

Die Edelstähle

Von

Dr.-Ing. F. Rapatz



Zweite Auflage

Die Edelstähle

Von

Dr.-Ing. Franz Rapatz

Stahlwerk Düsseldorf, Gebr. Böhler & Co. Aktiengesellschaft
Düsseldorf-Oberkassel

Zweite, gänzlich umgearbeitete Auflage

Mit 163 Abbildungen und
112 Zahlentafeln



Springer-Verlag Berlin Heidelberg GmbH

1934

ISBN 978-3-662-36138-2
DOI 10.1007/978-3-662-36968-5

ISBN 978-3-662-36968-5 (eBook)

Alle Rechte, insbesondere das der Übersetzung
in fremde Sprachen, vorbehalten.

© Springer-Verlag Berlin Heidelberg 1934
Ursprünglich erschienen bei Julius Springer in Berlin 1934
Softcover reprint of the hardcover 2nd edition 1934

Additional material to this book can be downloaded from <http://extras.springer.com>

Vorwort zur ersten Auflage.

Das vorliegende Buch will ein Leitfaden sein, mit Hilfe dessen man sich auf dem mannigfaltigen und ständig wachsenden Gebiet der Edelmehle zurechtfinden kann. Es richtet sich an alle, die mit Edelmehlen praktisch und wissenschaftlich zu tun haben, seien es nun Verbraucher oder Erzeuger.

Die Hauptaufgabe, die der Verfasser sich stellte, war, dem Leser einen Begriff zu vermitteln, welche Eigenschaften für die verschiedenen Verwendungszwecke gefordert werden und welche Eigenschaften die im praktischen Gebrauch stehenden Edelmehle haben und wodurch sie diese Eigenschaften erlangen. Das Buch will mit andern Worten eine zusammenfassende Darstellung der metallurgischen Grundlagen der Edelmehle sein. Jedem, der damit zu tun gehabt hat, wird es klar sein, daß es unmöglich ist, das Gebiet der Verwendungszwecke auch nur annähernd vollständig und eindeutig zu behandeln; der Verfasser mußte sich deshalb in seinen Angaben beschränken. Die Abschnitte: Metallographie, Wärmebehandlung, Erzeugungsgang, Prüfungsverfahren, Fehler sind als Ergänzungen der beiden Hauptabschnitte für das Verständnis notwendig gewesen.

Es liegt in der Natur der Sache, daß ein Buch wie dieses zum großen Teile eine Auswertung des bereits vorhandenen Schrifttums ist; es handelt sich jedoch darum, die Darstellung so zu treffen, daß der Leser nicht nur einen kritiklosen Auszug vorgesetzt bekommt, sondern eine klare Vorstellung erlangt, wie die Verhältnisse nach dem neuesten Stande der wissenschaftlichen und praktischen Erkenntnis tatsächlich liegen.

Bei dem Raume, der für dieses Buch zur Verfügung stand, mußte darauf verzichtet werden, rein wissenschaftliche — für den praktischen Gebrauch ohne Belang bleibende Fragen zu behandeln. Auch sind Stahllegierungen nicht angeführt, die irgend einmal versuchsweise hergestellt wurden und zu keinem Erfolg geführt haben; es kamen für dieses Buch nur solche Legierungen in Betracht, die tatsächlich in Gebrauch stehen oder Aussicht haben, in Gebrauch zu kommen.

Meiner Firma Stahlwerk Gebr. Böhler & Co. A.-G., Düsseldorf-Oberkassel, bin ich für die Unterstützung dankbar, besonders aber Herrn Direktor Dr.-Ing. F. Sommer, der mit seinen wertvollen Ratschlägen half.

Düsseldorf-Oberkassel, im Dezember 1924.

Dr.-Ing. F. Rapatz.

Vorwort zur zweiten Auflage.

Seit dem Erscheinen der ersten Auflage sind in der Metallurgie der Edelmehle bedeutende Fortschritte gemacht worden. Die Forschungen der letzten neun Jahre haben manche Ansichten geändert und mit den reichen Erkenntnissen und neu entstandenen Legierungen dem Metallurgen ein wesentlich vergrößertes Aufgabenfeld gebracht. Wie das Wissensgebiet, so ist auch dieses Buch von der einen Auflage zur anderen gewachsen und weit über den ursprünglichen Umfang hinausgegangen, so daß ich jetzt eigentlich ein völlig neues Werk vorlegen muß.

Inbesondere hat es sich als notwendig erwiesen, die verschiedenen Verwendungsgebiete für Edelmehle wesentlich ausführlicher zu behandeln, aber auch Umstellungen in der früheren Stoffeinteilung mußten vorgenommen werden. Die Auswahl und Bearbeitung erfolgte wieder unter den gleichen Gesichtspunkten, die schon im Vorwort zur ersten Auflage erwähnt wurden. Auch die neue Auflage soll dem Verbraucher und Erzeuger von Edelmehlen ein guter Ratgeber sein.

Wenn der eine oder andere Gegenstand zu kurz oder gar nicht behandelt wurde, oder wenn Verfasser sich nicht erwähnt oder zu kurz behandelt glauben, so möge dies damit entschuldigt werden, daß der Stoff und das zugehörige Schrifttum bereits zu umfangreich und schwer übersichtlich geworden sind, um sie vollkommen übersehen zu können.

Für die Auswahl und Herstellung der Bilder bin ich Herrn Dipl.-Ing. Robert Rechmann zu großem Dank verpflichtet.

Düsseldorf-Oberkassel, im Juli 1934.

Dr.-Ing. F. Rapatz.

Inhaltsverzeichnis.

	Seite
I. Einleitung	1
II. Gefügelehre	1
Ferrit	2
Zementit	4
Perlit	4
Ledeburit	4
Austenit	5
Umwandlungspunkte	5
Gefügestand bei sehr langsamer Abkühlung	9
Gefügestand bei rascher Abkühlung	10
Härtetheorie	10
Ausscheidungshärtung	14
III. Wärmebehandlung	16
Begriffsbestimmung der Wärmebehandlungsvorgänge	16
Normalglühen	18
Weichglühen	20
Härten	24
Anlassen	29
Vergüten	32
Einsatzhärtung	36
Härteempfindlichkeit, normaler und anormaler Stahl	42
IV. Warmformgebung	48
V. Kaltverformung — Rekristallisation	53
VI. Allgemeines über die Wirkung der Legierungselemente	59
VII. Stähle nach Legierungselementen geordnet	62
Kohlenstoffstähle	62
Manganstähle	66
Nickelstähle	84
Mangan-Nickelstähle	91
Kobaltstähle	93
Chromstähle	97
Chrom-Nickelstähle	115
Chrom-Manganstähle	121
Wolframstähle	124
Wolfram-Chromstähle	132
Molybdänstähle	135
Vanadinstähle	142
Siliziumstähle	149
Aluminiumstähle	152

	Seite
Borstähle	155
Berylliumstähle	158
Zirkonstähle.	160
Tantal	161
Arsen.	161
Antimon	161
Selen.	161
Stickstoff	161
Kupferstähle	165
Uranstähle	170
Titanstähle	172
VIII. Festigkeitseigenschaften	173
Zerreißfestigkeit	174
Streckgrenze	174
Dehnung	175
Einschnürung	175
Kerbzähigkeit	176
Härte.	177
Dauerfestigkeit	179
Festigkeitseigenschaften in der Wärme.	184
IX. Gebrauchseigenschaften und Verwendungsgebiete der Stähle	196
Einsatz- und Vergütungs-Normstähle	196
Magnetische Eigenschaften	202
Dauermagnete S. 202. — Gleichstrommagnetisierung S. 211. — Wechselstrommagnetisierung, Dynamo- und Transformatorsthle S. 212. — Leichte oder gleichmäßige Magnetisierbarkeit S. 214.	
Wärmeausdehnung.	217
Elektrischer Widerstand	223
Rost- und säurebeständige Stähle	227
Rostfreie Chromstähle S. 230. — Korrosionsbeständige Chrom-Nickelstähle S. 240 — Korrosionsbeständige Chrom- Manganstähle S. 245. — Schweißen der korrosionsbestn- digen Stähle S. 247. — Löten S. 250. — Beizen S. 251. — Ausdehnungszahl S. 251. — Verwendungsgebiete korro- sionsbestndiger Stähle S. 252. — Verchromen S. 253.	
Einige andere korrosionsbeständige Legierungen	254
Nickel-Molybdänlegierungen S. 254. — Säurebeständige Siliziumlegierungen S. 254.	
Hitzebeständige Stähle	255
Schnellstähle	262
Geschichtliches S. 262. — Grundlegende metallurgische Eigenschaften des Schnellsthls S. 262. — Härtetemperatur und ihr Einfluß auf Anlaßbeständigkeit und Warmfestig- keit S. 265. — Anlassen S. 268. — Die Schnellsthlkar-	

bide S. 269. — Klingefüge des Schnellstahles nach verschiedener Wärmebehandlung S. 270. — Karbidverteilung S. 274. — Schnellstahl beim Schmieden und Walzen S. 275. — Gegossene Schnellstahlwerkzeuge S. 278. — Einfluß der Zusammensetzung auf die Güte des Schnellstahles S. 279. — Wolfram S. 279. — Chrom S. 280. — Vanadin S. 281. — Molybdän S. 282. — Kobalt S. 282. — Nickel S. 283. — Mangan S. 284. — Bor S. 284. — Ersatzschnellstähle S. 284. — Das Härten des Schnellstahles S. 285.

Schneidmetalle. 290
 Stelliteähnliche Legierungen S. 290. — Karbidschneidmetalle S. 295.

Bearbeitbarkeit mit spanabhebenden Werkzeugen 300
 Schnittfähigkeit von Messerwaren 317
 Verschleißwiderstand 320
 Abmessungs- und Formänderungen beim Härten 325
 Schweißen und Löten 330
 Löten S. 330. — Preßschweißen S. 331.

Kraftwagenstähle 335
 Zahnräder S. 336. — Achsen und Achsschenkel S. 337. — Kurbelwellen S. 337.

Federstähle 337
 Flugzeugstähle. 340
 Dieselmotoren 341
 Ventilstähle 341
 Turbinenschaufeln 342
 Werkzeugstähle 343
 Gewöhnliche Schneidwerkzeuge S. 345. — Werkzeuge für spanabhebende Formgebung S. 345. — Schnitte S. 346. — Lochstempel S. 348. — Schermesser S. 348. — Ziehringe und Ziehseisen S. 349. — Kaltwalzen S. 349. — Bergbauwerkzeuge S. 349. — Gewindeschneidstähle S. 350. — Feilenstähle S. 351. — Warmarbeitswerkzeuge S. 351. — Schmiedewerkzeuge S. 353. — Metallstrangpressen S. 354. Spritzgußformen S. 355. — Schraubenmatrizen S. 356. — Preßluftwerkzeuge S. 356. — Werkzeuge für Blechverformung S. 356. — Rollstanzen S. 356. — Formstanzen S. 356. Kaltschlagstähle S. 357. — Meßwerkzeuge S. 357. — Stähle für Werkzeuge zum Pressen von Kunstharz (Bakelite) S. 358.

X. Prüfung 359
 Chemische Untersuchung 359
 Mikroskopische Untersuchung 359
 Prüfung mit Röntgenstrahlen 360
 Tiefätzung 360
 Funkenprobe 362
 Bruchaussehen. 362
 Technologische Erprobungen 363

	Seite
XI. Erzeugung.	363
XII. Stahlfehler	366
Faser.	366
Lunker	367
Gasblasen und Poren.	367
Zerschmiedung.	368
Schlackeneinschlüsse	368
Flocken.	369
Oberflächenentkohlung	370
Schwarzbruch	371
XIII. Schlußwort	372
Namenverzeichnis	373
Sachverzeichnis.	377

Druckfehlerberichtigung.

S. 129, Zahlentafel 50. Bei Stahl 3 ist die Spalte Verwendungszwecke durch „Rössel“ zu ergänzen.

S. 191, Zahlentafel 77. Die Angaben dieser Tabelle beziehen sich auf eine Temperatur von 450°.

Druckfehler-Berichtigungen

zu

„Die Edelstähle“, 2. Aufl.

- S. 6, 14. Zeile von oben, lies: „ A_3 “ (statt „ A_4 “).
- S. 17, 13. Zeile von unten: Nach dem Wort „Temperatur“ ist einzufügen:
„... mit folgender, in der Regel langsamer Abkühlung. Unter Glühen soll also danach nicht ein einfaches Halten auf einer bestimmten Temperatur ...“.
- S. 28, 8. und 9. Zeile von oben, lies: „... ein Wasserhärter ...“ (statt „... im Wasser härter ...“).
- S. 31, 6. und 7. Zeile von unten, lies: „Die denselben Anlaßfarben entsprechenden Temperaturen ...“ (statt „Die denselben Temperaturen entsprechenden Anlaßfarben ...“).
- S. 36, 1. Zeile von unten, lies: „ $BaCO_3 = BaO + CO_2$ “ (statt „ $BaCO_3 + CO_2$ “).
- S. 39, Ergänzung der Anmerkung 2: „Durferrit-Salz C 5“ wirkt ähnlich und hat den Vorteil, länger wirksam zu bleiben.
- S. 48, 7. Zeile von unten, lies: „... bei C ...“ (statt „... bei G ...“). „G“ bezeichnet die letzte Verformungsstufe und ist entsprechend in Abb. 28 einzufügen.
- S. 50, 13. Zeile von oben, lies: „... mindestens 40 vH ...“ (statt „... 100⁰ ...“).
- S. 52, 16. und 17. Zeile von oben, lies: „... beim Übergang ins γ -Gebiet ...“ (statt „... vom Eisengebiet ...“).
- S. 62, 9. und 10. Zeile von oben, lies: „... , wenn nicht sekundäre Umstände hinzutreten, erniedrigt“ (statt „erhöht ...“).
- S. 62, 14. Zeile von oben, lies: „... erhöhen die kritische ...“ (statt „... erniedrigen die kritische ...“).
- S. 64, 9. Zeile von oben, lies: „... 0,097 vH Mangan, ...“ (statt „... 0,97 vH Mangan, ...“).
- S. 103, 14. Zeile von oben, lies: „... bei der Erhitzung ansteigt“ (statt „... abnimmt“).
- S. 104, 5. Zeile von unten, lies: „... die Verschiebung des *S*-Punktes hat auch die des *E*-Punktes ...“.
- S. 105, 12. Zeile von oben, lies: „... links von *E*, ...“ (statt „... von *S*, ...“).
- S. 111, 18. und 19. Zeile von oben, lies: „... im geglühten Stahl so, daß ...“ (statt „... Stahl, so daß ...“).
- S. 113, Abb. 56, lies: „... bei 950⁰ gehärtet“ (statt „... bei 50⁰ gehärtet“).
- S. 125, 1. Zeile von oben, lies: „... der Zusammensetzung Fe_3W_3C , daß ...“ (statt „... FeW_3 ...“).

- S. 130, 13. Zeile von unten, lies: „... 0,5 — 0,7 vH C, ...“ (statt „... 0,5—9,7 ...“).
- S. 131, 4. Zeile von unten, lies: „... 58 auf 64 ...“ (statt „... 63 auf 64 ...“).
- S. 142, 8. und 9. Zeile von unten, lies: „... mit etwa 0,35 vH C und 3 vH Vanadin oder mit 0,5 vH C und 4 vH Vanadin ...“.
- S. 143, 11. und 10. Zeile von unten, lies: „... des Fe-Fe₃C-Perlites ...“ (statt „... des Eisens, Eisenkarbids, Perlites ...“).
- S. 148, 14. Zeile von unten, lies: „... in Abb. 69“ (statt „... Abb. 60“).
- S. 149, 16. Zeile von unten, lies: „... den γ -Bereich ...“ (statt „... den Bereich ...“).
- S. 173, 10.—12. Zeile von oben, lies: „... dadurch eröffnet, daß schon durch geringe Titanzusätze die beim Schweißen eintretende Schädigung verhindert wird.“
- S. 177, 5. Zeile von unten, lies: „... unterhalb 20 C ...“ (statt „... C 40...“).
- S. 181, 16. Zeile von oben, lies: „... etwa 40 vH“ (statt „... 100 bis 300 vH“).
- S. 186, 1. Zeile von unten, lies: „... oberhalb der gleichkohäsiven Temperatur ...“ (statt „... unterhalb der ...“).
- S. 189, 1. Zeile von oben, lies: „(Zahlentafel 72 und 75)“ statt „(Zahlentafel 72)“.
- S. 189, 6. und 7. Zeile von oben, lies: „... bei höherer Temperatur ...“ (statt „... bei niedriger Temperatur ...“).
- S. 191, 2. Zeile von unten, lies: „... werden von Pomp und Enders¹ ...“ (statt „... von Galiboury ...“).
- ¹ Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch. Bd. XII (1930) S. 127/147.
- S. 194, 21.—25. Zeile von oben, lies: „... im späteren Verlauf (Glühen) bewirken und dadurch auf die Warmfestigkeitseigenschaften denen des nicht gehärteten Stahles angleichen.“
- S. 210, 11. Zeile von oben, lies: „... Koerzitivkräfte von 200—400“ (statt „... 2000—4000“).
- S. 216, 8. Zeile von oben, lies: „... Werkstoffes die Anfangspermeabilität ...“.
- S. 219, 4. Zeile von unten, lies: „... γ - in α -Eisen ...“ (statt „... α - in γ -Eisen ...“).
- S. 233, Abb. 102, das obere und untere Bild ist ohne die Beschriftung zu vertauschen.
- S. 241, 8.—4. Zeile von unten, lies: „Die Abb. 108 u. 109 zeigen einen Chrom-Nickelstahl mit 0,11 vH C, 18 vH Cr und 8 vH Ni im Walzzustand und im bei 1100⁰ abgeschreckten Zustand.“
- S. 261, 3.—1. Zeile von unten, lies: Diese Ausdehnungszahlen beziehen sich auf einen dem Elinvar-Stahl ähnlichen Chromnickelstahl mit etwa 0,10 vH C, 18 vH Cr und 40 vH Ni. Die entsprechenden Werte für Stahl 8 der Zahlentafel 98 sind dagegen:

bei 20 bis	600 ⁰	16,5 · 10 ⁻⁶
„ 20 „	800 ⁰	17,5 · 10 ⁻⁶
„ 20 „	1000 ⁰	17,9 · 10 ⁻⁶

- S. 269, 15. und 14. Zeile von unten, lies: „... unter Umständen erhöht ...“ (statt „... verteilt ...“).
- S. 272, 1. Zeile von unten, lies: „In Abb. 125 ...“ (statt „... Abb. 124 ...“).
- S. 288, 2. und 1. Zeile von unten, lies: „... für die sich träge vollziehende Umwandlung Austenit-Martensit vorliegen.“
- S. 290, 1. Zeile von oben, lies: „... aus dem Bleibad an der Luft ...“.
- S. 303, Abb. 140 und 141 nach Rapatz und Krekeler, Werkstoffhandbuch Blatt E 35.
- S. 308, 4. Zeile von unten, lies: „... Standzeitversuch praktische Werte ...“ (statt „... für praktische Werke ...“).
- S. 311, 14. Zeile von unten, lies: „... wie die Drehmesser ...“ (statt „... wie die Durchmesser ...“).
- S. 316, Abb. 149 a bis d. Bei unveränderter Unterschrift ist die richtige Bildfolge: c, a, b, d.

Bemerkung zu den Bildern als Nachtrag:

Die vier Aufnahmen sind einer großen Versuchsserie entnommen, welche zur Untersuchung des Einflusses der Schnittgeschwindigkeit auf das Auftreten des Schneidenansatzes und auf die Stauchung des ablaufenden Spans bei SM-Stahl von 41 kg/mm² Festigkeit durchgeführt ist. Aus ihrem Zusammenhang gerissen, lassen sie hier nur erkennen, daß mit zunehmender Schnittgeschwindigkeit die Stauchung des Spans abnimmt. Die Grenze für das Auftreten des Schneidenansatzes liegt bei diesem SM-Stahl bei $v = 75$ m/min.

- S. 324, 6. Zeile von unten, lies: „... der größte Verschleißwiderstand ...“ (statt „... Verschleiß ...“).
- S. 327, Zahlentafel. Der Vanadinegehalt von Stahl 2 beträgt 0,10—0,20 vH (statt „10—11“).
- S. 330, 8. und 9. Zeile von oben, lies: „... bei Kaltverformung oder durch Richten des Stahles.“
- S. 344, 18. Zeile von oben, lies: „... Kunstharzgegenständen verwenden“; und ferner 21. Zeile von oben: „... Kerbempfindlichkeit ...“ (statt „... Kornempfindlichkeit ...“).
- S. 351, 14. Zeile von unten, lies: „... größere Widerstandsfähigkeit gegen die Einwirkung höherer Temperaturen erfordern als ...“ (statt „... Widerstandsfähigkeit als ...“).
- S. 368, 3. Zeile von unten, lies: „... Fällungsreaktionen ...“ (statt „... Füllungsreaktionen ...“).

I. Einleitung.

Über den Begriff „Stahl“ besteht jetzt im deutschen Sprachgebrauch eine einheitliche Auffassung, nachdem man, dem englischen und französischen Beispiel folgend, alle Eisenlegierungen, ob sie härtbar sind oder nicht mit „Stahl“ bezeichnet.

Eine einheitliche Meinung über den Begriff „Edelstahl“ ist aber nicht vorhanden und wird sich auch schwer erzielen lassen. Ohne auf Widerspruch zu stoßen, kann man alle Stähle „Edelstähle“ nennen, die außer mit Kohlenstoff noch mit anderen Elementen, Chrom, Wolfram, Nickel usw. in größerer Menge legiert sind. Es ist aber völlig verkehrt, die Kohlenstoffstähle grundsätzlich von der Bezeichnung „Edelstähle“ auszuschließen, da unlegierte Werkzeugstähle häufig höherwertige Erzeugnisse sind und zu ihrer Herstellung mehr Sorgfalt und Kosten erfordern, als manche legierten Stähle; z. B. sind unlegierte Werkzeugstähle mit 0,8 bis 1,4 vH Kohlenstoff, wenn sie von bestimmten, die nötige Erfahrung besitzenden Firmen herrühren, höherwertig als die meisten im Handel befindlichen genormten Vergütungs- und Einsatzstähle sind.

Im allgemeinen wird man „Edelstähle“ diejenigen Stähle nennen, die von einem Edelstahlwerk unter einer Markenbezeichnung für bestimmte Zwecke hergestellt wurden.

Nicht unter die Bezeichnung „Edelstahl“ fallen die meisten Massenerzeugnisse aus weichem Flußeisen, Werkstoffe für Schienen, Träger usw., sowie überhaupt alle Stähle, die nicht nach Markenbezeichnung, sondern nur nach Festigkeit verkauft werden.

Von den genormten Stählen wird man die nach DIN 1662 immer, die nach DIN 1661 meist und die nach DIN 1611 nur ausnahmsweise unter den Begriff „Edelstahl“ einreihen können.

II. Gefügelehre.

Für das Verständnis der Eigenschaften des Stahles und des Einflusses der verschiedenen Legierungsbestandteile ist die Kenntnis der Gefügelehre unbedingt notwendig. Aus diesem Grunde

fordert der Zweck dieses Buches ein kurzes übersichtliches Eingehen darauf, ohne daß es der Verfasser übernehmen will, die Metallographie ausführlich zu behandeln. Wer genauer darüber unterrichtet sein will, nehme Sonderwerke zur Hand, von denen ausgezeichnete vorliegen¹.

Die Gefügelehre beschäftigt sich mit dem inneren Aufbau des Eisens und seiner Legierungen bei verschiedenen Temperaturen und mit den daraus folgenden Eigenschaften. Das Verhalten der Eisenkohlenstofflegierungen ist in dieser Hinsicht in den letzten Jahrzehnten den eingehendsten Forschungen unterzogen worden und bis auf wenige Einzelheiten geklärt, während die Metallographie der legierten Stähle auf vielen Gebieten noch zum großen Teil unerforscht geblieben ist.

Das Zustandsschaubild des Systems Eisen-Kohlenstoff, wie es sich nach den letzten Forschungen darstellt, ist in Abb. 1² gegeben.

Dieses Bild berücksichtigt nur solche Zustände, die bei den angegebenen Temperaturen und Zusammensetzungen gemäß dem Schaubild dem metastabilen Gleichgewichtszustand entsprechen. Es sind dies Ferrit, Zementit, Perlit, Ledeburit und Austenit.

Es gibt aber auch Gefügebestandteile, die erst durch bestimmte Wärmebehandlung entstehen und labil sind, also keinem Gleichgewichtszustand zukommen und unter bestimmten Voraussetzungen in die beständigeren, metastabilen Gefügearten Ferrit, Zementit, Perlit übergehen. Es sind dies Martensit, Troostit und Sorbit. Diese letzteren gehen nicht ohne weiteres aus dem Zustandsschaubild hervor. Ebensowenig ist der kugelige Zementit aus dem Zustandsschaubild zu entnehmen.

Im folgenden seien die Entstehungsbedingungen und Eigenschaften dieser Gefügebestandteile näher beschrieben.

Ferrit. Der Ferrit besteht aus Kristallen von α - oder δ -Eisen. Das δ -Eisen hatte man früher als eine besondere Gefügeform, die nur bei hoher Temperatur beständig ist, angesehen. Es hat sich aber gezeigt, daß es denselben Atomaufbau hat wie das α -Eisen.

¹ Oberhoffer: Das technische Eisen. Berlin: Julius Springer. Goerens, P.: Einführung in die Metallographie. Halle: Knapp. Tammann, H.: Lehrbuch der Metallographie. Leipzig: Voß. Hanemann, H.: Einführung in die Metallographie und Wärmebehandlung. Hanemann und Schrader: Atlas metallographicus. Berlin: Bornträger.

² Aus Körber und Schottky: Das Eisenkohlenstoff-Diagramm. Verlag Stahleisen, Düsseldorf. Febr. 1933.

Der Ferrit ist weich, magnetisch, verliert den Magnetismus größtenteils bei 768° und vollständig bei 900°. Er wandelt sich längs der Linie GOS in γ-Eisen um. Wenn also der Kohlenstoffgehalt höher ist und der Stahl schon unterhalb 900° ins Austenitgebiet eintritt, dann verliert er den Magnetismus natürlich schon früher. Ferrit hat, wie die neueren Forschungen, insbesondere die von Köster¹, ergeben, eine gewisse Lösungsfähigkeit für Kohlenstoff,

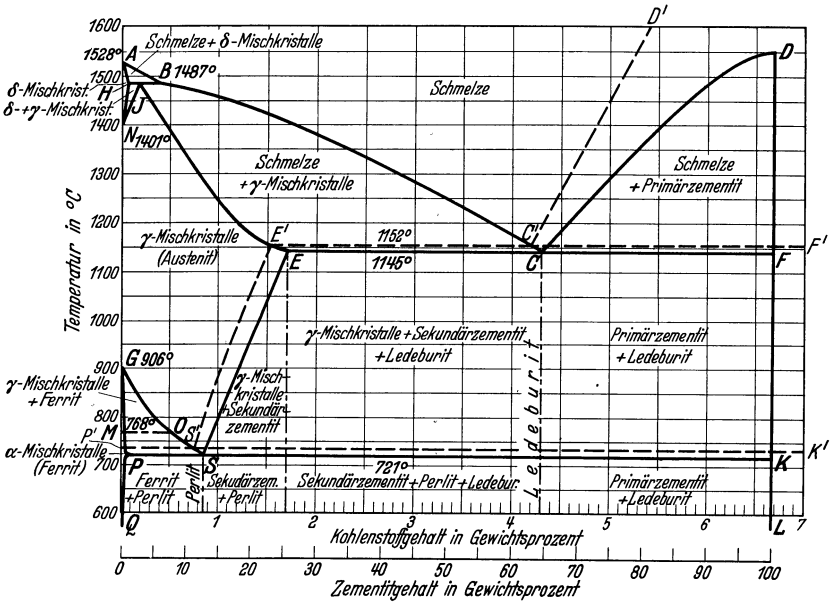


Abb. 1. Das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm nach der Darstellung von Körber und Schottky. (Die gestrichelten Linien beziehen sich auf das stabile, die ausgezogenen Linien und die Gefügebezeichnungen auf das metastabile System.)

die von 0,01 vH bei Lufttemperatur bis etwa 0,04 vH bei 700° ansteigt. Diese Lösungsfähigkeit im Eisen ist ein Teil der Ursache für die Ausscheidungshärtungsvorgänge des weichen Stahles.

Das δ-Eisen hat denselben raumzentrierten Atomaufbau wie das α-Eisen (s. Abb. 7); es geht also bei hohen Temperaturen aus dem (bei reinem Eisen bei 900° entstandenen) flächenzentrierten Atomaufbau bei etwa 1400° wieder in den raumzentrierten

¹ Arch. Eisenhüttenwes. 1928/29 S. 503 bis 522; Stahl u. Eisen 1929 S. 357.

über. Der Deltabereich ist bei unlegiertem Stahl nur klein und spielt praktisch keine Rolle. Bei einigen legierten Stählen hingegen ist dieser Bereich sehr ausgedehnt und führt zur Bildung der sogenannten ferritischen Stähle (s. S. 98, 209, 212, 237).

Zementit ist ein Eisenkarbid, hat die chemische Formel Fe_3C . Von allen Gefügebestandteilen hat er das geringste spezifische Gewicht. Er ist außerordentlich hart, bei gewöhnlicher Temperatur magnetisch und unterliegt bei 215° einer Umwandlung, die mit dem Verlust des Magnetismus und einer kleinen Raumvergrößerung verbunden ist. Der Zementit besteht aus einheitlichen Kristallen und ist ein Teil der später zu beschreibenden Gefügebestandteile Perlit und Ledeburit. Der Sekundärzementit besteht vollkommen aus diesem Karbid.

Perlit. Ein Stahl mit 0,85 vH Kohlenstoff besteht nur aus Perlit. Dieser ist ein gleichmäßiges Gemisch von ungefähr 16 vH Zementit und 84 vH Eisen und entsteht durch normale Abkühlung von Kohlenstoff- oder schwach legierten Stählen aus höheren Temperaturen, durch Zerfallen des homogenen Austenitkristalles. Das Karbid im Perlit ist innerhalb des α -Eisens in Schalen- und Plattenform eingelagert, so daß im Schnitt fingerabdruckähnliche Gebilde entstehen. Abb. 2 zeigt solche Formen. Dieser Stahl heißt eutektoider Stahl.

Sinkt der Kohlenstoffgehalt unter 0,85 vH, so finden wir neben dem Perlit noch Ferrit, steigt er darüber, so erscheint Sekundärzementit. Perlit ist als Gemenge von Ferrit und Eisenkarbid, die beide magnetisch sind, auch magnetisch und hat ein geringeres spezifisches Gewicht als Austenit oder Ferrit.

Ledeburit. Eine Eisenkohlenstofflegierung mit 4,2 vH Kohlenstoffstahl erstarrt zu reinem Ledeburit. Dieser besteht unmittelbar nach der Erstarrung aus groben Karbidkörnern (Ledeburitikarbid) neben einer Grundmasse mit 1,7 vH Kohlenstoff. Die Grundmasse unterliegt für sich wieder denjenigen Gesetzen wie ein Stahl mit 1,7 vH Kohlenstoff. Steigt der Kohlenstoffgehalt über 4,2 vH, so bilden sich neben dem Ledeburit Eisenkarbidformen, die noch gröber sind als die des Ledeburits. Bei Kohlenstoffgehalten von 1,7 bis 4,2 vH verändert sich das Verhältnis von Ledeburitikarbid zur Grundmasse mit 1,7 vH Kohlenstoff, entsprechend dem Kohlenstoffgehalt. Bei 1,7 vH Kohlenstoff verschwindet der Ledeburit.

Austenit. Dieser besteht aus γ -Eisen, das bis 1,7 vH Kohlenstoff in Lösung halten kann. Das γ -Eisen als solches und die feste Lösung sind unmagnetisch, auch leitet es Wärme und Elektrizität schlecht. Die Bedingungen der homogenen Lösung bei Eisenkohlenstofflegierungen sind in dem Felde *GOSEJN* gegeben, im Felde *GSP* hat sich im Austenit Ferrit abgeschieden und rechts der Linie *SE* Zementit, unterhalb *PS* ist Austenit nicht beständig. Bei einigen hochlegierten z. B. Ni- und Mn-Stählen reicht das Austenitgebiet bis zur Lufttemperatur und darunter. Von allen Gefügebestandteilen hat Austenit das größte spezifische Gewicht. Das Raumgitter des Austenites ist flächenzentriert (s. Abb. 7 und 8).

Umwandlungspunkte. Die Linien, die die einzelnen Felder des Zustandsschaubildes voneinander trennen, bedeuten die Grenze, an der sich ein Gefügebestandteil in den anderen umwandelt. Längs der Linie *GS* scheidet sich beim Abkühlen Ferrit, längs der Linie *ES* Zementit aus der festen Lösung aus. In der horizontalen Linie *PK*, d. h. bei einer für alle Kohlenstofflegierungen ungefähr gleichbleibenden Temperatur, zerfällt die feste Lösung in Perlit. Die Umwandlung beim Abkühlen liegt tiefer als beim Erwärmen. Besonders wichtig ist die Verzögerung der Umwandlung des Austenits beim Abkühlen. Diese Erscheinung des Zurückbleibens der Umwandlung beim Abkühlen heißt Hysterisis¹. Die Umwandlung bleibt um so mehr zurück, je rascher die Abkühlung stattfindet. Der Unterschied zwischen der Umwandlungstemperatur beim Erwärmen und Abkühlen ist bei Kohlenstoffstählen bei mäßigen Abkühlungsgeschwindigkeiten nicht größer als 40°. Die Entstehung des Austenits aus Perlit und die Lösung des Ferrits im Austenit verbraucht Wärme, während der umgekehrte Vorgang Wärme erzeugt. Die Lösung des Zementits im Austenit erfordert nur geringe Wärmemenge.

Die Umwandlungspunkte werden mit A_1, A_2, A_3, A_4 bezeichnet, wenn man von der Umwandlung schlechthin spricht. Meint man die Umwandlung bei der Erwärmung, so wird ein *c* zugesetzt, z. B. A_{c1} , meint man die Abkühlung, so wird ein *r* hinzugefügt, z. B. A_{r1} . Bei äußerst langsamer Abkühlung oder Erwärmung fallen die A_r - und A_c -Punkte zusammen. Bei

¹ Ähnlich gehen die A_1 -Punkte beim raschen Erwärmen etwas in die Höhe.

kohlenstofffreien Legierungen liegen die Umwandlungspunkte wie folgt:

- 1528 ... Erstarrungstemperatur (Schmelzpunkt) — (Delta-) Eisen.
- 1401 ... A_4 -Punkt — (Gamma-)Eisen.
- 906 ... A_3 -Punkt unmagnetisches — (Alpha-)Eisen oder (Beta-) Eisen.
- 768 ... A_2 -Punkt ferromagnetisches (Alpha-)Eisen.

Bei der A_2 -Umwandlung, die sich in einem Temperaturbereich um 768° vollzieht, tritt bei der Abkühlung der Ferromagnetismus des Eisens auf, der bei Erwärmung im gleichen Temperaturbereich wieder verlorengeht; eine Änderung des Kristallaufbaues findet hierbei aber nicht statt.

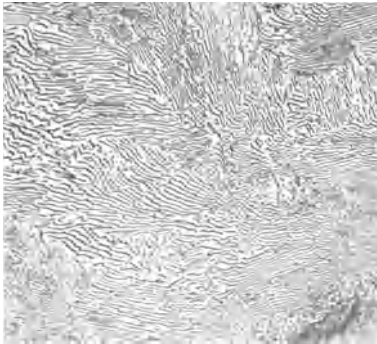


Abb. 2. Kohlenstoffstahl mit etwa 0,85 vH C, Schmelzzustand, Perlitgefüge. $V=500$.

Bei kohlenstoffhaltigen Legierungen erniedrigt sich A_4 . A_3 der Punkt der vollendeten Lösung des Ferrits beim Erwärmen liegt zwischen 730 bis 900° .

A_3 der Punkt der beginnenden Abscheidung des Ferrits aus der festen Lösung liegt bei normaler Abkühlung um 5° bis 20° tiefer als A_3 .

A_1 liegt bei 720° , A_1 bei normaler Erwärmung bei 725

bis 730° . A_1 bei normaler Abkühlung bei 710 bis 680° .

A_{cm} . Bei übereutektoiden Stählen (s. Abb. 4) heißt der Punkt der vollendeten Lösung des Zementits beim Erwärmen oder der beginnenden Abscheidung beim Erkalten A_{cm} . Eine Hysterese gibt es bei dieser Abscheidung nicht. A_{cm} ist keine eigentliche Umwandlung, sondern die Vollendung einer schon bei tieferer Temperatur begonnenen Auflösung des Zementits oder der Anfang des Ausfallens aus der Lösung beim Abkühlen.

Um die Bedeutung der Linien des Schaubildes noch klarer zu machen, wollen wir das Verhalten von fünf Stählen bei verschiedenen Temperaturen behandeln.

1. Ein Stahl mit 0,85 vH Kohlenstoff, der sogenannten eutektoiden Zusammensetzung entsprechend, besteht bei gewöhnlicher Temperatur aus Perlit. Die Abb. 2 stellt ihn dar. Erwärmt man

diesen Stahl, so ändert sich an seinem Gefüge bis ungefähr 730° (A_{c1}) nichts. Bei dieser Temperatur entsprechend dem Punkte S verwandelt sich der Perlit unter Wärmeaufnahme in austenitische feste Lösung, die bis zum beginnenden Schmelzen (etwa 1200°) erhalten bleibt. Der Austenit ändert sich von 730 bis 1300° nur insoweit, als die Austenitkörner mit zunehmender Temperatur wachsen. Wie Austenit aussieht, wird später bei Behandlung der Stähle, die auch bei gewöhnlicher Temperatur austenitisch sind, gezeigt werden.



Abb. 3. Kohlenstoffstahl mit etwa 0,5 vH C, Schmiedezustand, Ferrit- und Perlitgefüge. $V = 200$.

2. Als zweites Beispiel wählen wir einen Stahl mit 0,50 vH Kohlenstoff, wie er in Abb. 3 dargestellt ist. Neben dem Perlit sehen wir ein Netzwerk von Ferrit. Erhitzen wir den Stahl, so wird der Perlit, ebenso wie beim ersten Beispiel, bei 730° (A_{c1}) zur austenitischen festen Lösung, während der Ferrit noch unverändert bleibt. Mit dem Steigen der Temperatur löst sich der Ferrit allmählich in der festen Lösung, um bei dem Punkt, an dem die Linie GS geschnitten wird (A_{c3}), bei ungefähr 780° vollkommen zu verschwinden. Von 780° (A_{c3}) bis ungefähr 1340° , dem Punkt des beginnenden Schmelzens (Schnittpunkt der Senkrechten mit der Linie AE), haben wir gleichmäßig austenitische Lösung.

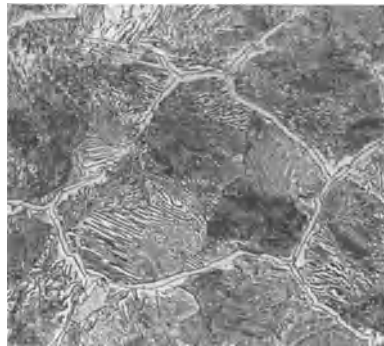


Abb. 4. Kohlenstoffstahl mit etwa 1,2 vH C, Schmiedezustand, Perlitgefüge und Korngrenzenzementit. $V = 500$.

3. Als drittes Beispiel beschreiben wir das Verhalten eines Stahles mit 1,20 vH Kohlenstoff. In Abb. 4 ist ein solcher Stahl

zu sehen. Wir finden neben dem Perlit Zementitnetzwerk, ähnlich wie beim vorigen Beispiel Ferrit.

Wie bei den früheren Beispielen ist beim Erwärmen bis zur Linie *PK* keine Änderung im Gefüge zu bemerken. Bei dieser Temperatur zerfließt der Perlit wieder in Austenit, ohne daß vorläufig Sekundärzementit angegriffen wird. Mit der Erhöhung der Temperatur geht der Zementit allmählich in Lösung und geht schließlich ähnlich wie der Ferrit bei untereutektoiden Stählen völlig in Austenit auf. In diesem Fall liegt der Punkt völliger Lösung des Zementits ($A_{c_{cm}}$) bei 950° . Bei 1160° beginnt das Schmelzen. Zwischen diesen beiden Temperaturen liegt wieder ausschließlich Austenit.

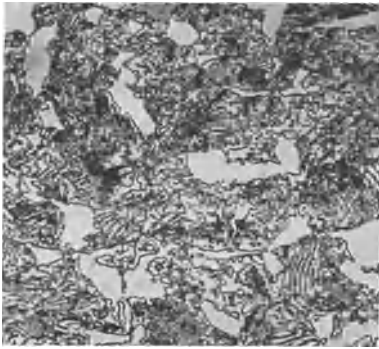


Abb. 5. Kohlenstoffstahl mit etwa 2,2 vH C luftgekühlt, bestehend aus Ledeburit, Zementit und Perlit. $\times 500$.

Der Sekundärzementit kann außer in Netzform, wo er das Korn umgrenzt, auch noch in Nadelform innerhalb des Kornes erscheinen. Ähnlich verhält es sich mit untereutektoiden Stählen in bezug auf den Ferrit. Tritt diese Gefügebildung ausgesprochen stark auf, so spricht man vom Widmannstättenchen¹ Gefüge.

4. Als viertes Beispiel sei ein Stahl mit 2,2 vH Kohle besprochen. Sein Kleingefüge ist in Abb. 5 gezeigt.

Zu dem Zementit und Perlit, aus denen der Stahl von 0,85 bis 1,7 vH Kohlenstoff zusammengesetzt ist, kommt noch als dritter Gefügebestandteil der Ledeburit, dessen grobe Karbidformen in der Abbildung sichtbar sind. Erwärmen wir diesen Stahl, so geht wieder bei 730° der Perlit in Austenit über. Von 730 bis 1140° verschwindet der Sekundär-Zementit allmählich in der festen Lösung, während das Ledeburitkarbid bis ungefähr 1140° unverändert bleibt. Bei dieser Temperatur schmilzt der Ledeburit

¹ Widmannstättenches Gefüge entsteht dann, wenn Stahl mit grobem Austenitkorn (durch langes und hohes Erhitzen gebildet) verhältnismäßig rasch abkühlt, so daß Zementit beziehungsweise Ferrit nicht mehr Zeit haben, an die Korngrenzen zu gehen.

und bei weiterer Erhöhung der Temperatur verwandelt sich allmählich auch die feste Lösung in den flüssigen Zustand. Eisenkohlenstofflegierungen mit mehr als 1,7 vH Kohle sind strenggenommen zum Roheisen zu zählen, da sie den kennzeichnenden Roheisenbestandteil, den Ledeburit enthalten. Da aber derartige Zusammensetzungen auch als Stahl verwendet werden, gehört auch das Verhalten dieses Gefügestandteiles hierher.

Kennzeichnend für Ledeburitstähle ist, daß sie im Gegensatz zu anderen nicht mehr in eine einheitliche feste Lösung zu bringen sind, da Ledeburit nie in der festen Lösung aufgeht.

5. Als fünfter Stahl sei schließlich ein solcher mit 0,04 vH Kohlenstoff genannt. Dieser Stahl hat bei gewöhnlicher Temperatur ganz geringe Mengen, d. i. 0,01 vH Kohlenstoff in α -Eisen gelöst. Der übrige Kohlenstoff etwa 0,03 vH entsprechend ist in Form von feinstem Eisenkarbid abgeschieden, der sich bei Erwärmung im α -Eisen schon unterhalb des Umwandlungspunktes A_1 allmählich löst. Der Perlit als Gefügestandteil entsteht also erst bei einem Kohlenstoffgehalt von mehr als 0,04 vH.

Kühlt man Kohlenstoffstähle von hoher Temperatur nicht zu rasch ab, so gehen die besprochenen Vorgänge in umgekehrter Reihenfolge vor sich, nur liegen die Umwandlungstemperaturen, vor allem die des Austenits in Perlit, etwas niedriger als beim Erwärmen.

Gefügestand bei sehr langsamer Abkühlung. Die beschriebenen Gefügestandteile erscheinen nur bei normaler Abkühlungsgeschwindigkeit. Bei verlangsamer oder rascherer Abkühlung erscheinen andere. Bei langsamer Abkühlung, besonders bei langsamem Durchschreiten des Punktes A_1 oder auch beim Halten auf Temperaturen knapp unterhalb A_1 scheidet sich der Zementit nicht als Perlit, sondern in Form von runden Gebilden aus. Dieser Zustand macht den Stahl besser bearbeitbar, und der Vorgang, der dazu führt, wird das Weichglühen genannt.

Unter bestimmten Bedingungen scheidet sich der Kohlenstoff nicht in Form von Karbid, sondern in Form von Graphit aus. Wir haben dann nicht mehr das System Eisen-Karbid, sondern das System Eisen-Kohlenstoff vor uns. Die Gesetze dieses Systems sind durch die gestrichelten Linien der Abb. 1 gegeben. Das letztere System ist das des stabilen und das Eisenkarbidssystem ist das des metastabilen Gleichgewichts. Das stabile Gleichgewicht,

also die Abscheidung des Kohlenstoffs in Form von Graphit, stellt sich um so leichter ein, je höher der Kohlenstoffgehalt ist. Bei Roheisen gelingt dies ohne weiteres durch etwas höheren Siliziumgehalt auch schon bei normaler Abkühlung. Bei Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt von 1 bis 1,5 vH bedarf es besonderer Vorbedingungen und einer sehr langsamen Abkühlung, um Graphitabscheidung hervorzurufen. Das graphitische Roheisen, also das graue Roheisen, ist nicht Gegenstand dieses Buches. Die Graphitabscheidung bei Stahl wird noch später kurz besprochen werden, s. S. 372. Bei Stählen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt gelingt es auch bei äußerst langsamer Abkühlung nicht, den Kohlenstoff als Graphit auszubilden, es sei denn, daß Silizium in mehreren Prozentgehalten zugegen ist.

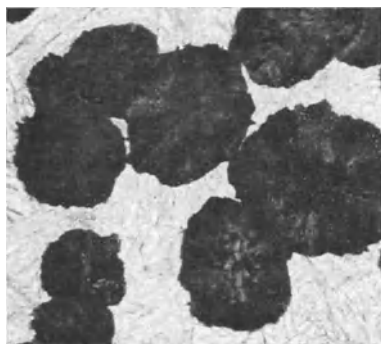


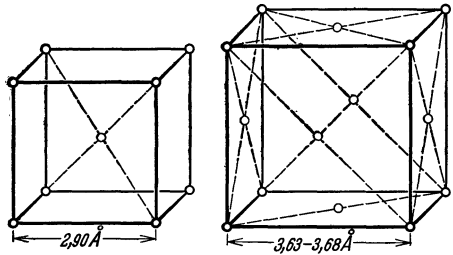
Abb. 6. Gefüge des Martensits (hell) und Troostits (dunkel). $V = 500$.

Gefügestand bei rascher Abkühlung. Bei beschleunigter Abkühlung wird der Haltepunkt noch unter 680° herabgedrückt, wobei gleichzeitig der Perlit immer feiner und im Mikroskop immer schwerer auflösbar wird. Das so entstehende Gefüge heißt

Sorbit. Bei weiterer Steigerung der Abschreckgeschwindigkeit findet eine Teilung des Haltepunktes in A_{r_1}' und A_{r_1}'' statt, A_{r_1}' liegt beispielsweise bei 600° und A_{r_1}'' bei 200 bis 300° . Der bei A_{r_1}' sich umwandelnde Gefügeanteil steht dem Sorbit nahe, nur wird er von Ätzmitteln noch stärker gedunkelt. Er heißt Abschrecktroostit. Der bei A_{r_1}'' entstehende Anteil wird von Ätzmitteln wenig angegriffen. Er wird Martensit genannt und ist der Träger der Abschreckhärte. Bei noch stärkerer Abschreckung wird A_{r_1}' vollkommen unterdrückt, es erscheint nur mehr A_{r_1}'' und damit reiner Martensit. Abb. 6 gibt ein Gefüge wieder, in dem Martensit und Troostit nebeneinander zugegen sind.

Härtetheorie. Über die sogenannte Härtetheorie hat sich in dem letzten Jahrzehnt ein ausgedehntes Schrifttum gebildet. Die heute in Deutschland geltenden Ansichten gründen sich auf

die Theorie von Maurer¹, der annimmt, daß der Kohlenstoff im Atomgitter ungefähr an der Stelle bleibt, wo er im γ -Eisen sich gelöst befunden hat. Nach dieser Theorie bleibt der Kohlenstoff vollkommen gleichmäßig im Atomgitter verteilt und der ganze Raum hat gleichmäßig einen viel geringeren Kohlenstoffgehalt als das Karbid Fe_3C . Die Maurersche Theorie verlegt die Ursachen des Hartwerdens in die Eigenschaften und Veränderungen des Atomgitters. Der Kohlenstoff, der im α -Eisen kein Lösungsvermögen hat, sucht sich aus dem ihn umgebenden Eisenatomgitter zu befreien. Dieser Spannungszustand ist das, was man die Härte nennt. Das Bestreben, sich aus dem Atomgitter zu befreien, äußert sich in einem Aufweiten des Atomgitters, das durch röntgenographische Untersuchungen tatsächlich bestätigt wurde. Dieses Aufweiten hat die bekannte Volumensvermehrung zur Folge, die stets mit dem Härten verbunden ist. Der Martensit hat gegenüber dem weichen Zustand des Stahles ein um 0,8 bis 1 vH größeres Volumen.

Abb. 7. Atombau des α - und γ -Eisens.

Auch Hanemann², der ursprünglich das Vorhandensein eines besonderen Karbides vertrat, hat sich der Ansicht angeschlossen, daß die Ursache der Härte in der Änderung des Eisenatomgitters zu suchen ist.

Die beste Übersicht über den neuesten Stand der Ansichten, die durch die Röntgenuntersuchung gestützt werden, sind in Arbeiten von Wever³ und Hanemann, Hofmann und Wiester⁴ enthalten.

Auf Grund der Ansicht dieser Forscher kann man sich über die Vorgänge etwa folgende Vorstellung machen, die durch Abb. 7⁵ und 8⁶ veranschaulicht sind. In Abb. 7 sieht man den

¹ Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforschg. Bd. 1 (1920) S. 39 bis 86; siehe auch Stahl u. Eisen, Nov. 1921 S. 1696—1706.

² Ber. Werkstoffausschuß Ver. dtsch. Eisenhüttenl. 1925 Nr. 61; Stahl u. Eisen 1926 S. 1585.

³ Arch. Eisenhüttenwes. 1931/32 S. 367/376.

⁴ Arch. Eisenhüttenwes. 1932/33 S. 199; Stahl u. Eisen 1932 S. 1178.

⁵ Aus Oberhoffer: Das technische Eisen 1925 S. 18.

