfläche von Sonderstahl größerer Härte. Zerklüftung ähnlich den fräserartigen Erscheinungen, Figur 40, S. 13.

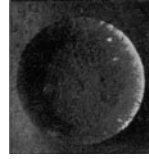
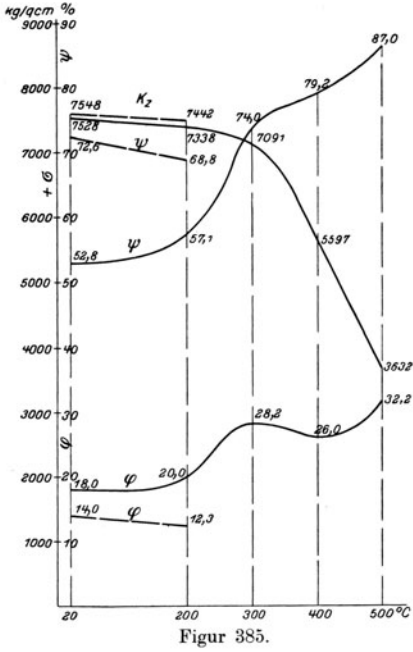
**Material aus Konstruktionsteilen.**

**Figur 392.** Gefüge von Chromstahl mit starker Seigerung des weißen Chromeisenkarbids.<sup>1)</sup>

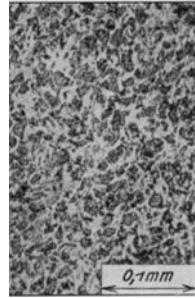


Figur 384.

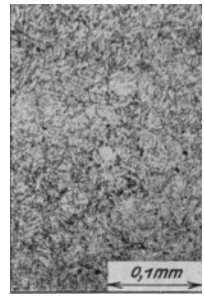
<sup>1)</sup> Ähnliches Material anderer Herkunft, bestimmt für Teile, die nach Kaltwasserhärtung durch und durch hart sein sollen („vollhart“), wie z. B. Kugellager usf., ergab ölgehärtet bei 20° C:  $K_z = 11247 \text{ kg/qcm}$ ,  $\varphi = 9,7$ ,  $\psi = 30\%$ ;  $A_k = 7$  (bei -20° C nur 4) mkg/qcm;  $H = 331$  ( $K_z = 34 H$ ).



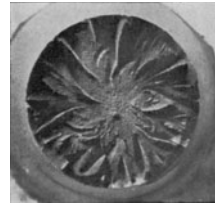
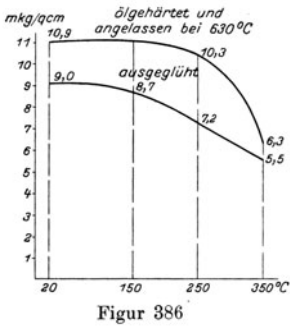
Figur 388.  $V=1$ .



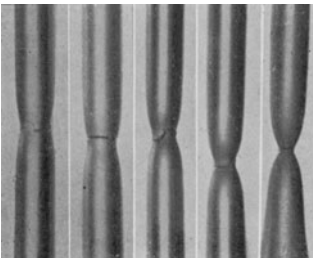
Figur 389.  $V=150$ .



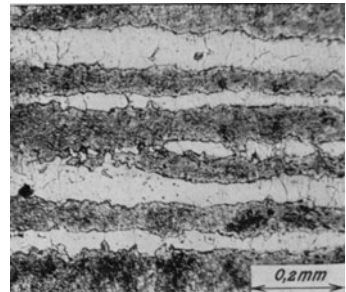
Figur 390.  $V=150$ .



Figur 391.  $V=2$ .



Figur 387.  $V=1$ .

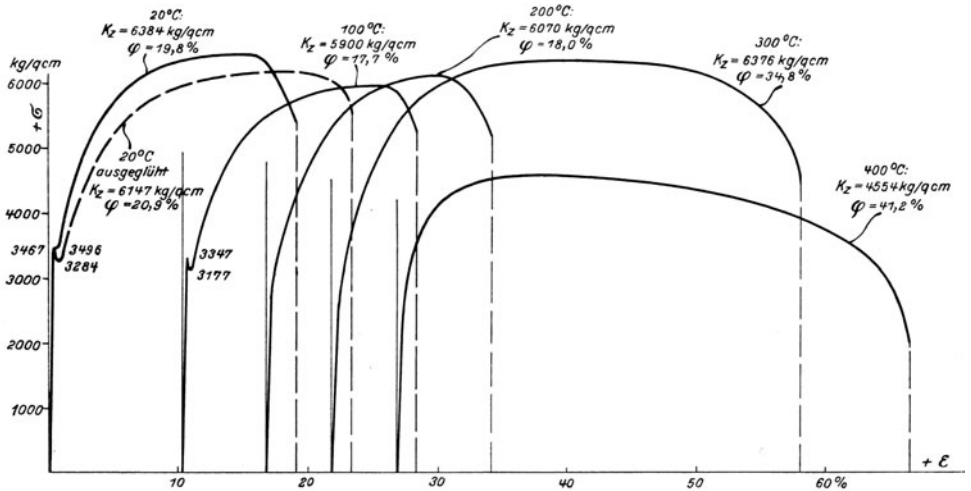


Figur 392.  $V=75$ .

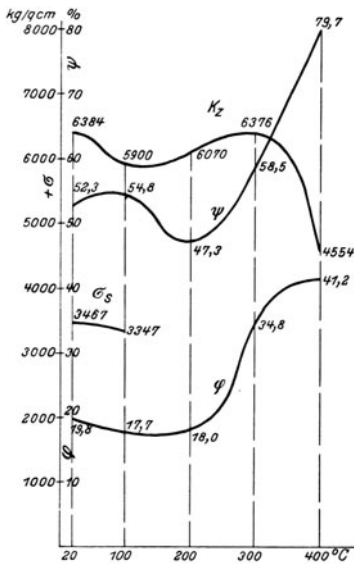
**Figur 393, 394.** Zugversuche mit Stäben aus einem im Betriebe gebrochenen Konstruktionsteil aus Nickelstahl, vergütet (ähnlich dem Material zu Figur 365).

**Figur 395, 396.** Gefüge vom Kern und vom Rand des etwa 200 mm dicken Stückes, von dem Fig ur393, 394 herrühren.

**Figur 397.** Gefüge von Nickelstahl mit Seigerung in Schichten, die heller und dunkler erscheinen. Solche Stücke bewahren häufig die vom Gießen herrührende kristallinische Struktur (vgl. z. B. Figur 454, S. 93), die nur durch kräftiges Aus-



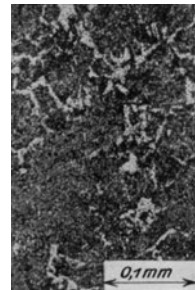
Figur 393.



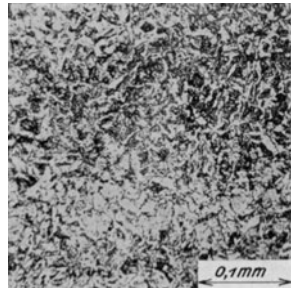
Figur 394.



Figur 395.  $V=150$ .



Figur 396.  $V=150$ .



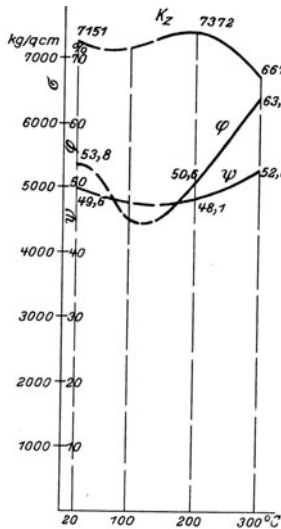
Figur 397.  $V=150$ .



glühen und Durcharbeiten beseitigt wird. Kann dies nicht erfolgen, so ist bei Nickelstahl Beanspruchung in der Querrichtung zu vermeiden, weil das Material weit weniger zäh ist, vgl. auch S. 92, Fußbemerkung.

**Figur 398, 399.** Zugversuche mit hochlegiertem Chromnickelstahl (22% Ni, 1,5% Cr, 0,6% C). Solches Material setzt infolge seiner großen Zähigkeit der Bearbeitung sehr großen Widerstand entgegen. Fehlen der ausgeprägten Streckgrenze.

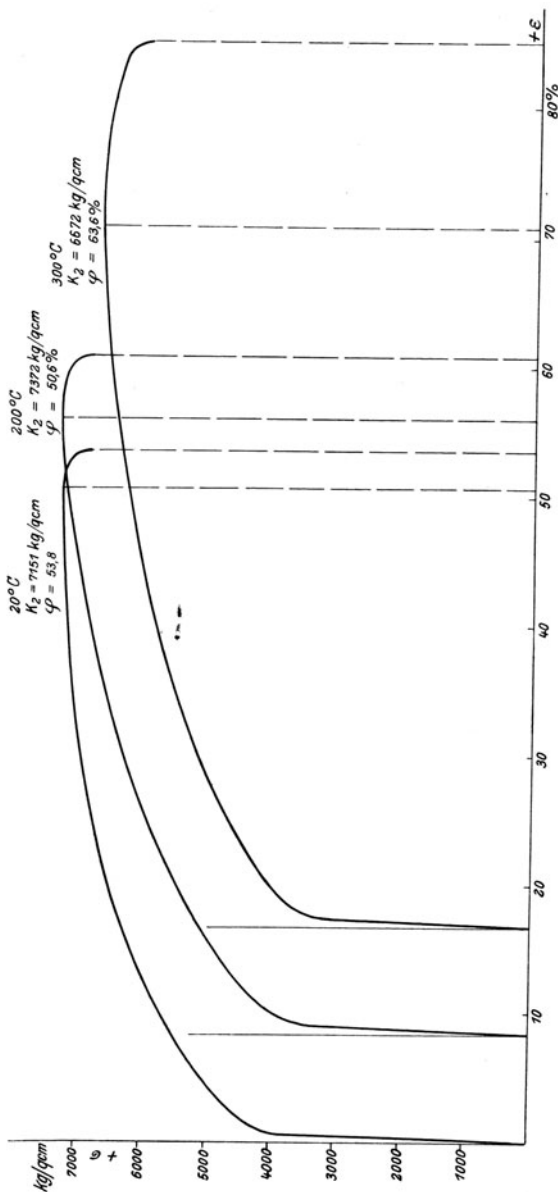
**Figur 400.** Gefüge des letzteren Materials („ $\gamma$ “-Eisen Polyeder). Vgl. das zu Figur 374 Bemerkte. Bei der hier vorliegenden Zusammensetzung entsteht ein dem Martensit (Figur 196f.) ähnliches Gefüge, bei noch höherem Gehalt an C oder Ni usf. tritt „Austenit“ auf, vgl. Figur 374f., 416f. Ähnliches Gefüge zeigen die Stähle mit geringer Wärmeausdehnung (Invar, Indilatans), die nicht rostenden Stähle usf.



Figur 399.



Figur 400.  $V=150$ .



Figur 398.

**Federstahl.<sup>1)</sup>**

**Figur 401, 402.** Gefüge zweier Silizium-Federstähle; Figur 401: ausgeglüht. Figur 402: vergütet, kleine Schlackeneinschlüsse. Bei Biegungsversuchen trat bei einer gehärteten Feder aus dem Material Figur 401 von etwa 13000 kg/qcm an eine bleibende Formänderung ein. Bruchfestigkeit, wenn nach den üblichen Formeln gerechnet würde,  $K_z = 31\ 000\text{ kg/qcm}$ , vgl. Bemerkung zu Figur 358f., Bruch sehnig.

**Figur 403.** Ergebnisse von Zugversuchen mit dem Spezialfederstahl, dessen Gefüge Figur 402 zeigt<sup>2)</sup>. Härtezahl  $H = 534$ , entsprechend  $K_z : H = 37$ .

Chrom-Federstahl ergab folgende Werte (ölgelärtet und angelassen):

	- 20	20	200	400	500 ° C
$K_z$	—	14275	14012	9252	5918 kg/qcm
$\varphi$	—	7,0	13,3	23,2	45,7 %
$\psi$	—	33,5	40,4	73,2	78,4 „
$A_k$	3,5	3,3	3,1	2,5	— mkg/qcm
$H$	—	401	( $K_z = 36 H$ )		

**Hartstahl.**

**Figur 404, 405.** Dehnungslinie und Gefüge von Mangan-Hartstahl (13% Mn, 1,3% C.  $\gamma = 7,9$ , Härte  $H = 230$ ,  $K_z = 40 H$ ). Die große Zähigkeit bei hoher Festigkeit bedingt große Widerstandsfähigkeit gegen Abnutzung. Das Material läßt sich kalt biegen; Bearbeitung durch Schleifen. Vgl. das zu Figur 400 Bemerkte. Fehlen der ausgeprägten Streckgrenze und des Abfalls der Dehnungslinie vor dem Bruch.

**Figur 406.** Wolfram-Hartstahl ( $\gamma = 9,6$ , Härte  $H = 217$ ) von großer Widerstandsfähigkeit gegen Abnutzung. Bemerkenswert erscheinen die großen Körner an den Stellen, an denen das beim Stanzen stark zerquetschte Material in den unbeanspruchten Teil übergeht (vgl. Bemerkungen zu Figur 115, S. 28).

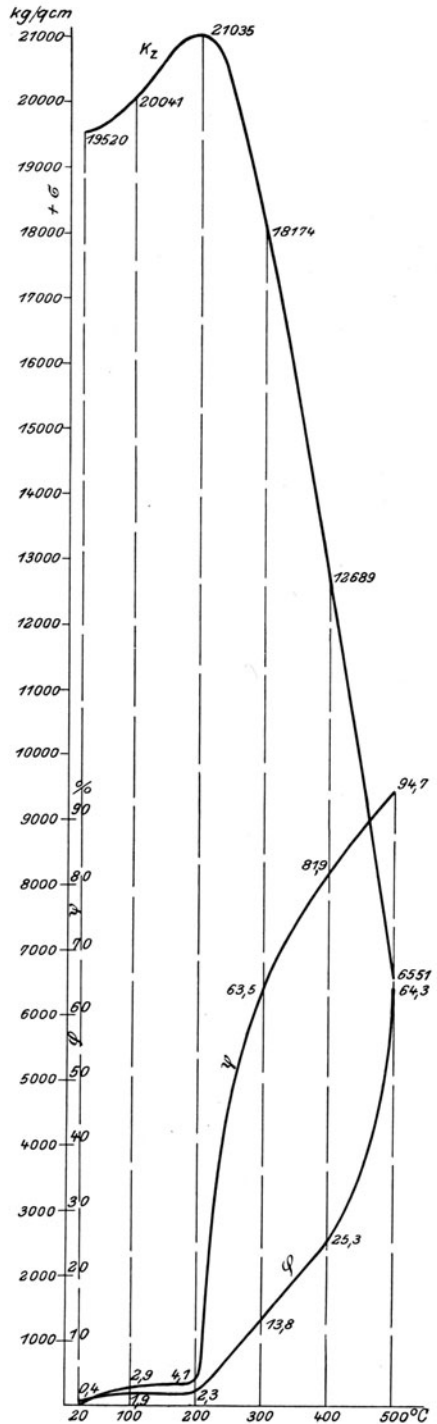
Vgl. auch Figur 447.

**Magnetstahl.**

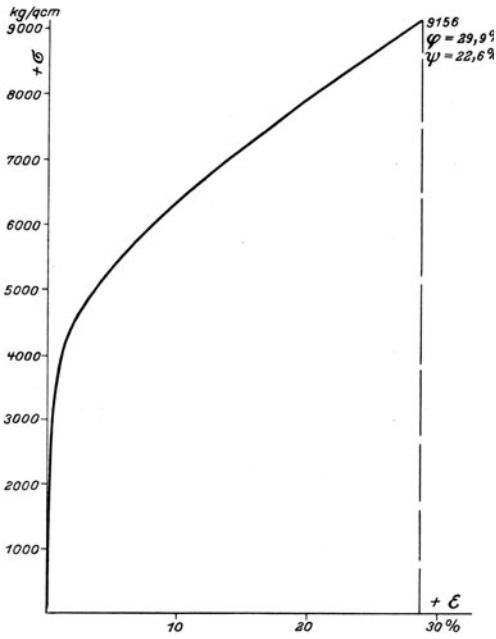
**Figur 407.** Biegungsversuche mit Wolfram-Magnetstahl gehärtet (unterer Stab; herzförmiges Bruchstück auf der Druckseite;  $K_b = \text{rund } 20\ 000\text{ kg/qcm}$ , vgl. Bemerkung zu Figur 358f.) und ungehärtet (oberer Stab; herz-

<sup>1)</sup> Gewöhnlicher Federstahl liefert ähnliche Werte, wie S. 68f. für Werkzeugstahl angeführt. Über Bandstahl vgl. S. 68.

<sup>2)</sup> — 20 20 100 200 300 400 ° C  
 $A_k = 0,4 0,7 1,0 1,7 1,6 1,7\text{ mkg/qcm}$   
 Kleine Stäbe; die Wirkung des Anlassens ist zu beachten.



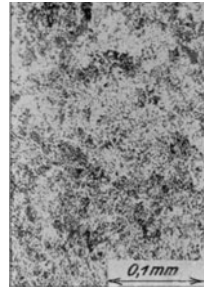
Figur 403.



Figur 404.



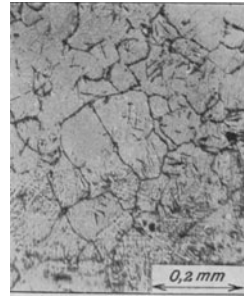
Figur 401. V=75.



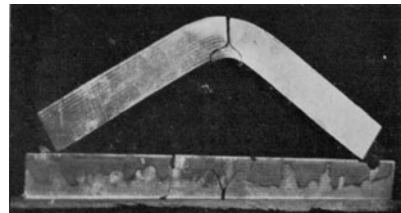
Figur 402. V=150.



Figur 406. V=6.



Figur 405. V=75.



Figur 407. V=0,4.

förmiges Bruchstück auf der Druckseite)  $\gamma = 8,3$ , Härtezahl:  $H = 370$  ausgeglüht;  $H = 655$  gehärtet.

**Figur 408.** Bruchflächen des gehärteten Stabes, Figur 407; außerordentlich feines Bruchgefüge.

**Figur 409, 410.** Gefüge des Magnetstahles gehärtet (Figur 409) und ungehärtet (Figur 410).

### Tresorstahl.

**Figur 411.** Tresorstahl (mittels des Brenners nicht schneidbar,  $H = 450$ ) Bruchfläche. Ersatz für eingesetztes und gehärtetes Material, das leicht durchzubrennen oder nach Ausglühen mechanisch zu bearbeiten ist (Figur 257f).  $\gamma = 7,9$ .

**Figur 412, 413.** Gefügebilder des Tresorstahles. Bei der schwachen Vergrößerung tritt die Bäumchen-Kristallstruktur des Stahles deutlich hervor, an der zu erkennen ist, daß es sich um gegossenes Material handelt (s. z. B. Figur 463, 476, 664). Auch die Bruchfläche Figur 411 zeigt Gußstruktur.

**Figur 414, 415.** Gefüge desselben nach Anschmelzen mit dem Schweißbrenner.

**Figur 416.** Gefügebild aus Figur 413; weiße Flächen von „Austenit“ (weich, zäh,  $\gamma$ -Eisen), der zum Teil in die nadelige Martensitstruktur übergegangen ist (vgl. Figur 195f., 374, 400, 405). (Material, das nach dem Ausglühen aus Martensit besteht, z. B. infolge etwas hohen Nickelgehaltes usf., kann durch Ölhärtung, z. B. von etwa  $1250^{\circ}\text{C}$ , in Austenit übergeführt, also weicher und zäher gemacht werden.)

**Figur 417, 418.** Gefügebilder eines ziemlich hochgekohlten Stahles, der aus Schmelztemperatur in kalter Salzlauge abgekühlt wurde und austenitähnliche Bilder lieferte. Statt dieser nachdrücklichen Härtung kann auch Legierung des Stahles angewendet werden, vgl. Figur 400, 405, 374, 375, 377 bis 380, um Austenit zu erzielen.

### Stahl für hohe Temperaturen.

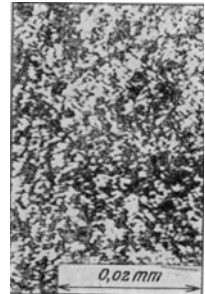
**Figur 419, 420.** Gefüge und Ergebnisse von Zugversuchen mit Sonderstahl, der in hohen Wärmegraden noch große Festigkeit besitzen soll<sup>1)</sup>. Bei  $20^{\circ}\text{C}$  Härtezahl  $H = 388$ , entsprechend  $K_z: H = 35$ .

<sup>1)</sup> Der Stahl, der bei gewöhnlicher Temperatur keine besonders hohe Festigkeit aufweist, zeigt in höheren Wärmegraden verhältnismäßig langsame Abnahme der Widerstandsfähigkeit; bei  $500^{\circ}\text{C}$  besitzt er daher höhere Festigkeit, als irgendein anderer Stahl, über den an dieser Stelle berichtet ist, er übertrifft sogar den Federstahl, der, s. Figur 403, bei  $200^{\circ}\text{C}$  fast die doppelte Zugfestigkeit aufgewiesen hat. Der Arbeitsverbrauch bei der Kerbschlagprobe ist nicht gering (kleine Stäbe, s. Figur 52, S. 14):

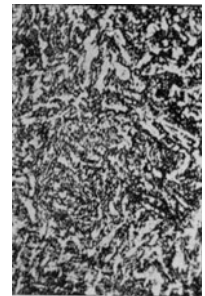
	— 20	20	100	200	300	400	500 °C
$A_k =$	3,2	3,2	4,0	4,1	4,0	3,1	3,1 mkg/qcm.



Figur 408.  $V = 1,5$ .



Figur 409.  $V = 1000$ .



Figur 410.  $V = 1000$ .



Figur 411.  $V = 1$ .



Figur 412.  $V=15$ .



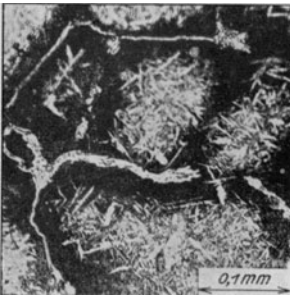
Figur 413.  $V=150$ .



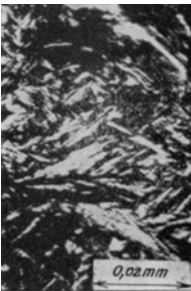
Figur 414.  $V=150$ .



Figur 416.  $V=600$ .



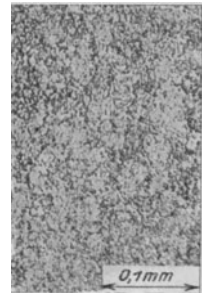
Figur 415.  $V=150$ .



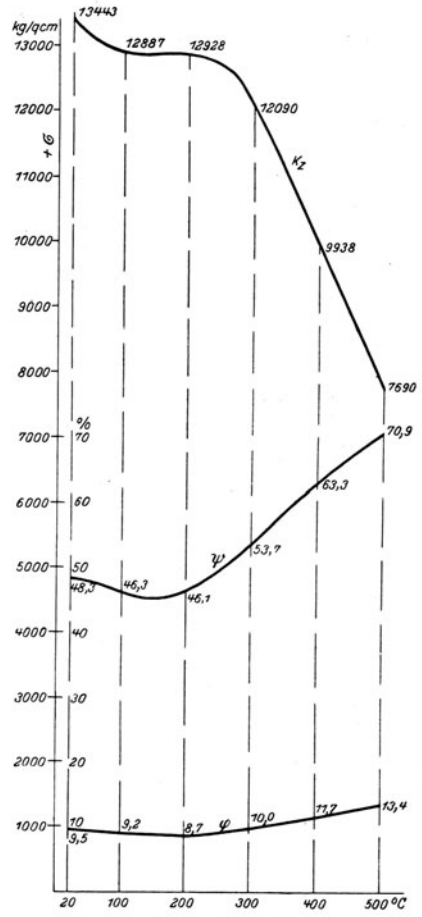
Figur 417.  $V=750$ .



Figur 418.  $V=750$ .



Figur 419.  $V=150$ .



Figur 420.

IV. Stahlguß.

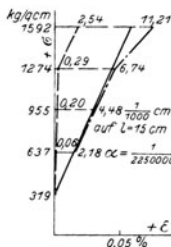
Figur 421 bis 425. Zugversuche mit 3 Stahlgußarten *K*, *M*, *O*<sup>1)</sup>. Die Zahlenwerte gehen aus folgender Tafel hervor, die auch die Ergebnisse der Prüfung des Materials *O<sub>b</sub>* enthält, das als Ersatz für Material *O* geliefert wurde. Bemerkenswert erscheint für dieses die Steigerung der Zähigkeit bei höherer Temperatur.

	°C	$\sigma_z$ kg/qcm	$K_z$ kg/qcm	$\varphi$ %	$\psi$ %	$A$ mkg/cm	$C$ %	$Mn$ %	$Si$ %
<i>K</i>	20	1863	3953	29,0	56,1	8,0	0,165	0,726	0,498
	100	1913	3745	24,2	57,5	—			
	200	1803	4377	17,7	48,8	—			
	300	{ 1263	4242	19,0	49,4	—			
		{ (1331)	(4107)	(23,8)	(52,8)	—	lange Belastungsdauer		
	400	{ —	3473	33,3	58,0	—			
{ —		(2866)	(38,5)	(63,8)	—	lange Belastungsdauer			
500	{ —	2043	51,3	75,7	—				
	{ —	(1565)	(41,4)	(57,0)	—	lange Belastungsdauer			
<i>M</i>	20	1656	3788	27,2	48,7	7,6	0,200	0,819	0,112
	100	—	3881	17,9	44,9	—			
	200	—	4292	15,2	36,9	—			
	300	{ —	4319	18,0	34,7	—			
		{ —	(4363)	(18,0)	(28,1)	—	lange Belastungsdauer		
	400	{ —	3496	22,8	36,1	—			
{ —		(3185)	(23,1)	(32,7)	—	lange Belastungsdauer			
500	{ —	2274	26,1	42,1	—				
	{ —	(1911)	(19,5)	(31,1)	—	lange Belastungsdauer			
<i>O</i>	20	2263	4285	25,5	50,4	7,9	0,193	0,322	0,187
	200	—	4502	7,7	15,9	—			
	300	—	4788	12,0	15,8	—			
	400	—	3984	15,3	24,1	—			
	500	—	2691	33,3	44,6	—			
	550	—	2071	39,5	49,2	—			
<i>O<sub>b</sub></i>	20	2375	4165	27,9	57,0	—	0,180	0,369	0,280
	100	2156	4567	15,5	46,1	—			
	200	2186	5253	17,6	40,6	—			
	300	1911	5052	24,5	47,7	—			
	400	1384	4043	36,3	62,5	—			
	500	—	2365	63,6	80,7	—			

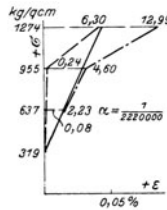
Die Ergebnisse für Material *K* bei besonders langer Versuchsdauer sind in Figur 424, 425 durch Kreise eingezeichnet.

Figur 426 bis 429. Zerrissene Stäbe des Materials *K*, bei 20, 300, 500 und 500° C; Figur 428 Zerreiversuch von gewöhnlicher, Figur 429 von besonders langer Dauer. Der Einfluß der Zerreißgeschwindigkeit erweist sich in höherer Temperatur größer als bei 20° C, vgl. das S. 74 Bemerkte.

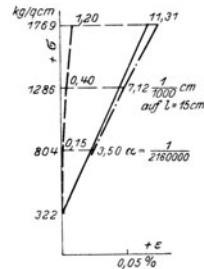
Figur 430 bis 433. Zerrissene Stäbe des Materials *M*. Grobes Korn. Querrisse.



Material *K*. Figur 421.

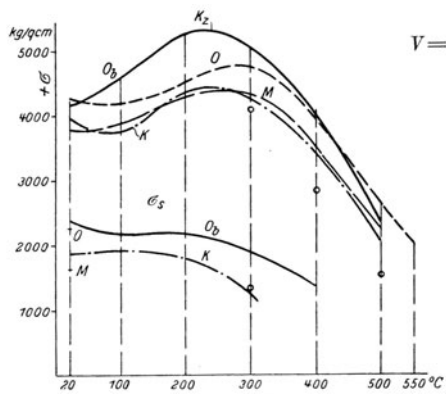


Material *M*. Figur 422.



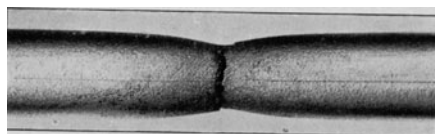
Material *O*. Figur 423.

<sup>1)</sup> Z. Ver. deutsch. Ing. 1903, S. 1762 f.; 1812 f.; 1904, S. 385 f. Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 24; s. a. Z. Ver. deutsch. Ing. 1899, S. 694 f.

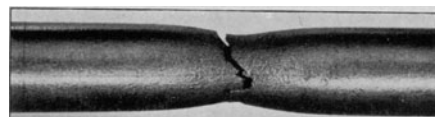


Figur 424.

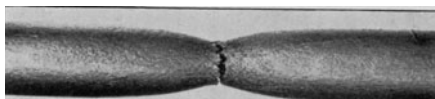
$V = \frac{3}{4}$ .



Material K. Figur 426.  $t = 20^\circ \text{C}$ .



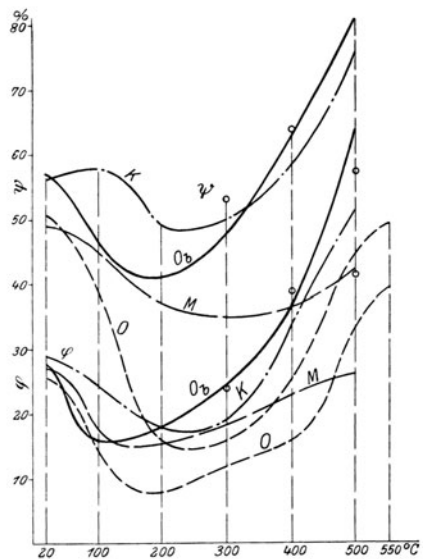
Material K. Figur 427.  $t = 300^\circ \text{C}$ .



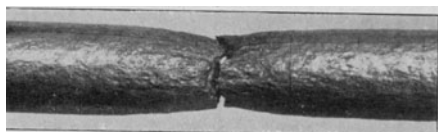
Material K. Figur 428.  $t = 500^\circ \text{C}$ .



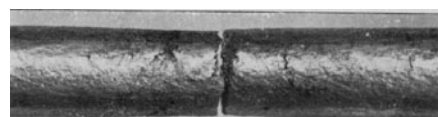
Material K. Figur 429.  $t = 500^\circ \text{C}$ .  
Sehr langsam zerrissen.



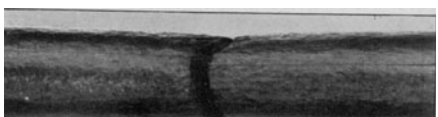
Figur 425.



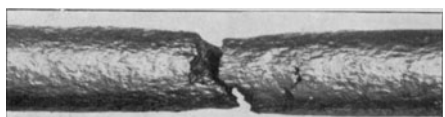
Material M. Figur 430.  $t = 20^\circ \text{C}$ .



Material M. Figur 431.  $t = 20^\circ \text{C}$ .



Material M. Figur 432.  $t = 300^\circ \text{C}$ .



$V = \frac{3}{4}$ . Material M. Figur 433.  $t = 500^\circ \text{C}$ .

**Figur 434 bis 437.** Gefügebilder von Stahlguß *K*, *M*, *O*, *O<sub>b</sub>*. Figur 434 und 437 deuten auf bessere Wärmebehandlung (Ausglühen) hin, als Figur 436 und 435; Material *K* und *O<sub>b</sub>* zeigen höhere Zähigkeit (s. o.).

