

STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

Herausgegeben vom Verein deutscher Eisenhüttenleute

Geleitet von Dr.-Ing. Dr. mont. E. h. O. Petersen

unter verantwortlicher Mitarbeit von Dr. J. W. Reichert und Dr. W. Steinberg für den wirtschaftlichen Teil

HEFT 51

20. DEZEMBER 1934

54. JAHRGANG

Ein neues Hilfsmittel der Großzahl-Forschung.

Von August Beckel und Karl Daeves in Düsseldorf.

(Beschreibung und Gebrauch von Häufigkeitspapieren und Wahrscheinlichkeitsnetzen. Durchführung eines Beispiels aus der Festigkeitsprüfung. Vorteile und Anwendungsgebiete.)

Die Ausdeutung unregelmäßig verlaufender Häufigkeitskurven zählt zu den anregendsten, aber auch bisher schwierigsten Aufgaben der Großzahl-Forschung¹⁾. Wenn es sich nicht um sehr ausgeprägte Nebenmaxima handelte, war man zur Ermittlung der Normallage und des anteiligen Umfangs des Nebenkollektivs auf ein abtastendes Aufteilen der Gesamtmasse nach verschiedenen Gesichtspunkten angewiesen. Meist waren aber von vornherein sichere Schlüsse über Anzahl und Umfang von Teilkollektiven mit anderer Lage des Maximums nicht möglich. Eine wesentliche Verbesserung scheint hier das von A. Beckel²⁾ zunächst für das Gebiet der Lebensmittelchemie vorgeschlagene Verfahren der Anwendung von Wahrscheinlichkeitspapier zu bringen.

Das Wahrscheinlichkeitspapier hat eine Abszissentheilung derart, daß ein dem Gaußschen Fehlergesetz entsprechendes Normalkollektiv als Gerade zur Darstellung kommt, wenn die Summenkurve gezeichnet wird. Nach einem allgemeinen Gesetz der Nomographie brauchen nämlich nur die Abstände der Wahrscheinlichkeitshundertteile Σ (%) proportional den zugehörigen Fehlerabweichungen gemacht zu werden, dann müssen umgekehrt die zu einer Reihe von bestimmten Abweichungen gehörigen Wahrscheinlichkeits- Σ (%) einer Gaußschen Verteilung in einer Geraden liegen.

Wenn früher auch schon von dieser Möglichkeit zu Untersuchungen von Häufigkeitsreihen als Summenkurven Gebrauch gemacht wurde, so war bisher nicht daran gedacht worden, auch die Häufigkeitskurven selbst so darzustellen, daß die zeichnerisch besonders schwer zu erfassenden Anfangs- und Endstücke der Häufigkeitskurven zu Geraden gestreckt werden. Dies gelingt, wenn als Ordinatenheilung die bis 50 % ansteigende Wahrscheinlichkeitsteilung angewendet wird.

Die Bezifferung dieser Teilung kann beliebig vervielfacht werden, je nach der Besetzung der Klasse mit den häufigsten Befunden oder je nach der größeren oder geringeren Zahl der Klassen überhaupt.

In *Zahlentafel 1* ist für eine willkürliche Merkmalsteilung, die aus Reihe 1 und 2 zu ersehen ist, in Reihe 3 die Summenhäufigkeit in Prozent für eine Gaußsche Verteilung wiedergegeben. Daraus sind die absoluten Zahlen der Summenhäufigkeiten Σf und der Häufigkeiten f für $n = 2000$, 1000 und 500 abgeleitet.

In *Abb. 1* sind dann die zugehörigen Häufigkeitskurven in der üblichen Weise dargestellt. Die gleichen Kurven sind in *Abb. 2* auf dem Häufigkeitspapier wiedergegeben.

Zahlentafel 1. Normale Häufigkeitsverteilung für ein Kollektiv mit willkürlichem Merkmal für drei verschiedene Umfangsbereiche.

| 1 | | | 2 | | | 3 | | | 4 | | | 5 | | | 6 | | | 7 | | | 8 | | | 9 | | |
|--|----------------------------------|----------------------------------|---|-----|------|----------|------------|----|----------|-----|------------|---------|----|-----|------------|----|----|-----|------------|----|----|----|---|---|---|--|
| Gaußsche Normalverteilung des Kollektivs | | | Absolute Häufigkeiten (f) und Summenhäufigkeiten Σf für | | | n = 2000 | | | n = 1000 | | | n = 500 | | | | | | | | | | | | | | |
| Klassenwert a | oberer Grenzwert der Klasse g | Summenhäufigkeit Σ (%) | Σf | | f | | Σf | | f | | Σf | | f | | Σf | | f | | Σf | | f | | | | | |
| | | | 2 | 3 | 0,1 | 3 | 3 | 1 | 1 | 4 | 4 | 1 | 1 | 4 | 4 | 1 | 1 | 4 | 4 | 1 | 1 | 4 | 4 | 1 | 1 | |
| 4 | 5 | 0,4 | 8 | 5 | 4 | 3 | 2 | 1 | 1 | 4 | 4 | 1 | 1 | 4 | 4 | 1 | 1 | 4 | 4 | 1 | 1 | 1 | | | | |
| 6 | 7 | 1,1 | 21 | 13 | 11 | 7 | 5 | 3 | 3 | 6 | 6 | 3 | 3 | 9 | 9 | 3 | 3 | 6 | 6 | 3 | 3 | 3 | | | | |
| 8 | 9 | 2,4 | 48 | 27 | 24 | 13 | 12 | 7 | 7 | 14 | 14 | 7 | 7 | 21 | 21 | 7 | 7 | 14 | 14 | 7 | 7 | 7 | | | | |
| 10 | 11 | 5,0 | 100 | 52 | 50 | 26 | 25 | 13 | 13 | 26 | 26 | 13 | 13 | 39 | 39 | 13 | 13 | 26 | 26 | 13 | 13 | 13 | | | | |
| 12 | 13 | 9,4 | 188 | 88 | 94 | 44 | 47 | 22 | 22 | 44 | 44 | 22 | 22 | 66 | 66 | 22 | 22 | 44 | 44 | 22 | 22 | 22 | | | | |
| 14 | 15 | 16,2 | 324 | 136 | 162 | 68 | 81 | 34 | 34 | 68 | 68 | 34 | 34 | 102 | 102 | 34 | 34 | 68 | 68 | 34 | 34 | 34 | | | | |
| 16 | 17 | 25,5 | 511 | 187 | 255 | 93 | 128 | 47 | 47 | 93 | 93 | 47 | 47 | 140 | 140 | 47 | 47 | 93 | 93 | 47 | 47 | 47 | | | | |
| 18 | 19 | 37,1 | 742 | 231 | 371 | 116 | 186 | 58 | 58 | 116 | 116 | 58 | 58 | 174 | 174 | 58 | 58 | 116 | 116 | 58 | 58 | 58 | | | | |
| 20 | 21 | 50,0 | 1000 | 258 | 500 | 129 | 250 | 64 | 64 | 129 | 129 | 64 | 64 | 193 | 193 | 64 | 64 | 129 | 129 | 64 | 64 | 64 | | | | |
| 22 | 23 | 62,9 | 1258 | 258 | 629 | 129 | 314 | 64 | 64 | 129 | 129 | 64 | 64 | 258 | 258 | 64 | 64 | 129 | 129 | 64 | 64 | 64 | | | | |
| 24 | 25 | 74,5 | 1489 | 231 | 745 | 116 | 372 | 58 | 58 | 116 | 116 | 58 | 58 | 314 | 314 | 58 | 58 | 116 | 116 | 58 | 58 | 58 | | | | |
| 26 | 27 | 83,8 | 1676 | 187 | 838 | 93 | 419 | 47 | 47 | 93 | 93 | 47 | 47 | 377 | 377 | 47 | 47 | 93 | 93 | 47 | 47 | 47 | | | | |
| 28 | 29 | 90,6 | 1812 | 136 | 906 | 68 | 453 | 34 | 34 | 68 | 68 | 34 | 34 | 411 | 411 | 34 | 34 | 68 | 68 | 34 | 34 | 34 | | | | |
| 30 | 31 | 95,0 | 1900 | 88 | 950 | 44 | 475 | 22 | 22 | 44 | 44 | 22 | 22 | 433 | 433 | 22 | 22 | 44 | 44 | 22 | 22 | 22 | | | | |
| 32 | 33 | 97,6 | 1952 | 52 | 976 | 26 | 488 | 13 | 13 | 26 | 26 | 13 | 13 | 446 | 446 | 13 | 13 | 26 | 26 | 13 | 13 | 13 | | | | |
| 34 | 35 | 98,9 | 1979 | 27 | 989 | 13 | 495 | 7 | 7 | 13 | 13 | 7 | 7 | 453 | 453 | 7 | 7 | 13 | 13 | 7 | 7 | 7 | | | | |
| 36 | 37 | 99,6 | 1992 | 13 | 996 | 7 | 498 | 3 | 3 | 7 | 7 | 3 | 3 | 456 | 456 | 3 | 3 | 7 | 7 | 3 | 3 | 3 | | | | |
| 38 | 39 | 99,9 | 1997 | 5 | 999 | 3 | 499 | 1 | 1 | 3 | 3 | 1 | 1 | 457 | 457 | 1 | 1 | 3 | 3 | 1 | 1 | 1 | | | | |
| > 40 | > 41 | 100,0 | 2000 | 3 | 1000 | 1 | 500 | 1 | 1 | 3 | 3 | 1 | 1 | 458 | 458 | 1 | 1 | 3 | 3 | 1 | 1 | 1 | | | | |

Die Einzeichnung auf das vorgedruckte Häufigkeitspapier³⁾ erfolgt in der Weise, daß man die Klassenschwerpunkte (oder -mitten) auf der waagrecht verlaufenden Merkmalsteilung einträgt und die Ordinate der Klassenhäufigkeiten darüber errichtet. Das geschieht auf den Originalblättern unter Benutzung der Seitenteilungen, deren linke bis zu 50 Einheiten reicht, während die rechte Seitenkante die Möglichkeit gibt, bis zu $f = 250$ einzutragen. Wenn es auf den Vergleich von Häufigkeitskurven mit verschiedenem großem Umfang ankommt, empfiehlt es sich, die relativen Häufigkeiten in (%), bezogen auf $n = 100$, mittels der linken Seitenkantenteilung einzutragen. Die Endpunkte der Ordinaten werden miteinander durch eine kurvenmäßig verlaufende Linie verbunden. Im vorliegenden Falle sind die Kurven für $n = 2000$, 1000 und 500 mit Hilfe der zehnfach genommenen linken Teilung gezeichnet.

In *Abb. 3* ist die Prozentsummenkurve der gleichen Kollektive in der üblichen Weise dargestellt, wobei sich unabhängig von der Anzahl der Werte nur eine Kurve ergibt.

In *Abb. 4* ist die gleiche Kurve in das Wahrscheinlichkeitsnetz³⁾ eingezeichnet. Dazu wird, ausgehend von den

³⁾ Lieferbar durch die Firma Carl Schleicher & Schüll, Düren (Rhld.).

¹⁾ Vgl. K. Daeves: Praktische Großzahl-Forschung (Berlin: VDI-Verlag 1933).

²⁾ Anwendung der Großzahl-Forschung in der Lebensmittelchemie. Zeitschr. f. Unters. d. Lebensmittel 66 (1933) S. 158/77 (Berlin: Verlag Julius Springer).

oberen Klassengrenzwerten, die in der Teilung der senkrechten Seitenkante zu vermerken sind, durch Verfolgen der Waagerechten der Schnittpunkt mit der Prozentsummenhäufigkeit Σ (%), wie sie aus Abb. 3 und Zahlentafel 1, Spalte 3, entnommen werden kann, aufgesucht, gemäß der oben von 0,02 bis 99,98 Σ (%) nach rechts laufende Teilung. Die einzelnen Schnittpunkte verbindet man mit einer zwang-

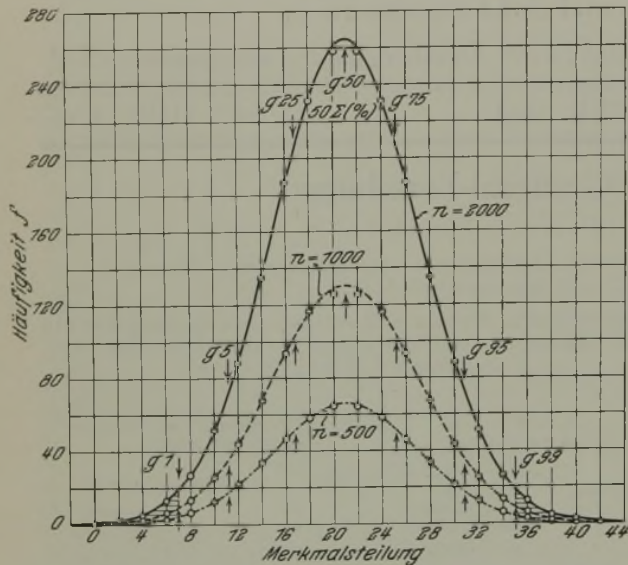


Abbildung 1. Übliche Häufigkeitskurven für die aus Zahlentafel 1 zu entnehmenden Werte für $n = 2000, 1000$ und 500 .

los zu führenden Kurve, die den Verlauf der Wahrscheinlichkeit darstellt. Wie man sieht, ergibt sich bei der hier als Beispiel vorliegenden Normalverteilung im Wahrscheinlichkeitsnetz eine gerade Linie.

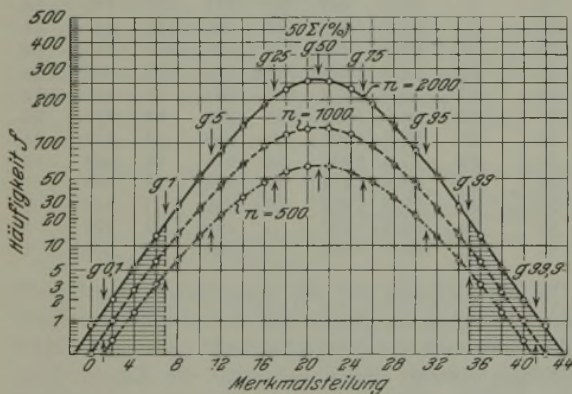


Abbildung 2. Kurven der Abb. 1 im Häufigkeitspapier mit Wahrscheinlichkeitsskala eingetragen.

Aus den Abb. 1 und 3 kann man sehen, daß es praktisch nur sehr schwer möglich ist, bei Anwendung der Millimeterteilungen mit einiger Sicherheit anzugeben, bei welcher Merkmalsgröße gerade ein Anteil von 1% (links schraffierte Flächen) des Gesamtumfangs n der Verteilung noch darunter oder schon darüber (rechtsschraffierte Fläche) liegt. Diese Frage tritt praktisch häufig in der umgekehrten Form auf, nämlich wieviel Prozent der Gesamtmenge die unter oder über einem bestimmten Grenzwert liegenden Festigkeits- oder Dehnungsbefunde ausmachen (Berechnung des Ausschußprozentsatzes, des Einflusses von Toleranzvorschriften u. dgl.). Es kann auch darüber nichts aus den in üblicher Weise gezeichneten Kurven entnommen werden, ob geringe Beimengungen mehr oder weniger stark streuender Teilkollektive etwa den Auslauf der Kurven beeinflussen. Da man keine Sicherheit haben kann, ob die Kurven tatsächlich Normalverteilungen darstellen, kann auch die im Ausland

vielfach übliche Berechnung der quadratischen Streuung s nur einen sehr bedingten Wert beanspruchen.

Aus dem Wahrscheinlichkeitsnetz Abb. 4 lassen sich dagegen ohne weiteres alle gewünschten Angaben entnehmen, sei es den Ausschußhundertatz für bestimmte Grenzen des Merkmals, sei es umgekehrt die Antwort auf die Frage nach der Wahrscheinlichkeit für irgendeinen Merkmalsbereich.

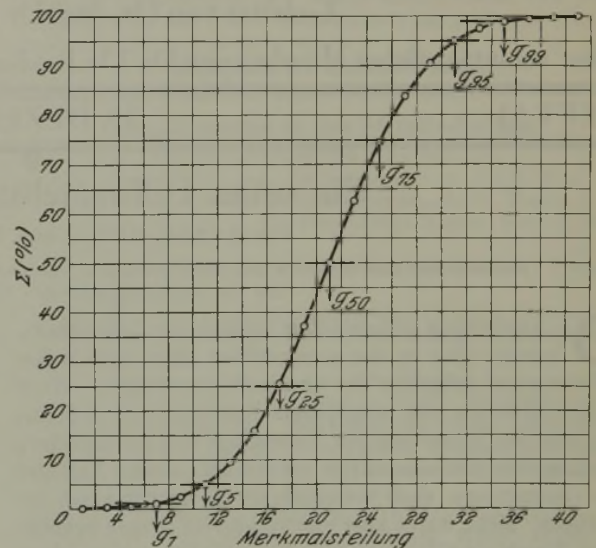


Abbildung 3. Prozentsummenkurve des Kollektivs der Zahlentafel 1 bzw. der Abb. 1 und 2 in üblicher Darstellung.

Jede Verteilung ist durch Merkmalsgrenzwerte g_p für bestimmte (%) - Summenhäufigkeiten p gekennzeichnet. Der Zentralwert C für $p = 50 \Sigma$ (%) ist g_{50} ; es ist der wahr-

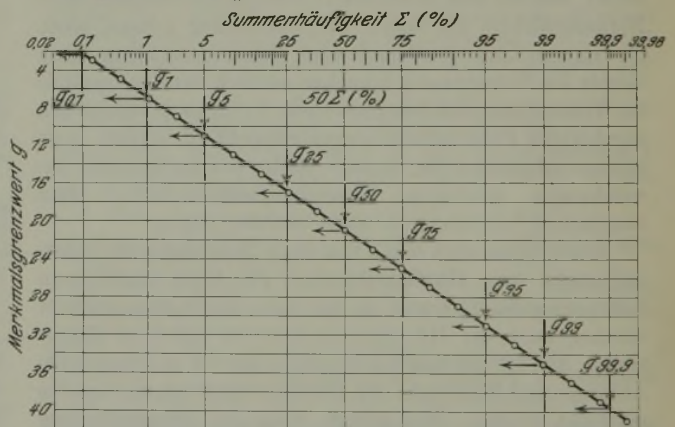


Abbildung 4. Prozentsummenkurve der Abb. 3 im Wahrscheinlichkeitsnetz eingetragen.

scheinlichste Wert einer Verteilung, da die Anzahl der Befunde darunter und darüber gleich groß ist. Die wahrscheinlichste Abweichung umfaßt die 50% mittleren Befunde, die zugehörigen Grenzwerte sind g_{25} und g_{75} , sie lassen je 25% außerhalb — unter- oder oberhalb — liegen. Die Abweichung des Wertes g_{25} von $C = g_{50}$ kann als Abweichung t_{25} bzw. t_{75} bezeichnet werden; die Summe beider $t_{25} + t_{75} = T_{50}$ ist die Spanne, also gleich $g_{75} - g_{25}$.

In gleicher Weise können auch andere Abweichungen und Spannen berechnet werden, und es ist nur eine Frage der Zweckmäßigkeit, für welche p -Werte man sich entscheiden will. Es empfiehlt sich daher einerseits ein Vergleich der relativen Abstände, andererseits der Sicherheit der Ermittlung dieser Abstände im Wahrscheinlichkeitsnetz. Für eine Normalverteilung haben die

| | | | | | | | |
|--------------------------|-----------|---|-------|---|-------|---|----------|
| Abstände | $t_{0,1}$ | — | t_1 | — | t_5 | — | t_{25} |
| die relativen Größen i | 1,88 | — | 1,41 | — | 1 | — | 0,41. |

Da die oberen Abweichungen $t_{99,9} - t_{99} - t_{95} - t_{75}$ bei Gaußscher Verteilung ebenso groß wie die zugehörigen, symmetrisch liegenden unteren Abweichungen sind, so gilt für diese dieselbe Reihe der Verhältniszahlen, bei denen t_5 als Einheit gesetzt ist. Da je zwei zugehörige t -Werte die Spannen bilden: $T_{99,8} - T_{98} - T_{90} - T_{50}$, ergibt sich auch für diese als Spannenindex J nacheinander $J = 1,88 - 1,41 - 1 - 0,41$.

Zahlentafel 2. Darstellung der Abweichungen t und Spannen T und der Spannenindexwerte i und J , bezogen auf die Grundabweichung t_5 und t_{95} bzw. die Grundspanne T_{90} .

| Σ (%) | g | t | i | T | J | % |
|--------------|------|------|------|------|------|------|
| 0,1 | 2,2 | 18,8 | 1,88 | 37,6 | 1,88 | 99,8 |
| 1 | 6,9 | 14,1 | 1,41 | 28,2 | 1,41 | 98 |
| 5 | 11,0 | 10,0 | 1 | 20,0 | 1 | 90 |
| 25 | 16,9 | 4,1 | 0,41 | 8,2 | 0,41 | 50 |
| 50 | 21,0 | — | — | | | |
| 75 | 25,1 | 4,1 | 0,41 | | | |
| 95 | 31,0 | 10,0 | 1 | | | |
| 99 | 35,1 | 14,1 | 1,41 | | | |
| 99,9 | 39,8 | 18,8 | 1,88 | | | |

Normalverteilung.
 $n = \infty$
Merkmal: willkürlich.

Zahlentafel 3. Berechnung der Teilkurven zu dem Kollektiv nach Abbildung 5 und 6.

| 1 | Klassenwert a in kg/mm ² | < 31 | 32 | 34 | 36 | 38 | 40 | 42 | 44 | 46 | 48 | 50 | > 51 |
|----|---------------------------------------|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 2 | Klassengrenzwert g | 31 | 33 | 35 | 37 | 39 | 41 | 43 | 45 | 47 | 49 | 51 | > 51 |
| 3 | f_A | 5 | 26 | 385 | 1920 | 2168 | 1505 | 1027 | 584 | 258 | 67 | 25 | 4 |
| 4 | Σf_A | 5 | 31 | 416 | 2336 | 4504 | 6009 | 7036 | 7620 | 7878 | 7945 | 7970 | 7974 |
| 5 | (%) $_A$ | 0,06 | 0,33 | 4,82 | 24,09 | 27,49 | 18,87 | 12,87 | 7,33 | 3,24 | 0,84 | 0,31 | 0,05 |
| 6 | Σ (%) $_A$ | 0,06 | 0,39 | 5,21 | 29,3 | 56,49 | 75,36 | 88,23 | 95,56 | 98,8 | 99,64 | 99,95 | 100,0 |
| 7 | f_I | 5 | 26 | 140 | 450 | 850 | 1250 | 1050 | 590 | 255 | 60 | 14 | — |
| 8 | f_{II}/f_{III} | — | — | 245 | 1470 | 1318 | 255 | (-23) | (-6) | 3 | 7 | 11 | 4 |
| 9 | f_{II} | — | 10 | 250 | 1440 | 1320 | 230 | 10 | — | — | — | — | — |
| 10 | f_{III} | — | — | — | — | — | — | — | — | 2 | 7 | 11 | 4 |
| 11 | (%) I | 0,10 | 0,56 | 2,98 | 9,6 | 18,12 | 26,66 | 22,4 | 12,58 | 5,42 | 1,28 | 0,3 | — |
| 12 | Σ (%) I | 0,10 | 0,66 | 3,64 | 13,24 | 31,36 | 58,02 | 80,42 | 93,0 | 98,42 | 99,7 | 100,0 | — |
| 13 | Σ (%) I | 0,1 | 0,8 | 4,0 | 13,4 | 32,2 | 57,7 | 79,7 | 93,0 | 98,3 | 99,7 | 100,0 | — |
| 14 | (%) I | 0,1 | 0,7 | 3,2 | 9,4 | 18,8 | 25,5 | 22,0 | 13,3 | 5,3 | 1,4 | 0,3 | — |
| 15 | f I | 5 | 33 | 150 | 441 | 882 | 1195 | 1032 | 624 | 248 | 66 | 14 | — |
| 16 | (%) II und III | — | 0,3 | 7,7 | 44,2 | 40,5 | 7,0 | 0,3 | — | 8,3 | 29,1 | 45,9 | 16,7 |
| 17 | Σ (%) II und III | — | 0,3 | 8,0 | 52,2 | 92,7 | 99,7 | 100,0 | — | 8,3 | 37,4 | 83,3 | 100,0 |
| 18 | Σ (%) II und III | — | 0,3 | 8,5 | 52,2 | 93,1 | 99,8 | 100,0 | 0,4 | 6,7 | 37,1 | 79,9 | 97,8 |
| 19 | (%) II und III | — | 0,3 | 8,2 | 43,7 | 40,9 | 6,7 | 0,2 | 0,4 | 6,3 | 30,4 | 42,8 | 17,9 |
| 20 | f II und III | — | 10 | 267 | 1424 | 1334 | 218 | 7 | — | 2 | 7 | 10 | 5 |
| 21 | $f_I + f_{II} + f_{III}$ | 5 | 43 | 417 | 1865 | 2216 | 1413 | 1039 | 624 | 250 | 73 | 24 | 5 |
| 22 | Abweichung f | 0 | + 17 | + 32 | - 57 | + 48 | - 92 | + 12 | + 40 | - 8 | + 6 | - 1 | + 1 |
| 23 | Abweichung (%) | — | + 0,2 | + 0,4 | - 0,5 | + 0,6 | - 1,2 | + 0,2 | + 0,5 | - 0,1 | + 0,1 | — | — |
| 24 | Abweichung Σ (%) | — | + 0,2 | + 0,6 | - 0,1 | + 0,5 | - 0,7 | - 0,5 | 0 | - 0,1 | 0 | — | — |

Mit anderen Worten: Der Merkmalsbereich für die Spanne der 50 % mittleren Befunde ist nur 41 % des Bereiches, in den 90 % aller Werte fallen, das ist T_{90} . Da im Wahrscheinlichkeitsnetz die Ermittlung der g_5 - und g_{95} -Grenzwerte sicherer ausführbar ist als die unter Umständen nur einen engen Bereich umfassende Spanne g_{25} bis g_{75} , so spricht dieser Umstand für die Wahl der T_{90} -Spanne als Grundspanne. Scheinbar würde sich der 1,41- bzw. 1,88fache Abstand der T_{93} - bzw. $T_{99,8}$ -Spanne noch mehr dazu eignen, wenn nicht selbst bei einem an sich ausreichenden Umfang, z. B. von $n = 200$ bis 500, die Anfangs- und Endklassen ungenügend besetzt wären. Der $g_{0,1}$ - oder g_1 -Wert müßte dann auf Grund der Zeichnung im Wahrscheinlichkeitsnetz extrapoliert werden, während die g_5 - und g_{95} -Grenzen selbst bei $n = 50$ noch gut zu ermitteln, also zur Berechnung der Spannenverhältnisse i bzw. J gut heranzuziehen sind.

Für die abgebildeten Normalverteilungen sind die Abweichungen t und Spannen T sowie die Spannenindexwerte i und J in Zahlentafel 2 zusammengestellt und in den Abbildungen selbst die Grenzwerte vermerkt.