⁶ Arch. Eisenhüttenwes. 1932/33 S. 199/207.

Atomaufbau des reinen Eisens. Das bei Temperaturen unterhalb A_3 entstehende α -Eisen ist raumzentriert, d. h. es hat Eisenatome in den Ecken und in der Mitte des Würfels sitzen. Die Eisenatome im γ -Eisen befinden sich hingegen ausschließlich an der Oberfläche des Würfels. Das γ -Eisen ist also flächenzentriert. Diese beiden Elementarkristallarten unterscheiden sich auch noch dadurch, daß die Länge des Elementarwürfels des γ -Eisens größer ist als beim α -Eisen. Wenn nun im kohlenstoffhaltigen Stahl das α -Eisen sich in γ -Eisen umwandelt, so geht der Kohlenstoff in das Atomgitter, wie in Abb. 8¹ links dargestellt ist. Bei raschem Abkühlen wandelt sich bei 200 bis 300° ($A r_1''$) das γ -Eisen in das magnetische α -Eisen um. Der Kohlenstoff bleibt aber infolge der

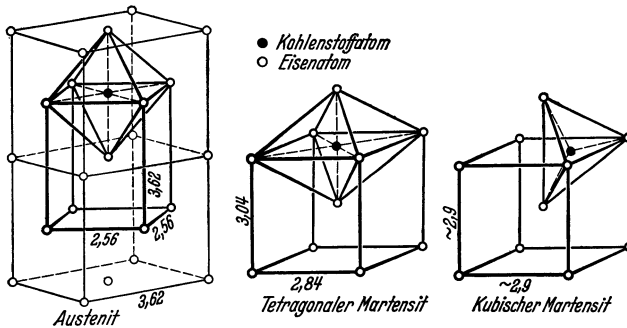


Abb. 8. Atomaufbau des Austenites und des Martensites.

geringeren Beweglichkeit und der niederen Temperatur in einer Weise festgehalten, wie es die mittlere und die rechte Abbildung zeigt. Der tetragonale Martensit (Mitte) entsteht unmittelbar nach dem Abschrecken, der kubische (rechts) durch einen geringen Platzwechsel des Kohlenstoffatoms bei etwa 120° Anlaßtemperatur. Aus der Abb. 8 ist auch das Aufweiten des Gitters gegenüber dem kohlenstofffreien α -Eisen ersichtlich. Die für die Entstehung des Martensits notwendige Abkühlungsgeschwindigkeit, die sogenannte „kritische Abkühlungsgeschwindigkeit“, ist bei reinen Eisenkohlenstofflegierungen sehr groß. Diese ebenso wie die Lage von $A r_1''$ sind von der Höhe des Kohlenstoffgehaltes stark abhängig. Je höher dieser ist, desto kleiner wird die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit und desto mehr erniedrigt sich $A r_1''$. Wever¹ hat den Versuch

¹ Aus Arch. Eisenhüttenwes. 1932/33 S. 205.

unternommen, diese Beziehungen in einem Raumschaubild für manganfreie Eisenkohlenstofflegierungen darzustellen (Abb. 9)¹.

In dem Schaubild ist in der linken hinteren Ebene das Eisenkohlenstoffschaubild im Spiegelbild zu sehen. Die von dort aus verlaufenden Linien zeigen zunächst Ar_1' und am Ende des gestrichelten Teiles die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit an. Die nach hinten aufwärts gekrümmte Ebene gibt Ar_1'' an. Es ist also z. B. bei einem Kohlenstoffgehalt von 1 vH Ar_1' bei 600° , Ar_1'' bei 250° . Die kritischen Abkühlungsgeschwindigkeiten liegen bei etwa 1000° . Diese letztere kann man auf den beiden weißen Linien ab-

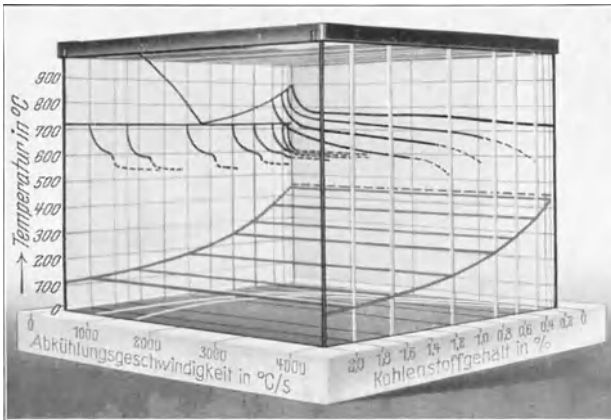


Abb. 9. Kritische Abkühlungsgeschwindigkeiten reiner Kohlenstoffstähle.

lesen, von denen die eine die obere, die andere die untere kritische Abkühlungsgeschwindigkeit bedeutet. Die letztere ist die, bei der neben Ar_1' , Ar_1'' aufzutreten beginnt, die erstere die, bei der Ar_1' verschwindet und nur Ar_1'' übrigbleibt. Bei Kohlenstoffgehalten von etwa 0,4 vH sind die kritischen Abkühlungsgeschwindigkeiten bei mehr als 3000° . Diese hohen kritischen Abkühlungsgeschwindigkeiten spielen aber in der Praxis keine Rolle, da schon Mangan-gehalte von 0,2 vH die Zahlen auf die Hälfte und noch mehr erniedrigen.

Durch Erwärmen des Martensits befreit sich der Kohlenstoff allmählich aus dem Gitter. Dadurch wird es wieder kleiner; der

¹ Aus Arch. Eisenhüttenwes. 1931/32 S. 367/376.

Stahl erweicht. Es ist dies der Vorgang, der nach den vorangehenden Vorstellungen beim Anlassen stattfindet. Das so entstehende Gefüge wird durch Ätzmittel stärker angegriffen und ist dem Abschrecktroostit ähnlich. Man nennt es Anlaßtroostit.

Durch stärkeres Anlassen bildet sich aus dem kolloidal verteilten Eisenkarbid körniger Zementit (Abb. 10).

Ausscheidungshärtung. Die Ausscheidungshärtung unterscheidet sich grundsätzlich von der Abschreckhärtung durch das Fehlen der Martensitbildung. Bei letzterer wird aus dem γ -Gebiet abgekühlt, wobei sich der Stahl aus dem unmagnetischen in den magnetischen

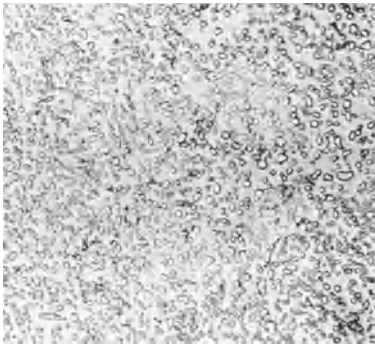


Abb. 10. Kleingefüge eines auf körnigen Zementit geglühten Stahles mit 1,1 vH C. $\times 500$.

Zustand umwandelt und der Kohlenstoff in diesem gleichmäßig verteilt bleibt. Bei der Ausscheidungshärtung entsteht durch rasche Abkühlung aus hohen Temperaturen — wobei es gleichgültig ist, ob man von dem γ - oder α -Zustand ausgeht — zunächst ein weicher Zustand. Dabei tritt keine Umwandlung der Eisenphase ein, α -Eisen bleibt α -Eisen und γ -Eisen bleibt γ -Eisen. Wenn nun durch die rasche Abkühlung Legierungs-

elemente gelöst bleiben, die bei langsamer Abkühlung sich abgeschieden hätten (da sie bei niedriger Temperatur — Gleichgewichtszustand vorausgesetzt — weniger löslich sind), so sind Bestandteile bestrebt, sich auszuscheiden, was oft schon bei gewöhnlicher Temperatur von selbst allmählich eintritt. Durch Erwärmung wird die Abscheidung begünstigt, wobei die zunächst in kleinster Form abgeschiedenen Teilchen sich wieder vergrößern. Bei noch weiterer Erwärmung tritt natürlich wieder allmähliche Lösung der Teilchen ein.

Sieht man als Härte den Widerstand gegen Formänderung an, so ist der Widerstand gegen Gleiten auch schon die Härte. Wenn der Gleitwiderstand auf ein Höchstmaß gebracht werden soll, dann muß die Größe der ausgeschiedenen Teile eine ganz bestimmte, die sogenannte „kritische Größe“ sein. Kleine und größere Teilchen

ergeben geringeren Widerstand gegen Gleiten. Das Höchstmaß an Härte entsteht in Abhängigkeit von Legierung und Vorbehandlung bei verschiedenen Anlaßtemperaturen.

Es ist verlockend, diese Theorie auch für die Martensithärtung anzuwenden. Tatsächlich haben Jeffries und Archer¹ dies versucht. Diese beiden Forscher nannten ihre Theorie in Hinblick darauf, daß bei einer bestimmten Größe der ausgeschiedenen Teilchen die Gleitung erheblich erschwert wird, „Gleitstörungstheorie“. Es ist auch nicht ausgeschlossen, daß einmal eine Brücke von der Ausscheidungshärtung zur Martensithärtung gefunden wird, zumal da man auch bei der ersteren fast Glashärte erreichen kann.

An der Ausscheidungshärtung im Stahl nimmt nicht in erster Linie der Kohlenstoff teil, sondern es gibt eine große Menge anderer Elemente, die diesen Vorgang hervorrufen. Die Wirkungen durch den Kohlenstoff sind verhältnismäßig gering, da ja unterhalb A_{c1} die Lösungsfähigkeit für Kohlenstoff klein ist. Masing² und Köster³ haben zuerst diese Vorgänge studiert. Nach Masing kann ein aus 700° an der Luft abgekühlter Stahl, der nach dem Abkühlen eine Härte von 110 Brinelleinheiten hat, allmählich eine Härte von 190 annehmen. Köster gibt an, daß die Streckgrenze während der Lagerung bei Zimmertemperatur um 60 vH, die Zugfestigkeit um 55 vH, die Härte um 65 vH zunimmt, die Dehnung dagegen um 50 vH und die Einschnürung um 10 vH vermindert wird. Während bei gewöhnlicher Temperatur das härtesteigernde Anlassen längere Zeit erfordert, geht der Vorgang bei höherer Temperatur rascher vor sich und bei Erwärmung auf 250° kehren die Eigenschaften wieder ungefähr auf den Stand zurück, den der Stahl bei langsamer Abkühlung hatte. Er wird also wieder weich. Wenn der Kohlenstoffgehalt des Stahles höher ist, dann treten diese Ausscheidungsvorgänge zurück, es scheint sich vielleicht auch bei höherem Kohlenstoffgehalt weniger Karbid unterhalb A_1 zu lösen.

¹ Chem. metallurg. Engng. 15. Juni 1921 S. 1057; 12. Okt. 1921 S. 667. Besprech. von Körber: Bericht Werkstoffausschuß Ver. dtsh. Eisenhüttenl. Nr. 25.

² Stahl u. Eisen 1928 S. 1472; Arch. Eisenhüttenwes. 1928/29 S. 185 bis 196.

³ Stahl u. Eisen 1929 S. 357; Arch. Eisenhüttenwes. 1928/29 S. 503 bis 522.

Bei Stickstoff treten durch Wärmebehandlung unterhalb $A c_1$ sowohl Abschreck- wie Ausscheidungshärtung auf. Nach Köster¹ ist Eisen bei 580° imstande, 0,5 vH Stickstoff zu lösen. Diese Löslichkeit nimmt mit der Temperatur ab und beträgt bei Lufttemperatur nur noch 0,015 vH Stickstoff. Ein Stahl mit 0,12 vH Stickstoff hatte im langsam erkalteten Zustand, in dem der Stickstoff ausgefallen war, eine Härte von 105 Brinelleinheiten. Nach dem Abschrecken von 550° stieg diese auf 190 und nach 25-tägigem Lagern bei Raumtemperatur auf 270. Durch Abschrecken bei 550° tritt also zunächst eine Abschreckhärtung ein, der dann bei längerem Lagern in Lufttemperatur eine Ausscheidungshärtung folgt. Auch hier wird schon bei verhältnismäßig geringen Temperaturen die Ausscheidungshärtung wieder entfernt. Nach Köster genügt bei Stickstoff einstündiges Anlassen auf 150° . Kaltverformen begünstigt die Ausfällung des Stickstoffs. Die Abschreck- und Ausscheidungshärtung durch Stickstoff spielt bei der Elektroschmelzschweißung eine große Rolle, bei der Stickstoff aus der Luft bis zu 0,2 vH aufgenommen wird (s. S. 334).

Es ist als wahrscheinlich anzunehmen, daß sich auch der Sauerstoff in irgendeiner Form wahrscheinlich als Eisenoxydul an Ausscheidungsvorgängen beteiligt. Genauerer Nachweis hierfür fehlt aber.

Vorschläge für die technische Verwertung der Ausscheidungshärtung liegen bereits eine große Reihe vor. Verwiesen sei auf Kupfer (S. 166), Titan, Wolfram-, Kobalt-, Nickel-, Aluminium-Magnetlegierungen (S. 208), in welchen Fällen es sich um Ausscheidung aus dem ferritischen Eisen handelt, und bei Bor (S. 158) und Beryllium (S. 159), die für eine Ausscheidungshärtung aus dem Austenit vorgeschlagen wurden. Beachtenswerte Untersuchungen liegen von Scheil, Bischof und Schulz² vor.

III. Wärmebehandlung.

Begriffsbestimmung der Wärmebehandlungsvorgänge.

Bei den Bezeichnungen der einzelnen Wärmebehandlungsvorgänge herrscht noch vielfach Unklarheit. Um diese Begriffe klar gegeneinander abzugrenzen, hat der Verein Deutscher Eisen-

¹ Arch. Eisenhüttenwes. 1929/30 S. 553/558 u. S. 637/658; Stahl u. Eisen 1930 S. 254. Arch. Eisenhüttenwes. 1930/31 S. 146/150 Stahl u. Eisen 1930 S. 1401.

² Arch. Eisenhüttenwes. 1933/34 S. 637.

hüttenleute vorgeschlagen, die einzelnen Behandlungsarten wie folgt zu kennzeichnen¹:

1. Wärmebehandlung: Ein Verfahren oder eine Verbindung mehrerer Verfahren zur Behandlung von Eisen und Stahl im festen Zustande, wobei der Werkstoff lediglich Änderungen der Temperatur oder des Temperaturablaufs unterworfen wird, mit dem Zweck, bestimmte metallurgische Eigenschaften zu erzielen.

2. Abschrecken: Beschleunigte Abkühlung eines Werkstoffes.

3. Härten: Abkühlen von Stahl aus Temperaturen über A_1 meist über A_3 mit solcher Geschwindigkeit, daß Härtung durch Martensitbildung eintritt. Mit Rücksicht auf die Stähle, die auch bei langsamer Abkühlung aus hoher Temperatur hart werden, vermied man den Ausdruck „Abschrecken“, da mit diesem Wort die Vorstellung einer raschen Abkühlung verbunden ist.

4. Anlassen: Erwärmung nach vorangegangener Härtung durch Wärmebehandlung oder nach Kaltverformung auf eine Temperatur unterhalb A_{c1} mit nachfolgender Abkühlung.

5. Vergüten: Vereinigung von Härten und nachfolgendem Anlassen auf so hohe Temperaturen, daß eine wesentliche Steigerung der Zähigkeit eintritt.

Unrichtig wäre es danach, wenn man, wie es manchmal geschieht, das bloße Normalglühen oder das Abschrecken von Flußstahl oder etwa das Ablöschen von hochprozentigem Manganstahl als Vergütung bezeichnet.

6. Glühen: Erhitzen eines Werkstückes auf eine bestimmte Temperatur als Unterbrechung des Abkühlungsverlaufs, etwa aus der Schmiede- oder Walztemperatur verstanden werden, eine Behandlungsart, die zum Beispiel vielfach bei Eisenbahnachsen unmittelbar im Anschluß an das Verschmieden angewendet wird. Vielmehr gehört nach obiger Begriffsbestimmung zum Begriff der Glühung eine Erhöhung der Temperatur, wobei es gleichgültig ist, von welchem Temperaturanfangspunkt dabei ausgegangen wird (meist geht man allerdings von der Lufttemperatur aus). Während die Bezeichnung „Glühen“ dem Ursprung des Wortes nach eigentlich nur auf Temperaturen oberhalb etwa 550° angewandt werden sollte, weil unterhalb dieser eine „Glühfarbe“ von dem menschlichen Auge nicht mehr erfaßt werden kann, erscheint es trotzdem richtig, die Bezeichnung „Glühen“ auch für tiefere Tem-

¹ Daeves: Stahl u. Eisen 1929 S. 878.

peraturen (200°, 300° zum Beispiel „spannungsfrei glühen“) anzuwenden, da für diesen tieferen Temperaturbereich bis jetzt noch kein eindeutiger und zweckentsprechender Fachausdruck besteht.

Unter Glühen versteht man zweierlei Vorgänge, die grundsätzlich etwas Verschiedenes bezwecken.

a) Normalglühen: Erhitzen auf eine Temperatur dicht oberhalb $A c_3$ (bzw. $A c_{cm}$) mit nachfolgender Abkühlung in ruhender Luft. Es bezweckt die Verfeinerung des Gefüges.

b) Weichglühen (auf körnigen Zementit glühen): Glühen eines Werkstückes zur Erzeugung von körnigem Zementit, meist durch längeres Erwärmen dicht unter $A c_1$ oder Pendeln um A_1 mit nachfolgender langsamer Abkühlung. Es bezweckt hauptsächlich die Erniedrigung der Festigkeit des Stahles, um ihn leichter bearbeitbar zu machen.

Dazu kommt noch die Einsatzhärtung und die Ausscheidungshärtung. Diese beiden Vorgänge könnte man etwa wie folgt kennzeichnen.

Einsetzen: Erhitzen eines Werkstückes in einem Mittel, von dem in den Stahl gewisse Elemente eindringen und einer Oberflächenschichte bestimmte Eigenschaften erteilen. Meist handelt es sich um das Härtermachen durch Einführen von Kohlenstoff oder Stickstoff in die Oberfläche.

Ausscheidungshärtung: Härtung durch Ausscheidung härten-der Teilchen aus einer festen Lösung, ohne daß dabei eine Phasenänderung der Grundmasse notwendig oder wesentlich ist. Die Abkühlung aus der höheren Temperatur ist meist Luftabkühlung — wodurch zunächst ein weicher Zustand entsteht. Diesem folgt ein Anlassen, das eine Ausscheidung härten-der Teilchen bewirkt. Härtung kann aber auch schon im Verlaufe des Abkühlens ohne nachträgliches Anlassen eintreten.

Normalglühen.

Das Normalglühen bezweckt vorwiegend die Beseitigung groben Gefüges, das entweder vom Guß, von einer Warmverformung bei zu hohen Temperaturen oder einer Glühung bei hoher Temperatur herrührt. Das Normalglühen kann aber auch dazu dienen, um durch Kaltverformung hervorgerufene Änderungen zu beseitigen.

Am wichtigsten ist das Normalglühen des Stahlgusses. Da Stahlformguß meist unterperlitischer Stahl ist, so liegt das Gebiet

der festen Lösung oberhalb der Linie *GOS* des Zustandsschaubildes (Abb. 1). Nach Oberhoffer¹ ist es dabei notwendig, die Linie *GOS* um 30° zu überschreiten. Die Glühtemperaturen für Stahlformguß liegen also je nach der Zusammensetzung zwischen 930 bis 780° , und zwar fallend mit steigenden Kohlenstoffgehalten. Stärkeres Hinausgehen über *GOS* führt zu ursprünglich vorhandenem groben Ausgangskorn. Glühen zwischen *PS* und *GOS* ruft eine scheinbare und teilweise Verfeinerung des Gefüges hervor und Glühen unterhalb *PS* beeinflußt lediglich die Ausbildung des Perlits, ohne die Ferritkorngröße zu ändern.

Die Festigkeit wird durch das Normalglühen des Stahlformgusses nur bei großen Stücken erhöht, weil das Gefüge nur durch rasche Abkühlung feiner gemacht wird, als es im Gußzustand war; bei kleineren Stücken, die schon vom Gießen rasch abkühlen und infolge geringerer Korngröße größere Festigkeit aufweisen, wird die Festigkeit durch Glühen nicht vergrößert, sondern verringert. Die Wand-



Abb. 11. Stahlguß mit 0,26 C in ungeglühtem Zustande.

Streckgrenze $23,4 \text{ kg/mm}^2$, Zugfestigkeit $43,7 \text{ kg/mm}^2$. Dehnung $13,1 \text{ vH}$, Einschnürung $14,2 \text{ vH}$, Kerbzähigkeit $2,9 \text{ mkg/cm}^2$. $\times 200$.

stärke, bei der durch Glühen weder Erhöhung noch Erniedrigung auftritt, ist die „kritische Wandstärke“². Das Normalglühen erfordert eine verhältnismäßig rasche Abkühlung und beseitigt daher die Spannungen nicht. Wenn dies notwendig ist, muß daher dem Normalglühen ein entspannendes Glühen bei 500 bis 600° folgen.

Die Abb. 11 und 12 zeigen die Veränderung, die durch Normalglühen im Gefüge und in den Festigkeitseigenschaften eines Stahles mit $0,26 \text{ vH}$ Kohlenstoff erreicht wird. Auch für geschmiedeten Stahl ist ein Normalglühen dann angezeigt, wenn die Verformung bei hoher Temperatur stattfand. Bei untereutektoiden Stählen, die nachträglich gehärtet werden, wird durch vorhergehendes Normalglühen nicht viel geändert, da beim Härten eine völlige Umkristal-

¹ Das technische Eisen. Siehe auch Z. VDI Dez. 1923 S. 1129.

² Oberhoffer: Stahl u. Eisen 1920 S. 1442.

lisierung stattfindet. Bei übereutektoiden Stählen hingegen ist es vorteilhaft, die großen Karbidgebilde, die durch eine zu hohe Schmiede- oder Walztemperatur entstanden sind, durch Normalglühen zu beseitigen, da die Härtung alle Karbide übrigläßt, die sich oberhalb 800° nicht mehr lösen (s. Weichglühen). Beim Normalglühen hoch kohlenstoffhaltiger Stähle, z. B. mit 1,4 vH, wird es allerdings nicht nötig und auch nicht angezeigt sein, die Löslichkeitslinie *SE* um 30° zu überschreiten. Man müßte bei 1,4 vH Kohlenstoff z. B. bis auf 1100° gehen.

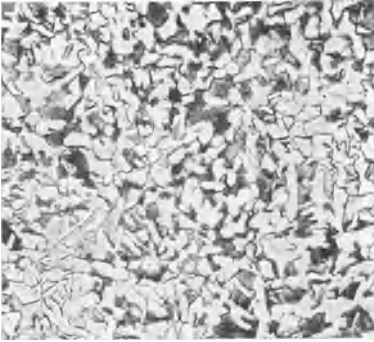


Abb. 12. Stahlguß mit 0,26 C bei 880° normalgeglüht.

Streckgrenze 28,5 kg/mm², Zugfestigkeit 48,0 kg/mm², Dehnung 24,4 vH, Einschnürung 40,5 vH, Kerbzähigkeit 9,4 mkg/cm². $\times 200$.

Das Normalglühen beseitigt alle Wirkungen der Kaltverformung, sei es Kornzertrümmerung, Kalthärtung oder die mit der Kaltverformung verbundene Alterungsgefahr oder grobe Rekristallisation.

Weichglühen.

Die Festigkeit des gewalzten und geschmiedeten Stahles bewegt sich schon bei unlegiertem Stahl entsprechend dem Kohlenstoffgehalt von 0,6 bis 1,4 vH zwischen etwa 75 bis 110 kg/mm² und steigt bei hochlegierten Stählen bis zur Glashärte. In diesem Zustand sind die Stähle schwer bearbeitbar und müssen daher gegläht werden.

Das Weichglühen ist aber auch deshalb häufig vorteilhaft, weil es die Vorbedingungen dafür schafft, daß der gehärtete Stahl das beste Gefüge hat. Dies gilt vor allem für Kohlenstoffstähle und leicht legierte Stähle mit mehr als 0,9 vH Kohlenstoff. Durch Härten löst sich nämlich bei normaler Härtetemperatur nur etwa 1 vH Kohlenstoff, der Rest bleibt in dem Zustand, in dem er vor dem Härten zugegen war. Handelt es sich beispielsweise um einen Stahl mit 1,4 vH Kohlenstoff und ist dieser vor dem Härten nicht gegläht, sondern aus dem Walzzustand gehärtet, so bleibt das dem Kohlenstoffgehalt (1,4—1 vH) entsprechende Karbid in Schalenformen zurück, die grob sind, wenn er vom Schmieden oder Walzen her grobes Gefüge (hohe Endtemperatur, langsame

Abkühlung) oder fein, wenn er vom Schmieden her feines Gefüge hatte. Wenn hingegen vor dem Härten das ganze Karbid in kugeligen Zementit übergeführt war, so bleibt auch der nicht gelöste Anteil im gehärteten Zustand in dieser Form übrig. Es läßt sich leicht einsehen, daß es für die Zähigkeit des gehärteten Stahles günstiger ist, wenn zwischen dem Martensit anstatt der starren Schalen zusammenhanglos liegende Kugeln eingebettet sind. Auch die Größe der eingebetteten Kugeln wird von Einfluß sein, und es ist wohl anzunehmen, daß kleinere Kugeln

günstigere Eigenschaften zur Folge haben als größere. Die Abb. 13 bis 16 zeigen, wie das Gefüge eines Stahles mit 1,4 vH Kohlenstoff in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung aussieht. Da die Eigenschaften auch von der Größe der eingebetteten Karbidkugeln abhängen und diese wieder in starkem Maße davon beeinflußt sind, ob der Stahl vor dem Glühen grobe oder feine Schalenformen aufwies, so wird der Endzustand von dem Schmiede- oder Walzgefüge stark beeinflußt werden. Um diesen Einfluß auszuschalten ist es vorteilhaft, den Stahl vor dem Glühen auf einen gleichmäßigen Zustand zu bringen, das heißt ihn „normal zu glühen“. Bei einem Stahl mit 1,2 vH Kohlenstoff geschieht dies durch Erwärmen auf 900° und Hinlegen an die freie Luft. Bei größeren Stücken wird nur Abkühlung in Öl wirksam sein, das aber bei legierten Stählen bei etwa 500° zu unterbrechen ist.

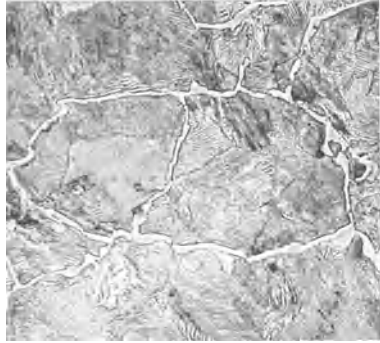


Abb. 13. Schmiedezustand: Netzwerkförmige Karbidausbildung. $\times 500$.

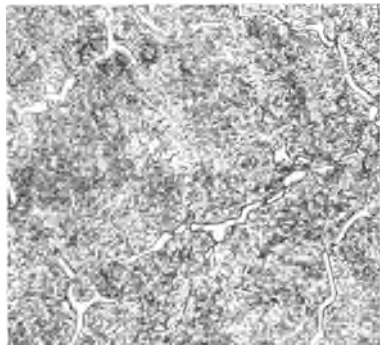


Abb. 14. Aus dem Schmiedezustand gehärtet: Ungelöstes Karbid, netzförmig. $\times 500$.

Bei hochlegierten Stählen, z. B. den Schnellstählen und den hochprozentigen Chromstählen mit etwa 2 vH Kohlenstoff, läßt sich

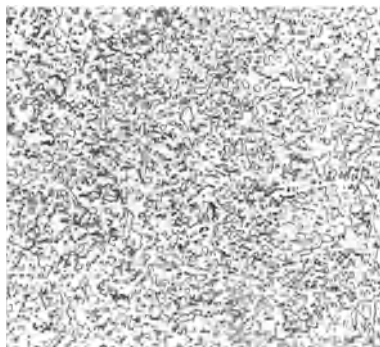


Abb. 15. Weich gegläht: Kugelige Karbid-
ausbildung. $\times 500$.

der Stahl durch das eben erwähnte Normalglühen nicht mehr verbessern, da der größere Teil der Karbide nicht mehr in Lösung gebracht werden kann. Hier hängt die Verteilung und Größe der Karbide von dem Gefüge im Block und vom Verschmiedungsgrad ab.

Im folgenden sei das Vorgehen beim Weichglühen für die verschiedenen Stahlgruppen beschrieben.

Unlegierter und schwach legierter Stahl (bis etwa zwei

Legierungseinheiten) kann auf folgende Weise gegläht werden.

Das meist angewendete Verfahren ist das, daß man die

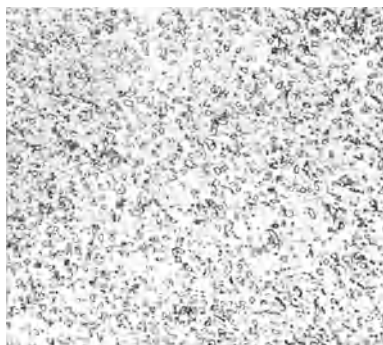


Abb. 16. Aus dem geglähten Zustand gehärtet:
Ungelöstes Karbid, kugelförmig. $\times 500$.

Stähle knapp unterhalb des Haltepunktes, bei unlegierten Stählen etwa $700^{\circ 1}$, bei legierten entsprechend der Legierung bis etwa 40° höher, mehrere Stunden zu halten, um dadurch die Karbidschalen und Platten in Kugelform zu bringen. Es ist nicht nötig, den Stahl aus dieser Temperatur langsam erkalten zu lassen, sofern die vorgeschriebene Temperatur eingehalten und der Haltepunkt nicht überschritten war. Manchmal

hält man unnötigerweise ängstlich darauf, die Abkühlung langsam zu gestalten.

Ein zweites Verfahren besteht darin, daß man den Stahl aus

¹ Bei Stählen unter 0,9 vH Kohlenstoff ist es günstiger, bei etwa 680° zu bleiben.

einer Temperatur knapp oberhalb von A_{c1} bis etwa 650° langsam abkühlt. Der Punkt, von dem aus man die Abkühlung beginnt, ist vom Kohlenstoffgehalt abhängig. Bei Stählen unter 0,9 vH Kohlenstoff soll er 730° nicht überschreiten; bei Stählen mit höherem Kohlenstoffgehalt darf die Anfangstemperatur höher sein und bei einem unlegierten Stahl mit 1,2 vH Kohlenstoff etwa 750° , bei einem legierten Stahl mit 1,1 vH Kohlenstoff und 1,5 vH Chrom etwa 770° betragen. Die Abkühlungsgeschwindigkeit soll bei unlegierten Stählen nicht größer sein als 30° in der Stunde, bei legierten noch kleiner. Sind 600° erreicht, dann kann die Abkühlung mit beliebiger Geschwindigkeit erfolgen.

Am leichtesten lassen sich gehärtete Stähle weich glühen, da der Kohlenstoff aus dem fein verteilten Zustand des Härtegefüges viel leichter in Kugeln übergeht als aus den Platten und schalenförmigen Gebilden des Schmiede- und Walzzustandes. Um gehärteten Stahl weich zu glühen, genügt es, ihn auf etwa 700° zu erwärmen und an die Luft zu legen, wobei es nicht nötig ist, ihn längere Zeit auf Temperatur zu halten.

Eine wichtige Gruppe in bezug auf das Glühen bilden die Chrom-Nickelstähle. Auch diese glüht man meist unterhalb des Haltepunktes. Da der Haltepunkt bei diesen Stählen infolge des Nickelgehaltes tiefer liegt, soll man bei den Chrom-Nickelstählen nicht über 650° und bei den reinen Nickelstählen nicht über 620° hinausgehen. Längeres Halten auf Temperatur ist unbedingt erforderlich. Hernach können die Stähle beliebig abgekühlt werden. Manchmal gelingt es sogar, die Festigkeit um einige kg/mm^2 dadurch zu erniedrigen, daß man sie, anstatt langsam abzukühlen, in Öl ablöscht, eine Erscheinung, die wahrscheinlich mit der Ausscheidungshärtung zusammenhängt. Die Nickel-Chromstähle setzen dem Weichglühen oft hartnäckigen Widerstand entgegen. Man hilft sich dann so, daß man dem Glühen unterhalb des Haltepunktes ein Glühen oberhalb desselben vorausgehen läßt.

Wieder ein anderes Glühverfahren ist bei hoch legierten Stählen, den Schnelldrehstählen, den hoch legierten Chromstählen und den rostfreien Stählen notwendig. Um diese auf die nötige Weichheit zu bringen, müssen sie auf Temperaturen von 800 bis 850° erwärmt und von dieser Temperatur bis etwa 680° sehr langsam abgekühlt werden. Die Abkühlungsgeschwindigkeit soll 10° in der Stunde betragen, womöglich noch geringer sein. Unterhalb

680° ist wiederum die Abkühlungsgeschwindigkeit gleichgültig. Es wird oft übersehen, daß das lange Halten auf 800 bis 850° von geringem Einfluß ist, und daß nur das langsame Abkühlen den Stahl weich macht. Bei noch so langem Halten auf 800 bis 850° wird der Stahl hart, wenn er etwas rascher abkühlt, da diese Glühtemperatur oberhalb des Haltepunktes liegt. Diese Stähle kann man wohl auch unterhalb des Haltepunktes glühen, d. h. sie auf etwa 750° erwärmen und dann beliebig abkühlen lassen. Man wird dieses Verfahren aber nur dann anwenden, wenn es sich darum handelt, Zeit zu gewinnen, und es auf besonders gute Bearbeitbarkeit nicht ankommt. Bei den weichsten Stählen dieser Gruppe, den rostfreien Stählen, wird man durch diese Glühung am ehesten Erfolg haben.

Für Schnellstähle empfehlen Hohage und Rollett¹ nach dem Weichglühen ein Abschrecken bei 550 bis 750° (Karbidgeglühung), wodurch die Härte weiter erniedrigt, besonders aber die Zähigkeit gehoben wird. Bei diesem, auch für andere Stähle verwendbaren Verfahren, handelt es sich sicherlich um die Unterdrückung einer Ausscheidung.

Härten².

Die theoretischen Grundlagen des Härtens werden auf S. 10 bis 14 behandelt. Hier wird zu erörtern sein, wie groß die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit bei den verschiedenen technischen Stählen ist und welche Abkühlungsgeschwindigkeit bei den verschiedenen Abkühlmitteln erzielt wird. Auch werden noch einige Einzelheiten über das Härten anzuschließen sein. Die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit technischer Kohlenstoffstähle ist erheblich kleiner als die reinen Kohlenstofflegierungen (s. Abb. 9). Sie dürfte die Hälfte bis ein Drittel von dem dort angegebenen Wert betragen. Eine Zusammenstellung über die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit einiger wichtiger Stähle gibt Zahlentafel I, aus denen sich die Werte der anderen Stähle ungefähr ableiten lassen. Im übrigen ist von den kritischen Abkühlungsgeschwindigkeiten in den Abschnitten über die einzelnen Stähle die Rede. Der Temperaturbereich, innerhalb dessen diese Abkühlungs-

¹ Arch. Eisenhüttenwes. 1929/30 S. 233/9; Stahl u. Eisen 1929 S. 1519.

² Als Sonderwerke auf diesem Gebiet sind zu empfehlen: Reiser-Rapatz: Das Härten des Stahles. Leipzig: Felix. Breatly-Schäfer: Einsatzhärtung von Eisen und Stahl. Berlin: Julius Springer 1926.

geschwindigkeit in erster Linie vorhanden sein muß, ist der um A_1 , also von hochlegierten Stählen abgesehen, etwa um 700° .

Zahlentafel 1.

Einfluß verschiedener Legierungselemente auf die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit nach F. Wever und W. Jellinghaus bzw. Schätzungen des Verfassers.

C	Cr	Mn	Kritische Abkühlungsgeschwindigkeit $^\circ\text{C}/\text{s}$	
			untere	obere
0,60	—	—	1100	1800
0,64	—	0,31	450	750
0,92	—	1,09	50	200
0,78	—	1,48	20	80
0,43	0,47	—	500	—
0,41	0,90	—	60	—
0,44	1,81	—	20	—
0,46	2,69	—	20	—
Rostfreier Cr-Stahl			2—10	2—10
Hochleg. Cr-Werkz.-Stahl, Schnellstähle				

In geringerem Maße ist wohl auch noch von Bedeutung, wie der Stahl in einem Bereich von etwa 600 bis 300° abkühlt. Zu langsam darf auch in diesem Bereich die Abkühlung nicht sein, selbst wenn sie um A_1 die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit erreicht hätte. Bei der Wahl der Abschreckmittel besteht der Grundsatz, die Abkühlung nicht rascher als nötig zu gestalten. Würde man z. B. bei hochlegierten Stählen schroffe Wasserabstreckung verwenden, so wären übergroße Spannungen und Härteausbruch die Folge. Die eingehendsten Untersuchungen über die verschiedenen Abschreckmittel liegen von Wever¹ und Engel² vor. Es ergab sich, daß die Verhältnisse verwickelter liegen, als man ursprünglich annahm. Die hauptsächlichste Schwierigkeit liegt darin, daß

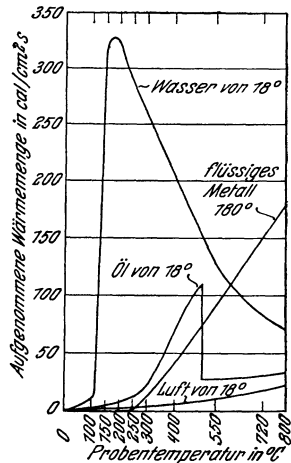


Abb. 17. Abschreckgeschwindigkeiten in verschiedenen Temperaturbereichen nach Engel.

¹ Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 5 (1931/32) S. 367/72.

² Engel: Untersuchungen über die Stahlhärtung. Kopenhagen 1931. Druck: A. Bagel, Düsseldorf.

die Abkühlungsgeschwindigkeit bei verdampfenden Flüssigkeiten un stetig ist. Das grundsätzliche Verhalten der wichtigsten Abschreckmittel ist in der Abb. 17¹ dargestellt. Man könnte zunächst annehmen, daß die Abkühlungsgeschwindigkeit im Bereich hoher Temperaturen, wo der Temperaturunterschied zwischen Stahlstück und Abschreckmittel am größten ist, den größten Wert hat. Es zeigt sich aber, daß in Wasser und Öl die Abkühlungsgeschwindigkeit bei höheren Temperaturen bedeutend geringer ist als in den mittleren Bereichen. Diese Unstetigkeit ist eine Folge der schlecht leitenden Gashülle, die sich um einen hoch erhitzten Körper in einer verdampfenden Flüssigkeit bildet. Nach dem Zusammenbrechen der Dampf hülle steigt die Abkühlungsgeschwindigkeit auf den Höchstpunkt, um dann mit der Abnahme der Temperatur des Stahlkörpers dem erwarteten stetigen Verlauf folgend bis zur Lufttemperatur abnimmt. Die in der Abb. 17 gegebenen Werte beziehen sich nur auf eine bestimmte Abmessung. Allgemein ist zu sagen, daß die Dampf hülle um so eher verschwindet, je höher der

Zahlentafel 2. Reihenfolge des Abkühlungsvermögens verschiedener Abschreckmittel nach F. Wever.

a) In der Perlitstufe.		b) Im Martensitgebiet.	
1 = LiCl 10 vH	18 = Öl Lupex	1 = H ₂ SO ₄	15 = Wasser
2 = NaOH	leicht	10 vH	100° C
10 vH	19 = Wasser	2 = NaOH	16 = Hg
3 = NaCl 10 vH	50° C	10 vH	17 = CCl ₄
4 = Na ₂ CO ₃	20 = Öl 25441	3 = Emulsions-	18 = Öl Lupex
10 vH	21 = Öl 14530	öl V 1957	leicht
5 = H ₂ SO ₄	22 = Emulsions-	10 vH	19 = Öl 25441
10 vH	öl V 1957,	4 = Wasser	20 = Öl 20204
6 = Wasser 0° C	10 vH	74° C	21 = Kupfer-
7 = Wasser	23 = Kupfer-	5 = Seifenwas-	backen
18° C	backen	ser	22 = Rüböl
8 = H ₃ PO ₄	24 = Seifenwas-	6 = Wasser	23 = Öl P ₂₀
10 vH	ser	26° C	24 = Versuchsöl
9 = Hg	25 = Eisen-	7 = Na ₂ CO ₃	Nr. 6
10 = Sn ₃₀ Cd ₇₀	backen	10 vH	25 = Flüssige
180° C	26 = CCl ₄	8 = H ₃ PO ₄	Luft
11 = Wasser	27 = Wasserstoff	10 vH	26 = Öl 14530
26° C	28 = Wasser	9 = LiCl 10 vH	27 = Öl 12455
12 = Rüböl	74° C	10 = Wasser 0° C	28 = Eisen-
13 = Versuchsöl	29 = Wasser	11 = Wasser	backen
Nr. 6	100° C	18° C	29 = Wasserstoff
14 = Öl P ₂₀	30 = Flüssige	12 = NaCl 10 vH	30 = Sn ₃₀ Cd ₇₀
15 = Öl 12455	Luft	13 = Wasser	180° C
16 = Glycerin	31 = Luft	50° C	31 = Luft
17 = Öl 20204	32 = Vakuum	14 = Glycerin	32 = Vakuum.

¹ Siehe Fußnote 2 auf S. 25.

Siedepunkt und je kleiner der Stahlkörper ist. Aus dem höheren Siedepunkt des Öles ergibt sich die bemerkenswerte Tatsache, daß das Öl in höheren Temperaturgebieten in seiner abkühlenden Wirkung von der des Wassers viel weniger verschieden ist als in niedrigem Temperaturbereich. Flüssige Metalle, z. B. Blei, die bei diesen Temperaturen nicht verdampfen, kühlen ebenso wie die Luft stetig ab.

Die Reihenfolge der Abkühlungsgeschwindigkeit einer großen Zahl von Kühlmitteln gibt Wever¹ in der Zahlentafel 2. Es ist daraus auch ersichtlich, daß die Abkühlungsgeschwindigkeit in der Perlitstufe, d. i. im höheren Temperaturgebiet, verschieden ist von der im tieferen, also im Martensitgebiet. Die Öle stehen z. B. in der Perlitstufe weiter vorn als im Martensitgebiet. Für die Wirksamkeit ist in erster Linie die Perlitstufe, wie eben ausgeführt, daneben aber auch die Geschwindigkeit bei der Martensitstufe wichtig. Da auch bei verhältnismäßig langsamer Abkühlungsgeschwindigkeit in der Martensitstufe Martensit entsteht, wenn durch rasche Abkühlung in der Perlitstufe der Austenit genügend unterkühlt ist, so entsteht auch dann Martensit, wenn man den Stahl in Bädern, die nicht allzu hoch oberhalb $A r_1'$ liegen, abschreckt und dann an die freie Luft legt. Darauf fußend hat man die Härtung in warmen Bädern ausgebildet. Diese Warmhärtung, auch Thermalhärtung genannt, beruht darauf, daß man die Stähle in Bädern von etwa 200° abschreckt, in diesen Bädern einige Minuten beläßt und nachher an ruhiger Luft, nicht etwa in Wasser oder Öl abkühlen läßt. Man verringert dadurch die unregelmäßigen Formänderungen und die Gefahr des Reißens. Dagegen konnte der Verfasser eine größere Zähigkeit bei gleicher Härte, im Vergleich zu Stählen, die in üblicher Weise abgeschreckt wurden, nicht feststellen. Als Abschreckbäder dienen Öl, Rindstalg, Salzbäder, Metallbäder, wobei die letzteren am stärksten und die ersten am schwächsten abschreckend wirken. Es dürften sich aber die Salz- und Ölbäder als genügend abschreckend bewähren.

In Zahlentafel 3 sind nach H. Müller² Anwendungsbeispiele der Warmhärtung gebracht, dabei werden die Stähle aus dem

¹ Arch. Eisenhüttenwes. 1931/32 S. 367 bis 376.

² Durferritmitteilungen Heft 1, Febr. 1934. Das AWF-Härtebuch. Vortrag Fabian: Leipziger Messe 1934; s. a. Davenport, Roff und Bain: Amer. Soc. Steel. Treat. April 1934 S. 289.

Zahlentafel 3. Beispiele von Warmhärtung nach H. Müller.

Stahlzusammensetzung	Härte- temperatur °	Abschreck- temperatur °	Rock- wellhärte °
1 vH C, 1 vH Cr, 1 vH Mn, 1,5 vH Wo	820	180—210	62—63
ECN 45	760	200	62
1,1 vH C, 1,5 vH Cr	850	190	62—63

Abschreckbad an ruhiger Luft abgekühlt. Bei längerem Belassen im Bad nimmt der Stahl schon dort Härte an, wird aber weicher.

In Zahlentafel 4 sind einige andere Beispiele für die Warmhärtung nach Erfahrungen des Verfassers gegeben.

Zahlentafel 4. Beispiele für die Warmhärtung.

Stahlzusammensetzung	Härte- tem- peratur	Tempera- tur des Ölbades
1 vH C, 1 vH W, 0,3 vH V . .	820°	220°
1 vH C, 1 vH Mn, 0,6 vH Cr . .	800°	190—210°
0,9 vH C, 1,8 vH Mn, 0,2 vH V	780°	180—200°
2 vH C, 13 vH Cr	950°	180—240°

Beim erstge-
nannten Stahl, der
eigentlich im Was-
ser härter ist, ge-
lingt die Härtung
nur bei kleinen Ab-
messungen in allen
Fällen, je höher der

Stahl legiert und je kleiner daher seine kritische Abkühlungs-
geschwindigkeit ist, desto leichter gelingt die Warmbadhärtung
und desto größeren Spielraum hat man in der Wahl der Bad-
temperatur. Beim Schnellstahl ist die Wirkung keine andere
als bei der Härtung im Bleibad (S. 290) und man ersetzt dadurch
nicht das Anlassen bei 550 bis 580° (S. 288, 269).

Die Härtung im warmen Bad verdient Beachtung.

Zahlentafel 5.

Einfluß einiger Legierungselemente auf die Einhärtungstiefe von Stählen.

C	Cr	Mn	Wo	Ni	Ein- här- tungstiefe mm
1,1	—	0,25	—	—	2—4
0,9	—	1,8	—	—	30
0,9	0,5	0,9	—	—	25
1,0	1,0	1,0	1,5	—	40
2,0	13,0	—	—	—	100
1,1	1,3	—	—	—	20
0,5	1,2	—	—	3,0	150

Für den Erfolg der
Härtung muß die er-
zielte Härteschicht die
erwartete Tiefe haben.
Der Stahl muß nach
Wunsch entweder nur
eine dünne Schicht von
wenigen Millimetern
haben oder auf eine
größere Tiefe durch-
härten. Zu der ersten

Gruppe (zu den Stählen mit einem zähen Kern, auch bei kleine-

ren Abmessungen) zählen die unlegierten Stähle und diejenigen, die nur mit Wolfram oder Vanadin oder Kobalt legiert sind und vielleicht auch die Molybdänstähle, zu der zweiten Gruppe die höher legierten Cr, NiCr, WCr, MnCr-Stähle. Bei den ersteren wird die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit nur in einer Oberflächenschicht, bei den letzteren auch noch in größerer Tiefe erreicht. Einen Anhaltspunkt für die Tiefe der Härteschicht bei der Härtung, die dem betreffenden Stahl zukommt, gibt die Zahlentafel 5.

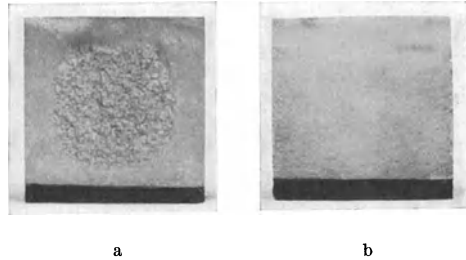


Abb. 18. Bruchaussehen eines nicht durchhärtenden und eines durchhärtenden Stahles. Nat. Gr.

Abb. 18 zeigt die Härtebrüche eines nicht durchhärtenden und eines durchhärtenden Stahles.

Anlassen.

Das Anlassen ist das Erwärmen des Stahles nach dem Härten auf Temperaturen unterhalb der Härtetemperatur, meist unter 600° . Das Anlassen hat je nach der Art des Stahles und nach der voraufgegangenen Härtung verschiedene Wirkungen. Am meisten interessieren die Änderungen der Eigenschaften eines normal gehärteten, unlegierten oder schwach legierten Stahles. Durch die Erwärmung nimmt die Härte allmählich ab, die ersten merkbaren Änderungen der Härte treten bei diesen Stählen etwa bei 120° ein, und man könnte erwarten, daß gleichzeitig mit der stetigen Abnahme der Härte die Zähigkeit ebenso stetig zunimmt. Wie aus Abb. 19 zu sehen ist, ist dem aber nicht so. Der in dieser Abbildung dargestellte Fall ist zwar

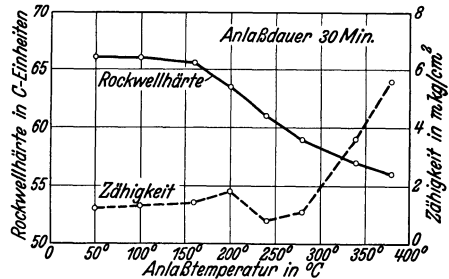


Abb. 19. Änderung der Schlagzähigkeit eines Werkzeugstahles in Abhängigkeit von der Anladdauer.

nicht in allen Einzelheiten, wohl aber in seinen Grundzügen auf alle Martensithärte annehmenden Stähle zu übertragen.

Es zeigt sich, daß in einem Anlaßbereich von 250 bis 300° trotz abnehmender Härte auch die Zähigkeit abnimmt. Würde es sich um fortschreitende Martensitzersetzung allein handeln, dann wäre dies schwer erklärlich. Wahrscheinlich aber läuft neben dem Hartmachen ein spröder machender Ausscheidungsvorgang, dessen Art noch keinesfalls geklärt ist. Es dürfte dies aber im Zusammenhang mit der beim Vergüten auftretenden Anlaßsprödigkeit bestehen, was auch dadurch wahrscheinlich gemacht wird, daß Molybdän ebenso wie die Anlaßsprödigkeit auch das Sprödewerden im Anlaßbereich von 250 bis 300° zum großen Teil verhindert. Dieser Anlaßvorgang interessiert hauptsächlich beim Anlassen von Werk-

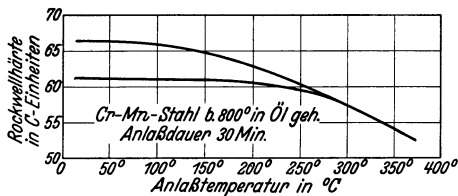


Abb. 20. Härteabnahme beim Anlassen zweier Stähle mit verschiedener Ausgangshärte.

zeugen. Über das Anlassen in höheren Temperaturbereichen wird beim Vergüten die Rede sein. Über den Härteabfall zweier Stähle mit verschiedener Ausgangshärte bestehen oft unklare Ansichten. Abb. 20 zeigt den Härteabfall eines Mangan-Chromstahles, der beim Härten einmal mit 66, das andere Mal mit 61 Rockwellhärten entfiel. Man sieht, daß der härtere Stahl in der Härte zunächst rasch abfällt, während der weichere so lange unverändert bleibt, bis sich die beiden Anlaßkurven einander nähern. Es trifft also nicht zu, daß weicher entfallende Stähle beim Anlassen um gleich viel in der Härte abnehmen wie härter entfallende. Dies gilt nur bei Ausgangshärten über 60° C und bei gleichartigem und in ungefähr gleicher Weise gehärtetem Stahl.