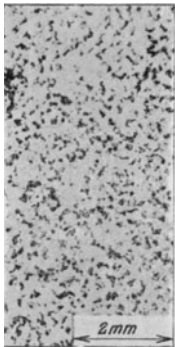
**Figur 438, 439.** Zerrissener Stab aus grobkörnigem Stahlguß.

**Figur 440 bis 444.** Zerrissener Stab aus feinkörnigem Stahlguß und Gefüge desselben ( $K_z = 4545 \text{ kg/qcm}$ ,  $\psi = 55,7\%$ ,  $A_k = 7$  bis 11). Als Unterscheidungsmerkmale gegenüber Flußeisen: Querrisse in Figur 440, runde Fehlstellen (Figur 442), runde, nicht durch Walzen gestreckte Einschlüsse ( $a$ , Figur 444). Das Gefüge ist bei gut geglühtem Stahlguß dem des Flußeisens ähnlich (Figur 443), eine ausgesprochene Grenze zwischen diesem und Stahlguß besteht nicht. Bei weniger sorgfältigem Glühen treten die kennzeichnenden Bilder Figur 435, 436, 454, 463, 465 auf, welche Reste der beim Erstarren zuerst gebildeten Kristallisation darstellen, vgl. Figur 412, 536.

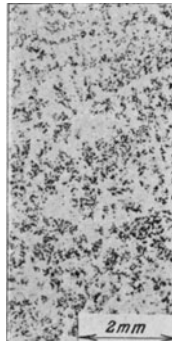
**Figur 445, 446.** Grobkörniger, sehr kohlenstoffarmer Stahlguß. Zerrissener Stab und Gefügebild.  $K_z = 3180 \text{ kg/qcm}$ ,  $\varphi = 37,0\%$ ,  $\psi = 77,3\%$ ,  $H = 87$ .

**Figur 447.** Harter Stahlguß (widerstandsfähig gegen Abnutzung usw.),  $0,72\%$  *C*,  $0,6\%$  *Mn*;  $K_z = 8950$  bis  $9020 \text{ kg/qcm}$ ;  $\varphi = 7,5$  bis  $11,5\%$ ;  $\psi = 17,5$  bis  $21,5\%$ .

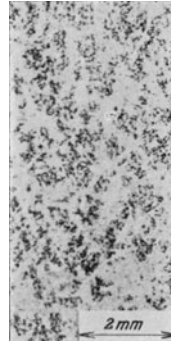
**Figur 448.** Bruchfläche an mangelhaft geglühtem Elektrostahtguß.<sup>1)</sup>  $K_z = 4780 \text{ kg/qcm}$ ,  $\varphi = 8,5$ ,  $\psi = 10\%$ ,  $A_k = 1,8 \text{ mkg/qcm}$ ; geglüht:  $K_z = 4900 \text{ kg/qcm}$ ,  $\varphi = 12,7$ ,  $\psi = 10\%$ ,  $A_k = 2,6 \text{ mkg/qcm}$ ; geschmiedet:  $K_z = 5441 \text{ kg/qcm}$ ,  $\varphi = 19,7$ ,  $\psi = 33\%$ ,



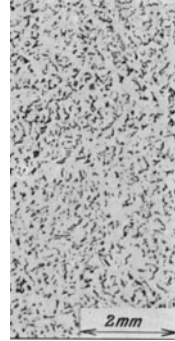
*K*. Figur 434.  $V = 7,5$ .



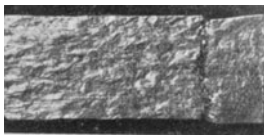
*M*. Figur 435.



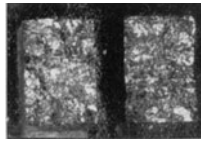
*O*. Figur 436.



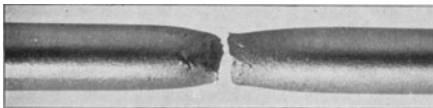
*O<sub>b</sub>*. Figur 437.



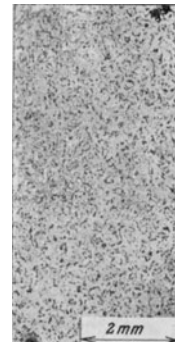
Figur 438.  $V = 1$ .



Figur 439.  $V = 1$ .



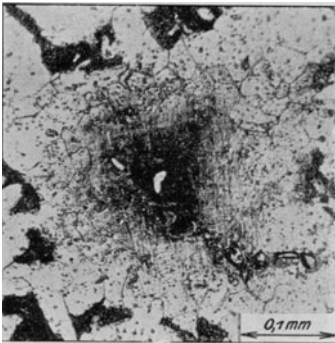
Figur 440.  $V = 1$ .



Figur 441.  $V = 7,5$ .

<sup>1)</sup> „Elektrostahtguß“ kann jedes Flußmaterial genannt werden, das im elektrischen Ofen geschmolzen ist. In dieser Bezeichnung an sich darf keine Gewähr für besondere Güte oder für eine gewisse Mindestfestigkeit erblickt werden, wie häufig geschieht. Dasselbe gilt hinsichtlich des als „Elektrostaht“ bezeichneten Materials.

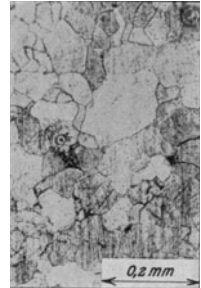




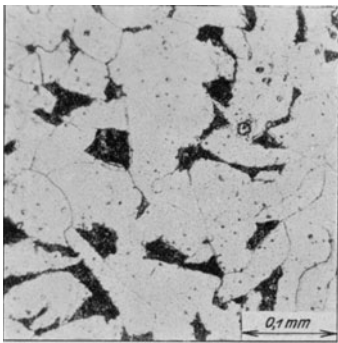
Figur 442. V=150.



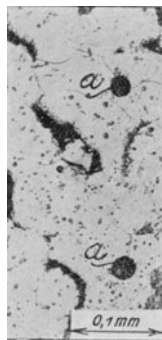
Figur 445. V=1.



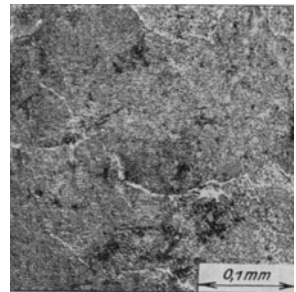
Figur 446. V=75.



Figur 443. V=150.



Figur 444. V=150.



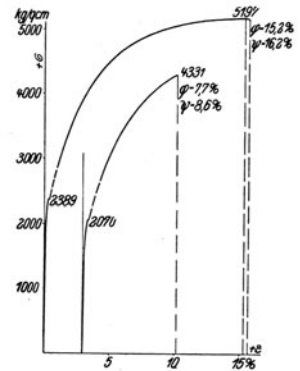
Figur 447. V=150.



Figur 448. V=1.



Figur 449. V=3/4.



Figur 450.

$A_k = 5$  mkg/qcm. Gefüge im Einlieferungszustand ähnlich Figur 463, nach dem Schmieden ähnlich Figur 437.

**Figur 449.** Bruchfläche von Stahlguß üblicher Beschaffenheit. Graue, matte Farbe, gröbere Staboberfläche als bei Figur 426, 440.

**Figur 450.** Zugversuche mit 2 senkrecht zueinander entnommenen Stäben aus

überschmiedetem Stahlguß, als Siemens-Martin-Stahl bezeichnet. Die Ergebnisse waren bei den 2 Stäben, wie Figur 450 zeigt, sehr verschieden.<sup>1)</sup>

Auch die bleibenden Formänderungen beim Spiegelversuch ergaben sich für die beiden Stäbe verschieden, derart, daß der Stab mit der höheren Zugfestigkeit erst bei höheren Spannungen bleibende Streckung von Erheblichkeit ergab:

Spannungsstufe kg/qcm	Stab I; $K_2 = 5197$ bleibende Verlängerung auf $l = 15$ cm in $\frac{1}{1000}$ cm	Stab II; $K_2 = 4331$ bleibende Verlängerung auf $l = 15$ cm in $\frac{1}{1000}$ cm
318 bis 796	0,00	0,02
318 " 1274	0,09	0,12
318 " 1592	0,18	0,83
318 " 1911	1,02	12,09
318 " 2070	2,04	49,99
318 " 2229	4,69	—
318 " 2389	20,88	—

Der Dehnungskoeffizient  $\alpha$  ergibt sich

$$\text{für Stab I zu } \alpha = \frac{1}{2170000}, \quad \text{für Stab II zu } \alpha = \frac{1}{2150000}$$

also kaum verschieden.

**Figur 451, 452.** Zerrissener Stab II dieses Materials, s. Figur 450, Bruchfläche eines anderen solchen Stabes, mit Schlackeneinschluß.

**Figur 453.** Zum Vergleich mit Figur 452; Bruchfläche eines Stahlgußstabes ähnlicher Festigkeit nach dem Ausglühen.

**Figur 454.** Gefüge des Materials, das Figur 450 bis 452 ergeben hat; vgl. das bei Figur 440 f. Bemerkte.

**Figur 455 bis 460.** Stahlguß mit Fehlstellen.

**Figur 461.** Gebrochene Kurbel; Bruchfläche mit „Jahresringen“ (vgl. Bemerkung zu Figur 145 f., S. 34), angeblich aus Stahl bestehend.

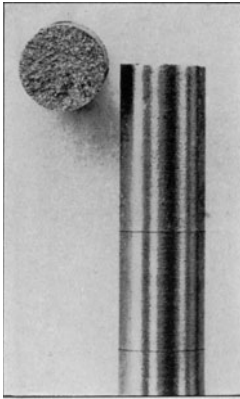
**Figur 462.** Querschnitt unmittelbar hinter der Bruchfläche Figur 461. Fehlstellen; Ausbesserung am linken Rande durch eingeschlagenen Stift. Die Fehlstellen wirken hier ähnlich wie scharfe Kerben usf. (s. S. 16, 30, 34).

**Figur 463.** Stelle aus Figur 462, Gefüge im Einlieferungszustand. Fehlstellen, Kristallstruktur. Das Material ist also Stahlguß und nicht sorgfältig ausgeglüht, vgl. das zu Figur 440 f. Bemerkte.

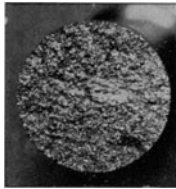
<sup>1)</sup> Die Eigenschaften von Flußeisen usf., das in geringem Maße mechanische Durcharbeitung erfahren hat, sind denjenigen von Stahlguß ähnlich, was namentlich bei großen Schmiedestücken von Bedeutung sein kann. Erfolgt die Formänderung beim Schmieden vorzugsweise in einer Richtung, was sehr häufig der Fall ist, so entstehen in Längs- und Querschnitt beträchtliche Unterschiede, wie aus den Bemerkungen zu Figur 397, 448 sowie aus den folgenden 5 Zahlengruppen hervorgeht, s. auch die Zahlen bei Figur 54, S. 16.

„Geschmiedeter Siemens-Martin-Stahl“					„Nickelstahl“				
$\sigma_s$	$K_2$	$\varphi$	$\psi$	$A_k$	$\sigma_s$	$K_2$	$\varphi$	$\psi$	$A_k$
Längs 2390	5080	15,2	16	1,6	4190 ob.	5780	22,1	60	13,6 bis 16,7
bis 2440	bis 5200	bis 20,2	bis 23	—	4660 unt.	—	—	—	je nach Verschmiedung
Quer 2070	4050	6,6	6	—	4040 ob.	5710	19,7	40	10,4 bis 13,9
bis 2090	bis 4330	bis 7,7	bis 9	—	4450 unt.	—	—	—	je nach Verschmiedung
Längs 2280	4830	20,9	37	—	—	—	—	—	Kerbschlagstäbe von nur 10 mm Breite gaben höhere Werte, vgl. S. 14. Längs 19,2 bis 24,3
bis 2360	bis 4880	bis 25,6	bis 45	—	—	—	—	—	
Quer 2360	4830	9,5	8	2,4	—	—	—	—	—
bis 2390	bis 4880	bis 15,5	bis 23	—	—	—	—	—	—

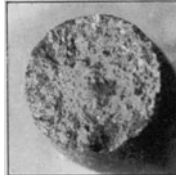
Fortsetzung s. S. 94 unten.



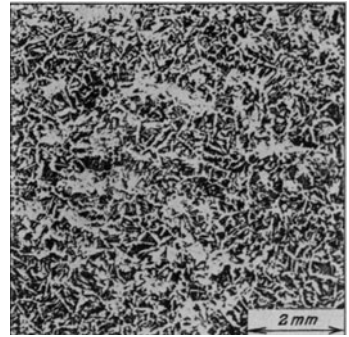
Figur 451.  $V = \frac{3}{4}$ .



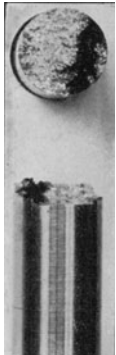
Figur 452.  $V = 1$ .



Figur 453.  $V = 1$ .



Figur 454.  $V = 7,5$ .



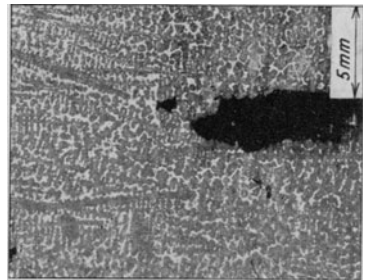
Figur 455.  $V = \frac{3}{4}$ .



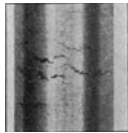
Figur 456.



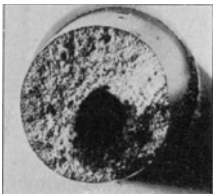
Figur 457.  $V = 1$ .



Figur 463.  $V = 3$ .



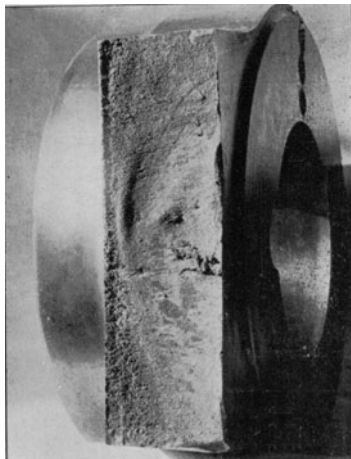
Figur 458.  $V = \frac{3}{4}$ .



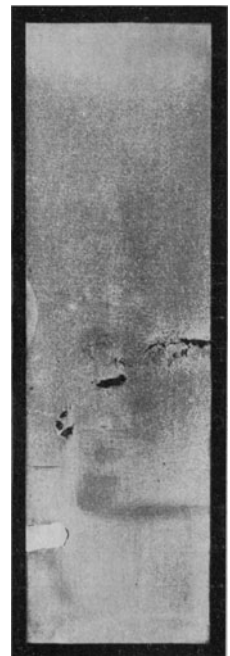
Figur 459.  $V = 1,5$ .



Figur 460.  $V = 1$ .



Figur 461.  $V = \frac{1}{3}$ .



Figur 462.  $V = \frac{1}{2}$ .

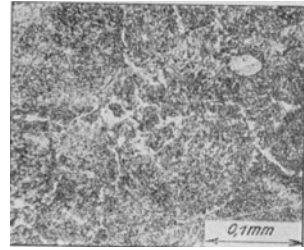
**Figur 464.** Gefüge nach dem Ausglühen, die grobe Kristallstruktur ist verschwunden, vgl. Figur 463.

**Figur 465.** Querschnitt durch die Bruchfläche eines Scherengestelles. Grobe Körner, Kristallbäumchenstruktur: mangelhaftes Ausglühen (s. Figur 440f.).

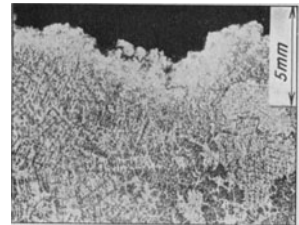
**Figur 466.** Hohlstelle in Stahlguß mit doppel-pyramidenartigen Kristallgebilden ausgefüllt.

**Figur 467.** Bruchfläche einer Stahlgußflansche<sup>1)</sup>. Fehlstelle (Saugstelle).

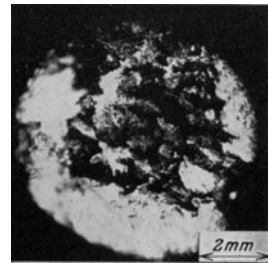
**Figur 468.** Stelle aus Figur 467. Kristallbäumchen.



Figur 464. V = 150.



Figur 465. V = 3.



Figur 466. V = 5.

### V. Temperguß, Temperstahlguß.<sup>2)</sup>

**Figur 469 bis 473.** Gefüge an 5 Stellen in verschiedener Entfernung vom Rand (0, 0,9, 2,0, 3,5, 7,5 mm); Entkohlung am Rand, das Gefüge besteht aus Ferrit und Perlit; Ausgleichsbestreben der festen Lösung wie bei der Einsatzhärtung (S. 54 f.), jedoch in umgekehrter Richtung. Abwanderung des Kohlenstoffes von innen (wo das Gefüge nach langsamem Erkalten zum größten Teil aus Perlit besteht — Zersetzung des in den gegossenen Stücken enthaltenen Eisenkarbids in Temperkohle, Figur 473, 478, 483, 492f., dunkle Teile, die den Zusammenhang des Materials verhältnismäßig wenig stören, und Eisen —) nach außen.

**Figur 474.** Querschnitt, von dem Figur 469 bis 473 herrühren.

**Figur 475.** Verlauf der Härte über diesen Querschnitt. Größte Härte dort, wo das Gefüge aus reinem Perlit besteht, vgl. Bemerkung zu Figur 295 S. 60.

**Figur 476.** Rohmaterial für Temperguß (Schlüsselbart). Kristallinischer Aufbau — Hartguß, dessen Gefüge aus Zementit (hell) und Perlit oder Sorbit (dunkel, Mischkristalle, s. S. 106, Fußbemerkung 1) besteht, während die beim Gußeisen auftretenden groben Graphitblättchen fehlen — vgl. S. 106.

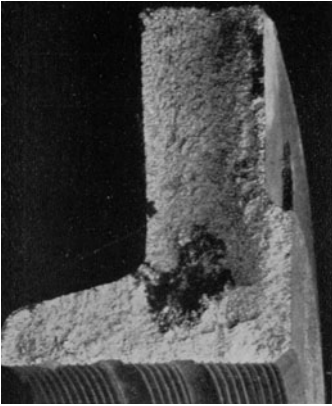
**Figur 477.** Bruchfläche, vor dem Tempern entstanden, welche den Kristall-

$\sigma_s$	$K_z$	$\varphi$	$\psi$	$A_k$	$\sigma_s$	$K_z$	$\varphi$	$\psi$	$A_k$
„Nickelgußeisen“ aus Kurbelachsen									
Längs 3110	5180	18,1	32	—	—	—	—	—	—
bis 3290	bis 5380	bis 23,0	bis 47	—	—	—	—	—	—
Quer 3130	4890	9,7	16	—	—	5880	9,3	14	—
bis 3240	bis 4920	bis 9,9	bis 18	—	—	bis 6070	bis 13,7	bis 18	—

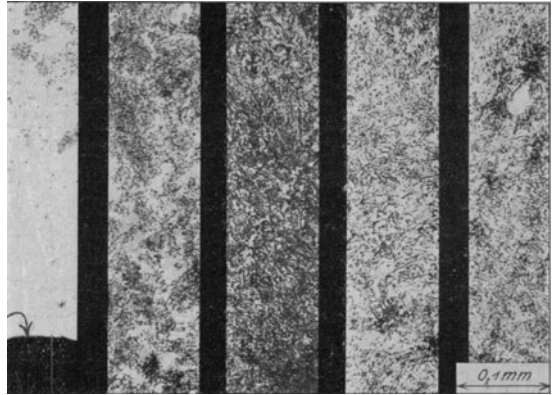
Überschreitet die mechanische Durcharbeitung ein gewisses Maß, so ist eine weitere Verbesserung von Bedeutung nicht mehr zu erwarten. So ergaben sich z. B. bei Prüfung von Blechen verschiedener Dicke, je aus demselben Material, folgende Werte:

	$K_z$	$\varphi$	$\psi$	$K_z$	$\varphi$	$\psi$
Dicke 15 mm	—	—	—	6088	19,9	51,8
„ 30 „	4592	24,8	60,5	6199	18,8	50,2
„ 40 „	4567	27,0	61,7	6059	19,4	46,3

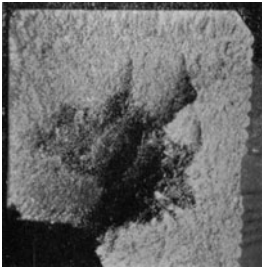
<sup>1)</sup> Zeitschrift des Bayerischen Revisionsvereins 1912, S. 61 f.



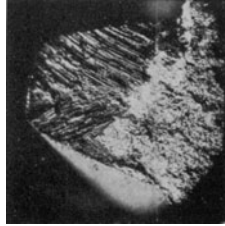
Figur 467.  $V = 1/2$



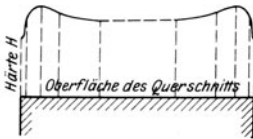
Figur 469.	470.	471.	472.	473.
Rand	0,9	2,0	3,5	7,5 mm vom Rand
				$V = 150.$



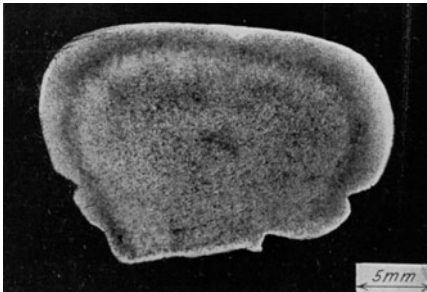
Figur 468.  $V = 1.$



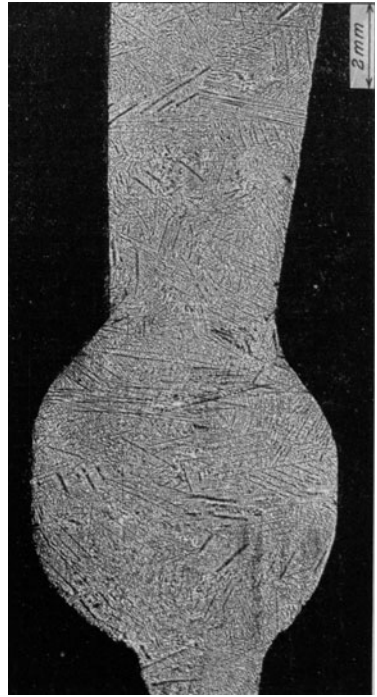
Figur 477.  $V = 2,5.$



Figur 475.



Figur 474.  $V = 2.$

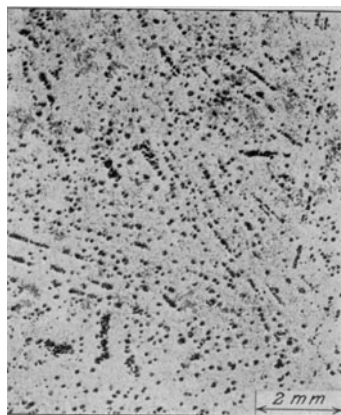


Figur 476.  $V = 6.$

<sup>2)</sup> Die Erzeugung von schmiedbarem Guß geschieht bekanntlich beim Tempern (Glühfrischen) derart, daß die gegossenen Stücke, die ein dem Hartguß ähnliches gleichförmiges Gefüge aufweisen, längere Zeit geglüht werden. Dabei verbrennt in oxydierender Umgebung an der Oberfläche Kohlenstoff und es bildet sich dort eine Schicht kohlenstoffarmen, schmiedbaren Eisens, die um so dicker wird, je länger das Glühen währt. Das Glühen seinerseits bewirkt im ganzen Stück Zersetzung des ursprünglich vorhandenen Eisenkarbids (s. die Bemerkungen zu Figur 476, 469f., 491, 492).

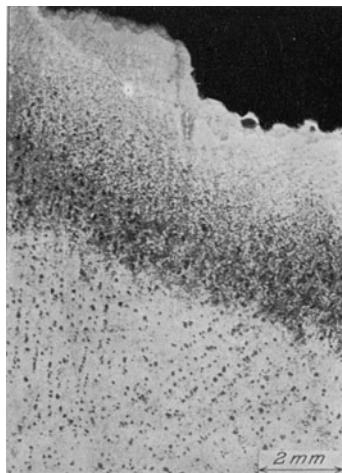
aufbau deutlich erkennen läßt und daher ein Urteil über den Zeitpunkt der Reißbildung gestattet. Mit der Zersetzung des Eisenkarbids (s. o.) verschwindet auch dessen strahliger Aufbau aus Nadeln oder Blättern. Der Bruch würde also im entkohlten Stück nicht mehr nadelig, sondern körnig, mit dunklem Kern ausfallen, vgl. Figur 489. Als weiteres Kennzeichen für den Zeitpunkt der Bruchbildung kann an außen liegenden Stellen nach Herstellung eines Querschnitts die Beobachtung des Vorhandenseins oder Fehlens von Entkohlung am Rande der Bruchflächen dienen.

**Figur 478.** Teilweise getempertes Stück. Die Anordnung der Kristallnadeln, die in Figur 476 ungefähr senkrecht zu den Abkühlungsflächen stehen, ist durch die in Reihen angeordneten Temperkohlenester noch zu erkennen.



Figur 478.  $V = 6,5$ .

**Figur 479.** Rand des Stückes, das Figur 478 ergeben hatte. Das Gefüge besteht außen aus Ferrit (weiß) mit — vgl. Figur 480 — grauen Schlackenteilen. Nach innen hin nimmt der Gehalt an Perlit (dunkel) zu, bis in eine Zone, die ganz aus Perlit besteht. Der Kern enthält, vgl. Figur 478, noch nicht fertig getempertes Material mit Nestern aus Temperkohle. Diese Gefügebilder sind in Figur 480 bis 483 wiedergegeben.



Figur 479.  $V = 6,5$ .

**Figur 480.** Wie Figur 479, jedoch stärker vergrößert. Beginn der Zone, die mehr Perlit enthält, links unten. Am äußeren Rande ist ein dünner Perlitsaum zu beobachten.

**Figur 481.** Weiter innen gelegene Stelle aus dem in Figur 479 abgebildeten Stück mit Ferrit und Perlit.

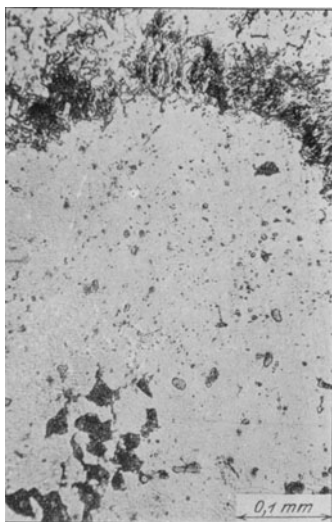
**Figur 482.** Noch weiter innen gelegene Stelle aus dem in Figur 479 abgebildeten Stück mit Perlit.

**Figur 483.** Stelle aus dem Kern des in Figur 479 abgebildeten Stückes mit Perlit und Temperkohle. (Noch weitergehende Zerlegung auch des Eisenkarbids, das im Perlit enthalten ist, würde zu einem aus Ferrit und Temperkohle bestehenden Kerngefüge führen, vgl. Figur 491.)

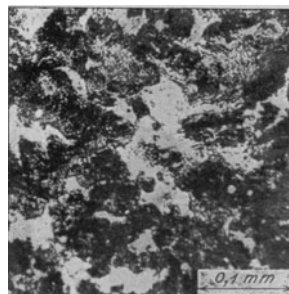
**Figur 484.** Längsschnitt durch ein Stück mit Gewinde. Nicht ganz fertig getempert. Die Entkohlung ist an den vorspringenden Querschnittsteilen weiter fortgeschritten als an den zurücktretenden. vgl. das zu Figur 276, S. 58. Bemerkte, sowie Figur 485, 486.

**Figur 485.** Ecke eines Gewindeganges von Figur 484. Dünner Saum von Perlit außen.

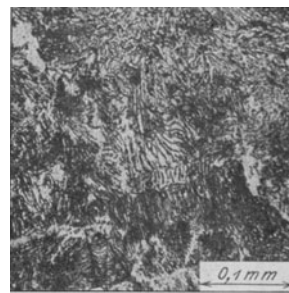
**Figur 486.** Stelle vom Gewindegrund, Figur 484.



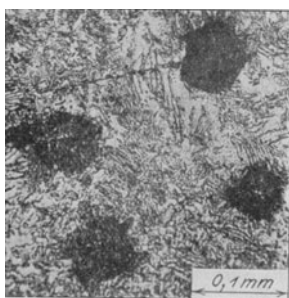
Figur 480.  $V = 150$ .



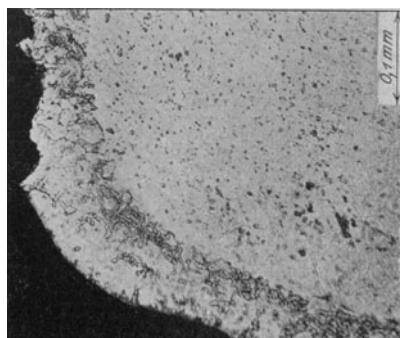
Figur 481.  $V = 150$ .



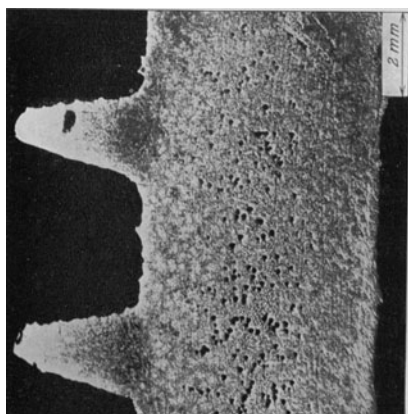
Figur 482.  $V = 150$ .



Figur 483.  $V = 150$ .

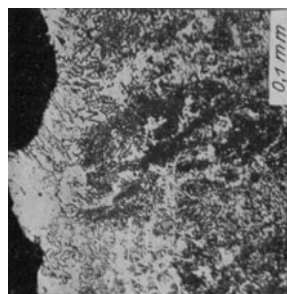


Figur 485.  $V = 150$ .



Figur 484.  $V = 6,5$ .

C. Bach-R. Baumann, Festigkeitseigenschaften.



Figur 486.  $V = 150$ .

**Figur 487.** Stelle aus der Mitte. Unzersetztes Karbid neben Perlit und Temperkohle.

**Figur 488.** Querschnitt durch ein gut getempertes Stück. Die entkohlte, aus Ferrit und Perlit bestehende Randschicht macht je ein Viertel der ganzen Dicke aus, der Kern besteht aus Perlit und Temperkohle.

**Figur 489.** Bruchfläche, angeblich von Stahlguß, in der Tat von Temperguß herrührend.

**Figur 490.** Ecke eines Querschnitts durch das in Figur 489 abgebildete Stück. Das Bild kennzeichnet das Material als Temperguß.

**Figur 491.** Gefüge aus der Mitte des Kernes von Figur 490. Die weißen Inseln bestehen aus Ferrit, deren Einschlüsse aus Kohlenstoff, vgl. dagegen Figur 483, bei welcher Perlit neben Temperkohle auftritt. Der Unterschied dürfte von der Zusammensetzung, der Abkühlungsgeschwindigkeit u. a. m. herrühren.

**Figur 492.** Bruchfläche von „Temperstahlguß“ mit Nestern, die Temperkohle enthalten. Der unten gelegene Rand ist weitergehend entkohlt als das dickere Mittelstück, jedoch nicht so stark, wie beim gewöhnlichen Temperguß. Beim Temperstahlguß, aus dem sehr dicke Stücke gegossen werden, bewirkt das Tempern in der Hauptsache den Zerfall des Eisenkarbids, der im Innern ebenso vor sich geht, wie am Rande.

**Figur 493.** Zerrissener Stab aus demselben Material.  $K_z = 3800 \text{ kg/qcm}$ ,  $\varphi = 2$ ,  $\psi = 2\%$ . Material aus dem inneren desselben Stückes ergab  $K_z = 2800 \text{ kg/qcm}$ ,  $\psi = 1,5\%$ . Kleine Stäbe, aus dem Rand des in Figur 492 abgebildeten Stückes ergaben folgende Werte.