Zur Kennzeichnung von Normalverteilungen würde schon die Angabe von nur zwei beliebigen g_p -Werten genügen, um sie im Wahrscheinlichkeitsnetz wiedergeben zu können.

An dieser Stelle soll eingeschaltet werden, daß nicht wenige Verteilungen ein asymmetrisches Anwachsen der numerischen Spannen zeigen. Es ist bemerkenswert, daß selbst in diesen Fällen aus dem Verhältnis $\frac{T_p}{T_{90}}$, also aus dem Spannenindex J ,

dennoch die Normalverteilung erkennbar sein kann, falls eine logarithmische Verteilung vorliegt. Bei asymmetrischen Kurven müssen dann statt der numerischen Merkmale deren Logarithmen eingesetzt werden, unter Umständen unter Berücksichtigung einer im Merkmal enthaltenen Konstante.

Sehr oft liegt keine normale, sondern eine zusammengesetzte Häufigkeitsreihe vor. Durch Eintragung der Verteilungs-(%) und der Σ (%) in die Wahrscheinlichkeitspapiere erhält man fast mühelos ein im wesentlichen zutreffendes Bild über die an der Mischung beteiligten Kollektive, deren Zentralwerte und Kurvenspannen und schließlich über die mengenmäßige Aufteilung. Bei der Bedeutung, die die Zerlegung zusammengesetzter Kollektive für die Großzahl-Forschung hat, sei hier ein praktisches Beispiel durchgerechnet, dessen Unterlagen einer Arbeit von K. Daeves⁴⁾ entnommen sind.

Festigkeitswerte von Siemens-Martin-Stahl (normaler Werkstoff); 0,1 % C; Umfang: 7974 Proben (vgl. Zahlentafel 3, Reihen 1 bis 6).

Darstellung auf Millimeterpapier.

Statt der in der Quelle gewählten Klassenbreite 1 und einer sich daraus ergebenden Anzahl von 27 Klassen sind im nachfolgenden doppelt so breite Klassen und unter Einschmelzung der nur lückenhaft besetzten äußersten Klassen insgesamt deren 12 gebildet worden.

In Abb. 5 ist zunächst die Häufigkeitsverteilung in normaler Darstellung wiedergegeben. Wie man sieht, ist es fast unmöglich, die Anzahl, Lage und den Umfang der Nebenmaxima bzw. Teilkollektive abzuschätzen.

Darstellung auf Häufigkeitspapier.

Zur Einzeichnung der Kurve in das Häufigkeitspapier werden nun über den Klassenmitten die Klassenhäufigkeiten f dort eingetragen (Abb. 6). Hierzu benutzt man die Einleitung der rechten Kante unter Verzehnfachung; diese reicht dann maximal bis zu $f = 2500$.

⁴⁾ Ber. Werkstoffaussch. V. d. Eisenh. Nr. 43 (1924) S. 16, Zahlentafel 6.

Abb. 6 läßt für die Kurve der Gesamtverteilung A erkennen, daß keine einheitliche Verteilung vorliegt. Der Beginn der Häufigkeitskurve bis 33 kg/mm² und weiterhin das Stück von 41 bis 49 kg/mm² gehören einer normalen Verteilung an, die leicht zeichnerisch zu einer symmetrischen Kurve mit dem Scheitel bei 40,45 kg/mm² ergänzt werden

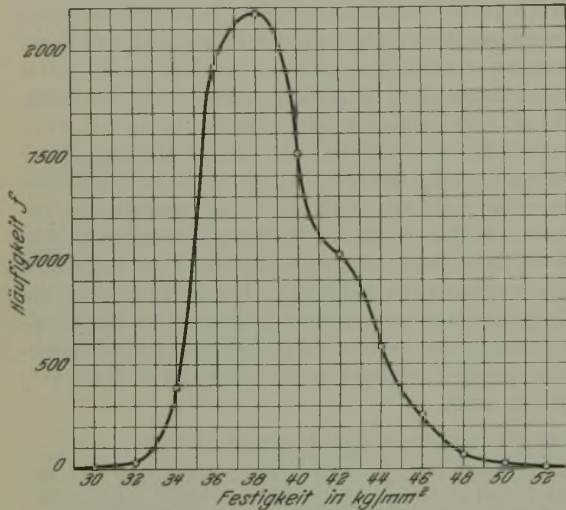


Abbildung 5. Festigkeitsverteilung von Siemens-Martin-Stählen mit 0,1% C, 7974 Werte in üblicher Häufigkeitsdarstellung.

kann (Kurve I). Man hat nur für die Teile 33 bis 41 und von 49 an die bestehenden Kurvenäste dazu auf die jeweils der Symmetrieachse gegenüberliegende Hälfte zu übertragen. Aus der durch die gegebenen Punkte gelegten Kurve I lassen sich nun die Häufigkeiten f_I ablesen (Zahlentafel 3, Reihe 7).

Nun ist der weitere Weg klar: Von den f_A -Werten (Reihe 3) werden die f_I -Werte abgezogen, dann erhält man die zu den

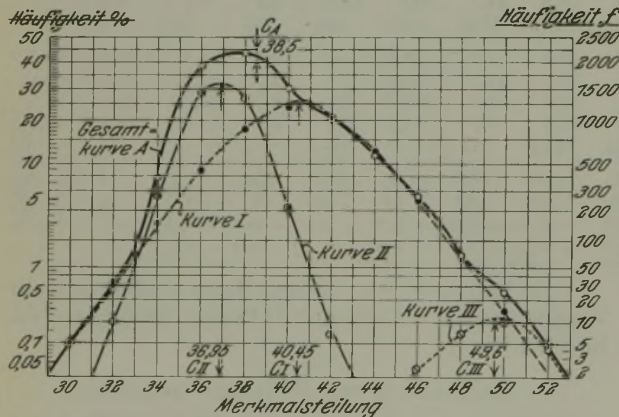


Abbildung 6. Kurve der Abb. 5 im Häufigkeitspapier mit Aufsuchung der Teilgruppen.

Verteilungen II und III gehörigen Restbeträge f_{II} und f_{III} zunächst als Rohwerte (Reihe 8), die nach den symmetrisch eingezeichneten Kurven II und III noch etwas berichtigt werden (Reihe 9 und 10). Für die Verteilung II ergibt sich der Scheitel bei 36,95 kg/mm², für III ein solcher von 49,6 kg/mm².

Anteilsberechnung.

Zur Anteilsberechnung bildet man aus der Summe der Einzelhäufigkeiten f_I, f_{II}, f_{III} die Gesamthäufigkeiten n_I, n_{II}, n_{III} und berechnet den Hundertsatz, mit dem jede Teilkurve am Gesamtumfang n_A beteiligt ist:

| | |
|---------------------------|----------------|
| Teilkurve n_I . . . | 4690 = 58,8 % |
| Teilkurve n_{II} . . . | 3260 = 40,9 % |
| Teilkurve n_{III} . . . | 24 = 0,3 % |
| Gesamtkurve n_A . . . | 7974 = 100,0 % |

Darstellung im Wahrscheinlichkeitsnetz.

Die Eintragung der Σ (%) -Werte der Gesamtverteilung (Reihe 6) im Wahrscheinlichkeitsnetz (Abb. 7) ergibt aus Kurve A, daß mehrere Verteilungen zur Bildung der mehrfach gebrochenen Kurve beigetragen haben. Aufklärung bringt die Einzeichnung der Σ (%) -Kurven für die Anteile I, II und III (Zahlentafel 3, Reihe 12 und 17) an Hand der mittels des Häufigkeitspapiers aufgestellten f-Verteilungen. Die Anteile I, II und III sind als Normalverteilungsgeraden eingezeichnet. Deutlich machen sich die wechselnden Einflüsse der Einzelverteilungen auf den Gesamtkurvengang geltend. Für die Verteilung I läßt sich auf der Strecke 42 bis 46 kg/mm², auf der keine Beeinflussung durch die beiden

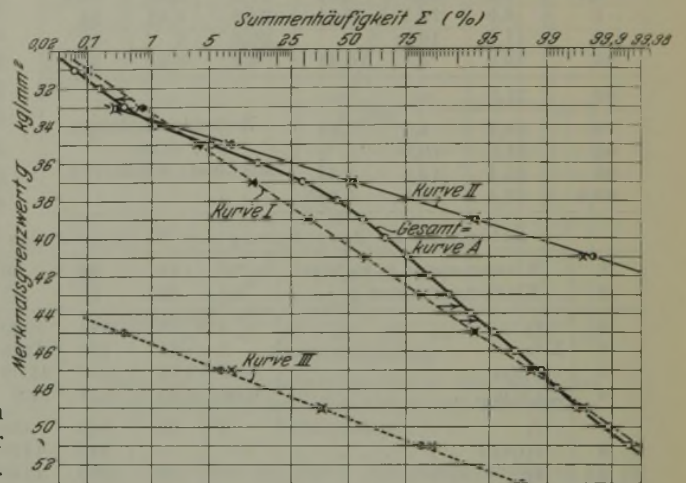


Abbildung 7. Kurven der Abb. 5 und 6 im Wahrscheinlichkeitsnetz.

anderen Anteile II und III statthätte, berechnen, wie groß der Anteil von n_I in n_A ist. Die bei

$$\Sigma (\%)_I = 10 \quad - \quad 15 \quad - \quad 20 \quad - \quad 30$$

gezogenen Pfeile fallen auf die Gesamtkurve nacheinander auf

$$\Sigma (\%)_A = 6,0 \quad - \quad 9 \quad - \quad 12,0 \quad - \quad 17$$

entsprechend einem Teilbetrage von

$$60 \quad - \quad 60 \quad - \quad 60 \quad - \quad 57 \%,$$

also im Mittel rd. 59 % in guter Uebereinstimmung mit dem oben berechneten Wert von 58,8 %. Auch das Anfangsstück — vor 33 kg/mm² — läßt diesen Anteil erkennen. Dort fällt der von 0,5 gezogene Pfeil auf 0,28, entsprechend 56 %.

Kurvenbeschreibung.

Das Wahrscheinlichkeitsnetz erst macht eine genaue Kennzeichnung der Kurven — von A sowohl als auch von I, II und III — möglich. Die Werte sind in den Zahlentafeln 4 bis 7 zusammengestellt. Die Spannenindexzahlen zeigen für I, II und III gemäß der Zeichnung als Geraden die Normalwerte, während für A die eingetretenen Abweichungen vom Normalen ohne weiteres auf das Vorliegen einer Mischung deuten.

Rückrechnung.

Als Probe auf das Zutreffen der Anteilsermittlungen sowie der wesentlich richtigen Beschreibung der Teilkurven kann die Rückrechnung ausgeführt werden. Für Kurve I, II und III entnimmt man aus den gezeichneten Normalverteilungen die Σ (%) (Zahlentafel 3, Reihe 13 und 18) und hieraus (%) (Reihe 14 und 19), rechnet gemäß dem zukommenden Anteil um in f der Anteilskurven (Reihe 15 und 20) und ermittelt schließlich als Summe $f_I + f_{II} + f_{III}$ die berechneten f_A -Werte hieraus (Reihe 21). Die Abweichungen, wie sie in absoluten Zahlen (Reihe 22), in Häufigkeits-(%) (Reihe 23) und Σ (%) (Reihe 24) in Zahlentafel 3 zusammengestellt sind, zeigen eine befriedigende Uebereinstimmung.

Zahlentafel 4. Kennwerte für das Gesamtkollektiv A.

| Σ (%) | g | t | i | T | J | % |
|--------------|------|------|------|---|------|------|
| 0,1 | 31,5 | 7,0 | 2,0 | 18,8 | 1,92 | 99,8 |
| 1 | 33,8 | 4,7 | 1,34 | 13,6 | 1,39 | 98,0 |
| 5 | 35,0 | 3,5 | 1,0 | 9,8 | 1,0 | 90,0 |
| 25 | 36,7 | 1,8 | 0,51 | 4,2 | 0,43 | 50,0 |
| 50 | 38,5 | — | — | Siemens-Martin-Stahl (normal) mit 0,1 % C. n = 7974 | | |
| 75 | 40,9 | 2,4 | 0,38 | Merkmal: | | |
| 95 | 44,8 | 6,3 | 1,0 | σ_B in kg/mm ² . | | |
| 99 | 47,4 | 8,9 | 1,41 | | | |
| 99,9 | 50,3 | 11,8 | 1,87 | | | |

Zahlentafel 5. Kennwerte für das Teilkollektiv I.

| Σ (%) | g | t | i | T | J | % |
|--------------|-------|------|------|------------------------------------|------|------|
| 0,1 | 30,95 | 9,5 | 1,88 | 19,0 | 1,88 | 99,8 |
| 1 | 33,35 | 7,1 | 1,41 | 14,2 | 1,41 | 98,0 |
| 5 | 35,4 | 5,05 | 1,0 | 10,1 | 1,0 | 90,0 |
| 25 | 38,4 | 2,05 | 0,41 | 4,1 | 0,41 | 50,0 |
| 50 | 40,45 | — | — | Teilkollektiv I n = 4690 | | |
| 75 | 42,5 | 2,05 | 0,41 | Merkmal: | | |
| 95 | 45,5 | 5,05 | 1,0 | σ_B in kg/mm ² . | | |
| 99 | 47,55 | 7,1 | 1,41 | | | |
| 99,9 | 49,95 | 9,5 | 1,88 | | | |

In gleicher Weise wurden zahlreiche Beispiele aus den verschiedensten Gebieten durch Schaubild und Rechnung ausgewertet. Die auf den ersten Blick vielleicht etwas verwickelt erscheinende Rechnung, die aber mit einfachen Rechenarten durchführbar ist, läßt sich mit kurzer Übung aneignen. Sie zeigt dann die hervorragende Eignung des Verfahrens zur Auswertung von Großzahlen, die oft auf andere Weise gar nicht möglich ist. Auch im amerikanischen Schrifttum findet sich jetzt häufiger die Anwendung des Wahrscheinlichkeitspapiers, z. B. bei H. F. Dodge⁵⁾ zur Festlegung natürlicher Toleranzen und Abnahmebedingungen.

Die Hauptanwendungsgebiete liegen in der Analyse von Häufigkeitskurven unbekannt zusammengesetzter Kollektive, in der Prüfung von Kollektiven auf Gleichmäßigkeit (Qualitätsmaß!), in der Ermittlung des Abnahmewagnisses für Erzeuger und Verbraucher und in der Möglichkeit, mit großer Sicherheit schon aus wenigen Stichproben einen Ueberblick über das Kollektiv zu bekommen.

Endlich gestattet die Ablesung der T_{90} - usw. Spannen und die Ausgleichung der Kurven im Wahrscheinlichkeitsnetz eine einfache Auswertung von Korrelationsbeziehungen,

⁵⁾ Vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 4111/12.

Zahlentafel 6. Kennwerte für das Teilkollektiv II.

| Σ (%) | g | t | i | T | J | % |
|--------------|-------|------|------|------------------------------------|------|------|
| 0,1 | 32,55 | 4,4 | 1,88 | 8,8 | 1,88 | 99,8 |
| 1 | 33,65 | 3,3 | 1,41 | 6,6 | 1,41 | 98,0 |
| 5 | 34,6 | 2,35 | 1,0 | 4,7 | 1,0 | 90,0 |
| 25 | 36,0 | 0,95 | 0,41 | 1,9 | 0,41 | 50,0 |
| 50 | 36,95 | — | — | Teilkollektiv II n = 3260 | | |
| 75 | 37,9 | 0,95 | 0,41 | Merkmal: | | |
| 95 | 39,3 | 2,35 | 1,0 | σ_B in kg/mm ² . | | |
| 99 | 40,25 | 3,3 | 1,41 | | | |
| 99,9 | 41,35 | 4,4 | 1,88 | | | |

Zahlentafel 7. Kennwerte für das Teilkollektiv III.

| Σ (%) | g | t | i | T | J | % |
|--------------|-------|------|------|------------------------------------|------|------|
| 0,1 | 44,35 | 5,25 | 1,88 | 10,5 | 1,88 | 99,8 |
| 1 | 45,65 | 3,95 | 1,41 | 7,9 | 1,41 | 98,0 |
| 5 | 46,8 | 2,8 | 1,0 | 5,6 | 1,0 | 90,0 |
| 25 | 48,45 | 1,15 | 0,41 | 2,3 | 0,41 | 50,0 |
| 50 | 49,6 | — | — | Teilkollektiv III n = 24 | | |
| 75 | 50,75 | 1,15 | 0,41 | Merkmal: | | |
| 95 | 52,4 | 2,8 | 1,0 | σ_B in kg/mm ² . | | |
| 99 | 53,55 | 3,95 | 1,41 | | | |
| 99,9 | 54,85 | 5,25 | 1,88 | | | |

die zur Ermittlung der am stärksten wirksamen Faktoren bei der Herauszüchtung besonderer Qualitäten wichtig sind.

Zusammenfassung.

- Koordinatengesetze, deren eine Seite nach dem Gaußschen Fehlergesetz aufgeteilt ist, ermöglichen eine einfache Prüfung,
 - wieweit eine gegebene Häufigkeitsverteilung dem Gaußschen Gesetz entspricht und damit einem einheitlichen Kollektiv entstammt;
 - aus welchen Teilen eine zusammengesetzte Häufigkeitskurve besteht; mit welchem Anteil, Normalwert und welcher Einzelstreuung Teilkollektive vertreten sind.
- Auch asymmetrische Verteilungen lassen sich dabei meist in der Weise aufarbeiten, daß statt der numerischen Merkmale deren Logarithmen aufgetragen werden.
- Das Auswertungsverfahren eignet sich besonders
 - bei verhältnismäßig wenigen Meßwerten,
 - zur Bestimmung von Toleranzwerten bei Abnahmeprüfungen,
 - zur Feststellung von Korrelationsbeziehungen für die Ermittlung der wirksamsten Faktoren beim Herauszüchten von besonderen Gütewerten.

Gefüge und Festigkeitseigenschaften großer Schmiedestücke.

Von Eduard Maurer in Freiberg (Sachsen) und Heinrich Gummert in Essen. — [Schluß von S. 1289.]

Ergebnisse an dem Nickelstahl.

Die chemische Untersuchung lieferte ein ähnliches Bild wie bei den vorigen Stählen: im allgemeinen eine leichte Abnahme von Kohlenstoff-, Phosphor- und Schwefelgehalt vom Rande zur Mitte hin, zumindest in den beiden unteren Scheiben, ein Ansteigen des mittleren Gehaltes an diesen Elementen von der unteren zur oberen Scheibe hin (Abb. 12). In vermindertem Maße trifft das auch für Silizium, Mangan und Nickel zu.

Die mechanischen Werte zeigen nur wenige Besonderheiten (Zahlentafel 5 und Abb. 12). Im geschmiedeten, geglähten und luftvergüteten Zustände fallen Zugfestigkeit und Streckgrenze vom Rande zur Mitte meist langsam ab. Dehnung und Einschnürung steigen aber nicht so gleichmäßig dafür an. So sinken deren Werte im Gegensatz zu den entsprechenden Scheiben aus den Stählen A und B bei der geglähten zweifach verschmiedeten Scheibe C IV stetig zur Gußblockmitte hin; vermutlich zeigt sich beim Nickelstahl die ungünstige Wirkung der höheren Schmiede-

temperatur im Kern eher als beim Kohlenstoff- und Manganstahl. Das wird bestätigt dadurch, daß im luftvergüteten Zustände bei diesem Verschmiedungsgrad Dehnung und Einschnürung im Mittel bedeutend höher sind. Bei den fünffach verschmiedeten Querproben (Scheibe C VIII) bringt die Ölvergütung gegenüber der Luftvergütung keine Veränderung. Bemerkenswert ist nur das Hochziehen der Kurven für Einschnürung und Dehnung in der Nähe der Bohrung. Bei diesem Werkstoff reicht also anscheinend auch die 45 mm große Bohrung aus, um die Ölvergütung am Innenrand wirksam werden zu lassen. Die dreifach verschmiedete Scheibe C IX zeigt ebenfalls die Wirkung der Bohrung, und zwar bei der Streckgrenze und der Kerbzähigkeit. Dehnung und Einschnürung liegen hier aber tiefer als in den Randproben; die Proben zeigten Fehlstellen. Im zweifach verschmiedeten Querschnitt sind die ölvergüteten Proben sämtlich schlechter als bei der luftvergüteten Scheibe. Das kommt wohl daher, daß die Scheibe C VII beim Luftvergüten am Ende des Blockes

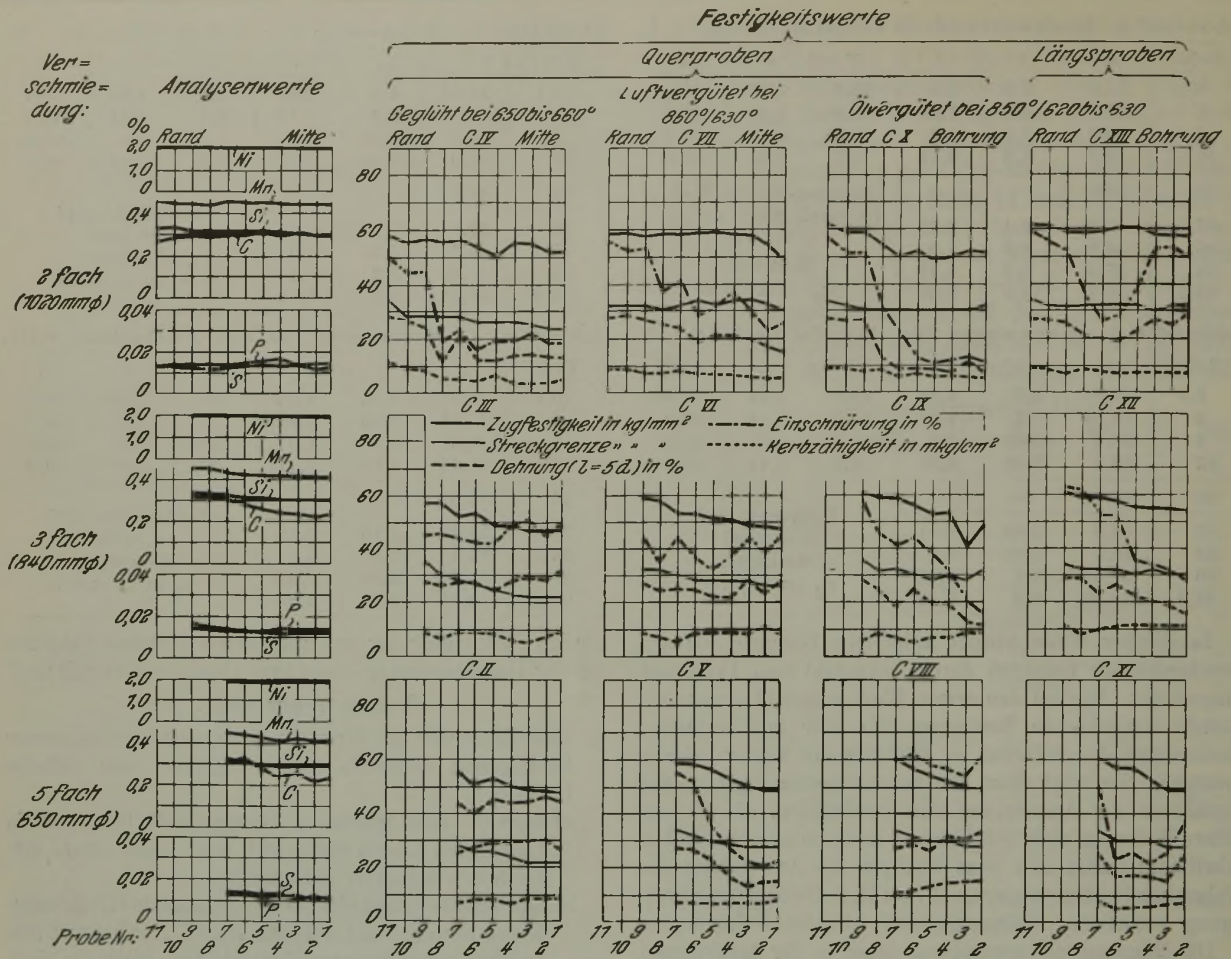


Abbildung 12. Chemische Zusammensetzung und Festigkeitswerte der Versuchsstücke aus Nickelstahl.

lag, während die Scheibe C X aus der Mitte des ölvergüteten Stückes entnommen werden konnte. Die Steigerung der Streckgrenze in der Kernprobe bei fallender Festigkeit läßt aber doch noch eine Wirkung der Längsbohrung beim Vergüten erkennen. Das Hochziehen der Kurven am Innenrand durch die Ölvergütung, wie es deutlich die Werkstoffe A und B zeigten, kommt bei den entsprechenden Scheiben C IX und C X nicht oder nur bei der Zugfestigkeit oder bei der Streckgrenze zur Geltung. Dehnung und Einschnürung liegen in der Nähe der Bohrung besonders tief. Die ölvergüteten Längsproben zeigen gegenüber den entsprechenden Querproben bei gleicher Streckgrenze und Zugfestigkeit bedeutend höhere Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit.

Die Prüfung der Bohrkerne zeigte etwa das gleiche wie die Untersuchung des Werkstoffes B. Streckgrenze, Zugfestigkeit und Einschnürung waren nach Luftvergütung etwas höher als bei den Probescheiben, Dehnung und Kerbzähigkeit etwas niedriger. Durch Ölvergütung stieg das Verhältnis von Streckgrenze zu Zugfestigkeit wesentlich, nämlich auf 65 % gegenüber 55 %; die Kerbschlagprobe ergab verhältnismäßig hohe Werte.

Die Baumann-Abdrucke und Beizscheiben zeigten nur ganz schwache Seigerungen am Rande, die noch geringer als beim Werkstoff B waren. Je höher die Scheibe im Block lag, desto weiter war die Seigerungszone, wie auch bei den anderen Stählen, vom Rande entfernt. Abgesehen von den zweifach verschmiedeten Scheiben C IV und C VII, die in der Seigerungszone einige Risse aufwiesen, waren die Proben von Fehlerstellen frei.

Der Bruch der Kerbschlagproben aus der Mitte der unbehandelten Scheibe C I war ziemlich grob. Er wurde

Zahlentafel 5. Festigkeitseigenschaften der fünffach verschmiedeten Scheibe aus Stahl C im unbehandelten Zustande.

| Probe Nr. | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | Mittel | |
|---------------------|---------------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|--------|-----|
| Zugfestigkeit | kg/mm ² | 50 | 50 | 50 | 52 | 52 | 53 | 54 | 52 |
| Streckgrenze | kg/mm ² | 23 | 23 | 22 | 24 | 24 | 25 | 26 | 24 |
| Dehnung | % | 30 | 28 | 29 | 31 | 29 | 27 | 28 | 29 |
| Einschnürung | % | 52 | 39 | 44 | 42 | 44 | 45 | 44 | 44 |
| Kerbzähigkeit | mkg/cm ² | 5,1 | 7,0 | 7,0 | 7,0 | 7,0 | 7,0 | 7,0 | 6,7 |

allgemein zum Rande hin feiner, ebenfalls durch steigende Verschmiedung sowie durch Luft- und Ölvergütung.