Wenn der Stahl nach dem Abschrecken neben Martensit auch noch Austenit enthält oder gar austenitisch ist, dann treten durch Zersetzung des Austenits besondere Erscheinungen auf. Solche Fälle sind bei Schnelldrehstählen und den hochprozentigen austenitischen Manganstählen behandelt.

Wenn man den Stahl bei Zutritt von Sauerstoff anläßt, treten die bekannten Anlauffarben auf. Sie werden durch oxydische Schichten hervorgerufen, deren Farbton von ihrer Dicke abhängt.

Zeitdauer der Einwirkung und die der Höhe der Temperatur, bestimmen die Dicke der Schichte und damit den Farbton. Merkwürdigerweise ist die Sauerstoffkonzentration ohne Einfluß. Es entstehen dieselben Anlauffarben in normaler Luft, in luftverdünntem Raum und in reinem Sauerstoff, sogar Salpeterbäder geben bei derselben Temperatur dieselben Anlauffarben. Bei einer Anlauffarbe, wie sie bei dem oben geschilderten Anlassen nach der Anlauffarbe stattfindet, sind die zu den einzelnen Temperaturen gehörenden Anlauffarben folgende:

20° . . . blank	260° . . . purpur	320° . . . hellblau
200° . . . blaßgelb	280° . . . violett	350° . . . blaugrau
220° . . . strohgelb	290° . . . dunkelblau	400° . . . grau
240° . . . braun	300° . . . kornblumenblau	

Diese Anlauffarben und Temperaturen haben nur Geltung, wenn die Anlaßdauer einige Minuten beträgt, bei kürzerer Anlaßdauer entsprechen die Farben höheren, bei längerer Anlaßdauer tieferen Temperaturen. So wurde gefunden, daß bei 250° Anlaßtemperatur, die braunrot entspräche, im Verlauf von 40 Minuten alle Anlauffarben von strohgelb bis blau entstehen. Bei einem anderen Versuche zeigte sich bei 230° nach 15 Minuten die dunkelgelbe Farbe, die nach 30 Minuten in die rote, nach 45 Minuten in die blaue überzugehen begann. Nach 60 Minuten war die Stahloberfläche lichtblau und hatte somit bei der gleichen Anlaßtemperatur von 230° in einer Stunde die ganze Farbenreihe durchlaufen. Diese Unsicherheit in der Temperaturbestimmung wird dadurch teilweise ausgeglichen, daß längere Erwärmung bei tieferen Temperaturen annähernd dieselbe Wirkung auf die Zähigkeitssteigerung hat wie kürzere bei höheren.

Bei einigen legierten Stählen sind die einer bestimmten Anlauffarbe entsprechenden Temperaturen höher, insbesondere ist dies bei hochprozentigen Chromstählen und rostfreien Stählen der Fall. Dies ist begreiflich, da die Oxydschichten bei rostfreien Stählen sich erst bei höheren Temperaturen bilden. Die denselben Temperaturen entsprechenden Anlauffarben sind etwa doppelt so hoch. Die praktische Seite des Anlassens näher zu behandeln ist nicht Aufgabe dieses Buches. Es sei nur hervorgehoben, daß es zweckmäßig ist, den Stahl sofort nach dem Härten anzulassen und möglichst lange und gleichmäßig zu erwärmen. Der Forderung des gleichmäßigen Anlassens entsprechen nur die Vorrichtungen, in

denen der ganze Körper auf die Anlaßtemperatur erwärmt wird, also Anlaßbäder und Anlaßschränke.

Eine besondere Abart des Anlassens ist das künstliche Altern des Stahles. Es hat mit dem Sprödwerden des weichen Flußstahles nach einer Kaltverformung, das auch „Altern“ genannt wird, nichts gemein. Das künstliche Altern wird bei der Herstellung von Meßwerkzeugen und von Dauermagneten angewendet und bezweckt Eigenschaftsänderungen, die im Laufe von längerer Zeit von selbst eintreten, künstlich zu beschleunigen und den Stahl für die Zeit des Gebrauchs beständig zu halten.

Bei Meßwerkzeugen handelt es sich darum, die Volumsänderung, die nach dem Härten im Laufe des Lagerns von selbst eintritt, durch einen Anlaßvorgang vorwegzunehmen. Dieser Anlaßvorgang muß bei möglichst niedriger Temperatur stattfinden, damit die Härte möglichst erhalten bleibt und doch der Stahl schon beständig geworden ist. Weber¹ empfiehlt für unlegierte und schwach legierte Stähle 200stündiges Erwärmen auf 120°, für hochprozentige Chromstähle 500stündiges Erwärmen auf 150°. Andere Forscher wie Cahn² glauben mit mehreren Stunden Erwärmungsdauer auskommen zu können. Da beim Härten im Stahl noch häufig Austenitreste zurückbleiben, wäre es naheliegend, auch das Eintauchen in flüssige Luft zu verwenden, wodurch die Austenitreste, die sich im Laufe der Zeit in Martensit zersetzen konnten, sofort in Martensit übergehen.

Vergüten.

Unter Vergüten versteht man: Vereinigung von Härten und nachfolgendem Anlassen auf so hohe Temperaturen, daß eine wesentliche Steigerung der Zähigkeit eintritt.

Durch entsprechendes Anlassen kann man alle Festigkeiten von dem voll gehärteten Zustand bis zu dem geglühten erreichen. Eine genaue Grenze anzugeben, bei welcher Härte des Stahles man schon von Vergütung zu sprechen anfängt, ist nicht möglich. Man wird z. B. einen Chrom-Nickelstahl, der nach der Härtung auf 600° angelassen eine Festigkeit von 90 bis 100 kg/mm² ergibt, zweifellos als vergütet ansprechen können. Man wird andererseits

¹ Stahl u. Eisen 1926 S. 1437 und „Die natürliche und künstliche Alterung des gehärteten Stahles“. Berlin: Julius Springer 1926.

² Stahl u. Eisen 1929 S. 1088. Dr.-Ing.-Dissertation Dresden 1928.

einen Chrom-Nickelstahl, der auf 580 Brinellhärte (entsprechend 180 kg/mm² Festigkeit) angelassen wird, nicht vergütet, sondern nur gehärtet und angelassen nennen müssen. Wenn man aber einen Federstahl nach der Härtung durch Anlassen auf 450 bis 500° auf eine Festigkeit von etwa 130 kg/mm² bringt, dann ist es zweifelhaft, ob hier Vergütung oder Härtung vorliegt. Da aber

eine sehr starke Steigerung der Zähigkeit eingetreten ist, so wird man, der Begriffsbestimmung entsprechend, in diesem Fall wohl schon besser vom Federvergüten als vom Federhärten sprechen müssen. Aus den Durchhärteeigenschaften der legierten Stähle ergibt sich von selber, daß diese

durch größere Querschnitte Vergütungseigenschaften aufweisen als unlegierte. In welcher Weise sich bei einigen Stählen in Abhängigkeit von Zusammensetzung und Querschnitt das Streckgrenzenverhältnis als Hauptkennzeichen der Durchvergütung ändert, haben

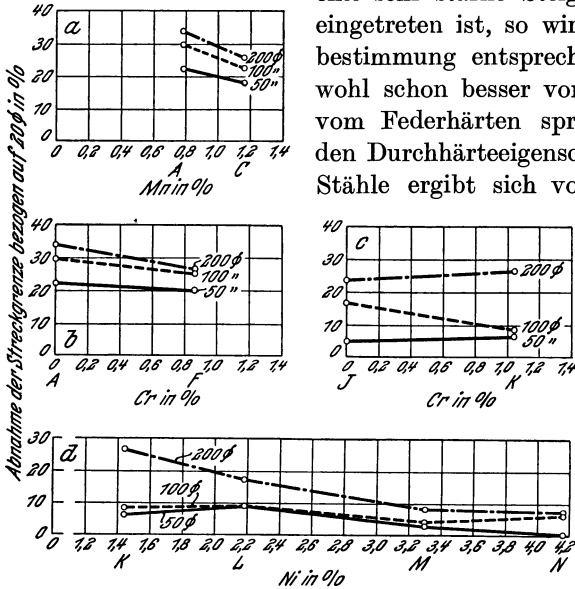


Abb. 21. Einfluß von Durchmesser und Zusammensetzung auf die Streckgrenze bei Vergütungsstählen gleicher Festigkeit. Nach Kallen und Schrader.

Kallen und Schrader¹ beschrieben. Die wichtigsten Ergebnisse ihrer Untersuchungen sind in Abb. 21 wiedergegeben.

Man vergütet in erster Linie Stähle für Fahrzeug- und Maschinenteile, aber auch für Werkzeuge, z. B. Gesenke. Die in Deutschland am meisten üblichen Vergütungsstähle für Fahrzeug- und Maschinenteile sind genormt. Als kennzeichnendes Beispiel sei das Vergütungsschaubild von VCN 35 wiedergegeben (Abb. 22).

Diejenigen metallurgischen Fragen, die für das Vergüten von besonderer Wichtigkeit sind, sind die Anlaßsprödigkeit und die

¹ Arch. Eisenhüttenwes. 1930/31 S. 383 bis 92; siehe auch Stahl u. Eisen 1931 S. 387.

Spannungen. Viele Stähle haben die unangenehme Eigenschaft, daß sie bei langsamem Abkühlen aus der Anlaßtemperatur, die bei den üblichen Chrom-Nickelstählen meist zwischen 550 bis 600° liegt, häufig spröde werden. Die Kerbzähigkeit bei gleicher Festigkeit gegenüber solchen Stücken, die rasch abgekühlt sind, kann bis auf ein Drittel und noch mehr abfallen. Um die Anlaßsprödigkeit möglichst zu vermeiden, wäre es daher geboten, den Stahl

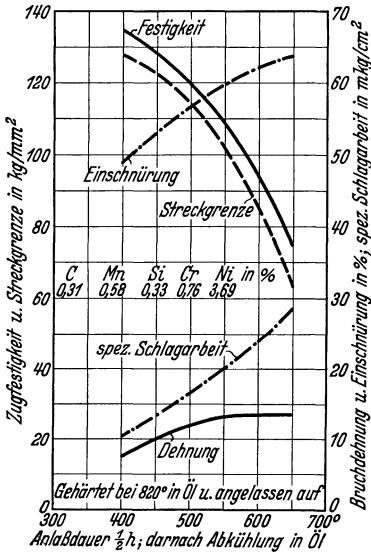


Abb. 22. Vergütungsschaubild eines Stahles VCN 35. Zerreißstab 10 mm \varnothing , 1=10. Vergüteter Querschnitt = 50 mm \varnothing .

aus der Anlaßtemperatur rasch abzukühlen. Dies ist aber, wie aus dem Späteren hervorgeht, wegen der zurückbleibenden Spannung nicht immer möglich. Über das Wesen der Anlaßsprödigkeit besteht noch keine Klarheit. Es läßt sich aber schon so viel sagen, daß es sich um Ausscheidungen verschiedener Stoffe handelt, die beim raschen Abkühlen gelöst bleiben. Diese Ausscheidungen sind wahrscheinlich nur dann schädlich, wenn sie in einer bestimmten kritischen Größe vorhanden sind. Welcher Art diese Ausscheidungen sind, ist keineswegs geklärt. Wahrscheinlich spielen FeO- und MnO-haltige Oxyde und Nitride eine Rolle. Auch Phosphidausscheidungen wurden zur Erklärung herangezogen. Der Ansicht, daß es sich um Ausscheidungen handelt, schließen sich Houdremont und Schrader¹ in einer ausführlichen Arbeit an. Sie glauben, daß es einen kritischen Verteilungsgrad dieser Ausscheidungen gibt, bei dem die Sprödigkeit am größten ist und bei dessen Überschreitung die Sprödigkeit weiter abnimmt.

Die beiden genannten Forscher finden an einer Reihe von ihnen untersuchten Stählen Erscheinungen, die sich in etwa folgende Punkte zusammenfassen lassen.

1. Sehr langsames oder wiederholtes Anlassen (im ganzen etwa

¹ Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 7 (1933/34) S. 49/60.

über 20 Stunden dauerndes) macht sonst anlaßspröden Stahl gegen Ofenabkühlung unempfindlich.

2. Läßt man einen vorher von 650° abgekühlten Stahl nachträglich auf 500° an, so tritt in jedem Falle Verminderung der Kerbzähigkeit ein, gleichgültig ob der zur Anlaßsprödigkeit neigende Stahl aus 650° langsam oder rasch abgekühlt war¹.

3. Nicht zur Anlaßsprödigkeit neigende Stähle, als welche besonders molybdän- und wolframhaltige genannt werden, sind gegen das Anlassen bei 500° unempfindlich. Hingegen nehmen sie im Gegensatz zu den anlaßspröden bei langsamem Erwärmen auf 600 bis 650° Sprödigkeit an. Die Ergebnisse werden dahin gedeutet, daß anlaßspröde Stähle schon bei niederen Temperaturen, etwa 500°, den kritischen Verteilungsgrad erreichen und bei 600° überschreiten. Anlaßunempfindliche Stähle hingegen lassen die Ausscheidung verzögert eintreten, wodurch der kritische Verteilungsgrad erst bei 600° entsteht. Demnach wäre für anlaßspröde Stähle das längere Einhalten einer Temperatur von 500°, bei nicht anlaßspröden, also molybdän- und wolframhaltigen das längere Einhalten einer Temperatur von 600 bis 650° zu vermeiden. Es bleibt noch abzuwarten, ob alle diese Feststellungen der beiden Forscher verallgemeinert werden können.

Es gibt aber nach den Erfahrungen des Verfassers auch Ausnahmefälle, wo Stähle durch das langsame Abkühlen zäher werden, also sich geradezu umgekehrt verhalten wie anlaßspröde Stähle. Die rasche Abkühlung nach dem Anlassen ist also auch nicht immer der richtige Weg, dem Sprödwerden vorzubeugen. Die Verbesserung der Kerbzähigkeit ist oft eine ganz beträchtliche. Leider fehlt bis jetzt noch jeder Schlüssel für die Deutung dieser überraschenden Erscheinung. Eine Klärung und willkürliche Beherrschung dieser letzteren Erscheinung wäre für die Vergütungsstähle von großer Bedeutung, da es dann leicht wäre, Vergütungsstähle zu erzeugen, die gleichzeitig kerbzäh und spannungsfrei sind.

In den allermeisten Fällen wird man aber wohl die Sprödigkeit bei rascher Abkühlung vermeiden, kann diesen Weg aber wegen der dadurch entstehenden Spannung nur mit Vorsicht beschreiten. Für praktische Fälle wird man der Schwierigkeit meist schon da-

¹ Darnach wäre das nachträgliche Entspannen bei 500° eines vorher aus 650° rasch abgekühlten Stahles schädlich. Der Verfasser hat hingegen dieses Verfahren oft mit Erfolg angewendet.

durch Herr, wenn man molybdänhaltige Stähle verwendet, die, ohne anlaßspröde zu werden, langsam abkühlen können. Ein zweiter Weg besteht darin, daß man den Stahl aus der Anlaßtemperatur, z. B. 600°, zunächst rasch abkühlt, wodurch er zwar zäher wird, aber mit Spannungen behaftet ist. Nun erhitzt man ihn auf etwa 500°¹ und läßt ihn aus dieser Temperatur langsam abkühlen. Diese zweite Erwärmung ist meist noch nicht so hoch, als daß sich Abscheidungen kritischer Art bilden und genügt doch, um dem Stahl den größten Teil der Spannungen zu nehmen. Von aller, bisher noch vielfach undurchsichtigen Theorie abgesehen, genügen für die Praxis diese beiden Wege meist.

Einsatzhärtung.

Eine besondere Art des Härtens ist das Einsatzhärten, wobei es sich darum handelt, nur einer dünnen Schicht an der Oberfläche, die selten stärker sein soll als 2 mm, Härte zu erteilen; dabei wird verlangt, daß der Kernteil zähe bleibt und keine volle Härte annimmt. Man erreicht dies dadurch, daß man an und für sich nicht oder nur unvollkommen härtbare Stähle bei 780 bis 950° mehrere Stunden mit einem Mittel umgibt, von dem die Oberflächenschicht Kohlenstoff aufnimmt, so daß dieser Schicht dadurch volle Härtebarkeit verliehen wird, während der Kern seine chemische Zusammensetzung und die damit verbundenen Eigenschaften beibehält. Die derart randgekohlten Stücke werden nach dem Einsetzen bei der dem Stahl zukommenden Temperatur, die zwischen 780 bis 820° liegt, abgeschreckt, wodurch die eingesetzte Randschicht hart wird und der Kern zähe bleibt.

Für das Einsetzen mit festen Körpern genügt reiner Kohlenstoff nicht, da dieser erst bei sehr hohen Temperaturen in wirtschaftlich kurzer Zeit eindringt. Um den Kohlenstoff auch bei niedriger Temperatur rasch in den Stahl hineinzubringen, muß noch ein zweiter Körper zugegen sein. Dieser zweite ist meist entweder Bariumkarbonat oder Lederkohle. Anstatt Lederkohle kann man auch Knochenkohle oder andere stickstoffhaltende verkohlte Körper nehmen. Die Wirkung des Bariumkarbonates beruht wahrscheinlich auf folgender Umsetzung²:

$BaCO_3 + CO_2$ und das freiwerdende CO_2 setzt sich in der

¹ Siehe Anmerkung 1 S. 35. ² Takahashi: Stahl u. Eisen 1929 S. 1202 aus Sci. Rep. Tôhoku Univ. Bd. 4 (1928) S. 761/82.

Kohle nach der Formel $\text{CO}_2 + \text{C} = 2\text{CO}$ zu Kohlenoxyd um. Dieses bildet nach der Formel $\text{BaO} + 2\text{CO} = \text{BaCO}_3 + \text{C}$ wieder Bariumkarbonat und Kohlenstoff im Entstehungszustand, der wie ein feinstes Sprühregen auf die Oberfläche auftritt und die wichtigste Ursache der Zementation ist. Ähnlich wie Bariumkarbonat wirken auch andere bei Temperaturen von 800 bis 900° zersetzlichen Karbonate wie Strontium- und Kalziumkarbonat. Es steht nicht unbedingt fest, ob gerade die oben beschriebenen Reaktionen vor sich gehen, zweifellos ist es aber, daß der Kohlenstoff nicht unmittelbar eintritt, sondern auf dem mittelbaren Weg einer gasförmigen Phase. Das Karbonat nimmt an der Reaktion nur insofern teil, als es sie ermöglicht, dabei aber nicht verbraucht wird; solche Körper, wie in diesem Fall das Bariumkarbonat, nennt man Katalysatoren. In geringem Maße mögen auch die im Kohlenpulver schon vorhandenen und durch Reaktion mit dem Wasserdampf entstandenen Kohlenwasserstoffe als gasförmige Mittel förderlich sein. Die Stickstoffverbindungen der Lederkohle und der ähnlichen Körper dürften deshalb wirksam sein, weil sie gasförmige zyanidähnliche Verbindungen bilden, die neben Kohlenstoff auch Stickstoff an den Stahl abgeben. Die Menge des Stickstoffs kann bis 0,2 vH betragen. Es ist schwer zu entscheiden, welches der beiden Mittel, Bariumkarbonat oder Lederkohle, besser wirkt. Der Verfasser neigt der Ansicht zu, daß Lederkohle etwas größere Härte gibt und die Weichfleckigkeit mit diesem Mittel leichter vermieden wird als bei Bariumkarbonat. Letzterer Vorteil kommt allerdings nur bei unlegierten Stählen in Betracht, da legierte Stähle beim Abschrecken nicht weichfleckig werden. Es dürfte wohl dem Stickstoff zuzuschreiben sein, daß Lederkohle der Weichfleckigkeit entgegenwirkt. Wegen des viel niedrigeren Preises des Bariumkarbonates verwenden die meisten Betriebe dieses Mittel. Das günstigste Mischungsverhältnis von Bariumkarbonat zu Holzkohle ist 40 Teile Karbonat und 60 Teile Holzkohle. Dasselbe Verhältnis gilt für Lederkohle.

Die Menge des in den Stahl eintretenden Kohlenstoffs hängt nicht nur von der Natur des Einsatzmittels ab, sondern auch von der Höhe der Temperatur und von der Dauer des Einsetzens. Je höher die Temperatur, desto mehr Kohlenstoff dringt ein und desto tiefer ist die Schicht. Für solche Zwecke, wo die Oberflächenschicht nicht spröde sein darf, ist es geboten, daß der

Kohlenstoffgehalt nicht über 1 vH ansteigt, weil sonst beim Härten der übereutektoide Zementit ohne Anwendung besonderer Behandlung in Schalenform übrigbleibt und sich nicht löst. Abb. 23 zeigt das Gefüge eines gewöhnlich und eines für übliche Zwecke zu viel eingesetzten, unlegierten Stahles.

Als Anhaltspunkt mag dienen, daß man bei festen Einsatzmitteln bei einer Einsatztemperatur von 880° in vier Stunden eine Dicke von etwa 1 mm erreicht. Diese Dicke ist aber auch

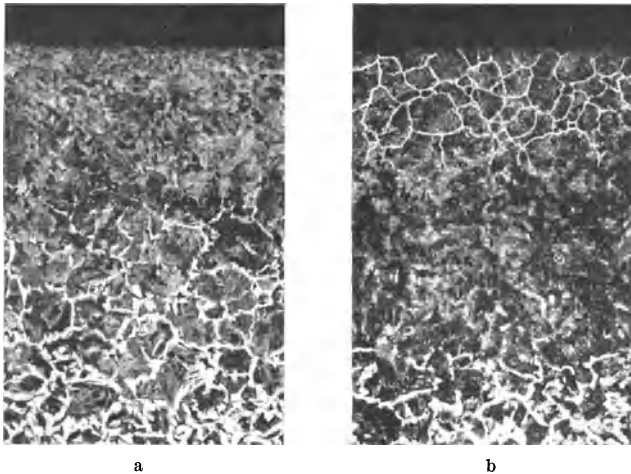


Abb. 23. Gefüge eines normal (a) und eines zu stark aufgekohlten (b) Einsatzstahles (ungehärtet). $\times 100$.

sehr von der Art des Einsatzmittels abhängig. Wird die Schichte stärker, dann ist die Bildung des oben erwähnten Schalenzementits unvermeidlich. Es gibt aber viele Zwecke, bei denen man auf eine dicke Schicht ein großes Gewicht legt (z. B. Verschleißplatten, Baggerbolzen) und wo es nicht viel ausmacht, wenn die Randschicht etwas spröder ist. Wenn es gewünscht wird, ist es möglich, Schichten bis zu 4 und 5 mm zu erreichen, allerdings braucht man hierbei in Abhängigkeit von der Temperatur, die bis 1000 ansteigen kann, bis 20 Stunden. Es wird dabei auch nicht zu umgehen sein, die Erwärmung ein oder mehrere Male zu unterbrechen, um das Einsatzpulver zu erneuern, da sonst die Wirkung allmählich aufhört¹.

¹ Es gibt neuerdings Mittel (deren Zusammensetzung nicht bekanntgegeben wird), die bei einmaliger Erwärmung in 20 Stunden etwa 5 mm und in 80 Stunden etwa 10 mm tief einsetzen.

Das Einsetzen im Salzbad hat den Vorteil, daß man durch die leichtere Einhaltung der vorgeschriebenen Temperatur den Vorgang besser beherrschen kann. Als flüssige Einsatzbäder dienen Zyanalsalzbäder, die Kohlenstoff und Stickstoff gleichzeitig in die

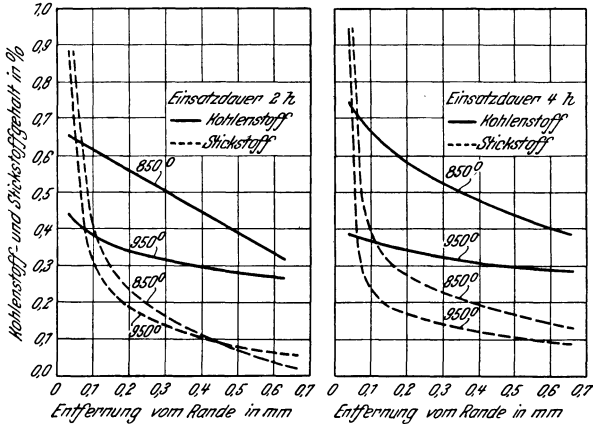


Abb. 24. Kohlenstoff- und Stickstoffaufnahme in einem Zyanalsalzbad.

Oberfläche einführen. In einem bekannten Salzbad (Durferrit-Zyanhärtefluß III) wurden Ergebnisse nach Abb. 24¹ erzielt.

Die Zahlentafel 6 faßt die Ergebnisse noch einmal zusammen.

Danach werden dünne Schichten zwar in kürzerer Zeit als bei der bisher üblichen Zementation erzielt, tiefere aber überhaupt nicht. Die Hauptmenge des eintretenden Kohlenstoffs und Stick-

Zahlentafel 6. Tiefe der härtbaren Schicht in Abhängigkeit von Einsatz-temperatur und Dauer im Salzbad.

Einsatz-temperatur ° C	Einsatz-dauer h	Tiefe der härtbaren Schicht mm
850	½	0,35
850	2	0,5
850	4	0,6
950	½	0,4
950	2	0,6
950	4	0,6

stoffs wird schon in der ersten Einsatzzeit aufgenommen².

Das Einsetzen mit gasförmigen Mitteln bedeutet gegenüber dem

¹ Aus Stahl u. Eisen 1929 S. 427.

² Über diese zyanidhaltigen Mittel siehe auch Mitt. Durferrit-Ges. Frankfurt, sowie Iron Age 1932 S. 406/407 und Heat Treating and Forging April 1932 S. 238 und 244. Bei den neuesten Salzen, z. B. Wolfram, bekommt man auch tiefere Schichten.

Einsetzen in festen Mitteln den gleichen Vorteil wie die flüssigen, nämlich die gleichmäßige Erwärmung und die gute Regelbarkeit der Einsatztiefe. Schon vor dem Krieg verwendete man Leuchtgas¹ zum Einsetzen der Panzerplatten. Man baut heute besondere Öfen, die dem Zweck der Einsatzhärtung mit gasförmigen Mitteln dienen. Zur Unterstützung der Einsatzwirkung mengt man den Gasen, z. B. dem Benzol, Ammoniak bei² und erzielt hierdurch ungefähr dieselbe Wirkung wie bei dem Einsetzen in Zyanbädern (s. Abb. 24). Auch dieses Einsatzverfahren hat sich bereits praktisch bewährt und wird oft angewendet.

Untersuchungen über die Einsatzhärtung mit Kohlenstoff und Stickstoff abgebenden Gasen, die sowohl praktische wie theoretische Schlüsse zulassen, wurden von Bramley und Beeby³ und Bramley und Turner⁴ durchgeführt. Besonders sei verwiesen auf letztere Arbeit, die sich mit Kohlenoxyd und Ammoniak befaßt, während erstere von Pyridin und Methylcyanid handelt.

Die Einsatzgeschwindigkeit ist von der Legierung abhängig. Bei einem 3prozentigen Nickelstahl ist die Einsatzgeschwindigkeit gegenüber unlegiertem Stahl um etwa 30 vH herabgemindert. Chrom scheint in den vorkommenden Grenzen der üblichen Einsatzstähle eher eine beschleunigende Wirkung zu haben. Bemerkenswert ist aber, daß bei sehr hohen Chromgehalten das Einsetzen zweifellos schwieriger wird. So bedarf es sehr langer Einsatzzeiten und hoher Temperaturen, um bei einem rostfreien Chromstahl eine nennenswerte Einsatzschicht zu erhalten.

Bei allen Einsatzverfahren wird durch lange Erwärmung der Stahl überhitzt und im Korn vergrößert; besonders empfindlich gegen Überhitzung sind die unlegierten Einsatzstähle, während bei den nickellegierten trotz langer Erwärmung und auch bei langsamer Abkühlung aus der Einsatztemperatur das Korn nicht viel vergrößert wird. Es besteht nun ohne weiteres die Möglichkeit, den vergrößerten Kern dadurch zu verfeinern, daß man den Stahl aus Temperaturen des oberen Umwandlungspunktes, also aus 900^{0 5} abschreckt. Diese Temperatur ist aber für den Randteil,

¹ Ehrensberger: Stahl u. Eisen 1922 S. 1320.

² Öfen der Firma A. H. Schütte-Köln.

³ Stahl u. Eisen 1928 S. 1339. Rev. univ. Mines Met.

⁴ Stahl u. Eisen 1929 S. 847. Carnegie Scholarship. Mem. Bd. 17 (1928) S. 23/66.

⁵ Bei nickelleg. Stahl liegt diese Temperatur tiefer.

der einen Stahl mit 1 vH Kohlenstoff darstellt, zu hoch und überhitzt ihn. Wählt man die Abschrecktemperatur aber so, daß sie dem Randteil entspricht, so wird der überhitzte Kern nicht verfeinert, weil dies nach Abb. 1 erst oberhalb der Linie *GOS* möglich ist und für den weichen Kern bei etwa 900° liegt. Es gibt nun verschiedene Möglichkeiten, um sowohl im Kern als auch am Rand möglichst günstige Eigenschaften zu erzielen.

Die einfachste Art der Wärmebehandlung ist die Härtung der Werkstücke unmittelbar aus der Einsatzhitze. Durch dieses Verfahren wird der Kern, sofern die Einsatztemperatur mindestens 900° betrug, zäh gemacht, während der aufgekohlte Randteil, der einem Stahl mit etwa 1 vH Kohlenstoff entspricht, überhitzt wird. Härtefehler, wie Risse u. dgl. können aber leicht die Folge dieser Behandlung sein. Für Massenartikel und wenig heikle Teile, bei denen ein gewisses Maß unregelmäßiger Formänderung erlaubt ist und auch ein überhitzter Rand zugelassen wird, kann man dieses Verfahren ohne Bedenken anwenden. Ein Vorteil dieses Verfahrens liegt jedenfalls darin, daß man auf einfache Weise einen zähen Kern erhält.

Um sowohl für den Kern wie für den Rand das beste Gefüge zu erzielen, wendet man die doppelte Härtung an, das erstemal aus einer Temperatur, die jener der unmittelbaren Härtung aus dem Einsatz entspricht, also bei unlegiertem Stahl 900°, und das zweitemal aus einer Temperatur, die der Härtetemperatur eines Stahles mit 1 vH Kohlenstoff zukommt. Legt man außer dem besten Gefüge für Rand und Kern, das durch doppelte Härtung erreicht wird, noch großen Wert auf geringes Verziehen, so sind die Stücke nach der ersten Härtung einer Zwischenglühung zu unterziehen und hierauf erst bei einer Temperatur abzulöschen, wie sie für die Randschicht die beste ist. Bei legierten Stählen kann man sich die erste Härtung ersparen, da eine Überhitzung sich kaum bemerkbar macht.

Es wurde schon gesagt, daß ein Kohlenstoffgehalt von mehr als 1 vH in der Einsatzschicht für schädlich gehalten wird. Hierüber ist noch einiges zu sagen, da dies nur mit einiger Einschränkung gilt. Bei höherem Kohlenstoffgehalt bildet sich, wie oben erwähnt, Schalenzementit, oft in grober Form, der das Abblättern begünstigt. Die Abb. 23 zeigt, wie das Gefüge des Randes etwa bei 1 vH Kohlenstoff und bei höherem Kohlenstoffgehalt aussieht.

Es ist nun richtig, daß ohne Vorbehandlung der Schalenzementit zur Ablätterung führen kann. Wenn man aber diesen Schalenzementit in kugeligen überführt, dann ist die Befürchtung, daß zu starke Aufkohlung abblätternde Schichten hervorruft, übertrieben. Die Überführung in Kugelzementit kann dadurch erfolgen, daß man den Stahl aus dem Gebiet der vollkommenen Lösung des Zementits, also über 900° , an die Luft legt oder noch besser in Öl abschreckt und dann bei 700° glüht. Wenn man also tiefe Härteschicht aus irgendwelchen Gründen haben will und auf zähe Randschicht Wert legt, dann ist doppelte Härtung anzuwenden und die erste Härtung zweckmäßig bei etwas höherer Temperatur zu halten.

Die Frage der Weichfleckigkeit bei unlegierten Einsatzstählen wird im Abschnitt „Härteempfindlichkeit, normaler und anormaler Stahl“ behandelt.

Eine besondere Abart des Einsatzhärtens ist die Verstickung oder auch Nitrierung genannt. Dieser Vorgang wird unter dem Abschnitt „Stickstoff“ beschrieben.

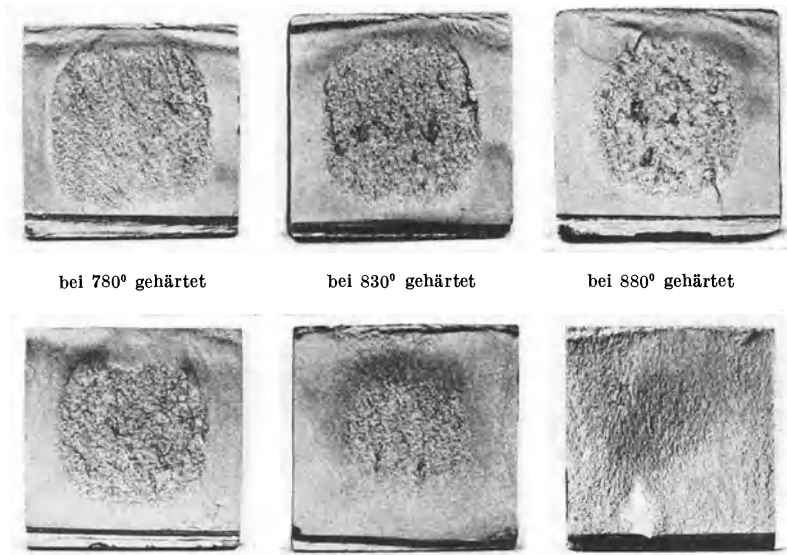
Härteempfindlichkeit, normaler und anormaler Stahl.

Allgemein gesprochen kann man einen Stahl dann härteempfindlich nennen, wenn die gewünschten Eigenschaften nur bei Einhaltung eng begrenzter Bedingungen zu erhalten, also der Stahl gegen geringe Änderungen der Härtetemperatur, der Anwärmzeit, der Abschreckflüssigkeit usw. empfindlich ist. Eine besondere Rolle spielt dieser Begriff bei den Wasserhärtern, also hauptsächlich den unlegierten Stählen. Abb. 25 zeigt den Unterschied eines härteempfindlichen und eines härteunempfindlichen Kohlenstoffstahles, wobei beide Stähle gleichen Kohlenstoff, Silizium- und Mangangehalt aufweisen und von unbeabsichtigten Fremdlegierungen wie Chrom und Nickel frei waren. Die Proben waren einmal bei vorgeschriebener Temperatur, das zweitemal um 50° und das drittemal um 100° überhitzt gehärtet. Die oberen unempfindlichen Proben haben selbst bei einer Überhitzung von 100° noch keine wesentliche Vertiefung und Verschlechterung des Härterandes aufzuweisen, während die unteren empfindlichen in diesem Falle ganz durchhärten und rissig werden.

Das Bruchkorn ist bei dem unempfindlichen Stahl bei 100° Überhitzung noch fein, während es bei den empfindlichen bei 50° Überschreitung der Härtetemperatur schon grob ist. Eine weitere

Eigenschaft des härteunempfindlichen Stahles ist es auch, daß der Übergang von der Härteschicht zum Kern plötzlich vor sich geht, während bei den empfindlichen Stählen eine größere Menge Troostitinseln im Martensit und Martensitinseln im Troostit liegen. Bei genauerer Betrachtung sieht man dann oft feine Risse von einer Troostitinsel zur anderen laufen, und man gewinnt dadurch den

Härteunempfindlicher Stahl.



bei 780° gehärtet

bei 830° gehärtet

bei 880° gehärtet

Härteempfindlicher Stahl.

Abb. 25. Härtebrüche eines unempfindlichen und eines empfindlichen Stahles. Nat. Größe.

Eindruck, daß solche Stähle mit tausenden feinen Spannungsrisen durchsetzt sind.

Zum unregelmäßigen Verhalten des Stahles zählt auch die schlechte Härteannahme einsatzgehärteten Stahles, die sich in Weichfleckigkeit äußert. Im Zusammenhang damit ist in Amerika der Begriff „normaler“ und „anormaler“ Stahl geprägt worden. Das Hauptkennzeichen des anormalen Stahles ist, daß der übereutektoiden Zementit, der sich beim Einsetzen bildet, nicht in zusammenhängenden Schalen, sondern in unregelmäßigen Formen, Abb. 26¹ gegeben sind. Als zweites Kennzeichen des anormalen

¹ Nach Houdremont und Müller: Stahl u. Eisen 1930 S. 1321.

Stahles wird auch genannt, daß das Netzwerk feiner ist als bei den normalen.

Diese beiden Kennzeichen treten aber nicht immer gleichzeitig auf und man möge daher aber lieber von dem letzteren als Kennzeichnung des „anormalen“ Stahles absehen.

Eine einheitliche Auffassung, ob anormaler Stahl eher weichfleckig wird, besteht zwar nicht, sie ist aber sehr wahrscheinlich richtig. Es ist die Frage naheliegend, ob normaler Stahl härteunempfindlich und anormaler härteempfindlich ist. In der Einsatzschicht haben wir nämlich auch einen Stahl von etwa 1 vH Kohlenstoff vor uns.

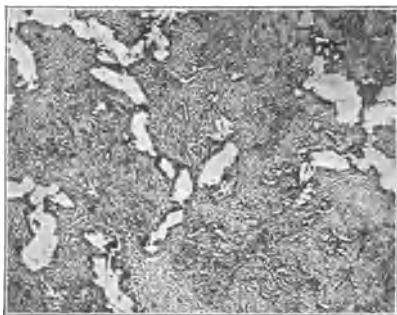


Abb. 26. Zementitusbildung eines anormalen Stahles. $\times 200$.

Nach Ansicht des Verfassers¹ ist dem Sauerstoff eine ausschlaggebende Rolle zuzubilligen. Es ergibt sich dies schon daraus, daß mit Aluminium desoxydierter Stahl härteunempfindlich wird, wenn er vorher empfindlich war. Die beiden in Abb. 25² dargestellten Stahlproben unterscheiden sich nämlich nur dadurch, daß die empfindliche Probe vor und die unempfind-

liche nach Aluminiumzusatz entnommen wurde. Die Widersprüche, die sich bei der Betrachtung der Rolle des Sauerstoffs ergeben, würden sich vielleicht dadurch klären, wenn man zwischen den verschiedenen Arten der Sauerstoffverbindungen streng unterscheiden könnte. Vor allem würde zu unterscheiden sein zwischen dem zum Teil löslichen Sauerstoff, als welcher wahrscheinlich FeO und auch MnO anzusehen ist, und den unlöslich in Form von SiO₂ und Al₂O₃ ausgeschiedenen. Bei den letzteren wird es wieder nicht gleichgültig sein, ob die Ausscheidungen feinst verteilt oder schon zu größeren Einheiten zusammengeballt sind.

Der gelöste Sauerstoff wirkt wie ein Legierungselement, verringert die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit und erhöht dadurch die Einhärtungstiefe; gleichzeitig wird das Korn vergrößert.

¹ Z. Metallkde. 1929 Nr. 3 S. 89 bis 93.

² Nach Houdremont: Stahl u. Eisen 1930 S. 1321.

Der bei der Härtung ausgeschiedene Sauerstoff wirkt auf die Anormalität, und zwar je nachdem er feinst verteilt oder in größerer Einheit zusammengeballt ist. Ersterer ist keimbildend und erhöht dadurch die Zersetzungsgeschwindigkeit des Austenits und Martensits, was gleichbedeutend mit einer Erhöhung der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit ist und zu Troostitflecken führt, wenn nicht besonders rasch abgekühlt wird¹. Nun kann sowohl der lösliche FeO Sauerstoff des nicht desoxydierten, wie auch der unlösliche SiO₂ oder Al₂O₃ Sauerstoff des desoxydierten Stahles feinst verteilt oder gröber zusammengeballt sein. Öfter aber wird der bei der Erwärmung und Abkühlung sich unberechenbar lösende und wieder abscheidende Sauerstoff feinst verteilt auftreten. Schlecht desoxydierter Stahl wird daher öfter weichfleckig sein. Aber auch desoxydierter kann diese Eigenschaft haben.

Daraus erklärt sich vielleicht auch die widersprechende Erfahrung, die bei Zusatz von Aluminium gemacht wird. Nach Houdremont¹ macht Aluminiumzusatz in der Kokille zugesetzt den Stahl anormal. Bei Zusatz von Aluminium in die Kokille ist zwar Zeit genug vorhanden, den Sauerstoff zu binden. Das Aluminiumoxyd bleibt aber noch in feinst verteilter Form und übt die oben angegebene Keimwirkung aus. Bei Zusatz im Ofen oder in der Pfanne haben die Teilchen Zeit, sich zusammenzuballen. Desoxydierter Stahl kann danach sowohl normal wie anormal sein, ist aber immer härteunempfindlich.

Bain² setzte einen mit Aluminium legierten Stahl in Mitteln ein, die auch etwas Sauerstoff abgaben, wobei sich in der äußersten Randschicht durch Bildung von feinst verteiltem Aluminiumoxyd anormaler Stahl ausbildete, während beim Einsetzen in sauerstofffreien Mitteln der Stahl völlig normal war.

Zusammenfassend möge über den Einfluß des Sauerstoffs folgende Ansicht ausgesprochen werden:

Desoxydierter, den Sauerstoff in unlöslicher Form enthaltender Stahl ist härteunempfindlich. Schlecht desoxydierter, den Sauerstoff in FeO-Form enthaltender Stahl ist härteempfindlich. Anormaler Stahl kann sowohl schlecht wie gut desoxydiert sein.

Auch die Gefügeausbildung ist neben den vom Gießen her ge-

¹ Stahl u. Eisen 1930 S. 1321. Zu der Frage des anormalen Stahles siehe Duftschmid u. Houdremont: Stahl u. Eisen 1931 S. 1613.

² Amer. Soc. Steel Treat. 1932 Nr. 5 S. 385/428.

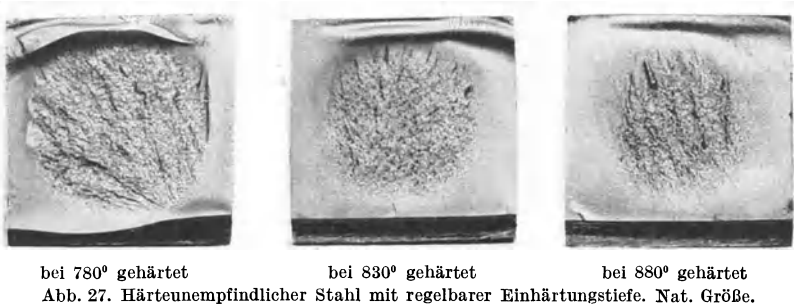
gebenen Eigenschaften auf das Verhalten beim Härten von Einfluß. Grobmaschiges Gefüge soll nach Mc Quaid und Ehn¹ und Bain die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit herab- und feinmaschiges Gefüge sie heraufsetzen. Feines Netzwerk begünstigt daher Weichfleckigkeit. Auch die Form des Karbides ist bedeutsam. Der streifige und schalige Zementit des ungeglühten Zustandes macht den Stahl leichter härtbar und bewirkt eine etwas größere Einhärtungstiefe als der kugelige Zementit in normaler Größe. Außergewöhnlich grobe Zementitkugeln erschweren die Löslichkeit und wirken, wenn man sie längere Zeit auf Temperatur hält, der Härtbarkeit entgegen².

Es wäre nun der Einfluß der Legierungselemente zu erörtern. Wenn Mangan, Nickel und Chrom, also Elemente, die die Durchhärtung befördern, in größerer Menge zugegen sind, so machen sie den Stahl deshalb empfindlich, weil er infolge seiner Legierung nicht mehr für Wasserhärtung zu verwenden ist. Die Menge an Chrom, Nickel und Mangan, die bei Wasserhärtung noch zulässig ist, ändert sich mit dem Kohlenstoffgehalt und Form und Größe der zu härtenden Teile. Gewöhnlich wird man einen Stahl mit z. B. 0,9 vH Kohlenstoff nicht mehr gut in Wasser härten können, wenn der Mangangehalt über 0,5 vH beträgt. Bei niedrigem Kohlenstoffgehalt wird ein höherer Mangangehalt erlaubt sein. Bei manganfreien Stählen würde für das Nickel etwa dasselbe gelten, da aber Mangan meist in größerer Menge als 0,2 vH zugegen ist, wird mehr als 0,2 vH Nickel für Wasserhärter höheren Kohlenstoffgehaltes verpönt sein. Bei niedrigem Kohlenstoffgehalt, etwa bei Vergütungs- und Einsatzstählen, werden aber auch Nickelgehalte von 3 bis 5 vH für Wasserhärter erlaubt sein. Mangan und Nickel unterscheiden sich in der Wirkung dadurch, daß Mangan Neigung zur Kornvergrößerung neigt und keine Überhitzung erlaubt, während Nickel auch bei starker Überschreitung der Härtetemperatur feines Korn aufweist. Diese Eigenschaft ist sowohl für in Wasser wie in Öl zu härtende Nickel- und Manganstähle wichtig. In diesem Sinne macht das Mangan den Stahl wirklich härte- und überhitzungsempfindlich. Bemerkenswert ist, daß bei guter Desoxydation, etwa mit Aluminium oder Vanadin, diese Überhitzungsempfindlichkeit

¹ Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 67 (1922) S. 341 bis 391; siehe auch Stahl u. Eisen 1930 S. 1321.

² Siehe Pomp: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforsch., Düsseld. Bd. 8 S. 55 und Reiser-Rapatz: Das Härten des Stahles.

der Manganstähle zum großen Teil verschwindet. Das Chrom hat bei höheren Kohlenstoffgehalten eine schwächere Wirkung als Mangan und Nickel und darf daher bei etwa 0,8 vH Kohlenstoff bis zu 1,2 vH bei Wasserhärtern verwendet werden. Zu beachten ist in allen Fällen, daß zwei Elemente gleichzeitig stärker wirken als die Summe der einzelnen Elemente. Eine grundsätzlich andere Stellung nehmen Wolfram, Molybdän und vor allem Vanadin ein. Diese Elemente machen den Stahl härteunempfindlich und lassen auch bei hoher Härtetemperatur einen dünnen Härterand entstehen. Houdremont, Bennek u. Schrader¹ führen dies auf die schwer löslichen Sonderkarbide dieser Elemente zurück, die in fein ver-



teilter Form selbst bei beträchtlicher Überschreitung der Härtetemperatur ungelöst zurückbleiben und ähnlich wie die Oxyde die Zersetzungsgeschwindigkeit des Martensits und dadurch die notwendige kritische Abkühlungsgeschwindigkeit erhöhen. Bei hohen Temperaturen werden die Karbide endlich doch gelöst und dann gewinnt dieser Stahl stärkere Fähigkeiten zur Einhärtung als unlegierter.

Ein Beispiel für die schwere Überhitzbarkeit ist in der Abb. 27 gegeben. Es handelt sich dabei um einen Stahl mit 1 vH Kohlenstoff, 0,4 vH Mangan, 0,4 vH Vanadin. Ein Stahl mit demselben Kohlenstoff- und Manganengehalt würde bei 850° durchgehärtet und überhitzt sein, während hier Härtetemperaturen bis 900° ohne weiteres vertragen werden (s. darüber auch S. 144 bei Vanadin). Man ist dadurch in der Lage, die Härtetiefe durch die Wahl der Härtetemperatur zu regeln, da man bei höherer Temperatur nicht wie bei unlegierten Stählen Überhitzung befürchten muß.

¹ Arch. Eisenhüttenwes. August 1932/33 S. 24/34.

IV. Warmformgebung.

Die Formgebung in der Wärme ist gegenüber der Formgebung in der Kälte dadurch erleichtert, daß die Festigkeit des Stahles bei höheren Temperaturen weitaus geringer wird. Als sehr wichtiger Umstand kommt noch hinzu, daß bei höheren Temperaturen die zertrümmerten Kristallkörner in außerordentlich kurzen Zeiten rekristallisieren und dadurch eine Verfestigung mit fortschreitender Verformung nicht eintritt. Bei sehr großen

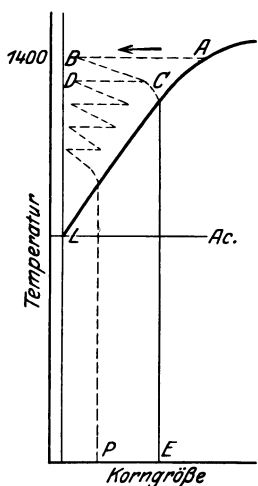


Abb. 28. Schematische Darstellung der Korngrößenänderung beim Schmieden. Nach Howe.

Verformungsgeschwindigkeiten kommt allerdings die Rekristallisation nicht nach. Es ist dies der Grund, warum Stähle bei rascher Verformung leichter reißen als bei langsamer. Auch steht man allgemein auf dem Standpunkt, daß höher legierte Stähle nicht nur wegen ihrer größeren Warmfestigkeit, sondern auch wegen ihrer geringeren Rekristallisationsgeschwindigkeit schwerer verformbar sind.

Howe¹ macht den Versuch, den Verlauf der Kornänderung bei einer Verformung, die aus mehreren Einzelvorgängen besteht, schematisch in Schaulinien darzustellen und vor allem Korngröße und Endtemperatur in Beziehung zu bringen (Abb. 28).

Die nach links verlaufenden waagerechten Linien, wie $A-B$ und $C-D$, bedeuten die Kornverkleinerung bei der Verformung. Die Temperatur bleibt während der Verarbeitung annähernd gleich. Die nach rechts verlaufenden Linien, wie $B-C$, bedeuten die Rekristallisation während der Abkühlung bis zur nächsten Streckung. E wäre die Korngröße, wenn die Bearbeitung bei G aufgehört hätte und P die Korngröße, wenn die Bearbeitung bei G aufgehört hat. Auf $A-L$ liegen die Korngrößen, über die hinaus auch bei langem Verweilen auf Temperatur, kein weiteres Wachstum auftritt.