Rand	$K_z = 4450 \text{ kg/qcm}$
— Bruch außerhalb Meßlänge	
2 mm vom Rand	$4420 \text{ kg/qcm}$ $\psi = 3,3\%$
5 „ „ „	$4420 \text{ „}$ $\psi = 2,2\%$

Temperguß der gewöhnlichen Art (Ausgangsmaterial kohlenstoffreicher, Entkohlung weitergehend, Fehlstellen zahlreich) erreicht so hohe Werte der Zugfestigkeit nicht; oft sind Werte von

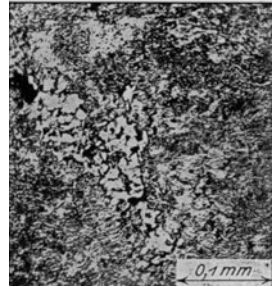
$$K_z \leq 1500 \text{ bis } 2500 \text{ kg/qcm}$$

zu beobachten; die Dehnung pflegt sich in ähnlichen Grenzen zu halten.

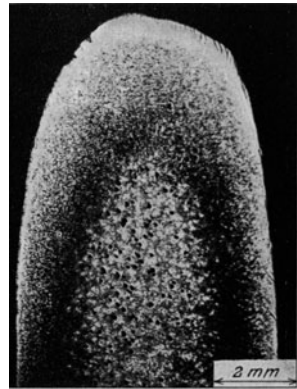
**Figur 494.** Gefüge des Materials, an einer der in Figur 493 dunklen Stellen.

**Figur 495.** Fehlstelle in Temperguß in Form einer Kristallabtreppung, vgl. Figur 477.

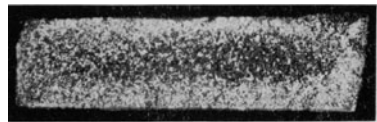
**Figur 496.** An sich hochwertiger Temperguß mit Fehlstelle.



Figur 487.  $V = 150$ .

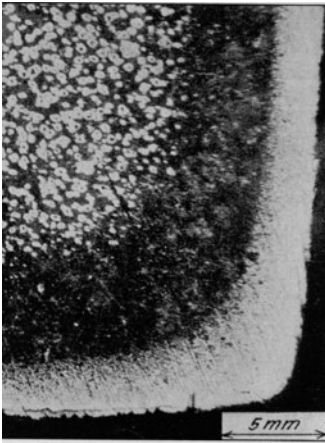


Figur 488.  $V = 6,5$ .

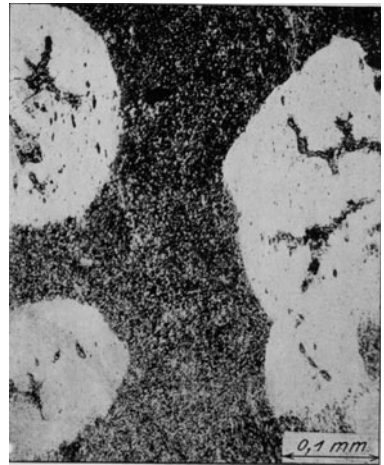


Figur 489.  $V = 3/4$ .

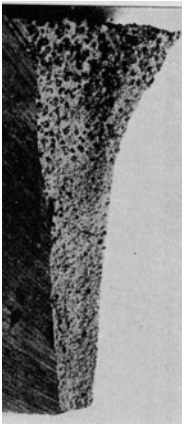




Figur 490.  $V=3$ .



Figur 491.  $V=150$ .



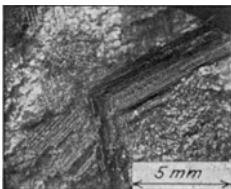
Figur 492.  $V=3/4$ .



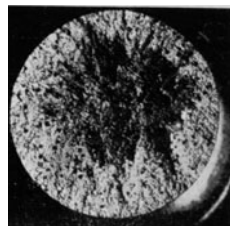
Figur 493.  $V=3/4$ .



Figur 494.  $V=150$ .



Figur 495.  $V=3$ .



Figur 496.  $V=1,5$ .

### VI. Schweißeisen.

**Figur 497, 498.** Zugversuch. Niedere Streckgrenze. Kurzer Abfall nach Erreichen der Zugfestigkeit, verhältnismäßig geringe Einschnürung beim Bruch;  $\psi = 36\%$ , Arbeitsvermögen  $A = 6,7$ , in der Regel 5 bis 7 mkg/ccm.

**Figur 499.** Drehungsversuch<sup>1)</sup>  $A_d = 18,2$  mkg/ccm (Zugversuch:  $A = 6,7$  mkg/ccm, vgl. Bemerkung zu Figur 6, S. 4).

**Figur 500, 501.** Zerrissene Stäbe aus gutem Schweißeisen. Fältelung der Oberfläche, geringe Einschnürung als Folgen des faserigen Aufbaues.

**Figur 502.** Stab mit grobem Schlackeneinschluß.

**Figur 503, 504.** Durch Verdrehung zum Bruch gebrachter Rund- und Flachstab<sup>2)</sup>.

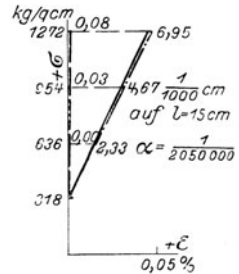
**Figur 505.** Bruchflächen; Schichtung parallel zur Walzhaut. Farbe im auffälligen Licht oft dunkelgrau.

**Figur 506.** Gefügebild, gekennzeichnet durch die parallelen Schlackenteile und das Fehlen der Seigerzone (vgl. Bemerkungen zu Figur 80, S. 20). Um die Vorteile zu erreichen, welche die Faserausprägung beim Schweißeisen für gewisse Fälle besitzt — Unempfindlichkeit gegen Kerben, weil Ablenkung der Anrisse durch die Schlackenteile erfolgt, vgl. auch das Seite 14 Bemerkte — wird „sehniges Flußeisen“ erzeugt, d. h. Material mit reichlichem Schlacken-gehalt. Dabei ist nicht außer acht zu lassen, daß Schlacken bei Schweißeisen in ganz anderer Weise entstehen als in der Regel beim Flußeisen, also auch ganz anders zu beurteilen sind.

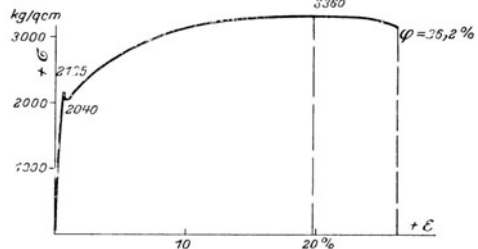
**Figur 507.** Längsschnitt durch „sehniges Flußeisen“ (s. o.), als solches gegenüber Schweißeisen gekennzeichnet durch die Seigerzone (im Längs- und Querschnitt).

**Figur 508.** Reichlicher Schlacken-gehalt in Schweißeisen<sup>3)</sup>. Geringe Widerstandsfähigkeit und Zähigkeit in der Querrichtung, vgl. das bei Figur 54, S. 16 Bemerkte.

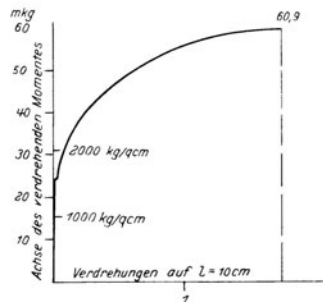
**Figur 509.** Risse in dem Kesselblech, von dem Figur 508 herrührt.<sup>3)</sup>



Figur 497.



Figur 498.

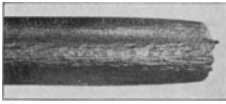


Figur 499.

<sup>1)</sup> Drehungs- und Zugversuche mit Schrauben: Z. Ver. deutsch. Ing. 1895, S. 854 f.; S. 889 f.

<sup>2)</sup> Bei letzterem tritt der Bruch in der Mitte der langen Seite ein (Näheres s. Elastizität und Festigkeit § 32. S. a. Z. Ver. deutsch. Ing. 1912, S. 440); infolge der geringen Schubfestigkeit verläuft er in der Faserrichtung. Die geringe Widerstandsfähigkeit des Schweißeisens infolge der Schichtung des Materials gegenüber Schubbeanspruchung ist auch sonst im Auge zu behalten. Über die Festigkeitseigenschaften in der Querrichtung vgl. S. 16.

<sup>3)</sup> Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 135/136.



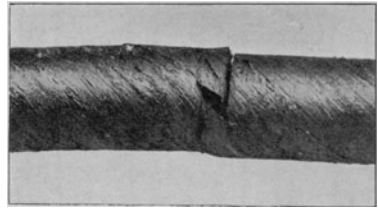
Figur 500.  $V = \frac{1}{2}$ .



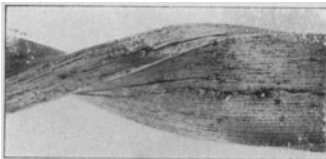
Figur 502.  $V = \frac{1}{2}$ .



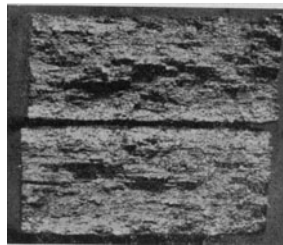
Figur 501.  $V = \frac{1}{2}$ .



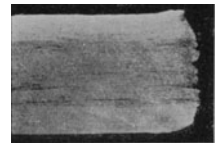
Figur 503.  $V = \frac{3}{4}$ .



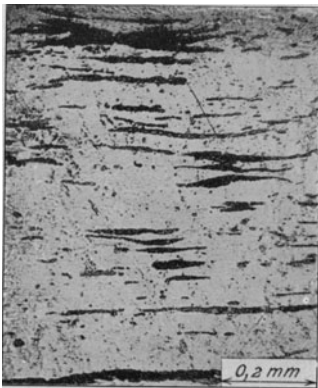
Figur 504.  $V = \frac{3}{4}$ .



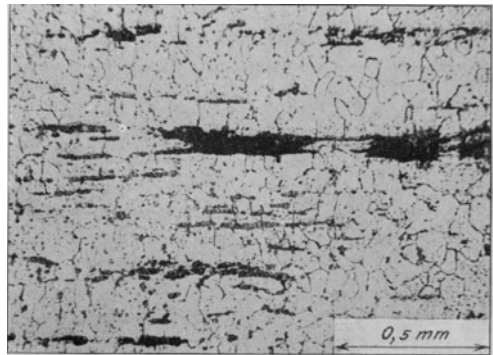
Figur 505.  $V = 1,5$ .



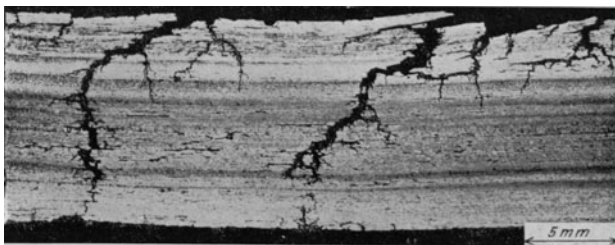
Figur 507.  $V = \frac{2}{3}$ .



Figur 508.  $V = 75$ .



Figur 506.  $V = 50$ .



Figur 509.  $V = 5$ .

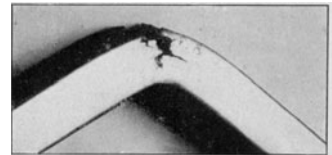
**Figur 510.** Nicht bestandene Warmbiegeprobe.<sup>1)</sup>

**Figur 511.** Nicht bestandene Kaltbiegeprobe.<sup>1)</sup>

**Figur 512, 513.** Schlackeneinschluß aus mehreren Bestandteilen (kristallisierte Schlacke).



Figur 510.  $V = \frac{3}{4}$ .



Figur 511.  $V = \frac{1}{2}$ .

## VII. Gußeisen, Hartguß.

Spezifisches Gewicht im Durchschnitt.  $\gamma = 7,1$  bis 7,25.

Ausdehnung durch die Wärme angenähert 1 : 100000.

Nach Dittenberger (1902)<sup>2)</sup> Geltungsbereich 0 bis 500° C, für gewöhnliches Maschinengußeisen  $\alpha_w = 0,000009794 + 0,00000000566 t$ .

Hochwertiges Gußeisen  $\alpha_w = 0,000009816 + 0,00000000611 t$ .

Nach Striebeck (1911)<sup>3)</sup>, Geltungsbereich 20 bis 400° C.

Gußeisen,  $K_z = 1700 \text{ kg/qcm} : \alpha_w = 0,00001024 + 0,0000000069 t$ ,

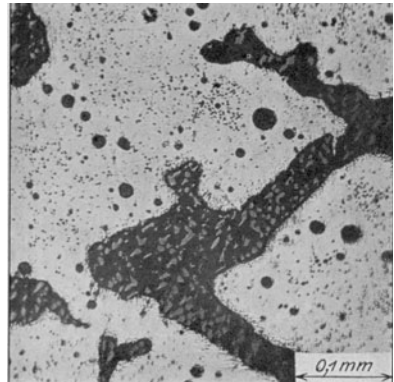
$K_z = 2300 \text{ kg/qcm} : \alpha_w = 0,00001026 + 0,0000000066 t$ .

Der Dehnungskoeffizient der Federung (das auf S. 3 hinsichtlich der Abtrennung der bleibenden Formänderungen von den federnden Gesagte ist hier besonders wesentlich) schwankt in sehr weiten Grenzen, etwa zwischen (vgl. Figur 225, S. 51)

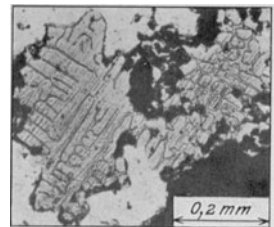
$\alpha = 1 : 1800000$  für Hartguß bei geringer Beanspruchung und

$\alpha = 1 : 400000$  für Maschinenguß bei hoher Beanspruchung.

Für ein und dasselbe Material wächst  $\alpha$  mit der Beanspruchung. Im Durchschnitt pfl



Figur 512.  $V = 150$ .



Figur 513.  $V = 75$ .

<sup>1)</sup> Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 135/136.

<sup>2)</sup> Z. Ver. deutsch. Ing. 1902, S. 1536, Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 9.

<sup>3)</sup> C. Bach, Die Maschinenelemente, XI. Aufl. S. 125.

$\alpha = 1:800000$  bis  $1:1000000$  gesetzt zu werden. Der Veränderlichkeit von  $\alpha$  kann durch eine entsprechende Gleichung, z. B. <sup>1)</sup>

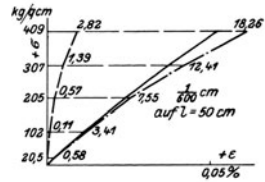
$$\epsilon = \alpha_1 \sigma^m,$$

— worin  $\alpha_1$  eine (von  $\alpha$  abweichende) Konstante und  $m$  eine Zahl  $> 1$  — Rechnung getragen werden.

Bemerkt sei noch, daß die Größe der bleibenden und federnden Dehnungen auch von der Höhe der Spannungsstufen abhängt. <sup>2)</sup> Der Dehnungskoeffizient ergibt sich verschieden groß, je nachdem beim Belastungswechsel auf die jeweils vorhergehende Laststufe oder auf die Anfangslast zurückgegangen wird. Auch die Koeffizienten der eben angeführten Gleichung werden hierdurch bedeutend beeinflusst.

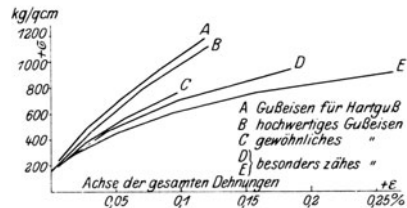
In bezug auf den Einfluß der Krümmung der Dehnungslinie auf die Ergebnisse der üblichen Festigkeitsrechnungen muß auf die unter <sup>3)</sup> erwähnten Stellen verwiesen werden; vgl. auch die nachstehende Zahlentafel. Über den geringen Einfluß der Erzeugung einer oxydierten, das Rosten hindernden Oberflächenschicht (Inoxydation) auf die Festigkeitseigenschaften vgl. Z. Ver. deutsch. Ing. 1884, S. 507 f.

**Figur 514.** Zugversuch. <sup>4)</sup> Dehnungen den Spannungen nicht proportional <sup>5)</sup>, die Dehnungslinie weicht von der Geraden ab, sie kehrt der Achse der Spannungen die erhabene Seite zu. Die Neigung der Dehnungslinie ist erheblich größer als bei Flußeisen, vgl. z. B. Figur 2, S. 5; Gußeisen federt also bei gleicher Spannung weit mehr als Flußeisen und Stahl, dagegen bricht es nach viel geringerer Formänderung als diese, auch ist sein Arbeitsvermögen sehr klein, es beträgt bei Zugbeanspruchung 0,06 bis 0,15 mkg/cm, ein Wert, den Flußeisen etwa beim Eintreten der oberen Streckgrenze erreicht. Bemerkenswert ist das Auftreten von beträchtlichen bleibenden Formänderungen schon bei geringen Spannungen.



Figur 514.

**Figur 515.** Gesamte Dehnungen von Gußeisen verschiedener Herkunft. Sehr verschiedene Größe derselben bei gleicher Spannung, in der Hauptsache eine Folge der verschiedenen starken Graphitausscheidung. Je stärker gekrümmt die Linienzüge verlaufen, um so mehr weichen die Ergebnisse gewisser Festigkeitsrechnungen, welche eine Gerade als Dehnungslinie voraussetzen, von der Wirklichkeit ab.



Figur 515.

<sup>1)</sup> C. Bach, Elastizität und Festigkeit § 5; Z. Ver. deutsch. Ing. 1898, S. 855 f.; 1902, S. 25 f.  
<sup>2)</sup> Elastizität und Festigkeit § 4.  
<sup>3)</sup> C. Bach, Die Maschinenelemente, XI. Aufl., S. 58 f.; Z. Ver. deutsch. Ing. 1888, S. 193 f., 1089 f.; 1911, S. 140 f. (gekrümmte Stäbe). Elastizität und Festigkeit § 22.  
<sup>4)</sup> Wie auf S. 3 in Fußbemerkung 3 angegeben, sind in allen derartigen Figuren gezeichnet: in voller Linie die federnden, gestrichelt die bleibenden, strichpunktirt die gesamten Formänderungen.  
<sup>5)</sup> Z. Ver. deutsch. Ing. 1888, S. 193 f., 221 f.; 1888, S. 1089 f.; 1889, S. 137 f., 162 f. (Drehungsversuche), 1899, S. 857 (Hartguß), Mittel. über Forschungsarbeiten, Heft 1. Z. Ver. deutsch. Ing. 1900, S. 409 f.; 1901, S. 168 f. (Einfluß der Temperatur), 1906, S. 481 f. (Drehung), 1907, S. 1700 f. (Rohre mit und ohne Rippen), 1908, S. 2061 f., 1876 f., 1909, S. 299 f.; Z. d. Bayer. Revisionsvereins 1909, S. 31 f.

**Figur 516.** Bruchquerschnitt von sehr weichem, zähem Gußeisen, *E*, Figur 515 ganz rechts.  $K_z =$  rund 900 kg/qcm. Grobe Graphitblätter, teilweise in Sternform ausgeschieden, vgl. Figur 527.

**Figur 517.** Bruchquerschnitt von weichem, zähem Gußeisen. Grobkörnig.

**Figur 518.** Bruchquerschnitt von hartem Gußeisen, feinkörnig (Zugfestigkeit bis 3200 kg/qcm und mehr).

**Figur 519.** Bruchquerschnitt von hartem Gußeisen, das an sich von vorzüglicher Güte ist, aber Fehlstellen (Perlen, Kugeln) enthält.

**Figur 520.** Querschnitt durch eine der Kugeln in Figur 519.





















**Figur 521.** „Schwefeldruck“ von der Oberfläche eines Stabes mit „Kugeln“. Die letzteren erweisen sich eingehüllt in stark schwefelhaltige Bestandteile, die an einzelnen Stellen als Nester angesammelt sind. S. S. 22, 148.

**Figur 522.** Hohlstelle (Saugstelle) in Gußeisen, mit bäumchenförmigem Kristall.

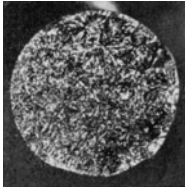
**Figur 523.** Zerdrückte Zylinder ( $K = 6500$  kg/qcm, s. u.).

**Figur 524.** Durch Verdrehung zum Bruch gebrachter Hohlzylinder. Bruch längs Schraubenlinie an den Stellen der größten Zugbeanspruchung.

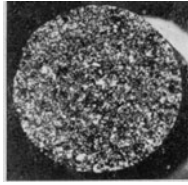
**Figur 525 bis 527.** Gefüge von Gußeisen (vgl. Figur 528f.) mit verschiedenem Graphitgehalt. Dieser beeinträchtigt die Zugfestigkeit bedeutend (Bruchdehnung  $\leq 1\%$ ), die Druckfestigkeit vergleichsweise nur wenig (Stauchung bis etwa  $10\%$ ), was begreiflich erscheint. Die Abscheidung von Graphit wird begünstigt durch langsame Abkühlung (dicke Stücke mit geringer Oberfläche) sowie entsprechende Zusammensetzung. Der Graphitgehalt bedingt auch die Krümmung der Dehnungslinie. Er bewirkt ferner Änderung der Klangfarbe (und der Schwingungszahl, d. h. des Dehnungskoeffizienten), so daß aus dem Klang eine Schätzung der Zugfestigkeit möglich wird. Als Güteprobe hat sich der Biegeversuch<sup>1)</sup> eingebürgert. Da die Biegezugfestigkeit infolge der Krümmung der Dehnungslinie auch mit der Querschnittsform veränderlich gefunden wird (Näheres s. Elastizität und Festigkeit, § 22), ist zum Vergleich folgende Tafel angeführt. Ähnlich liegen die Verhältnisse beim Drehungsversuch, vgl. S. 4. Als Zähigkeitsmaß dient die Durchbiegung in der Mitte beim Bruch.

Material	Rund- bzw. Quadratstäbe, unbearbeitet				Zugversuche, Stäbe bearbeitet	
	Durchmesser Quadratseite mm	Auflager- entfernung mm	$K_b$ kg/qcm	Durchbiegung beim Bruch mm	$K_z$ kg/qcm	$\frac{K_b}{K_z}$
A	40 	800	4370	16,7	2233	1,96
	30 	1000	3831	23,9	2666	1,44
	30 	600	4568	11,6	2547	1,79
	20 	400	4957	6,9	—	—
B	40 	800	4561	15,6	2377	1,92
	30 	1000	3988	23,7	2542	1,57
	30 	600	4855	11,2	2801	1,73
	20 	400	5739	7,5	—	—
C	40 	800	4109	16,0	2118	1,94
	30 	1000	3476	23,4	2381	1,46
	30 	600	4571	12,6	2484	1,84
	20 	400	4786	8,0	—	—
D	40 	800	3011	10,1	1670	1,80
	30 	1000	3013	19,4	1956	1,54
	30 	600	3678	9,5	2001	1,84
	20 	400	4793	6,7	—	—
E	40 	800	4264	15,1	2608	1,63
	30 	1000	4072	25,1	2750	1,48
	30 	600	4138	9,1	2757	1,50
	20 	400	4991	6,3	—	—

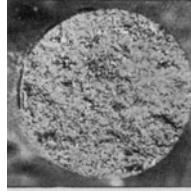
<sup>1)</sup> Zu diesem pflegen unbearbeitete Stäbe verwendet zu werden. Diese besaßen früher quadra-



Figur 516.  $V = 1,3$ .



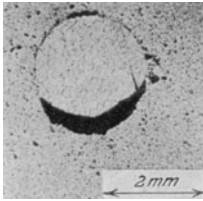
Figur 517.  $V = 1,3$ .



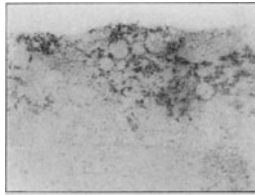
Figur 518.  $V = 1,3$ .



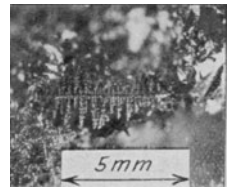
Figur 519.  $V = 1,3$ .



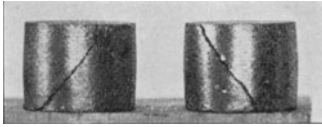
Figur 520.  $V = 7,5$ .



Figur 521.  $V = 1$ .



Figur 522.  $V = 4$ .



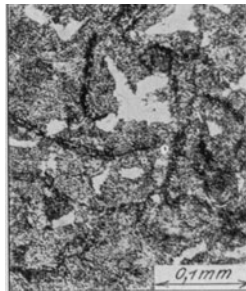
Figur 523.  $V = \frac{3}{4}$ .



Figur 524.  $V = \frac{1}{5}$ .



Figur 525.  $V = 150$ .



Figur 526.  $V = 150$ .



Figur 527.  $V = 150$ .

tischen Querschnitt von 30 mm Kantenlänge, Prüfung erfolgte bei 1000 mm Auflagerentfernung. Seit 1909 sind kreiszylindrische Stäbe von 30 mm Dmr., 600 mm Auflagerentfernung, 650 mm Stablänge üblich geworden. Die belastende Kraft wirkt in der Mitte zwischen den Auflagern.

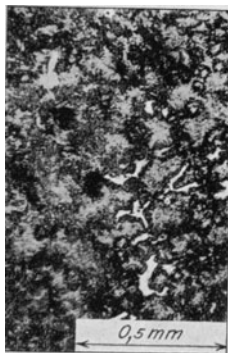
**Figur 528 bis 534.** Gefüge von Gußeisen folgender Festigkeitseigenschaften (Figur 529 und 531 ungeätzt, die übrigen Schlitze geätzt).<sup>1)</sup> S. auch Figur 142, S. 34.

Stabdurchmesser . . .	40 mm		30 mm				20 mm			
$K_b$ , kg/qcm . . . . .	5510	4185	3820	3810	3670	3650	4820	4610	3730	3720
$H$ (10 mm, 3000 kg) . .	235	187	202	207	187	183	286	235	196	217
$K_b : H$ . . . . .	23,4	22,4	18,9	18,4	19,6	20,0	16,9	19,6	19,0	17,1
$K_b : H$ . . . . .	13,8	13,2	11,1	10,8	11,5	11,8	10,0	11,5	11,2	10,1
Figur . . . . .	528	—	529, 530	—	531, 532	—	533, 534	—	—	—

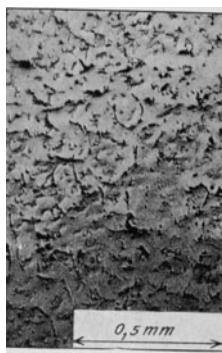
**Figur 535.** Gefüge von Hartguß. ( $K_b = 2260$  kg/qcm). Die weißen Teile sind Zementit. Die Kristallisation erfolgt bekanntlich bei rascher Abkühlung in blätter- oder bäumchenartigen Gebilden (vgl. Figur 476, 535, 536), die von den Abkühlungsflächen in das Innere der Form dringen. Hierdurch entsteht das strahlige Aussehen der gelblich-weißen Bruchflächen (Figur 477). Bei langsamer Abkühlung der Schmelze tritt Zersetzung des Eisenkarbids, das 6,7% C enthält, ein, und es entsteht freier Kohlenstoff in Form von Graphit. Graphithaltiges Gußeisen zeigt bekanntlich grauen Bruch, vgl. Figur 516f. Als Zwischenstufe kommt Gußeisen mit hellen Flecken in den Bruchflächen vor, vgl. Figur 534. Die Abscheidung des Graphits kann bekanntlich verzögert und die Festigkeit erhöht werden außer durch rasche Abkühlung, durch Zusätze (Mangan usf., gegenteilig wirkt Silicium) oder durch Verminderung des Kohlenstoffgehalts (Schmiedeisenzusatz), welch letzteres höhere Temperaturen erfordert. Daß zwischen Grau- und Hartguß Übergänge bestehen, zeigen Figur 525f.

**Figur 536.** Gefüge von Hartguß ( $K_b = 1250$  kg/qcm,  $K$  bis 15800 kg/qcm).

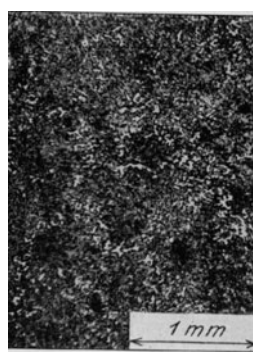
**Figur 537.** Gefüge von Hartguß (Rädchen zum Abdrehen der Schmirgelscheiben.<sup>2)</sup>)



Figur 528.  $V = 50$ .



Figur 529.  $V = 50$ .

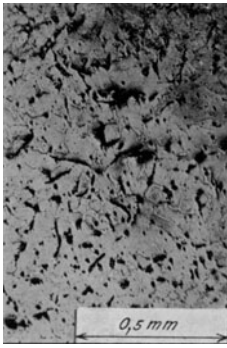
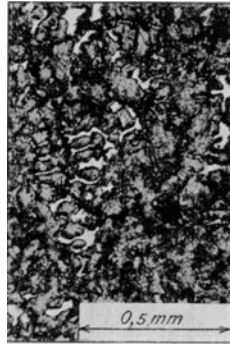
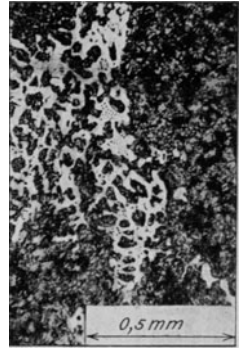
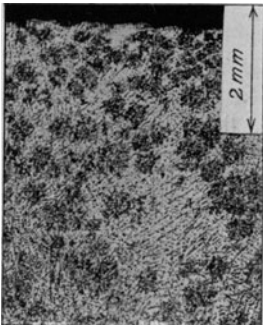
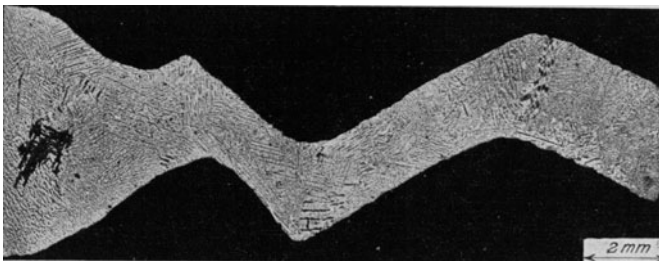


Figur 530.  $V = 20$ .

<sup>1)</sup> Wichtigste Gefügebestandteile: Zementit (Eisenkarbid) weiß; Perlit — oder bei rasch abgekühlten Stücken, Sorbit, Troostit, vgl. S. 46 — dunkel; Graphit in Form von Blättchen, die im Querschnitt als Stäbchen erscheinen; fein verteilte Temperkohle. Die Bilder geben auch die Erklärung, weshalb sich Gußeisen zum Lagermetall eignet. Der Perlit gibt eine widerstandsfähige Gleitfläche. Anfressen — s. Figur 144, S. 34 — wird durch die Graphiteinlagen verhindert. Daß trotzdem unter Umständen ziemlich weitgehende Formänderung möglich ist, zeigt Figur 142, S. 34.

Das Schmelzdiagramm der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen hat in dem hier in Betracht kommenden Gebiet große Ähnlichkeit mit dem mittleren Teil von Figur 195, S. 45. Es enthält eine eutektische Linie  $D-D$  in der Höhe von  $1130^\circ\text{C}$ , einen eutektischen Punkt  $A$  auf dieser bei  $4,3\%$  C, der die Zusammensetzung der am leichtesten schmelzenden, d. i. eutektischen Legierung kennzeichnet. Nach rechts oben verläuft von  $A$  aus der Linienzug  $AZ$ , der die Abscheidung von Eisenkarbid aus der Schmelze angibt. (Dieses Eisenkarbid zerfällt bei langsamer Abkühlung und liefert Graphit, der als Garschaum aufsteigt; in abgeschreckten Stücken bleibt es erhalten.) Das Eutektikum besteht aus Zementit und Mischkristallen (s. u.). Bei rascher Abkühlung liefert es das „Ledeburit“ genannte



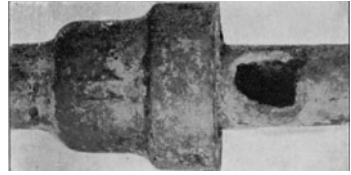
Figur 531.  $V = 50$ .Figur 532.  $V = 50$ .Figur 533.  $V = 50$ .Figur 534.  $V = 10$ .Figur 535.  $V = 50$ .Figur 536.  $V = 20$ .Figur 537.  $V = 6,5$ .