Das Primärgefüge der nach Oberhoffer geätzten Proben war feiner als das des Werkstoffes B; die Zeilenbildung war weniger deutlich ausgeprägt. Durch Verschmieden wurde es, wie zu erwarten, etwas verfeinert, durch Glühen und Luftvergüten nicht geändert.

Das Feingefüge der fünffach verschmiedeten Scheibe war im unbehandelten und geglühten Zustande völlig gleich (Abb. 13); die Randproben sind wesentlich feinkörniger als die Kernproben, zeigen aber auch deutlicher Längszeilen. Wie bei den anderen Stählen werden der Abstand der Zeilen und die Korngröße mit steigender Verschmiedung kleiner. Die Wirkung der Luftvergütung ist in allen Querschnitten bis in den Kern hinein gleich. Der am stärksten verschmiedete Durchmesser zeigt deutliche Längszeile, die in der zweifach verschmiedeten Scheibe nicht mehr zu erkennen ist. Die Ölvergütung hat im Gegensatz zu dem, was man nach den mechanischen Eigenschaften erwarten sollte, das Gefüge stark verändert. Bei der zweifach verschmiedeten Scheibe mit der größten Bohrung von 100 mm Dmr. ist auch im Innern eine Vergütewirkung zu erkennen; die drei- und fünffach verschmiedeten Scheiben

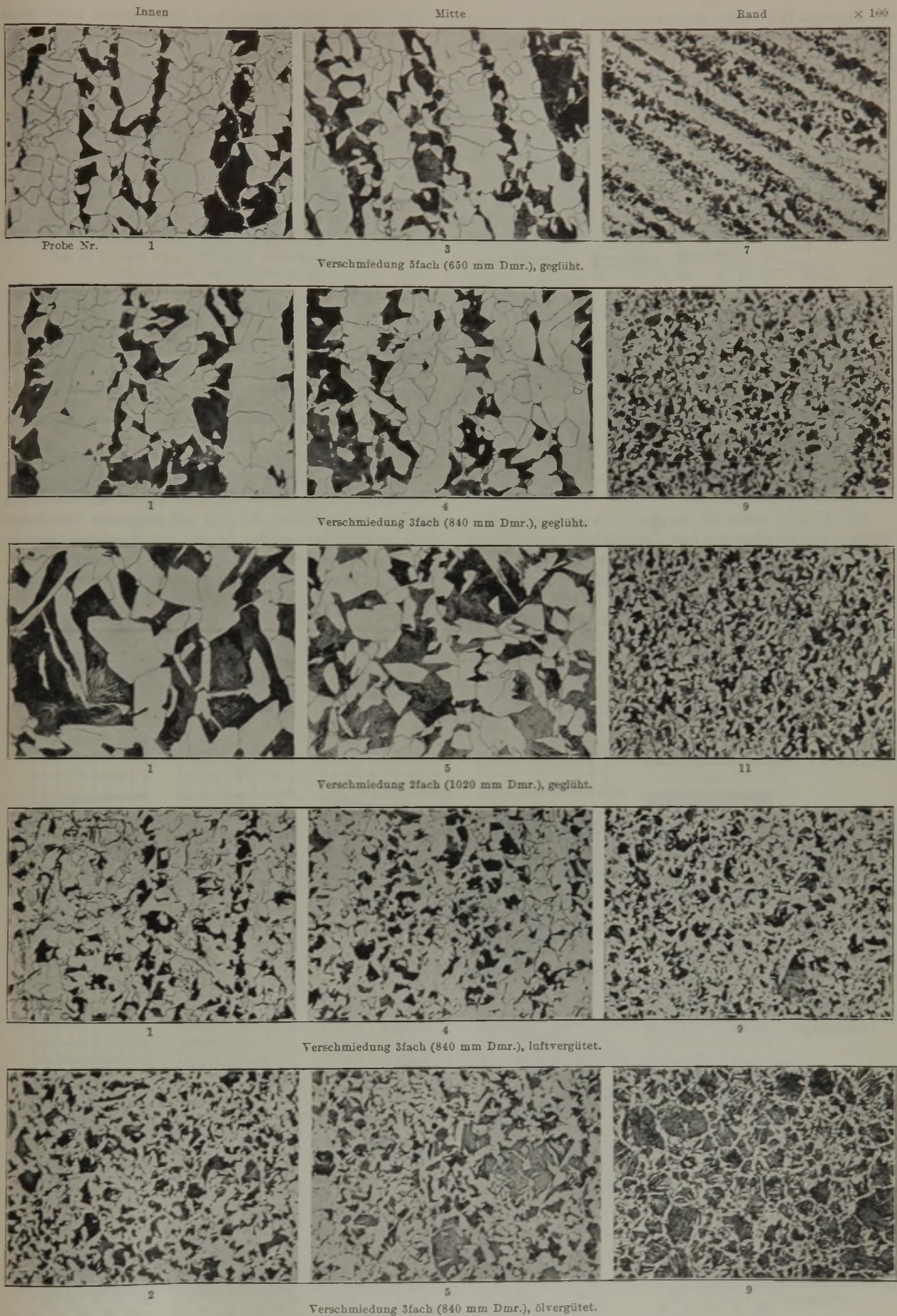


Abbildung 13. Feingefüge der Versuchsstücke aus Nickelstahl.

mit kleineren Bohrungen zeigten sie nicht. Die Bohrkerne wiesen nach der Oelvergütung ein über den ganzen Querschnitt gleiches Gefüge aus Sorbit und körnigem Perlit auf, das in ein feinmaschiges Ferritnetzwerk eingelagert war.

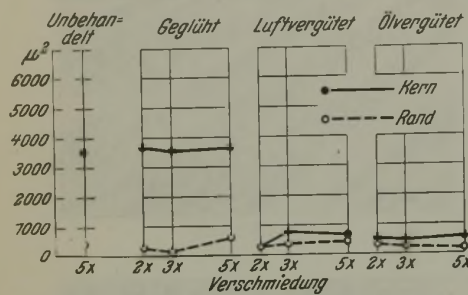


Abb. 14. Korngröße des Ferrits bei Werkstoff C.

Die Korngröße ist nach Abb. 14 im Innern der unbehandelten Scheibe und der geblühten Scheiben bei den drei Verschmiedungsgraden gleich; am Rande ist sie jedoch ziemlich unterschiedlich. Die Luftvergütung, noch mehr die Oelvergütung, bewirkt eine starke Verfeinerung der Kernproben. Dabei war auch der Unterschied in der Korngröße zwischen Rand und Kern merklich vermindert.

Ergebnisse an dem Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl.

Wie aus Abb. 15 hervorgeht, seigert Block D nicht so stark wie die Werkstoffe A, B und C. Der Gehalt an Kohlenstoff, Phosphor und Schwefel nimmt nur etwas vom Rande zur Mitte hin ab.

Abb. 15 zeigt weiter die mechanischen Werte. Zugfestigkeit und Streckgrenze (vgl. Zahlentafel 6) werden durch das Glühen gegenüber dem Schmiedezustand stark herabgesetzt, Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit dagegen erhöht; durch Luftvergütung tritt eine weitere Steigerung dieser Werte ein, durch Oelvergütung nur mehr eine geringe

Verbesserung. Zugfestigkeit und Streckgrenze fallen beim Stahl D vom Rande zur Mitte weniger als bei den anderen Werkstoffen, was durch die geringere Kohlenstoff- und Manganseigerung hinreichend erklärt werden dürfte. Die Längsproben der ölvergüteten Scheiben, die im übrigen wieder die große Ueberlegenheit gegenüber den Querproben zeigen, weisen einen ganz besonders regelmäßigen Verlauf auf: Probe 2 der Scheibe D XIII ist eine ausgesprochene Fehlprobe. Die Bohrkerne zeigten nach der Oelvergütung, besonders in dem fünf- und dreifach verschmiedeten Querschnitt, hervorragende Werte, die man bei solchen aus dem

Zahlentafel 6. Festigkeitseigenschaften der fünf- und dreifach verschmiedeten Scheibe aus Stahl D im unbehandelten Zustande.

| Probe Nr. | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | Mittel |
|------------------------------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|------|--------|
| Zugfestigkeit . kg/mm ² | 102 | 104 | 103 | 106 | 108 | 110 | 113 | 106 |
| Streckgrenze . kg/mm ² | 76 | 80 | 79 | 78 | 82 | 81 | 84 | 80 |
| Dehnung . . . % | 4,2 | 5,0 | 4,2 | 5,0 | 4,2 | 5,8 | 10,0 | 5,5 |
| Einschnürung % | 5 | 7 | 5 | 8 | 7 | 8 | 22 | 9 |
| Kerzbähigkeit mkg/cm ² | 1,9 | 1,9 | 2,6 | 2,6 | 2,6 | 2,6 | 3,2 | 2,5 |

Kern verhältnismäßig großer Blöcke entnommenen Stücken nicht erwartet hätte.

Die Baumann-Abdrucke und die Aetzungen mit Kupferammoniumchlorid zeigten nur ganz geringe Seigerungen, so in einem den acht Ecken der Blockform entsprechenden Kranz, der aber mit steigender Verschmiedung undeutlicher wurde. In den mit Kupferammoniumchlorid geätzten Scheiben fand man in der Seigerzone eine Reihe von Flockenrissen, und zwar um so mehr, je geringer die Verschmiedung war. Bei der zweifach verschmiedeten luftvergüteten Scheibe D VII traten allerdings keine Flocken

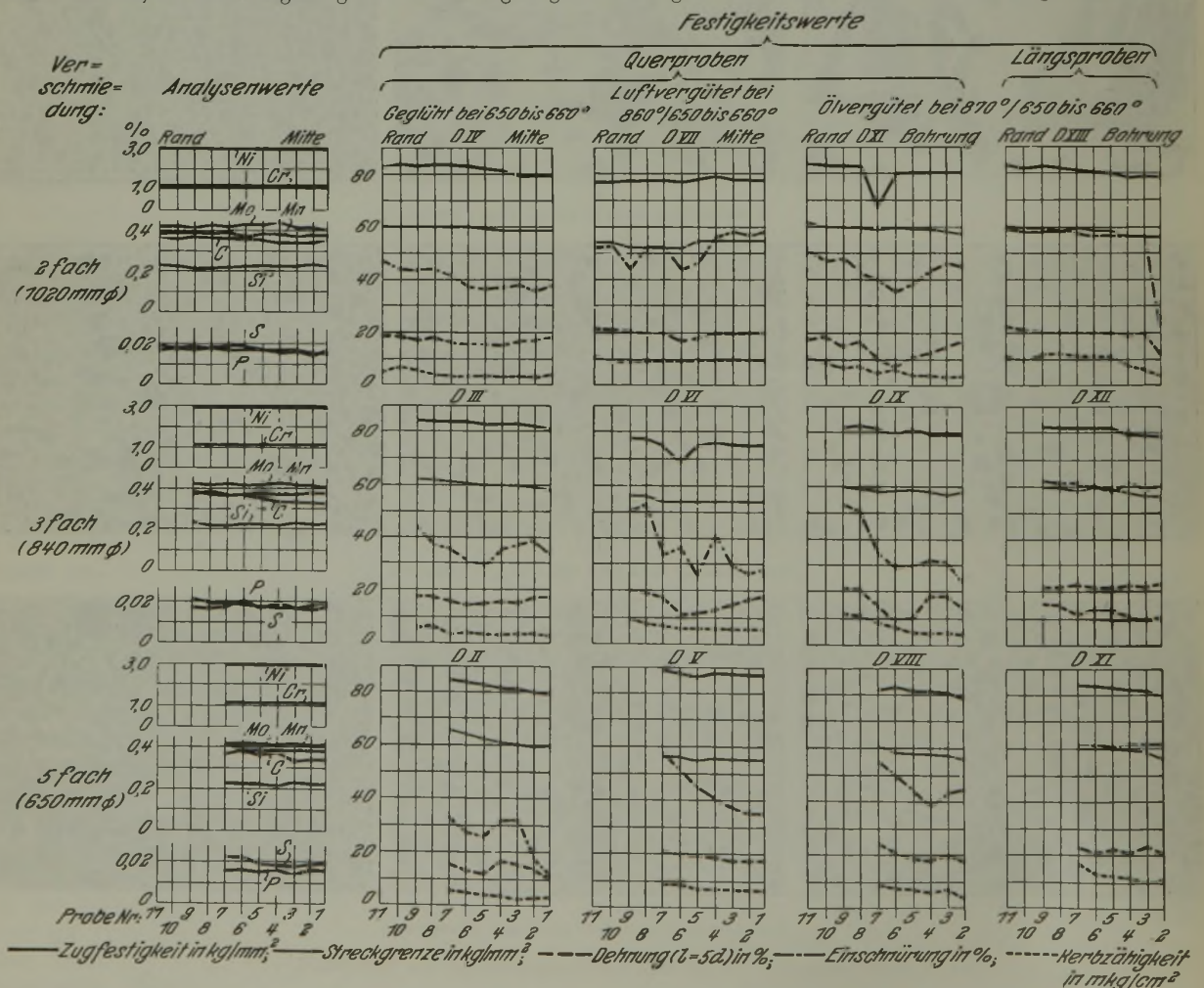
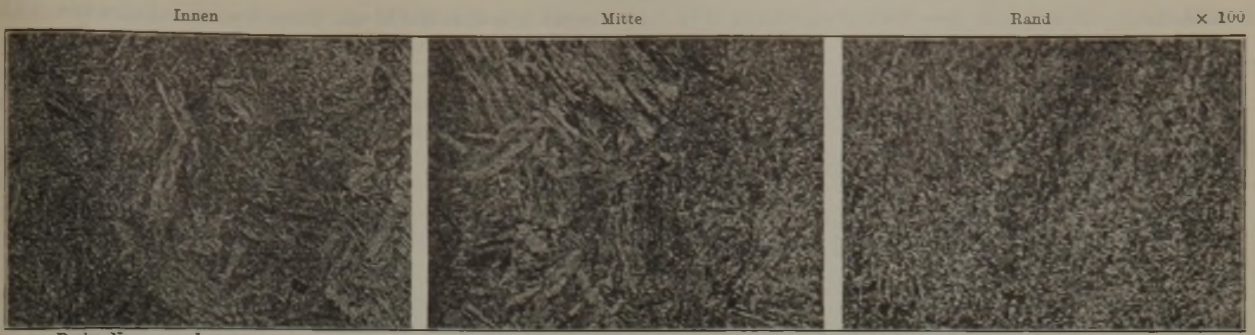
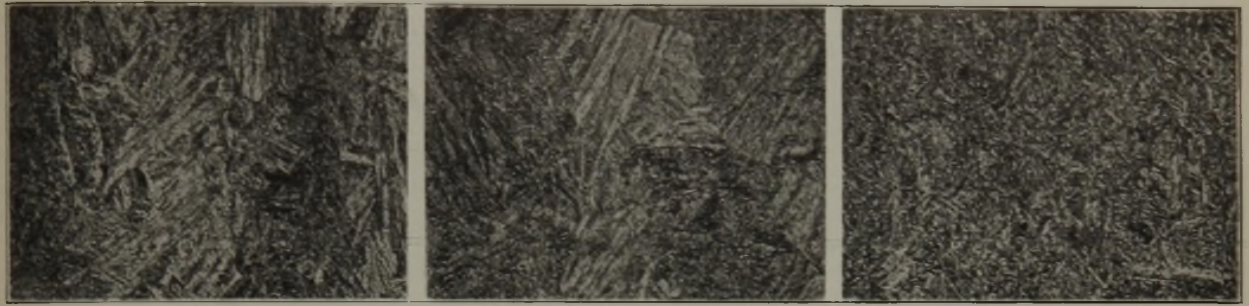


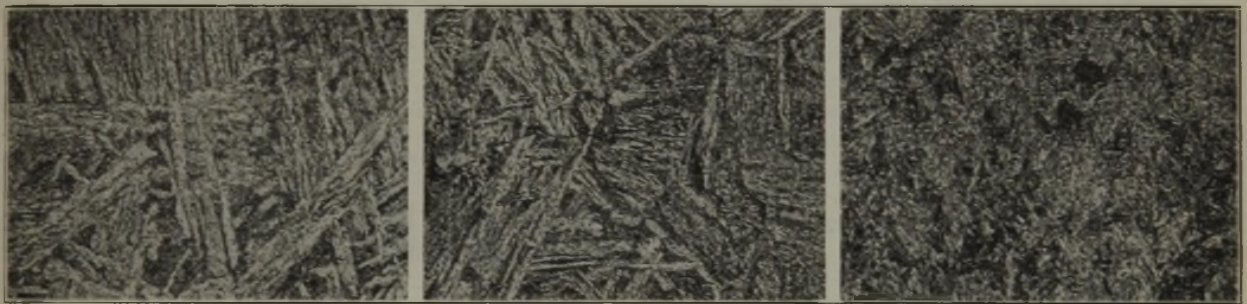
Abbildung 15. Chemische Zusammensetzung und Festigkeitswerte der Versuchsstücke aus Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl.



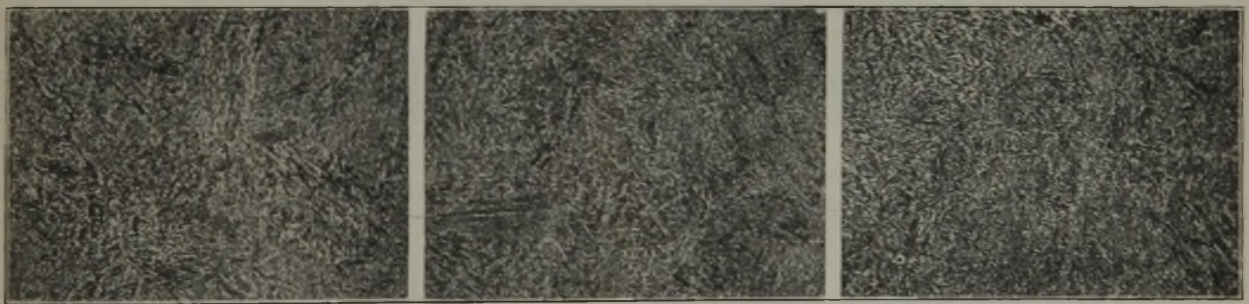
Verschmiedung 5fach (650 mm Dmr.), geglüht.



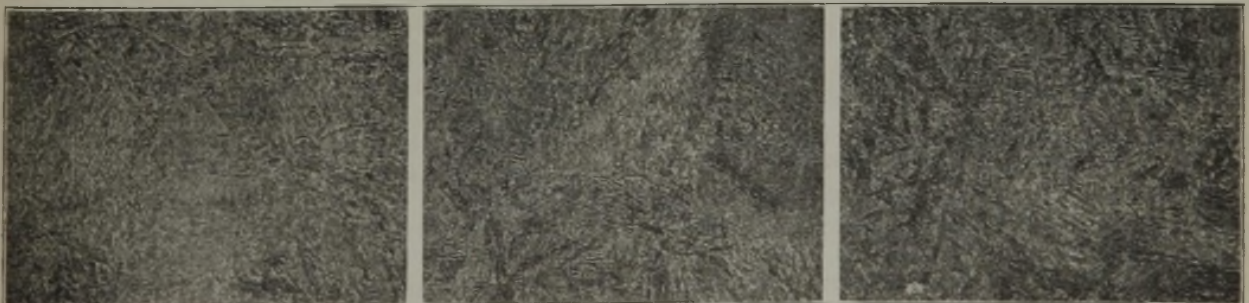
Verschmiedung 3fach (840 mm Dmr.), geglüht.



Verschmiedung 2fach (1020 mm Dmr.), geglüht.



Verschmiedung 3fach (840 mm Dmr.), übergelüht.



Verschmiedung 3fach (840 mm Dmr.), übergelüht.

Abbildung 16. Feingefüge der Versuchsstücke aus Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl.

Zahlentafel 7. Vergleich der Vergütewirkung bei den verschiedenen Stählen, Verschmiedungsgraden und Ausgangsgrößen.

| Wärmebehandlung | Verschmie- dungs- grad | Stahl A | | Stahl B | | Stahl C | | Stahl D | | | |
|-----------------|------------------------------|---|-------------------------------------|---|-------------------------------------|---|-------------------------------------|---|-------------------------------------|------|------|
| | | Kerbzähig- keit mkg/cm ² | Streckgrenze Zugfestigkeit · 100 | Kerbzähig- keit mkg/cm ² | Streckgrenze Zugfestigkeit · 100 | Kerbzähig- keit mkg/cm ² | Streckgrenze Zugfestigkeit · 100 | Kerbzähig- keit mkg/cm ² | Streckgrenze Zugfestigkeit · 100 | | |
| 45-t-Blöcke | unbehandelt | 5 | 6,9 | 39,5 | 2,2 | 45,0 | 6,7 | 46,2 | 2,5 | 75,0 | |
| | geglüht | 2 | 5,4 | 41,8 | 3,5 | 47,0 | 5,9 | 49,5 | 3,9 | 72,6 | |
| | | 3 | 8,5 | 43,2 | 4,4 | 45,5 | 7,7 | 50,5 | 3,8 | 73,1 | |
| | | 5 | 7,9 | 47,1 | 4,7 | 43,8 | 8,1 | 48,0 | 3,5 | 75,5 | |
| | luftvergütet | 2 | 3,7 | 46,1 | 2,3 | 48,3 | 7,0 | 56,6 | 9,4 | 68,7 | |
| | | 3 | 6,4 | 46,4 | 3,8 | 47,5 | 8,3 | 54,9 | 6,4 | 72,3 | |
| | | 5 | 5,1 | 46,4 | 2,5 | 48,8 | 7,2 | 55,8 | 7,3 | 70,5 | |
| | ölvergütet | 2 | 6,1 | 46,0 | 3,8 | 49,9 | 6,8 | 56,9 | 5,6 | 74,3 | |
| | | 3 | 5,8 | 45,6 | 4,9 | 49,2 | 7,1 | 57,6 | 6,8 | 72,5 | |
| | | 5 | 7,5 | 46,8 | 4,2 | 51,3 | 6,6 | 55,3 | 6,5 | 71,6 | |
| | 100-t-Blöcke | unbehandelt | 5 | 3,9 | 44,9 | 1,6 | 52,4 | — | — | — | — |
| | | geglüht | 2 | 3,9 | 45,5 | 3,2 | 47,6 | 4,2 | 59,0 | 2,8 | 57,1 |
| 3 | | | 3,8 | 45,2 | 3,2 | 47,1 | 5,1 | 55,9 | 3,0 | 57,2 | |
| 5 | | | 3,8 | 44,7 | 2,8 | 46,5 | 6,0 | 52,2 | 4,0 | 57,4 | |
| luftvergütet | | 2 | 6,1 | 42,6 | 4,2 | 49,1 | 6,8 | 58,5 | 3,6 | 74,1 | |
| | | 3 | 10,1 | 47,3 | 4,8 | 49,9 | 9,1 | 57,3 | 3,6 | 74,0 | |
| | | 5 | 6,6 | 49,2 | 5,1 | 50,9 | 8,5 | 56,8 | 4,7 | 72,5 | |
| ölvergütet | | 2 | 7,9 | 45,0 | 8,1 | 48,3 | 8,9 | 54,1 | 5,3 | 73,9 | |
| | | 3 | 7,1 | 46,9 | 5,1 | 49,3 | 9,5 | 58,9 | 5,3 | 74,1 | |
| | | 5 | 6,6 | 49,2 | 6,0 | 49,8 | 8,8 | 57,1 | 4,9 | 73,6 | |

¹⁾ Im Mittel.

in Erscheinung, was mit ihrer Lage im Versuchsblock zusammenhängt. Diese befand sich an dem Ende des Schmiedestückes, das nach dem Fertigschmieden von dem ursprünglichen Block mit einem Messer im warmen Zustand abgetrennt wurde. Die dabei unvermeidliche Warmverformung dürfte das Auftreten von Flocken verhindert haben, eine Tatsache, die durch Beobachtung im Betriebe verschiedentlich bestätigt wurde.

Ueber die Bruchproben und das Primärgefüge ist nichts Wesentliches zu bemerken.

Das Feingefüge (Abb. 16) bestand bei der fünffach verschmiedeten Probe im unbehandelten Zustande aus Zeilen grobnadeligen Martensits, die abwechselnd mehr und weniger Kohlenstoff enthielten; nach dem Rande zu wurden an sich die Primärzeilen feiner und dadurch auch das Gefüge. Durch das Glühen scheint die Karbidkörnung der Grundmasse feiner geworden zu sein.

Nach Glühung, die die Grundmasse zu verfeinern scheint, sind noch Unterschiede zwischen Rand und Mitte sowie nach dem Verarbeitungsgrad zu erkennen, die aber nach Luft- und Ölvergütung weitgehend verschwinden; das Gefüge besteht nach Vergütung aus Anlaßtroostit, der die Nadelform des Martensits mehr oder weniger erkennen läßt. Genau dasselbe ergaben auch die Bohrkerne im luft- oder ölvergüteten Zustande.

Die Korngröße war wegen der Gefügeausbildung, in der keine Korngrenzen zu erkennen oder nur ziemlich willkürlich festzulegen sind, nicht zu messen.

Auswertung der Untersuchungsergebnisse und Vergleich mit den Feststellungen an 100-t-Blöcken.

Einen Ueberblick über den Einfluß der Legierung auf die mechanischen Eigenschaften vermittelt Abb. 17, in der die Mittelwerte der Zerreiß- und Kerbschlagproben für die verschiedenen Verschmiedungs- und Wärmebehandlungsstufen wiedergegeben sind. Zugfestigkeit und Streckgrenze sind beim Mangan- und Nickelstahl höher als beim Kohlenstoffstahl, Dehnung und Einschnürung liegen nied-

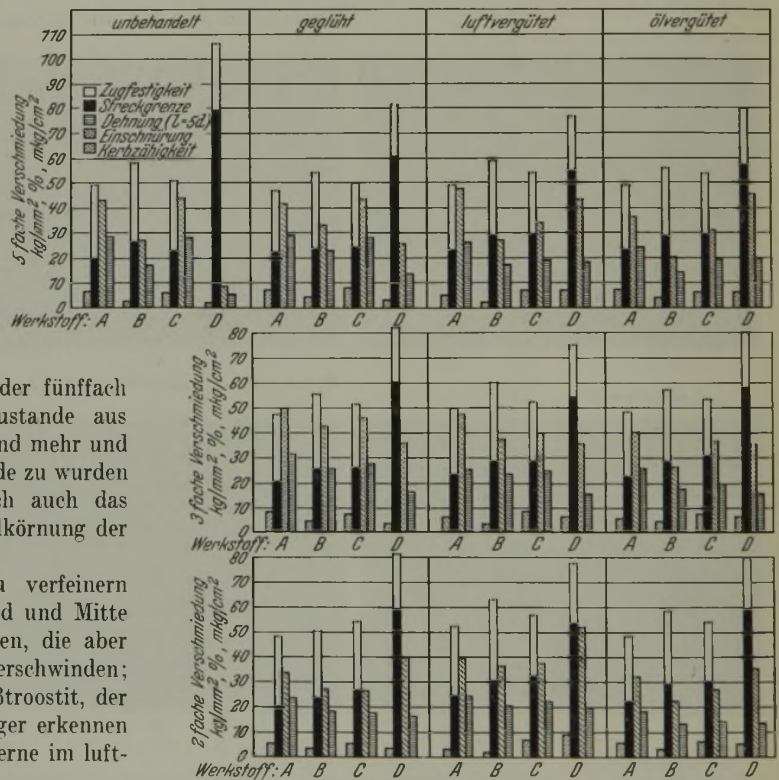


Abbildung 17. Mittelwerte aus den Querproben.

riger. Die Kerbzähigkeit ist beim Manganstahl besonders niedrig, beim Nickelstahl hat sie etwa den gleichen Wert wie beim unlegierten Stahl. Der Zusatz von Chrom, Nickel und Molybdän erhöht die Zugfestigkeit und die Streckgrenze ganz erheblich. Nach der Wärmebehandlung wird die Festigkeit um etwa 60 %, die Streckgrenze um etwa 150 % höher als beim Kohlenstoffstahl. Dehnung und Einschnürung liegen in den Mindestwerten höher als beim Mangan- und Nickelstahl. Die durch die Legierungszusätze bewirkte Aenderung der mechanischen Eigenschaften ist bei den vorliegenden Versuchen die gleiche wie in den von Maurer und Korschani¹⁾ untersuchten 100-t-Blöcken.