Die Darstellung Howes berücksichtigt dabei etwa eintretende Umwandlungen nicht. Wenn z. B. das Schmieden oder Walzen im γ -Gebiet begonnen und zu Ende geführt wird, so kann durch

¹ Iron Steels Alloys S. 263.

Umwandlung in das α -Gebiet bei entsprechender Abkühlung das Gefüge verfeinert werden, ein Vorgang, der beim Normalglühen schon beschrieben wurde.

Lag die Bearbeitungstemperatur unterhalb der Linien *G O S E* (Abb. 1), so wird der Zementit mitgestreckt und als Zeilen im abgekühlten Werkstoff sichtbar sein; Ferrit rekristallisiert erst unter 700° so langsam, daß er gestreckt bleibt (s. S. 53). Bei stärker übereutektoiden Stählen wird es aber nicht möglich sein, die Endtemperatur im Gebiet der festen Lösung zu halten, da sie sonst zu hoch wäre und grobes Korn zur Folge hätte. Bei einem Stahl mit z. B. 1,4 vH Kohlenstoff ist erst über 1000° der ganze Zementit gelöst, das ist eine Temperatur, die als Endtemperatur zu hoch wäre, daher wird in diesem Falle der bei Endschmiedetemperatur schon abgeschiedene Zementit beim Schmieden wie ein Fremdkörper gestreckt und Zeilenanordnung wird nicht zu vermeiden sein. Noch ausgeprägter wird die Zeilenanordnung durch Schmieden von Ledeburistählen. Bei diesen ist Zeilenbildung unter keinen Umständen zu verhindern, da Lösung des Ledeburits erst beim beginnenden Schmelzen eintritt, wo kein Schmieden mehr möglich ist.

Bei der Warmformgebung in der Praxis sind folgende Gesichtspunkte zu beachten: Das langsame Anwärmen, das Durchwärmen, die Haltezeit, die richtige Anfangs- und Endtemperatur beim Walzen und Schmieden und die Abkühlung daraus.

Das Anwärmen muß besonders bei legierten Stählen wegen der schlechten Wärmeleitfähigkeit langsam geschehen, da sonst leicht Spannungsrisse entstehen können. Wie bei der Warmverarbeitung überhaupt sind auch hier unverschmiedete Blöcke empfindlicher als schon vorverarbeitetes Halbzeug.

Von besonderer Wichtigkeit ist die Schmiedetemperatur und die Haltezeit auf Temperatur. Hohe Temperatur und längere Haltezeit sind erforderlich, um den Stahl in seinem Gefüge auszugleichen und Seigerungen möglichst zum Verschwinden zu bringen. Besonders wichtig ist dies bei Blöcken, wo hohe Temperatur und Haltedauer auch dazu beiträgt, etwa entstandene Lücken im Primärkorn zu verfestigen¹. Diese Regel ist für die Vermeidung von Stahlfehlern wie Flocken, Fasern und Innenrissen von grundlegender Bedeutung. Der Höhe der Erwärmungstemperatur wird eine Grenze

¹ Leitner: Stahl u. Eisen 1926 S. 525.

darin gesetzt, daß bei zu hoher Temperatur zu starker Abbrand eintritt, und der Stahl bei Überschreitung einer gewissen Temperaturgrenze bei der Warmverformung in Form von Querrissen reißt. Auch hier sind Blöcke empfindlicher als Halbzeug. Immer aber bleibt der Grundsatz bestehen, mit der Temperatur so hoch zu gehen, daß eben Kantenbrüche noch nicht eintreten. Es gilt dies aber nur für die Anfangsschmiedetemperatur. Die Endschmiedetemperatur muß niedriger sein, da sonst das Korn überhitzt bleibt und der Stahl spröde wird. Damit die hohe Anfangsschmiedetemperatur in ihrer Wirkung auf die Korngröße verschwindet, muß der Verformungsgrad zwischen der hohen Anfangs- und der niedrigeren Endschmiedetemperatur ein genügender sein, in der Regel mindestens 100⁰ betragen.

So wichtig hohe Anfangsschmiedetemperatur ist, so darf die Bedeutung einer nicht zu hohen Endschmiedetemperatur keineswegs übersehen werden. Schlechte Streckgrenze und Kerbzähigkeit bei Baustählen, grobes Zementitkorn bei Werkzeugstählen sind die Folgen von zu hoher Endschmiedetemperatur. Bei Werkzeugstählen gelingt es wohl, durch umständliche Wärmebehandlung den Schaden wieder gut zu machen, Vergütungsstähle hingegen bleiben auch nach doppelter Vergütung noch geschädigt. Bei ferritischen und austenitischen Stählen ist die Endschmiedetemperatur deshalb von erhöhter Bedeutung, weil diese Stähle keine Umwandlung haben und durch nachträgliche Wärmebehandlung kaum verändert werden können. In gewissen Fällen, z. B. bei Blattfederstahl-

Zahlentafel 7. Schmiedetemperaturen einiger Stähle.

Stahlgattung	Anfangs- temperatur Grad	End- temperatur ¹ Grad
Unlegierter Stahl 0,12 vH	1300	950
„ „ 0,4 vH	1200	850
„ „ 1,2 vH	1000	800
Chrom-Nickelstähle	1250—1300	850
Schneldrehstähle und Warmarbeitsstahl mit 8 bis 10 vH Wolfram	1200	900
Hochproz. Chromstähle 2 vH C, 12 vH Cr	1000	900
Riffelstähle 1,4 vH C, 5 vH W	1100	850
Ferritische rostfreie Chromstähle	1100	750
Austenitische Stähle	1200	900

¹ In Großeisenwalzwerken, wo es auf die Erzielung eines feinen Gefüges nicht so sehr ankommt, hält man diese Temperatur nicht immer ein.

walzung, wird niedrige Temperatur auch zur Erzielung der dort gewünschten Faser gewählt werden. Die Zahlentafel 7 gibt Anhaltspunkte über die zu wählenden Anfangs- und Endschmiedetemperaturen, wenn es sich nicht um Blöcke, sondern vorgeschmiedeten Werkstoff handelt. Bei Blöcken ist wegen der erwähnten Schwäche der Primärkorn Grenzen die Anfangstemperatur niedriger zu halten.

Mit Rücksicht auf ein feines Gefüge müßte das Abkühlen aus Schmiede- oder Walztemperatur an freier Luft und rasch geschehen. Diese Regel kann aber nur bei unlegierten oder schwach legierten Stählen empfohlen werden, weil höher legierte Stähle dadurch zu

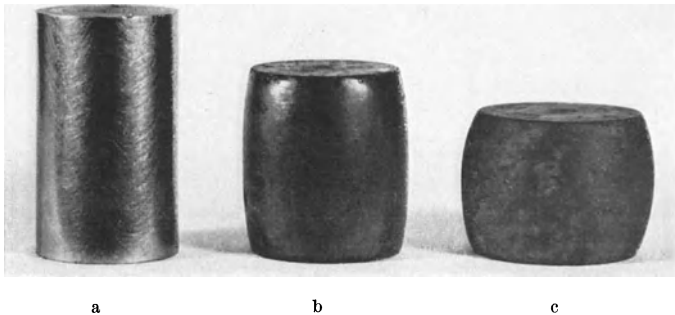


Abb. 29. Warmverformbarkeit verschiedener Kohlenstoffstähle unter gleichem Druck.
 $\frac{1}{2}$ nat. Größe.

a Probeform vor dem Stauchen, b Kohlenstoffstahl mit 0,10 vH C bei 1100° gestaucht,
 c Kohlenstoffstahl mit 1,0 vH C bei 1100° gestaucht.

große Härte annehmen und infolge Spannung dann leicht reißen. Für diese letzteren Stähle, z. B. schon für die genormten Chrom-Nickelstähle empfiehlt sich verlangsamte Abkühlung in Asche oder dergleichen.

Über den Verformungswiderstand der einzelnen Stähle wäre kurz etwa folgendes zu sagen. Was den Einfluß des Kohlenstoffgehaltes betrifft, so wird häufig angenommen, daß der Verformungswiderstand mit steigendem Kohlenstoffgehalt zunimmt¹. Versuche des Verfassers zeigen aber, daß dieser Satz nicht zu verallgemeinern ist; in einem bestimmten Falle zeigte sich sogar das Gegenteil. Es ergab sich, daß bei Anwendung eines Preßdruckes derselben Stärke (s. Abb. 29) sich ein Stahl bei 1100° mit

¹ Diese Meinung ist dadurch entstanden, daß man gewöhnt ist, harte Stähle bei niedriger und weiche bei höherer Temperatur zu schmieden.

1 vH Kohlenstoff stärker stauchen ließ als weicher Flußstahl. Grundsätzlich scheint das Gesetz zu bestehen, daß bei niedrigen Temperaturen, so lange der Kohlenstoff ganz oder teilweise ungelöst ist, die Verformung durch Kohlenstoffgehalt erschwert wird. Bei höheren Temperaturen hingegen, bei denen der Kohlenstoffgehalt sich gelöst befindet, ist der Verformungswiderstand bei kohlenstoffhaltigen Legierungen niedriger, offenbar deswegen, weil Legierungen dem Schmelzpunkt um so näher sind, je höher der Kohlenstoffgehalt ist.

Bei der rascheren Verformung mit dem Hammer ist der Stahl mit höherem Kohlenstoffgehalt gleich oder schwerer verformbar als der mit niedrigem. Es scheint, daß hier die Rekristallisationsgeschwindigkeit eine Rolle spielt¹.

Beachtenswert ist unstetige Änderung in die Verformungsfähigkeit beim Übergang von α - in γ -Eisen. So haben Houdremont und Kallen² nachgewiesen, daß weicher Flußstahl beim Übergang vom Eisengebiet schwieriger verformbar wird.

Alle Legierungselemente erhöhen die Warmfestigkeit, erniedrigen die Rekristallisationsgeschwindigkeit und erhöhen auch dadurch den Verformungswiderstand. Am schwierigsten verformbar sind die warmfesten hochprozentigen Chrom-Nickellegierungen, die Schnellstähle, die hochlegierten Chromstähle.

Die Veränderung der Eigenschaften des warm verformten gegenüber dem gegossenen Werkstoff beruht auf der Zertrümmerung der Primärkorngrenzen unter Streckung etwa vorhandener Primärkorngrenzenbestandteile und Verunreinigungen. Bezüglich der Veränderung der Eigenschaften ist zwischen Längs- und Querrichtung zu unterscheiden. In der Längsrichtung wird über ein gewisses Verformungsmaß hinaus der Stahl dieselben Eigenschaften haben, ganz gleich wie stark die Verformung ist. In der Querrichtung werden die Eigenschaften mit zunehmender Verformung noch verbessert, darüber hinaus aber häufig wieder verschlechtert. Eine übereinstimmende Ansicht über das Maß dieser Verformung besteht nicht. Als Anhalt möge gesagt werden, daß in der Streckrichtung zur Erzielung günstigster Eigenschaften mindestens vierfache Streckung vorhanden sein muß, in der Querrichtung dürfte der günstigste Verformungsgrad zwischen 3- bis 4facher Streckung liegen.

¹ Werkstofftagung 1927. Stahl u. Eisen als Werkstoff Bd. 1 (1928) S. 56/57.

² Stahl u. Eisen 1925 S. 1936.

V. Kaltverformung — Rekristallisation.

Bei der Warmverformung wachsen die zertrümmerten Kristalle sofort wieder nach allen Seiten gleichmäßig, so daß man im warmverformten Werkstoff von einer Streckung oder Zertrümmerung nichts mehr merkt. Je mehr man nun mit der Verformungstemperatur heruntergeht, desto langsamer rekristallisieren die zertrümmerten Kristalle, bis man schließlich in einen Bereich gelangt, bei dem die Kristallstreckung und Zertrümmerung erhalten bleibt. Man spricht dann von Kaltverformung. Die Temperatur, bei der Kaltverformung aufhört und Warmverformung anfängt, ist nicht scharf abgegrenzt und es bestehen alle Übergänge zwischen völlig zertrümmerten und wieder rekristallisierten Kristallen.

Man wird bei Stahl unterhalb 400° zweifellos von Kalt- und oberhalb 700° von Warmverformung sprechen. In den dazwischen liegenden Temperaturbereichen entstehen Übergangszustände, je nach der Dauer der Erwärmung und der Rekristallisationsfähigkeit des Stahles.

Durch die Kaltverformung tritt ein Härterwerden, die sogenannte Kalthärtung des Stahles ein. Gleichzeitig mit der Zunahme der Festigkeit und Härte nimmt die Dehnung ab, der Stahl wird spröde. Ein weiteres Kennzeichen des Sprödewerdens ist, daß sich die Streckgrenze der Festigkeit nähert und mit ihr bei etwa 20 vH Verformung fast zusammenfällt. In welchem Maße sich weicher Stahl in Abhängigkeit vom Verformungsgrad verfestigt, ist aus der Zahlentafel 8¹ zu ersehen.

Zahlentafel 8.

Änderung der Festigkeitseigenschaften eines weichen Stahles durch Kalthärtung infolge von Streckung (Meyer).

Streckung des Stahles $\frac{l-l_0}{l_0} \cdot 100$ vH	Querschnitts- verminderung $\frac{Q_0-Q}{Q_0} \cdot 100$ vH	Streck- grenze kg/mm ²	Zug- festig- keit kg/mm ²	Brinell- härte H5/300/30 B. E.	Dehnung vH
—	—	27	40	134	28
5	4,8	42	48	165	10
20	16,7	50	52	180	4
50	33,3	58	60	196	3,5
100	50	64	65	215	3
200	66,6	70	72	—	2
500	83,4	75	76	—	1,5
1000	90,9	89	90	—	1

¹ Aus Werkstoff-Handb. Stahl u. Eisen E 21.

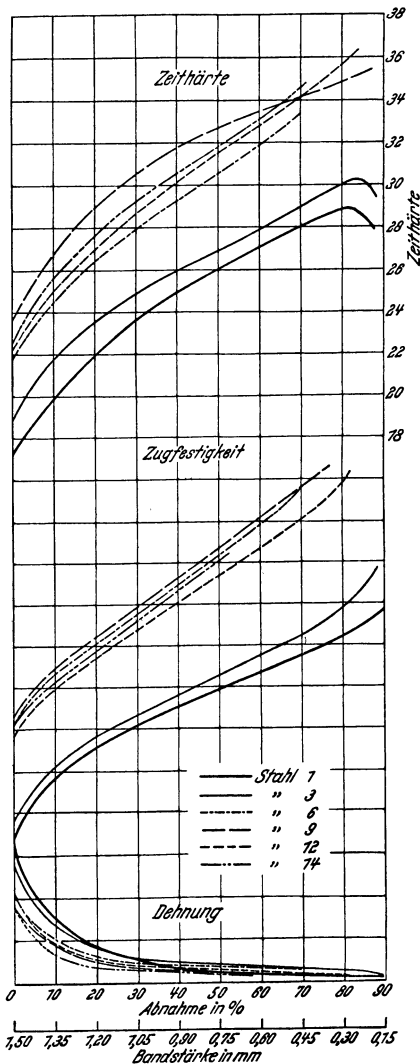


Abb. 30. Zugfestigkeit, Dehnung und Zeit-
härte von Bandstählen verschiedenen Kohlen-
stoffgehaltes in Abhängigkeit von der Ab-
nahme (Gefüge: körniger Zementit).

Um den Stahl besser verformen zu können, hat man mit

¹ Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 3 (1929/30) S. 223 bis 231. Stahl u. Eisen 1929 S. 1551 (Pomp u. Pöllein).

Die Kaltverformung ist in Form von Ziehen, Walzen von Blechen und Bändern ein wichtiger Arbeitsvorgang. Die dabei auftretende Kalthärtung ist meist unerwünscht und wird oft durch Glühen wieder beseitigt. In Ausnahmefällen, z. B. bei dem noch zu besprechenden „Bleihärten“ oder „Patentieren“, ist die Kalthärtung erwünscht. Jeder Stahl verträgt die Kalthärtung nur bis zu einem gewissen Grad, darüber hinaus bricht er. Das Maß der Kaltverformbarkeit ist von Zusammensetzung und Gefügestand, also im allgemeinen von den Festigkeitseigenschaften abhängig. Je geringer die Festigkeit, desto größer die Dehnung, desto größer die Kaltverformbarkeit. Abb. 30¹ gibt nach Pomp und Pöllein die Kalthärtung von Stahlbändern verschiedenen Kohlenstoffgehaltes von 0,09, 0,29, 0,65, 0,9, 1,14, 1,44 vH bei 0,04 Silizium, 0,28 vH Mangan wieder.

Die Stähle waren dabei zur leichteren Kaltverformbarkeit auf kugeligem Zementit gegläht worden.

Erfolg versucht, ihn während der Verformung auf Temperaturen bis 300° zu erwärmen. Selbst Erwärmung auf 50° macht sich schon in günstiger Weise bemerkbar. Die erste Angabe hierfür rührt von Pomp¹ her, der vorschlug, 4 vH Siliziumstahl bei 50 bis 200° zu walzen. Es hat sich später herausgestellt, daß alle Stähle sich in diesem Temperaturbereich leichter verformen lassen, so z. B. ist dieses Verfahren bei der Kaltverarbeitung rostfreien Stahles mit Erfolg angewandt worden. Einen wichtigen, noch nicht studierten Einfluß üben bei der Kaltverformung die Ausscheidungshärtungsvorgänge aus, die in unbeabsichtigter und unbeherrschbarer Weise den Stahl härter und spröder und weniger verformbar machen können. Die Ausscheidungshärtungsvorgänge spielen hier um so mehr eine Rolle, als sie durch die Kaltverformung begünstigt werden. Um die Kaltverformbarkeit zu erhöhen, ist von Hohage und Rollett² vorgeschlagen worden, hochlegierte Stähle, z. B. Schnellstähle, vor dem Kaltwalzen zwischen 550 bis 750° in Wasser abzuschrecken und die Zähigkeit zu erhöhen. Es beruht dies sicherlich auf der Unterdrückung eines Ausscheidungshärtungsvorganges. (S. 24.)

Ein besonderer in das Gebiet der Kaltverformung gehörender Vorgang ist das „Bleihärten“ oder Patentieren von Drähten. Um höchste Festigkeit des Drahtes zu erreichen, schreckt man ihn vor dem Ziehen in einem heißen Bleibad ab. Durch diese Härtung im heißen Bad wird das Gefüge sorbitisch und der Stahl ist noch ver-

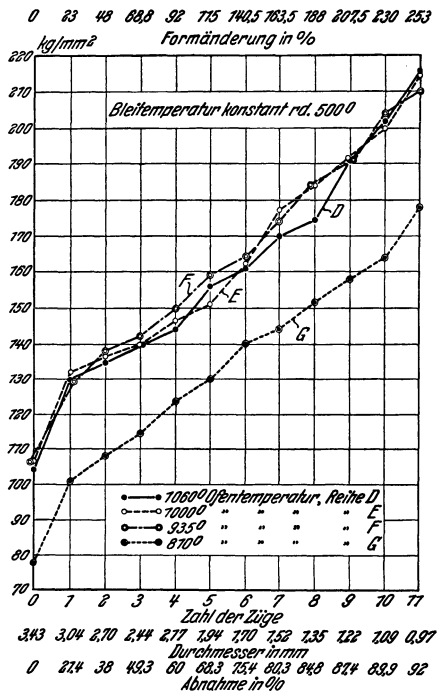


Abb. 31. Festigkeitsänderungen eines Stahles mit 0,6 vH C durch Abschrecken in heißem Bleibad und nachfolgendem Kaltziehen. Nach Pomp und Lindeberg.

¹ Stahl u. Eisen 1924 S. 1696.

² Stahl u. Eisen 1929 S. 1519.

Zahlentafel 9. Härtesteigerung verschiedener Stähle nach gleicher Kaltverformung.

Stahl	Chem. Zusammensetzung in vH			Härte der Oberfläche in Brinell-Einh. ¹		Härte-zunahme in Brinell-Einh.
				vor der Verformung	nach der Verformung	
1	0,45 C	0,20 Si	0,70 Mn	185 BH	276 BH	91 BH
2	0,85 C	0,20 Si	0,25 Mn	179 BH	283 BH	104 BH
3	1,10 C	0,20 Si	0,20 Mn	190 BH	296 BH	106 BH
4	1,2 C	0,20 Si	13 Mn	195 BH	448 BH	253 BH
5	0,16 C	0,70 Cr	3,50 Ni	198 BH	290 BH	92 BH
6	0,30 C	0,50 Cr	1,50 Ni	210 BH	313 BH	103 BH
7	0,35 C	1,25 Cr	4,45 Ni	216 BH	333 BH	117 BH
8	0,10 C	14 Cr	— Ni	205 BH	318 BH	113 BH

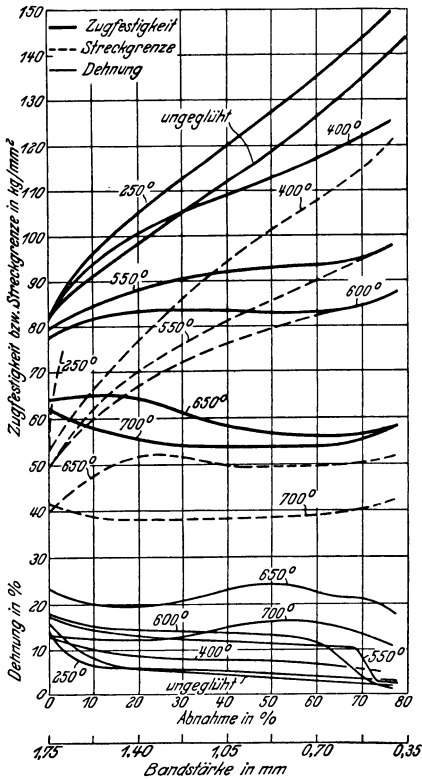


Abb. 32. Eigenschaftsänderungen eines kaltgewalzten Bandstahles mit 0,65 vH C, 0,28 vH Mn durch Glühen. Nach Pomp und Pöllein.

formbar. Als Beispiel, welche Festigkeiten in Abhängigkeit vom Ziehgrad erreicht werden können, sei aus einer Arbeit von Pomp und Lindeberg (Abb. 31)² angeführt. Diese Abbildung zeigt das Verhalten eines Stahles mit 0,6 vH Kohlenstoff.

Zahlentafel 9 gibt Anhaltspunkte über die Kaltverformung verschiedener Stähle durch denselben Verformungsgrad.

Wenn man den Stahl auf Temperaturen über 500° erwärmt hat, so geht die Kaltverformung dadurch, daß Rekristallisation eintritt, allmählich verloren. In der Abb. 32³

¹ Ermittelt durch Rockwell-Härteprüfung.

² Stahl u. Eisen 1930 S. 1464.

³ Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch., Bd. 11 (1929) S. 182.

geben Pomp und Pöllein ein Beispiel, in welcher Weise die Erweichung eintritt.

Bemerkenswert ist, daß bei 250° zunächst eine Verfestigung zu bemerken ist.

Mit der Erwärmung kalt verformten Stahles laufen aber noch zwei Erscheinungen parallel, die unerwartete Schwierigkeiten bringen können, nämlich das Altern und die grobe Rekristallisation. Das Altern ist ein in ihren Einzelheiten noch nicht geklärte,

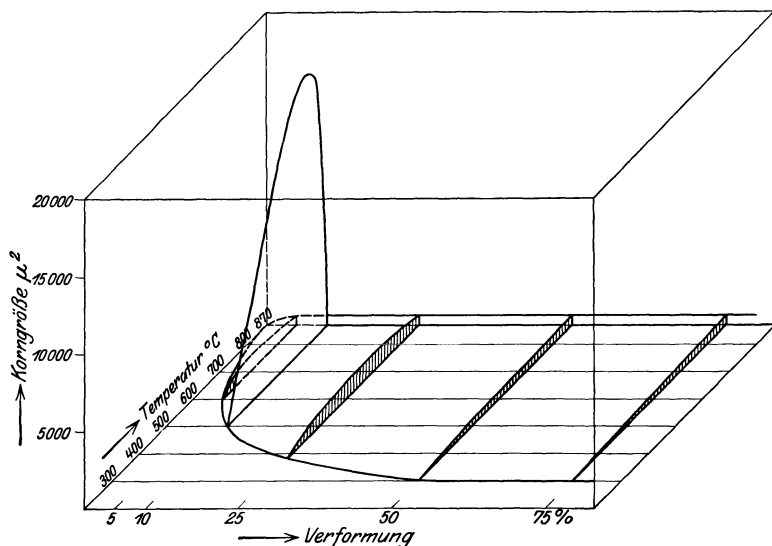


Abb. 33. Rekristallisationsdiagramm von Kruppschem Weicheisen 0,08 vH C, 0,13 vH Mn, 0,02 vH Si, 0,002 vH P, 0,035 vH S. Nach Oberhoffer u. Jungbluth.

aber jedenfalls auf Ausscheidungen beruhender Vorgang. An der Ausscheidung nehmen sicherlich Nitride, wahrscheinlich auch Oxyde und Karbide teil. Wie früher erwähnt, werden diese Ausscheidungen durch Kaltverformung außerordentlich begünstigt. Es bedarf einer Erwärmung auf 700° und darüber, um alterungspröden Stahl wieder zäh zu machen. Die Stähle sind in Abhängigkeit von ihrer Erzeugung, insbesondere von der Entstickung und Desoxydation gegen Alterung verschieden empfindlich¹.

Die zweite Erscheinung ist die, daß unter gewissen Verhältnissen die kalt verformten Kristalle nicht wieder zu Kristallen

¹ Fry: D.R.P. 566584, 545166, 575001.

normaler Größe wachsen, sondern außergewöhnlich grob werden können. Die Bedingungen hierfür sind bei weichem Flußstahl: ein kritischer Verformungsgrad von 7 bis 10 vH und eine kritische Glüh­temperatur von 740 bis 850⁰¹.

Oberhoffer und Jungbluth gaben das Rekristallisations­schaubild eines Stahles mit 0,08 vH C, 0,13 vH Mn (Abb. 33)².

Man bemerkt das außergewöhnliche Anwachsen der Korngröße nach einer Verformung von 5 bis 10 vH und einem Glühen zwischen 750 bis 850⁰. Mit dem groben Korn ist Sprödigkeit verbunden.

Es ist interessant, daß man von chemisch reinem Eisen Grund hat anzunehmen, daß es keinen Höchstwert der Korngröße im Bereich der kritischen Verformung hat.



Abb. 34. Grobes Rekristallisationskreuz bei einem ferritischen Chromstahl. Nat. Größe.

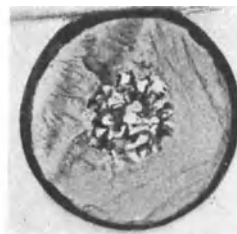


Abb. 35. Stahl mit 1 vH C, 1 vH W mit grobem Kern durch Rekristallisation. Nat. Größe.

Es taucht die Frage auf, wie sich andere Stahlegierungen außer weichem Eisen in bezug auf die grobe Rekristallisation verhalten. Hierzu kann gesagt werden, daß die Neigung hierzu bei allen Eisenlegierungen besteht, daß aber bei solchen mit höherem Kohlenstoffgehalt durch die Karbidgebilde dem Wiederwachsen der Kristalle ein Ziel gesetzt wird. Aber auch hier kann man grobe Rekristallisation erreichen, wenn das Karbid in Form kugeligen Zementits zugegen ist und man knapp unterhalb A_{c_1} , etwa bei 720⁰ glüht, wo eben schon Neigung zur Grobkornbildung vorhanden ist und der Stahl noch nicht ins Umwandlungsgebiet kommt. Ferritische Stähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt oder austenitische, die ihn in Lösung enthalten, rekristallisieren etwa unter

¹ Siehe Körber: Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforschg. 1923 S. 31/48; Stahl u. Eisen 1923 S. 1080. S. auch Oberhoffer u. Oertel: Stahl u. Eisen 1924 S. 560.

² Aus Stahl u. Eisen 1921 S. 1153.

denselben Bedingungen grob wie weicher Flußstahl. Als Beispiel seien angeführt der 4 vH Siliziumstahl für Dynamobleche und der rostfreie Chromstahl (18 vH Chrom, 0,10 vH Kohle) als ferritische Stähle und der rostfreie austenitische Chrom-Nickelstahl. Bei weichem Flußstahl und anderen Stählen, die umwandlungsfähig sind, also A_3 -Punkte haben, werden die groben Kristalle durch Erwärmen in den γ -Bereich und Abkühlen, also durch Normalglühen entfernt. Bei Stählen ohne Umwandlung, den austenitischen und ferritischen gelingt die Beseitigung der groben Kristalle durch bloße Wärmebehandlung nicht, sondern nur durch Warmverformung oder Kaltverformung mit nachfolgender Rekristallisation.

VI. Allgemeines über die Wirkung der Legierungselemente.

Wever¹ hat diese Frage vom Standpunkt des Atom-
aufbaues studiert. Es zeigt sich die außerordentlich interessante

	I		II		III		IV		V		VI		VII		VIII		
	a	b	a	b	a	b	a	b	a	b	a	b	a	b	a	b	
I													1H			2He	
II	3Li ▲		4Be ●		5B ○		6C □		7N ■		8O		9F			10Ne	
III	11Na ▲		12Mg ▲		13Al ●		14Si ●		15P ●		16S ○		17Cl			18Ar	
IV	19K ▲		20Ca ▲		21Sc		22Ti ●		23V ●		24Cr ●		25Mn ■		26Fe	27Co ■	28Ni ■
		29Cu □		30Zn □		31Ga		32Ge ●		33As ●		34Se		35Br		36Kr	
V	37Rb ▲		38Sr ▲		39Y		40Zr ○		41Nb ●		42Mo ●		43Tc		44Ru ■	45Rh ■	46Pd ■
		47Ag		48Cd ▲		49In		50Sn ●		51Sb ●		52Te		53I		54X	
VI	55Cs ▲		56Ba ▲		58Ce ○		72Hf		73Ta ●		74W ●		75Re		76Os ■	77Ir ■	78Pt ■
		79Au □		80Hg ▲		81Tl ▲		82Pb ▲		83Bi ▲		84Po		85-		86Rn	
VII	87-		88Ra ▲		89Ac		90Th		91Pa		92U						

Abb. 36. Die Legierungselemente des Stahles im periodischen System nach ihrer Legierungswirkung gekennzeichnet. Nach Wever.

Gruppenbildung in Abhängigkeit von der Stellung im periodischen System. Die Abb. 36¹ gibt das Ergebnis dieser Untersuchungen wieder. Man unterscheidet hiernach gemäß der Veränderung, die auf die Haltepunkte eintritt, 4 Gruppen.

¹ Arch. Eisenhüttenwes. 1928/1929 S. 739/748; Stahl u. Eisen 1929 S. 839.

Die erste Gruppe, zu der Mangan, Kobalt, Nickel gehören, durch welche Elemente der A_3 -Punkt gesenkt wird und die A_4 -Umwandlung ansteigt. Es entstehen auf diese Weise Zustandsschaubilder mit erweitertem γ -Feld, als dessen Vertreter das Zustandsschaubild Eisen-Nickel gelten kann (Abb. 37).

Im Gegensatz hierzu verengen die Elemente Aluminium, Silizium, Phosphor, Titan, Vanadin, Chrom, Molybdän, Wolfram, Tantal, Zinn, Antimon, Beryllium den Gammabereich dadurch, daß A_4 gesenkt und A_3 gehoben wird. Auf diese Weise entstehen über einen bestimmten Legierungsgehalt hinaus Stähle, die bei allen Temperaturen ferritisch bleiben und die Umwandlungsfähig-

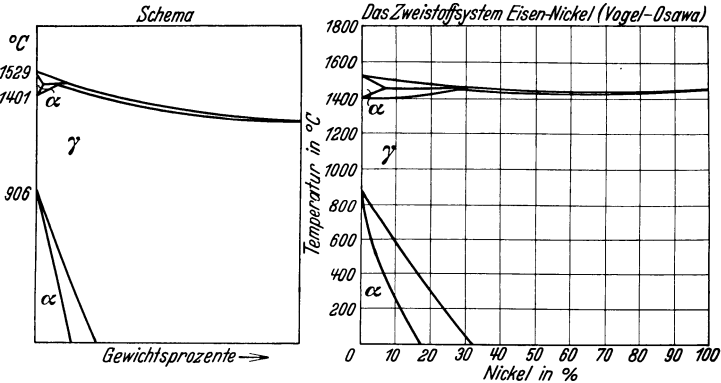


Abb. 37. Beispiel eines Systems mit offenem γ -Feld nach Wever.

keit verloren haben. Kennzeichnend hierfür ist das Zustandsschaubild Eisen und Chrom (Abb. 38).

Die Gruppe Kohlenstoff und Stickstoff, Kupfer, Zink, Gold, zeichnet sich dadurch aus, daß auch hier zunächst A_4 erhöht und A_3 erniedrigt wird. Es entstehen aber bei weiterem Legierungszusatz und bei niedrigen Temperaturen nicht wie bei der ersten und zweiten Gruppe homogene Legierungen, sondern heterogene Systeme. Als Hauptvertreter dieser Gruppe gilt das System Eisen-Kohlenstoff.

Die letzte Gruppe, die des Bors, Zirkons, Cers und Schwefels, hat einen ähnlichen Aufbau wie die vorige Gruppe, also heterogene Verbindungen mit dem Unterschied aber, daß das γ -Feld außerordentlich verengt ist. Beispiel eines solchen Zustandsschaubildes ist das System Eisen-Bor (s. S. 156).

Durch Hinzutreten eines dritten Elementes werden die Verhältnisse stark verändert und oft unübersichtlich. Als drittes Element tritt natürlich meist der Kohlenstoff auf. Dieser verstärkt bei der ersten Gruppe die Wirkung, hilft also das γ -Gebiet erweitern. In der Chrom- und Siliziumgruppe wirkt Kohlenstoff der Ferritbildung entgegen. Bei den übrigen zwei Gruppen ist der Einfluß des Kohlenstoffs unübersichtlich.

Für die praktischen Eigenschaften der Legierungen ergeben sich daraus etwa folgende Grundsätze: Die Legierungen der Gruppe I ergeben bei höheren Gehalten die austenitischen Stähle, die mit ihren allgemeinen Eigenschaften, Unmagnetisierbarkeit,

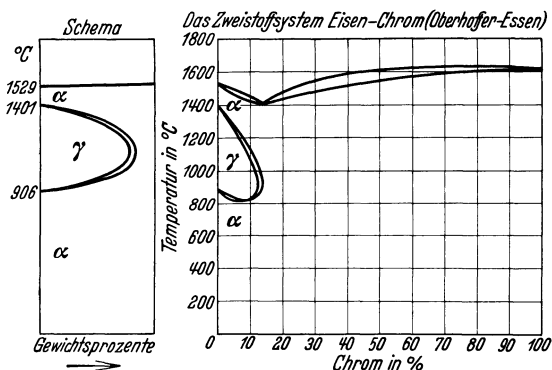


Abb. 38. Beispiel eines Systems mit geschlossenem γ -Feld.

Zähigkeit und niedriger Streckgrenze gekennzeichnet sind. Die bekannten austenitischen Mangan- und Nickelstähle sind die Vertreter dieser Gruppe.

Als Vertreter der ferritischen Stähle mögen die Silizium- und Chromstähle genannt werden. Das bei diesen Stählen auftretende grobe Korn ist bei den Siliziumstählen erwünscht, sonst aber eine unangenehme Begleiterscheinung. Um den ferritischen Zustand zu erhalten, müssen diese Stähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt erzeugt werden. Diese Legierungen bilden, wenn man noch ein viertes Element, beispielsweise Titan, Kobalt, Nickel, hinzulegiert, ein noch lange nicht erschöpftes Feld für ausscheidungshärtbare Legierungen.

Die Gruppen 3 und 4 bilden, wie der Kohlenstoff, das Bor, der Stickstoff bilden die Legierungen der Abschreckhärtung, besonders

wenn sie aus dem Gammafeld abgeschreckt werden. Gleichzeitig können aber auch Ausscheidungshärtungsvorgänge stattfinden.

Allen Legierungen des Eisens, möglicherweise mit einziger Ausnahme des Kobalts, ist es gemeinsam, daß sie die Löslichkeit des Kohlenstoffs im Austenit verringern, also den *S*-Punkt des Eisen-Kohlenstoffschaubildes nach links verschieben. In bezug auf die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit läßt sich eine Einteilung nach den obigen Grundsätzen nicht treffen. Im allgemeinen wird die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit, wenn nicht sekundäre Umstände hinzutreten, erhöht. Es gilt dies von Legierungsmetallen verschiedener Gruppen in gleicher Weise, z. B. sowohl von Mangan und Nickel wie von Chrom und Silizium. Gewisse Elemente mit schwer löslichen Karbiden wie Wolfram, Molybdän und Vanadin erniedrigen die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit durch den sekundären Umstand, daß die Karbide ungelöst bleiben (s. S. 47). Sobald bei noch höheren Temperaturen völlige Lösung eintritt ist die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit kleiner und die Durchhärtung größer als bei Kohlenstoffstählen. Das einzige Element, das die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit auch unmittelbar erhöhen kann, ist das Kobalt¹: Dies aber auch bei gewissen Gehalten und nur dann, wenn kein weiteres Legierungsmetall zugegen ist.

Allgemein muß noch bemerkt werden, daß die Wirkung zweier Legierungsmetalle nicht additiv ist, und daß zwei Metalle zusammen stärker wirken, als die Summe des einzelnen erwarten läßt.

In bezug auf andere Eigenschaften können allgemeine Richtlinien schwer gegeben werden.

VII. Stähle nach Legierungselementen geordnet.

Kohlenstoffstähle.

Was Kohlenstoffstahl genannt wird, ist nie mit Kohlenstoff allein legiertes Eisen, sondern enthält absichtlich oder unabsichtlich eine Reihe anderer Bestandteile. So sind Schwefel und Phosphor fast immer ungewollte² Beimengungen. Silizium ist in den Erzeug-

¹ S. 94.

² Eine Ausnahme bilden Automatenstähle, wo höherer Phosphor- oder Schwefelgehalt zur Verbesserung der Bearbeitung erwünscht ist.

nissen, die „Edelstähle“ genannt werden, selten in einer geringeren Menge als 0,10 vH zugegen¹.

Mangan ist bei kohlenstoffreicheren Stählen in den meisten Fällen in der Menge von 0,2 bis 0,3 vH und bei kohlenstoffärmeren Stählen mit 0,4 bis 0,8 vH vorhanden.

Bezüglich des Siliziums und des Mangans ist es strittig, bis zu welcher Menge an diesen Bestandteilen man die Stähle noch als Kohlenstoffstähle oder schon als Mangan- oder Siliziumstähle zu bezeichnen hat. Soll eine Grenze gezogen werden, so wird sie stets willkürlich sein, jedoch können nach Ansicht des Verfassers Stähle mit mehr als 0,5 vH Silizium oder mehr als 0,8 vH Mangan nicht mehr als Kohlenstoffstähle gelten.

Der Einfluß des Kohlenstoffzusatzes zu Eisen ergibt sich zum größten Teile schon aus dem bisher in anderen Abschnitten Gesagten. Die wichtigste Eigenschaft des Kohlenstoffs ist, daß er die Festigkeit erhöht und den Stahl härtbar macht. Grenze der Härtbarkeit liegt je nach den Gehalten an Mangan und Silizium zwischen 0,3 und 0,5 vH Kohlenstoff.

Wendt gab nach Abb. 39 ein übersichtliches Schaubild über die Wirkung des Kohlenstoffgehaltes im Eisen auf die Festigkeitseigenschaften in normal geglühten, gehärteten und weich geglühten Zustand. Es handelt sich dabei um Stäbe kleinen Querschnittes.

Gehen wir zu den einzelnen Verwendungszwecken der Eisenkohlenstofflegierungen über, so finden wir, wenn wir von den weicheren zu den härteren fortschreiten, die folgenden hauptsächlichlichen Gebiete:

Das reinste Eisen ist das Elektrolyteisen; die Verwendung dieses Werkstoffes hätte auch wegen seiner Zähigkeit und wegen

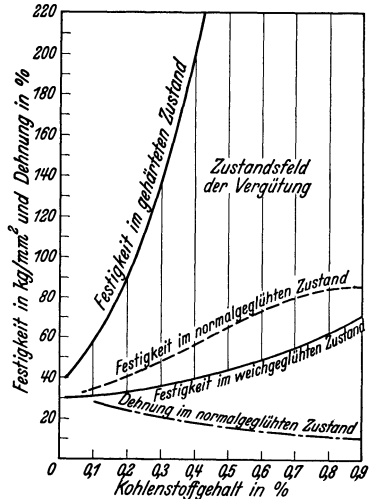


Abb. 39. Festigkeit der Kohlenstoffstähle bei verschiedener Behandlung.

¹ Bei unsilizierten, unruhig vergossenen Stählen, die aber nicht Edelstähle sind, ist der Siliziumgehalt meist nur in Spuren zugegen.

seiner verhältnismäßig großen Korrosionswiderstandsfähigkeit manche Vorteile. Bis jetzt sind seine technischen Erzeugungsverfahren aber noch unentwickelt, als daß es von Bedeutung wäre¹.

Der kohlenstoffärmste Stahl, der technisch in größerem Maßstab verwendet wird, ist das Sonderweicheisen oder, wie es in Deutschland allgemein genannt wird, das Armcoeisen².

Goerens und Fischer³ beschrieben seine Eigenschaften und Verwendungsmöglichkeiten. Für eine mittlere chemische Zusammensetzung von 0,057 vH Kohlenstoff, 0,97 vH Mangan, weniger als 0,01 vH Phosphor oder Silizium, weniger als 0,021 vH Schwefel geben sie folgende Festigkeitseigenschaften an:

20—23 kg/mm² Streckgrenze, 30—32 kg/mm² Bruchgrenze, 41—31 vH Dehnung, 80—77 vH Einschnürung.

W. F. Beck⁴ bringt folgendes Beispiel der Zusammensetzung: 0,013 vH C, 0,012 vH Mn, Spur Si, 0,005 vH P, 0,035 vH S.

Ausführliche Angaben über diesen Werkstoff, den man zwar nicht „Edelstahl“ nennen kann, der aber doch der Vollständigkeit halber hier angeführt ist, gibt Kenyon⁵ und Dupuy⁶. Stein⁷ gibt für das deutsche Erzeugnis folgende beispielsweise Zusammensetzung an: 0,015 C, 0,028 Mn, 0,005 Si, 0,03 S, 0,005 P, 0,05 Cu, sonst keine Begleiter in meßbaren Mengen. Das Armcoeisen ist infolge der geringen Beimengung fremder Bestandteile sehr zäh, rostträger als gewöhnlicher Stahl und hat aus demselben Grund auch stärkere magnetische Sättigung. Infolge seiner Reinheit (Mangan und Siliziumarmut) ist es auch als Schmelzeinsatz für Stähle mit niedrigem Mangan- und Siliziumgehalt, z. B. für die höherwertigen Werkzeugstähle, beliebt.

Über die Verwendung der Kohlenstoffstähle für **Einsatz und Vergütungszwecke** geben die Normen genügend Aufschluß (S. 198).

Für die verschiedensten Verwendungszwecke sind Kohlen-

¹ Kruppsche Mh. 1922 S. 139.

² Abkürzung für American Rolling Mill Company.

³ Kruppsche Monatsh. Jan. 1920 S. 5 bis 12; Stahl u. Eisen 1920 S. 690.

⁴ Chem. metallurg. Engng. Juni 1922 S. 968.

⁵ Stahl u. Eisen 1928 S. 1511 und Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Bd. 13 (1928) S. 240 bis 269 u. 335 bis 372.

⁶ Stahl u. Eisen 1929 S. 1269 u. Rev. Métallurg. Bd. 25 (1928) S. 637 bis 647.

⁷ Stahl u. Eisen 1929 S. 1269.

stoffstähle in allen Lagen in der Regel bis zu 1,5 vH Kohlenstoff in Verwendung und die Auswahl hierfür ist keinesfalls einheitlich. Als ungefähre Richtlinien können die folgenden Angaben dienen.

Verwendungszwecke und Kohlenstoffgehalt der Kohlenstoffstähle mit Mangangehalt von 0,4 bis 0,8 vH.

Bis 0,45 vH C. Scheren, Sichel, Gabeln, Messer, Rasseln, Schlitten und Führungen für verschiedene Maschinenteile, Pflugscharen, Schaufelflammen, Wellen, weichere Schlagleisten, Sägebügel, Schlittschuhe, Einsatzstähle für Achsen, Spindeln, Konnusse, Kraftwagen und Fahrradbestandteile, Armierungsteile, Preß- und Stanzteile, Moletten für Einsatzhärtung.

0,45 bis 0,55 vH C. Für Hämmer, Schlägel, Kohlenpicken, Sensen, Holzfräser, Scheren, Messer, Gabeln, Säbelklingen, Dolche, Federn für Ölhärtung, Bolzen, Steinbohrer, Spitzeneisen, chirurgische Instrumente, Schusterkneipen, Hackmesser, Holländermesser, Taschenmesser, Steigeisen, Stoßspiegel für Geschosse, Waffenstähle, Dynamowellen, billige Rasiermesser, Gleitschienen, Keile, Schweißstahl, Zirkelspitzen, Pinzetten, Sägeflammen, Dunggabeln für Wasserhärtung, Pflugbalken, Pflugscharen, Rollschuhe, Korkzieher, Maschinenteile, Zahnstangen.

0,55 bis 0,75 vH C. Für Poliermesser als Bandstahl für Piker-spindeln, als Waffenstahl, für Holländermesser, Walzenmesser, Bajonettklingen, Hämmer, Schlägel, Steinsägeblätter, Tragfedern für Ölhärtung, Federn für naturharte Anwendung, Holzhobeisen, Holzfräser, Holzsägen, Hammersättel, Steinbearbeitungswerkzeuge auf mittelhartes Gestein, Sägebandstahl.

0,75 bis 1,1 vH C. Für Haarschneidemaschinen, Feilen, Kugeln, Kugelmühl-Panzerplatten, Poliermesser, Roststäbe, Reckstangen für minder hoch beanspruchte, kleinere Warmwalzen, Aufbereitungs- und Brikettierungswerkzeuge.

Diese Stähle werden, sofern sie Werkzeugstähle sind, gehärtet, sofern sie Baustähle sind, einsatzgehärtet oder vergütet. Oft werden sie auch im schmiedeharten Zustand gebraucht.

Beispiele über Verwendungszwecke der Kohlenstoffstähle in Mangangehalten von 0,15 bis 0,3 vH.

0,55 bis 0,75 vH C. Kleinere Schermesser, schwere Schmied- und Satzhammer, Niethammer, Gesenke, Moletten.

0,75 bis 0,85 vH C. Große Schermesser, Meißel, Hämmer, andere schlagende Werkzeuge.

0,75 bis 0,95 vH C. Schrotmeißel, für Handhämmer, Schermesser, Lochstempel, Präge- und Preßmatrizen, Holzbearbeitungswerkzeuge, feine Scheren und Messerklingen.

0,95 bis 1,05 vH C. Räumnadeln, Steinbohrer, Körner, Gewindec Schneideisen, für zähe Gewindebohrer, Markierstempel auf Eisen und Stahl, Lochstempel.

1,05 bis 1,25 vH C. Loch- und Prägematrizen, Schnitte, Stanzen, Stempel, Münzstempel, Stiftenbacken und Messer, Kopfstempel für Stiftenmaschinen, Ziffernstempel, Markierhämmer, Kaltschlagwerkzeuge¹.

1,25 bis 1,5 vH C. Rasiermesser, Steinbohrer, Fräser und Fräsmesser, Mühlpiken, Kronhämmer, Feilenhauermeißel, Körner, Münzstempel.

Der Kohlenstoffgehalt kann in Ausnahmefällen bis gegen 3 vH ansteigen. Obwohl diese Eisenkohlenstofflegierungen, da sie über 1,7 vH Kohlenstoff enthalten, strenggenommen schon in das Gebiet der Roheisen fallen, müssen sie doch hier angeführt werden, weil sie wie andere Edelmstähle unter Aufwendung von entsprechender Sorgfalt hergestellt werden und trotz ihres hohen Kohlenstoffgehaltes schmiedbar sind. Der Hauptverwendungszweck der Stähle dieser letzten Gruppe sind Zieheisen.

Manganstähle.

Die Zustandsschaubilder der Systeme Eisen-Mangan und Eisen-Mangan-Kohlenstoff sind weniger erforscht als die entsprechenden des Nickels.

Das Verhalten des Mangans ist dem des Nickels in großen Zügen ähnlich. Das Mangan erniedrigt A_1 und erweitert dadurch das Gammafeld. Die Änderung ist bei den kleinen Gehalten ziemlich groß und dürfte etwa 10^0 für 1 vH Mangan betragen. Bei höherem Gehalt verringert sich die Wirkung. R. A. Hadfield² will z. B. bei einem 13 prozentigen Manganstahl A_1 bei 670 bis 608⁰ festgestellt haben, wobei aber zu bemerken ist, daß es bei diesen, nach normaler Abkühlung austenitischen Stählen, sehr schwer

¹ Dieser Stahl erfreut sich von allen Kohlenstoffstählen der vielseitigsten Anwendung.

² J. Iron Steel Inst. Bd. 98 (1913) S. 191.

hält, den A_1 -Punkt zu finden. Andere Untersuchungen, z. B. die von Krivobok, Larsen, Skinkle und Masters¹, die auch bei 2 bis 3 vH Mangan eher einen erhöhten als erniedrigten A_1 -Punkt feststellen, beweisen, daß darüber keine einheitliche Auffassung besteht.

Zahlentafel 10.

Haltepunkte und kritische Abkühlungsgeschwindigkeiten einiger Manganstähle nach Jellinghaus.

Mn vH	C vH	Er- hitzung	Erhitzung		Abkühlung		Untere kritische Geschwindigkeit	Obere kritische Geschwindigkeit
			A_1	A_3	A_3	A_1		
1,10	0,31	1	719	816	735	628	150	700
		2	709	813	738	626		
1,09	0,95	1	716	735	677	656	50	200
		2	711	729	660	634		
1,52	0,38	1	708	772	672	592	50	300
		2	709	782	693	602		
1,48	0,78	1	713	734	650	628	20	80
		2	707	728	636	608		

Die Umwandlungspunkte beim Abkühlen A_{r_1} und A_{r_2} werden bald herabgedrückt, so daß schon bei etwa 4 bis 5 vH Mangan und 0,3 vH Kohlenstoff die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit bei bloßer Luftabkühlung erreicht wird. Jellinghaus² gibt nach Zahlentafeln 10 und 11 die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit und die A_1 -Punkte verschiedener Manganstähle an.

Zahlentafel 11.

Kritische Abkühlungsgeschwindigkeiten der Manganstähle.