Gefügebild, Figur 533 bis 537, in den beiden ersteren die helleren Gebiete. Bei langsamer Abkühlung zerfällt der Zementit zum größten Teil und ergibt (kleinere) Graphitteile sowie Perlit. Im Punkt *A* des Schmelzdiagramms schließt sich ferner nach links oben ein Zweig *AA'* an, der den Beginn der Abscheidung der „Mischkristalle“ an gibt. Diese sind Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, deren Zusammensetzung nach beendeter Erstarrung je nach der Abscheidungstemperatur zwischen 0 und etwa 1,7% C gelegen ist. Jede untereutektische Schmelze (Flußeisen, Stahl usw.) erstarrt also in Mischkristallen veränderlicher Zusammensetzung. Diese haben jedoch, weil sie eine feste Lösung (s. S. 42) bilden, das Bestreben nach Ausgleich des Kohlenstoffgehalts, so daß ein mehr oder minder gleichförmiges Gefüge entsteht. Weiter kann hier auf das Schmelzdiagramm nicht eingegangen werden.

<sup>3)</sup> Infolge seiner großen Härte ist Hartguß auch für andere Werkzeuge geeignet, sofern auf

**Figur 538 bis 540.** Zerstörungerscheinungen an Wasserleitungsrohren.

**Figur 541, 542.** Querschnitte durch die in Figur 538 bis 540 dargestellten Stücke. Das Material war völlig mürbe. Die Zersetzung ist den Graphiteinschlüssen entlang vor sich gegangen und im vorliegenden Fall damit in Zusammenhang zu bringen, daß dort, wo die Leitung im Boden eingebettet lag, zahlreiche Zugtiere gerastet haben. Ganz ähnliche Gefügebilder ergeben sich bei Gußeisen, das durch Berührung mit hochüberhitztem Dampf zerstört worden ist.



Figur 538.  $V = 1/8$ .

**Figur 543.** Ähnliches Gefügebild wie Figur 542, herrührend von dem rasch verrosteten Kolben eines Wassermessers.

**Figur 577, S. 115.** Einfluß der Temperatur auf die Zugfestigkeit hochwertigen Gußeisens.

## VIII. Kupfer.

Spezifisches Gewicht je nach der Reinheit 8,7 bis 8,95.

Ausdehnung durch die Wärme im Durchschnitt  $\alpha_w = 1:60000$ .

Nach Dittenberger (1902)<sup>1)</sup>, Geltungsbereich 0 bis 500° C:

$$\alpha_w = 0,00001607 + 0,00000000434 t.$$

Nach Henning<sup>2)</sup> betrug zwischen  $-191$  und  $+16$ ° C:

$$\Delta l = 0,002917 l, \text{ entsprechend } \alpha_w = 1:71000.$$

**Figur 544.** Zugversuch mit ausgeglühtem Kupfer. Große bleibende Verlängerungen, deren Auftreten bekanntlich durch Hämmern, Ziehen usf. mehr oder weniger vollständig verhindert werden kann<sup>3)</sup>. Dehnungskoeffizient der Federung im Durchschnitt  $\alpha = 1100000$ . Gezogenes Kupfer zeigt Zugfestigkeiten bis etwa 5000 kg/qcm (vgl. das zu Figur 559 und 571 Bemerkte).

**Figur 545.** Dehnungslinie für ausgeglühtes Kupfer.  $A = 7,1$  mkg/ccm,  $\psi = 61,6\%$ . Fehlen der ausgeprägten Streckgrenze. Langgestreckter Abfall nach der Höchstlast.

**Figur 546.** Stauchversuch mit einem Kupferzylinder (Crusher) von 15 mm Höhe und 10 mm Durchmesser. Einfluß der Durchmesserergrößerung, erkennbar an der Abnahme der Zusammendrückung für je 1000 kg von etwa 3000 kg Belastung an.

**Figur 547.** Einfluß der Temperatur auf Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Querschnittsverminderung. Material eines im Betriebe gerissenen Rohres zur Leitung von überhitztem Dampf.  $l = 5$  cm,  $f = 0,5$  qcm<sup>4)</sup>. Stetiger Abfall der Zugfestigkeit — vgl. dagegen Figur 8, Seite 6 — rascher Abfall von Dehnung  $\varphi$  und Querschnittsverminderung  $\psi$  jenseits 200° C.

**Figur 548.** Zerrissenes Stehbolzenkupfer,  $K_z = 2141$  kg/qcm,  $\varphi = 49,2\%$ ,  $\psi = 62\%$ .

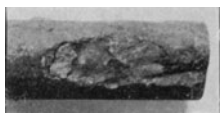
seine geringe Zähigkeit geachtet wird. Ähnlich verhalten sich in bezug auf geringe Abnutzung Werkzeuge aus Flußeisen, das so stark im Einsatz gekohlt ist, daß eine Haut aus Zementit entsteht. Solche Werkzeuge dienen in erster Linie zur Bearbeitung von weniger festem Material, das z. B. sandhaltig ist usf. Grauguß, der wie Stahl erwärmt und gehärtet wird, ist außerordentlich spröde, eine Folge des Graphitgehalts, worauf auch beim Zuschweißen von Fehlstellen zu achten sein wird. Aus demselben Grund eignet sich Grauguß nicht als Ausgangsmaterial zum Tempern — an Stelle der Graphitblättchen würden oxydierte Hohlstellen zurückbleiben —. Auch beim wiederholten Erwärmen, insbesondere beim Glühen, macht sich der Graphit bemerkbar (Wachsen der Roststäbe usf.).

<sup>1)</sup> Z. Ver. deutsch. Ing. 1902, S. 1536 f. Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 9.

<sup>2)</sup> Tätigkeitsbericht der Physikalisch-Technischen Reichsanstalt 1906, S. 9.

<sup>3)</sup> C. Bach, Elastizität und Festigkeit, § 4.

<sup>4)</sup> Z. Ver. deutsch. Ing. 1907, S. 1667 f. Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 70.



Figur 539.

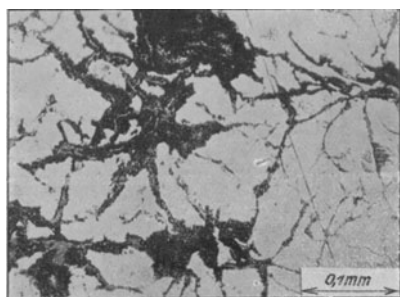


Figur 540.



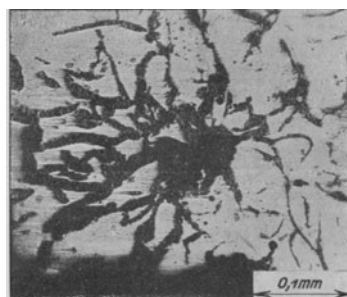
Figur 541.

V = 10.



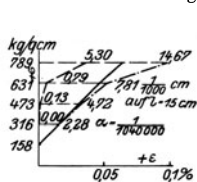
Figur 542.

V = 150.

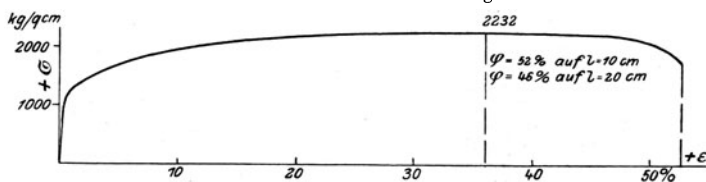


Figur 543.

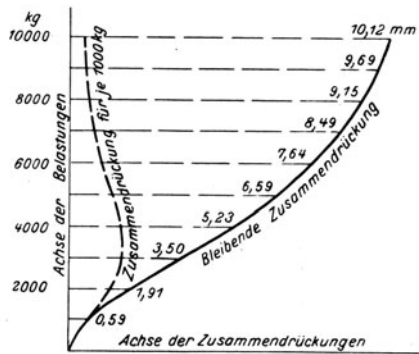
V = 150.



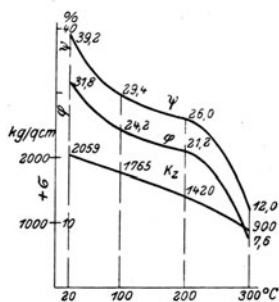
Figur 544.



Figur 545.



Figur 546.



Figur 547.



Figur 548. V = 3/4.

**Figur 549.** Zerrissener Stab aus gutem, feinkörnigem Kupfer;  $K_z = 2500$  kg/qcm,  $\varphi = 48,0$ ,  $\psi = 68\%$  bei  $20^\circ\text{C}$ .  $K_z = 1500$  kg/qcm,  $\varphi = 25,2$ ,  $\psi = 28\%$  bei  $300^\circ\text{C}$ . An ähnlichem Material wurde bei  $20^\circ\text{C}$   $K_z$  bis  $3020$  kg/qcm,  $\varphi$  bis  $57$ ,  $\psi$  bis  $77\%$ , bei  $300^\circ\text{C}$   $K_z$  bis  $2080$  kg/qcm,  $\varphi$  bis  $32$ ,  $\psi$  bis  $40\%$  beobachtet.

**Figur 550.** Zerrissener Stab aus weniger gutem, grobkörnigem Kupfer;  $K_z = 2250$  kg/qcm,  $\varphi = 44,8$ ,  $\psi = 58\%$  bei  $20^\circ\text{C}$  und  $K_z = 1250$  kg/qcm,  $\varphi = 25,0$ ,  $\psi = 25\%$  bei  $300^\circ\text{C}$ . Ähnliches Material lieferte  $K_z \geq 2210$  kg/qcm,  $\varphi \geq 42$ ,  $\psi \geq 50\%$  bei  $20^\circ\text{C}$  und  $K_z \geq 1050$  kg/qcm,  $\varphi \geq 6$ ,  $\psi \leq 23\%$  bei  $300^\circ\text{C}$ .

**Figur 551 bis 553.** Schöpfproben aus Kupferschmelzen, sauerstoffhaltig („blauwürfelig“), schwefelhaltig (stengelig) und rein (sehnig).

**Figur 554.** Eine der Flächen des „blauwürfeligen“ Kupfers, Figur 551 mit Kristallbäumchen aus Kupferoxydul.

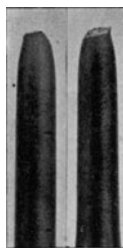
**Figur 555.** Ausgehämmerte, reine Schöpfprobe, gekerbt und zusammengebogen.

**Figur 556, 557.** Gefüge von Kupfer, fein- und grobkörnig. Figur 556: Kristallkörner, ähnlich wie bei Eisen; Figur 557: gewachsenes Korn, häufige Zwillingbildungen in demselben. Durch Glühen wird Kupfer grobkörnig, wie Eisen, vgl. S. 36f., doch kann es nicht, wie dieses, durch Ausglühen feinkörnig gemacht werden, weil keine allotropen Umwandlungen stattfinden (S. 44). Soll das Material feinkörnig werden, so ist mechanische Durcharbeitung erforderlich, gefolgt von kurzem Erwärmen etwa auf  $700^\circ\text{C}$ , um die Zähigkeit wieder herzustellen. Letzteres tritt schon bei Temperaturen von  $250$  bis  $300^\circ\text{C}$  ein, jedoch um so rascher, je höher die Temperatur steigt.

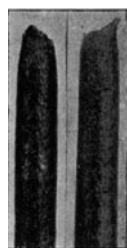
**Figur 558.** Bruchstelle eines Rohres, vgl. Bemerkung zu Figur 547, nahe der Lötnaht. Die Zuschärfung war durch Hämmern erfolgt, das Gefüge daher nach dem Schmelzen des Lotes an den Blechenden feinkörnig (Figur 556), am Ende der Lötnaht, wo kein Hämmern und keine Zertrümmerung der Körner stattgefunden hatte, grobkörnig (Figur 557), wenig zäh, dauernder Biegungsbeanspruchung in höherer Temperatur nicht gewachsen.

**Figur 559.** Gefüge eines Kupferrohres. Ähnliches Material ergab bei  $20^\circ\text{C}$ :  $K_z = 2879$  kg/qcm,  $\varphi = 7$ ,  $\psi = 39\%$ ; bei  $400^\circ\text{C}$ :  $K_z = 682$  kg/qcm,  $\varphi = 14$ ,  $\psi = 11\%$ . Kupferblech ergab folgende Werte (bei  $20^\circ\text{C}$ ):

Dicke 0,7 mm, längs	$K_z = 2276$ kg/qcm, $\varphi = 48$ , $\psi = 43\%$	quer	$K_z = 2275$ kg/qcm, $\varphi = 47$ , $\psi = 39\%$
„ 0,7 „ „	$K_z = 2198$ „ $\varphi = 41$ , $\psi = 35\%$	„	$K_z = 2192$ „ $\varphi = 42$ , $\psi = 36\%$
„ 1,7 „ blank	$K_z = 2305$ „ $\varphi = 41$ , $\psi = 67\%$	verz. zinn	$K_z = 2282$ „ $\varphi = 43$ , $\psi = 63\%$
Segmentkupfer für Elektromotoren	$K_z = 2730$ bis $2910$ kg/qcm, $\varphi = 6$ bis $17\%$ , $\psi = 57$ bis $60\%$		
Draht für Straßenbahnüberleitung	$K_z =$ rd. $3700$ „ $\varphi = 3,6$ „ $6,6\%$ , auf $l = 200$ mm		
			(Dmr. 8 mm)
Bindedraht, weich, 1 mm Dmr. . . .	$K_z = 2550$ bis $2670$ „ $\varphi = 28$ „ $39\%$ , „ $l = 100$ „		
Draht aus Seilen, 1,8 mm Dmr. . . .	$K_z = 4040$ „ $4500$ „ $\varphi = 1,7$ „ $4\%$ , „ $l = 100$ „		
Draht aus Seilen, 2,2 mm Dmr. . . .	$K_z = 4050$ „ $4160$ „ $\varphi = 2$ „ $3,6\%$ , „ $l = 70$ „		
Leitungsdraht aus „Siliciumbronze“	$K_z = 5980$ „ $7020$ „ $\varphi = 3,3$ „ $3,8\%$ , „ $l = 100$ „		(Dmr. 3 mm).

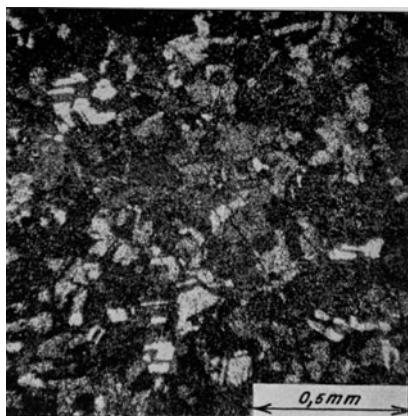
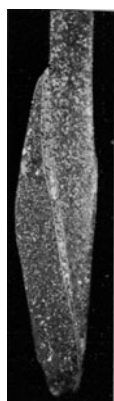
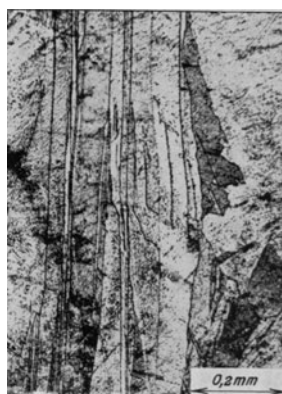
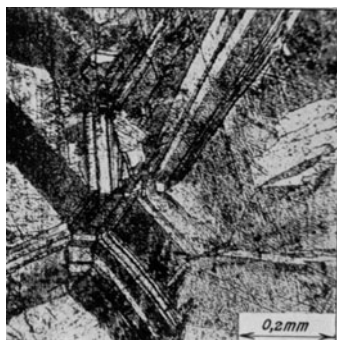


Figur 549.



Figur 550.

 $V = 3/4$ .Figur 551.  $V = 3/4$ .Figur 552.  $V = 3/4$ .Figur 553.  $V = 3/4$ .Figur 554.  $V = 7,5$ .Figur 555.  
 $V = 3/4$ .

Figur 556.  $V = 50$ .Figur 557.  $V = 50$ .Figur 558.  $V = 1$ .Figur 559.  $V = 150$ .Figur 560.  $V = 75$ .Figur 561.  $V = 75$ .Figur 562.  $V = \frac{3}{4}$ .

Figur 560, 561. Gefügebilder aus elektrolytisch niedergeschlagenem Kupfer. Zwillingskristalle.

Figur 562. Querschnitt durch einen gegossenen, aus Abfällen geschmolzenen Kupferbarren mit Blasen, die vom Sauerstoffgehalt der Schmelze herrühren. Abhilfe: Polen (Umrühren mit Holzstangen), Zugabe von Desoxydationsmitteln usf.

**Figur 563 bis 566.** Dunkles Kupferoxydul, in Kupfer eingelagert (Schliffe ungeätzt). Figur 563 rührt von Material her, das dem in Figur 562 abgebildeten Barren ähnlich ist. Figur 566 bildet eine Stelle aus Figur 565 ab. Die zusammenhängenden Flächen, die das Oxydul enthalten, stellen das Eutektikum Kupfer — Kupferoxydul dar (vgl. die Bemerkungen der Figur 195, S. 44), das 3,4% Oxydul enthält. Das Oxydul ist blaugrau.

**Figur 567.** Mäßige Mengen von Kupferoxydul in einem Straßenbahn-Oberleitungsdraht (Schliff ungeätzt).

**Figur 568, 569.** Nichtmetallische Einschlüsse in Feuerbüchskupfer von weniger guter Beschaffenheit (Schliffe ungeätzt). Zerrissene Stäbe haben etwa das aus Figur 550 hervorgehende Aussehen.

**Figur 570.** Geringfügige Einschlüsse in besonders reinem Feuerbüchskupfer (Schliff ungeätzt). Zerrissene Stäbe haben etwa das aus Figur 549 hervorgehende Aussehen.

**Figur 571.** Gefüge eines Rohres aus roter „Phosphorbronze“, d. h. Kupfer mit geringem Phosphorzusatz. Sehr feines Korn, an dem die Wirkung des Kaltziehens zu erkennen ist (Zertrümmerung der Körner; an einem Längsschnitt würde Streckung derselben in der Ziehrichtung zu beobachten sein, vgl. Figur 621. Zwillingsbildungen, die als parallele Streifungen in den Körnern erscheinen; die Trennung der einzelnen Körner beim Ätzen erfolgt weniger leicht). Die Festigkeitseigenschaften nach verschiedener Behandlung läßt die folgende Zahlentafel erkennen.

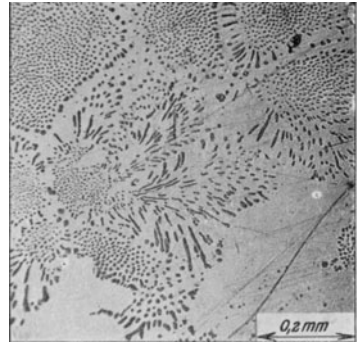
Zustand	$K_z$	$\varphi$	$\psi$	$H$	$K_z : H$	$\gamma$	Figur
Kalt gezogen . . . . .	6230	8,8	64	170	37	8,9	—
Rotglut, Luftabkühlung )	3720	55	85	—	—	—	28
„ Wasserabkühlung <sup>1)</sup>	3760	58	79	—	—	—	—
Weißglut, Luftabkühlung	3520	—	—	—	—	8,8	—
geschmolzen an der Luft	—	—	—	—	—	8,6	29

**Figur 572.** Phosphorbronze, an der Luft geschmolzen, vgl. Figur 571 und dadurch verdorben.

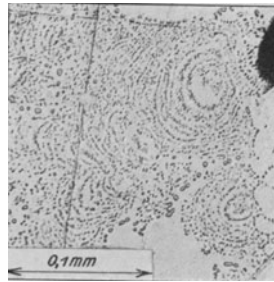
**Figur 573.** „Manganbronze“; rot (98% Cu, 1,5% Sn, 0,2% Mn, d. h. Kupfer mit geringem Zinn- und Mangengehalt), Zugversuch bei 20° C. Der Stab ist vor der Prüfung bei 300° C angelassen worden und zeigt ausgeprägte Streckgrenze. Das nicht angelassene Material zeigte diese Erscheinung nicht ( $\psi = 60,6\%$ ).

**Figur 574.** Abhängigkeit von Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Querschnittsverminderung dieses Materials von der Temperatur. (Durchschnittswerte.)

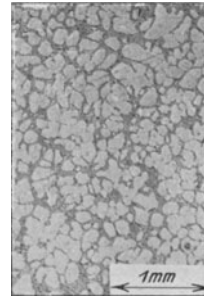
<sup>1)</sup> Abkühlung in Wasser, Lauge usf. befördert das Weichwerden des Materials nicht, entfernt aber den harten Glühspan.



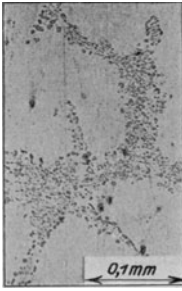
Figur 563.  $V = 75$ .



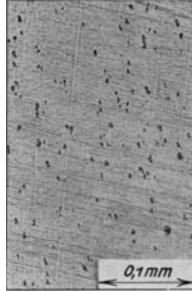
Figur 564.  $V = 225$ .



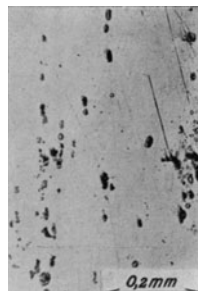
Figur 565.  $V = 15$ .



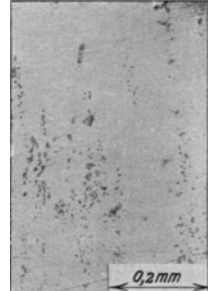
Figur 566.  $V = 150$ .



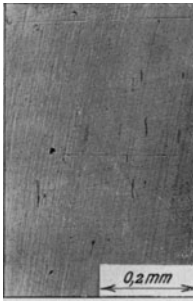
Figur 567.  $V = 150$ .



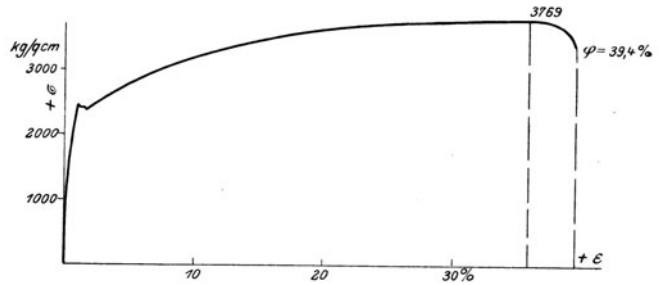
Figur 568.  $V = 75$ .



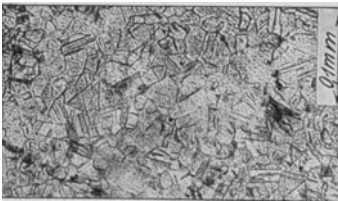
Figur 569.  $V = 75$ .



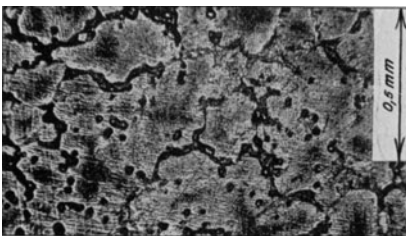
Figur 570.  $V = 75$ .



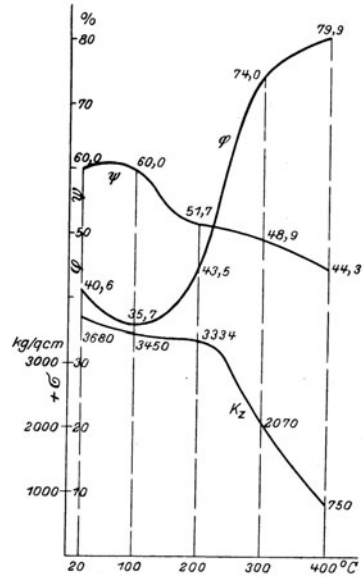
Figur 573.



Figur 571.  $V = 150$ .



Figur 572.  $V = 50$ .



Figur 574.

## IX. Kupferlegierungen.

Spezifisches Gewicht, verschieden nach Zusammensetzung, etwa zwischen 7,9 (Aluminiumbronze mit 10% Aluminium) und 8,9.

Ausdehnung durch die Wärme angenähert 1:60000.

Nach Dittenberger (1902)<sup>1)</sup>, Geltungsbereich 0 bis 500 bzw. 375° C

für Bronze  $\alpha_w = 0,000017044 + 0,00000000434 t$

„ Messing  $\alpha_w = 0,000017487 + 0,000000008767 t$ .

Dehnungskoeffizient der Federung im Durchschnitt  $\alpha = 1:800000$  bis  $1:1200000$ .

In neuerer Zeit werden die Benennungen Bronze und Messing nicht immer scharf auseinander gehalten. Während ursprünglich als Bronze eine Zinn-Kupferlegierung, als Messing eine Zink-Kupferlegierung galt, sind neuerdings zahlreiche Zinklegierungen als Bronzen bezeichnet — Manganbronzen, Phosphorbronze<sup>2)</sup> usf. —. Auch die Aluminiumlegierungen werden Bronzen genannt. Außerdem sind Namen im Gebrauch, die vom Erfinder usf. herrühren. Im folgenden können daher die Bronzen nicht streng geschieden werden von den Messingarten, doch sind diejenigen Metalle, die auch im Handel als Messing bezeichnet werden, sowie die ihnen verwandten Legierungen zum großen Teil an den Schluß gestellt<sup>3)</sup>.

## Bronze.

**Figur 575 bis 577.** Zugversuche mit Bronze für Armaturzwecke<sup>4)</sup> ( $Cu = 91,4\%$ ,  $Sn = 5,5\%$ ,  $Zn = 2,8\%$ ,  $P = 0,3\%$ ,  $\gamma = 8,7$ ). Frühzeitiges Auftreten bleibender Dehnungen, Fehlen der ausgeprägten Streckgrenze. Geringe örtliche Einschnürung vor dem Zerreißen. Die große Dehnung kommt durch gleichförmige Streckung der Meßlänge zustande. Kugeldruckhärte ( $d = 10$  mm,  $P = 1000$  kg)  $H = 61$ ,  $K_z = 39 H$ . Abfall der Festigkeit und Dehnung bei 200 bis 300° C.  $\psi: 52,1; 47,4; 48,2; 16,2; 0; 0\%$  bei den in Figur 577 eingetragenen Temperaturen.

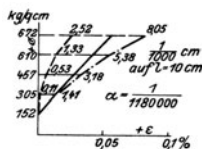
**Figur 578 bis 583.** Einige der zerrissenen Stäbe. Fehlen der Dehnung von 400° C an. Die Unebenheiten der Oberfläche nach dem Zerreißen bei 20, 100 und 200° C lassen den kristallinen Aufbau zutage treten. Diese letzteren Stäbe zeigen, vgl. Figur 577, hohe Bruchdehnung.

**Figur 584.** Bruchfläche eines der bei 400° C zerrissenen Stäbe. Treppenartiger Kristallbruch, vgl. hierzu Figur 578, wo die Kristalle gestreckt sind.

**Figur 585.** Querschnitt durch den Kopf des in Figur 578 abgebildeten Stabes. Grobe Kristalle, in Übereinstimmung mit Figur 584.

**Figur 586.** Stelle aus Figur 585. Bäumchenstruktur innerhalb der Körner.

**Figur 587.** Gefüge einer Lager-Bronze ( $Cu = 88\%$ ,  $Zn = 12\%$ , also streng genommen ein Messing) mit bäumchenförmiger Zeichnung. Harte und weiche Teile in einander gelagert, entsprechend dem Zweck der Legierung, polierbare Einlagen auf weichem Grund zu schaffen. (Bei stark bleihaltigen Bronzen wird das Gegenteil —



Figur 575.

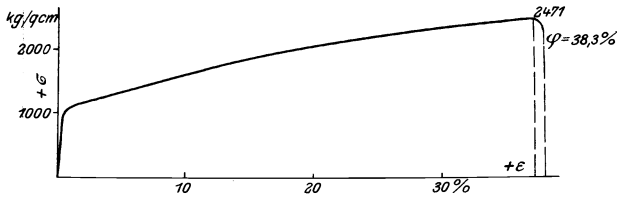
<sup>1)</sup> Z. Ver. deutsch. Ing. 1902, S. 1536f. Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 9.

<sup>2)</sup> In Mangan- oder Phosphorbronze läßt sich durch die chemische Analyse oft nur ein geringer Gehalt an Mangan oder Phosphor nachweisen, weil ein großer Teil des Zusatzes beim Desoxydieren der Schmelze verbraucht ist. Mangan- oder Phosphorbronze werden sehr verschiedene Legierungen genannt, teils solche, die hauptsächlich aus Kupfer bestehen — diese sind hier als „rote“ Phosphor- oder Manganbronze bezeichnet, vgl. Figur 571, 573 — teils solche, die größere Mengen Zinn oder Zink enthalten — hier „gelbe“ Phosphor- oder Manganbronze genannt, vgl. Figur 590, 592, 600.

Über Siliciumbronze („rot“) findet sich eine Angabe bei Figur 559.

<sup>3)</sup> Auf die Schmelzdiagramme von Bronze, Messing usf. kann hier nicht eingegangen werden. Für manche Zwecke werden die bei Figur 627, 628, S. 122, gemachten Angaben ausreichen. Auch diese Legierungen sind, wie alle andern Metalle, aus Kristallen aufgebaut. Das Gefüge ähnelt in

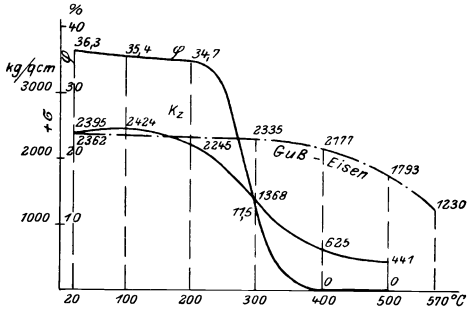




Figur 576.



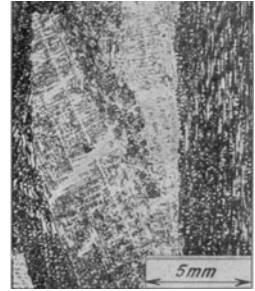
Figur 585.  $V=1$ .



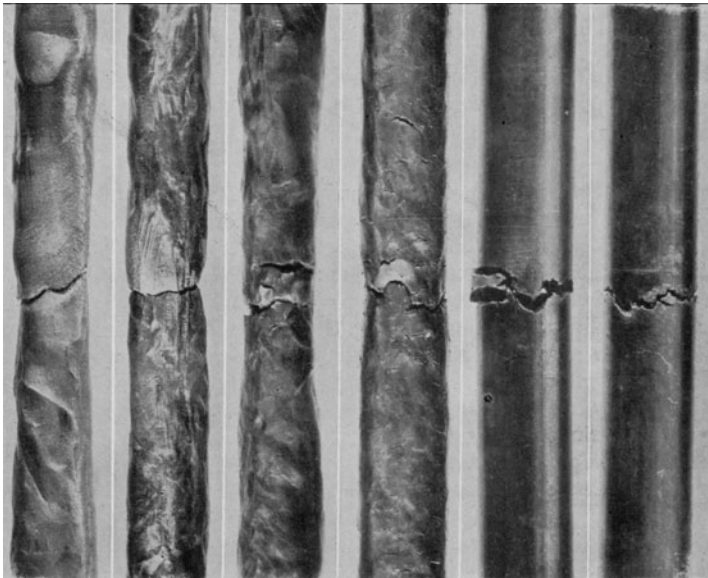
Figur 577.