Die verschiedene Legierung der Werkstoffe hat einen starken Einfluß auf die Vergütbarkeit. Das Verhältnis von Streckgrenze zu Zugfestigkeit, das beim Werkstoff A nach der Luft- und Ölvergütung im Mittel 46 % beträgt (vgl. Zahlentafel 7), steigt beim Manganstahl auf etwa 49 % und beim Nickelstahl auf 56 %; beim Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl liegt es noch höher, nämlich bei rd. 72 %. Bei den 100-t-Güssen sind die Werte ganz ähnlich. Die Kerbzähigkeitswerte lassen keine solche Regelmäßigkeit erkennen.

Ueber den Einfluß der Legierung auf die Seigerung ist folgendes zu sagen. Das Seigerungsmaß ist bei den Werkstoffen A und B gleich. Der Nickelstahl C seigert infolge seines niedrigeren Phosphor- und Schwefelgehaltes weniger. Die geringsten Seigerungen sind bei dem nach dem Duplex-Verfahren hergestellten Werkstoff D zu finden. Die Ausbildung der Seigerung — starke umgekehrte Blockseigerung im unteren Teil der Blöcke, die nach oben hin schwächer wird — ist von der Legierung nicht abhängig. In den 100-t-Blöcken der Arbeit von Maurer und Korschman waren die Seigerungen bei den einzelnen Werkstoffen in gleicher Weise wie bei den 45 t schweren Versuchsblöcken ausgeprägt.

In den Beizscheiben und Baumann-Abzügen findet man in der Seigerungszone der Werkstoffe A und B bei den 45-t-Güssen einige feine Risse, die aber beim drei- und fünffach verschmiedeten Querschnitt nur ganz unbedeutend sind; etwas stärker treten sie im zweifach verschmiedeten Querschnitt auf. Beim Werkstoff C zeigen nur die luftvergüteten Scheiben im zweifach verschmiedeten Versuchsblock Risse. Bei den 100-t-Stücken waren bei den Werkstoffen A, B und C diese Fehler nicht zu finden. Es ist anzunehmen, daß die langsame Abkühlung der schwereren Blöcke nach dem Schmieden diese Risse verhütet hat. Zur Erzielung vollkommen einwandfreier Ergebnisse muß man also, wie dies auch im Betriebe meist geschieht, Stücke mit solchen Querschnitten nach dem Schmieden glühen und dann im Ofen langsam abkühlen. Beim Werkstoff D treten im zweifach verschmiedeten Querschnitt deutlich ausgebildete, große Flockenrisse in der ringförmigen Seigerungszone auf, beim dreifach verschmiedeten Querschnitt ist die Zahl der Risse wesentlich geringer. In den entsprechenden 100-t-Blöcken wurden im zwei- und dreifach verschmiedeten Querschnitt aus Werkstoff D ebenfalls Risse gefunden. Der fünffach verschmiedete Querschnitt des 100-t-Gusses war vollkommen rißfrei, der des 45-t-Blockes hat aber in der Seigerungszone sieben Risse in der gleichen Ausbildung und Größe wie die schwächer verschmiedeten Stücke. Der Unterschied der drei verschiedenen Verschmiedungsgrade in der Anzahl der Risse ist ganz bedeutend und unverkennbar. Es ist anzunehmen, daß bei gleicher Wärmebehandlung beider Versuchsstücke nach dem Schmieden diese Risse im fünffach verschmiedeten Querschnitt aus dem 45-t-Guß ebenfalls nicht aufgetreten wären. Die Wärmebehandlung, die von Maurer und Korschman angewendet wurde (Glühen nach dem Schmieden mit langsamem Erkalten im Ofen), war für diesen Werkstoff unbedingt notwendig. Es handelt sich in beiden Fällen um Flocken, die durch Spannungen beim Abkühlen in der durch Seigerungen geschwächten Zone entstanden sind. Der Unterschied in der Abkühlung nach dem Schmieden zeigt sich in der Größe der Risse, die bei den langsam abgekühlten Blöcken aus dem 100-t-Guß sehr viel kleiner sind als die Risse in dem in der Kühlgrube erkalteten Versuchsstück aus dem 45-t-Guß.

Der Einfluß der Verschmiedung auf die mechanischen Werte geht zunächst aus Abb. 17 hervor. Danach werden bei allen Werkstoffen Streckgrenze und Zugfestig-

keit im Gegensatz zu Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit durch die Verschmiedung nicht beeinflusst. Diese letzten steigen bei den Längsproben mit dem Verschmiedungsgrad (vgl. Abb. 18). Bei den Querproben aus den ölvergüteten Schmiedestücken ist das Bild ganz anders. Der beste Wert für Einschnürung, Dehnung und Kerbzähigkeit liegt bei den Werkstoffen A, B und C in Uebereinstimmung mit den Untersuchungen von G. Charpy²⁾ bei der dreifachen Verschmiedung. Die Querprobenwerte

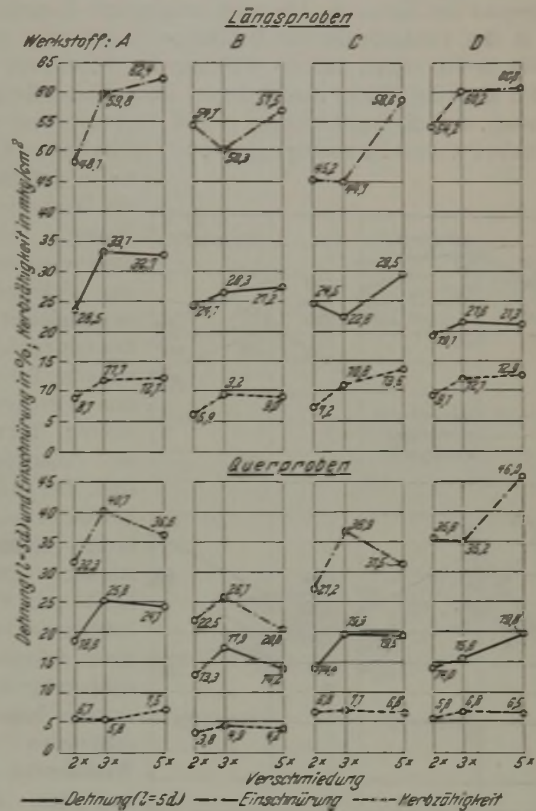


Abbildung 18. Mittelwerte aus den ölvergüteten Schmiedestücken (Längs- und Querprobenwerte).

des Werkstoffes D liegen dagegen für Einschnürung und Dehnung bei der fünffachen Verschmiedung am höchsten. In Abb. 19 sind die Querprobenwerte der ölvergüteten Stücke in Hundertteilen der entsprechenden Längsprobenmittel eingetragen. Man erkennt für die Werkstoffe A, B und C den besonders günstigen Einfluß der dreifachen Verschmiedung auf die Eigenschaften in der Querrichtung, weil bei diesem Verarbeitungsgrad die Querprobenwerte den Werten der Längsproben am nächsten kommen. Beim Werkstoff D ist das Verhältnis zwischen Querproben und Längsproben nach der fünffachen Verarbeitung am höchsten. Aus Abb. 19 geht also hervor, daß der Abfall der Werte in den Querproben mit zunehmendem Verschmiedungsgrad für die einzelnen Werkstoffe verschieden, d. h. vom Reinheitsgrad und der Herstellungsweise des Stahles abhängig ist. Die Angaben von Charpy, daß bei einem Verarbeitungsgrad, der höher als 1:3 ist, die Querproben schlechter werden, gilt nicht für alle Werkstoffe in gleicher Weise. Dies stimmt mit einer Angabe von J. E. Stead⁴⁾ überein.

Die Untersuchungen an den 100-t-Blöcken zeigten bei den Längsproben das gleiche, bei den Querproben aber nicht die Regelmäßigkeit wie die vorliegende Arbeit. Hier

²⁾ J. Iron Steel Inst. 98 (1918) S. 7/42; vgl. Stahl u. Eisen 39 (1919) S. 913/16.

⁴⁾ J. Iron Steel Inst. 98 (1918) S. 26/27.

dürfte der Einfluß der größeren Bohrung beim Oelvergüten der Stücke aus den 100-t-Güssen mitsprechen.

Die verschieden starke Ausbildung der Längszeile läßt den Einfluß des Verschmiedungsgrades auf das Primär- und Sekundärgefüge erkennen. Diese Längszeile tritt deutlich im Makrogefüge aller vier Werkstoffe und im Feingefüge der Werkstoffe A, B und C hervor. Der Zeilenabstand ist im Feingefüge beim zweifachen Verschmiedungsgrad am größten, beim fünffachen Verschmiedungsgrad am kleinsten. Die stark ausgeprägte Längszeile, die in den Gefügetafeln der Bohrkerne zu erkennen war, ist ein Beweis dafür, daß die Wirkung des Schmiedens bis in den Kern der Blöcke hineinreichte. Diese Feststellungen beweisen, daß die Ausführungen von W. Oertel⁵⁾ und von E. Siebel⁶⁾, die bei dreiseitig gedrückten Stahlzylindern Fehler in der Mitte des Werkstückes fanden, nicht ohne weiteres auf das Schmieden von großen Stücken mit reichlich starken Pressen und genügend breiten Sätteln zu übertragen sind. Bei richtig gewählter Sattelbreite, genügend starker Preßkraft und Einhaltung der richtigen Schmiedetemperatur wird auch beim Schmieden im Winkelsattel die Gußmitte verformt. Daß die Verformung bei den vorliegenden Versuchen und denen von Mau-

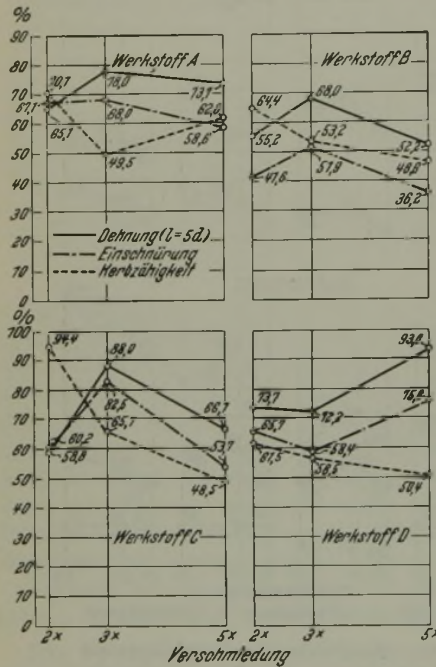


Abbildung 19.

Querprobenmittel der ölvergüteten Stücke in % der entsprechenden Längsprobennittel.

er und Korsch an auch bis in den Kern der Stücke hinein gut war, geht aus den mechanischen Werten hervor.

Die Korngröße und die Vergütewirkung werden durch den Verarbeitungsgrad nicht beeinflusst, wie aus Abb. 20 und Zahlentafel 7 zu sehen ist.

Der Einfluß der Wärmebehandlung auf die mechanischen Werte geht deutlich aus Abb. 17 hervor. Durch das Glühen bei 650 bis 660° werden die Festigkeitseigenschaften der Werkstoffe A, B und C nur in ganz geringem Maße gegenüber dem Schmiedezustand geändert. Wesentlich stärker ist der Einfluß des Glühens auf die Eigenschaften des Werkstoffes D; die beim Abkühlen nach dem Schmieden aufgetretene Härtung wird aufgehoben, und dadurch steigen bei abnehmender Zugfestigkeit und Streckgrenze Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit. Die Luftvergütung erhöht Festigkeit und Streckgrenze der Werkstoffe A, B und C; die Zunahme ist verschieden. Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit sind etwas gefallen, abgesehen vom zweifach verschmiedeten Querschnitt, bei dem Dehnung und Einschnürung in allen Fällen durch die Luft-

⁵⁾ Stahl u. Eisen 41 (1921) S. 1413/16.

⁶⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 1 (1927/28) S. 543/48 (Werkstoffaussch. 122).

vergütung gehoben werden. Die Eigenschaften des Werkstoffes D werden durch die Luftvergütung durchweg verbessert. Bei fallender Festigkeit und Streckgrenze zeigen Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit eine bedeutende Erhöhung; im zwei- und fünffach verschmiedeten Versuchstück wird die Kerbzähigkeit um etwa 100 %, im dreifach verschmiedeten um 60 % gegenüber dem geglähten Zustand gehoben. Die Oelvergütung verändert die Eigenschaften der Querproben gegenüber der Luftvergütung nur noch in ganz geringem Maße. In Übereinstimmung mit den Feststellungen an den 100-t-Güssen werden die Mittelwerte der größeren Abmessungen stärker verbessert als die der

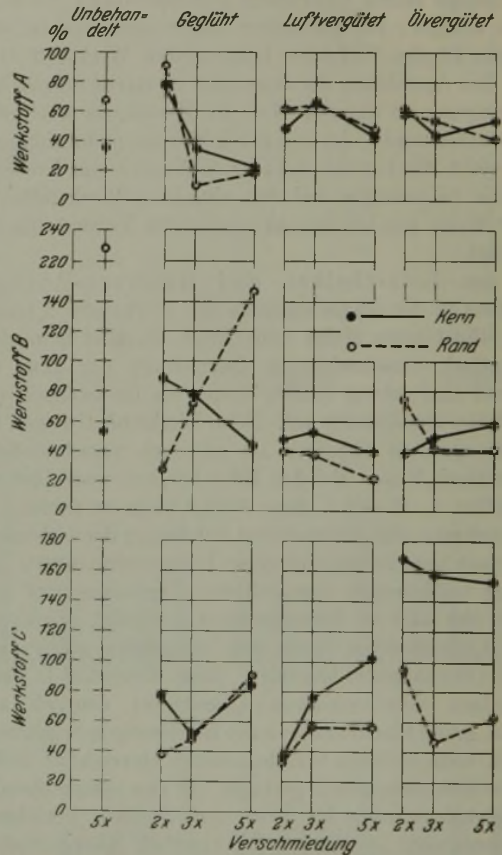


Abbildung 20. Verhältnis der Korngröße des Ferrits bei den 45-t-Blöcken zu der der 100-t-Blöcke.

kleineren. Der Einfluß der verschiedenen Wärmebehandlungsarten auf die mechanischen Werte ist bei den 45-t-Blöcken der Werkstoffe A, B und C der gleiche wie bei den 100-t-Güssen; beim Werkstoff D ist die Verbesserung der Eigenschaften durch die Wärmebehandlung geringer, weil dieser Stahl bei den Versuchsblöcken aus dem 45-t-Guß schon im Schmiedezustand ziemlich hohe Werte hat.

Das Makrogefüge wird durch die Wärmebehandlung nicht beeinflusst. Dagegen ist die Wirkung auf das Feingefüge bedeutend. Das Glühen bei 650 bis 660° ruft praktisch keine Änderungen des Feingefüges gegenüber dem geschmiedeten Zustand hervor, im Gegensatz zur Luftvergütung, die bei allen Werkstoffen die Gefügeausbildung stark veränderte. Das im geschmiedeten und geglähten Zustand verhältnismäßig grobe Gefüge im Inneren ist nach der Luftvergütung nicht mehr vorhanden, es ist über den ganzen Querschnitt fast vollkommen gleichmäßig geworden. Eine weitere Verfeinerung des Gefüges wird durch die Oelvergütung erreicht; der Unterschied gegenüber der Luftvergütung ist aber bei weitem nicht so stark wie

der vom geglühten zum luftvergüteten Zustand. Die Oelvergütung beeinflusst das Gefüge des Mangan- und Nickelstahls stärker als das des unlegierten Stahles; während bei diesem nur die äußere Zone ein Vergütungsgefüge zeigt, dringt beim Mangan- und Nickelstahl die Vergütung tiefer ein.

Die Vergütewirkung ist in der Hauptsache von der Legierung abhängig, weniger von der Wärmebehandlung.

Der Einfluß der Wärmebehandlung auf die Korngröße des Ferrits, die für die Werkstoffe A, B und C bestimmt wurde, ist ganz erheblich (vgl. Abb. 8, 11 und 14). Vor allem fällt die Wirkung der Luftvergütung auf die Korngröße im Innern aller Querschnitte auf. Der Unterschied in der Korngröße zwischen Rand und Kern, der im geglühten Zustand durchweg beträchtlich ist, wird durch die Luftvergütung fast aufgehoben. Die Oelvergütung verringert die Korngröße weiter. Die Wirkung der Wärmebehandlung auf den Unterschied der Korngrößen zwischen Rand und Kern ist bei den 45-t-Güssen und bei den 100-t-Blöcken gleich; die Korngröße an sich ist aber bei den Schmiedestücken aus den 100-t-Güssen durchweg höher (vgl. Abb. 20).

Zum Abschluß des Vergleiches der 45 und 100 t schweren Blöcke sind in Abb. 21 bis 24 die Festigkeitszahlen beider Versuchsreihen im Verhältnis zueinander aufgetragen. Man ersieht daraus, daß die mechanischen Werte der Versuchsblöcke von der Ausgangsgußgröße nicht abhängig sind. Sie sind für die 45-t- und die 100-t-Güsse im Schmiedezustand nur wenig verschieden und werden durch die Wärmebehandlung — Luft- und Oelvergütung — einander angenähert. Die Längsproben im ölvergüteten Zustand (Abb. 24) sind fast vollkommen gleich geworden.

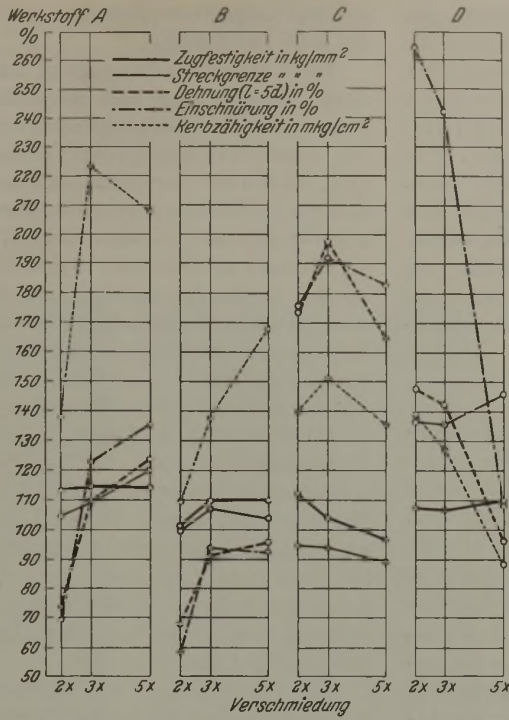


Abbildung 21. Querprobenmittel der geglühten Stücke vom 45-t-Guß in % des entsprechenden 100-t-Gusses.

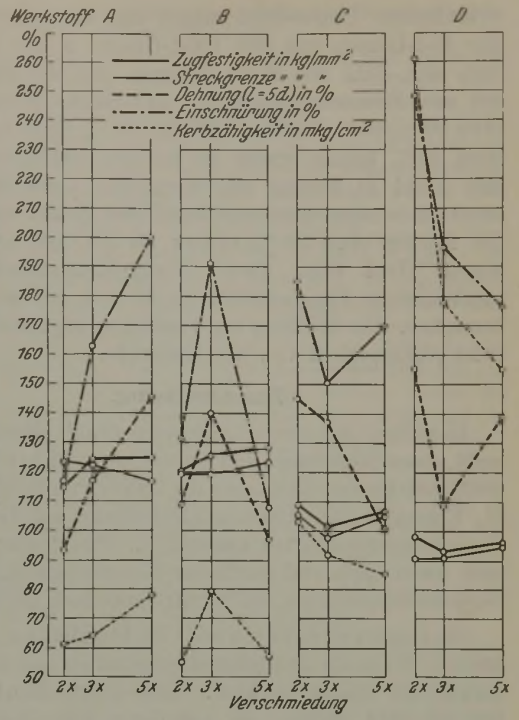


Abbildung 22. Querprobenmittel der luftvergüteten Stücke vom 45-t-Guß in % des entsprechenden 100-t-Blockes.

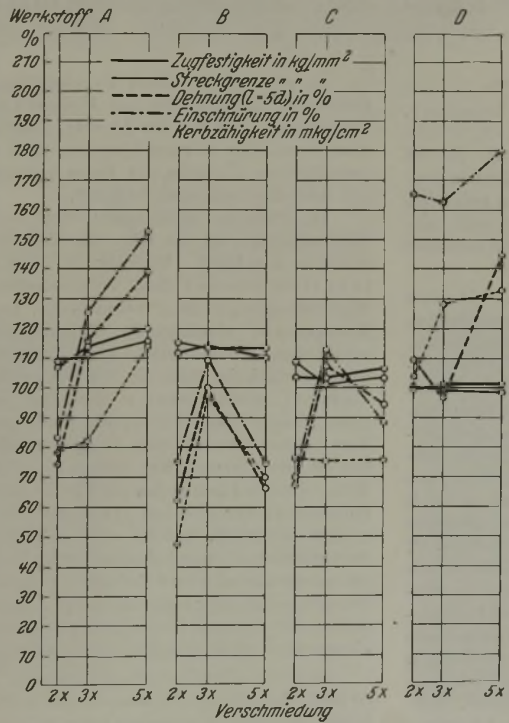


Abbildung 23. Querprobenmittel der ölvergüteten Stücke vom 45-t-Guß in % des entsprechenden 100-t-Gusses.

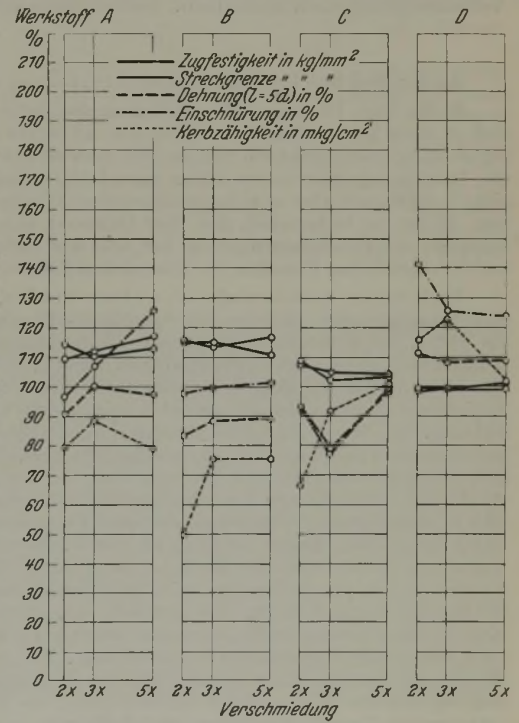


Abbildung 24. Längsprobenmittel der ölvergüteten Stücke vom 45-t-Guß in % des entsprechenden 100-t-Gusses.

Die Art der Seigerung — umgekehrte Blockseigerung — der aus dem unteren Teil des Gußblocks entnommenen Stücke ist bei beiden Blockgrößen gleich. Baumann-Abzüge, Beizscheiben und Gefügetafeln zeigen ebenfalls praktisch die gleichen Ergebnisse, abgesehen von den Fehlstellen im fünffach verschmiedeten Querschnitt des Werkstoffes D, die bei den Stücken aus dem 45-t-Guß im Gegensatz zu denen aus dem 100-t-Guß deshalb entstanden sind, weil der erste nach dem Schmieden nicht geglüht wurde. Einen

wesentlichen Unterschied zeigen die Versuchsblöcke aus den 45-t-Güssen und den 100-t-Güssen in der Korngröße (vgl. Abb. 20). Die Messung ergab, daß die Ferritkörner aus den Schmiedestücken der 45-t-Blöcke beim Stahl A etwa 50 %, beim Werkstoff B etwa 60 %, beim Werkstoff C etwa 30 % kleiner waren als bei den 100-t-Güssen. Für den Stahl D konnte das Verhältnis quantitativ nicht ermittelt werden, qualitativ kann aber gesagt werden, daß die Körner etwa 50 % kleiner als die des 100-t-Gusses waren. Daß trotz dieser Korngrößenunterschiede die mechanischen Eigenschaften gleich sind, ist besonders zu bemerken. Die Wirkung der Vergütung zeigt keine wesentliche Abhängigkeit von der Gußgröße.

Zusammenfassung.

45-t-Güsse aus einem unlegierten Stahl, einem Manganstahl, einem Nickelstahl und einem Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl wurden zur Ergänzung der Arbeit von E. Maurer und H. Korsch über 100-t-Schmiedestücke auf Gefüge und Festigkeitseigenschaften untersucht. Die Prüfung erfolgte nach zwei-, drei- und fünffacher Verschmiedung, und zwar im Schmiedezustande, nach Luft- und nach Oelvergütung.

Die Legierungsbestandteile beeinflussten in der bekannten Weise die Festigkeitseigenschaften und die Vergütbarkeit der Stähle merkbar. Umgekehrte Blockseigerung trat bei allen Stählen auf, auf deren Ausbildung die Legierungsgehalte keinen Einfluß hatten. In den Seigerungszone fand man feine Risse, die gewöhnlich mit zunehmender Verschmiedung stark abnahmen. Glühen nach dem Schmie-

den mit langsamem Abkühlen im Ofen ist zur Vermeidung der Risse zweckmäßig.

Der Verschmiedungsgrad hatte nur Einfluß auf Dehnung, Einschnürung und Kerbzähigkeit. Das Verhältnis zwischen Festigkeitseigenschaften der Querproben und denen der Längsproben war bei dem Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl nach fünffacher Verschmiedung am günstigsten, bei den anderen Stählen schon bei geringerer Verschmiedung. Längszeiten fanden sich bei allen Stählen, wobei erklärlicherweise der Abstand der Zeilen mit steigender Verschmiedung kleiner wurde. Aus der Zeilenbildung ging hervor, daß bei genügend starker Preßkraft und richtiger Schmiedetemperatur auch bei Anwendung von Winkelsätteln der Kern sehr großer Gußblöcke durchgeschmiedet werden kann. Korngröße und Vergütungswirkung wurden durch den Verarbeitungsgrad nicht beeinflusst.