Bezeichnung	Mn	C	Untere kritische ° C/s	Obere Geschwindigkeit ° C/s
	vH	vH		
B	0,31	0,54	450	900
C	0,31	0,64	450	750
E	0,52	0,29	260	700
K	0,58	0,56	260	600
H	0,59	0,74	180	550
M	0,58	0,81	160	550
A	0,60	0,89	40	40
231	1,10	0,31	150	700
229	1,09	0,92	50	200
232	1,52	0,38	50	300
230	1,48	0,78	20	80

¹ Stahl u. Eisen 1928 S. 1136; siehe auch Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Bd. 75 (1927) S. 404 bis 433.

² Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforschg. Bd. XV Lief. 2 (1933) S. 18.

Bei weiterer Erhöhung des Mangangehaltes tritt, wenn nicht äußerst langsame Abkühlung vorliegt, überhaupt keine Umwandlung mehr ein und wir haben austenitische Stähle vor uns.

Es ergibt sich aus diesem Verhalten von selbst, daß bei normaler Luftabkühlung Stähle mit niedrigen Mangangehalten perlitisch, mit mittleren martensitisch und mit hohen austenitisch sind. Für die Einreihung in eine dieser Gruppen ist außer dem Mangangehalt auch der Kohlenstoffgehalt stark von Einfluß. Je höher er ist, desto niedriger braucht, um eine bestimmte Wirkung

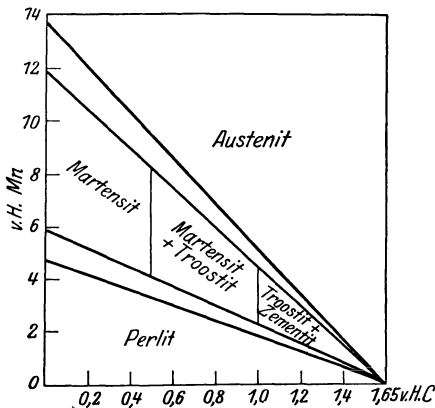


Abb. 40. Einteilung der Manganstähle.
Nach Guillet.

zu erzielen, der Mangangehalt zu sein. Aus der von Guillet¹ gegebenen Einteilung ist dies ersichtlich (Abb. 40). Beispielsweise ist ein Stahl mit 10 vH Mangan und 0,5 vH Kohlenstoff ebenso austenitisch wie ein Stahl mit 6 vH Mangan und 1 vH Kohlenstoff. Da die Manganstähle mit Rücksicht auf die Zugehörigkeit zu diesen drei Gruppen verwendet werden, ist für diese Stähle noch immer die Einteilung nach Guillet die zweckmäßigste.

Bezüglich der Guillet'schen Einteilung ist darauf aufmerksam zu machen, daß sie nur dann gilt, wenn die Stähle der Luftabkühlung unterliegen, die auch wieder nach der Größe des abzukühlenden Stückes verschieden wirkt. Durch schroffe Abkühlung gelingt es leicht, Stähle, die nach Guillet martensitisch sind, austenitisch zu machen. So wies zuerst Maurer² nach, daß ein Stahl mit 0,93 vH Kohlenstoff und 1,97 vH Mangan, der weit im Guillet'schen Martensitfeld liegt, durch Abschrecken aus 1050° im Wasser vollkommen austenitisch wird. Diese Entdeckung Maurers ist von größter Bedeutung für die Anschauung über das Wesen des Austenites und später für die Härtetheorie geworden.

¹ Alliages métalliques.

² Metallurgie 1909 S. 33.

Das Mangan verschiebt den Punkt *S* des Eisenkohlenstoffdiagramms nach links, so daß der Kohlenstoffgehalt des Perlits erniedrigt ist. Nach Maurer und Schmidt¹ hat ein Stahl mit 0,64 vH Kohlenstoff und 2,77 vH Mangan rein perlitisches Gefüge ohne Ferrit. Ebenso haben die Untersuchungen des amerikanischen Bureaus of Standards² ergeben, daß 1 vH Mangan den Kohlenstoffgehalt des Perlits von 0,85 auf 0,78 vH erniedrigt. Aall³ berechnet auf Grund rein theoretischer Erwägungen, daß bei 18,3 vH Mangangehalt überhaupt kein Perlit mehr vorhanden sein könne. Schafmeister und Zoja⁴ geben an, daß bei 1 vH Mangan der eutektoide Kohlenstoffgehalt 0,83 vH, bei 2 vH Mangan 0,77 und bei 3 vH Mangan 0,71 beträgt. Er nimmt mit wachsendem Mangangehalt stetig ab.

Über die Einhärtungstiefe sind auf S. 28 Angaben gemacht. Zu bemerken ist auch hier, die allgemeine gültige Erscheinung, daß zwei gleichzeitig vorhandene Legierungselemente stärker wirken als jedes allein für sich. Bei Manganstählen gilt dies besonders für Chrom, von dem schon geringe Zusätze die Einhärtung bedeutend verstärken.

Die Beständigkeit des Martensits gegen Anlassen und seine Warmhärte wird durch Mangan nicht so gefördert, wie etwa durch Wolfram. Gehärtete Manganstähle erweichen daher beim Anlassen bei nicht wesentlich höheren Temperaturen als Kohlenstoffstähle. Manganvergütungsstähle haben daher, um auf dieselbe Härte zu kommen, annähernd dieselben Anlaßtemperaturen wie Kohlenstoffstähle.

Eine für die Verwendung zu beachtende Eigenschaft ist die, daß die Manganstähle leichter ein fasersehniges Bruchaussehen haben wie die meisten anderen Stähle. Es dürfte dies damit zusammenhängen, daß Mangan im Stahlbad als Reinigungsmittel wirkt und Oxyde und vor allem Sulfide abscheidet, die sich im geschmiedeten oder gewalzten Zustand zu bildsamen Schlackenstreifen ausziehen und dadurch die fasersehnige Bruchausbildung hervorrufen.

¹ Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch. Bd. 2 (1921) S. 7.

² Papers Bureau of Standards 1923 Nr. 464.

³ Rev. Métallurg. Juli 1922 S. 370.

⁴ Stahl u. Eisen 1928 S. 312, siehe auch Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 1 (1927/28) S. 505 bis 510.

Zu den Eigenschaften der einzelnen Manganstähle übergehend, mögen zuerst die kohlenstoffarmen Eisen-Manganlegierungen betrachtet werden. Es zeugt von der geringeren Beachtung, die man dem Mangan gegenüber dem Nickelstahl geschenkt hat, daß diese Legierungen noch lange nicht so bekannt sind wie die des Nickels. Wohrmann¹ fand für eine Manganlegierung von 0,12 vH C und 30 vH Mangan eine Brinellhärte von 150 und bei einer Legierung von 0,07 vH C und 8 vH Mangan eine Brinellhärte von 390⁰. Erstere Legierung war unmagnetisch, die letztere magnetisch. Andere Untersuchungen² stellten fest, daß bei kohlenstoffarmen Legierungen bis zu 10 vH Mangan die Härte ansteigt und dann wieder abnimmt, was darin begründet ist, daß bis 10 vH der Höchstgehalt an Martensit besteht, der bei höheren Mangangehalten in Austenit übergeht.

Die Stähle der perlitischen Gruppe werden entweder für Vergütungszwecke gebraucht oder für Werkzeuge. Die höchst legierten Manganstähle der perlitischen Gruppe enthalten etwa 2 vH Mangan und bis zu 1 vH Kohlenstoff. Man gebraucht diese Stähle im voll gehärteten Zustand für Werkzeuge. Es besteht eine allgemeine Abneigung, das Mangan auch für Einsatzstähle heranzuziehen, so z. B. in den Normen DIN 1661 und 1662. Der Manganhöchstgehalt ist mit 0,5 vH begrenzt. Begründet wird dies damit, daß bei Zusatz von Mangan übermäßige Kornvergrößerung eintreten soll, eine Ansicht, die nicht vollkommen begründet ist. Nach Ansicht des Verfassers braucht man nicht so ängstlich zu sein, besonders dann nicht, wenn es sich um stärkere bemessene Teile handelt. In neuerer Zeit hat das Mangan als Legierungselement für Schweißdrähte, insbesondere für die elektrische Schmelzschweißung (s. S. 334), Bedeutung gewonnen dadurch, daß bei der Schmelzschweißung, insbesondere bei der Elektroschweißung, ein Desoxydationsmittel zugegen sein muß, als welches das Mangan wegen seiner Billigkeit mit Vorteil herangezogen wird. Damit sind die Eigenschaften der perlitischen Manganstähle im großen und ganzen gekennzeichnet.

Die martensitische Gruppe wird kaum verwendet, da solche Stähle schwer in einen gut bearbeitbaren Zustand zu bringen

¹ Stahl u. Eisen 1928 S. 665; Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Techn. Publ. Nr. 14, Sept. 1927.

² Iron Age Dez. 1928 S. 1499/1500.

sind. Sie können nur durch besonders langwierige Glühbehandlung vom martensitischen in einen troostitischen Zustand übergeführt werden.

An die martensitischen schließen sich die austenitischen Stähle an, für die ein weites Arbeitsgebiet gegeben ist und die weiter unten noch ausführlich besprochen werden sollen.

Aus der Reihe der Manganstähle sei eine Auswahl in Zahlentafel 12 gebracht.

Zahlentafel 12.
Beispiele über die Verwendung von Manganstählen.

	C	Mn	Verwendungszweck
1	0,4—0,6	0,7— 1,2	Warmgesenke, Ambosse
2	0,1—0,4	0,5— 2,5	Drähte für Schmelzschweißung
3	0,3—0,45	1,0— 1,8	Manganvergütungsstähle, Stahlformguß, Schienen, Radreifen
4	0,4—0,5	1,6— 2,0	Blattfedern, auf Abnutzung beanspruchte Teile im Bergbau und für Brikettierung
5	0,8—1,2	1,4— 2,0	Stehholzenbohrer, Gewindebohrer, Kaliber, Schnitte
6	0,9—1,4	10,0—15,0	Für Teile, die bei großer Zähigkeit große Widerstandsfähigkeit gegen Abnutzung aufweisen müssen, wie Schwalbungen für die Briketterzeugung, Baggerbolzen, Baggerbüchsen, als Stahlguß für Brikettierungsteile, Brechbacken, Brechringe, Spülversatzkrümmer, Herzstücke und Kreuzungsstücke für Weichen.

Zu 1. 0,4 bis 0,6 vH C, 0,7 bis 1,2 vH Mn. Dieser Stahl wird sowohl im gehärteten wie auch im naturharten Zustand verwendet.

Zu 2. 0,1 bis 0,4 vH C, 0,5 bis 2,5 vH Mn. Diese Manganstähle bilden den größten Teil der heute üblichen höherwertigen Elektroden für Verbindungsschweißung. Bei der Bemessung des Manganes muß davon ausgegangen werden, daß während des Niederschmelzens der größte Teil des Mangans abbrennt (s. S. 334 Schmelzschweißung). Auch für Gasschmelzschweißung werden Stähle dieser Zusammensetzung gebraucht.

Zu 3. 0,3 bis 0,45 vH C, 1 bis 1,8 vH Mn. Als einer der ersten befaßt sich Terenyi¹ mit den Manganvergütungsstählen, dessen Ergebnisse in gedrängtem Auszug, Zahlentafel 13, angeführt sind.

Die Glühtemperaturen waren 800 bis 900°, die Anlaßtemperaturen beim Vergüten in allen Fällen 600°. Die ersten drei Proben

¹ Stahl u. Eisen 1918 S. 567.

Zahlentafel 13. Festigkeitseigenschaften einiger Manganstähle in verschiedenen Zuständen nach Terenyi.

	C in vH	Mn in vH	roh			gegglüht			vergütet			
			Streckgr. in kg/mm ²	Festigkeit in kg/mm ²	Dehnung in vH	Streckgr. in kg/mm ²	Festigkeit in kg/mm ²	Dehnung in vH	Streckgr. in kg/mm ²	Festigkeit in kg/mm ²	Dehnung in vH	Härtetemper. in °C
1	0,4	0,75	40	45	23	41	47	22	57	64	17	900
2	0,4	1,50	63	73	14	58	65	18	68	80	13	850
3	0,4	1,95	74	83	11	69	72	17	77	89	12	830
									108	112	9	880
4	0,6	0,75	72	77	15	59	67	19	95	100	10	900
5	0,6	1,5	82	90	12	71	76	14	113	119	9	850
6	0,6	1,95	95	102	5	92	88	12	119	126	3	750

geben die Änderung der Eigenschaften mit steigendem Mangan-gehalt bei 0,4 vH Kohlenstoff wieder und die Proben 4 bis 6 zeigen das Verhalten bei 0,6 vH Kohlenstoff, wenn sich die Mangan-gehalte in demselben Maß wie vorhin ändern. Die angegebenen Glühtemperaturen gelten für das Normalglühen und nicht für das Weichglühen. Bemerkenswert ist bei Probe 3 der große Unterschied in den erzielten Eigenschaften zwischen dem bei 830 und 880° gehärteten Muster. Die Vergütung bei Probe 6 weist einen Dehnungswert auf, der einer zweckmäßigen Behandlung dieses Werkstoffes nicht entspricht; es ließe sich sicher eine Dehnung bis 7 vH erzielen, wahrscheinlich war die Härtetemperatur zu niedrig.

Krivobok, Larsen, Skinkle und Masters¹ finden bei Stählen mit steigendem Kohlenstoffgehalt und einem Mangan-gehalt von 2 vH Werte, wie sie in Zahlentafel 14 dargestellt sind.

Auffallend ist die hohe Härtetemperatur, die die Verfasser anwenden, bemerkenswert auch die niedrige Anlaßtemperatur im Verhältnis zu den Chrom-Nickelstählen, auf die bereits hingewiesen wurde.

Für diese Gruppe gibt Kothny² Werte an, wie sie in der Zahlentafel 15 zu finden sind.

Jerome Strauß³ befaßt sich ausführlich mit den Eigen-schaften der Manganvergütungsstähle und sucht nachzuweisen,

¹ Stahl u. Eisen 1928 S. 1136.

² Stahl u. Eisen 1919 S. 1346.

³ Stahl u. Eisen 1929 S. 258; Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Bd. 14 (1928) S. 1/26.

Zahlentafel 14.

Festigkeitswerte einiger Manganstähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt nach verschiedenen Wärmebehandlungen.

Zusammensetzung in vH			Härte- tempe- ratur	Anlaß- tempe- ratur	Streck- grenze	Festig- keit	Dehnung auf 2 Zoll = 50,799 mm Meß- länge vH	Ein- schnü- rung vH
C	Si	Mn	°C	°C	kg/mm ²	kg/mm ²		
0,12	0,29	2,16	880	565	52,1	64,0	29,5	70,8
0,155	0,07	1,64	880	565	45,8	59,6	25,5	72,5
0,12	0,51	1,46	930	565	50,5	66,8	28,0	69,0
0,205	0,44	1,64	930	565	39,0	52,1	29,0	75,7
0,275	0,10	1,97	880	430	100,5	118,5	11,5	36,6
0,22	0,38	2,50	880	430	103,1	119,8	11,5	43,6
0,22	0,38	2,50	990	430	102,2	125,6	12,5	41,1
0,20	0,13	2,38	1050	430	96,8	119,4	14,0	52,6
0,29	0,45	2,43	880	320	91,0	141,8	8,5	26,1
0,275	0,10	1,97	930	320	94,0	142,2	6,5	21,1
0,22	0,38	2,50	990	320	93,8	140,7	10,0	35,6
0,29	0,45	2,43	1050	320	87,5	146,7	12,5	43,6

Die Proben wurden $\frac{1}{2}$ Stunde auf Härtetemperatur gehalten, in Wasserabgeschreckt und 2 Stunden lang der jeweiligen Anlaßtemperatur ausgesetzt.

Zahlentafel 15. Festigkeitswerte eines vergüteten Manganstahles mit 0,37° C und 1,78 Mn nach Kothny.

Härte- temperatur in °C	Anlaß- temperatur in °C	Streckgr. in kg/mm ²	Festigkeit in kg/mm ²	Dehnung in vH	Ein- schnü- rung in vH
800	550	79	100	10,6	15
800	600	75	98	12,5	23
800	650	66	88	13,1	27
800	680	61	82	17,8	30

daß sie den Chrom-Nickelstählen nicht nachstehen. Es kann dies aber nach Ansicht des Verfassers nur dann gelten, wenn bei der Herstellung der Manganstähle besondere Maßnahmen ergriffen werden, wie Zusätze von Aluminium und Vanadin, um die Härteempfindlichkeit und Anlaßsprödigkeit zu beseitigen. Bestehen diese Voraussetzungen nicht, so stehen also die Manganstähle den Chrom-Nickelstählen nach.

Über Manganstahlguß hat Rys¹ wissenswerte Angaben gemacht.

¹ Stahl u. Eisen 1930 S. 423.

Zu 4. 0,4 bis 0,5 vH C, 1,6 bis 2 vH Mn. Ein großer Teil der in Deutschland hergestellten Kraftwagenfedern besteht aus diesem Werkstoff. Die Eigenschaften dieses Stahles sind in der Abb. 40a bei verschiedenen Anlaßtemperaturen gegeben¹.

Zu 5. 0,8 bis 1 vH C, 1,4 bis 2 vH Mn. Die mit der geringeren kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit und guten Durchhärbarkeit in Verbindung stehende regelmäßige Volumveränderung beim Abschrecken, die leicht erreichbare hohe Härte machen den Stahl für die genannten Werkzeuge gut brauchbar. Um den Nachteil der leichten Überhitzbarkeit zu beseitigen, fügt man diesen Stählen

meist Vanadin zu. Dabei ist ein Gehalt über 0,2 vH für diesen Zweck nicht nötig.

Zu 6. 0,8 bis 1,4 vH C, 10 bis 15 vH Mn. Der wichtigste Manganstahl ist wohl dieser austenitische. Es ist der Erinnerung wert, daß dieser wie mancher andere der meist verwendeten Edelmehle eine Erfindung war, die ein Ziel erreichte, das durch die Versuchsanordnung durchaus nicht beabsichtigt war. Hadfield² hatte bei den Versuchen, die zur Entdeckung dieses Stahles

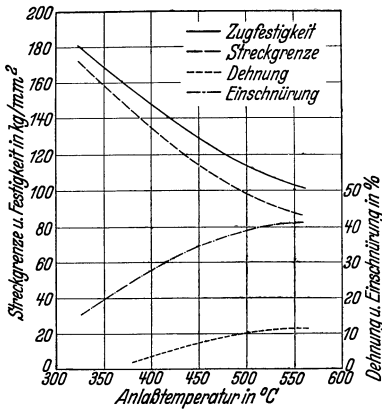


Abb. 40a. Vergütungsschaubild eines Mangan-Federstahles.

fürten, einen harten Stahl für schneidende Werkzeuge finden wollen und ist dabei mit dem Mangengehalt immer höher gegangen, bis er schließlich in den Austenitbereich kam. Dieser Stahl hat bei seinem Erscheinen großes Aufsehen erregt, da er die Stahleigenschaften dadurch umzukehren schien, daß er nach dem Abschrecken zäh und durch Glühen dagegen härter wurde. In unsere heutigen theoretischen Erkenntnisse fügt sich dieser Stahl natürlich vollkommen ein.

Der hohe Mangengehalt erniedrigt bei gleichzeitiger Anwesenheit einer gewissen Kohlenstoffmenge A_{r1} so weit, daß schon bei Luftkühlung größtenteils Austenit gebildet wird. Bei Abschreckung

¹ S. auch Houdremont: Stahl u. Eisen 1930.

² Iron Trade Rev. Juli 1922 S. 19.

oberhalb des Haltepunktes A_1 , also etwa bei 750° wird die Bildung von α -Eisen vollkommen unterdrückt. Bei dieser Temperatur bleibt noch ein großer Teil der Karbide ungelöst. Um genügende Zähigkeit des Stahles zu gewährleisten, wird er aus dem Gebiet der festen Lösung, etwa bei 950 bis 1000° abgeschreckt. Das Kleingefüge eines derartigen Stahles zeigt Abb. 41. Der in dieser Abbildung dargestellte Schliff ist mit Salpetersäure geätzt und läßt fast ungetrennten Austenit erkennen, während der mit Salzsäure geätzte Schliff, wie er auf Abb. 42 zu sehen ist, Zwillingbildung¹ aufweist. Trotz verschiedenen Aussehens veranschaulichen beide Abbildungen das Gefüge abgeschreckten Stahles. Bei Kaltverformung, auch schon bei sehr schwacher, kommen die Zwillinge leichter zur Ausbildung.

Durch Änderung der Abkühlungsgeschwindigkeit bekommt man alle Zwischenstufen vom reinen Austenit bis zu dem vollständig mit Spaltflächen durchsetzten martensitähnlichen Gefüge. Abb. 43 stellt das Gefüge eines aus hoher Temperatur an der Luft abgekühlten Stahles dar, wobei der Sekundärzementit Zeit hatte, sich abzuscheiden. Der dem Perlit entsprechende Zementit bleibt größtenteils gelöst, und es zeigen

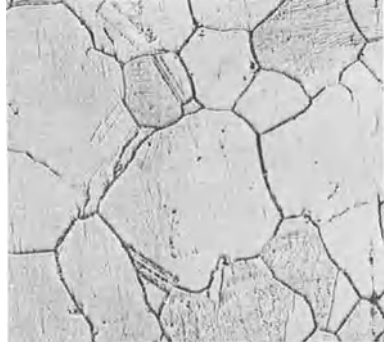


Abb. 41. Kleingefüge abgeschreckten hochprozentigen Manganstahles. Ätzmittel alk. Salpetersäure. $\times 200$.

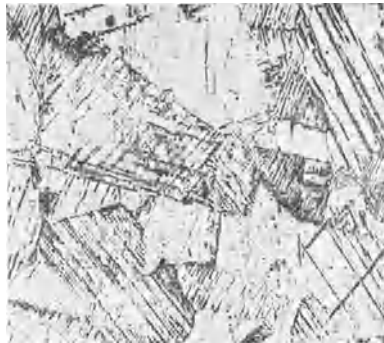


Abb. 42. Kleingefüge abgeschreckten hochprozentigen Manganstahles. Ätzmittel alk. Salzsäure. $\times 200$.

¹ Unter Zwillingbildung versteht man parallele Streifen, die innerhalb eines Polyeders gleich gerichtet sind, in den verschiedenen Polyedern aber verschiedene Richtung haben.

sich nur Anzeichen beginnender Karbidausscheidungen. — In Abb. 43a ist ein schon stark mit Spaltflächen¹ erfülltes Gefüge



Abb. 43. Kleingefüge rohen, normal abgekühlten hochprozentigen Manganstahles.
× 200.

Die Abscheidung des Karbides aus der festen Lösung so weit zu treiben, daß Perlit entsteht, ist nach Angaben Portevins dadurch

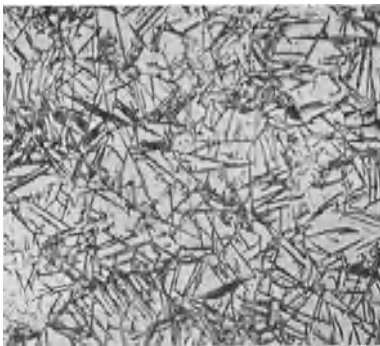


Abb. 43a. Kleingefüge sehr langsam abgekühlten, hochprozentigen Manganstahles.
× 200.

gelungen, daß er den Stahl von 1300° in einer Zeit von 75 Stunden auf 600° abkühlte. Ein so behandelter Stahl ist stark ferromagnetisch.

Durch Anlassen auf 500 bis 600° wird sowohl der abgeschreckte wie der rohe hochprozentige Manganstahl ferromagnetisch und nimmt bei genügend langem Halten auf 500 bis 600° nach und nach im großen und ganzen die Eigenschaften eines Stahles mit martensitischem Gefüge

¹ Wahrscheinlich sind die Spaltflächen durch Karbidabsonderungen hervorgerufen, die an diesen Spaltflächen liegen.

² Maurer: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. Bd. 1 S. 54.

wird sich von einem, vor dem Anlassen abgeschreckten (bei 1000°) dadurch unterscheiden, daß bei letzterem der netzförmig angeordnete Zementit fehlt.

Man kann verschiedener Meinung sein, auf welche Art sich der Übergang von dem weichen unmagnetischen in den harten magnetischen Zustand vollzieht. Früher glaubte man, daß es sich um einen bloßen Austenitzerfall durch Platzwechsel im Atomgitter handle. Neuere Untersuchungen machen es aber wahrscheinlich, daß bei den Temperaturen zwischen 500 und 700° Karbid ausfällt, wodurch die Grundmasse sowohl an Mangan wie an Kohlenstoff ärmer wird und gemäß dem Guilletschen Schaubild (s. Abb. 40) in das Martensitfeld rückt und härter wird. Die Ausscheidung des Karbids dürfte in Zwischenzuständen, bei denen das Karbid eine bestimmte, sogenannte „kritische Größe“ erreicht (s. S. 14), mit zur Härtesteigerung beitragen. Durch die neueren Erkenntnisse über die Ausscheidungshärtung ist es wahrscheinlich geworden, daß bei der Härtesteigerung durch Anlassen nicht allein Austenit-Martensitumwandlung in Frage kommt, sondern auch Karbidausscheidungshärtung. Es können also verschiedene Gefügebestandteile vorliegen und zwar durch das Anlassen unzersetzter Austenit, durch Karbidausscheidung martensitisch gewordene Gebiete und unter Umständen in der Nähe der Karbide durch starken Mangan- und Kohlenstoffzug sogar troostitische Bereiche.

Kaltverformung wirkt auf den abgeschreckten Stahl ähnlich wie das eben beschriebene Anlassen; auch dadurch wird γ -Eisen in α -Eisen übergeführt und die Härte vergrößert. Auch hier ist es zweifelhaft, ob Ausscheidungshärtung oder Umwandlung des Austenites in Martensit vorliegt.

Der austenitische Manganstahl hat außergewöhnliche physikalische Eigenschaften, die ihn in gewisser Hinsicht von allen anderen gebräuchlichen Stählen auszeichnen. Hadfield¹ fand bei seinen Versuchen Werte für abgeschreckten Stahl, wie sie aus der Zahlentafel 17 zu ersehen sind.

Diese von Hadfield gefundenen Werte lassen sich durch sorgfältige Behandlung noch übertreffen, und es ist möglich, bei dem in Zahlentafel 17 zuletzt genannten Stahl etwa 130 kg/mm² Festigkeit bei 80 vH Dehnung zu erzielen. Man sieht, daß die

¹ Proc. Amer. Soc. civ. Engr. 1887; Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Dez. 1923 S. 667; Stahl u. Eisen 1924 S. 698.

Werte mit steigendem Mangangehalt verbessert werden, während der Kohlenstoff innerhalb der Grenzen 1 bis 1,4 vH auf die Festigkeitseigenschaften des abgeschreckten Stahles ohne wesentlichen Einfluß ist. Leider ist dem Mangangehalt dadurch eine Grenze gesetzt, daß über ein bestimmtes Maß, etwa über 15 vH, die Warmverarbeitung schwierig wird. Neben der Erhöhung des Mangans hat man auch den Zusatz von Silizium, Chrom, Wolfram usw. in Gehalten bis etwa 3 vH vorgeschlagen, ohne daß dadurch wesentlich andere Erfolge erzielt werden als mit der Erhöhung des Mangangehaltes. Bemerkenswert bei diesem Stahl ist es, daß mit der Festigkeit auch die Dehnung steigt, während sonst Festigkeit und Dehnung im umgekehrten Verhältnis zueinander stehen.

Zahlentafel 16/17. Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften abgeschreckten hochprozentigen Manganstahles nach Hadfield.

C	Mn	Festigkeit in kg/mm ²	Dehnung in vH
1,10	12,60	84	27,3
1,10	14,48	99,4	37,4
0,85	14,01	105	44,4
1,24	15,06	95	31,—

Ein Kennzeichen für das ungewöhnliche Verhalten des austenitischen Manganstahles bei physikalischen Beanspruchungen ist die eigenartige Bildung der Einschnürung. Andere Stähle mit größerer Dehnung haben bekanntermaßen eine starke örtliche Einschnürung (Abb. 44), während der Stahl sich auf der ganzen Länge des Zerreißstabes gleichmäßig auseinander zieht und keine örtliche Einschnürung entstehen läßt. Die Abb. 45 erweist dieses Verhalten.

Die niedrige Streckgrenze macht diesen Stahl, wie häufig auch die anderen austenitischen Stähle, für viele Zwecke unverwertbar, da er schon bei verhältnismäßig geringer Beanspruchung dauernde Verformung erleidet. Er kann aber überall dort mit Vorteil gebraucht werden, wo größte Zähigkeit bei großer Festigkeit geboten ist und eine geringe dauernde Verformung mit in Kauf genommen wird, wie z. B. bei Baggerbolzen, Baggerbüchsen, Brechbacken für Erzbrecher u. dgl. Die große Zähigkeit verhindert das Ausbrechen kleiner und kleinster Teilchen. Ausgedehnte Verwendung findet dieser Stahl für Teile, die widerstandsfähig gegen Abreibung sein sollen, wie z. B. bei stark beanspruchten Schienenteilen, Herz-

stücken und scharfen Kurven. Für letzteren Verwendungszweck, wie für die oben genannten Brechbacken, kommt nur Stahlformguß in Frage, weil sich diese Teile nicht durch Schmieden oder Walzen in ihre Form bringen lassen.

Parallel mit der niedrigen Streckgrenze und mit ihr wohl im Zusammenhang stehend, ist die verhältnismäßig niedrige Brinellhärte. Ein Stahl mit einer Festigkeit von 100, dem sonst eine Brinellhärte von etwa 300 entspricht, hat oft nicht mehr als 200 Brinellhärte, und erst bei Festigkeiten von 110 bis 120 kg/mm² steigt die Brinellhärte über 220. Wenn man einen unlegierten oder anderen perlitischen Stahl mit 210 Brinellhärte und einen gleich harten austenitischen Manganstahl im Grunde eines Kugeleindrucks mit 4 mm Durchmesser auf Rockwellhärte prüft, also die Kalthärtung nach gleicher Verformung feststellt, so findet man bei dem austenitischen Manganstahl 380 Brinellhärte (umgerechnet aus Rockwellhärte) und bei anderen 280. Die größere Kalthärtung bei dem austenitischen Stahl¹ hat zur Folge, daß schon nach geringer Kaltverformung der Stahl seine Härte stark steigert.

Dieser Stahl erhält infolgedessen seinen hohen Verschleißwiderstand erst durch Kaltverformung, wird also nur dann zweckmäßig zu verwenden sein, wo Kaltverformung vor dem eigentlichen Abnutzen zu erwarten ist. Der Stahl wird beispielsweise durch Schleifmittel, wo eine nennenswerte Kalthärtung vor dem Abnutzen nicht eintreten kann, stark angegriffen. Dieser Umstand hat zu Vorschlägen geführt, den Stahl schon vor Ingebrauchnahme durch Kaltverformung oberflächlich zu härten, damit nicht gleich zu Anfang des Gebrauchs unzulässige Verformungen auftreten. Dem gleichen Gedanken folgt der Vorschlag, die abnutzungs-widerstandsfähigen Teile im Einsatz zu härten, damit der Stahl

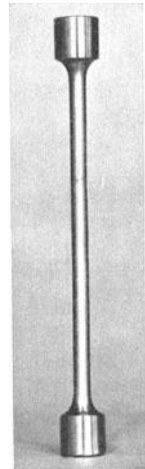
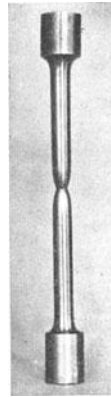


Abb. 44.

Abb. 45.

Ausbildung der Einschnürung bei perlitischem Stahl (44) und bei austenitischem Manganstahl (45).

¹ S. auch Zahlentafel 9.

Gelegenheit hat, sich kalt zu verformen, bevor die Abnutzung einsetzt. Durch die Einsatzschicht wird dies nun leichter ermöglicht, da sich unterhalb der Einsatzschicht eine kalt verformte Zone bilden kann, bevor sie selbst von der Abnutzung angegriffen wird¹.

Die oben beschriebenen Festigkeitseigenschaften hat der Stahl nur, wenn er aus etwa 1000° in Wasser abgeschreckt wurde. Rohe

Zahlentafel 18.

Stahl Nr.	Zusammensetzung		
	C	Si	Mn
1	1,29	0,38	13,60
2	1,27	0,26	14,20
3	1,22	0,26	13,90
4	1,30	1,46	14,65
5	1,25	1,49	14,45

Stücke haben nur wenig Prozent Dehnung. Bei Abschrecktemperaturen über 700° beginnt die Zähigkeit zu steigen, gleichzeitig fällt die Brinellhärte. Die Zahlentafeln 18 und 19 zeigen Zusammensetzung und Veränderung

der Festigkeitseigenschaften bei verschiedener Behandlung.

Zahlentafel 19³. Festigkeitseigenschaften der Stähle nach Zahlentafel 18 nach verschiedener Wärmebehandlung.

Stahl Nr.	Wärmebehandlung	Festigkeit	aus d. Brinellhärte errechnete Festigkeit	Dehnung	Einschnürung
1	1000° W	106,3	71,2	41,3	31,2
	800° L	75,6	90,1	8,0 ²	9,8
	850° L	91,2	87,7	16,8 ²	17,2
2	900° L	93,8	80,8	18,0 ²	19,0
	1000° W	102	71,2	38,0	31,2
	800° L	79,6	90,1	7,3 ²	5,2
3	850° L	87,0	82,9	15,3	9,2
	900° L	97,2		23,2 ²	22,6
	800° L	78,7	87,7	9,6 ²	9,8
4	850° L	93,3	82,9	26,3	20,8
	1000° W	112		47,8 ²	32,7
5	1000° W	118	87,8	53,3	37,7

Die höhere Brinellhärte bei niedrigeren Abschrecktemperaturen lassen es manchmal wünschenswert erscheinen, den Stahl nicht bei 1000°, sondern bei 850 bis 900° abzuschrecken. Der Fall liegt dann vor, wenn man höhere Härte größter Zähigkeit vorzieht. Abschrecktemperaturen über 1000° sind nicht empfehlenswert, weil dies Grobkornbildung nach sich zieht.

¹ D.R.P. 450740 Verfahren zur Erhöhung der Verschleißfestigkeit von Bauteilen aus austenitischen Manganstählen.

² Im, oder hinter dem Körner gerissen.

³ W bedeutet Wasser-, L = Luftkühlung.

Grobes Korn verschlechtert zwar Festigkeit und Dehnung erst dann, wenn die Überhitzung ziemlich stark ist. Es begünstigt aber Anrisse und Dauerbrüche, weil zwischen den groben Körnern leicht schädliche Korngrenzenrisse entstehen.

Abb. 41 erweckt den Eindruck, als ob an den Korngrenzen leicht Spalten entstehen könnten. Da dieser Stahl, wie jeder austenitische, nicht umkristallisiert, so verschwindet beim Schmieden entstandenes grobes Korn nicht wie bei anderen Stählen beim Abschrecken. Es ist daher, um feines Korn zu erzielen, darauf Wert zu legen, die Endverformungstemperatur nicht zu hoch zu halten. Aus demselben Grund ist mehrmaliges Erwärmen ohne Verformung, sei es zum Schmieden (wenn der Stahl nur in einem Teil geschmiedet wird) oder zum Härten zu vermeiden, da einmal entstandenes grobes Korn durch bloße Wärmebehandlung nicht mehr zu beseitigen ist. Zu vermeiden ist auch zu langes Erwärmen auf Härtetemperatur, weil auch dieses das Korn vergrößert. Die Bildung groben Kornes ist natürlich auch mit der oben erwähnten Einsatzbehandlung verbunden. Weniger empfindlich gegen Überhitzung ist Guß, da für die Eigenschaften das Gußgefüge maßgebend ist, das durch übliche Wärmebehandlung nicht beeinflusst wird und über das hinaus das Austenitkorn nicht wächst.

Wie aus dem auf S. 76 Ausgeführten ersichtlich ist, gehen beim Anlassen die mit reinem austenitischem Gefüge verbundenen Eigenschaften wieder verloren. Zahlentafel 20 beweist dies näher. Man sieht, daß eine Erwärmung oberhalb 300° vermieden werden muß, um den Stahl zäh zu erhalten.

Aus der Abb. 46 ist ersichtlich, wie nach Guzzoni² sich Festigkeit, Streckgrenze und Dehnung eines bei 1000° abgeschreckten

Zahlentafel 20.
Einfluß des Anlassens auf abgeschreckte austenitische Manganstähle nach Jerome Strauß¹.

Anlaßtemp. nach dem Wiedererhit. in °C	Festigkeit in kg/mm ²	Dehnung in vH
260	117	57,6
260	120	53,0
315	124	63,5
315	115	55,0
344	90	15,6
344	97	21,7
372	97	3,6
372	82	1,5

¹ Trans. Amer. Soc. Stl. Treat, Dez. 1923, S. 665; Stahl u. Eisen 1924, S. 698.

² Acciai speciali. Hoepli Mailand. S. 293.

Stahles nach Wiedererwärmen und abermaligem Abschrecken bei Temperaturen von 200° aufwärts ändern. Man sieht den Abfall der Dehnung und Festigkeit oberhalb 300°, insbesondere das fast völlige Verschwinden der Dehnung bei 600 bis 700° Abschrecktemperatur. Oberhalb 900° Abschrecktemperatur erhält der Stahl allmählich wieder die Eigenschaften, die er vorher hatte.

Da die verschleißfesten Teile, die aus dem Stahl angefertigt werden, häufig nach einer gewissen Abnutzung nicht ersetzt, sondern durch Auftragsschweißung wieder instand gesetzt werden, interessiert das Verhalten dieses Stahles bei der Schmelzschweißung.

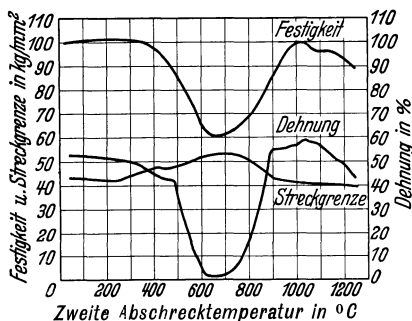


Abb. 46. Warmzerreiwerte eines abgeschreckten austenitischen Manganstahles nach Wiedererwärmen und nochmaligem Abschrecken. Nach Guzzoni.

Es sei dabei auch auf den Abschnitt Schmelzschweißung S. 334 verwiesen. Dort wird ausgeführt, welchen Einfluß die in und neben der Schweißstelle vorhandenen verschiedenen Temperaturen haben. Wir müssen also irgendwo ein Gebiet der gefährlichen Erhitzung zwischen 600 bis 700° haben. Bei der Elektroschweiung ist nun dieser Bereich räumlich sehr begrenzt und die Erwärmung dauert auch

so kurze Zeit, daß man in den meisten Fällen eine die Verwendung hindernde, schädliche Wirkung nicht zu befürchten braucht. Die Schweißstelle selbst kühlt infolge des Wrmeentzugs durch die Eisenunterlage so rasch ab, daß ohne Abschrecken im Wasser Austenitgefge entsteht.

Größere Schwierigkeiten treten auf, wenn der austenitische Manganstahl auf eine Unterlage von unlegiertem oder schwach legiertem Stahl aufgebracht werden soll. Es entsteht dann eine, wenn auch nur sehr dünne Übergangsschicht, in der sich notwendigerweise auch ein martensitischer Bereich befinden muß (s. Abb. 47). Diese dünne harte Zwischenschicht gibt oft die Veranlassung zum Ausbrechen an der Übergangsstelle. Eine Schwierigkeit beim Schweißen bildet auch der verhältnismäßig große Ausdehnungskoeffizient eines Stahles, der $18 \cdot 10^{-6}$ beträgt. Man muß daher darauf achten, daß sich möglichst wenig von der Stahlmasse

auf einmal erwärmt und ist daher gezwungen, mit Unterbrechungen zu schweißen.

Bis vor wenigen Jahren hatte man bei der spanabhebenden Bearbeitung des Stahles Schwierigkeiten, die heute bei dem Vorhandensein der Schneidmetalle nicht mehr bestehen sollten. Man erreichte mit den besten Schnelldrehstählen Arbeitsgeschwindigkeiten von wenigen Metern in der Minute. Vor dem Aufkommen der neuzeitlichen Schneidmetalle zog man es daher meist vor, den zu erzeugenden Gegenständen wenn sie überhaupt spanabhebend, bearbeitet werden sollen, durch Schleifen ihre letzte Form zu geben. Man hat sich verschiedentlich bemüht, den Stahl durch Wärmebehandlung in einen besser bearbeitbaren Zustand zu bringen. Es wurde z. B. ein Verfahren empfohlen¹, durch Glühen zwischen 500 bis 700° und nachheriges Abkühlen den Stahl bearbeitbar zu machen. Es dürfte aber schwer gelingen, den Stahl so weich zu bekommen, daß man bei einigermassen höherer Geschwindigkeit mit Schnellstahl einen stärkeren Span abnehmen kann. In der Natur dieses Stahles liegt es, daß man durch praktisch anwendbare Glühverfahren wohl den Austenit größtenteils zersetzen kann, über den martensitischen oder höchstens einen martensitisch troostitischen Zustand nicht hinaus kommt. Damit ist aber notwendigerweise verbunden, daß dieser Stahl nicht in einen weichen Zustand zu bringen ist, als welcher bei gewöhnlicher Temperatur nur der perlitische, sorbitische oder troostitische in Betracht kommt. Man versuchte ferner, die Bearbeitungsschwierigkeiten dieses Stahles dadurch zu umgehen, daß man ihn auf höhere Temperaturen bringt und in diesem Zustand bearbeitet². Schon bei 250 bis 300° ist der Widerstand gegen Spanabtrennung erheblich gesunken; bei höheren Temperaturen wird der Widerstand noch geringer, allerdings verliert abgeschreckter Stahl oberhalb 300°

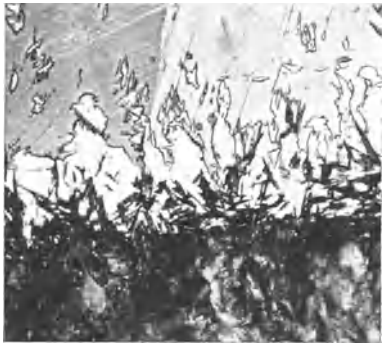


Abb. 47. Martensitische Übergangszone einer Auftragsschweißung mit austenitischem Manganstahl auf Schienenstahl.

der Natur dieses Stahles liegt es, daß man durch praktisch anwendbare Glühverfahren wohl den Austenit größtenteils zersetzen kann, über den martensitischen oder höchstens einen martensitisch troostitischen Zustand nicht hinaus kommt. Damit ist aber notwendigerweise verbunden, daß dieser Stahl nicht in einen weichen Zustand zu bringen ist, als welcher bei gewöhnlicher Temperatur nur der perlitische, sorbitische oder troostitische in Betracht kommt. Man versuchte ferner, die Bearbeitungsschwierigkeiten dieses Stahles dadurch zu umgehen, daß man ihn auf höhere Temperaturen bringt und in diesem Zustand bearbeitet². Schon bei 250 bis 300° ist der Widerstand gegen Spanabtrennung erheblich gesunken; bei höheren Temperaturen wird der Widerstand noch geringer, allerdings verliert abgeschreckter Stahl oberhalb 300°

¹ D.R.P. 299712.

² D.R.P. 393371.

seine austenitischen Eigenschaften wieder. Diese Verfahren sind an Bedeutung dadurch zurückgetreten, daß man mit den Schneidmetallen die spanabhebende Beanspruchung unschwierig durchführen kann.

Nickelstähle.

Das Nickel beeinflusst das Zustandsschaubild in ähnlicher Weise wie das Mangan. Es erniedrigt den Haltepunkt A_{c_1} . 1 vH Nickelgehalt hat nach den Angaben des Bureau of Standards¹ eine erniedrigende Wirkung von 10,5°. Damit stimmt der Befund Aalls² überein, der bei einem Stahl mit 13,7 vH Nickel und 0,61 vH Kohlenstoff A_{c_1} bei 600° findet. Der Punkt S , das ist der Kohlenstoffgehalt des Perlits, wird durch 1 vH Nickel um 0,042 vH Kohlenstoff nach links gerückt. Merz und Fleischer³ finden, daß sich A_1 bei 1 vH Nickel um 12° erniedrigt. Bedeutend stärker als A_{c_1} wird A_{r_1} beeinflusst, letzterer wird bei höheren Nickelgehalten schon bei mäßigen Abkühlungsgeschwindigkeiten so stark herabgedrückt, daß leicht martensitische oder austenitische Eigenschaften erzielt werden.

Zahlentafel 21⁴.

Ni vH	C vH	A_{c_3} bei °C
3	0,10	770
	0,20	750
	0,30	730
	0,40	720
	0,50	715
5	0,10	760
	0,20	745

Der A_{c_3} -Punkt wird erheblicher als der A_{c_1} -Punkt gesenkt, ein Umstand, der für die Wahl der Normalisierung und Härte-temperatur wohl zu beachten ist. Die Zahlentafel 21 gibt an, wie hoch bei den 3 und 5 vH Nickelstählen und verschiedenen Kohlenstoffgehalten dieser Punkt liegt.

Die Guilletsche Einteilung ist in Abb. 48 gegeben. Von ihr gelten dieselben Einschränkungen wie von den Manganstählen (s. S. 68).

Ein bemerkenswerter Unterschied zwischen Mangan und Nickel im Stahl liegt darin, daß Nickel wenig in die Karbide geht. Die Folge davon ist, daß das Nickel nicht so stark wie Mangan im Grauguß die Graphitabscheidung verzögert oder im Stahl dem Schwarzbruch entgegen wirkt.

¹ Sci. Pap. Bur. Stand. Nr. 376 (1920) S. 195; siehe auch Stahl u. Eisen 1922 S. 744.

² Stahl u. Eisen 1924 S. 1080.

³ Gießerei 1930 S. 817 bis 825.

⁴ Oertel: Werkstoffhandbuch Stahl u. Eisen H. 31.

Durch die Verringerung der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit wird stärkere Einhärtung erzielt. Ohne Hinzulegierung eines anderen Elementes, als welches hauptsächlich Chrom in Frage kommt, bekommt man aber auch bei 5 vH Nickel keine Durchhärtung oder Durchvergütung, die tiefer hineinreicht als etwa 40 mm von der Oberfläche. Die guten Festigkeitseigenschaften, die das Nickel dem Stahl erteilt, haben es mit sich gebracht, daß dieses Element für die hochwertigen Einsatz- und Vergütungs-

stähle das wichtigste Legierungsmetall geworden ist, obwohl es, angesichts der Nickelarmut Deutschlands, zu den ersten Aufgaben unserer Metallurgen gehören mußte, das Nickel möglichst zu ersetzen. Der Hauptvorteil, der den Nickelstählen eigen ist, ist große Zähigkeit. Ein Nik-

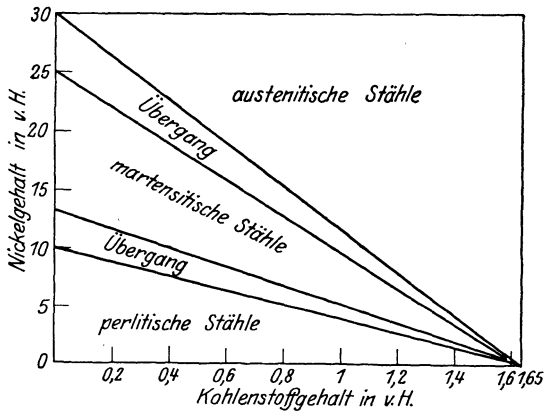


Abb. 48. Einteilung der Nickelstähle Nach Guillet.

kelstahl hat bei derselben Festigkeit unter Umständen doppelt so hohe Kerbzähigkeit als ein Kohlenstoffstahl. Ferner zeichnen sich die Nickelstähle dadurch aus, daß sie innerhalb weiterer Temperaturbereiche gehärtet werden können, ohne daß sie etwa wie die Manganstähle ihre Eigenschaften bei verhältnismäßig geringer Überschreitung verschlechtern. Nickelstähle sind also überhitzungsunempfindlich.

Für Nickelvergütungsstähle ist ein etwas höherer Mangan-gehalt erforderlich als sonst bei legierten Stählen meist üblich ist. Stähle mit ganz niedrigem Mangangehalt härten nicht befriedigend. Nach den Untersuchungen I. A. Jones¹ ist bei Stählen mit 3 bis 4 vH Nickel mindestens 0,5 vH Mangan erwünscht. Ebenso wie bei den Manganstählen ist, um eine bestimmte Härte zu erzielen, die Anlaßtemperatur nicht höher zu wählen als bei den

¹ Iron Steel Ind. Mai 1928; Stahl u. Eisen 1928 S. 1016.

Kohlenstoffstählen. Bei den unlegierten Werkzeugstählen ist der Nickelzusatz deshalb gefürchtet, weil er den Stahl gegen Härterisse empfindlich macht. Der Einfluß des Nickels ist hier etwa dem des Chroms oder Mangans vergleichbar; nickelhaltige Stähle hohen Kohlenstoffgehaltes dürfen eben nicht mehr in Wasser gehärtet werden. Eine Vergrößerung des Kornes tritt aber bei Nickelstählen nicht ein. Wir haben es also ebensowenig wie bei Chromstählen mit einer wirklichen Härteempfindlichkeit zu tun, sondern mit einem Stahl, der für Wasserhärtung zu hoch legiert ist. Bei ölhärtenden Werkzeugstählen ist der Einfluß des Nickels verschieden, bei niedriger legierten, die noch weit vom Austenitgebiet entfernt sind, hat ein Gehalt auch bis zu etwa 0,5 vH Nickel keinen schädlichen Einfluß auf die Endenschaften des Werkzeuges. Bei höher legierten Stählen, etwa den rostfreien Messerstählen oder den hochprozentigen Chromstählen für Schnitte führt Nickelgehalt leicht dazu, daß an der oberen Grenze der Härtetemperatur der Stahl etwas austenitisch und dadurch weniger hart wird. Schon Gehalte von 0,5 vH Nickel machen sich dann bemerkbar. In allen Fällen aber sind schon Nickelgehalte von 0,5 vH bei legierten Werkzeugstählen mit Kohlenstoffgehalt von mehr als 0,9 vH dadurch unannehmbar, da sie die Weichglühbarkeit erschweren. Die Feuerschweißbarkeit wird ähnlich wie bei Mangan und im Gegensatz zu Chrom bis zu höheren Gehalten wenig geschädigt. Die fehlerlose Schmelzschweißbarkeit wird dadurch beeinträchtigt, daß die Nickelstähle zur groben Primärkristallisation neigen, eine Eigenschaft, die auch die Behandlung des Stahles beim Gießen erschwert.

Wichtig ist die Eigenschaft des Nickels, daß es bei Gehalten zwischen 35 und 45 vH den Ausdehnungskoeffizient un stetig ändert und bei etwa 36 vH auch den verschwindend kleinen Wert von $1 \cdot 10^{-6}$ verringert. Guillaume¹ gibt die Abhängigkeit der Längenänderung an, wie sie in Abb. 95 dargestellt ist.