Figur 584.  $V=3/4$ .



Figur 586.  $V=3$ .



Figur 578. 579. 580. 581. 582. 583.  $V=3/4$ .  
 $t=20$  100 200 300 400 500° C

der Zeichnung teils dem des weichen Eisens (Figur 594, 599, 621 usf.), teils dem von Stahlguß mit reichlicherem Perlitgehalt (Figur 590, 605, 634 usf.) oder auch demjenigen von Gußeisen bzw. Hartguß (Figur 586, 587). Hinsichtlich der Wirkung der Formänderung und des Ausglühens gilt, insbesondere für Messing, das zu Figur 556, 557, S. 110 Bemerkte.

\*) Z. Ver. deutsch. Ing. 1900, S. 1745 f.; 1901, S. 1477 f. Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 1 und 4.

weiche Einlagen in harter Grundmasse — angestrebt.)

**Figur 588.** Kaltgewalzte Bronze (93% Cu, 6% Sn)  $K_z = \text{rd. } 5000 \text{ kg/qcm}$ ,  $\varphi = \text{rd. } 10$ ,  $\psi = \text{rd. } 30\%$ .

**Figur 589.** Gebogener Stab aus dieser Bronze, mit Quecksilber bestrichen, wodurch die Querrisse zu erklären sind. Quecksilber bringt Kupferlegierungen bei gleichzeitiger Beanspruchung zum Bruch. Innere Spannungen führen dabei ohne Mitwirkung äußerer Kräfte zu Rißbildungen, doch wirken äußere Kräfte, Temperatur- und Feuchtigkeitsschwankungen usf. in gleicher Weise. Dasselbe kann durch Sublimat, Ammoniak, Atmosphärien, Säuren, Dämpfe, Anstriche usf. hervorgerufen werden, namentlich in der Kälte, vgl. auch Figur 623, 627f. (Stangen aller Art, ferner z. B. Kontaktfedern von im Freien stehenden elektrischen Anlässern — Abhilfe: Trennung der Aufgaben von Stromführung und federnder Anpressung — Rohre, Lampenzylinderfassungen, Gefäße aller Art usf.). Ähnliche Rißbildungen können entstehen bei Flußeisen unter der Einwirkung von Lauge<sup>1)</sup>, sowie unter Umständen bei Einwirkung von Salpetersäure usf.

**Figur 590, 591.** „Phosphorbronze“ (gelb) Gefüge und zerrissener Stab (feinkörnig; Cu = 90, Sn = 10%).

$K_z$ kg/qcm	$\varphi$ %	$\psi$ %	Härtezahlen <sup>2)</sup> für $d = 10 \text{ mm}$			Werte von $K_z : H$		
			P = 3000	1000	500	3000	1000	500 kg
2050	12	16	H = 80	66	65	26	31	32
2350	17	21	H = 78	62	67	30	38	35

**Figur 592.** Zugversuche mit „Manganbronze“ (gelb, eigentlich als Messing zu bezeichnen, hohe Festigkeit, feinkörnig).

Material A: 53% Cu, 41% Zn, 3,5% Mn, 2,5% Fe;  $\psi = 24,9\%$ . Andere Stäbe aus demselben Stück ergaben:  $K_z = 5000$  bis 6500 kg/qcm,  $\alpha = 1 : 1\,050\,000$ ,  $\varphi = 7$  bis 19%,  $\psi = 10$  bis 23%.

Material B: ähnliche Zusammensetzung. Großer Einfluß der Herstellung. Fehlen der ausgeprägten Streckgrenze und des Abfalls der Dehnungslinie vor dem Bruch bei A und B.

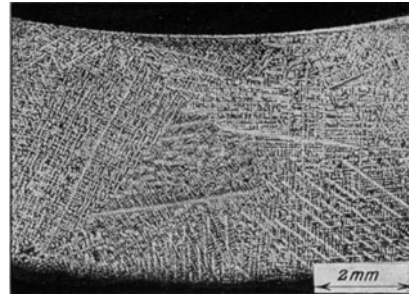
**Figur 593.** Biegungsbruch des Materials A, Figur 592; geringe Formänderung.

**Figur 594.** Gefüge des Materials A, Figur 592; große Körner von homogenem Aufbau.

**Figur 595.** Zerrissener Bronzestab  $K_z = 4170 \text{ kg/qcm}$ ,  $\varphi = 48,3\%$ ,  $\psi = 46,6\%$ . Grobkörnige Oberfläche. Die Bruchdehnung ist fast gleichförmig über die Meßlänge verteilt, die Querschnittsverminderung ebenso; örtliche Querschnittsverminderung am Bruch klein.

**Figur 596.** Zugversuche je mit geschmiedeten und nichtgeschmiedeten Stäben von zwei andern Spezialbronzen A und B.

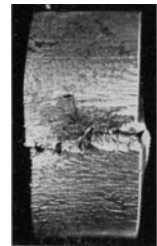
**Figur 597 bis 599.** Ähnliches Material, wie die in Figur 596 behandelten Stäbe.



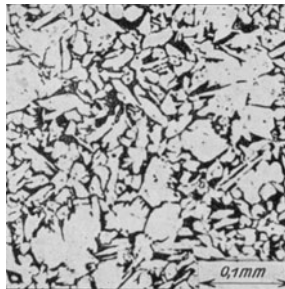
Figur 587.  $V = 7,5$ .



Figur 588.  $V = 150$ .

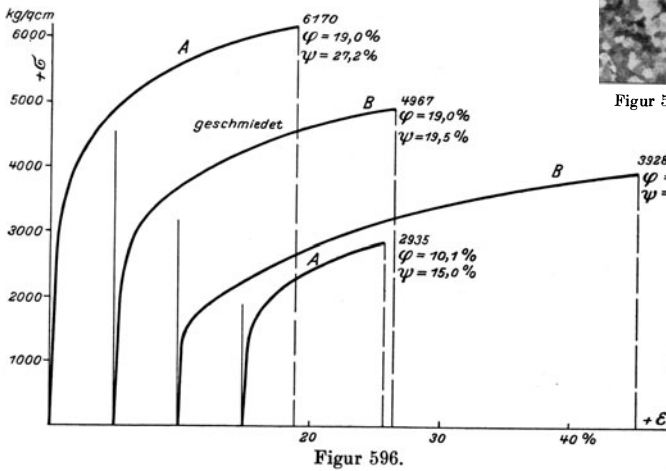
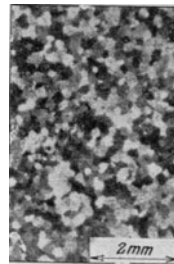
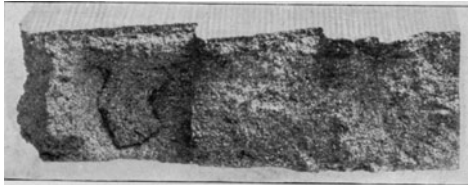
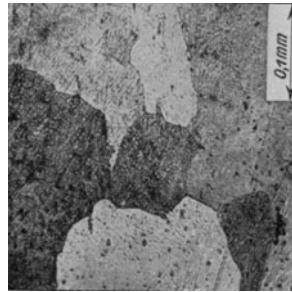
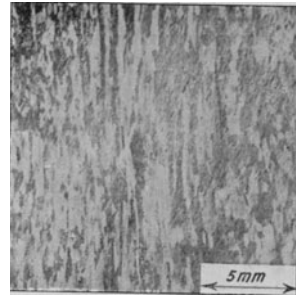
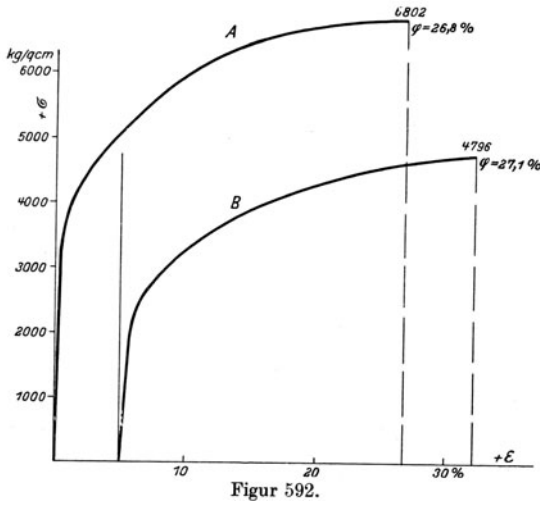


Figur 589.  $V = 1/4$ .



Figur 590.  $V = 150$ . Figur 591.  $V = 1/2$ .





<sup>1)</sup> Näheres s. Protokoll der 45. Delegierten- und Ingenieurversammlung des Internationalen Verbandes der Dampfkessel-Überwachungsvereine zu Chemnitz 1914, S. 66 f.

<sup>2)</sup> Die Härtezahlen schwanken infolge der Ungleichförmigkeit des Materials. Zum Vergleich mit der Zugfestigkeit scheint sich die Härtezahl für  $d=10$  mm und  $P=1000$  kg zu eignen.

Strecken der Körner beim Schmieden. Solches Material ergab in anderer Lieferung ausgeprägte Streckgrenze bei  $\sigma_s = 3300 \text{ kg/qcm}$ ,  $K_z = 5310 \text{ kg/qcm}$ ,  $\varphi = 34,0$ ,  $\psi = 46\%$ , Abfall der Dehnungslinie vor dem Bruch, ausgeprägte Einschnürung ähnlich wie bei Figur 31, S. 11.

**Figur 600.** Gefüge hochwertiger Bronze ( $K_z = 7642 \text{ kg/qcm}$ ,  $\varphi = 15,0$ ,  $\psi = 16\%$ ,  $H = 207$ ,  $K_z = 37 H$ ;  $\alpha = 1:1280000$ ).

Andere Bronzen von bemerkenswerten Eigenschaften ergaben folgende Werte:

„Bronze“ . . . . .	$K_z = 4747 \text{ kg/qcm}$	$\varphi = 40 \%$	$\psi = 46 \%$	
„ . . . . .	$K_z = 4720$ „	$\varphi = 40 \%$	$\psi = 39 \%$	
„ . . . . .	$K_z = 4700$ „	$\varphi = 39 \%$	$\psi = 39 \%$	
„Phosphorbronze“ . . .	$K_z = 3850$ „	$\varphi = 71 \%$	$\psi = 66 \%$	
„Harte“ Bronze . . . .	$K_z = 3250$ „	$\varphi = 1,7\%$	$\psi = 5,5\%$	$\alpha = 1:930000$
„ . . . . .	$K_z = 3540$ „	$\varphi = 2,5\%$	$\psi = 6,5\%$	$\alpha = 1:980000$
„ . . . . .	$K_z = 4950$ „	$\varphi = 32 \%$	$\psi = 29 \%$	(55% Cu, 42% Zn, 2,5% Fe).

**Figur 601.** Zugversuche mit 5 warm geschmiedeten Bronzen, vgl. Figur 602 bis 611.

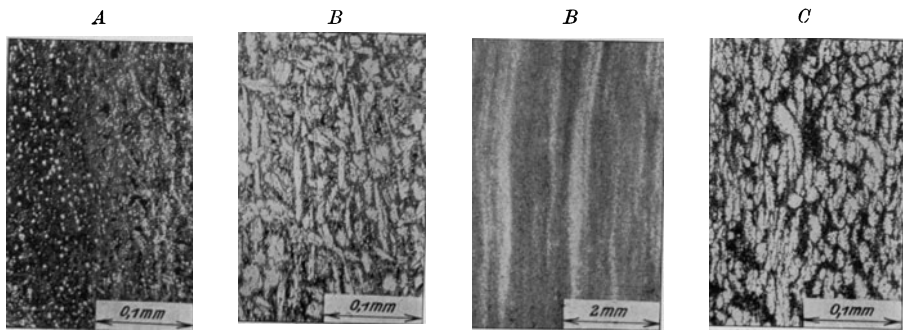
**Figur 602.** Biegeversuche mit 5 Stäben derselben warm geschmiedeten Bronzen.

**Figur 603.** Kerbschlagstäbe des Materials E, Figur 601, 602, 610, 611. Abbiegen des Bruchverlaufs nach der Seite, vgl. Figur 51, S. 14. Faserstruktur.

**Figur 604 bis 611.** Gefüge der Bronzen A bis E, Figur 601 bis 603. Bronze E ist sehr ähnlich wie das Material, das Figur 597 bis 599 ergab.

Material	A	B	C	D	E
$K_z \text{ kg/qcm}$ . . . . .	3842	8548	8169	6418	4695
$\varphi \%$ . . . . .	7,9	12,7	14,7	18,9	38,0
$\psi \%$ . . . . .	10,7	16,9	18,1	27,1	38,4
$H(10 \text{ mm}, 3000 \text{ kg})$	255	235	217	192	163
$K_z : H$ . . . . .	35	36	38	33	29
$A_k \text{ mkg/qcm}$ Kerbschlagprobe . .	1,5	2,3	2,9	4,2	21,1
Figur . . . . .	601, 602, 604	601, 602, 605, 606	601, 602, 607, 608	601, 602, 609	597, 598, 599, 601, 602, 603, 610, 611

Diese hochwertigen Bronzen ergeben im Durchschnitt etwa  $\alpha = \frac{1}{1200000}$ .

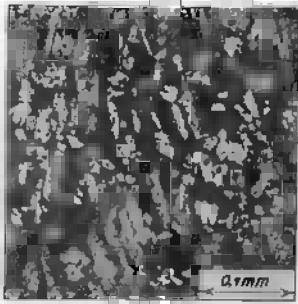


Figur 604.  $V = 150$ .

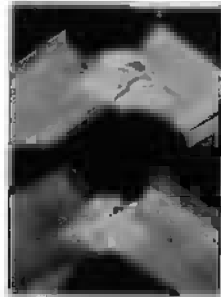
Figur 605.  $V = 150$ .

Figur 606.  $V = 7,5$ .

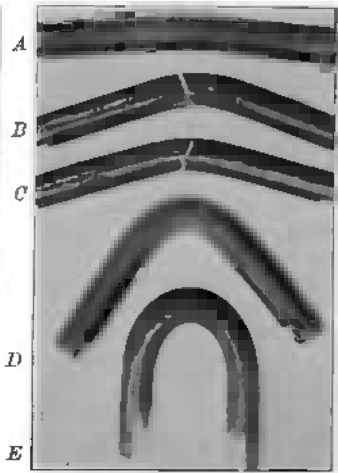
Figur 607.  $V = 150$ .



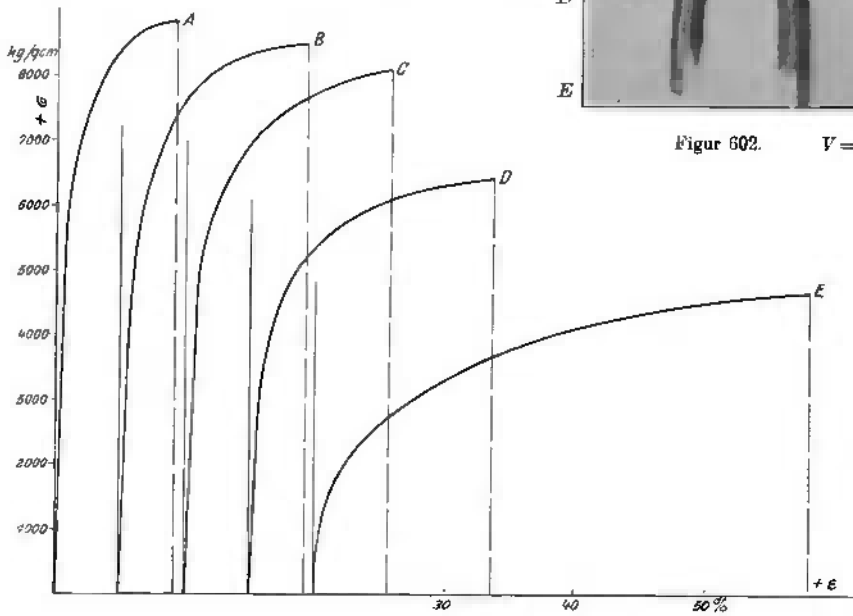
Figur 600.  $V=150$ .



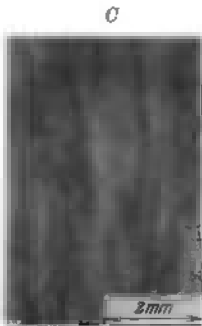
Figur 603.  $V=1/2$ .



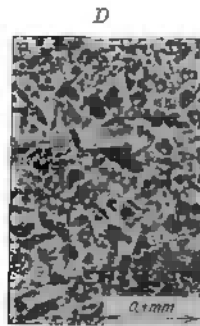
Figur 602.  $V=1/10$ .



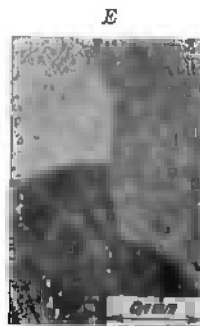
Figur 601.



Figur 608.  $V=7.5$ .



Figur 609.  $V=150$ .



Figur 610.  $V=150$ .



Figur 611.  $V=7.5$ .

**Figur 612.** Aluminiumbronze, warm gepreßt  $K_z=4759$  kg/qcm,  $\varphi=25,0\%$ . Härtezahl ( $d=10$  mm,  $P=1000$  kg),  $H=110$ , entsprechend  $K_z=43 H$ .

**Figur 613.** Aluminiumbronze, kalt gezogen ( $Cu$  92,5%,  $Al$  7%)  $K_z=10080$  kg/qcm, in anderen Fällen wurde nur  $K_z=6000$  bis  $6200$  kg/qcm beobachtet,  $\varphi=2,1\%$  auf  $l=200$  mm bei 4,5 mm Dmr.

**Figur 614.** Hobelspäne einer Lagerschale geringer Abnützung (geringelt) und einer solchen von hoher Abnützung (kurzer Bruch), erzeugt mit nicht ganz scharfem Hobelstahl, wodurch die scharfe Unterscheidung der beiden Materialarten gelang.

**Figur 615, 616.** Gefügebilder der beiden Lagermetalle (Figur 615: gut). Als Ursache für das ungleiche Verhalten ergibt sich die verschiedene Wärmebehandlung, wie sie im Gefüge zum Ausdruck gelangt. Die Zusammensetzung war in beiden Fällen sehr ähnlich. Die mechanische Prüfung ergab folgende Werte:

$K_z$	$\varphi$	$\psi$	$H(10$ mm 1000 kg)	Kerbschlagprobe, kleiner Stab	Figur
4982	20,0	53,9	143	3,5 mkg/qcm	615
5400	26,8	28,0	130	3,0 "	616

Hiernach hat das Material mit geringer Abnützung etwas kleinere Festigkeit und Bruchdehnung, aber größere Querschnittsverminderung. Dies rührt von dem verschiedenen Grad des Kaltziehens her. Das Material Figur 615 ist stärker gezogen. Es hat dabei mehr von seiner Bruchdehnung verloren. Da es aber eine starke örtliche Einschnürung aufweist, und diese bei solchem Material durch das Kaltziehen weniger beeinflusst wird (vgl. Bemerkung zu Figur 114, S. 26), so kommt die ursprünglich größere Zähigkeit durch den Wert von  $\psi$  noch zum Ausdruck. Das Material mit dem Gefüge Figur 616, wenig kaltgezogen, hat eine über die ganze Länge fast gleichmäßig verteilte Dehnung. Das an sich zähere, kaltgezogene Material hat also im Lager geringere Abnützung ergeben, s. Figur 614.

**Figur 617.** Gefüge von Bronze, die nach dem Vernickeln Ausschwitzungen zeigte. Poröse Stellen.

**Figur 618.** Fehlstellen in Bronzeuß.

**Messing** (vgl. auch das zu Figur 587, 592f., 627f., Bemerkte sowie die Zahlen auf S. 28).

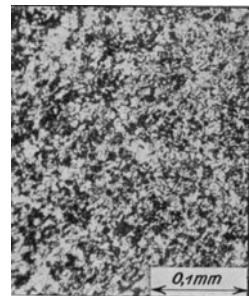
**Figur 619.** Zugversuch mit gezogenem Messing. Fehlen der ausgeprägten Streckgrenze und des Abfalls der Dehnungslinie.

**Figur 620.** Zerrissener Stab, der Figur 619 geliefert hatte.

**Figur 621, 622.** Gefüge von kaltgewalztem und ausgeglühtem Messing; homogener Aufbau der Körner. („ $\alpha$ -Kristalle“, feste Lösung Kupfer-Zink, beim



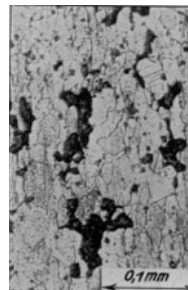
Figur 612.  $V=6,5$ .



Figur 613.  $V=150$ .



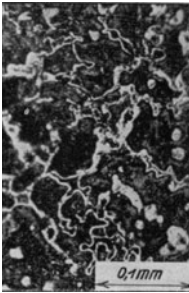
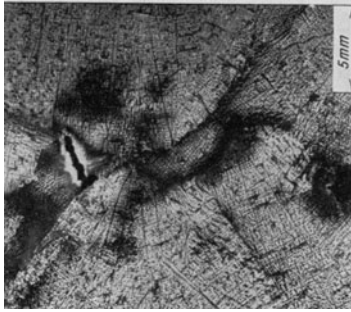
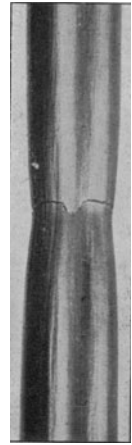
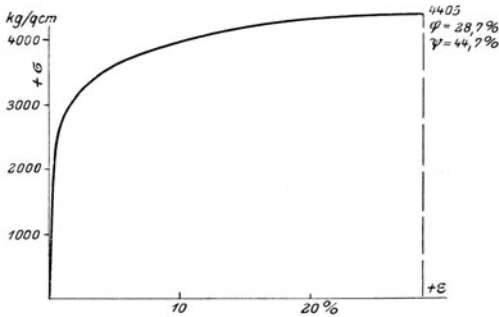
Figur 614.  $V=1$ .



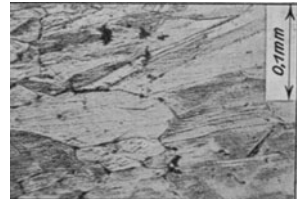
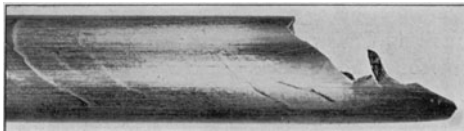
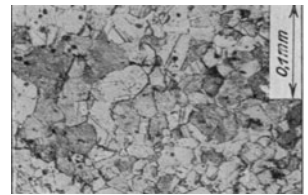
Figur 615.  $V=150$ .



Figur 616.  $V=150$ .

Figur 617.  $V=150$ .Figur 618.  $V=3$ .Figur 620.  $V=1$ .

Figur 619.

Figur 621.  $V=150$ .Figur 623.  $V=1/2$ .Figur 622.  $V=150$ .

Ätzen hell gefärbt im Gegensatz zu den kupferreicheren „ $\beta$ -Kristallen“, s. u.)

**Figur 623.** Rohr aus dem Material mit dem Gefüge Figur 621, im Betrieb ohne Beanspruchung aufgerissen. Vgl. Bemerkungen zu Figur 589.

Figur 624.  $V=150$ .Figur 625.  $V=75$ .

**Figur 624.** Stanzteil aus Messingblech. Formänderung der Körner, ähnlich Figur 132, S. 32.

**Figur 625.** Stelle aus einem kalt gezogenen Messingmaterial. Plötzlicher Wechsel von grobem und feinem Korn, Folge von kleinen Unterschieden am Rande zweier aufeinanderfolgenden Ziehöffnungen. S. auch die Zahlen auf S. 28.

**Figur 626.** Verbranntes Messing. Kraterförmige Erhöhungen innerhalb der Körner; vgl. auch Figur 636 f.

**Figur 627, 628.** Messing, durch Säure zersetzt. Das Gefüge dieses Messings besteht nicht, wie Figur 621 zeigt, aus lauter gleichartigen Kristallen, sondern, vgl. auch Figur 629, aus hellen, kupferreicheren (etwa bis 33% Zn), und dunklen, zinkreicheren Kristallen ( $\alpha$ - und  $\beta$ -Kristalle genannt). Letztere werden zersetzt, vgl. Figur 628; das Zink geht in Lösung und schwammförmiges Kupfer bleibt übrig. Nach Polieren wird dieses rötlich, vorher erscheint es braunrot. Das Material mit  $\beta$ -Kristallen ist warm schmiedbar („Delta-metall“).

**Figur 629, 630.** Gefüge eines Kondensatorrohres vor und nach Eintritt von Anfrassungen, die in Figur 630 unten gelegen sind und im vorliegenden Fall durch zu hohen Sodagehalt des Speisewassers verursacht waren. Vgl. Bemerkung zu Figur 627, 628.

**Figur 631, 632.** Zugversuche mit Preßmessing bei verschiedenen Temperaturen.  $\gamma = 8,5$ .  $H = 98$  entsprechend  $K_z = 48 H$  ( $d = 10$  mm,  $P = 1000$  kg). Die Kugeldruckprobe scheint geeignet, den Grad des Kaltwalzens zu ermitteln, den das Material erfahren hat. Für dünne Bleche sind kleine Kugeln und geringe Anpressungsdrücke zu verwenden (vgl. auch das zu Figur 116, S. 29 Bemerkte).

Stetige Abnahme der Zugfestigkeit, Zunahme der Bruchdehnung, im Gegensatz zu der sprungweisen Abnahme beider Größen bei der Bronze, Figur 575 bis 577. Vgl. dagegen Figur 633.

Messingblech hatte bei gewöhnlicher Temperatur ergeben z. B.:

$$\begin{aligned} K_z &= 4460 \text{ kg/qcm}, & \varphi &= 24\%, & \psi &= 46\% \\ K_z &= 4700 \text{ „}, & \varphi &= 14\%, & \psi &= 43\%. \end{aligned}$$

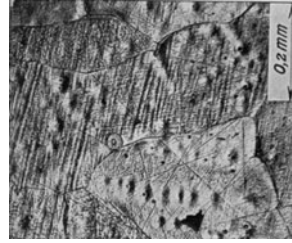
**Figur 633.** Ergebnisse der Kerbschlagproben (kleine Stäbe, vgl. Figur 52, S. 14). Die sprungweise Verminderung der Zähigkeit der Legierung in höherer Temperatur tritt hier zutage (s. oben).

**Figur 634 bis 640.** Gefüge von Preßmessing nach verschiedener Behandlung. Vgl. das bei Figur 627, 628 Bemerkte.

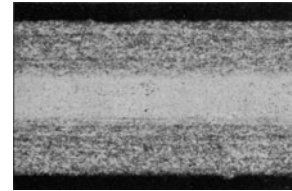
**Figur 634, 635.** Einlieferungszustand,  $K_z$  vgl. Figur 631, 632.

**Figur 636.** Erwärmt auf Rotglut,  $K_z = 4120$  kg/qcm bei  $t = 20^\circ \text{C}$ .

**Figur 637.** Erwärmt auf Weißglut,  $K_z = 3980$  kg/qcm bei  $t = 20^\circ \text{C}$ .



Figur 626.  $V = 75$ .



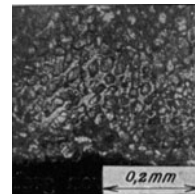
Figur 627.  $V = 3$ .



Figur 628.  $V = 150$ .



Figur 629.  $V = 50$ .



Figur 630.  $V = 75$ .



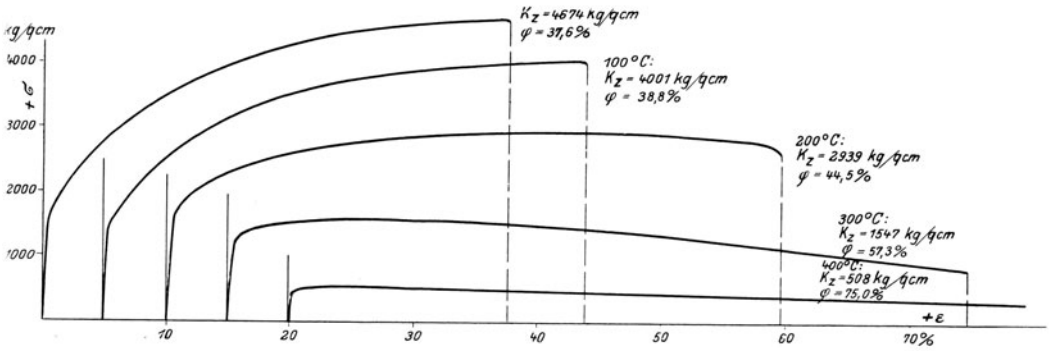


Figure 631.

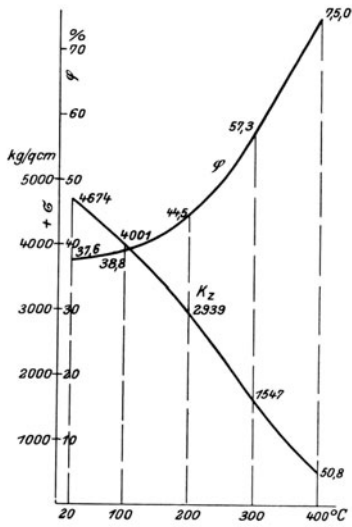


Figure 632.

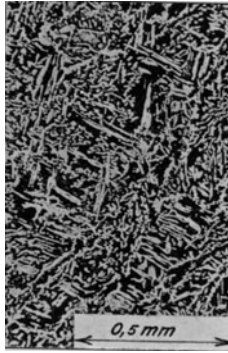


Figure 634.  $V=50$ .

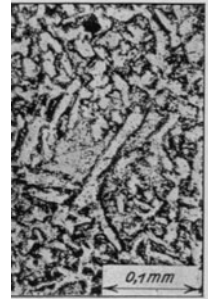


Figure 635.  $V=150$ .

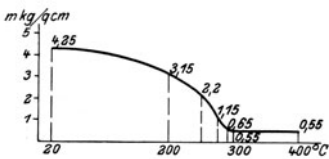


Figure 633.



Figure 636.  $V=50$ .



Figure 637.  $V=50$ .

**Figur 638 bis 640.** Geschmolzen an der Luft, vgl. auch Figur 634 bis 637.

**Figur 641, 642.** A. B. Ergebnisse von Zugversuchen mit anderem Preßmessing, Gefüge: Figur 625. D: Zugversuche mit „Deltametall“; Bruchdehnung für dieses bei 400° C:  $\varphi = 73,0\%$ , bei 500° C:  $\varphi = 95,5\%$ .

Werte der Querschnittsverminderung  $\psi\%$ :

	20	100	150	200	250	300	400	500° C
A	48,8	37,7	45,0	41,3	30,1	27,1	—	—
B	66,7	67,3	66,5	41,5	18,4	17,2	—	—
D	51,7	—	—	69,4	—	66,2	53,4	60,2



Figur 638.  $V=150$ .

**Figur 643, 644.** Preßfehler in Messing, wie sie z. B. bei ungeeigneter Formgebung oder Preßtemperatur leicht eintreten.

Über Nickelbronzen s. S. 133.

## X. Aluminium, Aluminiumguß.

Ausdehnung durch die Wärme im Durchschnitt  $\alpha_w = 1:40000$ .

Nach Dittenberger 1902<sup>1)</sup>, Geltungsbereich 0 bis 500° C.

$$\alpha_w = 0,000023536 + 0,00000007071 t.$$

**Figur 645.** Abhängigkeit des spezifischen Gewichtes bei Kupfer-Aluminiumlegierungen (gegossen) von der Zusammensetzung. (Bei 90% Cu ist  $\gamma = 7,9$ .)