Durch Glühen bei 650 bis 660° wurden nur beim Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl die Festigkeitseigenschaften etwas beeinflusst, und zwar wurde die beim Schmieden eingetretene Härtung aufgehoben. Durch Luftvergütung trat bei allen Stählen eine Verbesserung der Eigenschaften ein, die bei Oelvergütung noch etwas größer war. Das Grobgefüge wurde durch die Wärmebehandlung nicht beeinflusst, während das Feingefüge nach Luft- und Oelvergütung gleichmäßiger und feiner war.

Ein Vergleich mit den 100-t-Blöcken ergab, daß die mechanischen Werte der Versuchsblöcke von der Ausgangsgröße unabhängig sind. Ein wesentlicher Unterschied bestand überhaupt nur in der Korngröße, die beim 45-t-Block viel feiner war als beim 100-t-Block.

An den Bericht schloß sich folgende Erörterung an.

K. Kreitz, Düsseldorf: Die Mitteilung des Herrn Gummert, daß er auch in den Schmiedestücken aus unlegiertem Stahl Spannungsrisse gefunden hat, ist sehr bemerkenswert. Sie ist die Bestätigung einer schon früher einmal hier geäußerten Ansicht⁷⁾, die damals aber wohl kaum allgemeinen Glauben gefunden hat. Es ist nur bedauerlich, daß Herr Gummert nicht auch Abbildungen der Bruchflächen gezeigt hat, weil man daraus Schlüsse auf die eigentlichen Ursachen der Risse ziehen könnte.

Nach meiner Ansicht muß man unterscheiden zwischen zwei Hauptgruppen: zwischen den eigentlichen Flockenrissen, die glatte, durch die Kristalle verlaufende Bruchflächen haben, und dem sogenannten muscheligen Bruch. Die Flockenrisse bilden sich zwischen benachbarten Stellen verschiedenen Legierungsgehaltes eines Schmiedestückes bei zu rascher Abkühlung. Infolge der Legierungsunterschiede ergeben sich Abweichungen in der Lage des Umwandlungspunktes, die ein zeitlich verschiedenes Eintreten der mit dem Durchschreiten des A_{r_3} -Punktes verbundenen Ausdehnungsänderungen und dadurch unter Umständen die Trennfestigkeit überschreitende Spannungen zur Folge haben. Dieser Vorgang ist von P. Bardenheuer⁸⁾ schon vor Jahren erläutert worden. Beim muscheligen Bruch handelt es sich um Trennungen, die den Grenzen der ursprünglichen Kristallkörner folgen. Die Ursachen sind, wie das E. Maurer¹⁾ schon lange erkannt hat, entweder unzerstörte Schäumwände oder nicht völlig verschweißte Primärkristalle. Den muscheligen Bruch kann man an seinem kennzeichnenden Aussehen leicht von den eigentlichen Flockenrissen unterscheiden, die glatte, hell-schimmernde Trennflächen haben. Muscheliger Bruch folgt immer Stellen geringeren Werkstoffzusammenhangs, während die Flockenrisse zwar oft von schwachen Stellen im Schmiedestück ausgehen, in ihrem weiteren Verlauf meist aber keine Rücksicht auf die Primärkristallisation und die Richtung der Seigerungsstellen nehmen. Flockenrisse sind ausnahmslos schon im fertigen Schmiedestück nach dem Erkalten vorhanden. Muscheliger Bruch entsteht oft erst bei nachträglicher Beanspruchung, z. B. beim Brechen oder Zerreißen. Es kann aber auch vorkommen, daß muscheliger Bruch durch Eigenspannung ausgelöst wird. Schnell abgekühlte Schmiedestücke können sowohl reine Flockenrisse als auch muschelige Werkstofftrennungen haben.

⁷⁾ W. Prox: Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 280.

⁸⁾ Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseldorf, 7 (1925) S. 1/15; vgl. Stahl u. Eisen 45 (1925) S. 1782/83.

Es ist deshalb immer zweckmäßig, Abbildungen der Bruchflächen zu bringen oder das Aussehen der Trennflächen genau zu beschreiben. Ich bin der Ansicht, daß dadurch viele Mißverständnisse vermieden werden könnten, ganz abgesehen davon, daß die verschiedene Ursache der Risse naturgemäß verschiedene Wege zur Abwehrmöglichkeit bedingt.

R. Hohage, Völklingen: Herr Gummert hat eine Reihe von Einflußgrößen für die Güte des Werkstoffs in großen Schmiedestücken angeführt. Wichtig ist, daß auch die Schmiedeanfangstemperatur dem Schmiedestück und den vorhandenen Einrichtungen, z. B. Pressenstärke, angepaßt wird. Die an den Korngrenzen abgelagerten Schaumhäute rutschen beim Verschmieden ab und bilden kleine Rißchen, die, wenn die Presse genügend stark ist und die Schmiedeanfangstemperatur genügend hoch war, wieder verschweißen. Ist aber die Presse nicht stark genug, so sind die beiden ersten Erwärnungen unbedingt bei hoher Temperatur vorzunehmen, wo ein Verschweißen der kleinen Rißchen, die bei der ersten Hitze entstanden sind, dann bei der zweiten Hitze eintreten kann. Ist die Presse stark genug, so daß die feinen Rißchen in der gleichen Hitze wieder verschweißen können, so genügt natürlich, daß die erste Erwärmung bei hoher Temperatur durchgeführt wird und die anderen bei niedrigeren Temperaturen, um ein entsprechend feines Gefüge zu erhalten. Stahlwerke mit großen Pressen haben hier ein einfacheres Arbeiten als solche Stahlwerke, denen nur kleinere Pressen zur Verfügung stehen, die aber doch einwandfreie Schmiedestücke in größeren Abmessungen herstellen.

Was die Flockenfrage anlangt, so sind wir heute doch so weit, daß wir durch entsprechende Maßnahmen es in der Hand haben, Flocken zu erzeugen oder vollkommen zu vermeiden.

K. Walter, Witkowitz: Ich möchte den Herrn Vortragenden fragen, ob er den Einfluß des Verschmiedegrades auf die Radialproben auch untersucht hat; denn es wird von der Elektroindustrie gerade diese Radialprobe stark gefordert und manchmal die Uebernahme der Stücke vom Ausfall der Proben abhängig gemacht.

H. Gummert, Essen: Auf die Frage von Herrn Kreitz über die Flocken muß ich die gleiche Antwort geben, die Herr Korsch vor zwei Jahren bei der Erörterung seines Vortrages gab. Ich habe ja nicht über Flockenbildung gesprochen, sondern über die mechanischen Eigenschaften großer Schmiedestücke. Soweit Flocken auftraten, habe ich natürlich darüber berichtet.

Herrn Hohage muß ich zustimmen. Die Flocken sind nur deshalb entstanden, weil ich die Blöcke nach dem Schmieden in einer ungeheizten Grube abkühlen ließ. Wenn ich die Stücke aus

dem Chrom-Nickel-Molybdän-Stahl nach dem Schmieden geblüht hätte, wären die Flocken nicht oder nur in sehr viel schwächerem Maße aufgetreten. Aber eine Wiederholung der Versuche mit neuen Güssen war zu zeitraubend und teuer.

Zu der Frage des Herrn Walter über Radialproben möchte ich bemerken, daß ich auf diese Proben verzichtet habe, weil ein genauer Vergleich der Werte der Radialproben mit denen der Längs- und Querproben schwer aufzustellen war: denn es ist nicht möglich, die gleiche Zahl Radialproben — vom Kern zum Rande eines Blockes — zu nehmen wie bei Längs- und Querproben. Soweit es die noch vorhandenen Versuchsstücke zulassen, werde ich noch Radialproben nehmen und die Ergebnisse mitteilen.



Abbildung 25.

Bruchaussehen eines Minenwerferrohres aus Chrom-Nickel-Stahl im angelieferten Zustand.

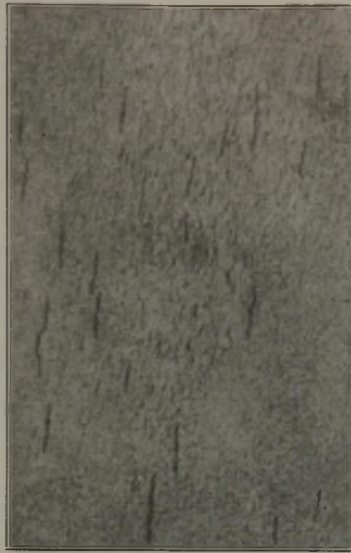


Abbildung 26.

Wie Abb. 25. Tangentialschliff, geätzt mit Kupferammoniumchlorid.

E. Maurer, Freiberg (nachträgliche schriftliche Äußerung): Da der Vortrag von Herrn Gummert als Veröffentlichung mit unter meinem Namen erscheint, so will ich Herrn Gummert, der über die mechanischen Eigenschaften großer Schmiedestücke sprach und nicht über Flocken, in diesem Punkt ergänzen.

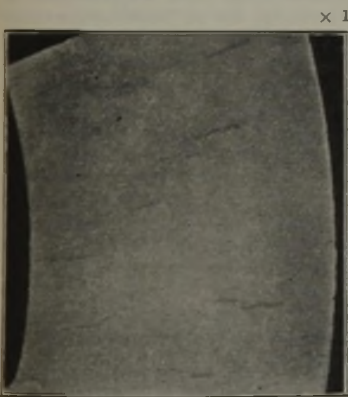


Abbildung 27. Wie Abb. 25. Querschliff, geätzt mit Kupferammoniumchlorid.

Veröffentlichung von A. Hultgren⁹⁾ hin. Die ganzen Flocken in dieser Arbeit sind kennzeichnende „muschelige Brüche“, wenn dieselben alle das Aussehen wie in den Abb. 17 und 18 der genannten Veröffentlichung gehabt haben. Sie haben mit den Flocken, wie dieselben von Korsch and mir gekennzeichnet wurden, nichts zu tun. Diese muscheligen Stellen werden von Körnern gebildet, welche öfters die Form von Rhombendodekaedern haben, deren Spitzen durch die Würfelfläche abgeflacht sind. Derartige Kristalle können sich nur bei sehr hohen Temperaturen, in der Nähe des Schmelzpunktes, ausbilden. Die gleiche Kristall-

⁹⁾ J. Iron Steel Inst. 111 (1925) S. 113/67; vgl. Stahl u. Eisen 45 (1925) S. 1441/42.

form haben beispielsweise Eiseneinsprenglinge in Siemens-Martin-Schlacke, wie sie P. Goerens¹⁰⁾ zeigte.

Zu der Frage Flocken ist nun in letzter Zeit eine Arbeit von H. H. Ashdown¹¹⁾ mit Zuschriften von W. P. Benter, F. Giolitti, E. Houdremont und C. E. Margerum erschienen. Die Ansicht von Ashdown scheint mir die richtige zu sein und deckt sich völlig mit meiner eigenen, die ich vor etwa 20 Jahren bei Krupp entwickelte. Durch das dankenswerte Entgegenkommen der Firma Krupp bin ich in der Lage, hierzu einen Bericht vom 12. Oktober 1916 zu veröffentlichen. Es handelt sich um ein Minenwerferrohr aus Chrom-Nickel-Stahl nicht Kruppischer Herkunft mit 0,45 % C, 0,13 % Si, 0,86 % Mn, 0,028 % P, 0,016 % S, 2,65 % Ni, 0,82 % Cr und 0,006 % N₂. Die Kugeldruckhärte betrug 270, entsprechend also einer Festigkeit von 92 kg/mm². Die Risse hatten im vorliegenden Falle gröberes Korn als die übrige Bruchfläche, so daß sie, wie Abb. 25 zeigt, als helle Flecken erschienen. Bis auf einige querlaufende waren die Risse in den Längsfasern des Werkstoffs und in radialer Anordnung gelagert, wie aus Abb. 26 und 27 hervorgeht. In sehr vielen Fällen werden die Risse erst nach Lagern sichtbar, und zwar durch die herausdringende Feuchtigkeit. Es handelt sich mithin in keinem Falle um Beizrisse. Aus ihrer radialen Anordnung, vereint mit ihrem zickzackartigen Verlauf nach Abb. 28, zog ich damals den Schluß, daß diese Risse Spannungsrisse seien. Die Erklärung ihres Entstehens gab ich dann wie folgt:

„Die Risse entstanden vor dem letzten, oberhalb des Umwandlungspunktes ($A_{c1, 2, 0} = 780^{\circ}$) ausgeführten Wärmen, da hierbei eine Veränderung der äußeren Gestalt des Kornes der ‚hellen Flecken‘ hätte eintreten müssen, wenn keine offenen Risse schon bestanden hätten. (Denn ohne dieses Wärmen hätten die Stellen der ‚hellen Flecken‘ und der Grundmasse gleiches Korn gehabt, und beim Bruch hätte sich dann keinerlei Unterschied zeigen können, wie dies auch üblicherweise der Fall ist.)

Da die ‚hellen Flecken‘ Korn zeigen, die Größe und die Gestaltung des Kornes jedoch ein schon Vorhandengewesensein der Risse im Guß ausschließt und nur unterhalb des Rückumwandlungspunktes bei der Abkühlung (im vorliegenden Fall 400°) körniger Bruch eintritt, so können die Risse nicht in der Wärme während des Schmiedens, sondern nur nach dem Schmieden beim Durchlaufen oder unterhalb des Umwandlungspunktes durch Auslösen innerer Spannungen entstanden sein.“

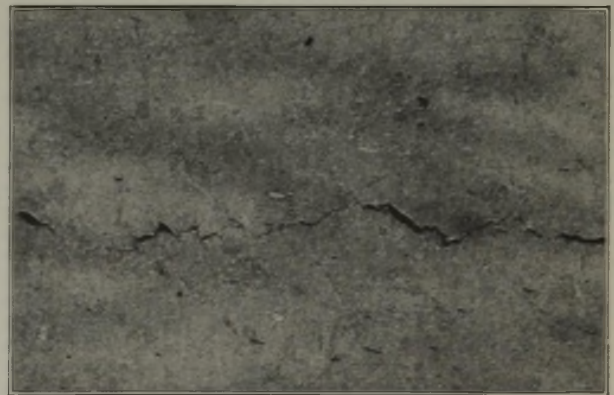


Abbildung 28. Wie Abb. 27. Flockenriß mit zickzackförmigem Verlauf.

Auch heute bekenne ich mich noch restlos zu diesem Standpunkt, daß Flocken reine Spannungsrisse sind, die selbst im reinsten Werkstoff auftreten, wenn nach dem Schmieden unvorsichtig abgekühlt wird. Daß Stellen schwächsten Widerstandes vor allem gefährdet sind, ist eine mechanische und keine metallurgische Angelegenheit. Nichts anderes ist in der Arbeit von Korsch and mir an der entsprechenden Stelle gesagt worden.

¹⁰⁾ Einführung in die Metallographie, 3. u. 4. Aufl. (Halle a. d. Saale: W. Knapp 1922) S. 7.

¹¹⁾ Met. Progr. 24 (1933) Nr. 5, S. 13/17 u. 62; 25 (1934) Nr. 2, S. 38/39, Nr. 5, S. 36/40; 26 (1934) Nr. 1, S. 46/47; Nr. 2, S. 26/29.

Die Ansicht von F. Rapatz¹²⁾, daß u. a. auch nach Korschan und mir die Flocken durch „Seigerungen an den Primärgrenzen“ veranlaßt würden, ist mithin nicht richtig. Den Kristallseigerungen kommt keine primäre Wirkung zu, denn sonst könnten ja beispielsweise bei einem Werkstoff, der vorgeschmiedet flockenfrei ist, beim Weiterschmieden an einem andern Ort nicht doch noch Flocken auftreten.

Aus den oben mitgeteilten Schlußfolgerungen, zu denen ich übrigens bereits vor Oktober 1916 an Hand von anderen Proben gekommen war, ergibt sich auch das Verfahren, die Flocken zu vermeiden, nämlich völliges Ausgleichen nach dem Schmieden und vorsichtiges Abkühlen. Ich nehme für mich nicht die Priorität dieser Behandlungsart in Anspruch, denn später fand ich dieselbe in dem DRP. 247 083 vom 9. Februar 1908 der Société Schneider & Cie., Le Creusot, beschrieben. Der erste Anspruch dieses Patentes sei hier angeführt:

„Verfahren zur Verhütung von bei der Abkühlung entstehenden inneren Rissen und zur Erleichterung der späteren Bearbeitung von Stahl mit nur einer kritischen Temperatur bei der Erwärmung bzw. bei der Abkühlung für Panzerplatten und andere Gegenstände, dadurch gekennzeichnet, daß man, sobald der vorher erwärmte Stahl bis zu einer Temperatur abgekühlt ist, die etwas höher ist als seine kritische Temperatur bei der Abkühlung, entweder a) eine Wiedererwärmung des Stahles bis zu einer Temperatur unterhalb seiner kritischen Temperatur bei der Erwärmung oder b) einen Stillstand oder c) eine Verzögerung der Abkühlung herbeiführt, worauf dann die endgültige Abkühlung erfolgt.“

Bei den gemachten Ausführungen blieben metallurgische Gesichtspunkte außer acht. Es muß aber gesagt werden, daß diese bestimmt eine Rolle spielen, und zwar durch ihre Auswirkung

¹²⁾ Die Edelmehle, 2. Aufl. (Berlin: J. Springer 1934) S. 369/70.

auf eine verschieden starke Anfälligkeit für Flocken. So ist saurer Siemens-Martin-Stahl in Fällen, in denen basischer Siemens-Martin-Stahl Flocken zeigt, flockenfrei; am unempfindlichsten ist Tiegelstahl. Es liegt nahe, eine Erklärung hierfür in der verschiedenen Art der Desoxydation zu suchen; der Beweis steht jedoch noch aus. In dieser Richtung führte bei einem Werk bei basischem Siemens-Martin-Stahl der Zusatz von Vanadin als Verstärkung der Aluminiumdesoxydation zu nachweisbarem Erfolg, bei einem andern Werk hingegen wieder nicht.

Zum Schluß sei weiter kurz auf die sogenannten „Schrumpfrisse“ im Block eingegangen¹³⁾. Nicht alle Blockrisse sind Schrumpfrisse. Wird die Reichweite des Wortes „Schrumpfrisse“ mit dem des Wortes „Warmrisse“ bei Stahlguß gleichgesetzt, so ergibt sich die Kennzeichnung derartiger Risse durch ihren Verlauf innerhalb der Kristallkorngrenzen. Die reinen Spannungsrisse, die dann noch verbleiben, d. h. diejenigen Risse, welche sich durch ihren Verlauf durch die Kristallkörner kennzeichnen, sind den Flocken in dem späteren Schmiedestück entsprechend ähnlich entstanden und lassen sich auch durch das gleiche Mittel, möglichst vorsichtiges Abkühlen, vermeiden. Es liegt kein Grund vor, diese Spannungsrisse im Block nicht auch als Flocken zu bezeichnen. Schrumpfrisse und Spannungsrisse im Block sowie Flocken im vorgeschmiedeten Schmiedestück verschwinden alle beim Fertigschmieden durch Verschweißen, wenn die von Herrn Hohage für das Schmieden selbst gegebenen Hinweise berücksichtigt werden. Bei schwachen Schmiedepressen ist das angegebene Verfahren jedoch wieder dadurch begrenzt, daß zu heiß fertiggeschmiedete Teile oft schwer auf die spätere Vergütung ansprechen. Dies ist ein Gesichtspunkt, der bei Wahl einer Schmiedepresse von ausschlaggebender Bedeutung sein muß.

¹³⁾ Vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 1209/10 (Werkstoff-aussch. 285).

Umschau.

Zur Geschichte des Duplexverfahrens.

Immer und immer wieder liest man vornehmlich im ausländischen Schrifttum die Behauptung, daß das Duplexverfahren eine amerikanische Erfindung sei. Zweck der nachstehenden Ausführungen¹⁾ ist es, der Geschichte des Duplexverfahrens nachzugehen, um darzulegen, daß das Verfahren bereits in Neuberg in Steiermark zu Anfang der 70er Jahre des vorigen Jahrhunderts in Anwendung stand.

Als man im Jahre 1864 das Bessemerverfahren in Neuberg einführt, stellte man sehr bald fest, daß die damals üblichen Konverterbauweisen nicht befriedigten. Bei der Verbesserung des Konverters und seiner Auskleidung kamen der damalige Leiter Joseph Schmidhammer und seine Mitarbeiter Kazettl, Sailer, Eyermann und Württemberger auf den auswechselbaren Konverterboden, der erstmalig im Jahre 1865 Verwendung fand. Auch wurde in Neuberg schon sehr viel früher als in Amerika flüssiges Roheisen aus dem Hochofen im Konverter eingesetzt.

Das Siemens-Martin-Verfahren wurde in Neuberg im Jahre 1870 eingeführt. Zur Beheizung der beiden Oefen dienten Siemens-Gaserzeuger, die mit steirischen Braunkohlen betrieben wurden. Kennzeichnend für die damaligen Ofenbauweisen waren die hochstehenden, unter dem Ofen befindlichen Kammern sowie das über dem Stahlbad herabgesenkte Gewölbe. Bei dem zweiten Siemens-Martin-Ofen, der im Jahre 1871 in Betrieb genommen wurde, waren bereits die Gas- und Luftkammern, wenn auch unter Arbeitsflur, so doch hinter den Ofen verlegt worden; diese Einrichtung wurde viele Jahre später als amerikanische Erfindung bekannt. Bemerkenswert an diesem Ofen waren auch die zugänglichen Schlackenammern unter den aufsteigenden Kopfkanälen und die zwischen den Gas- und Luftzügen befindlichen Kühl- oder Dichtungsräume. Das Vergießen des fertigen Stahles erfolgte anfänglich unmittelbar vom Ofen in die Kokillen, später schaltete man eine feststehende Zwischenpfanne oder einen Vorherd ein, um das Vergießen in die Kokillen besser regeln zu können. Die Kokillen waren auf Wagen aufgestellt. Die Dauer einer Schmelzung betrug je nach Einsatz und bei guter Kohle etwa 6 bis 8 h, bei schlechter Kohle jedoch 10 bis 12 h. Die Oefen waren sauer zugestellt und Gewölbe sowie Seitenwände und Köpfe aus Dinassteinen gemauert. Der Herd wurde mit einem mageren Gemisch aus Quarzsand und gutem feuerfestem Ton ausgestampft. Die Gewölbe hielten in der Regel 100 Schmelzen aus, manchmal wurden auch 200 erreicht.

Bei der Versorgung des Bessemer- und Siemens-Martin-Werkes war man auf die Erzeugungsmengen an Roheisen und den

entfallenden Schrott der eigenen Hütte angewiesen, weil damals Alteisener noch kein Handelsgegenstand war. Im Siemens-Martin-Ofen setzte man so viel Roheisen ein, wie man zur Verfügung hatte und es zum Regeln des Kohlenstoffgehaltes notwendig war. Die schmale Rohstoffgrundlage des Stahlwerkes stand der Erledigung größerer Aufträge mit kurzfristigen Lieferfristen vielfach hindernd im Wege. Die Leitung des Werkes war daher vor die Entscheidung gestellt, entweder kostspielige Neubauten zu schaffen oder mit den vorhandenen Mitteln nach einem Verfahren zu arbeiten, das den gesteigerten Anforderungen, die an das Stahlwerk gestellt wurden, gerecht werden konnte.

Im Verfolg dieses Gedankens machte Professor Friedrich Lang von der damaligen Landes-Berg- und Hüttenschule in Leoben im Jahre 1872 den Vorschlag, das im Bessemerkonverter vorgefrischte Roheisen im Siemens-Martin-Ofen fertig zu machen. Um einmal bestimmte Stahlsorten herzustellen und zum anderen einen schnellen Durchsatz zu erzielen. Lang wollte zunächst im Siemens-Martin-Ofen eine Wanne einbauen und darin den Stahl ausgaren lassen. Man entschied sich aber endgültig dazu, auf dem Herd zu garen. Nachdem die ersten Schwierigkeiten überwunden waren, arbeitete man nach dem „Duplexverfahren“ wie folgt: Das aus dem Hochofen in den Konverter gebrachte Roheisen wurde vorgefrischt, in einer Pfanne zum Siemens-Martin-Ofen gefahren, dort mit einer Hebevorrichtung in Türhöhe gehoben und in den Ofen eingekippt. Dann setzte man Spiegeleisen zu, um dadurch die Schlacken eisenerfreier zu bekommen, und ließ ungefähr 2 h einwirken. Die Härte wurde nach Schmiedeproben geregelt, dann wurden jeweilig weitere Zusätze von Spiegeleisen, Ferromangan oder auch Stahlabfällen gegeben. Auf diese Weise erzielte man neben einem guten Ausbringen ein vorzügliches Erzeugnis, das hauptsächlich zu Schiffs- und Kesselblechen, Torpedoröhren, Werkzeugen, Draht, Waffen, Radreifen und auch zu Stahlguß verarbeitet wurde.

Damals verwendete man zu Gewährläufen meist Bessemerstahl, der aber eine starke Lunkerbildung zeigte. Im ausgefalteten Block war der Lunker gestreckt und ging vielfach durch die ganze Stange hindurch. Um sicher zu gehen, schnitt man daher vom Rohblock das obere Drittel oder sogar die Hälfte ab. Für Waffenstahl wurde dann nur das untere Blockende verwendet. Der fehlerhafte obere Blockteil konnte bei richtiger Behandlung noch auf Werkzeuge oder kleinere Schmiedestücke verarbeitet werden. Diese Schwierigkeiten wurden beim Duplexverfahren behoben; denn der nach diesem Verfahren erzeugte Stahl war dichter im Gefüge. Bei dieser Gelegenheit mag bemerkt werden, daß man vor Einführung des Duplexverfahrens in Neuberg versucht hatte, die Blöcke auf Veranlassung von Kazettl im flüssigen Zustand zu pressen, wie es einige Jahrzehnte später Harmet

¹⁾ Auszug aus einem Vortrage vor der „Eisenhütte Oesterreich“ zu Leoben am 28. April 1934.

vorschlug. Doch nach Einführung des Duplexverfahrens konnte man dieses Verfahren aufgeben, das zudem teuer und umständlich war und an der Güte des Stahles an sich nichts änderte.

Die Festigkeit des erzeugten Duplexstahles betrug etwa 75 bis 95 kg/mm², mit einer Dehnung von 20 bis 15 % und mit einer Einschnürung von 28 bis 22 %. Für die heutigen Stahlforscher mag die Tatsache bemerkenswert sein, daß man die verschiedenen Stahlsorten durch ein besonderes Kennzeichen „N“ beurteilte. Nach diesem „Qualitätsfaktor N“ — der Summe aus Festigkeit und Einschnürung — glaubte man die Gesamteigenschaften der Stähle für die verschiedenen Zwecke passend beurteilen zu können. Es ist merkwürdig, daß dieses „N“ beinahe sinngemäß auch für unsere heutigen legierten Baustähle zutrifft. Ein Beweis dafür, daß man zu jener Zeit die physikalischen Eigenschaften der Stähle richtig beurteilte.