Die Ordinaten bedeuten millionstel Längenänderung für einen Grad Erwärmung.

Bei noch höheren Nickelgehalten zeigt sich wieder eine wissenschaftlich interessante und technisch erwähnenswerte Eigenschaft. Die Eisen-Nickellegierungen zeichnen sich schon

¹ Stahl u. Eisen 1923 S. 377, aus Génie civ. Bd. 80 (1922) S. 88.

oberhalb 30 vH Nickel durch leichte Magnetisierbarkeit aus, d. h. durch große Anfangspermeabilität. Die höchsten Werte finden sich in dem Bereich von 55 und 85 vH. Näheres darüber s. S. 214.

Zahlentafel 22/23.

Zusammenstellung über die gebräuchlichsten Nickelstähle.

	C	Mn	Ni	Verwendungszweck
1	0,09—0,18	klein. a. 0,5	1,25—1,75	Einsatzstähle für Maschinen, Fahrzeugteile mit größerer Oberflächenhärte und zähem Kern, Kesselbleche
2	0,09—0,18	klein. a. 0,5	3,0 —4,0	Einsatzstahl, Vergütungsstahl
3	0,09—0,18	klein. a. 0,5	4,0 —5,5	Turbinenschaufeln
4	etwa 0,3	etwa 0,5	1,5	Maschinen-, Flug- und Fahrzeugteile, Kurbelwellen, Nockenwellen, Transmissionswellen, Achsen, Pleuelstangen, Zahnräder, Nockenwelle, Zapfen, Bolzen, Keile zur Verwendung im Brückenbau
5	0,15—0,55	0,5—0,8	3,5	Vergütungsstahl
5a	0,2—0,3	etwa 0,5	5,0	besonders zäher Vergütungsstahl, z. B. für Pleuelstangenschrauben
6	0,3		25,0	Stahl für unmagnetische Teile
7	0,1—0,3		36,0	für chronometrische, geodätische und ähnliche Präzisionswerkzeuge mit kleiner Wärmeausdehnung, Normalmaße
8	0,15		46,0	für Glühlampendraht, Platinit (Ersatz für Platin), Einfassung von Linsen, Ausdehnungskoeffizient gleich dem des Platins und des Glases
9	mögl. niedrig		55,0—85,0	Stahl für magnetische Teile mit großer Anfangspermeabilität

Zu 1. 0,09 bis 0,18 vH C, 1,25 bis 1,75 vH Ni. Dieser Stahl ist unter der Normenbezeichnung EN 15 als Einsatzstahl bekannt. Über seine Eigenschaften s. S. 200 (Einsatzstähle). Dieser Nickelgehalt genügt schon, um die Vergrößerung des Korns, die bei Kohlenstoffstählen durch die lange Erwärmung beim Einsetzen eintritt, hier nicht in Erscheinung treten zu lassen.

Zu 2. 0,09 bis 0,18 vH C, 3 bis 4 vH Ni. Für diesen Stahl gibt Oertel¹ folgende Eigenschaften an:

Zah lentafel 24.

	Festigkeit kg/mm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Bruch- dehnung vH	Ein- schnürung vH
Geglüht	45—55	80	25—20	75—65
Gehärtet	115—130	70	9—6	60—50

Zu 3. 0,09 bis 0,18 vH, 4 bis 5,5 Ni. Für diesen Stahl findet Oertel¹ Eigenschaften wie folgt:

Zah lentafel 25.

	Zug- festigkeit kg/mm ²	Streckgrenze in % der Zugfestigkeit	Bruch- dehnung vH	Ein- schnürung vH
Geglüht	60—70	mind. 60	25—19	70—60
Gehärtet	120—135	„ 60	10—7	60—50

Die angegebenen Werte beziehen sich auf Querschnitte bis zu 50 mm. Darüber hinaus ist die Festigkeit natürlich kleiner. Bei den Stählen 1, 2, 3 ist überall Wasserhärtung vorausgesetzt.

Zu 4. 0,3 vH C, 1,5 vH Ni. Dieser Stahl ist ein Vergütungsstahl und hat Eigenschaften nach Zah lentafel 26.

Zah lentafel 26.

Zustand	Streck- grenze kg/mm ²	Bruch- festigkeit kg/mm ²	Dehnung vH	Ein- schnürung vH
Zähhart vergütet	40—50	60—70	18—13	55—45
Zäh vergütet . .	35—45	55—65	20—15	60—50
Geglüht	25—35	45—55	22—19	60—50
Roh	30—40	55—65	19—15	50—40

Zu 5. 0,15 bis 0,55 vH C, 3,5 vH Ni. Über die Stähle dieser Gruppe in verschiedenen Abstufungen des Kohlenstoffgehaltes gibt Zah lentafel 27 Aufschluß.

¹ Werkstoffhandbuch H. 31—3.

Zahlentafel 27. Festigkeitseigenschaften vergüteter Nickelstähle mit 3 bis 3,5 Ni und wechselndem C-Gehalt nach Barton¹.

Kohlenstoffgehalt	Härte-temperatur ²	Anlaß-temperatur	Streckgrenze in kg/mm ²	Festigkeit in kg/mm ³	Dehnung in vH ²	Einschnürung in vH
0,15	985 u. 845	345	49	52,5	30	68
	985 u. 845	540	37,5	52,5	33	72
	985 u. 845	705	35	49	35	75
0,20	930 u. 815	345	84	98	22,5	56
	930 u. 815	540	60	80,5	26,5	65
	930 u. 815	705	52,5	75	28	67,5
0,30	875 u. 790	345	122,5	143,5	13	52,5
	875 u. 790	540	87,5	101,5	18,5	55
	875 u. 790	705	59,5	70	25,5	60
0,40	845 u. 775	345	126	140	15	45
	845 u. 775	540	84	98	20	55
	845 u. 775	705	63	77	23	60

Oertel³ gibt für einen Stahl mit 0,25 bis 0,35 vH Kohlenstoff, 0,4 bis 0,6 vH Mangan, 2,9 bis 3,3 vH Nickel folgende Werte an:

Zahlentafel 28.

Zustand	Zugfestigkeit kg/mm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Bruchdehnung vH	Einschnürung vH
Geglüht	65—75	60	20—15	60—50
Zäh vergütet . .	75—85	70	16—10	75—65
Hart vergütet. .	85—95	80	12—9	70—60

Dieser Stahl wird in denselben Vergütungsfestigkeiten gebraucht wie der vorige. Man erreicht aber höhere Streckgrenzen und Kerbzähigkeiten als bei diesem.

Zu 6. 0,3 vH C, 25 vH Ni. Dieser Stahl ist schon im Schmiedezustand rein austenitisch und hat folgende Festigkeitseigenschaften:

¹ Die Dehnung ist, wie in Amerika üblich, für fünffache Meßlänge angegeben.

² Es wurde, wie es um bessere Eigenschaften zu erzielen mitunter üblich ist, zweimal abgeschreckt.

³ Werkstoffhandbuch Stahl u. Eisen H. 31—5.

Zahlentafel 29.

Zustand	Streckgrenze kg/mm ²	Festigkeit kg/mm ²	Dehnung vH	Ein- schnürung vH
Naturhart . . .	25—35	60—65	35—30	60—50

Durch Abschrecken aus 900° ändern sich die Eigenschaften wenig. Im Gegensatz zu dem 12prozentigen austenitischen Manganstahl ist dieser Stahl durch Eintauchen in flüssige Luft magnetisierbar zu machen.

Zu 7. 0,1 bis 0,3 vH C, 36 vH Ni. Da, wie auf S. 86 ausgeführt, Nickelstähle mit über 30 vH Nickel ihre austenitischen Eigenschaften wieder verlieren, so ist dieser Stahl magnetisierbar. Seine Festigkeitseigenschaften sind:

Zahlentafel 30.

Zustand	Streckgrenze kg/mm ²	Festigkeit kg/mm ²	Dehnung vH	Ein- schnürung vH
Naturhart . . .	45—55	70—80	35—25	50—40

Eine Wärmebehandlung dieses Stahles ist überflüssig, da er schon im Schmiede- oder Walzzustand die gewünschten Eigenschaften besitzt.

Durch geeignete Wahl der Zusammensetzung läßt sich bei Nickel-Eisenlegierungen innerhalb gewisser Grenzen jeder gewünschte Ausdehnungskoeffizient erzielen. Solche Legierungen mit 25 vH haben besonders hohe Ausdehnung. Näheres darüber ist auf S. 217/220 gebracht.

Zu 8. 0,15 vH C, 46 vH Ni. Die Festigkeitseigenschaften dieses Stahles im Schmiede- und Walzzustand, in dem er verwendet wird, sind:

Zahlentafel 31.

Zustand	Streckgrenze kg/mm ²	Festigkeit kg/mm ²	Dehnung vH	Ein- schnürung vH
Naturhart . . .	30—40	60—70	45—35	—

Zu 9. C niedrig, 55 bis 85 vH Ni. Über diese Legierungen siehe Näheres S. 214.

Mangan-Nickelstähle.

Bei den ähnlichen Eigenschaften der Mangan- und der Nickelstähle ist es leicht verständlich, daß die Mangan-Nickelstähle gegenüber den beiden erstgenannten keine wesentlich neuen Eigenschaften ergeben und es ergibt sich hier schon ein Weg für eine teilweise Verdrängung des Nickels (s. S. 85). Der Zusatz von Mangan zu Stählen mit überwiegendem Nickelgehalt, z. B. den Nickelvergütungsstählen, hat den Zweck, Nickel zu sparen. Durch Zusatz von Nickel zu überwiegend manganhaltigen Stählen, z. B. dem austenitischen Manganstahl will man die Austenitbeständigkeit erhöhen, wie an Beispielen unten ausgeführt wird. Es wäre z. B. naheliegend, bei einem 5prozentigen Nickelstahl, Nickel teilweise dadurch zu ersetzen, daß man anstatt 5 vH Nickel, 3 vH Nickel und 1 bis 2 vH Mangan nimmt. Dieser Mangangehalt dürfte noch dieselbe Härteunempfindlichkeit haben wie die Nickelstähle und im übrigen dieselben Festigkeitseigenschaften besitzen wie ein 5prozentiger Nickelstahl. Weitgehende Verwendung hat z. B. ein Nickel-Manganstahlguß von 0,25 vH Kohlenstoff, 1 vH Nickel und 1 vH Mangan gefunden, für den im vergüteten Zustand nach Rys¹ folgende Eigenschaften gewährleistet werden:

Zahlentafel 32.

Streckgrenze kg/mm ²	Festigkeit kg/mm ²	Dehnung vH (1 = 5 d)	Einschnürung vH	Kerbzähigkeit mkg/cm
33	55	16,5	45	8

Wie auf S. 62 und auch anderwärts ausgeführt ist, wirken zwei Legierungsmetalle zusammen meist stärker als die Summe jedes der Metalle für sich allein verwendet annehmen läßt. So hat z. B. ein Stahl mit 15 vH Nickel und 5 vH Mangan fast die gleichen Eigenschaften wie ein Stahl mit 25 vH Nickel. Austenitische Stähle dieser Art werden für solche Maschinenteile verwandt, wo Unmagnetisierbarkeit verlangt wird und wo reine Nickelstähle zu kostspielig wären. Solche Teile sind Rotorkappenringe, Bandagenbänder für elektrische Generatoren, antimagnetische Ankerschrauben. Die austenitischen Mangan-, Nickel- und Mangan-Nickelstähle haben mit der Mehrzahl der austenitischen Stähle

¹ Stahl u. Eisen 1930 S. 433.

die niedrige Streckgrenze gemeinsam, eine Eigenschaft, die für manche Maschinenteile unerwünscht ist. Der Zusatz von Chrom, Wolfram, Molybdän, Vanadin kann die Streckgrenze und auch die Festigkeit verbessern. Man hat hierfür verschiedene Vorschläge gemacht¹. Bei solchen Stählen erreicht man 60 bis 80 Streckgrenze, 100 kg/mm² Festigkeit, 45 bis 30 Dehnung bei zehnfacher Meßlänge 65 bis 45 Einschnürung.

Auch die Kaltverformung hat man herangezogen, um Streckgrenze und auch die Festigkeit zu erhöhen. Kleinere Abmessungen verarbeitet man durch den üblichen Kaltziehvorgang. Größere Abmessungen unterwirft man unter anderem einer Kaltverformung wie Aufdornung oder Verdrehen².

Bloß um austenitische Stähle zu bekommen, könnte man Nickel auch weglassen und es scheint, als ob man mehr aus Überlieferung als aus metallurgischer Berechtigung am Nickel festhalte.

Ein Stahl mit:

0,2 vH C, 10 bis 14 vH Mangan und 3 bis 5 vH Nickel

wurde für Schweißzwecke empfohlen, s. Hall³. Wie auf S. 82 ausgeführt, hat der verschleißfeste hochprozentige Manganstahl beim Schweißen die Nachteile, daß die Nachbarschaft der Schweißstelle in einem Temperaturbereich um 600° spröder wird, und daß die Schweißstelle bei Luftabkühlung nicht die Zähigkeit hat, wie sie der hochprozentige Manganstahl durch Abschrecken im Wasser erlangt. Durch Hinzulegierung von Nickel wird nun der Grundwerkstoff im Temperaturbereich um 600° unempfindlicher und auch die Schweißstelle selbst durch bloßes Abkühlen an der Luft sehr zäh. Es beruht dies wohl darauf, daß durch die vereinigte Wirkung von Mangan und Nickel ein besonders beständiger Austenit erzeugt wird. Dieser Stahl gibt nicht nur zähere Schweißen, sondern auch weniger spröde Übergangsstellen. Auch der Ausdehnungskoeffizient dieses Stahles soll etwas geringer sein als der des reinen Manganstahles. Er beträgt von 20 bis 100° $18,7 \cdot 10^{-6}$ und von 20 bis 500° $22,2 \cdot 10^{-6}$.

¹ D.R.P. Nr. 338664: 2,5 bis 15 vH Mn; mehr als 4 vH Ni; 0,1 bis 11 vH W. D.R.P. Nr. 298429: 10 bis 15 vH Ni; 6 bis 4 vH Mn; 5 bis 2 vH Cr; 0,2 bis 0,8 C; Chrom kann ganz oder teilweise durch Wolfram, Molybdän oder Vanadin ersetzt werden.

² Ö.P. 112812 und 113621.

³ Met. Progr. Nov. 1931 S. 69 bis 72.

Kobaltstähle.

Das Kobalt im Stahl hat in den letzten Jahren bedeutende Aufmerksamkeit erregt und man hat sowohl das theoretische Verhalten der Stähle studiert und ist auch in der Verwendbarkeit von Kobaltstahllegierungen erheblich weiter gekommen.

Im Gegensatz zu dem chemisch verwandten Nickel, gehört das Kobalt zu denjenigen Elementen, die nach Houdremont und Schrader¹ das Gammagebiet zunächst in ähnlicher Weise wie das Silizium einschränken, was im Gegensatz zu der Einteilung Wevers (S. 60) stünde. Bei hohen Kobaltgehalten beginnt sich allmählich Austenit auszubilden. Es tritt dies aber bei viel höheren Gehalten ein als bei Nickel. Reine Austenitstähle entstehen nach Houdremont und Schrader erst bei mehr als 40 vH Kobaltgehalt, wenn der Stahl 0,9 vH Kohlenstoff enthält. Kohlenstofffreie Legierungen bilden Austenit erst oberhalb 70 vH Kobalt. Nach Vogel und Sundermann² entsteht bis 10 vH Kobalt und 2 vH Kohlenstoff in keinem Fall Austenit, sondern nur Perlit. Die Trennung in perlitisches und martensitisches Gefüge bei einer Abkühlungsgeschwindigkeit von 665° in der Sekunde ist in Abb. 49 niedergelegt.

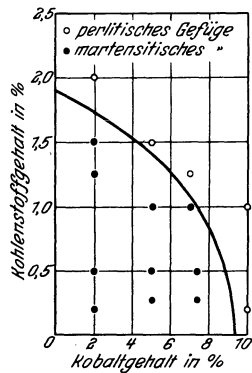


Abb. 49. Gefügeausbildung nach rascher Abkühlung bei Kobaltstählen. Nach Vogel u. Sundermann.

Bei kohlenstoffhaltigen Legierungen wird das Studium der Erscheinungen dadurch beeinträchtigt, daß sich leicht Graphit abscheidet. Gleichzeitige Anwesenheit anderer Metalle, z. B. von Wolfram oder Chrom, ermöglichen die Austenitbildung schon bei niedrigeren Kobaltgehalten. *E*- und *S*-Punkte des Zustandsschaubildes werden nach Vogel und Sundermann bei 2 vH überhaupt nicht geändert und selbst bei 36 vH ist die Löslichkeit für Kohlenstoff in Austenit etwa 0,75 vH. Kein Element ruft in dieser Hinsicht so geringe Änderungen hervor als Kobalt.

Das Eisenkohlenstoff-Zustandsschaubild ändert Kobalt in der Weise, daß es den A_{c1} -Punkt in höhere Temperaturen verlegt, die

¹ Kruppsche Mh. Jan.—Febr. 1932 S. 53; Arch. Eisenhüttenwes. April 1932 S. 523; Stahl u. Eisen 1932 S. 373.

² Arch. Eisenhüttenwes. 1932/33 S. 35/38; Stahl u. Eisen 1932 S. 693.

Verschiebung beträgt bis etwa 7 vH Kobalt im Durchschnitt 10 für 1 vH Kobalt.

Bemerkenswert ist der Einfluß auf die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit. Das Kobalt unterscheidet sich auch hier von allen anderen Legierungsmetallen, da es nach Houdremont und Schrader¹ die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit sogar erhöht, also eine geringere Härtebarkeit hat als gewöhnlicher Kohlenstoffstahl.

Sehr wichtig ist die Veränderung, die das Kobalt auf die magnetischen Eigenschaften des Stahles hervorbringt.

Houdremont und Schrader untersuchten die Festigkeits- und Härteänderungen durch Kobalt. Es ergibt sich bei Flußstahl bei geringem Kohlenstoffgehalt eine nicht allzu große Härte und Festigkeitssteigerung sowohl im normalisierten wie im weich geglühten Zustand.

Die Verwendungsgebiete des Kobaltstahles sind trotz des hohen Preises der Legierungen ausgedehnt und werden es vermutlich noch immer mehr werden. Es überwiegen dabei die Legierungen, die außer Kobalt noch andere Metalle enthalten. Es gibt aber auch reine Eisenkobaltlegierungen, die verwendet werden oder Aussicht auf Verwendung haben.

Zahlentafel 33. Übersicht über die wichtigsten einfach und mehrfach legierten Kobaltstähle.

	C	Co	Cr	Mn	Ni	W	Verwendungszweck
1	mögl. gering	35,0					Legierung mit hohem magn. Sättigungswert
2	0,8—1,2	2—4	13—16				Rostfreier Stahl
3	1,5—2,4	1—4	9—14				Stahl für Schnitte, Rasier- klingen, Fräser
4	0,9—1,2	5—40		0,3—0,5		0—10	Dauermagnete
5	niedrig	25,0			45,0		Perminvar
6	etwa 2,0	40—55	Rest Wolfram und Chrom				Gegossene Schneidmetalle
7		7—12	das übrige Karbide				Gesinterte Schneidmetalle
8		bis 20					Schnellstähle

Zu 1. Niedriger C-Gehalt, 35 vH Co. Diese bemerkenswerte Legierung hat ihre besten Eigenschaften mit etwa 34,6 vH Kobalt. Während alle übrigen Zusätze zu Eisen den magnetischen Sättigungswert erniedrigen, das reinste Eisen im allgemeinen den besten

¹ Arch. Eisenhüttenwes. 1931/32 S. 523/34; Stahl u. Eisen 1932 S. 373.

Werkstoff für Elektromagnete abgibt, so bildet diese Eisenkobaltlegierung eine Ausnahme von dieser Regel, indem sie den magnetischen Sättigungswert um etwa 10 vH erhöht. Trotz dieses verhältnismäßig geringen Höherwertes gegenüber reinem Eisen und trotz des hohen Preises lohnt sich die Verwendung doch in einigen Fällen. Schon geringe Zusätze von Kohlenstoff, Silizium und Mangan erniedrigen den Sättigungswert erheblich. Es ist daher wichtig, diese Legierungen möglichst rein herzustellen. Näheres über die Verwendung s. S. 211.

Zu 2. 0,8 bis 1,2 C, 2 bis 4 Co, 13 bis 16 Cr. Diese Stähle sollen gegenüber üblichen rostfreien Chromstählen mit 0,4 vH Kohlenstoff und 13 vH Chrom den Vorteil haben, daß sie neben der Rostbeständigkeit härter sind als der genannte reine Chromstahl. Würde man bei reinem Chromstahl durch höheren Kohlenstoffgehalt die Härte steigern, so würde die Rostbeständigkeit verlorengehen. Durch den Kobaltzusatz gelingt es nun, die Härte zu erhöhen, ohne die Rostbeständigkeit so zu schädigen wie bei reinem Chromstahl. Nach den Erfahrungen des Verfassers sind Stähle mit etwa 1,10 vH Kohlenstoff, 14 vH Chrom, 2 bis 3 vH Kobalt ohne andere Zusätze am üblichsten. Die Wärmebehandlung für diese Stähle erinnert an die der Magnetstähle. Sie besteht darin, sie zweimal zu härten, das erstemal bei 1050, das zweitemal bei 1000 in Öl. Eine eindeutige Erklärung für die merkwürdige Tatsache der Erhöhung der Rostbeständigkeit von Chromstählen durch Kobalt besteht nicht. Möglicherweise wird durch Kobalt mehr Chrom in der Grundmasse zurückgehalten, vielleicht dadurch, daß die Löslichkeit des Kohlenstoffs im Austenit erhöht wird.

Zur Verbesserung dieses Chrom-Kobaltstahles verwendet man auch das Molybdän in Gehalten von 0,5 bis 2 vH.

Zu 3. 1,5 bis 2,4 vH C, 1 bis 4 vH Co, 9 bis 14 vH Cr. Die Leistung der hochprozentigen Chromschneidstähle hat man durch Zusatz von Kobalt zu verbessern versucht. Es sind dies die Chrom-Kobaltstähle nach Kühnrich. Auch bei diesen Stählen wird die Wirkung des Kobalts wohl auf die Steigerung der Anlaßbeständigkeit und Warmhärte des Stahles zurückzuführen sein. Als Beispiel eines solchen Stahles gibt das D.R.P. 394485 folgende Zusammensetzung an:

C 1,5, Cr 12, Co 3,5, Si 0,3, Mn 0,2.

Diese Stähle haben eine Zeitlang als Ersatzschnellstähle von sich reden gemacht, haben sich aber gegenüber den Schnellstählen nicht durchsetzen können, da sie ihnen gegenüber für die meisten Bearbeitungsvorgänge erheblich an Schneidfähigkeit zurückstehen.

Zu 4. 0,9 bis 1,2 vH C, 5 bis 40 vH Co, 5 bis 12 Cr, 0 bis 10 vH W. Über diese Stähle ist das Nötige im Abschnitt Dauermagnetstähle (S. 204/207) gesagt.

Zu 5. C niedrig, 25 vH Co, 45 vH Ni. Diese Legierung erinnert in ihren Eigenschaften an Permalloy und wird Perminvar bezeichnet. Sie hat gleichbleibende Permeabilität für den großen Teil der Magnetisierungskurve und kleine Hysteresisverluste (s. S. 215).

Zu 6 und 7. Etwa 2 vH C, 40 bis 55 vH Co, das übrige Wolfram-Chrom; 3 bis 15 vH Co, das übrige Karbide.

Diese Legierungen werden unter dem Abschnitt „Schneidmetalle“ ausführlich besprochen.

Zu 8. Eines der wichtigsten Verwendungsgebiete des Kobalts ist sein Zusatz zu Schnelldrehstählen. Diese Frage wird im Abschnitt „Schnelldrehstähle“ ausführlich behandelt werden.

Außer diesen bereits verwendeten Legierungen mögen noch zwei Vorschläge angeführt werden. Scherer¹ untersuchte die Eigenschaften von Kobaltstählen mit einem Kohlenstoffgehalt von 1,3 bis 1,5 vH und will ein besseres Verhalten bezüglich der Volumänderung beim Härten nachgewiesen haben.

Ein Vorschlag Kösters² geht dahin, ausscheidungshärtbare Kobalt-Wolframstähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt für Dauermagnete zu verwenden. Angeblich sind Legierungen von 2 bis 80 vH Kobalt und 2 bis 35 vH Wolfram geeignet. Als Beispiel wird eine Legierung mit 15 vH Wolfram, 18 vH Co, 0,08 vH Kohlenstoff, 0,1 vH Si, 0,6 vH Mangan angeführt, die bei 1100° abgeschreckt, Koerzitivkräfte von 100 bis 110 Gauß und Remanenzen von 9000 bis 10000 hat. Diese Legierungen sind aber durch die billigeren austenitischen Nickel-Aluminiumstähle, die noch bessere magnetische Eigenschaften haben, zum größten Teil überholt (s. S. 209).

Aus dem Vergleich der Kobalt- und Nickelstähle ergibt sich, daß diese beiden Elemente im Stahl eine erheblich verschiedene

¹ Arch. Eisenhüttenwes. 1927 S. 325 bis 329; Stahl u. Eisen 1927 S. 2035.

² Schweiz. P. 159718; Stahl u. Eisen 1933 S. 850/55.

Wirkung hervorrufen. Nickel verringert den eutektoiden Kohlenstoffgehalt und erniedrigt den A_1 -Punkt, während Kobalt keine dieser beiden Änderungen hervorruft. Nickel macht den Stahl bald martensitisch und schließlich austenitisch, während Kobaltstähle auch bei verhältnismäßig hohem Kobaltgehalt perlitisch sind. Aus der Verwendungsfähigkeit des einen Metalls für einen bestimmten Zweck läßt sich daher noch nicht daraus schließen, daß auch das andere Metall hierfür geeignet ist.

Chromstähle.

Da man das Chrom als das wichtigste Legierungselement ansehen kann, das die vielseitigsten Eigenschaften hervorruft und sich von den bisher besprochenen Elementen Mangan und Nickel vielfach grundsätzlich unterscheidet, so muß die Erörterung seiner Eigenschaften im Stahl ausführlicher sein.

Der Einfluß auf das Gefüge erstreckt sich hauptsächlich auf drei Punkte: Erweiterung des Deltagebietes, Änderung der A_1 - und A_3 -Punkte, Veränderung der Löslichkeit *GOSE*.

Wir wollen nun diese Einflüsse besprechen und die Folgerungen, die sich daraus für die Eigenschaften ergeben. Die Erweiterung des Deltagebietes und Einschnürung des Gammagebietes teilt das Chrom mit andern Legierungselementen (S. 60), Ba in¹ stellt ein Schema nach Abb. 50 dar.

Aus diesen Linien ist in großen Zügen zu ersehen, welche Gefügeeigenschaften die kohlenstoffärmeren Chromstähle in Abhängigkeit von der Legierung und Wärmebehandlung haben. Beispielsweise liegt ein Stahl mit mehr als 18 vH Chrom und sehr

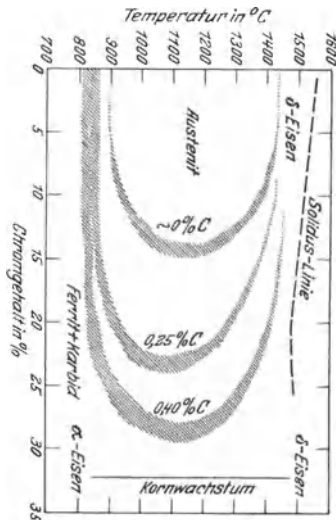


Abb. 50. Gefügestände der Chromstähle bei verschiedenen Temperaturen. Nach Westgren.

¹ Stahl u. Eisen 1927 S. 190; Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Bd. 9 (1926) S. 9. Stahl u. Eisen 1928 S. 1102; siehe auch Met. Progr. Bd. 31 S. 61 und J. Iron Steel Inst. Bd. 117 (1928) S. 383.

niedrigem Kohlenstoffgehalt¹ bei allen Temperaturen innerhalb des Deltagebietes und erleidet daher keinerlei Umwandlung, gleichgültig bei welcher Temperatur und wie lange er erwärmt und mit welcher Geschwindigkeit er abgekühlt wird. Solche Stähle nehmen also keine Härte an und die Wärmebehandlung beeinflusst sie nur in bezug auf die Korngröße. Durch Erwärmen bei hohen Temperaturen oder durch grobe Rekristallisation entstandenes grobes Korn kann nur durch Warmverformung bei geeigneten Temperaturen und nicht mehr durch bloße Wärmebehandlung entfernt werden. Diese Stähle bezeichnet man als ferritische Chromstähle¹.

Diese Stähle haben mit anderen ferritischen Stählen gemeinsam, daß sie ihr Korn bei hohen Temperaturen rascher vergrößern als die übrigen Stähle. Nachdem es nun nicht möglich ist, einmal entstandenes grobes Korn bei diesen Stählen durch bloße Wärmebehandlung zu entfernen, so ist das grobe Korn eine bedeutende Erschwerung für die Verwendung dieser Stähle gegenüber den austenitischen. Sie macht bei der Warmverarbeitung die Einhaltung enger Temperaturgrenzen erforderlich. Es darf die Warmverformung vor allem bei nicht zu hoher Temperatur beendet werden. Sie macht es ferner nötig, auf Einhaltung bestimmter Temperaturgrenzen beim rekristallisierenden Glühen nach der Kaltverformung besonders zu achten. Sie ruft in der Nachbarschaft der Schweißstelle und in der Schweißstelle selbst grobes, sprödes Korn hervor, das nicht mehr beseitigt werden kann. Darüber wird noch im Abschnitt „Rostfreie Stähle“ zu sprechen sein (S. 239).

Wenn man mit dem Chromgehalt heruntergeht, so kommt man allmählich in den Gammabereich. So erhält man bei 16 bis 18 vH Chrom und 0,10 vH C nach Erkalten aus hoher Temperatur ein Mischgefüge, das teilweise aus unverändertem Deltaeisen und teilweise aus einem Gefügeanteil entsteht, der sich aus der Umwandlung des Gammaeisens gebildet hat, also in Abhängigkeit von der Abkühlungstemperatur aus Martensit oder weicheren Bestandteilen zusammensetzt. Bei noch niedrigerem Chromgehalt, etwa unter 12 vH, ist die Umkristallisation auch bei ganz niedrigem Kohlenstoffgehalt vollständig, da bei höherer Temperatur reines Gammaeisen zugegen war und sich bei der Abkühlung vollständig umwandelt. Solche Legierungen sind also vergütbar. Der Gammabereich wird

¹ Bei 0,10 bis 0,12 C ist der Stahl erst bei etwa 20 vH Cr rein ferritisch.

² Houdremont: Stahl u. Eisen 1930 S. 1517.

weiter, wenn der Kohlenstoffgehalt des Chromstahles ansteigt. Man muß also bei einem Stahl mit 0,20 vH Kohlenstoff bis auf 25 vH Chrom hinaufgehen, um den Gammabereich zum Verschwinden zu bringen. Bei 0,40 vH Kohlenstoff muß man gar bis auf 30 vH Chrom hinaufgehen, um unvergütbaren Stahl zu bekommen. Bei höheren Kohlenstoffgehalten sind diese Legierungen härtbar, bei Gehalten von 15 bis 25 vH Chrom und Kohlenstoff über 1 vH gelangen diese Legierungen allmählich in das Gebiet der Stähle, die bei normaler Abkühlung austenitisch sind.

Wir kommen zum zweiten der oben erwähnten Einflüsse, der Änderung der Haltepunkte. Wichtig ist der Einfluß auf A_{c_1} , der bei Chrom besonders stark ausgeprägt ist. Im Gegensatz zu Mangan und Nickel erhöht nämlich das Chrom diesen Punkt bedeutend. Die Angaben über das Maß der Erhöhung von A_{c_1} schwanken, jedenfalls ist aber die Änderung schon bei geringen Chromgehalten groß und wird bei hohen Chromgehalten nicht viel stärker, so daß ein Unterschied zwischen einem 4prozentigen und einem 12prozentigen Chromstahl kaum besteht. In beiden Fällen liegt A_{c_1} bei etwa 800° . Da bei der Wahl der Härte- und Glühtemperaturen nur die A_{c_1} - und nicht die A_{r_1} -Punkte in Betracht kommen, so seien in der Zahlentafel 34 die Ergebnisse einiger Forscher in bezug auf die ersteren Punkte mitgeteilt.

Zahlentafel 34.
 A_{c_1} -Punkte verschiedener Chromstähle.

Forscher	C	Cr	A_{c_1}
Maurer u. Hohage ¹	0,26	1,04	770
	0,26	2,21	770
	0,55	2,80	765
Howard Scott ²	0,98	1,60	760
	0,71	4,88	787
	0,46	12,2	807
	1,14	15,0	814
Monnypenny ³	0,34	11,2	810—820

Nach den Untersuchungen Russells⁴ stehen die A_{c_1} -Punkte in einem Zusammenhang, wie er aus Abb. 51 ersichtlich ist.

¹ Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch. Bd. 2 S. 96; Stahl u. Eisen 1922 S. 59.

² Stahl u. Eisen 1923 S. 953. ³ Stahl u. Eisen 1921 S. 270.

⁴ J. Iron Steel Inst. Herbst 1921; Stahl u. Eisen 1922 S. 429.

Bemerkenswert ist auch, daß schon bei verhältnismäßig niedrigem

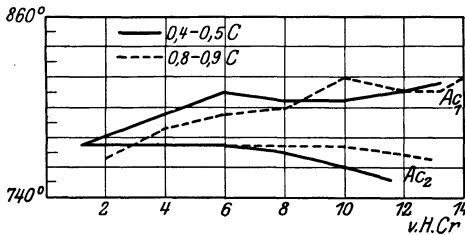


Abb. 51. Lage der A_{c1} - und A_{c2} -Punkte bei Chromstählen. Nach Russel.

Zahlentafel 35. Untere kritische Abkühlungsgeschwindigkeiten einiger Chromstähle nach W. Jellinghaus.

Nr.	Cr vH	C vH	Kritische Geschwindigkeit °/s
0,5 vH Cr			
31	0,47	0,43	500
56	0,40	0,45	300
32	0,47	0,90	160
54	0,43	1,21	150
0,75 vH Cr			
44	0,73	0,40	150
45	0,75	0,80	50
1 vH Cr			
60	1,12	0,03	> 1460
46	0,83	0,11	350
51	0,91	0,22	160
43	0,90	0,41	60
57	0,92	0,54	60
34	0,93	0,88	50
55	0,92	1,37	50
2 vH Cr			
61	2,20	0,03	60
52	1,52	0,22	90
47	1,81	0,44	20
58	2,04	0,53	20
48	2,05	0,84	20
3 vH Cr			
62	3,50	0,03	60
53	2,65	0,22	50
49	2,69	0,46	20
59	3,50	0,55	20
50	2,86	0,88	20

Chromgehalt die A_{c2} -Punkte unterhalb der A_{c1} -Punkte zu liegen kommen.

Verlässliche neuere Untersuchungen über die Haltepunkte der Chromstähle gibt Jellinghaus¹. Ein gedrängter Auszug aus seinen Untersuchungen ist in der Zahlentafel 35 wiedergegeben.

Gleichzeitig sind dort auch Angaben über die kritischen Abkühlungsgeschwindigkeiten gemacht.

Der dritte zu besprechende Einfluß auf das Gefüge ist die Veränderung der Löslichkeitslinien für Kohlenstoff im Austenit, also die Linie *GOSE*. Die Wirkung des Chroms geht dahin, daß die im Perlit gelöste Kohlenstoffmenge herabgesetzt wird und damit der Punkt *S* im Zustandschaubild nach links geht. Nach Maurer und Schmidt² weisen z. B.

¹ Siehe Fußnote 4 S. 99.

² Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforschg. Bd. 2 S. 7; Stahl u. Eisen 1922 S. 103.

Stähle mit

0,5 vH Kohlenstoff und 1,05 vH Chrom
 oder 0,38 „ „ „ 2,19 „ „

nur sehr geringe Mengen Ferrit auf. Monnypenny¹ kommt zu dem Ergebnis, daß ein Stahl mit 0,34 vH Kohlenstoff und 11,2 vH Chrom Sekundärzementit enthält, also übereutektoid ist.

Zu ähnlichen Schlüssen kommen auch Oberhoffer, Daeves und Rapatz² (s. Abb. 52).

Von Bedeutung ist ferner, daß auch der Punkt *E* in seiner Lage so verändert wird, daß er mit steigendem Chromgehalt immer mehr nach links rückt. Oberhoffer und Daeves³ haben zuerst

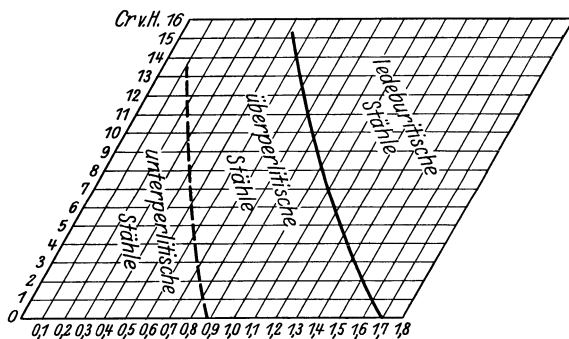


Abb. 52. Einteilung der Chromstähle nach der Löslichkeitslinie des Kohlenstoffs.
 Nach Oberhoffer, Daeves, Rapatz.

die Löslichkeit für Kohlenstoff in Chromstählen eingehend studiert. Russell⁴ hat diese Ergebnisse nachgeprüft. Oberhoffer, Daeves, Rapatz² haben einen Verlauf der Löslichkeit festgestellt, wie er aus Abb. 52 zu ersehen ist.

Es erscheint auch zweckmäßiger, die Einteilung der Chromstähle nach dieser Abbildung vorzunehmen und die Guilletsche Einteilung fallen zu lassen, da sie zu ungenau ist und es für die Verwendung der Chromstähle wenig besagt, ob sie im roh geschmiedeten Zustand martensitisch oder perlitisch sind. Beide Stahlgruppen sind in gleicher Weise leicht weich glühbar, härtbar und vergütbar. Im Gegensatz zu den martensitischen Mangan- und

¹ Stahl u. Eisen 1921 S. 270.

² Stahl u. Eisen 1924 S. 432.

³ Stahl u. Eisen 1920 S. 1515.

⁴ J. Iron Steel Inst. Bd. 104 II (1921) S. 247; Stahl u. Eisen 1922 S. 429.

Nickelstählen sind nämlich die martensitischen Chromstähle im roh geschmiedeten Zustand leicht durch Glühen in der Nähe von A_{c_1} weich und bearbeitbar zu machen. Es entfällt also auch von dem Gesichtspunkt der Praxis aus die Veranlassung, die Chromstähle nach Guillet einzuteilen, wohl aber ist es wichtig zu wissen, ob der Stahl über- oder unterperlitisch oder gar ledeburitisch ist. Es muß auch bemerkt werden, daß die Bezeichnung „Doppelkarbid“ keinen Sinn hat. Guillet meint damit offenbar denjenigen Bereich, in dem Eutektikum auftritt, also den Bereich der Ledeburistähle. Doppelkarbide gibt es aber nicht nur in diesem Bereich, sondern auch bei den andern, denn alle in den Chromstählen enthaltenen Karbide enthalten Eisen und Chrom, sind also Doppelkarbide. Obwohl diese Guilletsche Einteilung kaum noch verwendet wird, so wurde sie doch aus historischen Gründen erwähnt.

Untersuchungen über einige physikalische Eigenschaften von kohlenstofffreien Eisen-Chromlegierungen hat Stäblein¹ durchgeführt. Die elektrische Leitfähigkeit, Wärmeleitfähigkeit, magnetische Sättigung, Koerzitivkraft und Wärmeausdehnung werden an möglichst reinen Legierungen mit einem Höchstgehalt von 24 vH Chrom in Abhängigkeit vom Prozentgehalt des Zusatzes gemessen. Einfache Gesetzmäßigkeiten ergeben sich insbesondere für die spez. Gewichte, wo mit großer Annäherung die Mischungsregel gilt, sowie für die magnetische Sättigung, wo die Abhängigkeit praktisch geradlinig verläuft. Erwähnenswert ist die mit steigendem Chromgehalt größer werdende Hysterese zwischen A_{c_3} und A_{r_3} , ferner, daß die Umwandlung in beiden Richtungen innerhalb eines nicht zu vernachlässigenden Temperaturbereiches und nicht bei einer bestimmten Temperatur verläuft. Die anderen untersuchten Eigenschaften wurden ebenfalls kurvenmäßig zusammengestellt; sie befolgen keine ganz einfachen Gesetzmäßigkeiten. Bemerkenswert sind auch die Untersuchungen von Kinzel².

Sehr ausführlich haben sich auch Takojiro, Murakami und seine Mitarbeiter³ mit den Gleichgewichtskurven und anderen

¹ Arch. Eisenhüttenwes. Bd. 3 (Okt. 1929) S. 301 bis 305; Stahl u. Eisen 1929 S. 1762.

² Stahl u. Eisen 1928 S. 871; 1930 S. 277.

³ Sci. Rep. Tôhoku Univ. Bd. 9 (1920) S. 405 bis 445; Stahl u. Eisen 1920 S. 988.

Eigenschaften der Chromstähle befaßt. Sie untersuchten unter anderem an Stählen mit Chromgehalt von 9,50 bis 22,08 vH neben Kohlenstoffgehalten von 0,03 bis 1,09 vH mittels magnetischer, dilatometrischer und mikroskopischer Untersuchung die Umwandlungen und das Gefüge in Abhängigkeit von Chrom- und Kohlenstoffgehalt und den Abkühlungsbedingungen. Durch die magnetischen Untersuchungen wird festgestellt, daß der A_2 -Punkt bei gleichbleibendem Kohlenstoff- und steigendem Chromgehalt erniedrigt wird, daß dagegen bei gleichbleibendem Chromgehalt mit steigendem Kohlenstoffgehalt eine Erhöhung eintritt. Durch die dilatometrischen Messungen wird festgestellt, daß bei gleichem Kohlenstoffgehalt die Stärke der A_1 - und A_3 -Umwandlung mit steigendem Chromgehalt abnimmt, während die Umwandlungstemperatur bei der Erhitzung abnimmt.

Eine kritische Zusammenstellung über den inneren Aufbau der Chromstähle geben auch Maurer und Nienhaus¹.

Es möge nun etwas auf die Eigenschaften der Karbide in den Chromstählen eingegangen werden. Bei unlegierten Stählen hat, das Karbid (S. 4) unabhängig vom Kohlenstoffgehalt immer die Zusammensetzung Fe_3C . Bei Chromstählen ist nun auch das Chrom neben dem Eisen in den Karbiden vertreten und sein Anteil ändert sich nicht allein mit dem Chromgehalt, sondern auch bei einem bestimmten Chromgehalt mit dem Kohlenstoffgehalt. In der Regel ist der Chromgehalt der Karbide höher als der Durchschnittschromgehalt des Stahles. Bei Stählen mit etwa 2 vH Chrom und verschiedenem Kohlenstoffgehalt finden Campbell und Roß² die Zusammensetzungen, wie sie in der Zahlentafel 36 angegeben sind:

Zahlentafel 36. Zusammensetzung der Karbide in Stählen gleichen Chrom- und verschiedenen Kohlenstoffgehaltes.

	Zusammensetzung der Stähle			Zusammensetzung der Karbide		
	C vH	Cr vH	Mn vH	C vH	Cr vH	Mn vH
Stahl 1	0,36	2,24	0,24	7,38	20,7	0,76
Stahl 2	1,05	2,23	0,24	6,81	11,44	0,61
Stahl 3	1,62	2,21	0,24	6,65	8,06	0,55

Man sieht, daß der Chromgehalt der Karbide mit dem Kohlenstoffgehalt abnimmt, aber auch bei höchstem Kohlenstoffgehalt

¹ Stahl u. Eisen 1928 S. 996.

² Stahl u. Eisen 1926 S. 153 aus J. Iron Steel Inst. Sept. 1925.

noch höher ist, als der Durchschnittswert des Chroms. Bemerkenswert ist auch, daß sich auch das Mangan in den Karbiden in ähnlicher Weise anreichert. Bei einem rostsicheren Stahl findet Hatfield¹ Karbide wie auf S. 231 beschrieben.

Im übrigen ist bei diesen Angaben zu beachten, daß die Karbide sehr wahrscheinlich nicht einheitlicher Zusammensetzung sind, da es sowohl von der Abkühlungsgeschwindigkeit abhängt, wieviel Chrom in die Karbide geht, wie auch davon, ob es sich um Perlitkarbid, Sekundärzementit oder Ledeburitkarbid handelt. Da die Anreicherung des Chroms in den Karbiden die Grundmasse chromärmer macht, ist diese Eigenschaft bei den rostfreien Stählen besonders bedeutsam, weil infolgedessen das Chrom in der Grundmasse leicht unter die Grenze, bei der noch Korrosionsbeständigkeit gewährleistet ist, fällt.

Auch die oben geschilderte Verschiebung der Punkte *E* und *S* im Zustandsschaubild, also die Verringerung der Kohlenstofflöslichkeit im Austenit, hat praktische Bedeutung, die hier näher erörtert werden möge. Bei unlegiertem Stahl erscheint im gehärteten Zustand Zementit erst dann, wenn der Kohlenstoffgehalt mehr als 0,9 vH beträgt. Bei den Chromstählen, sowie allen anderen mit verringerter Kohlenstofflöslichkeit im Austenit erscheint freies Karbid im gehärteten Zustand schon bei niedrigeren Kohlenstoffgehalten. Bei den Chromstählen, die sich nach Abb. 52 innerhalb des Feldes überperlitischer Stähle befinden, werden nach einer Härtung, nicht zu weit über A_{c_1} , Karbidkörner in der martensitischen Grundmasse eingebettet sein. Bei hochprozentigen Chromstählen wird selbst dann noch freier Zementit übrigbleiben, wenn die Härtetemperatur erheblich über A_{c_1} liegt, so z. B. bei einem Stahl mit 13 vH Chrom und 0,5 vH Kohlenstoff. Die Gegenwart freier Karbidkörner hat nun aber auf gewisse Eigenschaften wie Zähigkeit, Schneidfähigkeit, bei rostfreien Stählen auf die Korrosionsbeständigkeit großen Einfluß. Eine ähnliche Wirkung wie die Verschiebung des *E*-Punktes hat auch die des *S*-Punktes im Zustandsschaubild. Es erscheint Ledeburit schon bei Kohlenstoffgehalten unter 1,7 vH. Wie schon erwähnt (S. 9) gehören alle Stähle, die Ledeburit enthalten, metallographisch zum Roheisen. Ledeburit ist der eutektische, zuletzt erstarrende Bestand-

¹ Engineer vom 15. Dez. 1922.

teil des Roheisens, dessen Erstarrungspunkt bei Eisenkohlenstofflegierungen bei 1130 bis 1150° liegt. Bei Chromstählen¹ erstarrt das Eutektikum bei 1150 bis 1160°, bei Wolframstählen¹ steigt dieser Punkt mit dem Wolframgehalt auf 1300° und darüber. Dieser Bestandteil sondert sich in Form eines Netzwerkes ab, wie in Abb. 53 für einen Stahl mit 12 vH Cr und 2 vH C dargestellt ist. Die Größe des Netzwerkes wird bei gegebener Zusammensetzung hauptsächlich durch die Erstarrungsgeschwindigkeit bestimmt, so daß bei langsamer Abkühlung grobes Korn und bei rascher feines Netzwerk entsteht. Unterhalb der Temperatur von 1150° ändert sich die Größe des Karbidnetzwerkes durch keinerlei Wärmebehandlung. Stähle im Bereiche links von *S*, bei Kohlenstoffstählen also unter 1,7 vH, können dadurch, daß man sie in das Gebiet der festen Lösung erwärmt und wieder abkühlen läßt, umkristallisiert werden, und man hat die Größe des Zementitnetzwerkes durch die Wärmebehandlung mehr oder weniger in der Hand. Im Gegensatz dazu ist jedoch grobes Ledeburitkorn durch Wärmebehandlung nicht mehr zu ändern. Beim Schmieden oder Walzen wird das Ledeburitnetzwerk gestreckt, da Ledeburit sich bei der Warmverarbeitung nicht wie andere Stähle im Bereich gleichmäßiger fester Lösung (oberhalb *G O S E*) befindet, sondern die Ledeburitkarbide wie Fremdkörper im Austenit liegen und auch beim Schmieden wie fremde Einschlüsse zeilenförmig verteilt werden. Geschmiedeter oder gewalzter Ledeburitstahl wird also in jedem Fall Zeilengefüge aufweisen. Der in Abb. 53 dargestellte Stahl sieht nach weitgehender Schmiedung so aus, wie es Abb. 54 zeigt.

Bei den Schnellstählen, die innerhalb der Gruppe der Ledeburitstähle die wichtigsten sind, wird noch weiter von diesen Eigenschaften die Rede sein.

Von Bedeutung für die Härtebehandlung der Chromstähle ist es, daß die Chromdoppelkarbide sich verhältnismäßig schwer lösen. Aus diesem Grunde müssen die Chromstähle einige Zeit

¹ Dieses Eutektikum ist in seiner Zusammensetzung mit dem Eutektikum der Eisenkohlenstofflegierungen natürlich nicht identisch, trotzdem erscheint es zweckmäßig, auch die Eutektikum enthaltenden Chrom- und Wolframstähle Ledeburitstähle zu nennen, weil auf diese Weise mit einem treffenden Ausdruck ihre roheisenähnlichen Eigenschaften gekennzeichnet sind.

auf Härtetemperatur gehalten werden. Je höher der Chromgehalt ist, um so mehr wirkt sich diese Eigenschaft aus, und bei

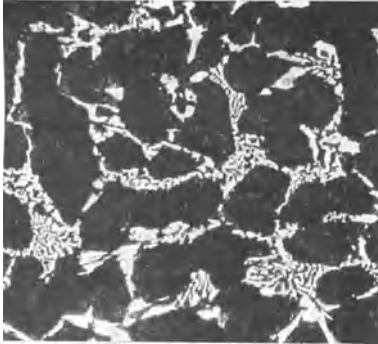


Abb. 53. Kleingefüge (Ledeburitnetzwerk eines Stahles mit 2 vH C und 12 vH Cr). $\times 200$.

den hochprozentigen Chromstählen, z. B. den oben erwähnten ledeburitischen, ist es angezeigt, die Stähle 10 bis 20 Minuten auf Härtetemperatur zu lassen. Chrom verringert die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit und erhöht dadurch die Einhärtung.



Abb. 54. Kleingefüge eines Stahles mit 2 vH C und 12 vH Cr nach starker Verschmiedung (Längsschliff). $\times 200$.