**Figur 646.** Zugfestigkeit und Bruchdehnung für verschieden behandeltes Rein-Aluminiumblech von 4 mm Dicke, geprüft bei verschiedener Temperatur. Bezeichnung des Materials in Figur 646:

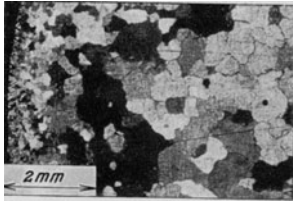
- ausgeglüht und abgepritscht (mit flachem Hammer gehämmert),
- — — geschweißt „ „ (Verfahren von Heraeus),
- · — · — nicht geschweißt und nicht ausgeglüht.

Näheres s. Mitteilungen über Forschungsarbeiten, Heft 112, Auszug in Z. Ver. deutsch. Ing. 1911, S. 2016 f. Bei den Elastizitätsversuchen ergab sich  $\alpha = 1:740000$ . Kugeldruckhärte ( $P = 500$  kg,  $d = 10$  mm)  $H = 26$  für das ausgeglühte Material ( $K_z = 927$  kg/qcm) bis 45 für die gewalzten, nicht ausgeglühten Stäbe von 17 mm Dicke ( $K_z = 1506$  kg/qcm), entsprechend  $K_z = 36 H$  bis  $34 H$ .

**Figur 647.** Längsschnitt durch einen 17 mm dicken Stab an der Schweißstelle (vgl. Figur 646).

**Figur 648.** Längsschnitt durch einen 4 mm dicken Stab an der Schweißstelle, die nur sehr schwer zu erkennen ist. Grobes Korn daselbst, eine Folge der zum

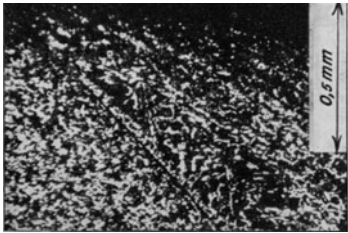
<sup>1)</sup> Z. Ver. deutsch. Ing. 1902, S. 1536 f. Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 9.



Figur 639.  $V=7,5$ .



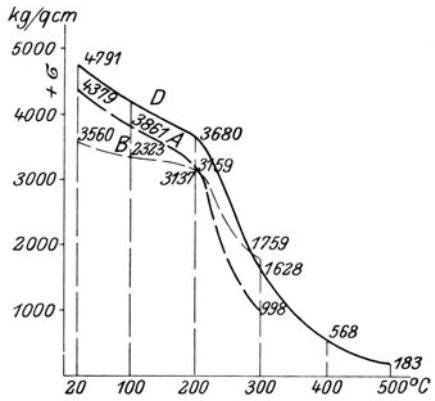
Figur 640.  $V=150$ .



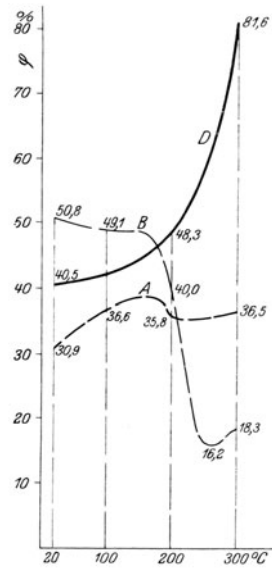
Figur 643.  $V=50$ .



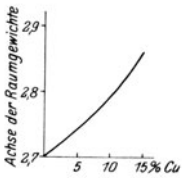
Figur 644.  $V=150$ .



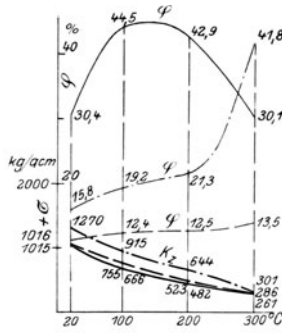
Figur 641.



Figur 642.



Figur 645.



Figur 646.



Figur 647.  $V=4$ .



Figur 648.  $V=4$ .

Schweißen erforderlichen hohen Erhitzung. Durch mechanische Bearbeitung kann das grobe Korn beseitigt, durch kurz dauernde Erwärmung auf etwa 400° C (handwerksmäßig gekennzeichnet durch das Verblässen der Farbe des Blaustiftes) die Zähigkeit wieder hergestellt werden. Das hier vorgenommene Abpritschen hat nur die Körner in der Nähe der Oberfläche betroffen.

**Figur 649.** Gefüge von 17 mm dickem Blech, abgepritscht; Kristallkörner, ähnlich wie bei Eisen, Kupfer, Messing (vgl. Figur 648, 650 bis 658).

**Figur 650.** Gefüge von 17 mm dickem Blech, abgepritscht, erwärmt auf 300° C; Abnahme der Härte. Das Material ist noch grobkörnig.

**Figur 651.** Gefüge von 17 mm dickem Blech, abgepritscht, wie bei Figur 649, sodann erwärmt auf 400° C, feines Korn. Das Material ist als „ausgeglüht“ anzusehen.

**Figur 652.** Gefüge von 17 mm dickem Blech, abgepritscht, erwärmt auf 630° C, ähnlich wie Figur 651. Bei länger dauernder Erwärmung auf diese, nur etwa 20° unterhalb des Schmelzpunktes gelegene Temperatur entstehen grobe Körner.

**Figur 653.** An der Luft geschmolzener Stab, Bruchquerschnitt. Grobes Korn, geringe Festigkeit und Dehnung ( $K_2 = 588$  kg/qcm,  $\varphi = 2,9\%$ ). Durch Ausschmieden und Glühen bei 500° C wurde  $K_2 = 812$  kg/qcm und  $\varphi = 15,6\%$  erreicht.

**Figur 654.** Bruchquerschnitt eines Stabes aus gutem Aluminiumblech,  $\psi = 95\%$  (bei höherer Temperatur).

**Figur 655.** Kerbschlagstab aus Aluminiumblech;  $A_k > 2,4$  mkg/qcm.

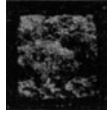
**Figur 656.** Kristallbäumchen. Wird ein Stück Reinaluminium an der Luft geschmolzen, so bildet sich eine Oxydhaut, in der das flüssige Metall wie in einem Sack enthalten ist. Wird diese Haut zerrissen, so tritt das Gefüge, wie Figur 656 zeigt, zutage.

**Figur 657, 658.** Oberfläche und Querschnitt durch autogen geschweißtes Reinaluminium (Schoopsches Verfahren;  $K_2 = 1089$  und  $1227$  kg/qcm; Bruch erfolgte außerhalb der Schweißstelle). Grobes Korn in der Umgebung der Schweißstelle. Dunkelfärbung am Rand der grobkörnigen Zone beim Ätzen.

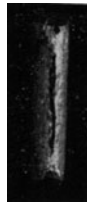
**Figur 659 bis 661.** Zug- und Kerbschlagversuche mit Aluminiumguß (Eisenlegierung  $\gamma = 3,05$  g/ccm.). Die Maßstäbe sind dieselben, wie bei den früheren gleichartigen Figuren. Die gestrichelt gezeichnete Linie der bleibenden Dehnungen überschneidet den voll ausgezogenen Linienzug der Federungen. Gefügebild Figur 662.



Figur 649. V=3.



Figur 653. V=1.



Figur 654. V=1.



Figur 655. V=1



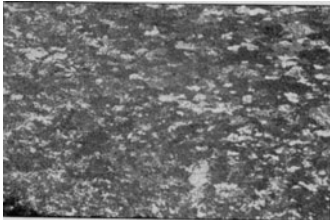
Figur 656. V=7,5.



Figur 650. V=3.



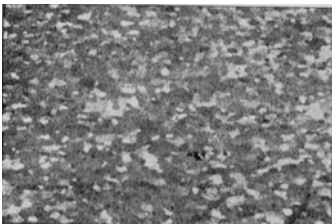
Figur 657. V=3.



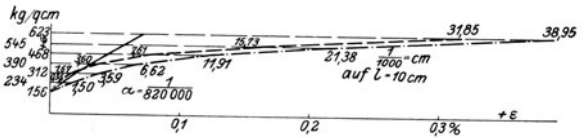
Figur 651. V=3.



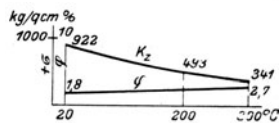
Figur 658. V=3.



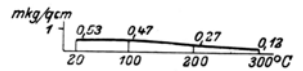
Figur 652. V=3.



Figur 659.



Figur 660.



Figur 661.

**Figur 662.** Gefüge des Materials, von dem Figur 659 bis 661 herrühren, Bäumchenkristalle.

**Figur 663, 664.** Gefüge von Aluminiumguß anderer Herkunft.  $K_z$  bis 1811 kg/qcm.

**Figur 665 bis 667.** Zerrissene Aluminiumgußstäbe  $K_z = 1020, 455, 442$  kg/qcm.

**Figur 668 bis 670.** Bruchquerschnitte der Stäbe Figur 665 (668) und 666 (Figur 669 und 670). Solche geringe Festigkeiten sind häufig anzutreffen.

Kupferlegierungen ergaben gegossen  $K_z = 1000$  bis 1200 kg/qcm,  $\varphi$  bis 5%; gewalzt  $K_z = 2200$  kg/qcm,  $\varphi = 6\%$ . Draht lieferte je nach dem Grad des Ausglühens und der Zieharbeit  $K_z = 850$  bis 3500 kg/qcm. Gegossene Aluminiumbronze mit 90% Cu ergab  $K_z =$  bis 3300 kg/qcm,  $\varphi$  bis 50%. Vgl. auch Figur 612, 613, S. 120.

Über eine Aluminium-Zinklegierung s. S. 132.

Aluminiumlegierung für Schrauben:

$$K_z = 4300 \text{ kg/qcm}, \quad \varphi = 22\%, \quad \psi = 45\%.$$

Aluminiumbleche, hart gewalzt (0,8 bis 1,2 mm dick):

$K_z$	3840	3800	3340	3960	3560	3440 <sup>1)</sup>
$\varphi$	11	9	4	11	12	12
$\psi$	20	14	14	22	29	18

Bruch erfolgt meist schräg zur Stabachse, ähnlich wie Figur 37, S. 13 erkennen läßt.

Draht von 2,2 mm Dmr. ergab  $K_z = 2250$  kg/qcm,  $\varphi = 3\%$  auf  $l = 80$  mm.

„Duralumin“-Bleche (0,7 bis 1,2 mm dick). Zwischen Längs- und Querfestigkeit ergab sich kein ausgeprägter Unterschied.

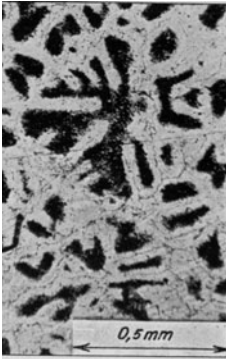
$K_z$	3800	4540	4460	4400	4480	4290 <sup>2)</sup>
$\varphi$	4	4	9	6	4	—
$\psi$	21	20	19	25	23	28

„Duralumin“ in Stangen von 17 mm Dmr.; spez. Gewicht  $\gamma = 2,76$  g/ccm.

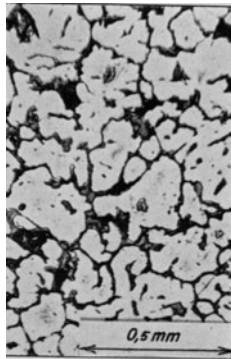
$$\begin{aligned} \text{ganzer Querschnitt: } K_z &= \begin{cases} 3310 \text{ kg/qcm,} \\ 3470 \text{ „} \end{cases} & \psi &= \begin{cases} 44\% \\ 46\% \end{cases} \\ \\ \text{Kern: } K_z &= \begin{cases} 3100 \text{ „} \\ 3200 \text{ „} \end{cases} & \psi &= \begin{cases} 44\% \\ 48\% \end{cases}. \end{aligned}$$

<sup>1)</sup> Die „Streckgrenze“ (0,2% bleibende Dehnung, vgl. S. 1) liegt für Material, das so stark gewalzt ist, daß seine Dehnung  $\varphi = 4\%$  beträgt, etwa 600 bis 700 kg/qcm, bei  $\varphi = 10\%$  bis reichlich 1200 kg/qcm unterhalb der Zugfestigkeit.

<sup>2)</sup> Der Unterschied zwischen Streckgrenze und Zugfestigkeit beträgt bei einem Walzgrad, der eine Dehnung  $\varphi = 4\%$  bewirkt, etwa 300 kg/qcm, bei 9% 600 kg/qcm.



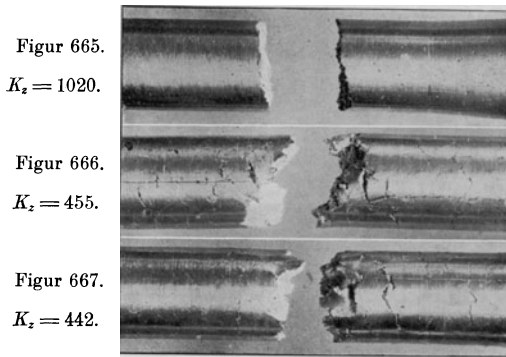
Figur 662.  $V=50$ .



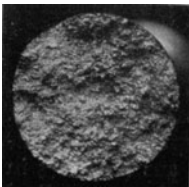
Figur 663.  $V=50$ .



Figur 664.  $V=50$ .



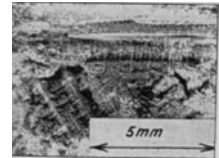
$V=3/4$ .



Figur 668.  $V=1,2$ .



Figur 669.  $V=1,2$ .



Figur 670.  $V=4$ .

## XI. Sonstige Metalle und Legierungen.

### a) Weißmetall (Packungsmetall und Lagermetall).

Diese Legierungen bestehen meist entweder in der Hauptsache aus Blei oder aus Zinn. Beimengungen (neben dem nicht immer vorhandenen Zinn) im ersten Fall: Antimon, etwas Kupfer und Zinn; im zweiten Fall: Antimon, Kupfer und mehr oder weniger Blei. Doch sind auch zahlreiche Legierungen anderer Zusammensetzung im Handel.

**Figur 671, 672.** Druckversuche mit Packungsmetall für Stopfbüchsen. Starker Einfluß der Temperatur. Figur 672 gibt die Beanspruchung auf den ursprünglichen Querschnitt bezogen, bei 2,5% Stauchung (Zylinder 20 mm Durchmesser, 20 mm hoch).

**Figur 673.** Gefügebild des Packungsmetalls<sup>1)</sup>  $\gamma = 9,9$ ,  $H = 28$  (bei  $d = 10$  mm,  $P = 200$  kg).

**Figur 674.** Gefügebild einer Blei-Antimon-Legierung mit 30% Antimon. Grundmasse: „Eutektische“ Legierung.<sup>2)</sup> Helle Einschlüsse: Antimon. Wird eine solche Legierung erwärmt, so schmilzt zuerst das Eutektikum, die Grundmasse, das Metall erweicht (Erweichungspunkt). Es besteht dann aus Schmelze und darin schwimmenden Antimon-Kristallen. Steigt die Temperatur weiter, so lösen sich die letzteren, bis eine homogene flüssige Lösung vorhanden ist (Schmelzpunkt). Bei der Abkühlung spielen sich dieselben Vorgänge umgekehrt ab. Die Abkühlungskurve ist der Figur 194, S. 45, ähnlich. Für die Beanspruchung ist der Erweichungspunkt, der auch vom Druck abhängt, maßgebend (vgl. Figur 681).

**Figur 675, 676.** Lagermetall aus Blei und Antimon mit Zinn- und Kupferzusatz. Das Gefüge besteht aus hellen, würfelförmigen Einschlüssen einer Lösung von Zinn in Antimon, Nadeln aus einer Kupfer-Antimonverbindung (graugefärbt, in Wirklichkeit nach Liegen an der Luft rötlichbraun) und einer Grundmasse aus Blei + Zinn + Antimon (ternäres Eutektikum) Härtezahl 20 bis 30 ( $d = 20$  mm,  $P = 500$  kg, Eindruckzeit 45 Sek.).

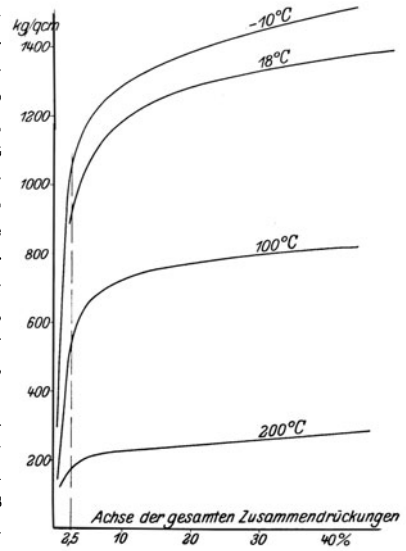
**Figur 677.** Ähnliches Lagermetall, rasch abgekühlt.

**Figur 678, 679.** Lagermetall aus Zinn + Antimon + Kupfer + Blei, bei Figur 679 nach geringer Beanspruchung auf Biegung. Die würfelförmigen Einschlüsse (Antimon + Zinn) erweisen sich als sehr spröde, da sie (nach leichter Formänderung) von Spalten durchsetzt sind; sie haben die Aufgabe, eine glatte, ziemlich harte Lauffläche zu bieten; die Grundmasse soll nachgiebig sein, damit die Würfel sich dem Zapfen usw., anpassen können.

**Figur 680.** Ungeätzter Schliff des Lagermetalls, von dem Figur 675, 676 herrühren.

**Figur 681.** Zylinder aus Packungsmetall (Figur 671 f.), belastet und erwärmt. Bei Erreichen des dem Belastungsdruck entsprechenden Erweichungspunktes (vgl. Bemerkungen zu Figur 674) tritt das Eutektikum in Tropfenform aus (Prüfung in bezug auf die zulässige Höhe der Temperatur bzw. Belastung bei Packungsmetallen) und der Körper gibt nach.

**Figur 682.** Ähnliches Material, bei gewöhnlicher Temperatur zerdrückt.



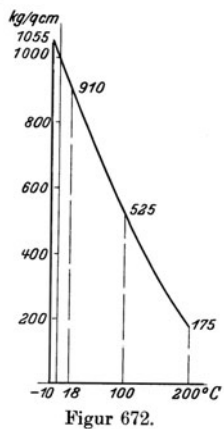
Figur 671.

<sup>1)</sup> Näheres Z. Ver. deutsch. Ing. 1913, S. 907 f.

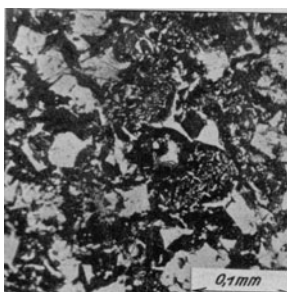
<sup>2)</sup> Das Schmelzdiagramm der Blei-Antimon-Legierungen ist der Figur 195, S. 45 ähnlich. Die eutektische Legierung liegt bei 13% Antimon; sie schmilzt bei ungefähr 245° C (Blei: 327° C; Antimon: 631° C).

Bei mehr als zwei Bestandteilen treten an die Stelle der Schmelzkurve Flächen (3 Metalle) oder Flächenscharen (mehr als 3 Metalle); die Verhältnisse können dann sehr wenig einfach werden. Die Abkühlungskurven weisen mehrere Knick- und Haltepunkte auf, entsprechend den Abscheidungs-temperaturen der verschiedenen Metalle und Mischkristalle, chemischen Verbindungen, eutektischen Legierungen usw. Von großer Bedeutung pflegt für Lagermetalle der Schmelzpunkt der zuerst schmelzenden, untersten, eutektischen Legierung zu sein, der z. B. bei Gegenwart von Blei und Zinn in der Nähe von 180° C oder darunter liegen kann. Vgl. Figur 681.

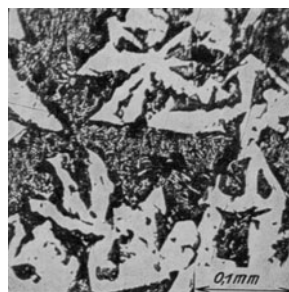




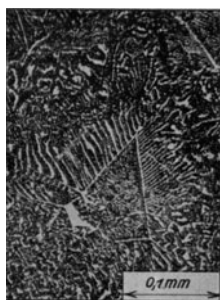
Figur 672.



Figur 673. V=150.



Figur 674. V=150.



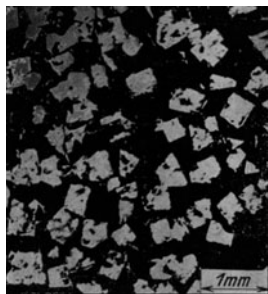
Figur 677. V=150.



Figur 675. V=150.



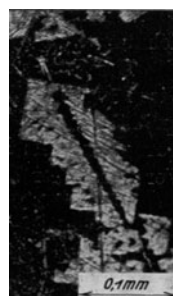
Figur 676. V=150.



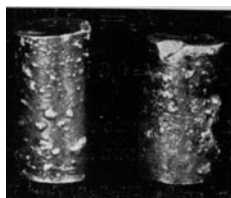
Figur 678. V=10.



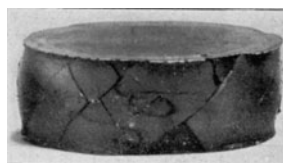
Figur 679. V=75.



Figur 680. V=150.



Figur 681. V=3/4.



Figur 682. V=1.  
9\*

**Figur 683.** Lagermetall ( $72\%_0 Sn$ ,  $14\%_0 Cu$ ,  $2\%_0 Sb$ ,  $12\%_0 Pb$ )  $\gamma=7,8$ . Härtezahl  $H=20$  ( $d=10$ ,  $P=200$  kg);  $K_z=730$  kg/qcm,  $\varphi=0,2\%_0$ .

**Figur 684.** Lagermetall ( $78\%_0 Sn$ ,  $8\%_0 Cu$ ,  $12,8\%_0 Sb$ ,  $1,3\%_0 Pb$ ).

#### b) Blei, Hartblei.<sup>1)</sup>

Hartblei ist Blei mit Antimonzusatz; es erweist sich feinkörniger als Weichblei. Druckfestigkeit von Würfeln aus:

Hartblei etwa: 250 kg/qcm,

Weichblei „ : 50 „

Hinsichtlich des Einflusses der Höhe auf die Widerstandsfähigkeit seien folgende Zahlen angeführt (Näheres s. C. Bach, Elastizität und Festigkeit § 13).

Höhe $H$ cm	Durchmesser $D$ cm	$\gamma$ g/ccm	Belastung beim seitlichen Abfließen kg/qcm
7,05	3,53	11,4	51
3,47	3,53	11,4	69
1,01	3,48	11,4	126

Ein solcher Einfluß der Höhe macht sich bei jedem Material geltend.

Platten, die zur Ausfüllung von Gelenkfugen bei Brücken bestimmt waren, hielten im Durchschnitt, ohne nachzugeben, folgende Belastungen aus:

bei 15 mm Dicke: 100 bis 150 kg/qcm,

„ 20 „ „ : 70 „ 140 „ .

Formänderung bewirkt bekanntlich bei Blei keine nennenswerte Zunahme der Härte und Abnahme der Zähigkeit, eine Folge des Umstandes, daß das Weichwerden, das z. B. beim Eisen durch Glühen erreicht wird (s. S. 36), schon bei gewöhnlicher Temperatur stattfindet. Bei anderen Metallen reicht geringere Erwärmung, als beim Eisen, zur Steigerung der Zähigkeit aus, bei einigen, z. B. Blei tritt diese, wenn auch langsam, ohne besondere Erwärmung ein.

#### c) Zink.

Zinkblech pflegt eine Zugfestigkeit von 1200 bis 1500 kg/qcm, eine Bruchdehnung von etwa  $12\%_0$  aufzuweisen.

Der Einfluß der Zerreißgeschwindigkeit tritt ausgeprägter zutage, als z. B. bei Eisen (vgl. S. 74). Für Stäbe von 8 mm Dmr. und 8 cm Meßlänge, die einer „gespritzten“, d. h. unter hohem Druck durch eine Öffnung gepreßten Stange entnommen waren, ergaben sich z. B. folgende Werte:

Versuchsdauer 7 Sek.:  $K_z=2320$  kg/qcm,  $\varphi=30,1\%_0$ ,  $\psi=78,0\%_0$  mehrere Einschnürungen

„ 9 Min.:  $K_z=2070$  „ „ ,  $\varphi=20,8$  „ „ ,  $\psi=30,0$  „ .

Die zerrissenen Stäbe ließen die gestreckten Körner an der Oberfläche erkennen, ähnlich wie bei Figur 597 der Fall ist.

Öfters kann ruckweises Fließen (Stufen in der Dehnungslinie) beobachtet werden. Fehlstellen sind häufig.

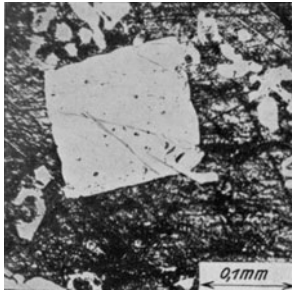
Die Kugeldruckhärte fand sich für das gespritzte Zink zu  $H=49$  ( $d=10$  mm,  $P=1000$  kg), entsprechend  $K_z=42 H$ , das spezifische Gewicht betrug  $7,15$  g/ccm.

Eine Zink-Aluminium-Legierung wies auf  $\gamma=4,95$  g/ccm,  $K_z=$  bis  $1960$  kg/qcm,  $H=85$  (10 mm, 1000 kg). Von Wasser wurde sie angegriffen.

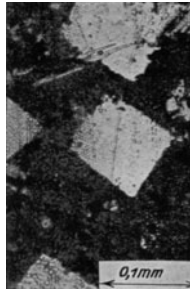
Zinkguß (Legierungen) ergab:  $K_z=535$  bis  $2200$  kg/qcm,  $\varphi=0,6$  bis  $1\%_0$ . Häufig sind grobe Kristalle zu beobachten.

(Über Prüfung verzinkter Rohre vgl. Figur 44, S. 12. Kennzeichnung der Stärke der Zinkschicht im Querschnitt durch Anlassen, bis das Eisen blaue Farbe annimmt.)

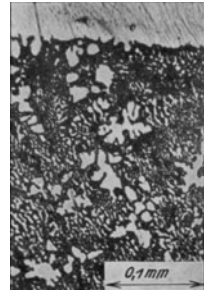
<sup>1)</sup> Z. Ver. deutsch. Ing. 1885, S. 629 f.; dort ist auch der große Einfluß der Belastungsgeschwindigkeit auf das Versuchsergebnis gezeigt, vgl. ferner das zu Figur 674 Bemerkte.



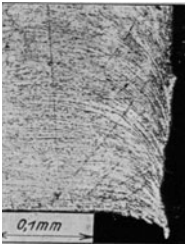
Figur 683.  $V=150$ .



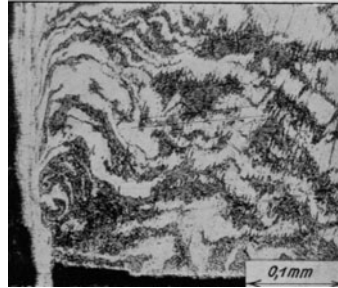
Figur 684.  $V=150$ .



Figur 685.  $V=150$ .



Figur 686.  $V=150$ .



Figur 687.  $V=150$ .

**d) Nickelguß, Nickel, Nickelbronze.**

Ausdehnung durch die Wärme für Nickel: angenähert 1:100000.

Nickelguß (15% Ni, 63,5% Cu, 17% Zn, 1,3% Pb)  $K_z=1800$  kg/qcm,  $\varphi=1,9\%$ .

Rein-Nickeldraht  $\left\{ \begin{array}{l} K_z=4839 \text{ kg/qcm,} \\ K_z=5267 \text{ „} \end{array} \right. \varphi=50\%$ .

Nickelbronze (20% Ni, 69% Cu, 9% Zn, 1% Fe) ergab:

	bei 15	200	300	400	500 °C
$K_z=$	1595	1447	1057	1021	775 kg/qcm
$\varphi=$	11,2	12,5	7,8	7,4	1,9 %
$\psi=$	20,4	20,7	10,6	10,1	2,9 %

Nickel-Manganbronze (für Düsen) lieferte bei gewöhnlicher Temperatur:

$$K_z \leq 5320 \text{ kg/qcm, } \varphi \leq 29,3\%, \psi \leq 29\%.$$

**e) Silberlot.**

Figur 685. Gefügebild mit gut ausgebildeten Kristallen.

**f) Platinlegierungen.**

Figur 686. Querschnitt durch den Rand einer ausgestanzten Scheibe von 1 mm Dicke. Quetschgrenze derselben rd. 10000 kg/qcm (vgl. die Bemerkung unter b) hinsichtlich der Höhe des Probekörpers). Härte  $H=160$  ( $d=5$  mm,  $P=500$  kg).

Figur 687. Schnitt leicht geneigt zur Walzebene eines Stückes ähnlich demjenigen, von dem Figur 686 herrührt.

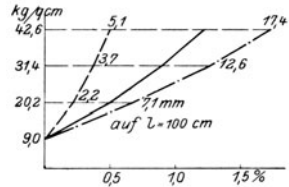
**g) Drahtseile.<sup>1)</sup>**

Festigkeit von Seilen aus Stahl-, Aluminium-, Kupfer- und Bronzedrähten, wenn von den äußersten Werten abgesehen wird, = 70 bis 90% der Summe der Draht-

<sup>1)</sup> Näheres C. Bach, Maschinenelemente XI. Aufl., S. 465 f.; s. a. Z. Ver. deutsch. Ing. 1887, S. 221 f.; 241 f.; 891 f. Überaus wertvolle Erfahrungen über die Lebensdauer der Drahtseile von

festigkeiten.<sup>1)</sup> Zugfestigkeit des Drahtmaterials in der Regel  $K_z = 10\,000$  bis  $14\,000$  kg/qcm, bei Stahl mit besonders hoher Festigkeit  $K_z$  bis  $25\,000$  kg/qcm. Der Dehnungskoeffizient der Stahldrahtseile für Aufzüge und Transmissionen beträgt ungefähr  $\alpha = 1:750\,000$  bis  $1:1\,500\,000$ ; er ist von der Seilkonstruktion und von der Belastung abhängig, von letzterer derart, daß das Seil bei höherer Belastung sich als etwas weniger nachgiebig erweist.

**Figur 688.** An Tragsseilen kann auch bei „verschlossener“ Konstruktion infolge ungleicher Anspannung der Deckdrähte bei der Herstellung des Seiles oder aber infolge bleibender Quetschung der Deckdrähte bei größerer Länge des Seiles, namentlich wenn die Deckdrähte an irgend einer Stelle des Seiles nicht ganz gleich beschaffen oder beansprucht sind, Schleifenbildung auftreten, wie Figur 688 zeigt. Diese Erscheinung tritt auch bei runddrähtigen Seilen auf, wenn bei der Herstellung die Spannung nicht für alle Drähte und Litzen genau gleich groß war oder beim Abhauen des Seiles usf. nicht sorgfältig verfahren wurde. Sie ist häufiger zu beobachten, als angenommen zu werden pflegt, wenn auch weit weniger ausgeprägt, als auf Figur 688 zu erkennen.<sup>2)</sup> (Doldenbildung.)



Figur 689.

## XII. Nichtmetalle.

### a) Leder<sup>3)</sup>, Rohhaut.

**Figur 689.** Dehnungslinie für Leder, Abweichung von der Geraden.  $\alpha = \frac{1}{900}$  bis  $\frac{1}{3500}$ , mit der Spannung veränderlich, umgekehrt wie bei Gußeisen. Die Dehnungen wachsen langsamer als die Spannungen. In der Gleichung  $\varepsilon = \alpha_1 \sigma^m$  ist daher  $m < 1$ . Die Güte des Leders, die Lage des Riemens in der Haut, der Feuchtigkeitsgrad usf., üben weitgehenden Einfluß. Bei sehr langdauernder Belastung ist die Zug-

Kranen und Aufzügen enthält das demnächst zur Ausgabe gelangende Heft 177 der Mitt. über Forschungsarbeiten.