Das Duplexverfahren, das in Neuberg beinahe zwanzig Jahre in Anwendung stand, wurde später dem Amerikaner Reese patentiert und galt seitdem, vollkommen zu Unrecht, als amerikanische Erfindung. Der Name Friedrich Lang gehört in die Reihe jener Pioniere des 19. Jahrhunderts, die das „Flußstahl-Zeitalter“ begründet und aufgebaut haben. Peter Eyer mann.

Kernlose Induktionsöfen in Amerika.

Der kernlose Induktionsofen hat sowohl in Amerika als auch in anderen Ländern eine sehr schnelle Verbreitung gefunden. Wie Edwin F. Cone¹⁾ mitteilt, werden heute in Amerika 94 kernlose Induktionsöfen betrieben, 42 davon in der Eisenindustrie, 36 in der Metallindustrie und 12 Öfen an verschiedenen anderen Stellen. Das Fassungsvermögen aller Öfen läßt sich zu rd. 36 800 kg errechnen, die gesamte Leistung wird mit rd. 11 000 kW angegeben. Nicht eingeschlossen in die obigen Zahlen sind die Öfen in Forschungs- und Hochschullaboratorien, deren Leistung insgesamt 3600 kW betragen soll.

Das Einsatzgewicht bei den obengenannten 94 Öfen schwankt in weiten Grenzen, und zwar findet man Öfen für 8 bis zu 3600 kg Inhalt. Das zumeist anzutreffende Einsatzgewicht liegt, wie aus *Zahlentafel 1* hervorgeht, bei 270 bis 300 kg. Öfen mit dieser Fassung werden vor allem bei der Nichteisenmetall-Industrie verwendet — alle in *Zahlentafel 1* angeführten Öfen mit 295 kg Fassung dienen z. B. zum Schmelzen von Metallen —, während in allen Öfen mit mehr als 900 kg Fassung Stahl erschmolzen wird. Auch die kleineren Öfen dienen größtenteils zum Stahlschmelzen.

Zum Vergleich mit den in Amerika betriebenen Öfen von insgesamt etwa 11 000 kW führt der Verfasser noch an, daß die in den übrigen Ländern betriebenen Öfen (es wird dabei u. a.

Zahlentafel 1. Amerikanische kernlose Induktionsöfen.

| Einsatzgewicht kg | Zahl der Öfen | Einsatzgewicht kg | Zahl der Öfen | Einsatzgewicht kg | Zahl der Öfen |
|-------------------|---------------|-------------------|---------------|-------------------|---------------|
| 3600 | 2 | 295 | 22 | 102 | 2 |
| 1930 | 1 | 272 | 13 | 90 | 1 |
| 1350 | 1 | 227 | 3 | 67 | 4 |
| 900 | 6 | 204 | 2 | 45 | 10 |
| 450 | 15 | 181 | 1 | 22 | 3 |
| 430 | 1 | 136 | 6 | 8 | 1 |

auch auf die deutschen, englischen und schwedischen 4- und 5-t-Öfen hingewiesen) eine Leistung von insgesamt etwa 30 000 kW haben sollen. Diese letzte Zahl ist allerdings nur geschätzt, ihre Richtigkeit läßt sich jedenfalls nur schwer nachprüfen.

Zur Frage der Unfallverhütung²⁾.

Der Lärmbeseitigung ist mit Rücksicht auf die Bekämpfung der Unfallgefahren besondere Aufmerksamkeit zu widmen. Es wird nicht allgemein bekannt sein, daß durch Verordnung vom 12. Februar 1929 die durch Lärm verursachte Taubheit und die an Taubheit grenzende Schwerhörigkeit in Metallbetrieben den entschädigungspflichtigen Unfällen gleichgestellt werden. Zweifellos wird ja die Entstehung von Unfällen durch Lärm begünstigt. *Abb. 1* zeigt einen gut wirkenden Schalldämpfer, der in die Auspuffleitung eines mit Druckluft betriebenen Hammers eingebaut wurde und den vorher unerträglichen Lärm auf ein Mindestmaß dämpfte.

¹⁾ Steel 95 (1934) Nr. 4, S. 46/48.

²⁾ Aus einem Vortrag des Verfassers beim Betriebswirtschaftlichen Schulungskursus im Eisenhüttenhaus zu Düsseldorf vom 4. bis 13. Oktober 1934.

Selbstverständlich ist, daß Schutzgeräte stets greifbar sowie sauber und in Ordnung aufbewahrt werden müssen. *Abb. 2* zeigt einen Blick in einen einfach ausgestatteten Aufbewahrungsraum. Links ist ein Schrank, in dem die Gasschutzgeräte in Einzelfächern

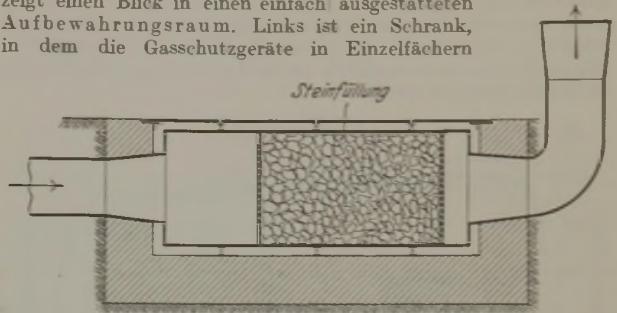


Abbildung 1. Schalldämpfer.

aufbewahrt werden. Jedes Fach ist verschlossen und mit dem Namen des Inhabers versehen. Die Glasscheiben in den Türen sind so groß, daß nach ihrer Zertrümmerung die

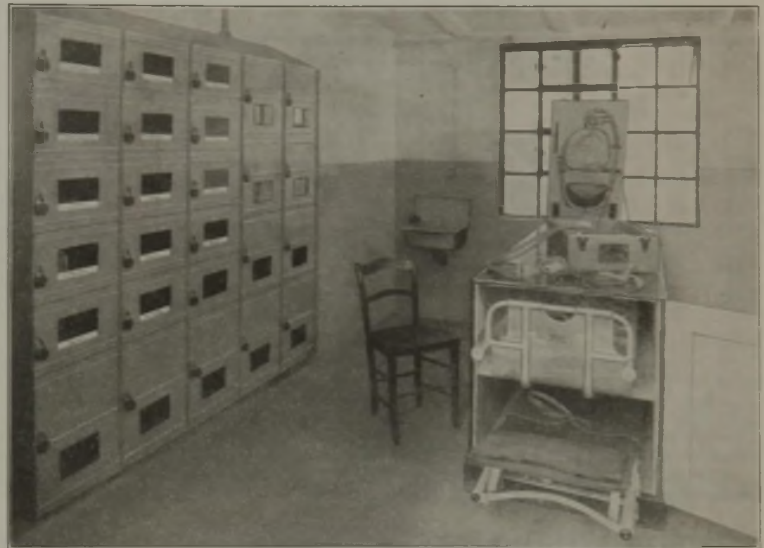


Abbildung 2. Aufbewahrungsraum für Unfall-Schutzgeräte.

Schutzgeräte entnommen werden können, falls der Schlüssel im Bedarfsfalle einmal nicht zur Stelle ist. In der Mitte des Raumes steht ein Doppelschrank, der außer einer üblichen Bahre einen Schleifkorb zum möglichst schonenden Befördern von Verletzten über schwer begehbbare Gänge, Bühnen usw. enthält. Er ist aus leichten Stahlrohren und Zinkblech hergestellt und mit Haltegurten versehen, so daß Verletzte auch von hochgelegenen Bühnen herabgelassen werden können. Auf dem Schrank steht ein Pulmotor. Diese Beatmungsmaschine für bewußtlose Gaskranke mit zu geringer Eigenatmung sollte in jedem mit Gas arbeitenden Betrieb (nicht nur in Hochofenwerken) vorhanden sein. Voraussetzung ist natürlich, daß genügend Personen mit der Bedienung des Gerätes und der Behandlung Gaskranke vertraut sind. Daß der Pulmotor durch einen einfachen Handgriff in ein Inhalationsgerät umgewandelt werden kann, ist ein besonderer Vorzug. Arthur Rein.

Aus Fachvereinen.

Iron and Steel Institute.

(Herbstversammlung vom 10. bis 14. September in Belgien und Luxemburg. — Fortsetzung von Seite 1297.)

Die Untersuchungen von W. Rosenhain und A. J. Murphy¹⁾ über

Beschleunigte Ribbildung an weichem Stahl (Kesselblech) bei wiederholter Biegebeanspruchung

haben C. H. M. Jenkins und W. J. West, Teddington, fortgesetzt. Sie prüften 12,5 mm dicke Bleche aus Stahl mit 0,1 % C, 0,1 % Si und 0,5 % Mn auf die Biegefähigkeit in Luft, Leitungswasser sowie in 50prozentiger Natronlauge. Dabei wurde zunächst die frühere Feststellung bestätigt, daß beim Hin- und Herbiegen

¹⁾ J. Iron Steel Inst. 123 (1931) S. 259/84; vgl. Stahl u. Eisen 54 (1931) S. 778/79.

des Bleches an Luft bei Raumtemperatur die Zeit zwischen den einzelnen Biegungen (0 bis 24 h) auf das Ergebnis keinen Einfluß hat. Die Biegezahl bis zum Bruch sinkt aber um 25 bis 35 %, wenn man zwischen den einzelnen Biegungen eine Pause von mehreren Stunden einschaltet und die Proben für diese Zeit in Wasser lagert, ebenso wenn die an der Luft aufbewahrten Proben in Wasser gebogen werden.

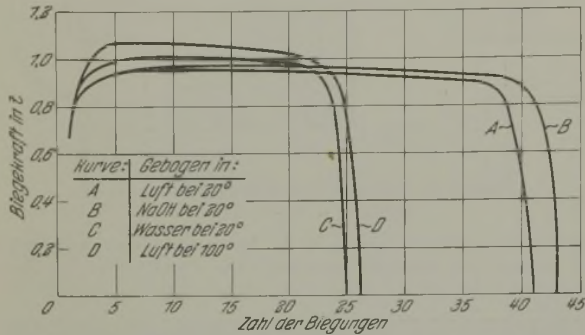


Abbildung 1. Abhängigkeit der Biegekraft von der Zahl der Biegungen unter verschiedenen Bedingungen. (Zeitraum zwischen den einzelnen Biegungen 24 h.)

Durch Darstellung der Biegekraft in Abhängigkeit von der Zahl der Biegungen soll die Einwirkung der umgebenden Mittel auf die Biegefähigkeit besonders deutlich gemacht werden. Der allgemeine Kurvenverlauf (Abb. 1) ist so, daß nach einem anfänglichen Ansteigen infolge der Kaltverfestigung für die darauffolgenden Biegungen eine gleich große Kraft notwendig ist, die Kurve also etwa parallel zur Abszisse verläuft. Bei den letzten drei Biegungen vor dem Bruch fällt die Kurve steil ab. Der Einfluß des Wassers äußert sich nur in einer Verminderung der Biegezahl. In Natronlauge verhält sich der Werkstoff ähnlich wie in Luft. Bei 100 und 200° in Luft und bei 100° in Natronlauge und Leitungswasser verlaufen die Kurven etwas höher, d. h. die zur Biegung notwendige Kraft ist größer, außerdem tritt der Bruch schon nach etwa 25 bis 30 Biegungen auf. In Wasser bei 100° ist gegenüber Luft bei 100° und Wasser bei Raumtemperatur keine Verminderung mehr festzustellen. In Abb. 2 sind die Ergebnisse aller Versuche, die jeweils in einem Mittel durchgeführt wurden, zusammengestellt.

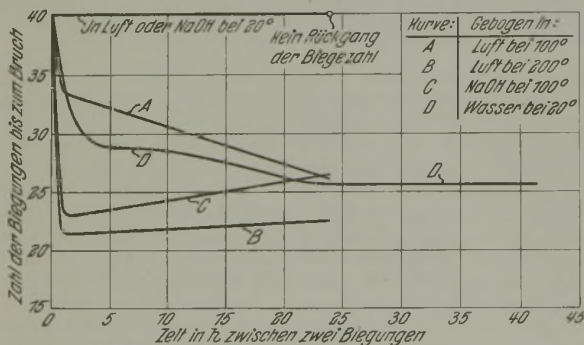


Abbildung 2. Einfluß der verschiedenen umgebenden Mittel auf die Biegezahl.

Die mikroskopische Prüfung der gebogenen Oberflächen lieferte keine Erklärung für die beobachteten Unterschiede in der Biegefähigkeit. Auch bei den Versuchen in Natronlauge traten keine den bekannten Laugenrissen ähnliche Erscheinungen auf. Der Bruch verlief in allen Fällen durch die Kristallkörner hindurch. Während sich die Proben im Leitungswasser mit einem flockigen rotgelben Rost umgaben, waren sie in Natronlauge mit einer schwarzen, stark magnetischen Oxydschicht bedeckt. Trotzdem war die Verminderung der Biegezahl in beiden Fällen bei 100° etwa gleich.

Jenkins und West weisen auf Grund allgemeiner Ueberlegungen auf ähnlich gelagerte Beanspruchungen im Kesselbetrieb hin. Es werden aber keine unmittelbaren Beobachtungen mitgeteilt, nach denen Kesselschäden, die mit den beobachteten Brucherscheinungen zu erklären wären, aufgetreten sind; doch dürfte zu erwarten sein, daß nach der Sammlung umfangreicherer Versuchsunterlagen vielleicht manche bis jetzt nicht recht zu deutende Brüche an Kesselteilen ihre Erklärung finden.

Wilhelm Rädiker.

M. H. Thyssen, Lüttich, hat für seinen Bericht über den **Einfluß von Silizium und Aluminium auf die Hitzebeständigkeit von Gußeisen**

viele Zahlen zusammengetragen. Wenn auch das Ergebnis der Arbeit an neuen Erkenntnissen vielleicht nicht außergewöhnlich groß ist, so liegt ihr ganz unbestreitbarer Wert eben in jenen besonders für die Bedürfnisse des Betriebes so wichtigen Zahlen.

Thyssen untersuchte zunächst eine Gruppe von Legierungen mit Kohlenstoffgehalten zwischen 1,6 und 3,3 % und Siliziumgehalten zwischen 0,7 und 14 %. Es folgt eine nicht ganz so eingehend untersuchte Kohlenstoff-Silizium-Aluminium-Gruppe mit etwa 2 bis 3,5 % C, stets 2 % Si und 0 bis 27 % Al. Die Arbeit wird beschlossen durch die vielleicht wichtigste Gruppe mit gleichbleibendem Aluminiumgehalt von etwa 6 bis 7 %, mit Kohlenstoffanteilen zwischen 1,6 und 3 % und Siliziumgehalten zwischen 1 und 5 %. Berücksichtigt wurden bei den Prüfungen Gefüge, Umwandlungspunkte, Vergießbarkeit bei etwa 1500°, mechanische Eigenschaften, wie Biegefestigkeit, Brinellhärte und Schlagfestigkeit, Beginn stärkerer Graphitisierung, Zunderung in Luft, in Quarzsand bei 950°, in schwefeligsaurer Atmosphäre bei 950° und in gemahltem Pyrit bei 900°. Die Art der gebildeten Zunderschalen wurde gleichfalls metallographisch untersucht.

Es ist unmöglich, die Ergebnisse einzeln hier zu besprechen, es seien nur einzelne Punkte hervorgehoben. Als günstigste Legierung vom Standpunkte der Zunderung aus muß man wohl eine solche mit etwa 5 bis 6 % Si und 6 bis 7 % Al ansehen. Handelt es sich um Angriff in Luft bei 950°, so ist ein Kohlenstoffgehalt von 1,5 bis 2 % angebracht, desgleichen bei Angriffen in Quarzsand, während eine Schwefeldioxyd enthaltende Atmosphäre einen etwas höheren Kohlenstoffgehalt erfordert, der 1,8 % nicht unterschreiten darf und am besten auf 2,5 bis 2,7 % eingestellt wird. Es ist übrigens bemerkenswert festzustellen, einen wie starken Angriff gerade Quarzsand auf die Oberflächen der Eisensorten ausübt. Die beiden ersten Legierungen liegen in unmittelbarer Nähe des eutektischen Punktes. Sie haben dabei eine Vergießbarkeit, die etwa der eutektischer Eisen-Kohlenstoff-Silizium-Legierungen gleich ist, wobei sich übrigens als Nebenergebnis eine Bestätigung der Ansicht von A. Portevin und P. Bastien¹⁾ ergab, daß nämlich eutektische Legierungen überhaupt einen Bestwert an Vergießbarkeit ergeben. Auch die mechanischen Eigenschaften sind bei diesen Gehalten noch leidlich, jedenfalls bedeutend besser als die der zundersichersten Siliziumgußeisen, deren Hitzebeständigkeit dabei auch nicht annähernd so groß ist.

Hans Jungbluth.

Ein Bericht von A. M. Portevin, E. Prétet und H. Jolivet, Paris, über

Die chemische Widerstandsfähigkeit von verschiedenen Sonderstählen

behandelt erstens die Verzunderung verschiedener ferritischer Legierungen und zweitens die Korrosion austenitischer Sonderlegierungen bei Salzsäureangriff.

An Hand des einschlägigen Schrifttums werden zunächst die verschiedenen Möglichkeiten zur Prüfung der Verzunderung und die wichtigsten Versuchsbedingungen erörtert. Es ergibt sich, daß alle Zundersversuche im Laboratorium keinen einwandfreien Rückschluß auf das Verhalten der geprüften Legierungen unter Betriebsbedingungen zulassen. Weiterhin werden dann die theoretischen Grundlagen der Oxydation der reinen Metalle und ihrer Legierungen unter dem Einfluß von Zeit, Temperatur und Druck besprochen.

Für die Versuche wurden zwei elektrisch beheizte Ofenanordnungen — waagrecht und senkrecht — gewählt. Der senkrechte Ofen wurde vor allem benutzt, um die Vorgänge zu Beginn der Verzunderung zu untersuchen. Die Temperatur wurde derart geregelt, daß man mit zwei Stromkreisen arbeitete, von denen der eine ununterbrochen soviel Strom zuführte, als zur Erreichung der gewünschten Temperatur beinahe ausreichte. Der zweite Stromkreis wurde von der Regeleinrichtung je nach Bedarf zu- oder abgeschaltet, so daß äußerst geringe Temperaturschwankungen auftraten. Die Versuchsprobe hing an Platindrähten in einem kleinen Rohr aus Quarz, das bei Beginn der Versuche in dem eigentlichen Ofenrohr bei vollständig geschlossenem Ofen von der kalten Stelle des Rohres in den auf Prüftemperatur befindlichen Teil geschoben werden konnte. Die Versuche wurden in Sauerstoff durchgeführt, der elektrolytisch hergestellt und sorgfältig gereinigt wurde. Die bei den Versuchen verbrauchte Sauerstoffmenge konnte gemessen werden. Nach Beendigung eines Versuches ließ man die Probe an der Luft erkalten und bestimmte die Gewichtszunahme, die in guter Uebereinstimmung mit dem gemessenen Gewicht des verbrauchten Sauerstoffs stand.

¹⁾ Génie civ. 100 (1932) S. 248/49; 102 (1933) S. 500.

Für Elektrolyteisen ergab die Untersuchung folgendes. Eine Auftragung der aufgenommenen Sauerstoffmenge in Abhängigkeit von der Zeit ergab für die verschiedenen Temperaturen Kurven, die weitgehend mit der Gleichung $W^2 = K \cdot t$ übereinstimmen, wobei W das aufgenommene Volumen Sauerstoff, t die Zeit und K ein von der Temperatur abhängiger Beiwert ist. Lediglich bei Beginn der Verzunderung bis nach höchstens 2 h Prüfdauer waren größere Abweichungen festzustellen. Ein ähnliches Bild ergab sich, wenn die Werte für K , die sich aus $K = W^2/t$ errechnen lassen, in Abhängigkeit von der Zeit aufgetragen wurden. Die Unterschiede, die zu Beginn der Verzunderung auftreten, sind regelmäßig und liegen wahrscheinlich in der Oberflächenbeschaffenheit der Proben begründet. Aus der Form der Kurven ergibt sich, daß der Oxydationsvorgang durch Diffusion bestimmt wird. Eine andere Auswertung der Ergebnisse, in der der Logarithmus K in Abhängigkeit von dem Bruch $1/T$ aufgetragen wurde, wobei T die absolute Temperatur bedeutet, zeigte einen geradlinigen Verlauf der Kurve bis 900° ; dann erfolgte ein Abknicken mit weiter geradlinigem Verlauf. Die Unstetigkeit in der Kurve wird durch einen Einfluß der α - γ -Umwandlung erklärt. Die Ergebnisse stehen in guter Übereinstimmung mit den Angaben von N. B. Pilling und R. E. Bedworth¹⁾.

Bei steigendem Zusatz von Aluminium wurde die Oxydation stark verringert. Die Kurven, in denen die verbrauchte Menge Sauerstoff in Abhängigkeit von der Zeit aufgetragen ist, verlaufen bei 900° bis zu 5% Al parabolisch und entsprechen ebenfalls der früher genannten Gleichung. Die Abhängigkeit des Wertes K vom Aluminiumgehalt verläuft bis zu 5% Al geradlinig. Darüber hinaus ist eine Abweichung festzustellen. Bei 1000° wurden ähnliche Werte ermittelt. Wird der Beiwert K in Abhängigkeit vom Aluminiumgehalt aufgetragen, so ist bei 0,7% Al eine Abweichung der Kurve festzustellen, die ebenfalls auf den Einfluß der α - γ -Umwandlung zurückgeführt wird. Bei 7 bis 8% Al tritt zunächst nur eine sehr geringe Verzunderung ein, die aber nach mehr oder weniger langer Prüfzeit sprunghaft ansteigt; es treten dann starke örtliche Anfrassungen auf.

Bei Eisen-Chrom-Legierungen folgten die Kurven für die aufgenommene Sauerstoffmenge in Abhängigkeit von der Zeit bei 900° bis 6% Cr ebenfalls der früher genannten Gleichung in parabolischer Form. Ähnlich lagen die Verhältnisse bei 1000° . Der wesentliche Unterschied im Verhalten des Chroms zu dem des Aluminiums ist der, daß mit steigender Temperatur wesentlich mehr Chrom zur Verringerung der Verzunderung zugesetzt werden muß als Aluminium, von dem bereits wenige Hundertteile die Verzunderung stark verringern.

Eisen-Silizium-Legierungen verhielten sich ähnlich wie die Eisen-Aluminium-Legierungen. Auch hier konnte man eine Beeinflussung der Ergebnisse infolge der α - γ -Umwandlung feststellen, und zwar bei 1,5% Si.

Eine metallographische Untersuchung der Zunderschichten ergab bei Elektrolyteisen das Vorhandensein der verschiedensten Übergänge zwischen den einzelnen Oxydationsstufen von den äußersten Schichten bis zum reinen Metall. Die Prüfung der Eisen-Silizium-, Eisen-Chrom- und Eisen-Aluminium-Legierungen war sehr schwierig, da die Zunderschichten dieser Stähle sehr brüchig waren. Grundsätzlich konnte aber in allen Fällen festgestellt werden, daß die Zunderschichten in ihrem äußersten Teil die Eisenoxyde Fe_2O_3 und Fe_3O_4 als wesentliche Bestandteile aufwiesen. Erst weiter nach innen trat dann eine Änderung in dem Aufbau der Oxyde ein, und es war erst dann der Einfluß der Legierungszusätze zu erkennen. Nach Ansicht der Verfasser besteht ein Zusammenhang zwischen den Atomgewichten der Elemente Aluminium, Silizium und Chrom und ihrer Wirkung auf die Verhinderung der Verzunderung. Weitere Versuche mit Eisen-Beryllium-Legierungen sollen sehr gute Ergebnisse gehabt haben.

Im zweiten Teil des Vortrages wurden Korrosionsversuche in 20- bis 35prozentiger Salzsäure an gegossenen Nickel-Wolfram-Stählen mit rd. 0,05% C, 0,35% Si, 1% Mn, 26 bis 36% Ni und 10 bis 25% W bei sandgestrahlter und polierter Oberfläche behandelt. Die Versuchsdauer betrug bis zu 14 Tagen, und die Temperatur der Säure, die während der Versuche nicht bewegt wurde, bis zu 50° . Es ergab sich, daß höhere Wolframgehalte die Korrosionsbeständigkeit steigern, während schon eine geringe Erhöhung der Kohlenstoffmengen sie sehr stark herabsetzt. Der angriffhemmende Einfluß von Nickel kommt vor allem bei höheren Temperaturen der Säuren zur Geltung. Weitgehende Oberflächenverfeinerung erhöht ebenfalls die Beständigkeit. Von besonderer Bedeutung sind selbstverständlich die chemische Zusammensetzung und die Wärmebehandlung. Da bei hohen Nickel- und Wolframgehalten und bei langsamer Abkühlung aus dem Guß-

zustande sich wolframreiche Bestandteile ausscheiden, die nicht nur ein heterogenes Gefüge erzeugen, sondern auch der Grundmasse Wolfram entziehen, sind die besten Ergebnisse dann zu erwarten, wenn die Zusammensetzung so gewählt wird, daß bei raschem Abschrecken von hohen Temperaturen ein möglichst reiner Austenit erhalten wird. Die Verhältnisse werden im einzelnen durch Mitteilung der Gewichtsabnahmen verschiedener Nickel-Wolfram- und Nickel-Molybdän-Stähle erläutert.

Die Ergebnisse dieser Korrosionsversuche gaben Anlaß zu einer Reihe von physikalischen Untersuchungen an einigen Legierungen aus der Eisenecke des Dreistoffsystems Eisen-Nickel-Wolfram, dessen Verbindungen, Gleichgewichtsverhältnisse, Ausscheidungs- und Umwandlungsvorgänge an Hand des von K. Winkler und R. Vogel²⁾ entworfenen Zustandschaubildes besprochen wurden. Die beim Anlassen abgeschreckter Legierungen erfolgenden Ausscheidungs Vorgänge wurden u. a. an Stählen mit rd. 0,06% C und 24% W bei 26,6% Ni einerseits und 35,6% Ni andererseits durch Gefügeaufnahmen und Ausdehnungsmessungen verfolgt. Die Änderung des Ausdehnungsbeiwerts sowie die Verlagerung des magnetischen Umwandlungspunktes nach ein- und mehrmaliger Erhitzung auf 800 bis 1000° wurden dabei vornehmlich berücksichtigt. Da sich die physikalischen Eigenschaften bei einer Legierung mit 26% Ni und 24% W durch Erwärmen nach dem Abschrecken in anderer Weise ändern als bei Legierungen mit 35% Ni und 24% W, so ergibt sich, daß sich beim Anlassen verschiedene Phasen aus der übersättigten festen Lösung ausscheiden; es wurde gefunden, daß der Umschlag bei etwa 30% Ni — ein Wolframgehalt von 24 bis 25% vorausgesetzt — stattfindet. Die Ergebnisse von Portevin, Prézet und Jolivet stimmen in diesem Punkt und in der Verlagerung des magnetischen Umwandlungspunktes bei 25% W in Abhängigkeit vom Nickelgehalt mit dem Befund von Winkler und Vogel nicht überein. Eine befriedigende Erklärung dafür konnte nicht gefunden werden.