Im Verein mit Nickel wird diese Eigenschaft besonders bei den Vergütungsstählen ausgenutzt. Für Werkzeugstähle wird Chrom deshalb gerne herangezogen, weil es die Stähle schon bei Abschreckung in Öl hart genug macht und gleichzeitig Durchhärtung hervorruft. Dadurch werden sowohl Formänderungen wie Härteauswurf geringer (S. 326/329). Karbidreiche Chromstähle sind sehr abnutzungswiderstandsfähig und erhöhen auch die Schneidkraft der Werkzeuge. An die Schneidhaltigkeit der Wolframstähle reichen die Chromstähle allerdings nicht heran. Der Grund dürfte wohl der sein, daß die Wolframdoppelkarbide feinkörniger und auch härter sind als die Chromdoppelkarbide. Hochprozentige Wolframstähle können aber trotzdem die Chromstähle nicht immer ersetzen, da sie bei Abschreckung in Öl zu geringe Härte annehmen und auch nicht durchhärten (S. 126).

Wohl die wichtigste Legierungswirkung des Chroms ist die, daß es den Stahl gegen Rosten und unter bestimmten Bedin-

den hochprozentigen Chromstählen, z. B. den oben erwähnten ledeburitischen, ist es angezeigt, die Stähle 10 bis 20 Minuten auf Härtetemperatur zu lassen. Chrom verringert die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit und erhöht dadurch die Einhärtung. Im Verein mit Nickel wird diese Eigenschaft besonders bei den Vergütungsstählen ausgenutzt. Für Werkzeugstähle wird Chrom deshalb gerne herangezogen, weil es die Stähle schon bei Abschreckung in Öl hart genug macht und gleichzeitig Durchhärtung hervorruft. Dadurch werden sowohl Formänderungen wie Härteauswurf geringer (S. 326/329). Karbidreiche Chromstähle sind sehr abnutzungswiderstandsfähig und erhöhen auch die Schneidkraft der Werkzeuge. An die Schneidhaltigkeit der Wolframstähle reichen die Chromstähle allerdings nicht heran. Der Grund dürfte wohl der sein, daß die Wolframdoppelkarbide feinkörniger und auch härter sind als die Chromdoppelkarbide. Hochprozentige Wolframstähle können aber trotzdem die Chromstähle nicht immer ersetzen, da sie bei Abschreckung in Öl zu geringe Härte annehmen und auch nicht durchhärten (S. 126).

gungen gegen manche andere korrodierenden Mittel widerstandsfähig macht. Diese Eigenschaft wird unter dem Abschnitt „Rostfreie Stähle“ noch ausführlicher behandelt werden. Da die Rostbeständigkeit auf Widerstandsfähigkeit gegen Oxydation beruht, so sind die Stähle auch gegen Zundern, d. i. gegen Oxydation bei höheren Temperaturen beständig. Die höher legierten Chromstähle sind daher auch zunderbeständige Stähle.

Zahlentafel 37 gibt in übersichtlicher Zusammenstellung die gangbarsten Verwendungszwecke der Chromstähle und ihre Zusammensetzung wie folgt wieder:

Zahlentafel 37.
Zusammensetzung und Verwendungszweck der Chromstähle.

	Zusammensetzung		Verwendungszweck
	C vH	Cr vH	
1	0,1 — 0,2	0,4 — 0,8	Einsatzstähle
2	0,1 — 0,2	0,8 — 2,0	„
3	0,2 — 0,4	1,5	Federn
4	0,3 — 0,5	1,0 — 2,0	Preßluftwerkzeuge
4a	0,2 — 0,4	0,7 — 1,5	Vergütungsstähle
5	0,8 — 1,1	0,5 — 2,0	Kaltwalzen, Sägeblätter, Hammerkerne, Kaltschlagwerkzeuge
6	0,6 — 0,8	0,5 — 0,8	Gesenkstahl
7	0,9 — 1,1	0,3 — 0,5	Kaltschlagwerkzeuge mit stärkerer Einhärtung
8	0,85 — 1,0	1,0 — 1,3	Kugeln
9	1,0 — 1,1	1,3 — 1,8	Kugellager, Exzenter, Daumen, Nocken, Schnitte, Walzen
10	1,0 — 1,2	1,0 — 3,0	Dauermagnete
11	1,2 — 1,5	1,5 — 2	Meßwerkzeuge, Gewindebohrer, Rössel, Fräserfeilen
12	1,8 — 2,5	2,0 — 2,5	Zieheisen, Preßformteile f. Warmwerkbetriebe
13	1,2 — 1,5	0,2 — 0,7	Rasiermesser u. Rasierklingen, Ziehringe, Dreh- und Hobelmesser
13a	0,1 — 0,2	5,0 — 12,0 0,2 — 0,5 V	Hochdruckgefäße für die chemische Industrie
14	0,1 — 0,2	13,0 — 16,0	Vergütungsfähiger rostfreier Stahl
15	bis 0,12	16,0 — 20,0	Nicht vergütungsfähiges rostfreies Eisen
16	0,3 — 0,7	13,0 — 17,0	Gut härtbarer rostbeständiger Stahl
17	1,5 — 2,5	9,0 — 14,0	Schnitte, Zieheisen, Prägestempel, Kaliberringe, Gewindewalzbacken, Hammersättel, Gewindebohrer
18	1,5 — 2,0	16,0 — 20,0	Warmwalzstopfen, Formzeuge für Brikettpressen
19	0,1 — 0,4	12,0 — 30,0	Zunderbeständige Legierungen
20	1,0 — 2,0	25,0 — 30,0	Korrosionsbeständige Gußlegierung
21	3 — 5	2,5 — 1,0 Si 30/35 5 — 8 Mn	Legierung für Auftragschweißung

Zu 1 und 2. 0,1 bis 0,2 vH C, 0,4 bis 2,0 vH Cr. Bis zu einem Gehalt von 1 vH Chrom werden diese Stähle als Wasserhärter verwendet, darüber hinaus als Ölhärter. Sie haben gegenüber den unlegierten Stählen den Vorteil, daß die Kernhärte höher ist, und daß sie ihr Korn während des Einhärtens nicht so stark vergrößern. Kothny¹ findet für zwei Chromeinsatzstähle die in Zahlentafel 38 angegebenen Eigenschaften.

Zahlentafel 38.

Festigkeitseigenschaften des nicht aufgekohlten Kernteiles eines im Einsatz gehärteten Chromstahles nach Kothny.

Zusammensetzung des Stahles		Härtemittel	Festigkeit in kg/mm ²	Dehnung in vH	Kerb- zähigkeit in kg/cm ²
C	Cr				
0,14	1,04	Öl	60	15,5	11,0
		Wasser	98	10,8	11,6
0,19	1,03	Öl	106	9,1	8,8
		Wasser	139	6,1	7,7

Die Chromstähle, insbesondere die nach I, haben sich in Deutschland schon ziemlich Eingang verschaffen können.

Zu 4a. 0,2 bis 0,4 vH C, 0,7 bis 1,5 vH Cr. Diese Stahlgruppe ist in Amerika und auch in Deutschland als Vergütungsstahl

Zahlentafel 39. Festigkeitseigenschaften einiger vergüteter Chromstähle bei Abschrecktemperatur: ($A_{c_1} + 90^\circ$) Öl und Anlaßtemperatur: $A_{c_1} - 80$ (Öl abgekühlt) nach Dickenson.

C	Cr	Anlaß- temperat.	Streckgr.	Bruchgr.	Dehnung ²	Einschnü- rung in
		° C	kg/mm ²	kg/mm ²	in vH	vH
0,16	1,00	670	28,3	45,6	39	77
0,24	1,50	680	39,2	58,2	29	72
0,22	2,90	695	48,6	64,5	27	74
0,20	4,90	745	45,7	66,2	27	72
0,41	3,05	700	55,0	75,5	27	69
0,38	5,03	725	49,0	75,5	27	68
0,52	1,14	675	59,8	91,5	20	56
0,47	2,23	685	63,0	86,5	21	63
0,48	5,95	735	49,0	75,6	26	66
0,64	2,27	685	74,0	94,5	20	56
0,59	3,73	708	61,5	82,0	22	63
0,72	0,95	670	66,0	104,2	19	47

¹ Stahl u. Eisen 1919 S. 1341.² Fünffache Meßlänge.

bekannt, nicht ohne daß man diese Stähle von verschiedenen Seiten einer gründlichen Prüfung unterzog.

Maurer und Hohage¹ studierten die Eigenschaften an einer Reihe von Chromstählen, und zwar sowohl solcher, die im Einsatz als auch solcher, die als Vergütungsstähle in Betracht kommen können. Eine auszugsweise Wiedergabe der von Dickenson angegebenen und von den beiden genannten Forschern besprochenen Werte zeigt Zahlentafel 39.

Barton² gibt in Zahlentafel 40 und 41 folgende Zusammensetzungen und die physikalischen Werte für vergütete Chromstähle an:

Zahlentafel 40. Festigkeitseigenschaften eines vergüteten Chromstahles mit 1,50 bis 1,75 vH Chrom nach Barton.

C vH	Streck- grenze	Festigkeit	Dehnung	Ein- schnürung	Härte- temperatur	Anlaß- temperat.
0,55—	114,80	152,60	6,4	16,0	770 Ö 740 Ö	Ö 370
0,65	104,02	146,86	9,0	22,0	770 „ 740 „	„ 480
	85,93	124,46	11,7	26,0	770 „ 740 „	„ 565

Zahlentafel 41. Festigkeitseigenschaften vergüteter Chromstähle mit 2 vH Chrom nach Barton.

C vH	Streck- grenze	Festigkeit	Deh- nung	Ein- schnürung	Härtetempe- ratur	Anlaß- temperat.
0,25—0,30	56,00	63,00	25,0	65,0	790 W 760 W	705
0,25—0,30	86,50	94,50	16,0	50,0	790 „ 760 „	540
0,25—0,30	105,00	119,00	12,0	55,0	790 „ 760 „	400
0,30—0,40	63,00	73,50	22,0	65,0	815 „ 790 „	705
0,30—0,40	98,00	105,00	16,0	50,0	815 „ 790 „	540
0,30—0,40	126,00	133,00	10,0	35,0	815 „ 790 „	400
0,40—0,50	77,00	94,00	20,0	60,0	815 Ö 790 Ö	705
0,40—0,50	112,00	119,00	14,0	14,0	815 „ 790 „	540
0,40—0,50	140,00	154,00	10,0	30,0	815 „ 790 „	400
0,55—0,65	80,50	91,00	17,0	55,0	800 „ 720 „	705
0,55—0,65	119,00	126,00	13,0	40,0	800 „ 720 „	540
0,55—0,65	133,00	161,00	9,0	30,0	800 „ 720 „	400

Kothny³ hat eingehende Versuche über Herstellung und Behandlung von Chrombaustählen gemacht und ist zu dem Schluß

¹ Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch. Bd. 2 S. 94; Stahl u. Eisen 1922 S. 60. ² Heat Treat. Forg. Febr. 1923 S. 102.

³ Stahl u. Eisen 1919 S. 1341.

gekommen, daß sie als guter Ersatz für Chrom-Nickelstähle sowohl als Einsatz wie auch als Vergütungsstähle zu verwenden wären.

Für Vergütungsstahl schlägt er folgende Zusammensetzung vor:

0,2 bis 0,45 vH C, 0,4 bis 0,6 vH Mn, 1 bis 1,3 vH Cr

und für Einsatzstähle:

0,1 bis 0,2 vH C, 0,4 bis 0,6 vH Mn, 0,8 bis 1,1 vH Cr.

Am meisten hat Ford zur Verbreitung dieser Vergütungsstähle beigetragen. Diese höheren Stähle gehen aber des Mangangehaltes wegen unter dem Namen Chrom-Manganvergütungsstähle. Über die Fordschen Vorschriften siehe daher unter Chrom-Manganstählen. Sie haben gegenüber den Chrom-Nickelvergütungsstählen den Vorteil der größeren Billigkeit und der leichteren Gieß- und Schmiedebehandlung, erreichen bei gleicher Festigkeit aber nicht die Zähigkeit der Chrom-Nickelstähle.

Zu 5. 0,8 bis 1,1 vH C, 0,5 bis 2 vH Cr. Für hochbeanspruchte Kaltwalzen sind Stähle innerhalb dieser verhältnismäßig eng begrenzten Zusammensetzung beinahe die einzig verwendeten. Diese Stähle genügen den Anforderungen an hohe Härte und Polierfähigkeit am besten. Bei höherem Chrom- und Kohlenstoffgehalt wäre Wasserhärtung schon zu gefährlich und Ölhärtung würde zu geringe Härtung ergeben. Bei weiterer Steigerung des Chromgehaltes könnte man zwar auch in Öl die Härtung erreichen, der Stahl würde aber im Preis steigen und außerdem seine gute Polierfähigkeit verlieren. Innerhalb dieser Stahlgruppe gibt es eine Reihe von Abstufungen, die nach der Größe der Walzen ausgewählt werden. Je größer die Walze, desto niedriger soll der Chromgehalt bemessen sein. Zur Verbesserung hat man Molybdänzusätze bis 0,5 vH mit Erfolg verwendet.

Auch für Kaltschlagwerkzeuge wird der Stahl gebraucht. Es ist dies dann der Fall, wenn großer Preßdruck und damit Gefahr des Eindrückens der Härteschicht vorliegt. Diese Stähle liegen an der Grenze der Wasserhärter. Man muß daher an der oberen Grenze des Legierungsbereiches und bei heikleren Teilen zur Ölhärtung greifen.

Zu 6. 0,6 bis 0,8 vH C, 0,5 bis 0,8 vH Cr. Für Warmgesenke im schmiedeharten und auch im vergüteten Zustand wird der Stahl infolge seiner erhöhten Warmfestigkeit und seines ver-

hältnismäßig niedrigen Preises gerne herangezogen. Mit dem Mangengehalt geht man bei diesen Stählen bis 0,8 vH hinauf.

Zu 7. 0,9 bis 1,1 vH C, 0,3 bis 0,5 vH Cr. Dieser Stahl härtet weniger ein als Stahl 5, ist aber wegen des höheren Kohlenstoffgehaltes auch härteempfindlich.

Zu 8 und 9. 0,85 bis 1,1 vH C, 1 bis 1,8 vH Cr. Der größte Teil der in der ganzen Welt gebrauchten Kugel und Kugellager werden aus den angegebenen Chromstählen hergestellt. Da an die Betriebssicherheit der Kugellager große Anforderungen gestellt werden, sind auch die Anforderungen an den Stahl demgemäß. Man verlangt eine Härte von mehr als 600 Brinelleinheiten, eine bestimmte Biegungsfestigkeit in der Querrichtung und läßt nur ein geringes Maß von Karbidzeilen und Schlacken zu. Neben sorgfältigen Gießbedingungen erreicht man dies durch richtige Durchwärmung, Einhaltung der Anfangs- und Endwalz- oder Schmiedetemperatur und Glühen. Um gute Bearbeitbarkeit zu erzielen, schreibt man Festigkeiten von 62 bis 72 kg/mm² vor. Bei dieser Festigkeit ist gleichzeitig die Karbidanordnung im geglühten Stahl, so daß gute Härbarkeit und Zähigkeit nach dem Härten gewährleistet ist. Über die zweckmäßige Glühtemperatur sind die Meinungen geteilt. Kjerrman¹, der zwei Stähle mit folgender Zusammensetzung:

Stahl 1:	1,01 C	1,54 Cr	
„ 2:	1,0 C	1,77 Cr	0,21 Mo

untersuchte, den A_1 -Punkt bei 720 bis 753° findet, gibt als günstigste Glühtemperatur 720 bis 750° an. Von anderer Seite wird höhere Glühtemperatur vorgeschlagen.

Es hängt dies wohl auch von dem Gefüge des Walzzustandes ab. Ist es feiner, so genügen niedrigere Temperaturen, um das Karbidnetzwerk und den streifigen Perlit zu kugeln. Sie wird aber nie unter 720° heruntergehen können und nie 780° überschreiten. Auch die Glühdauer muß berücksichtigt werden, je länger sie ist, desto niedriger muß sie gewählt werden. Zu hoher Chromgehalt verringert die Härbarkeit, weil der Grundmasse Kohlenstoff entzogen wird, es sei denn, daß man auch den Kohlenstoffgehalt erhöht. Dies beeinträchtigt aber wieder die Zähigkeit, so daß man innerhalb der angegebenen Grenzen bleiben soll.

¹ Stahl u. Eisen 1928 S. 1174.

Die Behandlung der Kugellagerstähle ist im Schrifttum ausführlich behandelt, besonders hervorgehoben seien die Ausführungen Oertels¹, der sich eingehend mit dem Erzeugungsgang und den Anforderungen befaßt hat, und die Untersuchungen Houdremonts und Kallens².

Zu 10. 1,0 bis 1,2 vH C, 1,0 bis 3,0 vH Cr. Von diesen Stählen wird im Abschnitt „Dauermagnete“ die Rede sein.

Zu 11. 1,2 bis 1,5 vH C, 1,5 bis 2 vH Cr. Diese Stähle sind für Werkzeuge brauchbar, die große Härte und Maßbeständigkeit beim Härten verlangen. Der Stahl hat infolge der vielen freien Karbide große Abnutzungswiderstandsfähigkeit.

Zu 13. 1,2 bis 1,5 vH C, 0,2 bis 0,7 vH Cr. Dieser Werkstoff ist für Rasiermesser, an der unteren Grenze des Chrom- und Kohlenstoffgehaltes, auch für Rasierklingen, wenn höhere Ansprüche gestellt werden, der beliebteste.

Zu 13a. 0,1 bis 0,2 vH C, 5 bis 12 vH Cr, 0,2 bis 0,5 vH V. Durch Zusatz von 1 vH Molybdän sollen diese Stähle noch verbessert werden und besonders geeignet sein, den Angriffen von Wasserstoff bei hohem Druck und Temperaturen zu widerstehen³.

Zu 14, 15, 16. Siehe Abschnitt „Rostfreie Stähle“.

Zu 17. 1,5 bis 2,5 vH C, 9 bis 14 vH Cr. Von diesem ledeburitischen Stahl war schon auf S. 105 die Rede, wo der Begriff „ledeburitische Stähle“ auseinandergesetzt wurde. Man kann diesen Stahl als den fast allein üblichen für die Hochleistungsschnittwerkzeuge ansehen. Wegen der Wichtigkeit dieses Stahles möge auf seine Eigenschaften etwas näher eingegangen werden. Das Gefüge dieses Stahles im geglühten und gehärteten Zustand im Querschliff ist aus den Abb. 55 und 56 ersichtlich.

Aus der großen Härte dieses Stahles (man erreicht leicht 65 Rockwelleinheiten), besonders aus der großen Menge an Chromdoppelkarbiden ist es erklärlich, warum dieser Stahl so außerordentlich abnutzungswiderstandsfähig ist. Obwohl der Haltepunkt $A c_1$ dieser Stähle bei etwa 800° liegt, so bedarf es doch einer Temperatur von 900 bis 950°, um so viel Karbide in Lösung

¹ Werkstofftagung. Stahl u. Eisen als Werkstoff Bd. 4 S. 53/58; siehe auch Stahl u. Eisen 1927 S. 2168.

² Z. VDI Bd. 70 (1926) Nr. 31 S. 1035 bis 1039.

³ Z. B. Ver. St. Amerika-Patent 1787403.

zu bringen, daß die nötige Härte erreicht wird. Infolge der schweren Löslichkeit der Chromdoppelkarbide müssen diese Stähle auch, wie schon oben erwähnt, 10 bis 20 Minuten auf Härtetemperatur gehalten werden. Sie lassen bis gegen 1000° keine Kornvergrößerung erkennen, sind also verhältnismäßig härteunempfindlich. Allerdings zeigt sich bei dieser Abschrecktemperatur schon eine Abnahme der Härte, bis bei 1100° Härtetemperatur der Stahl, abgesehen von den ungelösten Karbiden, unmagnetisch und austenitisch wird. Das Gefüge eines auf diese Weise abgeschreckten Stahles ist in der Abb. 57 zu sehen. Ein so abgeschreckter Stahl wird durch Anlassen auf etwa 500° durch Überführung des Austenits in Martensit wieder hart.

Dieser Stahl zeigt in seinen Eigenschaften Anklänge an das Verhalten des Schnelldrehstahles in dem Sinne, daß beim Abschrecken aus höherer Temperatur die Anlaßbeständigkeit steigt. Man hat auch gehofft, diese Stähle als Ersatz für Schnelldrehstähle verwenden zu können. Die Erwartung schlug aber fehl, wohl deshalb, weil die Chromstähle nur bis 500° und nicht bis 600° anlaßbeständig sind und auch die Zeitdauer der Anlaßbeständigkeit geringer sein dürfte als bei den Schnelldrehstählen. Eine nicht untergeordnete Rolle spielt es auch, daß die Härte der Chromkarbide hinter der der Wolframkarbide zurücksteht. Man hat versucht, diesen Stahl durch Zusatz von

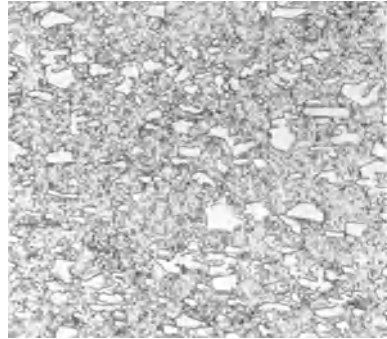


Abb. 55. Gefüge eines ledeburitischen Chromstahles im weichgeglühten Zustande. $\times 500$.

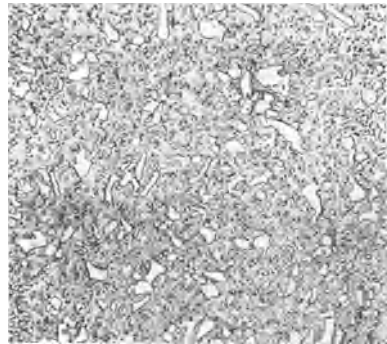


Abb. 56. Gefüge eines Stahles wie Abb. 55, aber bei 500° gehärtet. $\times 500$.

anderen Legierungselementen zu verbessern, um die Zähigkeit und vielleicht auch um die Wärmebeständigkeit des Härtegefüges

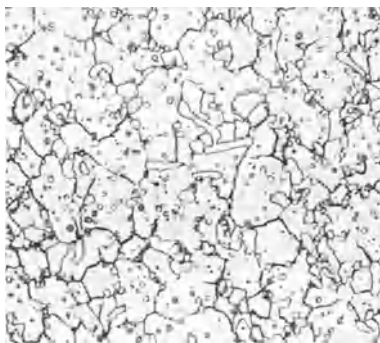


Abb. 57. Gefüge eines Stahles wie Abb. 56, aber bei 1100° C abgeschreckt. $\times 500$.

bei zu hoch gewählter Härtetemperatur durch Austenitbildung den Stahl nicht hart genug zu bekommen. Wolfram, Molybdän

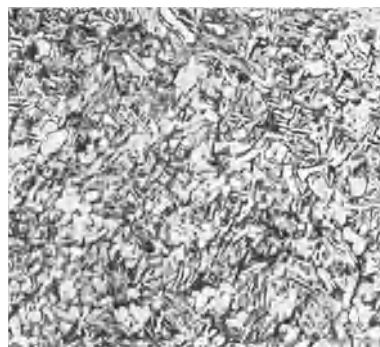


Abb. 58. Gefüge eines Stahles wie Abb. 57, aber nach dem Abschrecken bei 500° C angelassen. $\times 500$.

und Vanadin und Kobalt scheinen aber eine Verbesserung zu bedeuten. Wolfram, Molybdän und Vanadin machen die Karbide feiner und wohl auch härter, erhöhen auch bis zu einem geringen Grade die Anlaßbeständigkeit. Die Menge der Zusätze liegen in den Grenzen 0,2 bis 3,0 vH, je nach den Legierungsmetallen. Vanadin ist das wirksamste, Molybdän liegt in der Mitte. Das Kobalt verbessert den Stahl dadurch, daß es ihn zäher und warm-

härter macht, ohne daß die Weichglühbarkeit in solchem Maße eingeschränkt wird wie bei Nickel. Das Kobalt verwendet man auch gleichzeitig mit Molybdän oder Wolfram. Solche Stähle werden besonders als Ersatz für Schnelldrehstähle, insbesondere für gegossene Fräser empfohlen. Es hat sich aber trotz des geringen

zu verbessern. Mangan und Nickel scheiden deshalb aus, weil sie den Stahl noch schwerer weichglühbar machen, eine Eigenschaft, die um so unangenehmer ins Gewicht fällt, als der Stahl wegen der vielen Karbide schon bei einer Festigkeit von 80 kg/mm² verhältnismäßig schwer bearbeitbar ist. Zusätze von mehr als 0,5 vH machen sich schon unangenehm bemerkbar. Außerdem wird durch Mangan und Nickel die Neigung verstärkt,

bei zu hoch gewählter Härtetemperatur durch Austenitbildung den Stahl nicht hart genug zu bekommen. Wolfram, Molybdän und Vanadin und Kobalt scheinen aber eine Verbesserung zu bedeuten. Wolfram, Molybdän und Vanadin machen die Karbide feiner und wohl auch härter, erhöhen auch bis zu einem geringen Grade die Anlaßbeständigkeit. Die Menge der Zusätze liegen in den Grenzen 0,2 bis 3,0 vH, je nach den Legierungsmetallen. Vanadin ist das wirksamste, Molybdän liegt in der Mitte. Das Kobalt verbessert den Stahl dadurch, daß es ihn zäher und warm-

Preises gegenüber den Schnelldrehstählen nicht einbürgern können. Geringe Kupferzusätze haben sich für manche Verwendungszwecke, z. B. für Zieheisen, als vorteilhaft erwiesen.

Zu 18. 1,5 bis 2,0 vH C, 16 bis 20 vH Cr. Dieser Stahl ist schon im Gußzustand und natürlich auch aus höheren Temperaturen abgeschreckt austenitisch. Durch Erwärmen auf Temperaturen um 500° wird der Stahl durch Martensitbildung härtegesteigert. Die Brinellhärte dieses Stahles ist trotz seines austenitischen Gefüges ziemlich hoch und beträgt etwa 350. Diese hohe Härte und die, in Anbetracht der großen Karbidmenge, verhältnismäßige Zähigkeit, und seine Warmbeständigkeit macht den Stahl für Warmarbeitswerkzeuge, z. B. Walzstopfen, Walzenführungen, die keine allzu große Zähigkeit erfordern, ausgezeichnet verwendbar. Die Schmiedung dieses Stahles ist, da er bereits im Löslichkeitsbereich liegt, sehr schwierig und beeinträchtigt seine Verwendbarkeit. Man verwendet sie daher fast ausschließlich im gegossenen Zustand. Was die Verbesserung dieses Stahles durch Kobalt oder Wolfram oder Molybdänzusatz betrifft, so gilt dasselbe wie für die Stähle unter Nr. 17. Auch Kobalt macht den Stahl aus denselben Gründen besser wie den vorhergehenden Stahl. Mangan und Nickel brauchen nicht gescheut zu werden, weil Austenitbildung erwünscht ist. Es wurden auch andere Zusätze von Zirkon, Kupfer vorgeschlagen, deren Wert aber nicht ersichtlich ist¹.

Zu 19. 0,1 bis 0,4 vH C, 12 bis 30 vH Cr. Diese Stähle werden unter dem Abschnitt „Zunderbeständige Stähle“ behandelt.

Chrom-Nickelstähle.

Das wichtigste Begleitelement des Chroms im Stahl ist das Nickel. Man erzielt mit Nickel-Chromstählen Eigenschaften, die den höchsten Ansprüchen an Baustähle genügen und sonst kaum erreicht werden. Für gewisse rost- und säurebeständige Stähle sind Chrom-Nickellegierungen derzeit noch unersetzlich.

Es sind vor allem die gute Durchvergütbarkeit und das geringe Kornwachstum bei Schmiede- und Härtetemperatur und die damit verbundene Zähigkeit, die den Stahl für Vergütungs- und Einsatzstähle wertvoll macht. In bezug auf die Durchhärtbarkeit

¹ D.R.P. 424070.

wirken Nickel und Chrom in Gemeinschaft stärker als jedes für sich. Ein Stahl mit 0,4 vH Kohlenstoff und 1 vH Chrom bildet bis zu einer Tiefe von 30 mm Martensit. Ein Stahl mit 0,4 vH Kohlenstoff und 3 vH Nickel härtet auch nicht tiefer. Hingegen wird ein Stahl mit 0,4 vH Kohlenstoff, 3 vH Nickel und 1 vH Chrom bei Ölhärtung bis zu einer Tiefe von 300 mm martensitisch sein. Diese außerordentliche Erniedrigung der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit bei Nickel-Chromstahl ermöglicht es, daß selbst bei großen Querschnitten der Stahl im Kern gehärtet ist. Die geringe Neigung zum Kornwachstum erlaubt es, beim Schmieden und Walzen die Endschmiedetemperatur nicht so streng einhalten zu müssen wie bei anderen Stählen. Dasselbe

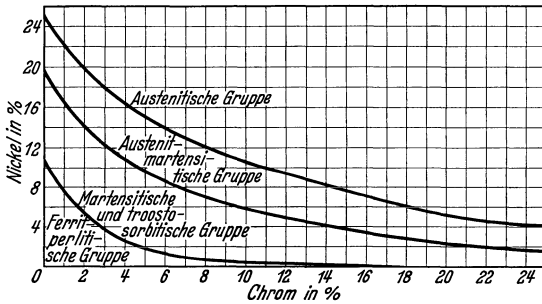


Abb. 59. Gefügeschubild der Chrom-Nickel-Stähle. Nach Strauß u. Maurer.

gilt auch für die Erwärmung auf die Härtetemperatur. Bei Einsatzstählen bleibt der Stahl trotz langer Erwärmung im Einsatz immer noch fein im Korn, im Gegensatz zu unlegierten und Chromeinsatzstählen (s. Einsatzstähle). Unangenehme Eigenschaften der Chrom-Nickelstähle sind: Die Neigung, im Gußzustand sehr grobe Primärkristalle zu bilden, eine Eigenschaft, die im Gegensatz dazu steht, das Schmiede- oder Härtekorn fein auszubilden. Es herrschen eben für das Kristallwachstum aus dem flüssigen Zustand andere Gesetze als im festen Zustand. Die groben Primärkristalle der Chrom-Nickelstähle machen den Stahl beim Schmieden empfindlich, da sich zwischen den groben Kristallen leicht Schrumpfhohlräume bilden, die beim Schmieden nicht immer verschweißen. Auch ohne Schrumpfrisse können solche Stähle bei groben Primärkristallen längs der Korngrenzen beim Schmieden und Walzen reißen. Erschwerend kommt noch die große kritische

Abkühlungsgeschwindigkeit hinzu, die es erklärlich macht, daß Chrom-Nickelstähle beim Abkühlen aus der Schmiede- oder Walztemperatur reißen, wenn sie nicht vorsichtig abgekühlt werden. Für diesen Stahl ist raschere Luftabkühlung ebenso gefährlich wie für unlegierten oder schwach legierten Wasserabkühlung. Strauß und Maurer¹ geben ein zusammenfassendes Schaubild der Chrom-Nickelstähle nach der Abb. 59².

Die Chrom-Nickelstähle sind also, wie sich aus obigem ergibt, schon bei verhältnismäßig niedrigen Legierungsgehalten martensitisch, z. B. bei 0,4 vH C, 3 vH Ni, 1 vH Cr.

Die Zahlentafel 42 gibt eine Zusammenstellung über die wichtigsten in Verwendung befindlichen Chrom-Nickelstahllegierungen.

Zahlentafel 42.

Zusammensetzung und Verwendungszweck der Nickelchromstähle.

	C vH	Si vH	Mn vH	Ni vH	Cr vH	Verwendungszweck
1	0,1 — 0,17	0,35	0,50	2,0 — 3,0	0,5 — 1,0	Einsatzstahl
2	0,1 — 0,17	0,35	0,50	3,0 — 4,0	0,5 — 1,0	„
3	0,1 — 0,17	0,35	0,50	4,0 — 5,0	0,90 — 1,1	„
4	0,25 — 0,32	0,35	0,4 — 0,8	1,25 — 1,75	0,3 — 0,7	Vergütungsstahl
5	0,32 — 0,4	0,35	0,4 — 0,8	1,25 — 1,75	0,3 — 0,7	„
6	0,25 — 0,32	0,35	0,4 — 0,8	2,0 — 3,0	0,5 — 1,5	„
7	0,32 — 0,40	0,35	0,4 — 0,8	2,0 — 3,0	0,5 — 1,5	„
8	0,20 — 0,27	0,35	0,4 — 0,8	3,0 — 4,0	0,5 — 1,5	„
9	0,28 — 0,35	0,35	0,4 — 0,8	3,0 — 4,0	0,5 — 1,5	„
10	0,3 — 0,4	0,35	0,4 — 0,8	4,0 — 5,0	0,8 — 1,5	„
11	0,45 — 0,6			1,5 — 2,0	0,8 — 1,3	Gesenk- u. Zahnradstahl
12	0,45 — 0,6			3,0 — 4,0	0,8 — 1,3	Kaltschlag- und Warmarb.-Stahl
13	0,3 — 0,5			2,5 — 3,5	0,8 — 1,2 m. Mo-Zusatz	
14	unter 0,20			6,0 — 30,0	14,0 — 20,0	Korrosionsbeständiger Stahl
15	meist unt. 0,20			30,0 — 80,0	14,0 — 20,0	Zunderbeständiger Stahl
16	0,2 — 0,3			35,0 — 38,0	12,0	Stahl mit niedriger Wärmeausdehnung

Die Stähle 1 bis 10 umfassen auch die genormten Chrom-Nickel-einsatz- und Vergütungsstähle und schließen wohl alle üblichen

¹ Krupp'sche Monatshefte. Aug. 1920 S. 129/146; Stahl u. Eisen 1921 S. 830.

² Aus Werkstoffhandbuch 11.

Chrom-Nickelbaustähle in sich. Für die Stähle 1 bis 3 gelten etwa folgende Festigkeitseigenschaften im geglühten und gehärteten Zustand.

Zahlentafel 43. Eigenschaften der Nickelchromeinsatzstähle.

Zustand	Brinell- härte, höchste	Zugfestigkeit kg/mm ²	Streck- grenze in vH	Bruch- dehnung in vH	Ein- schnürung in vH
Zu 1:					
Geglüht	206	70	70	22—18	65—55
Gehärtet Wasser		90—110	75	14—10	55—45
Gehärtet Öl . . .		80—100	70	12—7	50—40
Zu 2:					
Geglüht	220	75	70	18—12	60—50
Gehärtet Öl . . .		90—120	75	12—6	50—40
Zu 3:					
Geglüht	240	83	80	16—10	60—50
Gehärtet Öl . . .		120—140	75	10—5	50—40

Für die Stähle 4 bis 10 gelten bei Chromgehalten an der unteren Grenze etwa folgende Festigkeitseigenschaften:

Zahlentafel 44. Eigenschaften der Nickelchromvergütungsstähle.

Zustand	Zugfestigkeit kg/mm ²	Streckgrenze in vH der Zugfestigkeit	Bruch- dehnung l = 10 d	Ein- schnürung in vH
Zu 4 und 5:				
Geglüht	70	60	20—14	60—50
Zäh vergütet	65—80	70	16—12	65—55
Hart vergütet	75—90	70	14—10	60—50
Zu 6 und 7:				
Geglüht	70	60	18—12	60—50
Zäh vergütet	70—85	70	14—10	60—50
Hart vergütet	85—100	70	12—8	50—40
Zu 8 und 9:				
Geglüht	80	60	18—12	60—50
Zäh vergütet	75—90	75	14—10	65—55
Hart vergütet	90—105	75	12—8	55—45
Zu 10:				
Geglüht	90	60	15—9	60—50
Vergütet in Öl	95—105	80	12—10	60—50
Vergütet in Luft zäh	100—110	80	12—10	60—50
„ „ „ hart	110—130	90	10—7	55—45

Eine Zusammenstellung der Festigkeitseigenschaften von Chrom-Nickelstählen, die etwa in den Gruppen 4 bis 5 und 8 bis 9 liegen, gibt Barton in der Zahlentafel 45.

Zahlentafel 45. Festigkeitseigenschaften und Zusammensetzung einiger Chromnickelstähle nach Barton¹.

C vH	Streck- grenze in kg/mm ²	Festigkeit in kg/mm ²	Dehnung in vH	Härtetemperatur in °C		Anlaß- temperat. in °C
Stähle mit 1,5 vH Nickel und 0,60 vH Chrom						
0,20	49,00	63,00	22,5	825 W	790 Öl	705
0,20	77,00	98,00	14,0		790 „	540
0,20	98,00	126,00	9,0		790 „	345
0,30	66,50	77,00	20,0	790 „	760 „	705
0,30	91,00	105,00	15,0	790 „	760 „	540
0,30	115,50	136,50	10,0	790 „	760 „	345
0,40	70,00	84,00	17,5	790 „	760 „	705
0,40	87,00	105,00	14,0	790 „	760 „	540
0,40	140,00	154,00	8,5	790 „	760 „	345
0,50	70,00	80,50	18,0	775 „	745 „	705
0,50	108,50	126,00	15,5	775 „	745 „	540
0,50	161,00	182,00	10,5	775 „	745 „	345
Stähle mit 2,75 bis 3,5 vH Nickel, 1,0 bis 1,5 vH Chrom						
0,30	56,00	84,00	18,0	815 W	760 Öl	705
0,30	91,00	105,00	12,5	815 „	760 „	515
0,30	126,00	136,50	7,5	815 „	760 „	345
0,40	73,50	84,00	20,0	790 „	745 „	705
0,40	91,00	105,00	15,0	790 „	745 „	515
0,40	140,00	157,00	10,0	790 „	745 „	345
0,50	80,50	94,50	19,0	800 „	760 „	705
0,50	101,50	119,00	15,0	800 „	760 „	515
0,50	136,50	157,50	10,0	800 „	760 „	345

Die VCN - Stähle teilen sich in harte und weiche Untergruppen, z. B. VCN 15w und VCN 15h. Näheres darüber siehe unter den Vergütungs- und Normstählen. Auch die Vergütungsschaubilder dieser Stähle sind dort behandelt.

Ein Stahl mit der Zusammensetzung ähnlich wie VCN 35 oder VCN 45 wird, wie schon angedeutet, auch als hochwertiger Warmgesenkstahl und als Stanzenstahl gebraucht. Es ist dabei aber üblich, für diese Verwendungszwecke den Kohlenstoff- und

¹ Es wurde wie bei den in Zahlentafel 45 genannten Stählen immer eine zweimalige Härtung vorgenommen. Die Dehnung ist auf fünffache Meßlänge bezogen.

Chromgehalt an der oberen Grenze zu wählen und den Stahl bei der Erschmelzung, Warmverarbeitung und Auswahl mit größter Sorgfalt zu behandeln. Dieser Stahl ist also seiner Erzeugung und Behandlung nach nicht unter die üblichen Normstähle einzureihen.

Wenn man vor der Wahl steht, ob man Nickel- oder Nickel-Chromvergütungsstahl verwenden soll, so ist dies oft schwer zu entscheiden. Brearley¹ vertritt den Standpunkt, daß bis zu einem Durchmesser von 70 mm reine Nickelstähle zu gebrauchen sind, während man bei größeren Abmessungen den Chrom-Nickelstahl vorziehen soll, um sichere Durchhärtung zu erreichen. Er kann den Gebrauch von Chrom-Nickelstählen anstatt reiner Nickelstähle nur bei großen Abmessungen empfehlen. Der Nachteil der Chrom-Nickelstähle ist, daß sie beim Schmieden leicht rissig werden und mehr zur Anlaßsprödigkeit neigen. Manche Konstrukteure haben deshalb bei stark beanspruchten Teilen kleiner Abmessung eine berechnete Abneigung gegen Chrom-Nickelstähle, besonders dann, wenn es sich um solche Teile handelt, die stoß- oder schlagzugartig beansprucht werden (z. B. Pleuelstangenschrauben).

Zu 11. 0,45 bis 0,6 vH C, 1,5 bis 2,0 vH Ni, 0,8 bis 1,3 vH Cr. Dieser Stahl ist bis zu mittleren Abmessungen ein Lufthärter und kann sowohl für Gesenkstähle höherer Festigkeit wie auch als vergütbarer Zahnradstahl mit Brinellhärten bis gegen 600 gebraucht werden. Für geringere Festigkeit ist dieser Stahl wegen der kleineren Kerbzähigkeit im Vergleich zu den VCN-Stählen weniger zu empfehlen. Das Molybdän bedeutet für diesen Stahl aus den auf S. 140 erörterten Gründen eine wesentliche Verbesserung.

Zu 12. 0,45 bis 0,6 vH C, 3 bis 4 vH Ni, 0,8 bis 1,3 vH Cr. Man verwendet diesen Stahl sowohl für Kaltschlag- und Preß- wie für Warmarbeitswerkzeuge. Für Kaltschlagwerkzeuge verdankt er seine Verwendungsfähigkeit der Härbarkeit in Luft und der Durchhärtung (s. Stanzenstahl). Für Warmarbeitsstahl ist er deshalb gut verwendbar, weil er verhältnismäßig große Anlaßbeständigkeit und Warmfestigkeit besitzt. Auch bei diesen Verwendungszwecken kommt es dem Stahl zugute, daß er weit durchhärtbar ist, was bei stark beanspruchten Warmpreßwerkzeugen, z. B. Stempel und Büchsen bei Metallstrangpressen erforderlich ist.

¹ Forg. Heat. Treat. Aug. 1922 S. 341.

Sowohl bei diesem wie auch bei dem Stahl Nr. 10 hat man versucht, Wolfram, Molybdän und auch Vanadin hinzuzulegen. Es ist richtig, daß man dadurch die Warmbeständigkeit erhöht und auch die Anlaßsprödigkeit vermindert. Das Molybdän ist nicht nur gegen die Vergütungsanlaßsprödigkeit besonders wirksam, sondern auch gegen das Spröderwerden beim Anlassen auf etwa 250° (S. 29).

Zu 13. 0,3 bis 0,5 C, 2,5 bis 3,5 Ni, 0,8 bis 1,2 Cr mit Mo-Zusatz. Dieser Stahl ist unter den Molybdänstählen unter Nr. 7 besprochen.

Zu 14 und 15. Unter 0,2 C, 6 bis 80 Ni, 14 bis 20 Cr. Diese Stähle werden unter dem Abschnitt „Rost- und hitzebeständige Stähle“ besprochen werden (S. 240).

Zu 16. 35 bis 38 vH Ni, 12 vH Cr. Nach dem Vorschlage Guillaumes¹ kann man den längenbeständigen Stahl dadurch verbessern, daß man ungefähr 12 vH Chrom hinzufügt. Dadurch wird der Stahl noch beständiger, so daß die Längenänderungen nur $0,1 \cdot 10^{-6}$ vH für einen Grad Erwärmung und noch weniger betragen. Bei den reinen Nickelstählen (Invarstahl) muß man den Nickelgehalt in engen Grenzen halten, damit man im Bereich kleiner Längenänderungen bleibt (S. 221). Durch den Chromzusatz erreicht man, daß der Nickelgehalt in weiteren Grenzen schwanken kann. Dieser Stahl hat vor dem Invarstahl noch den Vorteil, daß auch der Elastizitätsmodul innerhalb eines weiteren Temperaturbereiches unveränderlich bleibt; aus diesem Grunde wurde der Name „Elinvar“ (élasticité invariable) gegeben.

Chrom-Manganstähle.

Infolge der Ähnlichkeit des Mangans mit dem Nickel haben die Chrom-Manganstähle Eigenschaften, die denen der Chrom-Nickelstähle ähnlich sind. Die hauptsächlichsten Unterschiede gegenüber den Chrom-Nickelstählen liegen darin, daß sie keine große Überschreitung der Warmverformungs-, Normalglühungs- und Härtetemperatur vertragen, also überhitzungsempfindlicher sind. Demgegenüber besteht der Vorteil, daß die Chrom-Manganstähle leichter warmverformbar sind und beim Schmieden weniger zum

¹ Génie civ. 1922 S. 88; s. a. Stahl u. Eisen 1923 S. 377.

Reißen neigen. Ob dies darauf beruht, daß Mangan dem Rotbruch entgegenwirkt oder ob Chrom-Manganstähle weniger das Bestreben haben, grobe Primärkristalle in Gußzustand auszubilden als die Chrom-Nickelstähle, bleibt noch dahingestellt. Die bisherige Erfahrung spricht aber dafür, daß sowohl geringere Neigung zu groben Primärkristallen wie auch zu Rotbruch besteht. Schließlich ist es vielleicht auch die geringere Warmfestigkeit gegenüber den Chromnickelstählen, welche die Warmverformung erleichtert. Die Chrom-Manganstähle sind anlaßbeständiger als die Manganstähle. Die Ursache hierfür ist wie bei den Chrom-Nickelstählen das Chrom, da Manganstähle ebensowenig wie Nickelstähle eine erheblich höhere Anlaßbeständigkeit haben als Kohlenstoffstähle.

Ein bedeutsamer Unterschied im Gefügebau liegt darin, daß die Chrom-Nickelstähle, etwa ein Stahl mit 18 vH Chrom und 19 vH Nickel, selbst bei sehr niedrigem Kohlenstoffgehalt vollkommen austenitisch sind. Ersetzt man nun das Nickel durch das Mangan, so wird der Stahl magnetisierbar, fällt also in das Deltagebiet. Erst bei höherem Kohlenstoffgehalt, etwa bei 0,3 vH, wird der Stahl austenitisch. Ein Martensitgebiet zwischen den austenitischen und ferritischen Stählen gibt es nicht, die dazwischen liegenden Stähle sind teilweise ferritisch und teilweise austenitisch. Ein ähnliches Verhalten haben auch die Chrom-Nickelstähle, so ist z. B. ein Stahl mit 25 vH Chrom und 5 vH Nickel ferritisch und geht bei Steigerung des Nickelgehaltes in ähnlicher Weise ohne martensitisches Zwischengebiet in Austenit über. Bei den Chrom-Manganstählen ist allerdings durch bloße Vermehrung des Mangans der Stahl nicht austenitisch zu bekommen, sondern es bedarf hierzu eines höheren Kohlenstoffgehaltes.

Zahlentafel 46 gibt eine Übersicht über die gebräuchlichsten Chrom-Manganstähle.

Die Stähle 1 bis 10 sind Vergüttestähle und den Vorschriften der Ford Motor Co. entnommen. Der Hauptnachteil der Chrom-Manganstähle gegenüber den Chrom-Nickelstählen ist die erwähnte leichte Überhitzbarkeit, die man aber beispielsweise durch Zusatz von Vanadin beseitigen kann. Für den Stahl 1 ist aus diesem Grunde auch Vanadin vorgeschrieben. Kothny¹, der sich ausführlich mit den Chrom-Manganvergütungsstählen befaßt

¹ Stahl u. Eisen 1919 S. 1340.

Zahlentafel 46. Beispiele über Zusammensetzung und Verwendung der Chrom-Manganstähle.

	C	Mn	Cr	V	Verwendungszweck
1	0,20—0,24	0,6 —0,75	0,65—0,80	0,12—0,15	Vergütungsstahl
2	0,26—0,30	0,65—0,80	0,80—1,0		„
3	0,30—0,35	0,65—0,80	0,90—1,1		„
4	0,35—0,38	0,65—0,80	0,90—1,1		„
5	0,38—0,42	0,65—0,80	0,90—1,1		„
6	0,18—0,22	0,65—0,75	0,80—0,95		„
7	0,42—0,47	0,70—0,90	0,85—1,10		„
8	0,48—0,52	0,70—0,90	0,85—1,10		„
9	0,28—0,32	0,65—0,80	0,80—1,0		„
10	0,32—0,35	0,65—0,80	0,90—1,1		„
10a	0,35—0,45	1,45	0,6 —0,7		Stahlguß
11	0,8 —1,0	1,0 —1,5	0,4 —1,0		Werkzeugstahl
12	höchst. 0,15	8,0 —14,0	14,0—20,0		Rostfreier Stahl

hat, findet für diese Stähle Werte, wie sie in der Zahlentafel 47 zusammengestellt sind.

Zahlentafel 47. Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften vergüteter Chrom-Manganstähle nach Kothny.

C	Mn	Cr	Streckgrenze in kg/mm ²	Festigkeit in kg/mm ²	Dehnung in vH	Einschnürung in vH	Kerbzähigkeit in kg/cm ²
0,35	0,70	1,50	63—65	79—82	17,4—12,5	64—55	18,8— 6,9
0,19	0,92	1,08	58—67	70—79	14,3—13,3	71—67	22,0—19,0

Barton¹ gibt für vergütete Chrom-Manganstähle Eigenschaften nach Zahlentafel 48.

Zahlentafel 48. Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften vergüteter Chrom-Manganstähle nach Barton.

Streckgrenze	Festigkeit	Dehnung ²	Einschnürung	Härte- temperatur	Anlaß- temperatur
117,39	129,50	7,5	30,0	760 Ö 732 Ö	510
100,80	115,22	14,0	36,6	760 „ 732 „	565
84,70	96,46	16,6	44,0	760 „ 732 „	620
73,08	83,16	17,9	50,8	760 „ 732 „	675
62,79	72,38	24,0	59,1	760 „ 732 „	732

Sehr ausführlich haben sich Kinzel und Miller³ mit den Chrom-Manganstählen für Vergütung befaßt. Sie stellen unter anderem fest, daß der Chromzusatz bei derselben Festigkeit die

¹ Forg. Heat Treat. Febr. 1923 S. 102.

² Fünffache Meßlänge.

³ Stahl u. Eisen 1931 S. 130.

Streckgrenze erhöht. So erhöht 0,6 vH Chrom die Streckgrenze um etwa 6 kg/mm² und 1 vH Chrom unter Umständen um etwa 10 kg/mm², ja sogar in Einzelfällen von 40 auf 75 kg/mm².

Zu 11. Die übliche Zusammensetzung dieses Stahles ist: **0,9 vH C, 1 vH Mn, 0,5 vH Cr**. Er ist ein oft verwendeter Werkzeugstahl für Stehbolzenbohrer, Gewindebohrer, Reibahlen, Schnitte.

Über die Stahlgruppe 12 wird bei den rostfreien Stählen die Rede sein.

Wolframstähle¹.