Hanfseile ergeben große bleibende Dehnungen. Für gedrehte Seile ist  $\alpha = 1:5\,000$  bis  $1:20\,000$ , stark abnehmend mit der Belastung. Die Zugfestigkeit, bezogen auf den umschriebenen Kreis, beträgt etwa  $500$  kg/qcm. Näheres s. Z. Ver. deutsch. Ing. 1887, S. 221 f.

<sup>1)</sup> Häufig ist auch die Widerstandsfähigkeit der Seilbefestigung maßgebend. Seile, die über Zapfen und Rollen von geringem Durchmesser gelegt werden, erfahren zusätzliche Beanspruchungen, die sehr hoch sein können. Bei der Prüfung von über Bolzen gelegten Spanseilen (Bruchlast  $2090$  kg) mit  $5,4$  mm Durchmesser, die aus  $84$  Drähten von  $0,4$  mm Dicke bestanden, ergaben sich z. B. für stetig gesteigerte Belastung folgende Werte der zum Zerreißen erforderlichen Kraft

Bolzendurchmesser . . .	20	40	50	60	70 mm,
Bruchlast für ein Seil .	1410	1740	1750	1835	1850 kg.

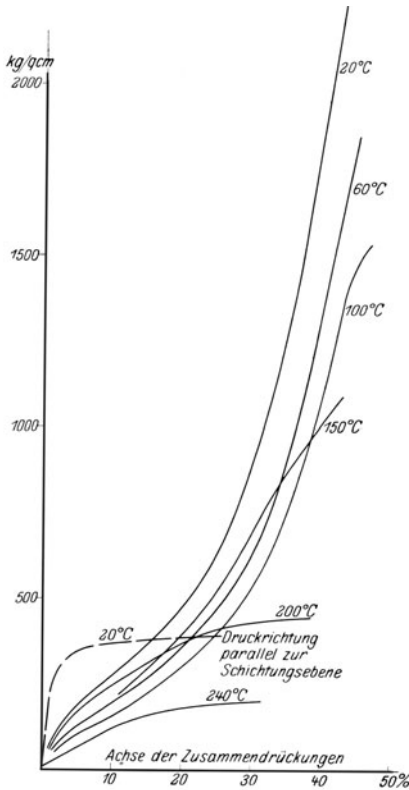
Die heute zur Berechnung der Aufzugseile usf. benützten Gleichungen können nur als Näherungsrechnungen aufgefaßt werden. Insbesondere ist zu beachten, daß das Verhältnis von Drahtstärke zu Seildicke und das Verhältnis von Seildicke zu Rollenhalbmesser die auftretende Beanspruchung und damit die Lebensdauer des Seiles in weitgehendem Maße zu beeinflussen vermag. Vgl. auch das in der folgenden Fußbemerkung Ausgeführte.

<sup>2)</sup> Drähte oder Litzen, die aus dem Verbande des Seiles heraustreten, wenn auch nur sehr wenig, sind in hervorragendem Maße der Abnützung und der Quetschung unterworfen. Sie können so den Anlaß zur frühzeitigen Zerstörung des Seiles bilden. Überhaupt ist den Verletzungen der Drähte an der Oberfläche oder im Innern des Seiles (wie sie durch Quetschung oder Abnützung außen am Seil oder da, wo sich die Drähte gegenseitig scheuernd berühren — im Seilinnern — auftreten, in erhöhtem Maße bei ungenügend geschmierten Seilen), weit mehr Beachtung zu schenken als bisher geschehen sein dürfte. Näheres s. Z. des Bayerischen Revisionsvereins 1915, S. 33 f.

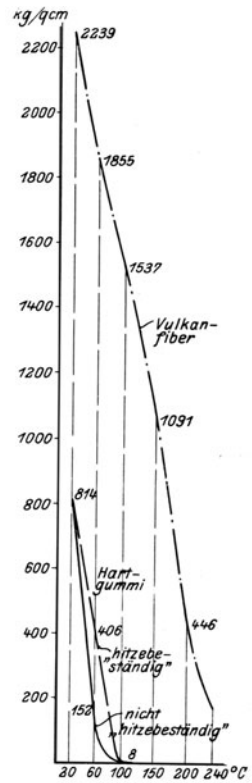
<sup>3)</sup> Näheres s. C. Bach, Elastizität und Festigkeit § 4, Z. Ver. deutsch. Ing. 1884, S. 740 f., 1887, S. 221 f., 241 f.; 1887, S. 891 f.; 1902, S. 985, Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 5. Über die Abhängigkeit des Reibungskoeffizienten von der Gleitgeschwindigkeit s. C. Bach, Die Maschinenelemente, XI. Aufl., S. 435.



Figur 688.  
V = 1/5.



Figur 690.



Figur 691.

festigkeit wesentlich kleiner, als bei Prüfung mit der üblichen Geschwindigkeit. Bei letzterer findet sich  $K_z$  = etwa 250 bis 500 kg/qcm.

Rohhaut für Zahnräder usf. ergab ebenfalls Abweichung von der Proportionalität zwischen Dehnungen und Spannungen, aber in viel geringerem Maß als Leder. Es fand sich im Durchschnitt:

für Zug  $\alpha = 1:15000$ , für Druck  $\alpha = 1:9000$ .

$\gamma = 1,29$  g/ccm,  $K_z = 650$  bis  $690$  kg/qcm,  $K = 1170$  bis  $1830$  kg/qcm.

Papierstoff, der als Ersatz für Rohhaut dienen sollte, lieferte:

für Zug  $\alpha = 1:38000$ , für Druck  $\alpha = 1:7500$ .

$\gamma = 1,34$  g/ccm,  $K_z = 260$  kg/qcm,  $K = 1730$  kg/qcm.

**b) Vulkanfiber.<sup>1)</sup>**

**Figur 690.** Druckversuche bei verschiedenen Temperaturen. Die gestrichelte Linie gehört zu einem Körper, dessen Schichtungsebene parallel zur Druckrichtung lag.

**Figur 691.** Abhängigkeit der Druckfestigkeit von der Temperatur. Die Körper brechen, wenn der Druck  $\perp$  zur Schichtungsebene gerichtet ist, nach weitgehender Stauchung ähnlich wie die Gußeisenkörper, Figur 523, S. 105, oder der in Figur 682, S. 131, abgebildete Metallzylinder.

<sup>1)</sup> Z. Ver. deutsch. Ing. 1913, S. 907 f. Das Material besteht bekanntlich aus papierähnlichen Lagen, vgl. Figur 693, 694.

**Figur 692.** Quellung einer Vulkanfiberscheibe von 50 mm Durchmesser und 10 mm Dicke nach Eintauchen in Wasser. Verschiedenheit in drei Richtungen (Verziehen des Materials erfolgt bekanntlich auch an der Luft).

**Figur 693.** Parallel zur Schichtungsebene gedrückter Körper, Ausknicken der einzelnen, papierähnlichen Lagen, vgl. Figur 694 und 698.

**Figur 694.** Querschnitt, der den Aufbau aus papierähnlichen Schichten erkennen läßt.  $\gamma = 1$  bis 1,4, Härtezahl  $H = 11$  bis 16,  $\perp$  Schichtung und  $H = 7$ ,  $\parallel$  Schichtung ( $d = 5$  mm,  $P = 100$  kg).

#### c) Hartgummi.<sup>1)</sup>

**Figur 695.** Druckversuche. Das „hitzebeständige“ Material hat bei gewöhnlicher Temperatur eine sehr ähnliche Dehnungslinie wie das „nicht hitzebeständige“, nur ist der Stauchvorgang kürzer. Die Ergebnisse der Versuche sind in Figur 691 mit eingezeichnet. Eigentlich „Hitze“-beständig ist keines der beiden Materialien.

$\gamma = 1,2$  und 1,35 (letztere Zahl für das hitzebeständige Material). Härtezahl  $H = 18$  ( $d = 5$ ,  $P = 100$  kg) bis 26 ( $d = 10$  mm,  $P = 300$  kg).

$\alpha = 1:2600$ ,  $K_z = 260$  bis 550 kg/qcm,  $K_b = 500$  bis 600 kg/qcm, an Hartgummi verschiedener Dicke und Herkunft ermittelt. Ein Ersatzstoff lieferte  $K_z = 87$  kg/qcm,  $K_b = 150$  kg/qcm.

#### d) Weichgummi.<sup>2)</sup>

Die Zugfestigkeit hängt in hohem Maße von der Belastungszeit ab. Der Dehnungskoeffizient ergibt sich verschieden groß, je nachdem der ursprünglich vorhandene Querschnitt für die Ermittlung der Spannungen und die ursprüngliche Meßlänge für die Dehnungen gerechnet oder die jeweiligen Werte verwendet werden. Für einen weicheren und härteren Gummi finden sich z. B., bezogen auf die ursprünglichen Größen, folgende Werte (über den Unterschied der Reihen a) und b) vgl. das unten Bemerkte):

	Weicher Gummi; $\gamma = 1,03$	Härterer Gummi; $\gamma = 1,48$
Zug	$\left\{ \begin{array}{l} \text{a) } \alpha = 1:13,8 \text{ bis } 1:6,8 \text{ (}\sigma \text{ bis } 5,6 \text{ kg/qcm)} \\ \text{b) } \alpha = 1:13,1 \text{ „ } 1:8,7 \text{ (}\sigma \text{ „ } 5,6 \text{ „ )} \end{array} \right.$	$\left\{ \begin{array}{l} \alpha = 1:99 \text{ bis } 1:84 \text{ (}\sigma \text{ bis } 7 \text{ kg/qcm)} \\ \alpha = 1:99 \text{ „ } 1:74 \text{ (}\sigma \text{ „ } 7 \text{ „ )} \end{array} \right.$
Druck	$\left\{ \begin{array}{l} \text{a) } \alpha = 1:16,0 \text{ bis } 1:26 \text{ (}\sigma \text{ bis } 5,4 \text{ kg/qcm)} \\ \text{b) } \alpha = 1:15,1 \text{ „ } 1:19 \text{ (}\sigma \text{ „ } 5,4 \text{ „ )} \end{array} \right.$	$\alpha = 1:76 \text{ bis } 1:82 \text{ (}\sigma \text{ bis } 23 \text{ kg/qcm)}$

Bei der Versuchsreihe a) fand Entlasten auf die vorausgehende Belastung, bei der Versuchsreihe b) Entlasten auf die Anfangslast statt.

Mit dem Alter wird das Material weniger nachgiebig.

Durch Gummilösung verbundene Stücke von Flachgummi wiesen eine Widerstandsfähigkeit gegenüber Zugbeanspruchung von 0,7 bis 1 kg für 1 qcm der Kittfläche auf.

#### e) Holz.<sup>3)</sup>

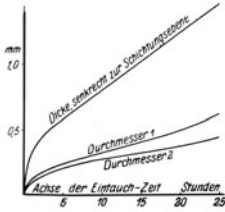
**Figur 696.** Druckversuche mit Tannen-, Buchen- und Eichenholz in verschiedener Richtung.<sup>4)</sup>

<sup>1)</sup> Z. Ver. deutsch. Ing. 1913, S. 907 f.

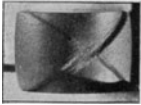
<sup>2)</sup> Näheres s. C. Bach, Elastizität und Festigkeit, 6. Aufl., § 4.

<sup>3)</sup> Näheres s. C. Bach, Maschinenelemente, XI. Aufl., S. 117 f., sowie ausführlicher in Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 131. Die Gleichförmigkeit ist selbst bei Material aus demselben Stamm oft gering. Bei Holz derselben Art äußern Standort, Wachstum, Alter, Feuchtigkeit, Behandlung usf. weitgehenden Einfluß. Im Folgenden sind deshalb öfters mehrere Werte angeführt. Auch die Farbe, das Raumgewicht und die Dichte der Jahresringe sind kennzeichnend.

Für die Ermittlung der Dehnungskoeffizienten, der Biegezugfestigkeit usf. sind die allgemein gebräuchlichen Formeln angewendet worden, obwohl für Holz die bei ihrer Ableitung gemachte Voraussetzung des in allen Richtungen gleichen Verhaltens nicht erfüllt ist und auch bei höheren Be-



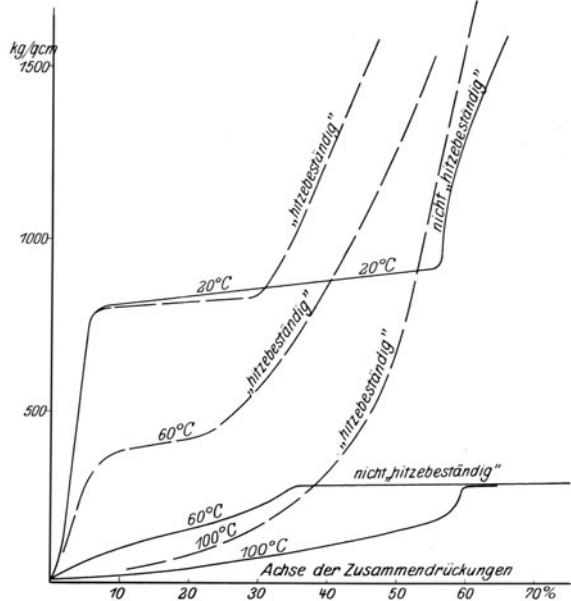
Figur 692.



Figur 693.  $V = \frac{3}{4}$ .



Figur 694.  $V = 20$ .



Figur 695.

lastungen zwischen Spannung und Dehnung keine Proportionalität mehr besteht. Es ist zu erwarten, daß aus diesem Grunde die Biegezugfestigkeit von der Stabhöhe abhängt usf.

Der bei Figur 701 beschriebene Schlagversuch scheint ein einfaches Mittel darzustellen, um das Holz in gewisser Hinsicht, namentlich in bezug auf seine Gleichförmigkeit zu prüfen. Gleiche Stabform und Stabgröße sind zur Erlangung vergleichbarer Werte erforderlich. Wie bei der Kerbschlagprobe (S. 14) ist auch hier die Schlagarbeit auf den Querschnitt bezogen worden. Bezugnahme auf das Stabvolumen, welche richtiger wäre, kann nicht erfolgen, weil für jede Holzart ein anderes Volumen am Bruch und damit an der Arbeitsaufnahme beteiligt ist. Zähes Holz weist beim Schlagversuch wie beim Zerreißen faserigen, gewissermaßen pinselartigen, weniger zähes Holz stumpfen, kurzen Bruch auf.

4) Wie S. 132 für Blei angegeben, ist auch bei Holz die Druckfestigkeit von der Höhe des Körpers abhängig. Hierzu kommt, daß der Einfluß von Aststellen usf. bei längeren Stücken größer ausfallen kann. Würfel ergeben daher höhere Druckfestigkeit als langgestreckte Prismen. Der Betrag des Unterschiedes hängt in weitgehendem Maß vom Aufbau des Holzes, von seiner Festigkeit in der Querrichtung, der Dichte der Jahresringe usf. ab. Die Körpergröße scheint bei fehlerfreiem Holz innerhalb gewisser Grenzen keinen ausgeprägten Einfluß auszuüben. Es fanden sich z. B. für Probekörper von quadratischem Querschnitt mit 3 cm Kantenlänge folgende Werte für Druckfestigkeit (Druck in der Faserichtung):

Holzart	Höhe der Probekörper in cm			
	1,5	3	6	12
Kauri-pine . . . . .	570	511	491	490
White-pine . . . . .	397	387	393	392
Archangeler Rotholz . . . . .	420	417	387	381
Spruce . . . . .	641	602	570	526
	611	577	548	531
Cotton-wood (Pappelart) . . . . .	406	408	405	395
	491	476	475	459
Esche . . . . .	516	454	394	350

Bei der Prüfung von quadratischen Prismen ohne sichtbare Aststellen usf. (Seitenlänge a cm) aus 16 Holzarten von über 30 Lieferungen fand sich:

Höhe der Probekörper . . . . .	0,5 a	a	4 a bis 5 a
Verhältnis der Druckfestigkeit zur Würfel- festigkeit längs der Faser	größter, bezw. kleinster Wert . . . . .	1,14	0,77
	Durchschnitt . . . . .	1,02	0,93

**Figur 697, 698.** Zerdrückte Würfel aus Tannen- und Buchenholz. Ausknicken der Fasern. Bei Druck senkrecht zu den Fasern findet weit größere Nachgiebigkeit, sowie Gleiten in den Jahresringen statt.

**Figur 699.** Biegungsversuch (Westafrikanisches Mangroveholz,  $K_b = 900$  bis  $1030$  kg/qcm), Überwindung der Schubfestigkeit in der Stabmitte, bei ausreichend hohem Stabquerschnitt. Beim Drehungsversuch ist Holz aus demselben Grunde wenig widerstandsfähig. Zwei Stäbe aus Tannenholz ergaben z. B., bei Verwendung der üblichen Gleichungen,  $K_a = 85$  und  $116$  kg/qcm. („Querfestigkeit“ vgl. die Angaben in der folgenden Zahlentafel.)

**Figur 700.** Zerrissene Stäbe aus Tannen-, Eschen-, Hickory- und Akazienholz.

**Figur 701.** Schlagproben (Auflagerentfernung  $l = 25$  cm, Querschnitt  $2 \times 2$  cm).<sup>1)</sup>

**Figur 702 bis 705.** Gefügebilder. Schnitte senkrecht zur Faserrichtung.

**Figur 706, S. 143.** Querschnitt durch Bambus. Die dunklen Fasern sind kieselsäurehaltig und weit fester als die helleren; Anordnung der Fasern entsprechend einer Bewehrung der bei der Biegung am stärksten beanspruchten Außenschicht (ähnlich wie beim Eisenbeton), vgl. auch den Schluß der folgenden Zahlentafel.

Über Holzfurnier vgl. die Angaben unter f), über die Festigkeit von Leimstellen S. 142.

Ergebnisse von Versuchen.

- ⊥ Druck, Zug senkrecht zum Stirnholz, in Richtung der Fasern.
- ∥ Druck, Zug senkrecht zu den Jahresringen, in Richtung des Halbmessers.
- ∥∥ Druck, Zug parallel zu den Jahresringen, in Richtung des Umfangs.

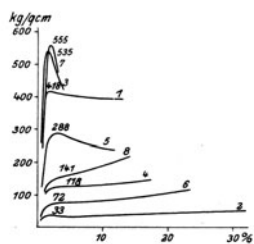
Holzart und Raumgewicht	Dehnungskoeffizient der Federung <sup>2)</sup>			Festigkeit kg/qcm			mkg/qcm Arbeitsverbrauch zum Durchschlagen
	Zug	Druck	Biegung	Zug ⊥	Druck (Würfel)	Biegung	
Akazie 0,82 bis 0,86	$\frac{1}{89\ 000}$ bis $\frac{1}{128\ 000}$	$\frac{1}{173\ 000}$ ⊥	$\frac{1}{150\ 000}$	1175 bis 1843	740 bis 800 ⊥ 177 und 195 ∥ 195 „ 197 ∥	1079	1,1 bis 1,5
Cedrela (Zigarrenkistenholz) 0,41	—	—	—	—	251 ⊥ 75 ∥	—	—
Cottonwood (Pappelart) 0,43 bis 0,51	—	—	$\frac{1}{114\ 000}$	bis 1110	395 bis 483 ⊥	763 und 812	0,4
Eiche 0,77 und 0,89	$\frac{1}{61\ 000}$ und $\frac{1}{173\ 000}$	$\frac{1}{88\ 500}$ bis $\frac{1}{59\ 600}$ ⊥ $\frac{1}{7600}$ „ $\frac{1}{4800}$ ∥ $\frac{1}{11\ 700}$ „ $\frac{1}{8800}$ ∥ $\frac{1}{5700}$ „ $\frac{1}{4500}$ ∥ $\frac{1}{10\ 500}$ „ $\frac{1}{8700}$ ∥	trocken $\frac{1}{114\ 000}$ naß	491 und >1388	396 und 422 ⊥ 110 bis 219 ∥ 124 und 135 ∥	750	0,1 bis 0,5

<sup>1)</sup> S. Fußbemerkung 3, S. 136.

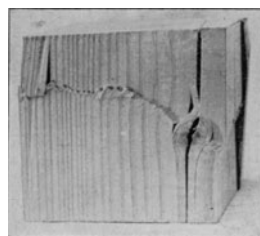
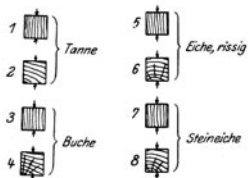
<sup>2)</sup> Stäbe aus verwachsenem Holz können bedeutend größere Federung ergeben infolge der zusätzlichen Beanspruchungen quer zur Faser.

Von Bedeutung ist für manche Zwecke die Ermittlung der Belastungen, unter denen sich zuerst

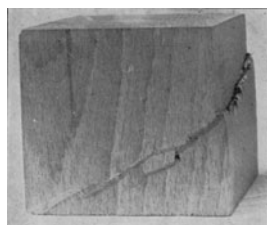




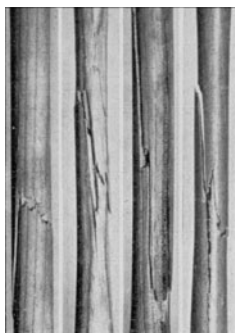
Figur 696.



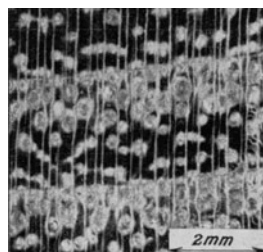
Figur 697.  $V = \frac{1}{3}$ .



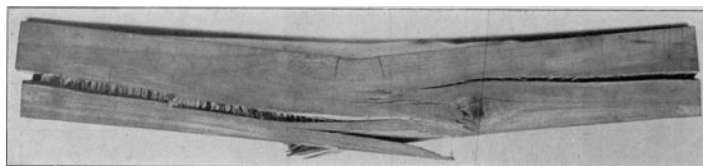
Figur 698.  $V = \frac{1}{3}$ .



Figur 700.  $V = \frac{1}{3}$ .



Akazienholz. Figur 702.  $V = 7,5$ .

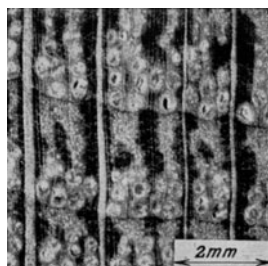


Figur 699.

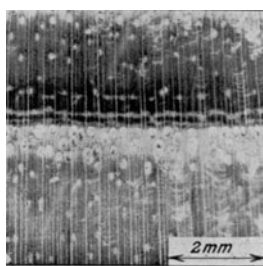
$V = \frac{1}{8}$ .



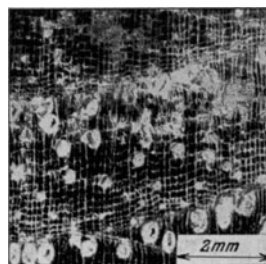
Akazien- Eschen- Eichen- Hickory- Tannenholz.  
Figur 701.  $V = \frac{1}{8}$ .



Eichenholz. Figur 703.  $V = 7,5$ .



Eschenholz. Figur 704.  $V = 7,5$ .



Hickoryholz. Figur 705.  $V = 7,5$ .

Holzart und Raumgewicht	Dehnungskoeffizient der Federung			Festigkeit kg/qcm			mkg/qcm Arbeits- verbrauch zum Durch- schlagen
	Zug	Druck	Biegung	Zug ⊥	Druck (Würfel)	Biegung	
Ungar. Eiche 0,54	—	—	—	—	241 ⊥	406	—
Russ. Eiche 0,75	—	—	—	—	382 ⊥	747	—
Württ. Stein- eiche 0,76	—	—	—	—	365 ⊥	986	—
Esche 0,64 und 0,77	$\frac{1}{109000}$ bis $\frac{1}{155000}$	$\frac{1}{85000}$ ⊥	$\frac{1}{105000}$	1333 und 2179	456 und 496 ⊥ 118 „ 130 ⊥ 175 „ 191 ⊥	848 und 928	0,4 bis 1,8
Amerik. Esche 0,70 bis 0,75	—	—	$\frac{1}{157000}$ $\frac{1}{149000}$	570 bis 1339	390 bis 400 ⊥	728 und 894	0,6 bis 0,8
Junge deut- sche Esche 0,73 bis 0,83	—	—	$\frac{1}{111000}$	1569 bis 1588 <sup>1)</sup>	434 bis 482 ⊥	1151	0,7 bis 1,5
Hickory A 0,75 bis 0,80	$\frac{1}{165000}$ bis $\frac{1}{206000}$	$\frac{1}{182000}$ ⊥	$\frac{1}{145000}$	1843 bis 2198	609 und 667 ⊥ 153 bis 267 ⊥ 188 „ 270 ⊥	897	1,1 bis 1,9
Hickory B 0,74 bis 0,86	—	—	$\frac{1}{174000}$ $\frac{1}{182000}$	948 bis 1628 <sup>2)</sup>	546 bis 566 ⊥	1542 und 1562	0,7 bis 2,3 <sup>2)</sup>
Mahagoni 0,55	—	—	—	—	435 ⊥, 99 ⊥	—	—
<b>Nadelhölzer</b>							
Archangler Rotholz 0,43 bis 0,57	—	—	$\frac{1}{127000}$	926 und 942	408 und 425 ⊥	913 und 1046	0,6
Bosn. Fichte 0,37 bis 0,48	—	—	$\frac{1}{127000}$ bis $\frac{1}{108000}$	bis 892	324 bis 444 ⊥	707 bis 734	0,2 bis 0,7
Hemlock 0,44 bis 0,47	—	—	$\frac{1}{144000}$	—	488 bis 506 ⊥	963	0,5 bis 0,7

größere bleibende Formänderungen einstellen. Angaben hierüber finden sich im Heft 131 der Mitteil. über Forschungsarbeiten, aus denen u. a. hervorgeht, daß von den dort geprüften Holzarten Akazie und Hickory sich in dieser Hinsicht am günstigsten verhalten haben. Esche wies ziemlich früh bleibende Formänderungen auf. Einzelne Nadelholzarten scheinen geringe bleibende Dehnungen zu erfahren, besonders bemerkenswert verhielten sich die Außenfasern dünner Bambusrohre.

<sup>1)</sup> Querzugfestigkeit 153 ⊥ und 97 ⊥. An einer Stelle mit Ast  $K_z = 776$  ⊥.

<sup>2)</sup> Quer zur Faser:  $K_z = 177$  ⊥; 120 ⊥. Das Holz enthielt grau gefärbte Stellen, an denen es geringere Zähigkeit und Festigkeit besaß. Es wies Neigung zu Schwundrissen auf.

Holzart und Raumgewicht	Dehnungskoeffizient der Federung			Festigkeit kg/qcm			mkg/qcm Arbeits- verbrauch zum Durch- schlagen
	Zug	Druck	Biegung	Zug ⊥	Druck (Würfel)	Biegung	
Nadelhölzer (Fortsetzung)							
Kauripine 0,55 bis 0,60	—	—	$\frac{1}{162000}$	804 bis 888	489 bis 617 ⊥	822 und 1072	0,5
Oregonpine 0,47 bis 0,56	—	—	$\frac{1}{160000}$ bis $\frac{1}{110000}$	622 bis 1170	355 bis 596 ⊥	787 bis 1372	0,2 bis 0,7
Poln. Kiefer 0,42 bis 0,51	—	—	$\frac{1}{128000}$ bis $\frac{1}{99000}$	bis 921	354 bis 474 ⊥	742 bis 855	0,3 bis 1,1
Russ. Fichte 0,40 bis 0,52	—	—	$\frac{1}{125000}$ bis $\frac{1}{73000}$	bis > 819	341 bis 457 ⊥	520 bis 853	0,3 bis 0,7
Spruce 0,49 bis 0,57	—	—	$\frac{1}{158000}$	1215 bis 1343 <sup>1)</sup>	522 bis 612 ⊥	1027 bis 1036	0,7
Tanne 0,38 bis 0,5	$\frac{1}{91000}$ und $\frac{1}{123000}$	$\frac{1}{93000}$ ⊥	$\frac{1}{150000}$ bis $\frac{1}{91000}$	606 bis 1459	306 bis 524 ⊥ 30 „ 41 ⊥ 30 „ 35 ⊥	730 bis 880	0,1 bis 0,8
Drehungsfestigkeit 85 und 116 (Stabachse    Faserrichtung).							
Whitepine 0,42 bis 0,45	—	—	$\frac{1}{119000}$	bis 1089	382 bis 392 ⊥	823 und 850	0,5
Pockholz 1,30 bis 1,33	—	—	—	—	1000 bis 1107 ⊥ 850 „ 943 ⊥	—	—
Rotbuche 0,66 bis 0,77	—	—	—	1345	350 bis 499 ⊥ 121 „ 144 ⊥ 85 „ 116 ⊥	—	—
Rüster 0,56 bis 0,60	—	—	$\frac{1}{107000}$	bis 960	351 bis 382 ⊥	878 bis 930	0,2 bis 0,9
Tupelo 0,40 bis 0,49	—	—	$\frac{1}{84000}$ bis $\frac{1}{45000}$	bis 588	344 bis 380 ⊥	438 bis 716	0,1 bis 0,4
Zelebesholz <sup>2)</sup> 0,71	—	—	—	—	717 ⊥ 219 ⊥ 188 ⊥	—	—

1) Querfestigkeit: 77 ⊥ und 45 ⊥.

2) Sehr widerstandsfähig gegen Abnutzung (Buchs).

Holzart und Raumgewicht	Dehnungskoeffizient der Federung			Festigkeit kg/qcm			mkg/qcm Arbeits- verbrauch zum Durch- schlagen
	Zug	Druck	Biegung	Zug   —	Druck	Biegung	
Bambus ganzer Querschnitt	—	$\frac{1}{200\,000}$	—	1500 bis 2500	500 bis 900	700 bis 3000	2,2 bis 3,5
äußere Fasern	—	$\frac{1}{300\,000}$	—	bis 3800		(Dicke Rohre weniger)	
innere Fasern	—	$\frac{1}{100\,000}$	—	bis 1950			

### Leimstellen.

Für Stäbe aus Spruce, mit kaltem Marineleim verbunden, ergab sich bei stumpfem Stoß  $K_z = 250$  kg/qcm. Durch schräge Überlappung konnte die Widerstandsfähigkeit erhöht werden; sie erreichte bei einer Abschrägung 1:5 den Wert  $K_z = 750$  kg/qcm, bezogen auf den Querschnitt des Holzstabes. Buchenholz, quer zur Faser stumpf geleimt, ergab bei Verwendung von kaltem Leim  $K_z = 21$  kg/qcm, bei warmer Leimung  $K_z = 36$  kg/qcm. Stäbe aus Kölner Leim ergaben beim Zugversuch  $K_z = 650$  bis 805 kg/qcm, bei Biegung  $K_b = \text{rd. } 1500$  kg/qcm.

### f) Holzrohre.

(Vgl. das in der Fußbemerkung 3, S. 136 bezeichnete Heft 131.)

**Figur 707.** Auf Drehung beanspruchtes Holzrohr  $K_a = 150$  bis 170 kg/qcm, Druckfestigkeit  $K = 250$  bis 350 kg/qcm, Biegezugfestigkeit  $K_b = 360$  bis 680 kg/qcm.

Diese durch Anwendung der üblichen Gleichungen berechneten Festigkeitswerte sind im Vergleich mit den in der vorstehenden Zahlentafel enthaltenen Werten gering, zum großen Teil eine Folge des Umstandes, daß etwa die Hälfte der Holzlagen quer zur Faser beansprucht ist. Aus drei Lagen verleimte Furniere, bei denen die Verhältnisse ähnlich liegen, ergaben folgende Werte für die Zugfestigkeit.

Pappelholz: 2 Lagen längs, 1 Lage quer  $K_z = 580$  kg/qcm,  
2 „ quer, 1 „ längs  $K_z = 400$ .

Diese Zahlen lassen eine Längsfestigkeit des (leimgetränkten) Holzes von 760 kg/qcm und eine Quersfestigkeit von 220 kg/qcm erwarten.