Die untersuchten Legierungen verdienen als salzsäurebeständige Werkstoffe Beachtung, wenn man zunächst von der Kostenfrage absieht. Man vermißt aber die Angabe von Vergleichswerten über die Korrosion austenitischer Chrom-Nickel-Stähle, die sich nach Mitteilung der Verfasser wesentlich ungünstiger verhalten. Da Werkstoffe auf der Chrom-Nickel-Grundlage in der chemischen Zusammensetzung sehr weit auseinanderliegen können, wäre ein genaueres Eingehen erwünscht gewesen, zumal da derartige, merklich billigere Stähle in vielen Beanspruchungsfällen für den Betrieb ausreichend beständig sind.

Fritz Brühl und Herbert Petersen.

Gunnar Hägg, Stockholm, berichtete über

Röntgenuntersuchungen zum Martensitzerrfall.

Er hatte die Gitterabmessungen von unlegierten Stählen mit 0,6 bis 1,6% C im austenitischen Zustande sowie im martensitischen Zustande nach Abschrecken und nach

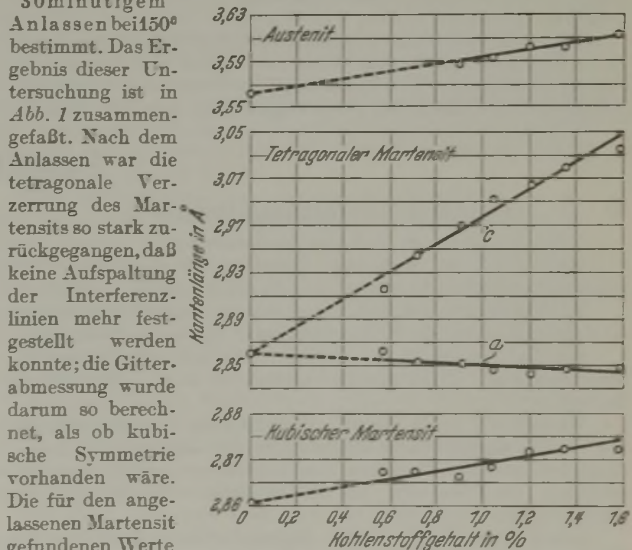


Abbildung 1. Gitterabmessungen von Austenit und Martensit in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt.

Nishiyama²⁾ gut

¹⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932 33) S. 165/72.

²⁾ Sci. Rep. Tôhoku Univ. 21 (1932) S. 299/331; Trans. Amer. Soc. Steel Treat. 20 (1932) S. 464/70.

überein, die aus der gefundenen stetigen Aenderung der Gitterabmessungen mit dem Kohlenstoffgehalt glauben schließen zu dürfen, daß der angelassene Martensit als eine neue Phase anzusehen ist. Sie nehmen darum an, daß der Kohlenstoff im Martensitgitter nicht an denjenigen Stellen des körperzentrierten Gitters eingelagert ist, die dem größten freien Raum entsprechen. Beim Anlassen sollen zunächst die Kohlenstoffatome an diese Stellen übergehen, um so die Bildung des „kubischen Martensits“ zu verursachen, der erst bei noch weiterem Anlassen durch Ausscheidung des Kohlenstoffs in α -Eisen und Kohlenstoff zerfällt. Demgegenüber weist Hägg darauf hin, daß dieser merkwürdige Umwandlungsvorgang unwahrscheinlich ist, da die kleinen und beweglichen Kohlenstoffatome beim Umwandlungsgeschehen sicher nicht starr an die Bewegungen des Eisengitters gebunden sind.

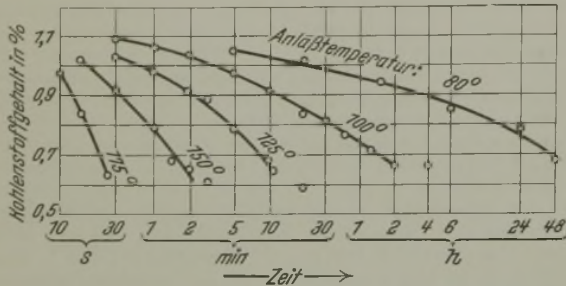


Abbildung 2. Aenderung des Kohlenstoffgehaltes von Martensit beim Anlassen.

Es soll im folgenden das halbe Elementarvolumen der körperzentrierten oder ein Viertel des Elementarvolumens der flächenzentrierten Phasen als Legierungsvolumen je Eisenatom bezeichnet werden. Es ist anzunehmen, daß bei Einlagerungsmischkristallen die Zunahme dieses Volumens infolge der eingelagerten Atome um so größer ist, je kleiner der ihnen zur Verfügung stehende Raum ist. Aus den Gitterabmessungen ergibt sich die Zunahme des Legierungsvolumens je Kohlenstoffatom für den tetragonalen Martensit zu 8 \AA^3 , für den angelassenen Martensit zu 2 und für den Austenit zu 6 \AA^3 . Wenn die Theorie von Honda und Nishiyama richtig wäre, müßten die Atomradien der Kohlenstoffatome in den entsprechenden Gittern die Werte 0,20, 0,36 und $0,52 \text{ \AA}$ haben; danach stünde also dem Kohlenstoff im tetragonalen Martensit der kleinste Raum zur Verfügung. Es ist aber schwer zu verstehen, daß die Vergrößerung des Legierungsvolumens je Kohlenstoffatom beim angelassenen Martensit trotz dem kleineren Atomradius des Kohlenstoffes so viel kleiner und beim tetragonalen Martensit trotz dem sehr kleinen Atomradius des Kohlenstoffes nur so wenig größer ist als beim Austenit. Diese Betrachtungen, die noch durch Dichtebestimmungen erhärtet werden, zeigen, daß die Annahme einer besonderen kubischen Phase für den angelassenen Martensit wenig wahrscheinlich ist.

Hägg versucht dann, den Martensitzerfall röntgenographisch zu verfolgen, da auf diesem Wege der Einfluß mehrerer gleichzeitiger Reaktionen, wie z. B. nachträgliche Umsetzungen zwischen Kohlenstoff und Eisen, von selbst ausscheidet. Aus Abb. 1 ist die

Beziehung zwischen dem Kohlenstoffgehalt und der Gitterverzerrung des tetragonalen Martensits bekannt, und es ist damit möglich, den mittleren Gehalt an eingelagertem Kohlenstoff aus den Gitterabmessungen zu bestimmen.

Es wurden Drähte aus unlegiertem Stahl in Wasser abgeschreckt, auf die Temperatur der flüssigen Luft abgekühlt und darauf bei 80 bis 175° angelassen. Durch besondere Vorrichtungen war es möglich, die Erhitzung auf die Anlaßtemperatur und die darauf folgende Abkühlung so schnell vorzunehmen, daß noch Anlaßbehandlungen von 15 s mit genügender Genauigkeit durchgeführt werden konnten. In Abb. 2 ist für einen Stahl mit 1,35% C der mittlere Kohlenstoffgehalt des Martensits in Abhängigkeit von der Zeit bei verschiedenen

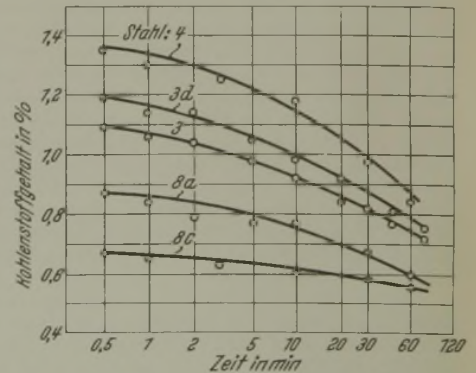


Abbildung 3. Aenderung des Kohlenstoffgehaltes verschiedener Martensitproben mit der Zeit des Anlassens bei 100° .

Anlaßtemperaturen wiedergegeben. Eine Deutung dieser Schaulinien mit Hilfe kinetischer Umwandlungsgesetze kann Hägg nicht geben. Ihr Verlauf scheint mehr einem Ballungsvorgang zu entsprechen. Weiter untersuchte Hägg verschiedene unlegierte Stähle bei einer gleichbleibenden Anlaßtemperatur von 100° . Die Messungen sind in Abb. 3 zusammengestellt. Es konnte auch bei ein und demselben Stahl durch verschiedene Abschreckbedingungen eine Aenderung des mittleren Kohlenstoffgehaltes im Martensit erzielt werden (vgl. Kurven 3 und 3d sowie 8 und 8c). Aus Abb. 3 geht hervor, daß die zeitliche Abnahme des Gehaltes an eingelagertem Kohlenstoff vom ursprünglichen Kohlenstoffgehalt des Martensits abhängt und daß hierbei das Verhältnis dieser ursprünglichen Gehalte bestehen bleibt. Damit ist aber die stetige Aenderung der Gitterabmessung von angelassenem Martensit mit dem Kohlenstoffgehalt, die Honda zur Annahme einer neuen Phase führte, erklärt.

Es ist möglich, die Ergebnisse auf andere Anlaßtemperaturen zu extrapolieren. So würde bei 20° eine Zeit von mindestens 19 Jahren notwendig sein, um den Kohlenstoffgehalt des Martensits von 1,41% auf 0,7% zu bringen, wogegen bei 250° hierzu eine Zeit zwischen 0,15 und 1,9 s notwendig wäre. In der Tat war der Kohlenstoffgehalt des Martensits einer von E. Oehman im Herbst 1930 untersuchten Probe nach 41 Monaten von 0,98 auf 0,84%, bei einer zweiten Probe in 40 Monaten von 1,35 auf 1,02% und bei einer dritten von 920° gehärteten Probe, die mehr Zementit enthielt, in 39 Monaten von 1,02 auf 0,85% gesunken. Hieraus folgt, daß der Martensitzerfall bei den Alterungserscheinungen des Stahles eine wichtige Rolle spielt. Heinrich Lange.

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen¹⁾.

(Patentblatt Nr. 50 vom 13. Dezember 1934.)

Kl. 7 a, Gr. 15, V 30 152. Verfahren zur Herstellung von Rohren aus Hohlblöcken. Vereinigte Stahlwerke A.-G., Düsseldorf.

Kl. 7 a, Gr. 18, A 69 322. Lager, insbesondere für Walzwerke. Aktiebolaget Svenska Kullagerfabriken, Göteborg (Schweden).

Kl. 7 a, Gr. 26/02, K 121 077. Kühlbett mit Walzgefäßführungsrippen. Fried. Krupp Grusonwerk A.-G., Magdeburg-Buckau.

Kl. 10 a, Gr. 15, H 135 405. Verfahren zur Vervollständigung der Verdichtung des durch Rührstangen, Rührplatten od. dgl. verdichteten Brennstoffbesatzes von liegenden, unterbrochen betriebenen Ofenkammern von Koksöfen. Dr.-Ing. E. h. Gustav Hilger, Gleiwitz.

Kl. 18 a, Gr. 14, V 26 980. Mehrlochstein, insbesondere für Hochofenwinderhitzer. Vereinigte Stahlwerke A.-G., Düsseldorf.

Kl. 18 b, Gr. 20, K 131 446. Verfahren zur Herstellung von Ferromangan und einer Mangan-Silizium-Legierung. Charles Albert Keller, Livet, Isère (Frankreich).

Kl. 18 c, Gr. 5/40, A 71 885. Elektrisch beheizter Schmelzofen. Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft, Berlin.

¹⁾ Die Anmeldungen liegen von dem angegebenen Tage an während zweier Monate für jedermann zur Einsicht und Einsprucherhebung im Patentamt zu Berlin aus.

Kl. 18 c, Gr. 5/40, A 71 900; Zus. z. Pat. 586 651. Elektroden-Schmelzbadofen. Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft, Berlin.

Kl. 40 b, Gr. 2, K 127 509. Verfahren zur Herstellung von Sinterlegierungen. Fried. Krupp A.-G., Essen.

Kl. 40 d, Gr. 1/65, S 108 429. Verfahren zur Herstellung ferromagnetischer Körper. Siemens & Halske A.-G., Berlin-Siemensstadt.

Kl. 42 k, Gr. 24/03, V 30 662. Verfahren zum Prüfen der Tiefziehfähigkeit von Blechen. Vereinigte Stahlwerke A.-G., Düsseldorf.

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 50 vom 13. Dezember 1934.)

Kl. 10 a, Nr. 1 320 628. Tür mit Schutzschild für Gas- und Kokerzeugungsöfen. Max Beimler, München.

Kl. 18 c, Nr. 1 320 338. Dichtung des Spaltes zwischen Ofenwand und den aus dem Ofen austretenden Transportrollen bei Wärmöfen. Rudolf Traut, Mülheim a. d. Ruhr.

Kl. 18 c, Nr. 1 320 359. Glühbehälter mit hochhitzebeständiger Schutzummantelung. Theodor Lammine, Köln-Mülheim.

Kl. 18 c, Nr. 1 320 969. Durchlauföfen. Benno Schilde Maschinenbau-A.-G., Hersfeld.

Kl. 31 c, Nr. 1 320 828. Vorrichtung zum Gießen von Hohlkörpern. Deutsche Eisenwerke A.-G., Mülheim a. d. Ruhr.

Statistisches.

Die Rohstahlgewinnung des Deutschen Reiches im November 1934¹⁾. — In Tonnen zu 1000 kg.

| Bezirke | Rohblöcke | | | | | Stahlguß | | | Insgesamt | | |
|--|-------------|---------------|-------------------------------|-----------------------------|---------------------------|-------------------------------|-----------|--------|----------------------|----------------|----------------|
| | Thomasstahl | Bessemerstahl | basische Siemens-Martin-Stahl | saurer Siemens-Martin-Stahl | Tiegel- und Elektro-Stahl | Schweißstahl (Schweiß-eisen-) | basischer | saurer | Tiegel- und Elektro- | November 1934 | Oktober 1934 |
| November 1934: 25 Arbeitstage, Oktober 1934: 27 Arbeitstage | | | | | | | | | | | |
| Rheinland-Westfalen | 359 527 | — | 447 962 ²⁾ | 11 948 | 14 612 | — | 11 822 | 5 503 | 1 321 | 851 867 | 896 615 |
| Sieg-, Lahn-, Dillgebiet und Oberhessen | — | — | 26 846 | — | — | — | 263 | — | — | 28 095 | 30 196 |
| Schlesien | — | — | — | — | 1 939 | — | — | 561 | — | — | — |
| Nord-, Ost- und Mitteldeu- schland | — | — | 93 205 | — | — | — | 3 205 | — | — | 144 056 | 147 316 |
| Land Sachsen | 62 618 | — | 33 069 | — | — | — | 1 246 | 598 | 1 748 | 35 645 | 35 514 |
| Süddeutschland und Bayri- sche Rheinpfalz | — | — | 6 247 | — | — | — | 589 | 928 | — | 25 894 | 26 695 |
| Insgesamt: November 1934 . | 421 945 | — | 607 339 | 11 948 | 16 551 | — | 17 125 | 7 590 | 3 069 | 1 085 557 | — |
| davon geschätzt | — | — | — | — | 20 | — | 200 | 1 245 | 35 | 1 500 | — |
| Insgesamt: Oktober 1934 . | 458 871 | — | 622 032 | 10 949 | 16 340 | — | 16 573 | 8 061 | 3 510 | — | 1 136 336 |
| davon geschätzt | — | — | — | — | — | — | — | — | — | — | — |
| Durchschnittliche arbeitstägliche Gewinnung | | | | | | | | | | 43 422 | 42 087 |
| Januar bis November ²⁾ 1934: 280 Arbeitstage, 1933: 278 Arbeitstage | | | | | | | | | | Jan.-Nov. 1934 | Jan.-Nov. 1933 |
| Rheinland-Westfalen | 3 464 638 | — | 4 680 446 ²⁾ | 106 466 | 141 053 | — | 108 888 | 56 520 | 12 110 | 8 565 031 | 5 476 982 |
| Sieg-, Lahn-, Dillgebiet und Oberhessen | — | — | 291 606 | — | — | — | 2 580 | — | — | 301 557 | 228 150 |
| Schlesien | — | — | — | — | 14 659 | — | — | 6 135 | — | — | — |
| Nord-, Ost- und Mitteldeu- schland | — | — | 928 714 | — | — | — | 28 574 | — | — | 1 349 315 | 746 809 |
| Land Sachsen | 561 586 | — | 332 689 | — | — | — | 9 185 | 7 418 | 17 054 | 360 496 | 233 050 |
| Süddeutschland und Bayri- sche Rheinpfalz | — | — | 57 671 | — | — | — | 8 038 | 9 979 | — | 269 910 | 170 173 |
| Insgesamt: Jan./Nov. 1934 . | 4 026 524 | — | 6 291 126 | 106 466 | 155 712 | — | 157 265 | 80 052 | 29 164 | 10 846 309 | — |
| davon geschätzt | — | — | — | — | 20 | — | 200 | 1 245 | 35 | 1 500 | — |
| Insgesamt: Jan./Nov. 1933 . | 3 352 823 | — | 4 169 432 | 53 628 | 109 092 | — | 104 758 | 48 681 | 16 743 | — | 6 855 157 |
| davon geschätzt | — | — | — | — | — | — | — | — | — | — | — |
| Durchschnittliche arbeitstägliche Gewinnung | | | | | | | | | | 38 737 | 24 659 |

¹⁾ Nach den Ermittlungen des Vereins Deutscher Eisen- und Stahl-Industrieller. — ²⁾ Unter Berücksichtigung der Berichtigungen für Januar bis Oktober 1934 (einschließlich). — ³⁾ Einschließlich Nord-, Ost- und Mitteldeu- schland und Sachsen.

Wirtschaftliche Rundschau.

Neue Gesetze wirtschaftlicher und finanzieller Art.

Das Reichskabinett hat in seiner Sitzung vom 4. Dezember 1934 eine Reihe von Gesetzen wirtschaftlicher und finanzieller Art verabschiedet, die inzwischen rechtskräftig geworden sind. Von den Gesetzen wirtschaftlicher Natur sei zunächst über das

Gesetz über die Durchforschung des Reichsgebietes nach nutzbaren Lagerstätten (Lagerstättengesetz)

berichtet. Die wirtschaftliche Lage des Bergbaues, besonders des Erzbergbaues, hat sich in Deutschland schon seit Jahrzehnten, dann aber in den Nachkriegsjahren besonders stark verschlechtert, so daß er ohne staatliche Unterstützung im allgemeinen nicht lebensfähig ist. Dieser Umstand mußte dazu führen, daß das Bestreben, nutzbare Lagerstätten aufzufinden, sehr erheblich nachließ, weil es für den einzelnen ein Wagnis ist, Kosten für Aufsuchungsarbeiten aufzuwenden, wenn ein künftiger Bergbaubetrieb voraussichtlich keine Aussicht auf Wirtschaftlichkeit bieten kann. Das Nachlassen der Bemühungen zur Auffindung neuer Lagerstätten ist aber ein volkswirtschaftlicher Nachteil, den wir in der heutigen Zeit der Devisenknappheit und des Mangels an Arbeitsgelegenheiten sehr stark empfinden und der nach einer Aenderung verlangt.

Hierzu soll das neue Lagerstättengesetz¹⁾ dienen. Mit ihm stellt sich das Reich gewissermaßen selbst die Aufgabe, an der Durchforschung des deutschen Bodens nach nutzbaren Lagerstätten teilzunehmen und durch Festhalten aller Ergebnisse, die bei der Aufsuchung von Lagerstätten erzielt werden, eine möglichst völlige Ermittlung unserer Rohstoffquellen zu erreichen. Dementsprechend wird in § 1 des Gesetzes der Reichswirtschaftsminister mit der Durchforschung des Reichsgebietes nach nutzbaren Lagerstätten betraut und ermächtigt, die geologischen Landesanstalten Preußens und der übrigen Länder mit den erforderlichen Arbeiten zu beauftragen, ferner diese Landesanstalten unter Einbeziehung der Reichsanstalt für Erdbebenforschung zu einer Geologischen Reichsanstalt zu vereinigen, wodurch dann eine einheitliche Bearbeitung der gestellten großen Aufgabe sehr erleichtert wird.

Die beauftragten Personen der geologischen Anstalten können ihre geologischen und geophysikalischen Untersuchungsarbeiten nur dann ausführen, wenn sie berechtigt sind, fremde Grundstücke zu betreten, und es ist daher in § 2 des Gesetzes diese Berechtigung festgelegt. Durch die Inanspruchnahme von Grundstücken entstehende Schäden sind zu ersetzen.

Die besten Hilfsmittel bei der Erforschung des Untergrundes bieten heute die geophysikalischen Untersuchungsverfahren sowie Bohrungen, und es ist für die Volksgesamtheit wichtig, daß die Erkenntnisse, die bei ihrer Anwendung erzielt werden, nicht wieder verlorengehen, sondern daß jederzeit auf sie zurückgegriffen werden kann. Durch die §§ 3 und 4 wird daher für jeden, der für eigene oder fremde Rechnung geophysikalische Untersuchungen oder mechanisch angetriebene Bohrungen vornimmt, eine weitgehende Anzeige- und Auskunftspflicht geschaffen. Diese Verpflichtung kann in gewissem Umfange durch Verlangen der zuständigen Anstalt sogar rückwirkende Kraft erlangen. In § 5 wird wegen der Bohrungen und sonstigen Aufschlüsse dann noch besonders festgestellt, daß der Zutritt zu diesen den Beauftragten der zuständigen Anstalten offensteht und daß Bohrproben gleichfalls nur mit Erlaubnis der zuständigen Anstalt vernichtet werden dürfen. Auf Anfordern müssen solche Proben zur Verfügung gestellt werden.

Eine Sonderbestimmung, die über die Grundlinien des Gesetzes hinausgeht, ist zugunsten einer planmäßigen Erdölwirtschaft durch § 6 noch insofern getroffen, als jeder, der einen Rechtstitel auf die Aufsuchung oder Gewinnung von Erdöl besitzt oder erhält, zu weitgehender Auskunft über den Umfang seiner Berechtigung, die Lage der darin vorhandenen Bohrungen und die darin geophysikalisch untersuchten Flächen verpflichtet ist.

In den weiteren §§ 8 bis 11 des Gesetzes werden dann Einzelheiten klargestellt; so in § 8, daß die bergrechtlichen Vorschriften, d. h. besonders die den Bergbehörden gegenüber bestehenden Anzeigepflichtungen, nicht berührt werden. Der § 9 stellt noch fest, daß die Beamten, Angestellten und Beauftragten der zuständigen Anstalten zur Geheimhaltung der zu ihrer Kenntnis gelangenden Tatsachen verpflichtet sind.

Wie diese Uebersicht zeigt, hat das neue Gesetz vor allem Bedeutung für die Unternehmungen, die geophysikalische Untersuchungen oder Bohrungen ausführen oder für ihre Rechnung durchführen lassen. Der Bergbau selbst wird dagegen unmittelbar wenig berührt, jedoch hat auch er den Beauftragten den Zutritt zu Aufschlüssen, die innerhalb des Grubengebäudes erfolgen, auf Verlangen zu gestatten.

Das umfangreichste Gesetzeswerk finanzieller Natur ist das Reichsgesetz über das Kreditwesen.

Durch dieses Gesetz wird das Kreditgewerbe aus dem Kreise rein privatwirtschaftlicher Zweckbetätigung herausgehoben. Das

¹⁾ Reichsgesetzblatt 1934 I Nr. 133, S. 1223.

Gesetz schafft eine scharfe Trennung in der Behandlung des Geldmarktes und des Kapitalmarktes. Es sieht die Errichtung eines Reichsaufsichtsamtes vor.

Zu nennen ist ferner ein

Gesetz über die Gewinnverteilung bei Kapitalgesellschaften (Anleihestockgesetz),

das eine Ergänzung zu dem am 29. März 1934 erlassenen Kapitalanlagegesetz darstellt. Auf Grund des neuen Gesetzes wird der Kreis der Gesellschaften, die einen Anleihestock zu bilden haben, erheblich weiter gezogen, indem auch solche Gesellschaften erfaßt werden, die in früheren Jahren hohe Gewinnausteile gezahlt haben. Der Mehrbetrag des den Gesellschaftern zur Verfügung gestellten Gewinnes muß als Anleihestock zur Verfügung gestellt werden und darf erst nach vier Jahren unter die Gesellschafter aufgeteilt werden. Den für den Anleihestock bereitzustellenden Betrag darf die Gesellschaft nicht mehr selbst anlegen, sie hat ihn der Deutschen Golddiskontbank zu überweisen, die ihn für die Gesellschaft nach Maßgabe der gesetzlichen Bestimmungen anzulegen hat.

Schließlich schafft ein

Gesetz über den Wertpapierhandel

die Voraussetzung für die notwendig gewordene Vereinfachung des Börsenwesens.

Der Reichsbankpräsident und kommissarische Reichswirtschaftsminister Dr. Schacht hat am 5. Dezember 1934 im Rundfunk über die neuen Gesetze zum Bank- und Kreditwesen u. a. folgendes ausgeführt:

„Grundsatz des nationalsozialistischen Staates ist, daß wir, auf uns selbst gestellt, uns nur auf unsere eigenen Kräfte verlassen und alle Schwierigkeiten durch verdoppelten Kräfteinsatz und durch unbeugsame Entschlossenheit überwinden müssen. Das Pumpen im Ausland, dem wir unsere heutigen Devisen- und Rohstoffschwierigkeiten verdanken, hat aufgehört. Das öffentliche Geld wird nicht in unproduktiven und verschwenderischen Ausgaben vertan, sondern nach wirtschaftlichen Gesichtspunkten zur Beseitigung der Arbeitslosigkeit eingesetzt, und die Steuerschraube wird nicht überdreht, sondern zwar langsam, aber stetig gelockert.

Wir haben unsere bisherige Leistung vollbracht einzig und allein durch den geglückten Versuch, alle finanziellen Kräfte, die in der deutschen Volkswirtschaft vorhanden sind oder neu erwachsen, auf das eine große Arbeitsbeschaffungsprogramm der Reichsregierung zu konzentrieren. Wir haben unnütze Ausgaben an anderen Stellen vermieden und haben die aufkommenden Gelder, die sich neu bildenden Kapitalien systematisch in das Strombett der Arbeitsbeschaffung gelenkt. Diese Einstellung aller Kräfte auf ein gemeinsames Ziel zu fördern, sie bis zur äußersten Leistung zu steigern, das ist der Grundgedanke, der den neuen Gesetzen zugrunde liegt.

Das erste Gesetz ist das sogenannte

Anleihestockgesetz.