Birkenholz: 2 Lagen längs, 1 Lage quer  $K_z = 866$  kg/qcm,  
2 „ quer, 1 „ längs  $K_z = 460$  „ .

Diese Zahlen lassen eine Längsfestigkeit des Holzes von 1270 und eine Quersfestigkeit von 54 kg/qcm erwarten.

Erlen-Sperrholz ergab:

2 Lagen längs, 1 Lage quer  $K_z =$  bis 595 kg/qcm,  
2 „ quer, 1 „ längs  $K_z =$  „ 312 „

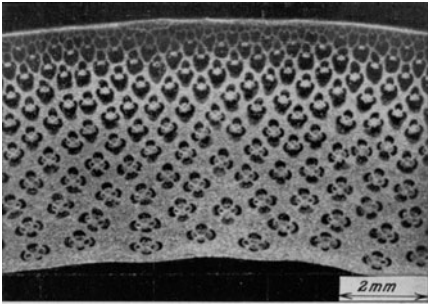
Die Tafel enthielt Aststellen und Teile, die mangelhaft geleimt waren.

### g) Beton, Steine.<sup>1)</sup>

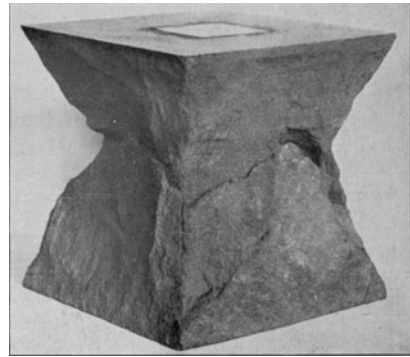
**Figur 708.** Mörtelkörper, zerdrückt, Bruch als Doppelpyramide.<sup>2)</sup>

**Figur 709.** Zerdrückter Würfel aus gutem Beton. Der Bruch erfolgte durch

<sup>1)</sup> Bei Beton und den meisten Steinarten wachsen die Dehnungen rascher als die Spannungen, ähnlich wie bei Gußeisen, Figur 514, S. 103. Für Zugbeanspruchung verläuft die Dehnungslinie



Figur 706.  $V = 7,5$ .



Figur 708.  $V = 1/2$ .



Figur 707.  $V = 1/7$ .



Figur 709.  $V = 1/7$ .



Figur 710.  $V = 1/8$ .

stärker gekrümmt als für Druck. Von Einfluß auf die Größe des Dehnungskoeffizienten erweisen sich u. a. das Mischungsverhältnis — fettere Mischungen ergeben unter sonst gleichen Verhältnissen kleinere Werte von  $\alpha$  —, die Art des Zementes, das Alter — die Formänderungen für gleiche Beanspruchung nehmen im Laufe der Erhärtung ab — und namentlich der Wasserzusatz — Beton mit geringerem Wasserzusatz ergibt kleinere Werte von  $\alpha$ . Als Anhalt seien folgende beobachteten Werte angeführt (Druckversuche).

Zusammensetzung		$\gamma$	Alter	Spannungsstufe kg/qcm	$\alpha$	$K$
Stampfbeton	1 Zement, 2,5 Sand, 1,75 Feinkies, 3,5 Grobkies, 5,7 <sup>o</sup> / <sub>10</sub> Wasser	2,39	28 Tage	—	—	220
		2,42	100 "	0,2/41	1:341 000	279
		2,41	6 <sup>1</sup> / <sub>2</sub> Jahr	0,2/40	1:404 000	465
	ebenso; jedoch 4 <sup>o</sup> / <sub>10</sub> Wasser	2,38	28 Tage	—	—	245
		2,39	100 "	0,2/41	1:346 000	270
		2,41	6 <sup>1</sup> / <sub>2</sub> Jahr	—	—	451
	1 Zement, 4 Sand, 2,8 Feinkies, 5,6 Grobkies, 5,7 <sup>o</sup> / <sub>10</sub> Wasser	2,39	28 Tage	—	—	152
		2,40	100 "	0,2/33	1:299 000	211
		2,39	6 <sup>1</sup> / <sub>2</sub> Jahr	0,2/31	1:405 000	351
	1 Zement, 2,5 Sand, 1,75 Feinschotter, 3,5 Grobschotter (weißer Jura), 5,7 <sup>o</sup> / <sub>10</sub> Wasser	2,42	28 Tage	—	—	273
		2,45	100 "	0,2/40	1:418 000	341
		2,46	6 <sup>1</sup> / <sub>2</sub> Jahr	0,2/41	1:524 000	549

die Steine des Zuschlagmaterials. Höchster beobachteter Wert etwa  $K = 550 \text{ kg/qcm}$  im Alter von 6 Jahren. Geringster bisher beobachteter Wert im Alter von 4 Wochen:  $K = 7 \text{ kg/qcm}$ .<sup>1)</sup>

**Figur 710, S. 143** Betonsäule. Kegelförmiger Druckkörper, von der einen Endfläche ausgehend. (Bei eisengewehrten Säulen erfolgt der Bruch, wenn die Herstellung sorgfältig erfolgte, häufig in der Mitte der Säule<sup>2)</sup>).

Zusammensetzung		$\gamma$	Alter	Spannungsstufe kg/qcm	$\alpha$	$K$
Eisenbeton	1 Zement, 2 Rheinsand, 3 Rheinkies, 9,2% Wasser	2,30	46 Tage	0,1/37	1 : 273 000	225
	1 Zement, 2 Rheinsand, 4 Rheinkies, 9,7% Wasser	2,33	45 "	0,1/38	1 : 223 000	138
	1 Zement, 2 Rheinsand, 4 Bimskies, 27,9% Wasser	1,51	90 "	0,1/40	1 : 99 000	116

Nähere Angaben enthalten die folgenden Stellen.

Beton: Z. Ver. deutsch. Ing. 1895, S. 489 f.; 1896, S. 1381 f.; 1898, S. 238 f.; 1909, S. 828. Armierter Beton, 1910, S. 276 f.; 1911, S. 309 f. s. a. die unter Eisenbeton angeführten Stellen. Mitteilungen über die Druckelastizität und Druckfestigkeit von Betonkörpern mit verschiedenem Wasserzusatz. Stuttgart, 1903, 1906, 1909.

Granit: Z. Ver. deutsch. Ing. 1897, S. 241 f.; 1903, S. 1439 f. Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 17 (Brückengelenke).

Sandstein: Z. Ver. deutsch. Ing. 1899, S. 1402 f.; 1900, S. 409 f. Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 1 und 20 (Gelenke).

Eisenbeton: Mitteil. über Forschungsarbeiten, Heft 29, 39, 45 bis 47, 50, 72 bis 74, 90, 91, 95, 122, 123. Deutscher Ausschuß für Eisenbeton, Heft A, 9, 10, 12, 16, 19, 20, 24.

Backsteinmauerwerk: Z. Ver. deutsch. Ing. 1910, S. 1625, Einfluß der Körpergröße.

<sup>2)</sup> (zu S. 142) Die Elastizität des Mörtels hängt in hohem Maß vom Sandgehalt ab. Als Beispiel seien folgende Werte angeführt (Alter 100 Tage, feuchte Lagerung, Spannungsstufe 0,1/30 kg/qcm).

Teile Sand Wasser	Teile Sand Wasser	Teile Sand Wasser	Teile Sand Wasser	Teile Sand Wasser
0,5    20,0%	1    15,7%	2    12,4%	3    10,8%	5    9,9%
1 : 199 000	1 : 231 000	1 : 271 000	1 : 238 000	1 : 191 000

<sup>1)</sup> Fettere Mischungen liefern höhere Festigkeitswerte, wenn die Zuschlagstoffe einwandfrei sind und einen dichten Beton geben. Erhöhung des Wasserzusatzes vermindert die Festigkeit in hohem Maß, weshalb bei Herstellung von Probekörpern zur Erlangung eines Urteils über die Güte des Betons im Bauwerk usf. darauf zu achten ist, daß der Probekörper den ursprünglichen Wasserzusatz in gleicher Weise behält, wie der Beton im Bauwerk. Bei Verwendung dichter, eiserner Formen wird z. B. während des Stampfens weniger, bei Gebrauch schlechter Kisten weit mehr Wasser entweichen, als bei großen Bauteilen. Es darf dann nicht Wunder nehmen, wenn der gesondert hergestellte Würfel andere Festigkeit aufweist als der Beton des Bauwerks. Dieser Einfluß äußert sich auch im Raumgewicht.

Im Laufe der Zeit nimmt die Festigkeit zu (s. oben). Die Gleichung

$$K = a \left( 1 - \sqrt[6]{\frac{1}{mA + 1}} \right)$$

in der  $a$  und  $m$  Erfahrungswerte,  $A$  das Alter in Monaten bedeuten, ergibt eine Veränderlichkeit der Druckfestigkeit  $K$ , die mit den beobachteten Werten gut übereinstimmt (Z. Ver. deutsch. Ing. 1909, S. 828 f.).

Bei Zugversuchen finden sich hiergegen manchmal scheinbare Widersprüche, die jedoch vom ungleichförmigen Austrocknen herrühren. Bei nasser Lagerung nimmt die Länge des Betons zu, bei trockener ab. Infolgedessen werden beim Austrocknen zwischen Kern und Oberfläche Zug- bzw. Druckkräfte wirksam, die die Zugfestigkeit bedeutend vermindern können. Zu beachten ist ferner, daß die Festigkeit des Betons unter sonst gleichen Verhältnissen in großen Körpern kleiner ausfällt als bei geringeren Abmessungen.

<sup>2)</sup> Wie S. 1 bemerkt, ist die Prismen- oder Säulenfestigkeit geringer als die Würfelfestigkeit. Man geht sicher, wenn man die erstere zu 80% der letzteren annimmt.

Durchschnittswerte. <sup>1)</sup>			
	$\alpha$ für Druck (veränderlich mit der Spannung)	$K_z$	$K$ (Würfel)
Basalt bis . . . . .	—	—	4000
Dolomit bis . . . . .	—	—	1900
Porphyr bis . . . . .	—	—	3500
Granit . . . . .	$\frac{1}{300000}$	45	800 bis 2000
Sandstein . . . . .	$\frac{1}{80000}$	10	250 „ 1200
Marmor . . . . .	$\frac{1}{200000}$	—	800
Kalkstein . . . . .	—	—	400 bis 2000
Backstein, mindestens .	—	—	250
Klinker . . . . .	—	—	bis 1200
Steinzeug ( $\gamma = 2,4 \text{ g/ccm}$ )	$\frac{1}{900000}$	40 bis 60	1800
Beton . . . . .	$\frac{1}{250000}$	bis 30	7 bis 550
Gips . . . . .	—	—	180

<sup>1)</sup> C. Bach, Elastizität und Festigkeit, § 4. Die angeführten Werte für die Druckfestigkeit sind an würfelförmigen Probekörpern ermittelt, vgl. die Bemerkungen auf S. 1.  
Literaturangaben finden sich auf voriger Seite.

## A n h a n g.

### I. Einiges über die Vorbereitung von Probestücken zur metallographischen Untersuchung.

**A. Probeentnahme.** Bei Herstellung der Probestücke ist zu beachten, daß gewaltsame Formänderung, sowie erhebliche Erwärmung das Gefügebild verändern. Ersteres kommt namentlich bei zähen Metallen, letzteres in erster Linie bei gezogenem oder gehärtetem Material usf. in Frage.

Die zu untersuchende Fläche wird vorsichtig durch Feilen, Hobeln und Schleifen geebnet. Beim Überhobeln, das zuletzt in dünnem Span mit spitzem Stahl erfolgt, sowie beim Bearbeiten mit einer scharfen Schruppfeile treten Risse, Schlackenteile, Seigerstellen usf. deutlich hervor. Auch Schweißstellen lassen sich leicht auffinden. (Vgl. Figur 93 und 94, S. 24.)

Die Mühe des Fertigschleifens wächst rascher als die Flächengröße<sup>1)</sup>. Es empfiehlt sich daher, die Proben nicht unnötig groß zu wählen. Die Dicke sollte in der Regel 15 bis 20 mm betragen, um die Stücke gut halten zu können. Kleinere Stücke können in Rahmen mittels Schrauben gefaßt, zwischen Blechen, in Rohrabschnitten usw. festgeklemmt oder eingekittet werden (Bleigliätte und Glycerin, Siegellack, Schellack, Pech, wo stärkere Erwärmung nichts schadet, Lot usf.). Darauf, daß die Kitte sich in den Ätzmitteln lösen und dann den Schliff trüben können, sei hingewiesen.

**B. Schleifen.** Schleifen erfolgt am einfachsten auf sauber abgedrehten Scheiben, die mit gutem Schmirgelpapier belegt sind. In der Regel reichen 5 Scheiben (z. B. Nr. 6, 4, 2, 1 F, 000). Während die vier ersten Scheiben aus verleimtem Holz bestehen können, empfiehlt es sich, die letzte Scheibe aus Metall herzustellen. Zur Kühlung der auf den ersten Scheiben trocken geschliffenen Stücke ist ein Wasserbad bereit zu halten; die Scheiben selbst sind vor Benetzung zu bewahren. Die letzte Scheibe wird durch Anhalten von in Terpentin getränkter Putzwolle feucht gehalten.

Die Schliffe sind leicht an die Scheiben zu drücken, um Zerquetschung der Oberfläche und unzulässige Erwärmung zu vermeiden. Das Stück ist zunächst in einer Richtung anzuschleifen, sodann um 90° zu drehen und in dieser Richtung so lange zu schleifen, bis Schleifrisse nur noch in einer Richtung zu sehen sind. Sodann kann zur nächsten Scheibe übergegangen werden, wobei wieder Drehung um 90° stattfindet usf. Auf der ersten Scheibe sollen etwa vorhandene Grate usf. verschwinden. Im übrigen ist zu beachten, daß, je feiner die Scheibe schleift, desto länger es dauert, bis Schleifrisse von bestimmter Tiefe beseitigt sind, daß also zu rasches Verlassen einer Scheibe großen Zeitaufwand bei der nachfolgenden

---

<sup>1)</sup> Die Untersuchung großer Stücke läßt sich nicht immer umgehen. Wo an solchen nur eine kleine Stelle zu betrachten ist, kann Schleifen von Hand oder unter Verwendung eines kleinen Schleifmotors (Bohrmaschine u. dgl.) stattfinden.



feineren verursachen kann. Durch zu rasches Vorgehen bildet sich ferner an der Oberfläche eine zerquetschte Materialschicht, die sehr eigenartige Gefügebilder erzeugen kann.

Neu beklebte Scheiben werden zweckmäßigerweise zur Beseitigung der stets vorhandenen größeren Körner mit einem beliebigen Stück etwas abgenützt, ehe sie zum Bearbeiten der Schliche Verwendung finden. Auch kann man sich von jeder Nummer eine alte und eine neue Scheibe halten. Bei den feineren Sorten sollte das Auswechseln nicht zu rasch erfolgen, weil ältere Scheiben gleichmäßiger schleifen. Alte Scheiben können durch Einreiben mit Öl etwas aufgefrischt werden.

**C. Polieren.** Zum Polieren dienen Metallscheiben, die unter Verwendung eines Spannrings mit geeignetem Tuch belegt sind<sup>1)</sup>.

Als Poliermittel kommen für Eisen, Stahl usf. Tonerde und Polierrot in Betracht. Erstere arbeitet bei Flußeisen usf. rascher. In Einzelfällen scheint letzteres vorzuziehen. Messing, Kupfer usf. werden auf einer Scheibe mit guter Putzpomade vopoliert, auf einer zweiten nach vorausgegangener Reinigung mit Wienerkalk und Alkohol fertiggestellt. Harte Bronzen können wie Flußeisen poliert werden.

Leicht zerquetschbare Metalle (Aluminium, Blei usf.) werden am besten von Hand poliert, zuletzt unter Zugabe einer geringen Menge von verdünntem Ätzmittel. Auch bei anderem Material kann sich dieses Vorgehen oder abwechselndes Ätzen und Polieren empfehlen.

Vor dem Polieren sind die Schliche gründlich abzubrausen und in Benzin abzuwaschen. Nach dem Polieren wird das Poliermittel unter der Wasserleitung abgespült, unter vorsichtigem Reiben mit der zuvor entfetteten Fingerspitze. Sodann erfolgt rasches und gründliches Abtupfen mit einem gut saugenden, reinen Tuch und Einlegen in einen Exsiccator. Beim Einbringen des Chlorcalciums in diesen ist vorsichtig zu verfahren. Salzsäure, Pikrinsäure usf. ist vom Innern fernzuhalten, weil sonst die Schliche rosten oder sich beschlagen. Die Schliche müssen deshalb nach dem Ätzen vom Ätzmittel gründlich befreit werden, was auch angezeigt ist, damit das Ätzmittel nicht in Rissen usf. festsitzt und nachträglich aus diesen hervordringt. Gelingt es nicht, Ausschwitzungen an Rißrändern usf. durch sorgfältiges Abtrocknen zu verhindern, so kann der Schliff nach oberflächlicher Trocknung mit Vaseline eingerieben werden; diese Behandlung schützt ihn auch bei längerer Aufbewahrung vor Rost und hat sich besser bewährt als Lackieren usf. Wenn Austrocknen stattgefunden hat und das Stück unter dem Mikroskop betrachtet werden soll, kann das Schutzmittel leicht entfernt werden. Bemerkt sei noch, daß die Schliche besonders leicht rosten, wenn sie während des Polierens usf. trocken werden.

**D. Ätzen.** Alkoholische Lösungen werden von den Schlichflächen gleichmäßiger angenommen. Sie sind daher namentlich bei Eisen vorzuziehen; auch kann wässrigen Lösungen Alkohol beigegeben werden. Ätzmittel, die kräftige Niederschläge geben, wie z. B. Kupfersalze bei Eisen, können im allgemeinen weniger empfohlen werden. Sie erweisen sich auch fast immer als entbehrlich.

Eisen, Stahl. Pikrinsäure, 5% in Alkohol. Für kräftigere Ätzung: Zufügung von etwas Salzsäurelösung (1 bis 5% in Alkohol) und gegebenenfalls von einigen Tropfen Salpetersäure. Letztere bringt auch Seigerungen sehr deutlich zum Ausdruck (z. B. Figur 87, S. 23). Zusatz von Salzsäure kann bei zähen Spezialstählen notwendig werden. Wiederholtes Ätzen und Polieren kann bei diesen von Vorteil sein. 25%iger Nickelstahl usf. wird am besten kräftig geätzt und wieder poliert, sodann nochmals geätzt.

<sup>1)</sup> Geeignete Schleif- und Poliermittel sind z. B. durch die Firma P. Dujardin in Düsseldorf zu beziehen, was bemerkt sei, weil das Auffinden einer guten Bezugsquelle im vorliegenden Fall nicht immer leicht ist.

Die Ätzfiguren auf Figur 60, S. 17 sind mit Kupferchloridlösung mit Alkoholzusatz erlangt worden.

Zur Kennzeichnung von Überzügen (Zink, Aluminium usw.) auf Eisen kann Erwärmen, bis kräftige Anlauffarben eintreten, gute Dienste leisten.

Kupfer, Messing, Bronze. Eisenchloridlösung (1 bis 5% ig) oder Kupferammonoxydlösung, letztere mit Zusatz von soviel Weinsäure, daß die Ätzgeschwindigkeit die gewünschte wird. Ätzpolieren kann vorteilhaft sein.

Aluminium. Schwache Eisenchloridlösung (Ätzpolieren).

Weißmetall, Zink usw. Salzsäure, 1 bis 5% in Alkohol.

Platinlegierungen. Geschmolzenes Ätzkali mit Salpeter (wiederholtes Ätzen und Polieren mit Polierrot).

Die Ätzmittel werden auf der zu ätzenden Fläche gleichmäßig verteilt (Pinsel) und häufig erneuert. Nach dem Ätzen ist mit der entfetteten Fingerspitze sorgfältig abzureiben und kräftig abzuspülen (s. oben). Wird dies gründlich besorgt, so kann das Ausziehen mit Alkohol und Äther entbehrt werden. Über Behandlung von Schliften mit tiefen Spalten usw., vergleiche das unter C. Gesagte.

**E. Schwefeldrucke.** Zur Feststellung, ob Flußeisen, Schweiß- und Gußeisen durch Schwefel verunreinigt sind und wo dies der Fall ist, kann das auf S. 22 beschriebene Verfahren dienen. Bemerkt sei noch, daß Bromsilberpapier und nicht Gaslichtpapier zu verwenden ist.

## II. Gefügebestandteile bei Eisen und Stahl.

### a) Flußeisen, Flußstahl, Schweiß Eisen, Stahlguß im ausgeglühten Zustand.

**Ferrit:** reines Eisen (das jedoch geringere Mengen an Mangan, Phosphor, Silicium, Nickel, Oxyden usw. gelöst enthalten kann) weiß, weich; Kristallkörner, s. S. 16.

**Perlit:** Gemenge feiner Blättchen aus Ferrit und Eisenkarbid  $Fe_3C$  von konstanter Zusammensetzung, bei schwacher Vergrößerung dunkel oder perlmutterartig schillernd, tritt im ausgeglühten Material auf und enthält 0,8 bis 0,9% C (Kohlenstoffbestimmung, s. S. 16). Perlit ist die Legierung, die bei der niedersten Temperatur in (feste) Lösung geht, s. S. 42, 44, und wird deshalb „Eutektikum“ oder zur Unterscheidung von flüssig werdenden Legierungen „Eutektoid“ genannt. Das eigentliche Eutektikum für die Eisen-Kohlenstoff-Legierungen ist der „Ledeburit“ s. unten.

**Zementit:** Eisenkarbid  $Fe_3C$  Kohlenstoffgehalt 6,7%, weiß bis gelblich, hart, s. S. 16, 58, 68, 106. Bestandteil des Perlit; tritt auch selbständig im Gefüge auf, namentlich bei Material mit mehr als 0,8% C („übereutektisches“ Material), am Rand eingesetzter Stücke usw.

Karbide, die außer  $Fe$  und  $C$  noch andere Bestandteile enthalten („Doppelkarbide“ usw.), treten in Sonderstählen auf; letztere können bei entsprechender Zusammensetzung auch im ausgeglühten Zustand die Bestandteile Austenit, Martensit usw. enthalten, die bei Kohlenstoffstahl nur in gehärteten Stücken vorkommen (s. unten).

Das Gefüge von Flußeisen ganz geringer Zugfestigkeit (sehr niedriger Kohlenstoffgehalt) besteht aus Ferrit (Figur 55, S. 17, Figur 154, S. 37, Figur 446, S. 91). Über das Wachsen der Ferritkörner s. S. 36, 38.

Zähes Flußeisen weist im Gefüge Ferrit und Perlit auf (Figur 56, 57, S. 17, Figur 443, S. 91 und viele andere); bei entsprechendem Glühverfahren kann der im Perlit enthaltene Zementit sich zusammenballen (Figur 153, S. 36, körniger Perlit, zur Unterscheidung von dem blättrigen Perlit, den Figur 61, S. 17 zeigt).

Flußstahl enthält mehr Perlit im Gefüge (Figur 58, S. 17, Figur 216, S. 48 usf.).

Werkzeugstahl zeigt entweder Perlit mit wenig Ferrit (Figur 344, S. 69) oder nur Perlit (Figur 63, S. 17) oder Perlit und Zementit (Figur 343, 346, S. 69 usf.).

**Schlackenteile:** grau, bläulich bis schwarz gefärbt, teilweise kristallisiert, s. S. 18 f., 90 f. Über die Unterscheidung von Flußeisen und Stahlguß s. S. 90. Über Schwefeldruck s. S. 22, 104, 148.

**b) Flußeisen, Flußstahl, Schweißeisen, Stahlguß im gehärteten oder angelassenen Zustand.**

**Austenit:** Feste Lösung von Zementit in  $\gamma$ -Eisen (s. S. 36, 44), Kristallkörner (Polyeder), weiß, zäh-hart, widerstandsfähig gegen Abnutzung und Bearbeitung, nur zu erhalten in Stahl mit hohem Gehalt an Kohlenstoff bei Abschrecken von hoher Temperatur oder (auch ohne Härtung) in Stahl mit Beimengungen wie Nickel (etwa 25 %), Mangan (etwa 13 %) usf. (s. Figur 379, 380, S. 79, Figur 400, S. 83, Figur 405, S. 85, Figur 416, 417, 418, S. 87, usf.). Andernfalls bildet sich Martensit, in den Austenit leicht übergeht (auch durch Beanspruchung, s. S. 78).

**Martensit:** Gefüge von im Wasser gehärtetem Flußmaterial, das nicht angelassen ist, hell, nadelig-strahlig, hart, s. S. 42, 44, sowie Figur 196 bis 201, S. 45, 46. Die Zusammensetzung des Martensit ist keine bestimmte, im Gegensatz zum Perlit, das Eisenkarbid ist noch in „fester Lösung“ (s. oben). Martensit kann allein sowie neben Austenit, Ferrit (Figur 201, S. 46) oder neben Zementit (Figur 232, S. 51) sowie neben seinen Zersetzungsprodukten (Troostit, seltener Sorbit oder gar Perlit) auftreten, in Sonderstahl entsprechender Zusammensetzung auch ohne Härtung, wie auf S. 70 und auf S. 76 bei Figur 374, 375 bemerkt.

**Hardenit:** Martensit von der Zusammensetzung des Perlit (s. oben).

**Troostit:** Zersetzungsprodukt des Martensit beim Anlassen (etwa auf gelbe Farbe), kann auch entstehen, wenn bei so niedriger Temperatur oder unter so langsamer Wärmeentziehung gehärtet wird, daß Martensit nicht entstehen kann. („Übergangsgefüge“); beim Ätzen dunkel, ziemlich hart (Figur 202, 206, S. 46).

**Sorbit:** Zerfallprodukt des Martensit bzw. Troostit beim stärkeren Anlassen (etwa bis zur blauen Farbe; „Übergangsgefüge“ zwischen perlitischem und martensitischem Gefüge; kann auch durch entsprechendes Härtungsverfahren erlangt werden, wie oben bei Troostit angegeben), beim Ätzen sehr dunkel, von Niederschlag begleitet, mäßig hart (Figur 203, S. 46). Bei noch weitergehendem Anlassen entstehen die Gefügebilder des vergüteten Materials (s. S. 46, 48, 81, 82 usf.).

**c) Gußeisen, Hartguß, Temperguß.**

**Ledeburit:** Eutektische Legierung Eisen-Kohlenstoff (s. oben bei Perlit) mit 4,3% C, bleibt nur erhalten bei rascher Abkühlung (Hartguß), besteht aus Zementit und Mischkristallen (s. S. 106, 107); hart, bei schwacher Vergrößerung hell (Figur 476, S. 95, Figur 533 bis 537, S. 107).

**Graphit:** Kohlenstoffblättchen, im Querschnitt schwarz oder dunkelgrau bis bräunlich, Zerfallprodukt des Zementit, Figur 525 f., S. 105 f.

**Temperkohle:** Kohlenstoff fein verteilt, entstanden durch Zerfall des Zementit beim Glühen der ursprünglich aus Ledeburit bestehenden Gegenstände, s. S. 94, 95 sowie Figur 478 f., S. 96 f.

**Mischkristalle:** Eisenkristalle mit je nach der Abscheidungs-temperatur verschiedenem Kohlenstoffgehalt, s. S. 106, 107, Figur 463, S. 93. Figur 465, 466, S. 94. Figur 522, S. 105, Figur 535 bis 537, S. 107.

Die übrigen Gefügebestandteile sind dieselben wie beim Flußmaterial.

### III. Buchstabenbezeichnungen.

$A$	mkg/ccm	Arbeitsvermögen beim Zugversuch, s. S. 1, Zahlenwert s. S. 144, 151,
$A_d$	mkg/ccm	„ „ Drehungsversuch, s. S. 2,
$A_k$	mkg/qcm	Arbeit zum Durchschlagen des Stabes bei der Kerbschlagprobe s. S. 14 bis 16,
$Al$		Aluminium,
$B$		Zahlenwert, S. 151,
$C$		Kohlenstoff,
$Cr$		Chrom,
$Cu$		Kupfer,
$d$	cm	Durchmesser, bei der Kugeldruckprobe der Kugeldurchmesser,
$E$		Elastizitätsmodul, s. S. 1, reziproker Wert des Dehnungskoeffizienten $\alpha$ ,
$f$	qcm	Querschnitt, ursprünglicher Querschnitt der Probekörper, kugelige Oberfläche des Eindrucks bei der Kugeldruckprobe,
$Fe$		Eisen,
$G$		Gleitmodul, reziproker Wert des Schubkoeffizienten $\beta$ , s. S. 2,
$H$	kg/qmm	Härtezahl nach Brinell, s. S. 29,
$K$	kg/qcm	Druckfestigkeit, s. S. 1,6 und 144, bezogen auf den ursprünglichen Querschnitt,
$K_b$	kg/qcm	Biegungsfestigkeit, s. S. 2, 72 und 104, berechnet nach den üblichen Gleichungen, unter der Voraussetzung, daß die Dehnungen den Spannungen proportional sind,
$k_b$	kg/qcm	Biegungsbeanspruchung,
$K_z$	kg/qcm	Zugfestigkeit, bezogen auf den ursprünglichen Stabquerschnitt,
$l$	cm	Länge, Meßlänge,
$m$		Zahl, s. S. 103, 134, 144,
$Mn$		Mangan,
$Ni$		Nickel,
$P$	kg	Kraft, Anpressungskraft; Phosphor,
$Pb$		Blei,
$s$	cm	Wandstärke,
$Sb$		Antimon,
$Si$		Silizium,
$Sn$		Zinn,
$t$	$^{\circ}C$	Temperatur,
$V$		lineare Vergrößerung,
$x$	cm	Länge, s. Figur 5, S. 5,
$Zn$		Zink,
$\alpha$		Dehnungskoeffizient, Dehnung der Längeneinheit für 1 kg/qcm Spannungsänderung, reziproker Wert des Elastizitätsmodul $E$ , s. S. 1, 3 und 102 (über $\alpha$ -Eisen s. S. 36, 44, über $\alpha$ -Kristalle bei Messing, s. S. 122),
$\alpha_1$		Zahlenwert, s. S. 103,
$\alpha_w$		Wärmeausdehnungskoeffizient,
$\beta$		Schubkoeffizient, s. S. 4; im allgemeinen ist $\beta = 2,5 \alpha$ bis $2,7 \alpha$ (über $\beta$ -Kristalle bei Messing s. S. 122),
$\gamma$	g/ccm	Spezifisches Gewicht, Raumgewicht (über $\gamma$ -Eisen s. S. 44, 76),
$\Delta l$	cm	Längenänderung,
$\epsilon$		Dehnung, d. h. Änderung der Längeneinheit, s. S. 103,

$\sigma$ kg/qcm	Spannung,
$\sigma_e$ kg/qcm	Spannung an der Elastizitätsgrenze, s. S. 1,
$\sigma_p$ kg/qcm	Spannung an der Proportionalitätsgrenze, s. S. 1,
$\sigma_s$ kg/qcm	Spannung an der Streckgrenze, Quetschgrenze, s. S. 1 und 2, über obere und untere Streckgrenze, S. 4,
$\varphi$ ‰	Bruchdehnung s. S. 1 und 4, d. i. prozentuale Verlängerung der Meßlänge $l^1$ ),
$\psi$ ‰	Querschnittsverminderung, s. S. 1, d. i. die prozentuale Verminderung des Bruchquerschnitts gegenüber dem ursprünglichen Querschnitt.

---

<sup>1)</sup> Aus der Beziehung  $\varphi = A + \frac{B}{\sqrt{l}}$  läßt sich (nach Ausmessen der Dehnungen  $\varphi_1, \varphi_2$  für zwei Meßlängen  $l_1, l_2$  und Ausrechnung der Werte  $A, B$  aus den zwei so entstandenen Gleichungen) der Wert der Bruchdehnung für Meßlängen genügend genau ausrechnen, die auf dem Stabe nicht mehr ausgemessen werden können, was bei Entnahme von Material aus Bruchstücken oft erforderlich sein kann.