Dieses Gesetz erlaubt künftig für eine Reihe von Jahren, nämlich für die Zeit, die Adolf Hitler für seine wirtschaftliche Wiederaufbaupolitik braucht, keine höhere Bardividendenausüttung bei Kapitalgesellschaften als 8 %, wenn diese Gesellschaften früher schon 8 % oder mehr Prozent Dividende gegeben haben und sonst nicht mehr als 6 % Dividende. Alles, was mehr als 6 bzw. 8 % an Dividende ausgeschüttet werden soll, muß in Reichsanleihe oder reichsgarantierter Anleihe angelegt werden. Der Liberalismus wird

einen solchen Eingriff in das Privateigentum wahrscheinlich verurteilen, aber der Nationalsozialismus denkt anders. Es wird durch diese Gesetzregelung kein Eigentum weggenommen, denn die Reichsanleihen, die mit dem Gelde gekauft werden, das über 6 bzw. 8 % ausgeschüttet wird, verbleiben Eigentum des Aktionärs, und er kann sich darauf jederzeit Geld leihen, wenn er in Not ist. Aber die Zweckbestimmung des Geldes wird im Sinne der Not des Staates, der Allgemeinheit, geregelt.

Das zweite Gesetz, das der Konzentration der deutschen Finanzkräfte dienen soll, ist das

Gesetz zur Neuordnung der deutschen Börsen,

und zwar nicht der Warenbörsen, sondern der Wertpapierbörsen. Es ist ein Rest der alten deutschen Kleinstaaterei, daß es in Deutschland nicht weniger als 21 Wertpapierbörsen gibt. Damit dürfte Deutschland dasjenige europäische Land sein, in dem es die meisten Börsen gibt, was anlässlich unserer heutigen Kapitalarmut eine lächerliche Angelegenheit ist. Hier räumt das neue Gesetz endlich auf. Die Zahl der Börsen wird von 21 auf 9 verringert. Das ist immer noch reichlich, aber die Reichsregierung hat darauf Wert gelegt, daß die historischen landschaftlichen Traditionen Deutschlands in gewisser Weise gewahrt bleiben.

Das dritte und bedeutendste Gesetz endlich ist das

Gesetz zur Beaufsichtigung des Kreditgewerbes.

Dieses Gesetz ist entstanden aus dem sogenannten Bankuntersuchungsausschuß, den der Führer und Reichskanzler gegen Ende vorigen Jahres angeordnet hatte. Als Sinn und Aufgabe seiner Arbeiten hat der Bankuntersuchungsausschuß nicht die Festsetzung irgendwelcher Theorien angesehen, sondern sich in erster Linie von dem Gedanken leiten lassen, was für die Lösung der uns gestellten schweren Aufgaben praktisch notwendig ist. Darum ist auch Kernstück dieses Gesetzes wiederum die Zusammenfassung aller bank- und kreditpolitischen Kräfte, sparsames Haushalten mit den vorhandenen und anfallenden Geldern, das heißt: Vermeidung unsicherer Geschäfte, Herabdrückung der Unkosten, beides Dinge, die für die Senkung des Zinsfußes wesentlich sind, zweckmäßige Arbeitsteilung des Bankapparates, Vermeidung von unregelter und unlauterer Konkurrenz, Sicherung des kleineren und mittleren Kreditbedarfs, angemessene regionale Verteilung der Kredite, kräftige Beschränkung der spekulativen Geschäfte und Sicherstellung einer Barliquidität im Interesse der Sparer und Geldgeber, und ferner größere Publizität der Bankbilanzen.

Wir wissen, daß wir von einer idealen Durchführung aller dieser Ziele noch entfernt sind, aber das Gesetz sichert die Erreichung dieser Ziele durch die

Errichtung eines Aufsichtsamtes,

das unter Beteiligung der einschlägigen Ministerien mit dem Reichsbankpräsidenten als Vorsitzendem ins Leben gerufen wird und dessen ausführendes Organ der jetzt schon bestehende Reichskommissar für das Bankgewerbe wird. Diesem Aufsichtsamt sind alle notwendigen Befugnisse eingeräumt, die die Durchführung der eben genannten Ziele ermöglichen sollen.“

* * *

Erwähnt sei noch das Gesetz über die Erweiterung der Befugnisse des Reichskommissars für Preisüberwachung, das die Befugnisse des Reichskommissars über den Kreis der täglichen Bedarfsdeckung hinaus auf alle Güter und Leistungen ausdehnt.

Aufbau der Wirtschaftsverfassung.

Am 27. November 1934 hat der Reichswirtschaftsminister zusammen mit dem Reichsminister des Innern die „Erste Verordnung zur Durchführung des Gesetzes zur Vorbereitung des organischen Aufbaues der deutschen Wirtschaft“ erlassen. Es ist kein Zufall, daß die Durchführungsverordnung erst neun Monate nach dem Erscheinen des Gesetzes selbst herausgekommen ist. Es war von vornherein die Absicht des Gesetzgebers, sich bei der Regelung des organisatorischen Aufbaues der gewerblichen Wirtschaft an die sich aus eigener Verantwortung der Wirtschaft entwickelnde Gestaltung des gewerblichen Verbandswesens nach Möglichkeit anzupassen. Ganz in diesem Sinne erklärt daher eine amtliche Verlautbarung aus Anlaß der Veröffentlichung der nunmehr vorliegenden Durchführungsverordnung, die Verordnung solle keine Neuordnung der gewerblichen Wirtschaft, sondern nur die Rechtsgrundlage schaffen für den seit nahezu einem Jahre in der Durchführung begriffenen und fast abgeschlossenen Umbau der privaten Ordnung der gewerblichen Wirtschaft nach den Grundsätzen des nationalsozialistischen Staates. Die gleiche Verlautbarung betont aber darüber hinaus, daß die Verordnung ferner die Grundlage bilden solle einer seit langem als notwendig angesehenen engen Zusammenarbeit der Wirtschaftsverbände mit den öffentlich-rechtlichen Vertretungen der gewerblichen Wirtschaft, in erster

Linie den Industrie- und Handelskammern und den Handwerkskammern. In diesem zweiten Teil der Zielsetzung der Verordnung liegt das eigentlich Neue, das sie gebracht hat. Es findet seinen Niederschlag vor allem in den Einrichtungen der Reichswirtschaftskammer und der Wirtschaftskammern, die in den einzelnen Bezirken errichtet werden sollen. Während im Anschluß an das Februargesetz das Schwergewicht der von der Wirtschaft im engsten Einvernehmen mit dem Reichswirtschaftsministerium und unter seiner Führung getroffenen Maßnahmen im Aufbau und Umbau der obersten Spitzenvertretungen lag, rückt die neue Verordnung nunmehr auch die bezirklichen Belange, die bisher stärker im Hintergrund geblieben waren, mehr in den Vordergrund. Der § 1 der Verordnung faßt diese kurz gekennzeichneten Gesichtspunkte in die beiden Sätze zusammen: „Die gewerbliche Wirtschaft wird fachlich und bezirklich zusammengefaßt und gegliedert. Die Organisation und die öffentlich-rechtlichen Vertretungen der gewerblichen Wirtschaft werden organisch verbunden.“

Die fachliche Zusammenfassung der gewerblichen Wirtschaft erfolgt in 6 Reichsgruppen, und zwar in den Reichsgruppen Industrie, Handwerk, Handel, Banken, Versicherungen und Energiewirtschaft. Hier liegt gegenüber den nach dem Erscheinen des Ermächtigungsgesetzes vom Februar getroffenen Maßnahmen

insofern eine Aenderung vor, als bisher die Einrichtung von 13 Hauptgruppen vorgesehen war, von denen die 7 ersten die industriellen Firmen nach fachlichen Gesichtspunkten zusammenschlossen. Die bisherige Hauptgruppe 12 (Verkehr) ist jetzt aus dem Gesamtaufbau der gewerblichen Wirtschaftsverfassung zunächst überhaupt herausgelassen worden. Der Erlaß entsprechender Organisationsbestimmungen wurde dem Reichsverkehrsminister vorbehalten. Die Hauptgruppe der Industrie, deren enger sachlicher Zusammenhang bis jetzt offiziell noch keinen organisatorischen Niederschlag gefunden hatte, wenn auch praktisch im Rahmen des bisherigen Reichsstandes der Deutschen Industrie die notwendige Zusammenarbeit erfolgte, werden, während für die sonstige gewerbliche Wirtschaft der Begriff „Hauptgruppe“ überhaupt entfällt, nunmehr in der Reichsgruppe Industrie miteinander in Verbindung gebracht. Dabei ist aber zu beachten, daß die Hauptgruppen der Industrie — ob es 7 bleiben werden, läßt sich noch nicht abschließend übersehen — in ihrer formalen Stellung in vieler Beziehung den Reichsgruppen der übrigen Wirtschaftszweige gleichgestellt sind. Das zeigt sich schon in den Vorschriften über die fachliche Untergliederung, nach denen in den Hauptgruppen der Industrie und in den Reichsgruppen der übrigen gewerblichen Wirtschaft Wirtschaftsgruppen gebildet werden, die sich nach Bedarf in Fachgruppen und Fachuntergruppen gliedern. Eine bezirkliche Untergliederung der Hauptgruppen ist allerdings nicht vorgesehen, so daß anzunehmen ist, daß die für die Reichsgruppen als Gesamtgebilde getroffenen Bestimmungen über die bezirkliche Untergliederung die Reichsgruppe Industrie in gleicher Weise betreffen wie die sonstigen Reichsgruppen.

Neben den Reichsgruppen ist eine bezirkliche Unterorganisation auch vorgesehen für die Wirtschaftsgruppen, Fachgruppen und Fachuntergruppen, soweit ein zwingendes wirtschaftliches Bedürfnis vorliegt. Gegebenenfalls können diese bezirklichen Gruppen noch weiter unterteilt werden; dabei können etwa für die Bezirke der Industrie- und Handelskammern Bezirksuntergruppen errichtet werden. Ähnlich können auch die bezirklichen Gruppen von Reichsgruppen Zweigstellen errichten. Zur Kostenersparung ist dabei vorgesehen, daß solche Bezirksuntergruppen und Zweigstellen mit Industrie- und Handelskammern verbunden werden können. Was die Wirtschaftsbezirke betrifft, die für die bezirkliche Untergliederung der Reichsgruppen, der Wirtschafts-, Fach- und Fachuntergruppen den räumlichen Rahmen abgeben sollen, so läßt es sich bisher nicht übersehen, welche Wirtschaftsbezirkseinteilung des Reiches gewählt werden wird. Vielleicht läßt sich in erster Linie an die Treuhänderbezirke denken, die in den vergangenen Monaten bei der Erörterung der bezirklichen Organisationsfragen im Vordergrund standen, dabei werden allerdings wohl die Untergliederungen der Wirtschafts- und Fachgruppen nicht immer in den Grenzbereich eines offiziellen Wirtschaftsbezirkes hineinpassen und daher zweckmäßigerweise beweglich gestaltet.

Um die Zusammenarbeit der öffentlich-rechtlichen und der fachlichen Vertretungskörperschaften der Wirtschaft zu gewährleisten, erhalten die bezirkliche Organisation der gewerblichen Wirtschaft, die Industrie- und Handelskammern und die Handwerkskammern eines Wirtschaftsbezirks eine gemeinsame Vertretung in der Wirtschaftskammer, die Reichsgruppen und die Hauptgruppen sowie die Wirtschaftskammern das gleiche in der Reichswirtschaftskammer. Die Reichswirtschaftskammer bearbeitet die gemeinsamen Angelegenheiten der in ihr zusammengeschlossenen Körperschaften als Organ der Selbstverwaltung sowie die Aufgaben, die ihr der Reichswirtschaftsminister im Rahmen seiner Befugnisse überträgt. Die Führung der Reichswirtschaftskammer liegt in den Händen eines Leiters und seiner Stellvertreter, die vom Reichswirtschaftsminister berufen werden. Zur Unterstützung erhält der Leiter einen Beirat, dessen Mitglieder die Leiter der Reichsgruppen und der Hauptgruppen der Industrie, der Wirtschaftskammern, der Vorstand der Reichswirtschaftskammer sowie sonstige vom Reichswirtschaftsminister berufene Persönlichkeiten, darunter ein Vertreter des Reichsnährstandes und der Gemeinden, sind. Der Beirat der Reichswirtschaftskammer ist beratendes Organ des Reichswirtschaftsministers.

Der Aufbau der in den Bezirken zu errichtenden Wirtschaftskammern ist ähnlich dem der Reichswirtschaftskammer. Mitglieder des Beirates der Wirtschaftskammern sind die Leiter der Bezirksgruppen, die Vorsitzenden der Industrie- und Handelskammern und der Handwerkskammern sowie die im Wirtschaftsbezirk ansässigen Leiter von Reichsgruppen und Hauptgruppen. Auch Reichsnährstand und Gemeinden sind vertreten. Der Leiter der Wirtschaftskammer ist Vorsitzender der Industrie- und Handelskammer des Wirtschaftsbezirks, die der Reichswirtschaftsminister bestimmt.

Ähnlich wie die Wirtschaftskammern erhalten auch die fachlichen Gruppen der gewerblichen Wirtschaft in Durchführung

des Führergedankens einen Leiter mit weitgehenden Rechten eigener Entscheidung sowie zu seiner Unterstützung einen Beirat. Die Leiter der Reichsgruppen, der Hauptgruppen der Industrie und die Leiter der Wirtschaftsgruppen werden vom Reichswirtschaftsminister bestellt und abberufen. Im übrigen erfolgt die Ernennung der Leiter jeweils vom Leiter der vorgeordneten Körperschaft. Den Beirat der Reichsgruppe Industrie bilden die Leiter der Hauptgruppen. Den Beirat der übrigen Reichsgruppen und der Hauptgruppen der Industrie bilden die Leiter der zugehörigen Wirtschaftsgruppen. Zum Beirat der Reichsgruppen gehören ferner die Leiter ihrer Bezirksgruppen. Wie in diesen Fällen, so beruht auch bei den übrigen Körperschaften die Zusammensetzung des Beirates auf der Erfassung der Leiter der jeweils untergeordneten Gebilde. Gerade durch die Beiräte ist im Rahmen der Neuorganisation der Wirtschaft die notwendige Zusammenarbeit aller Gruppierungen besonders weitgehend sichergestellt. Auch sonst rückt die Verordnung die Notwendigkeit des Zusammenwirkens stark in den Vordergrund und sieht zu diesem Zweck beispielsweise Arbeitsgemeinschaften verwandter Wirtschaftszweige vor.

Die Mitgliedschaft der gewerblichen Unternehmungen zu der Wirtschaftsorganisation beruht auf dem Grundsatz des Zwangs. Außenseiter wird es in Zukunft nicht mehr geben. Auch die Betriebe des Staates und der Gemeinden werden, ebenso wie inländische Niederlassungen ausländischer Unternehmungen, eingegliedert. So sorgt das Gesetz in jeder Beziehung dafür, einen klar geschlossenen Willensträger der Wirtschaft und gleichzeitig eine Empfangs- und Durchführungsstelle für den Wirtschaftsminister zu schaffen, der nunmehr der eigentliche Führer der Wirtschaft ist. Im wirtschaftlichen Verbandswesen ist damit ein einsatzbereites Wirken und Arbeiten im Sinne des nationalsozialistischen Staates gewährleistet, ein Gesichtspunkt, den das Gesetz selbst eindeutig in den Vordergrund rückt.

Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie.

Der Reichswirtschaftsminister hat Dr. Ernst Poensgen zum Leiter der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie ernannt und ihm durch eine Anordnung über die Anerkennung der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie vom 30. Oktober 1934, Ziffer 2¹⁾, die Regelung des Meldewesens übertragen. Dr. Ernst Poensgen hat demgemäß am 7. Dezember 1934 folgende Bekanntmachung veröffentlicht²⁾:

Der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie werden alle Unternehmer und Unternehmungen (natürliche und juristische Personen) angeschlossen, die im stehenden Gewerbe in einem Fabrikationsbetriebe nachstehende Waren herstellen, die unter die in Klammern beigefügten Nummern des Statistischen Warenverzeichnisses fallen:

1. Roheisen, einschließlich Ferrolegierungen (777).
2. Rohstahl, nämlich Fluß- und Schweißstahl (784).
3. Halbzeug (784).
4. Walzwerksfertigerzeugnisse aller Art, warm gewalzt, auch bearbeitet (z. B. angestrichen, gefirnißt, lackiert, oxydiert oder mit andern unedlen Metallen oder Legierungen unedler Metalle überzogen sowie gelocht, gebohrt, geflanscht, gebogen, gepreßt usw.). (785 A 1, 785 A 2, 785 B, 786 a bis 788 c, 789, 791, 793 a bis 795 b, 796, 797.)
5. Freiformschmiedestücke (aus 798);
6. Rohre geschweißt (aus 799).
7. Edelstahl aller Art, wie unter 2 bis 5 aufgeführt, legiert und unlegiert (hierzu gehören „legierte Siemens-Martin-Stähle, Elektrostähle und Tiegelstähle“, welche mindestens folgende Legierungsanteile einzeln oder in Verbindung miteinander enthalten: 0,7 % Chrom, 0,3 % Wolfram, Nickel und Molybdän, 0,15 % Kobalt, Titan, Vanadin, Bor, Uran. Unter „unlegierten Edelstählen“ sind zu verstehen Siemens-Martin-Stähle, Elektrostähle und Tiegelstähle, die mindestens 0,8 % Kohlenstoff enthalten (784 und folgende).
8. Thomasschlacken (361).

Alle Unternehmer und Unternehmungen, die Erzeugnisse der vorgenannten Art herstellen, haben bis 31. Dezember 1934 ihre Mitgliedschaft anzumelden, und zwar für die unter Ziffer 1 bis 6 aufgeführten Erzeugnisse bei der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie, Fachgruppe der Eisen- und Stahlerzeugung, Berlin W 35, Matthäikirchplatz 4, für Edelstahl bei der Fachgruppe Edelstahl, Düsseldorf, Schließbach 670, für Thomasschlacken bei der Fachgruppe Thomasschlacke, Berlin W 35, Am Karlsbad 17. Die Anmeldungen haben formularmäßig zu erfolgen. Formulare sind bei der Wirtschaftsgruppe Eisen schaffende Industrie bzw. der Fachgruppe Edelstahl und der Fachgruppe Thomasschlacke anzufordern.

¹⁾ Vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 1277.

²⁾ Reichsanzeiger 1934, Nr. 289.

Buchbesprechungen¹⁾.

Hougardy, Hans, Dr.-Ing., Bochum: **Die Vanadinstähle.** Aufbau, Eigenschaften und Verwendung von vanadinlegierten Stählen. Mit 141 Abb. und 76 Zahlentaf. Berlin (SW 29, Gneisenaustraße 41): P. & G. Gärtner (1934). (VIII, 224 S.) 8°. Geb. 8 R.M.

Der Verfasser schildert einleitend die Eigenschaften und die Gewinnung des Vanadins und erläutert die Beeinflussung, die Stahllegierungen durch Zusatz von Vanadin erfahren. Diesen Ausführungen liegt die bekannte Veröffentlichung des Verfassers „Beitrag zur Kenntnis des Systems Eisen-Kohlenstoff-Vanadin“ zugrunde²⁾. In gesonderten Abschnitten wird dann ausführlich der Einfluß des Vanadins auf die Schmiedbarkeit, Härtebarkeit, das Bruchaussehen, die elektrischen Eigenschaften usw. beschrieben. Besonders werden dabei die Einflüsse eines Vanadinzusatzes bei den verschiedenen Stahlgruppen — Baustählen, Werkzeugstählen, Sonderstählen — zum Teil mit zahlreichen Zahlen-

¹⁾ Wer die Bücher zu kaufen wünscht, wende sich an den Verlag Stahl Eisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664.

²⁾ Arch. Eisenhüttenwes. 4 (1930/31) S. 497/503.

tafeln, sowie in Gußeisen behandelt. Alle diese Ausführungen stützen sich auf reiche Quellen und sind auf Grund theoretischer Überlegungen und bisher in der Praxis gewonnener Erfahrungen als durchaus zuverlässig zu bezeichnen, wenn sich auch einige Fehler eingeschlichen haben; z. B. wird bei Besprechung des Warmarbeitsstahles mit 10 % W und 0,3 % V der Einfluß des Vanadins gegenüber dem des Wolframs unberechtigtweise zu sehr herausgestrichen.

Das Buch stellt eine wertvolle Zusammenstellung aller bisher über Vanadin im Stahl gemachten Versuche und Erfahrungen dar. Ob es richtig war, das Buch mit Unterstützung der Vanadin-G. m. b. H., Berlin, herauszugeben, sei dahingestellt. Solche Veröffentlichungen laufen allzuleicht Gefahr, daß man die Sachlichkeit ihrer Darstellung anzweifelt; Grund für diese Befürchtung besteht allerdings bei dem vorliegenden Buche nicht. Um so mehr ist es zu begrüßen, daß die Schrift gerade jetzt herausgegeben worden ist, da sich Vanadin heute aus deutschen Rohstoffen herstellen läßt, eine Tatsache, die bei der augenblicklichen Rohstofflage sehr beachtenswert ist.

Rudolf Hohage.

Vereins-Nachrichten.

Verein deutscher Eisenhüttenleute.

Paul Gredt †.

Am 18. Oktober 1934 verschied in Luxemburg im Alter von 67 Jahren unser Mitglied Paul Gredt, ein in den weitesten Kreisen der Eisenindustrie Deutschlands, Frankreichs, Belgiens, Schwedens und Italiens bekannter Ingenieur.

Paul Gredt wurde am 22. Februar 1867 in Luxemburg geboren und erhielt dort auf dem Gymnasium sowie dem Athenäum seine höhere Schulbildung. Anschließend studierte er in den Jahren 1886 bis 1889 Eisenhüttenkunde an der Technischen Hochschule in Charlottenburg und an der Bergakademie in Berlin. Auf letzterer hat er seine besondere eisenhüttenmännische Ausbildung bei dem frischen und lebendigen, für die Jugend sehr anregenden Geheimen Bergrat Wedding erhalten. Nach Luxemburg zurückgekehrt, trat er bei dem Hochofenwerk Metz & Cie. in Esch a. d. Alzette ein, wo er bis 1896 als Betriebsleiter blieb. Das neu gegründete Hochofenwerk in Differdingen verpflichtete ihn dann zum Bau und Betrieb der ersten zwei Hochofen. Dort hat er bereits damals eine Gasmaschine von etwa 50 bis 60 PS mit Hochofengas betrieben. Freilich war das keine reine Freude, da die Gasreinigung noch nicht so weit gediehen war, daß ein ausreichender Reinheitsgrad gewährleistet wurde. Aber immerhin zeigte dieser Versuch die Möglichkeit, sehr billige Kraft durch die Verwendung von Hochofengas in Explosionsmaschinen zu gewinnen. Im Jahre 1899 schied er in Differdingen aus und erwarb das Hollericher Stahlwerk bei Luxemburg, eine Klein-Bessemerie, die ihm ein schönes Tätigkeitsfeld bot. Einfach war diese Aufgabe allerdings nicht, da das ganze Minettegebiet keine Erzeugung von Hämatiteisen aufkommen ließ und damit der wesentliche Grundstoff für den Stahlguß so teuer war, daß nur höchstwertige Ware, vor allem ganz dünnwandiger Guß, die Möglichkeit eines Absatzes zu erträglichen Preisen bot. Zudem war das Verfahren verhältnismäßig neu und dadurch der Absatz der Erzeugnisse erschwert. Immerhin gelang es Gredt allmählich, die Erzeugnisse seines Werkes besonders bei den Eisenbahnen für Achslagerbüchsen und ähnliches einzuführen und damit eine einigermaßen sichere Grundlage für den Absatz zu schaffen.

Paul Gredt, der ein Sohn des Direktors des Großherzoglichen Gymnasiums in Luxemburg war, hatte schon von seinem Vater die Freude an den Wissenschaften geerbt, und sein ganzes Leben hindurch zeigte sich immer wieder sein Streben, die neuen wissenschaftlichen Erkenntnisse zu verfolgen und durcharbeiten. In der fruchtbaren Zeit der technischen Entwicklung am Anfang dieses Jahrhunderts hat Gredt sich immer wieder um alle neuen technischen Entwicklungsfragen, besonders auf dem Gebiete der Erzaufbereitung und der Erzeugung von Elektrostahl, be-

müht. Erstere führte ihn nach Schweden, wo er die Bekanntheit Gröndals machte und seine Erfindung der magnetischen Aufbereitung und Brikettierung von Erzen kennenerlernte. Gredt versuchte, diese auch in anderen Ländern in die Praxis einzuführen; das ist allerdings nur mit dem Brikettierungsverfahren in wenigen Fällen gelungen. Aber die gewonnenen Beziehungen zu schwedischen Ingenieuren führten dazu, daß er als Berater bei der Schaffung der neuen schwedischen Bergesetze mitwirken konnte. Durch seine Studien in Schweden vermittelte er die Kenntnis des Kjellin-Ofens in Gysinge am Dalelf, des ersten elektrischen Induktionsofens der Welt, der der Vorläufer aller späteren Induktionsöfen war.

Nach dem Kriege hat den nun Heimgegangenen die Frage der Aufbereitung der Minette und minetteähnlicher armer Erze nicht mehr losgelassen. Die Grundgedanken, wie sie in dem heutigen Humboldt-Gredt-Verfahren vorliegen, und die einen weiteren Fortschritt auf dem Wege der Anreicherung oolithhaltiger Doggererze darstellen, hat er mir seit vielen Jahren, als diese Frage noch nicht so bedeutungsvoll war, unablässig in den glühenden Farben des begeisterten Ingenieurs geschildert. Geleitet von einem unwiderstehlichen Optimismus, der ihm und seinen Mitarbeitern immer wieder half, große Schwierigkeiten zu überwinden, arbeitete er mit großer Zähigkeit und Ausdauer unentwegt an seinem Lebenswerk weiter. Er hat es noch erleben dürfen, daß seine Gedanken zur Grundlage unserer Großversuche gemacht worden sind.

Auf Grund seiner langjährigen in Schweden gesammelten Erfahrungen wurde Gredt 1907 zum schwedischen Konsul und 1932 zum schwedischen Generalkonsul in Luxemburg ernannt.

Ueberblickt man diese lange Ingenieurlaufbahn, so ist sie gekennzeichnet durch das ständige Streben nach Fortschritt auf den Gebieten der Rohstoffe des Hochofens, der Verwertung der Hochofengase, der Elektrostahlerzeugung und der Anteilnahme an allen sonstigen großen Aufgaben des Eisenhüttenwesens. Als Mensch ist Gredt seiner Ausbildung auf den deutschen Hochschulen treu geblieben, ohne dabei seine Luxemburger Herkunft und seinen Luxemburger Standort zu verleugnen. Er hing mit viel Liebe an seiner Heimat, und obwohl er gerne weite und lange Reisen unternahm, war er immer wieder froh, in die Heimat zurückzukehren, wo er allgemein geschätzt und beliebt war. Seine Hilfsbereitschaft war weit bekannt; er half mit Rat und Tat, und niemand kam vergebens zu ihm. Er war ein Mann von großer Klugheit, gepaart mit natürlicher Liebenswürdigkeit und starker Zuneigung für deutsches Wissen. Und das wollen wir an dem frischen Grabhügel dieses Mannes neben seinen Verdiensten um die technische Entwicklung nicht vergessen.

Hermann Röchling.



Paul Gredt