Die Zustände beim Zusammentreffen von Eisen, Wolfram und Kohlenstoff sind verwickelter als bei dem System Eisen-Chrom-Kohlenstoff, und es sind noch nicht alle Zusammenhänge geklärt. Verwickelt werden die Verhältnisse dadurch, daß es im Bereich der Fe-W-C-Legierungen zweierlei Systeme gibt: das metastabile System, in dem Eisen (unter Umständen auch Eisenwolframide) und Doppelkarbide vorkommen und das stabilere System in dem Eisen (unter Umständen auch Eisenwolframide) mit dem einfachen Karbid WC im Gleichgewicht steht. Diese beiden Systeme sind schwer auseinander zu halten, da eines in das andere übergehen kann und oft bei unvollständiger Umwandlung in ein und demselben Stahl beide Karbidarten gleichzeitig zugegen sind. In den üblichen Stählen findet sich meist das metastabile System vor. Unter besonderen Umständen bildet sich auch das stabilere WC-System aus, das aber im Stahl immer unerwünscht ist. Über das System Eisen-Kohlenstoff, Wolfram sowohl metastabil wie stabil wurden eine große Zahl von Untersuchungen durchgeführt und eine große Reihe verschiedener, verwickelter, mehr oder weniger glaubwürdiger Zustandsdiagramme aufgestellt. Erwähnt seien die Arbeiten von Honda und Murakami². Eine zusammenfassende Darstellung nach dem Stand des Jahres 1929 gibt Zieler³. Nach den Untersuchungen Takeda⁴, die am glaubwürdigsten erscheinen, sollen an dem Aufbau der Eisen-Wolfram-Kohlenstofflegierungen das Wolframkarbid WC, ein Doppelkarbid

¹ Ausführliches siehe: Gregg: The Alloys of Iron and Tungsten. New York u. London: McGraw-Hill 1934.

² Sci. Rep. Tôhoku Univ. 1918 S. 235; Stahl u. Eisen 1919 S. 1082.

³ Arch. Eisenhüttenw. 1929/30 S. 61/78; Stahl u. Eisen 1929 S. 1083.

⁴ Technol. Rep. Tôhoku Univ. Bd. 9 (1931) S. 51/52; Stahl u. Eisen 1932 S. 241.

der Zusammensetzung FeW_3 , daß größere Mengen von Eisen und Wolfram zu lösen vermag, beteiligt sein. Vielfach wurde von anderen Forschern, insbesondere von Honda und Murakami, noch das Vorkommen anderer Karbide und vor allem von Wolframiden behauptet, das nach den Forschungen Takedas nicht der Fall zu sein scheint, besonders dann nicht, wenn der Kohlenstoff, wie bei den Gebrauchsstählen üblich, über 0,4 liegt. Austenitische Wolframstähle, die etwa den austenitischen Chromstählen (S. 115) entsprechen werden, gibt es nicht.

Für die Stahlbehandlung ist es wichtig zu wissen, unter welchen Bedingungen das metastabile und das stabile System entsteht. Hultgren¹ hat als erster darauf hingewiesen, daß in Wolframstählen neben dem Doppelkarbid auch Wolframkarbid vorkommen kann. Zieler² sowie Pölzger und Zieler³ beschrieben die Entstehungsbedingungen dieser Karbidart. Wolframkarbid entsteht ungefähr unter denselben Bedingungen wie Graphit im unlegierten Stahl, also bei zu niedriger Schmiedetemperatur und zu langem Glühen. In ähnlicher Weise wie Graphit ist auch das WC schwer löslich und daher bei den Wolframstählen die Ursache von geringer Härteannahme. Zusätze von Mangan und Chrom verringern die Neigung zur WC-Ausscheidung in ähnlicher Weise, wie sie die Schwarzbruchbildung hintanhaltend. Die Abscheidung von WC ist also in allen Fällen eine unerwünschte Erscheinung und man sucht Wolframstähle so zu behandeln, daß sich die Vorgänge im metastabilen System abwickeln.

Dieselbe Reihenfolge wie bei den Chromstählen einhaltend, wäre jetzt die Änderung der Löslichkeit des Kohlenstoffs im Austenit zu besprechen. Die Verschiebung des Perlitpunktes und der Punkt beginnenden Ledeburits (Punkt E nach Abb. 1) ist nach Abb. 60 zu sehen. Man sieht, daß die Löslichkeit noch mehr als bei den Chromstählen verringert wird. Die Angaben nach Abb. 60 gelten für das metastabile System, für das stabile System ist die Löslichkeitsverringering noch größer. Verlässliche Werte darüber sind, wie oben angegeben, schwer zu erhalten, da das stabile System nur durch sehr langwierige Wärmebehandlungen herzustellen wäre.

Die Änderung des Haltepunktes $A c_1$ ist erheblich geringer als durch Chrom. Nach sehr alten, aber noch heute gültigen Unter-

¹ Stahl u. Eisen 1921 S. 1775.

² Stahl u. Eisen 1929 S. 1083.

³ Stahl u. Eisen 1929 S. 521/527.

suchungen von Böhler¹ wird A_{c_1} kaum beeinflußt, nach Hultgren, Pölguter, Zieler unbedeutend gehoben. Erst bei Gehalten über 10 vH wird die Erhöhung deutlicher und bei 20 vH Wolfram tritt bei 780° Abschrecktemperatur überhaupt keine Härtung mehr ein.

Es wäre nun die Härbarkeit der Wolframstähle zu besprechen. Die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit wird durch Wolfram wohl erniedrigt, aber lange nicht in dem Maße wie bei Chrom. Die Folge davon ist, daß die Wolframstähle auch bei Gehalten bis zu 20 vH Wolfram noch im Wasser ohne zu reißen gehärtet werden können und auch nicht erheblich einhärten. Bildet sich durch zu

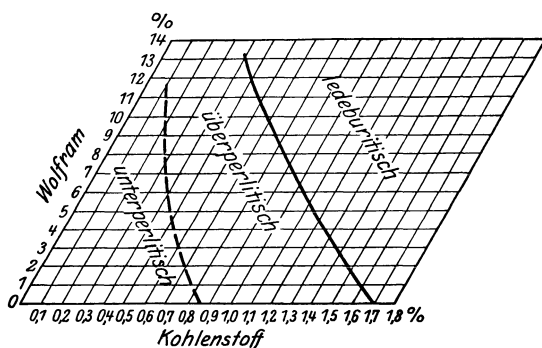


Abb. 60. Einteilung der Wolframstähle nach der Löslichkeitslinie des Kohlenstoffes.

kalt Schmieden oder zu langes Glühen das beständige und schwer lösliche WC, dann neigen die Wolframstähle zu unregelmäßiger Härteannahme und zu ungewöhnlich geringer Einhärtungstiefe. Vor allem aus diesem Grunde sind diese Stähle beim Schmieden und Glühen besonders sorgsam zu behandeln. Stähle, die durch Abscheidung von WC verdorben sind, kann man dadurch verbessern, daß man durch Erwärmen auf 1100° WC löst und durch Abkühlung an der Luft das metastabile System zur Ausbildung bringt, wodurch der Stahl seine frühere Härbarkeit wieder erlangt. Ist nach der Luftabkühlung, um den Stahl bearbeitbar zu machen, eine Weichglühung erforderlich, dann darf diese bei nicht zu hohen Temperaturen und nicht zu lange erfolgen. Eine Erwärmung auf 1100° zur Lösung von WC ist aber nur bei Stählen mit höherem Wolframgehalt zulässig, weil Stähle mit etwa 1 bis 3 vH Wolfram

¹ Wolfram- und Rapidstähle. Wien 1905.

bei einer derartigen Behandlung überhitzt würden. In diesem Fall ist nur Überschmieden bei höherer Temperatur von Erfolg, welche Behandlung natürlich auch bei höherprozentigen Wolframstählen angewendet werden kann. Stähle mit niedrigem Wolframgehalt scheiden im übrigen viel weniger leicht als solche mit höherem Wolframgehalt WC ab. Bei nicht sorgsamer Behandlung kann sich aber diese Erscheinung schon bei 1 vH Wolfram unangenehm bemerkbar machen. Geringe Mengen von Mangan und Chrom genügen bereits, um diese lästige Eigenschaft der Wolframstähle größtenteils hintanzuhalten. Der Grund hierfür liegt darin, daß die zusammengesetzten Karbide durch Chrom und Mangan beständiger werden.

Ähnlich wie bei den Chromstählen geht auch hier beim Erhöhen des Wolframgehaltes die Härbarkeit verloren, wenn man nicht gleichzeitig mit dem Kohlenstoff hinaufgeht. Der Grund liegt entweder darin, daß durch die Verschiebung des eutektoiden Punktes der Austenit seine Löslichkeit für Kohlenstoff verliert oder, wie es bei den meisten Legierungsmetallen oberhalb gewisser Grenzen der Fall ist, das Gammagebiet eingeschnürt und der Stahl ferritisch wird (S. 61). Stähle mit 20 vH Wolfram und 0,2 vH Kohlenstoff nehmen beim Abschrecken fast keine Härte mehr an. Um solche Stähle härtpbar zu machen, muß der Kohlenstoffgehalt höher sein. Das Schaubild, wie es Großmann und Bain¹ von einem 25prozentigen Wolframstahl in schematischer Weise geben, gibt Erklärung für dieses Verhalten (s. Abb. 61).

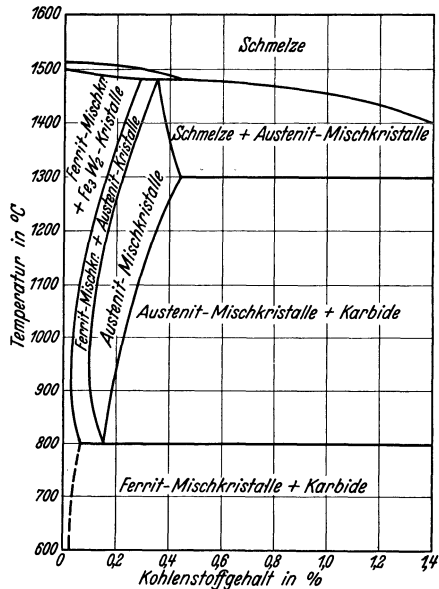


Abb. 61. Zustandsschaubild eines Stahles mit 25% W. Nach Bain u. Großmann.

¹ High Speed Steel Chapman Hall London 1931, S. 98.

Man sieht, daß Wolfram, wie auch die anderen Legierungselemente bei niedrigem Kohlenstoffgehalt die Umwandlungen $A c_1$ und $A c_3$ unterdrückt und daß mit dem Ansteigen des Kohlenstoffgehaltes das Gammagebiet wieder erscheint, was bedeutet, daß der Stahl beim Erwärmen und Abkühlen wieder Umwandlungerscheinungen zeigt.

Wolfram hat die gute Eigenschaft, daß es bei Überschreitung der Abschrecktemperatur oder längerem Einhalten derselben nicht so leicht groben Härtebruch entstehen läßt, wie es z. B. bei Kohlenstoff- oder Manganstahl der Fall ist. Das bedeutet, daß es den Stahl beim Härten weniger härteempfindlich macht. Diese Wirkung geht so weit, daß es die in diesem Sinne schlechte Wirkung des Mangans aufhebt. Ein Stahl mit 1 vH Kohlenstoff und 1 vH Mangan wäre z. B. stark härteempfindlich beim Härten. Bei Zusatz von etwa 1 vH Wolfram kann man den Stahl, ohne ihn zu überhitzen, in einem weiteren Bereich härten. Es äußert sich hier eine Wirkung, wie sie bei Vanadin noch stärker ausgeprägt ist. Der weiter unten erwähnte Wolframstahl (20 vH), läßt sich in dem Temperaturbereich von 850 bis 1000° ohne Überhitzung härten, veränderlich ist nur die Einhärtungstiefe und bis zu einem gewissen Grad die erreichte Härte.

Die den meisten Legierungsmetallen zukommende aber bei Wolframstählen besonders ausgenutzte Eigenschaft, ist die Warmbeständigkeit dieser Stähle. Ein 5prozentiger Wolframstahl hat bei verschiedenen Temperaturen gehärtet und angelassen Härten, wie sie sich aus der Zahlentafel 49 ergeben.

Zahlentafel 49. Anlaßtemperatur und Brinellhärte eines Stahles mit 0,69 vH C, 5,39 vH W, 0,31 vH Si, 0,46 vH Mn.

Härte- temperatur	Anlaßtemp. 0° Brinellhärte	Anlaßtemp. 500° Brinellhärte	Anlaßtemp. 550° Brinellhärte	Anlaßtemp. 600° Brinellhärte
820 Wasser	680	470	430	375
850 Öl	410	420	420	375
1050 Öl	610	480	480	480
1050 Luft	340	335	335	335

Schon bei 5 vH Wolfram ist also die Höhe der Abschrecktemperatur auf die Anlaßbeständigkeit von Einfluß; je höher die Härtetemperatur ist, desto größer ist die Beständigkeit der Härte. Noch viel deutlicher wird diese Eigenschaft bei Wolfram-Chrom-

stählen (S. 133) und Schnellstählen (S. 266). Eine Härtesteigerung beim Anlassen macht sich allerdings noch nicht bemerkbar. Diese erscheint erst nach Zusatz von Chrom und noch viel mehr bei Zusatz von Vanadin. Die Anlaßbeständigkeit wird um so stärker von der Härtetemperatur abhängig, je höher der Wolframgehalt ist.

Die Karbide der Wolframstähle sind sowohl im Gußgefüge wie auch später im geschmiedeten und gewalzten Zustand feiner als die Karbide des Kohlenstoffstahles und auch feiner als die der Chromstähle. Die Härte der Wolframkarbide und wohl auch die der Wolframdoppelkarbide kommt der des Diamanten nahe und ist bedeutend größer als die des reinen Eisenkarbids. Auf dieser Tatsache beruht unter anderem auch die Schneidfähigkeit der Wolframstähle und der Wolframkarbidschneidmetalle.

Der Hauptverwendungszweck der Wolframstähle ist der Werkzeugstahl. Die wichtigsten Wolframstähle sind in der Zahlentafel 52 zusammengefaßt:

Zahlentafel 50.

Zusammensetzung und Verwendungszweck der Wolframstähle.

	Zusammensetzung		Verwendungszwecke
	C	W	
1	0,6—0,7	1,0— 3,0	Gewehrläufe, Warmmatrizen, Kaltschlagwerkzeuge, Spiralbohrer, Herzbohrer, Gewindebohrer, Gewindeschneidbacken, Fräser, Holzbearbeitungswerkzeuge, Metallsägeblätter, Lochstempel, Preßluftkolben.
2	0,9—1,2	0,6— 3,5	
3	1,0—1,4	3,0—24,0	Riffelmesser, wie überhaupt Messer zur Bearbeitung von Hartguß und anderen sehr harten Werkstücken, Kaltziehmatrizen, Graveurstichel, Patronenzugstempel, Biegestanzen.
4	0,5—9,7	3,0— 6,0	Dauermagnete, Warmarbeitswerkzeuge
5	0,4—0,7	6,0—12,0	Warmarbeitswerkzeuge

Zu 1. 0,6 bis 0,7 vH C, 1,0 bis 3,0 vH W. Die Anwendung der Wolframstähle (meist 1 vH Wolfram) für Gewehrläufe ist so verbreitet, daß, soweit es die Verhältnisse vor dem Kriege anlangt, ein großer Teil der Militärgewehre Europas aus diesem Stahl hergestellt wurde. Zu diesem Zweck wurde der Werkstoff einer Vergütung, ähnlich wie sie sonst bei Baustählen üblich ist, unterzogen. Diese Verwendung für Gewehrläufe verdankt der Stahl wohl seiner erhöhten Warmfestigkeit und Warmabnutzungswiderstandsfähig-

keit schon bei niedrigen Wolframgehalten. Mitunter gebraucht man diesen Stahl auch für Warmarbeit, für Gesenkstähle oder seltener für Kaltschlagwerkzeuge, wo er den Vorteil einer etwas größeren Einhärtung vor den Kohlenstoffstählen hat.

Zu 2. 0,9 bis 1,2 vH C, 0,6 bis 3,5 vH W. Für gewöhnliche Spiralbohrer ist dieser Stahl mit meist 0,8 bis 1,5 vH W der am weitesten verbreitete. Auch für die anderen unter 2 genannten Verwendungszwecke wird er viel gebraucht. Der im Handel befindliche, unter dem Namen „Silberstahl“ bekannte, gezogene Werkzeugstahl gehört meist zu dieser Stahlgruppe.

Zu 3. 1,0 bis 1,4 vH C, 3,0 bis 24,0 vH W. Drehmesser aus einem Stahl mit 3 bis 10 vH Wolfram gebraucht man hauptsächlich dann, wenn sehr harter Werkstoff (Hartgußwalzen) abgedreht werden sollen, und für sonstige Zwecke, wenn es auf hohe Geschwindigkeit nicht ankommt. Diese Stähle haben in der Praxis den Namen „Riffelstähle“, da sie oft zum Riffeln der Mühlenwalzen dienen. Stähle dieser Gruppe mit dem Wolframgehalt an der oberen Grenze sind diejenigen, bei denen man die höchste Härte bekommt, die im Stahl überhaupt erreichbar ist. Während die Rockwellhärte anderer Stähle 68 bis 69 kaum übersteigt, gelangt man hier bis 72. Diese Stähle sind daher die bestgeeigneten für Riffelmesser und Kaltziehmatrizen. Sie können durch Zusatz von Vanadin dadurch wertvoller gemacht werden, daß der Härtebereich ausgedehnt wird und man dadurch aus Gründen, wie auf S. 47 ausgeführt ist, die Dicke der Härteschicht regeln kann.

Zu 4. 0,5 bis 9,7 vH C, 3 bis 6 vH W. Für Dauermagnete gilt der Wolframstahl als der üblichste Werkstoff, siehe darüber S. 204. Die den Wolframdoppelkarbiden anhaftende Zersetzbarkeit in stabile Wolframkarbide und Eisenkarbide äußert sich bei diesen besonders unangenehm. Eine Glühung dieser Stähle bei hohen Temperaturen und lange Erwärmung ist daher zu vermeiden. Man sucht diesen Stahl womöglich im ungeglühten Zustand zu verarbeiten, und wenn eine Glühung nötig ist, sie nicht über 650° durchzuführen. Eine eingehende Untersuchung über die Verschlechterung der magnetischen Eigenschaften beim Glühen führte Swan¹ durch. Er gibt auch an, daß höherer Siliziumgehalt über 0,3 vH schädlich ist, woraus man schließen könnte, daß dieser die Abscheidung des stabilen Wolframkarbides WC beschleunigt. Chrom macht das

¹ Iron Steel Inst. Mai 1928; Stahl u. Eisen 1928 S. 1101.

Doppelkarbid stabiler und dadurch den Stahl gegen Glühbehandlung weniger empfindlich. Als Grundregel für die Behandlung dieses Stahles gilt möglichst hohe Anfangswalztemperatur und möglichst niedrige Temperatur zum Weichglühen. Die Eignung dieses Stahles für Warmarbeitswerkzeuge ergibt sich aus der oben genannten Warmbeständigkeit.

Zu 5. 0,4 bis 0,7 vH C, 6 bis 12 vH W. Die Warmfestigkeit und Anlaßbeständigkeit dieses Stahles ist schon verhältnismäßig groß. Die Anlaßbeständigkeit ergibt sich aus Zahlentafel 51.

Zahlentafel 51.

Anlaßtemperatur und Brinellhärte eines Stahles mit 0,43 vH C, 0,17 vH Si, 0,30 vH Mn, 0,14 vH Cr, 11,3 vH W bei 1100° gehärtet.

Man sieht, daß eine genügende Härte nur bei Wasserabschreckung erreicht wird, und daß eine Härtesteigerung beim Anlassen sich nicht bemerkbar macht. Dieser Stahl ist dem auf S. 133 genannten Chrom-Wolfram-

Anlaßtemperatur	Ölhärtung Brinellhärte	Wasserhärtg. Brinellhärte
0	380	480
450	380	460
500	395	460
550	380	460
600	380	460
620	400	440
640	360	440
660	360	400

stahl unterlegen; er ist daher durch diesen fast verdrängt worden.

Ein sehr wichtiges Verwendungsgebiet der Wolframlegierungen sind die Schneidmetalle, bei denen die Härte der Wolframkarbide verwendet wird. Ausführliche Angaben sind im besonderen Abschnitt „Schneidmetalle“ gebracht.

Wolfram als alleiniges Legierungselement wird für Baustähle nicht verwendet. Als Zusatz zu Nickel- oder Nickel-Chromstählen findet man es meist in Gehalten von 0,5 bis 1 vH. Schon dieser geringe Zusatz verbessert einerseits die Warmfestigkeit und andererseits verhindert es die Anlaßsprödigkeit. Schon 1 vH Wolfram¹ erhöht beispielsweise bei 470° die Warmfestigkeit von 63 auf 64 und die Dauerstandfestigkeit von 10 auf 12,7 kg/cm². Aber sowohl in bezug auf Warmfestigkeit wie auf Anlaßsprödigkeit ist das Molybdän dem Wolfram überlegen. Etwa 0,3 vH Molybdän sind stärker wirksam als 1 vH Wolfram². Dies gilt nur für Wolf-

¹ Zu VCN 45 zugesetzt.

² 0,35 vH steigerten die Warmfestigkeit bei 470° auf 67 kg/mm² und die Dauerstandfestigkeit sogar auf 25 kg/mm².

ramgehalte bis etwa 1 vH, darüber hinaus liegen noch nicht genügend Erfahrungen vor.

Wolfram-Chromstähle.

Das wichtigste Legierungselement, das den Wolframstählen beigegeben wird, ist das Chrom. Das Chrom verringert schon in geringen Mengen die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit des Wolframstahles stark; es macht den Stahl bald zum Ölhärter. 0,4 vH Chrom rufen z. B. in Wolframstählen weit stärkere Einhärtung hervor als etwa bei Zusatz zu einem 1 prozentigen Kohlenstoffstahl. Aus diesem Grund vermeidet man bei gewissen heiklen Werkzeugen aus Wolframstahl, die im Wasser gehärtet werden sollen, schon Zusätze von 0,2 vH Chrom. Ob bei einem bestimmten Chromgehalt der Stahl schon als Öl- oder noch als Wasserhärter zu gelten hat, hängt von der Form und Größe des Werkzeuges ab. Verwendet man z. B. einen Stahl mit 2 vH Wolfram, 1 vH Kohlenstoff und 0,8 vH Chrom für Sägen, dann muß der Stahl in Öl gehärtet werden. Man kann und soll aber sogar einen Stahl mit 1,4 vH Kohlenstoff, 5 vH Wolfram, 0,8 vH Chrom im Wasser härten, wenn es sich um Riffelstähle handelt oder um größere Kaltziehwerkzeuge.

Die folgende Zahlentafel gibt eine Übersicht über die wichtigsten Chrom-Wolframstähle.

Zahlentafel 52.
Übersicht über die wichtigsten Chrom-Wolframstähle.

	C	W	Cr	Verwendungszweck
1	0,8—1,2	1— 2	0,4—1	Sägen und Fräser
2	1,2—1,5	4— 6	0,4—1	Riffelmesser, Ziehringe, Biegestanzen
3	0,3—0,5	1— 3	etwa 1	Preßluftwerkzeuge, Warmarbeitswerkzeuge, Schnitte, Lochstempel
4	0,2—0,4	8—10	etwa 2	Hochwertiger Warmarbeitsstahl, z. B. Strangpreßmatrizen, Strangpreßbüchsen, Schraubmatrizen, Preßdorne, Spritzgußkokillen, Gesenke
5	0,3—0,5	3— 6	1—2	Warmarbeitsstahl
6	0,4—0,5	12—18	2—4	„
7				Schnellstahl

Zu Stahl 3. 0,3 bis 0,5 C, 1 bis 3 W, 1 vH Cr, Si-Zusätze. Dieser Stahl ist besonders dann, wenn man ihm 0,5 bis 1 vH Silizium zusetzt, für Kaltschlagwerkzeuge, insbesondere Preßluftwerkzeuge beliebt, so daß man diesen Stahl einen Normstahl für Preßluftwerkzeuge nennen könnte. Auch für Schneid- und Lochwerkzeuge,

die weniger schneidhaltig als zäh sein sollen, wird der Stahl gebraucht. Wegen ihrer Warmfestigkeit werden diese Stähle aber auch für Warmarbeitswerkzeuge herangezogen. Sie sind in dieser Hinsicht den Nickel-Chromstählen ähnlich, die wegen ihrer guten Vergütbarkeit, Zähigkeit und gleichzeitigen Warmfestigkeit sowohl für Arbeit in der Kälte wie in der Wärme gebraucht werden. Für kleine Werkzeuge sind, soweit die Erfahrungen des Verfassers reichen, die Chrom-Wolfram-Siliziumstähle den Nickel-Chromstählen vorzuziehen, während für größere der Nickel-Chromstahl den Vorteil der besseren Durchhärtbarkeit hat. In bezug auf Warmbeständigkeit ist der Chrom-Wolfram-Siliziumstahl dem Chrom-Nickelstahl sogar etwas überlegen.

Zu Stahl 4. 0,2 bis 0,4 vH C, 8 bis 10 vH W, etwa 2 vH Cr. Dieser Stahl ist neben den Schnellstählen der wichtigste Wolfram-Chromstahl. Er ist der am meisten verwendete Warmarbeitsstahl und nähert sich in bezug auf Warmbeständigkeit bereits den Schnellstählen. Ebenso wie dort wird der höchste Grad der Warmfestigkeit erst durch hohe Abschreckung erreicht.

Dieser Stahl ist auch in theoretischer Hinsicht interessant, denn es ist bei diesem Stahl besonders augenfällig, daß durch mildere Abschreckung mehr Austenit entsteht als durch schroffe. Legt man einen Stahl aus etwa 1100° an die ruhige Luft, so bekommt man eine Brinellhärte von etwa 430 und in Öl abgeschreckt etwa 500 (s. Abb. 62). Läßt man aber beide Stücke in Temperaturen bis 600° an, so steigert der erstere seine Härte etwas und der letztere bedeutend und man wird bei beiden durchschnittlich auf 520 bis 540 Brinelleinheiten kommen. Es ist dies ein Beweis dafür, daß im ersteren Falle mehr Austenit bestehen geblieben ist als im zweiten Fall, weil die Gesamthärtesteigerung beim Anlassen der Umwandlung des Restaustenits im Martensit zuzuschreiben ist. Magnetische Messungen haben es bestätigt, daß es sich nicht etwa um eine Ausscheidungshärtung handelt, sondern um Zerstörung des Austenits. Die Abb. 62 zeigt auch, in welcher Weise die Anlaßbeständigkeit von der Härtetemperatur abhängig ist. Bei

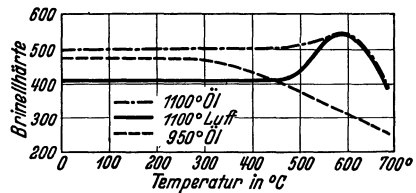


Abb. 62. Härteänderungen beim Anlassen eines verschieden abgeschreckten Stahles mit 0,3 vH C, 8 vH W, 2 vH Cr, 0,4 vH V.

Le bei niedriger Temperatur gehärtet werden, erreicht die Anlaßbeständigkeit bedeutend geringere Anlaßbeständigkeit, und man nützt bei diesen Stählen erreichbaren Eigenschaften nicht aus.

Kobalt und Nickel machen den Stahl leistungsfähiger, da sie seine Anlaßbeständigkeit und Zähigkeit merklich erhöhen. Das Kobalt hat vor dem Nickel dabei den Vorteil, daß es das Weichglühen nicht wesentlich erschwert. Vanadin verbessert den Stahl dadurch, daß es seine Härteempfindlichkeit verringert und die Warmbeständigkeit erhöht. 0,4 vH Vanadin erhöhen in einem Temperaturbereich zwischen 650 bis 700° die Anlaßbeständigkeit um 50°, d. h. ein vanadinhaltiger Stahl behält beispielsweise dieselbe Festigkeit bei 700° wie ein vanadinfreier bei 650°. Ein Nachteil des Vanadins kann allerdings die Härtesteigerung¹ durch Anlassen sein, die bei Stählen, die zu niedrig oder nicht angelassen sind, zu unzulässigen Härtesteigerungen während der Arbeit selbst führt. Auffällig tritt dies bei luftgehärteten Stählen in Erscheinung. Beispielsweise wäre dies der Fall, wenn das Werkzeug wegen seiner Beanspruchung auf Zähigkeit keine höhere Arbeitshärte als 450 Brinellhärte verträgt und durch das Anlassen während der Arbeit auf 500 gesteigert würde. Man sollte sich aber dadurch von der Verwendung des Stahles nicht abhalten lassen, sondern bestrebt sein, ihn richtig anzulassen.

Zu Stahl 5. 0,3 bis 0,5 vH C, 3 bis 6 vH W, 1 bis 2 vH Cr. Von dem unter 4. genannten Stahl ausgehend, hat man auch noch andere Abarten geschaffen. So kann man mit Erfolg auch einen Stahl mit 5 vH W, 1 bis 2 vH Cr, 0,4 vH C gebrauchen, der eine etwas höhere Anlaßbeständigkeit hat als der auf S. 128 genannte Wolframstahl und dabei den Vorteil der besseren Durchhärtung aufweist. Dieser Stahl erreicht wohl nicht die Leistung des Stahles 4, ist aber in manchen Fällen wegen seiner geringen Legierungskosten wirtschaftlich zu verwenden.

Die Anlaßbeständigkeit dieses Stahles ergibt sich aus der Abb. 63.

Zu Stahl 6. 0,4 bis 0,5 C, 12 bis 18 W, 2 bis 4 Cr. Durch die immer stärkere Beanspruchung, die man auch den Warmarbeitswerkzeugen zumutet, ist man auch über die Legierung des Stahles 4 hinausgegangen und hat Wolframgehalte bis 15 vH versucht, dabei

¹ Die Abb. 62 bezieht sich auf einen vanadinhaltigen Stahl, ein vanadinfreier Stahl würde eine viel geringere Härtesteigerung aufweisen.

Molybdänstähle.

mit Chrom bei etwa 2 vH und mit Kohlenstoff bei 0,4 bis 0,6 vH. Auch bei dieser Abart sind Vanadin, Kobalt und Nickel von derselben Wirkung wie oben. Wenn der Stahl 3 schon bald oberhalb 1100° Kennzeichen von Überhitzung zeigt, kann man diesen Stahl bis 1200° härten und ihm dadurch eine der höheren Härtetemperatur entsprechende größere Anlaßbeständigkeit geben.

Zu Stahl 7. Die wichtigste Gruppe der Wolfram-Chromstähle sind die Schnellarbeitsstähle, die aber wegen ihrer Bedeutung in einem besonderen Abschnitt zu behandeln sind.

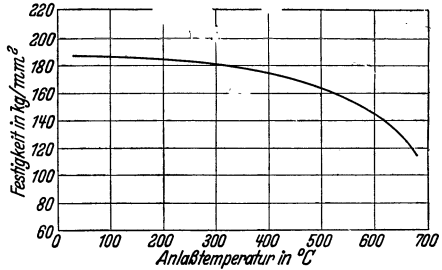


Abb. 63. Härteänderung eines Stahles mit 0,4 vH C; 5 vH W; 2 vH Cr beim Anlassen, Härtetemperatur 1000° C.

Molybdänstähle¹.

Das Molybdän beeinflusst den Stahl in ähnlicher Weise wie das Wolfram, nur hat es in mancher Hinsicht noch stärkere Wirkungen. Über das System Eisen-Molybdän liegen eine Reihe von Untersuchungen vor. Die wichtigsten sind die von Sykes² und Takei und Murakami³. Aus dem System Eisen-Molybdän-Kohlenstoff ist die Ecke mit niedrigen Molybdängehalten, die den Stahl betrifft, einigermaßen bekannt. Aus der Abb. 64⁴ ist ersichtlich, daß Molybdän die Löslichkeit des Kohlenstoffs noch mehr erniedrigt als es das Wolfram tut.

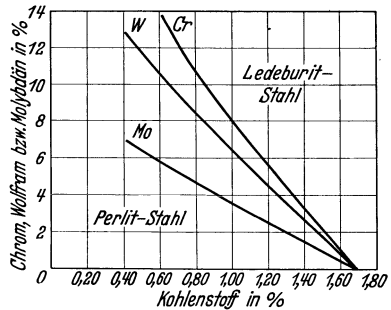


Abb. 64. Linien des beginnenden Auftretens von Lederbit bei Chrom-Wolfram- und Molybdänstählen. Nach Guzzoni.

¹ Als ausführliches Werk siehe Gregg: The Alloys of Iron and Molybdenum. New York u. London: McGraw-Hill Book Cy 1932.

² Stahl u. Eisen 1927 S. 1341. Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Bd. 10 (1926) S. 839 u. 1035.

³ Stahl u. Eisen 1930 S. 453; Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Bd. 16 (1929) S. 339/371.

⁴ Nach Guzzoni S. 311.

Diese Linien beziehen sich auf das Verschieben des E -Punktes, also auf das Erscheinen des Ledeburits. In ähnlicher Weise verläuft auch die Linie des Kohlenstoffgehaltes im Perlit bei niedrigeren Kohlenstoffgehalten als bei Wolfram. Es ist mit großer Wahrscheinlichkeit anzunehmen, daß es ähnlich wie bei Wolfram auch hier metastabile und stabile Karbide gibt. Die Abb. 64, oberhalb, dürfte die Löslichkeitslinie im metastabilen Gebiet darstellen, im stabilen liegt sie natürlich niedriger. Über die Entstehungsbedingungen, unter welchen das metastabile und das stabile System ineinander übergehen, ist nichts Genaues bekannt. Es dürften aber ähnliche Verhältnisse vorliegen als bei den Wolframstählen.

A_{c_1} wird durch Molybdän nach den jetzt vorliegenden Untersuchungen kaum verändert. Nach Jones¹ wird A_{c_1} etwas gehoben.

Die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit wird ähnlich wie bei Wolfram, also nicht so stark wie bei Chrom erniedrigt, aus welchem Grunde Molybdänstähle auch nicht so weit einhärten wie Chromstähle. Untersuchungen darüber liegen von Swinden² und Muakami und Takei³ vor. Es gibt aber auch Forscher, die glauben, daß Molybdän die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit überhaupt nicht ändert, also zur tieferen Einhärtung nicht beiträgt. Aus der Betrachtung der reinen Molybdänstähle könnte man wohl zu der Ansicht, verleitet sein. Sobald aber ein anderes Element, z. B. Chrom, hinzutritt, so wirkt Molybdän zweifellos auf die Einhärtung verstärkend ein.

Wie Wolfram wirkt das Molybdän der Überhitzbarkeit entgegen. Es verhindert die Neigung zur Anlaßsprödigkeit ganz außerordentlich, erhöht die Warmfestigkeit mehr als das Wolfram.

Durch die überstürzte Einführung des Molybdäns während des Krieges und dem dabei auf ungenügender Erfahrung beruhenden, teilweisen Mißerfolg abgeschreckt, stand das Molybdän eine Zeitlang in schlechtem Ruf. Man übertrug die bei Schnellstahl gewonnenen schlechten Erfahrungen in Bausch und Bogen auf Molybdänstähle überhaupt. Seit einigen Jahren hat man aber die Vorteile dieses Legierungselementes erkannt und seine Verwendung für den Stahl befindet sich in voller Entwicklung. Es erhöht bei Baustählen die

¹ Chem. Age 16. Jahrg. Sect. 17 bis 19; Chem. Zbl. 1927 S. 2770.

² Carnegie Scholarship. Mem. Bd. 5 (1913) S. 100.

³ Sci. Rep. Tôhoku Univ. Bd. 19 (1930) S. 176 bis 207.

Festigkeitseigenschaften in der Kälte und besonders in der Wärme (S. 131), es erteilt dem Stahl günstige magnetische Eigenschaften. Für Schnelldrehstähle ist es bis zu einem gewissen Grad vorteilhaft, und bei korrosionsbeständigen Stählen ist es für bestimmte Korrosionsfälle gut, wenn nicht unersetzlich¹. Es kann natürlich nicht ausbleiben, daß man bei solchen Neuerscheinungen auch über das Ziel hinausschießt, was aber nicht davon abhalten soll, dieses Element sehr aufmerksam zu verfolgen, besonders mit Rücksicht darauf, daß Molybdänerze in Deutschland doch häufiger sind als Wolframerze.

Das Molybdän wird für sich allein kaum verwendet. Es erteilt zwar dem Stahl auch in Abwesenheit anderer Legierungselemente günstige Eigenschaften, man hat bisher aber bloß aus wirtschaftlichen Gründen von der Verwendung reiner Molybdänstähle z. B. für Spiralbohrer abgesehen. Der Verfasser konnte beim Vergüten eines Stahles der Zusammensetzung: 0,38 vH C, 0,21 vH Si, 0,29 vH Mo, die in Zahlentafel 53 angegebenen Werte feststellen.

Zahlentafel 53. Vergütungswerte eines Molybdänstahles, abgeschreckt bei 850° in Öl.

Anlaßtemp. ° C	Streckgrenze kg/mm ²	Festigkeit kg/mm ²	Dehnung vH	Ein-schnürung vH	Kerbzähigkeit kg/cm ²
550	120	129	6,4	48	5,15
600	108	115	8,9	53,1	8,25
630	106	113	9,3	57,9	8,35
680	103	110	11,6	60,5	9,9

Es ist aber wirtschaftlicher, zu dem Molybdän auch noch das billigere Chrom hinzuzusetzen, wobei man noch den Vorteil der größeren Durchhärtung erreicht. Auch die Chrom-Nickel-Molybdänstähle werden schon verwendet, wobei vor allem die Erhöhung der Warmfestigkeit und die geringe Neigung zur Anlaßsprödigkeit geschätzt wird.

Eine Übersicht über die in Vorschlag gebrachten Molybdänstähle gibt die Zahlentafel 54, bei der zu berücksichtigen ist, daß es sich infolge der ungenügenden Erfahrungen teilweise noch um Vorschläge handelt.

Zu 2. 0,1 bis 0,5 C, 0,15 bis 0,30 Mo, 0,8 bis 1,2 Cr. Einem Stahl

¹ Große Verdienste um die Erweiterung der Kenntnisse über die Molybdänstähle gebühren der Climax Molybdenum Co., New York, deren Veröffentlichungen als zuverlässig anzusehen sind, obwohl die Gesellschaft an der Verwendung des Molybdäns unmittelbar interessiert ist.

Zahlentafel 54. Zusammensetzung und Verwendungszweck einiger Chrom-Molybdän- und Chrom-Molybdän-Nickelstähle.

	C	Mo	Ni	Cr	Mn	Verwendungszweck
1	0,1	0,2 — 0,4				Siederohre
2	0,1—0,5	0,15—0,30		0,8—1,2		Kraftwagen-, Flugzeugteile, Bleche ¹
3	1 — 1,1	0,2 — 0,3		1,2—1,6		Kugellagerstahl
4	0,9—1,3	1,6 — 2,5				Dauermagnete
5	0,7—1,3	0,2 — 0,5		0,6—1,3		Kaltdorne, Walzen
6	0,1—0,2	0,15—0,3	1 — 2		0,3—0,5	Einsatzstähle, Rollenlager, Kol- benwalzen usw.
7	0,3—0,5	0,2 — 0,5	3 — 5	0,7—1,5		Hochwertiger Ver- gütungsstahl, bes. f. warmfeste Teile
8	0,4—0,6	0,15—0,8 meist. üb. 0,3	1,2—2	0,6—1	0,4—0,7	Warmarbeitsstahl, öhlärtende Zahn- räder, Kalt- schlagstahl
9	0,2	20,0	60,0			Säurebeständige Legierung

mit 0,4 vH C, 0,39 vH Mn, 0,19 vH Si, 0,98 vH Cr, 0,28 vH Mo entsprechen die Kennkurven nach Abb. 65. Die Proben wurden

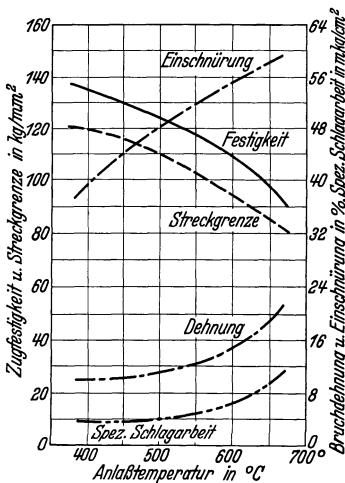


Abb. 65. Kennkurven eines Stahles mit 0,4 vH C, 0,98 vH Cr, 0,28 vH Mo.

¹ Bei den Blechen siehe auch Sisco u. Warner: Stahl u. Eisen 1929 S. 291, aus Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Bd. 14 (1928) S. 177.

entnommen und bei 850° gehärtet. Die Verschmiedung war etwa eine zehnfache. Die Kerbschlagprobe war die kleine Mesnagerprobe. Bei einem Vergleich mit einem Chrom-Nickelstahl ergibt sich, daß bei kleineren Abmessungen der Chrom-Molybdänstahl dem Chrom-Nickelstahl vollkommen gleichwertig ist. Bei größeren Abmessungen hingegen läßt die Durchvergütung zu wünschen übrig und infolgedessen bleiben Streckgrenze und Kerbzähigkeit hinter dem Chrom-Nickelstahl zurück. Vorteile gegenüber dem Chrom-Nickelstahl sind: die leicht-

tere Verarbeitbarkeit beim Schmieden, d. i. die geringere Neigung zu Warmrissen, Innenfehlern und Reißen bei zu raschem Erkalten, die geringere Lufthärtbarkeit und die leichtere Weichglühbarkeit. Bei der Verwendung für Flugzeugteile, vor allem Rohren, ist der Stahl deshalb beliebt, weil er für das Schweißen wegen der geringeren Lufthärtbarkeit besonders gut geeignet ist; dabei ist es zweckmäßig, den Kohlenstoffgehalt von 0,3 vH nicht zu überschreiten. Die den Chrom-Molybdänstählen zugeschriebene leichtere Bearbeitbarkeit mit spanabhebenden Werkzeugen trifft, vorausgesetzt, daß Stähle der gleichen Festigkeit miteinander verglichen werden, wohl zu, aber nicht in dem Maße, wie es oft behauptet wird. Wie sehr sich diese Stähle schon eingebürgert haben, ergibt sich schon daraus, daß sie in den Vereinigten Staaten unter den Bezeichnungen SAE 4130 bis 4615 in die Normstähle aufgenommen wurden.

Zu 3. 1 bis 1,1 C, 0,2 bis 0,3 Mo, 1,2 bis 1,6 Cr. Ein solcher Stahl wird als besonders abnutzungswiderstandsfähig für Kugellager empfohlen. Verlässliche Erfahrungen, ob dies zutrifft, liegen nicht vor, es ist aber anzunehmen, daß die Karbide feiner und härter sind als in den Chromstählen ohne Molybdän. Ein geringer Vorteil gegenüber den molybdänfreien Stählen dürfte daher zu erwarten sein.

Zu 4. 0,9 bis 1,3 C, 1,6 bis 2,5 Mo. Der erste, der den Versuch gemacht hat, die Wolfram-Magnetstähle durch Molybdänstähle zu ersetzen, war Matthews¹. Dabei wurden 2- bis 4 prozentige Molybdänstähle gebraucht. Die Ergebnisse waren aber nicht befriedigend. Es dürfte dies mit der unzureichenden Wärmebehandlung im Zusammenhang gestanden haben. Bessere Erfolge hatten die beiden russischen Forscher Stogoff und Meskin². Sie geben als günstigste Zusammensetzung für einen Molybdänstahl an: 0,9 bis 1 vH C, 2 bis 2,5 vH Mo. Ein solcher Stahl soll sich vor dem Wolframstahl durch höhere Koerzitivkraft auszeichnen. Er hat 10700 Remanenz und 76 Koerzitivkraft. Auch von einem teilweisen Ersatz des Wolframs hat man sich besondere Eigenschaften versprochen³. Solche Stähle würden bei günstiger Preislage des Molybdäns auch die unter 2, Zahlentafel 50, genannten Wolframstähle ersetzen können.

¹ Iron Age 8. und 24. Feb. 1921 S. 2.

² Stahl u. Eisen 1929 S. 429; Arch. Eisenhüttenwes. 1928/29 S. 595 bis 600.

³ Vorgeschlagen wurden 0,5 bis 3 W, 0,5 bis 1,5 Mo, s. Amerik. Patent 1773793.

Zu 5. 0,7 bis 1,3 C, 0,2 bis 0,5 Mo, 0,6 bis 1,3 Cr. Diese Stähle sind mit höherem Kohlenstoffgehalt für Kalt- und mit niedrigem Kohlenstoffgehalt für Warmwalzen im Gebrauch. Für Kaltwalzen gebraucht man Stähle mit voller Härte und für Warmwalzen im lufttharten oder normalgeglühten Zustand (meist Guß). Die höhere Warmfestigkeit, und die durch den Molybdänzusatz bedingte feinere Karbidausbildung kommen auch diesem Verwendungszweck zugute.

Zu 6. 0,1 bis 0,2 C, 0,15 bis 0,3 Mo, 1 bis 2 Ni. Die Nickel-Molybdänstähle werden für hochwertigen Einsatzstahl empfohlen. Ein Stahl mit 0,15 vH C, 0,58 vH Mn, 1,62 vH Ni und 0,29 vH Mo hatte nach dem Einsetzen und Ablöschen aus 780° folgende Kernfestigkeitswerte¹.

Festigkeit 104 kg/mm², Streckgrenze 65, Einschnürung 48, Dehnung 18 vH bei vierfacher Maßlänge.

Nickel-Molybdänstähle werden für stark beanspruchte Siederohre gebraucht. Der geringste noch wirksame Zusatz ist 0,10 vH Molybdän, 0,5 vH Nickel. Dabei muß der Kohlenstoffgehalt sehr niedrig sein.

Zu 7. 0,3 bis 0,5 C, 0,2 bis 0,5 Mo, 3 bis 5 Ni, 0,7 bis 1,5 Cr. Das Molybdän verbessert, wie erwähnt, die Stahleigenschaften auch als Zusatz zu Nickel-Chromstählen; man erreicht dabei bessere Warmfestigkeit und geringe Neigung zu Anlaßsprödigkeit. Aber nicht nur diese beiden Eigenschaften werden gehoben, sondern auch die Dauerstandfestigkeit (s. S. 131)². Am meisten unter den möglichen Nickel-Chrom-Molybdänstählen ist der unter 7 genannte in Verwendung.

Zu 8. 0,4 bis 0,6 C, 0,15 bis 0,8 Mo, 1,2 bis 2 Ni, 0,6 bis 0,9 Cr, 0,4 bis 0,7 Mn. Auch in dieser Gruppe machen Warmfestigkeit und verringerte Anlaßsprödigkeit den Stahl für die genannten Zwecke wertvoll, da solche Teile sowohl warmfest sein müssen wie auch durch die Erwärmung bei der Arbeit oder beim Anlassen ihre Zähigkeit nicht einbüßen dürfen. Die Anlaßsprödigkeit erscheint nicht, wie man bis vor kurzem annahm, erst bei Temperaturen über 500°, sondern in geringerem Maße schon angefangen von 250° und tritt daher auch bei den für ölhärtende Zahnräder

¹ Molybdän im Stahl u. Eisen 1928, Gesellschaft für Elektrometallurgie, Nürnberg und Climax Molybdenum Company, New York S. 60.

² Thum: Brown Boveri Mitt. Jan.-Febr. 1932 S. 18.

und Kaltschlagstähle üblichen niedrigen Anlaßtemperaturen unangenehm in Erscheinung. Molybdän verhindert diesen Abfall der Zähigkeit auch bei diesen Anlaßtemperaturen (s. S. 121). Besonders verwendet wird ein Stahl mit 0,55 C, 0,50 Mn, 0,7 Cr, 1,5 Ni, 0,20 Mo. An einem Versuchsstahl von 50×12 wurden folgende Werte festgestellt:

Zahlentafel 55¹. Vergütungswerte eines Stahles mit 0,55 vH C; 0,50 vH Mn, 0,7 vH Cr; 1,5 vH Ni, 0,2 vH Mo.

Härte- tempe- ratur °C	Ab- schreck- mittel	Anlaß- tempe- ratur °C	Streck- grenze in kg/mm ²	Bruch- festigkeit in kg/mm ²	Dehnung 4fach	Ein- schnü- rung	Brinell- härte
930	Öl	700	67	88	22,0	49,0	277
930	Luft	700	65,5	92	22,5	48,0	269
930	Öl	650	97,5	109	16,0	42,3	332
930	Luft	650	92	113	15,5	38,3	340
930	Öl	530	131	148,5			429
930	Luft	530	133	151			444
830	Öl	650	89,5	107,5	18,5	53,4	332
830	Luft	650	94	106	19,0	55,6	332
830	Öl	590	111,5	130	16,0	53,4	388
830	Luft	590	127	135	14,0	47,3	375
830	Öl	530	134	148	14,0	44,1	429
830	Luft	530	135	150	13,5	43,5	444

Zu 9. 0,2 C, 20 Mo, 60 Ni. In gleicher Weise wie die vorhergehenden wirken die korrosionsbeständigen Stähle mit Molybdänzusatz. Diese Legierung wird unter dem Abschnitt „Korrosions- und rostfreie Stähle“ behandelt werden.

Schließlich wäre noch zu erwähnen, daß Molybdän als Zusatz zu anderen Legierungselementen die Verstickungsfähigkeit verbessert. E. E. Thum² empfiehlt z. B. zu einem Stahl mit 1 vH Aluminium einen Zusatz von 2 vH Molybdän. Hierdurch soll die den Aluminiumstählen anhaftende Sprödigkeit behoben werden. Auch soll das Molybdän die Schnelligkeit der Verstickung steigern.

Sergeson³ gibt folgenden Stahl an: 0,1 bis 0,65 C, 1,0 Cr, 0,9 Al, 0,20 Mo. Über den Zusatz von Molybdän zu Schnelldrehstählen ist im Absatz Schnelldrehstähle die Rede.

¹ Molybdän im Stahl u. Eisen 1928 S. 63.

² Iron Age Bd. 125 (1930) S. 141.

³ Iron Age Bd. 11, 9 (1930) S. 680.

Vanadinstähle¹.

Vanadinzusätze haben in großen Zügen ähnliche Wirkungen wie das Molybdän, nur ist die Wirkung noch stärker. Das System Eisen-Vanadin und Eisen-Kohlenstoff-Vanadin wurde von Hougardy² untersucht. Auch Wever und Jellinghaus³ sowie Vogel und Martin⁴ und Massakichioya⁵ haben sich damit beschäftigt. Ein schematisches Schaubild dieses Systems nach den

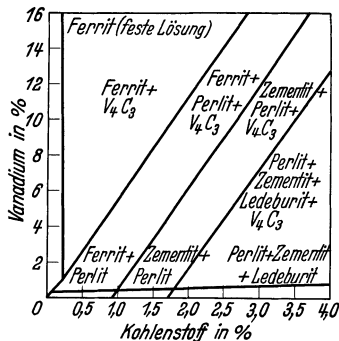


Abb. 66. Gefügearten der Vanadinstähle. Nach Vogel, Martin u. Hougardy.

Untersuchungen von Vogel und Martin sowie von Hougardy ist in der Abb. 66 gegeben.

Das Vanadin unterdrückt das Gammagebiet. Bei kohlenstofffreien Legierungen verschwindet es schon bei einem Gehalt von 1 vH Vanadin. Durch Zusatz von Kohlenstoff wird entsprechend der Höhe des Kohlenstoffgehaltes das Verschwinden der Gammaphase, also das Aufhören der Härt- und Vergütbarkeit zu höheren Vanadiningehalten verschoben. Der Vanadiningehalt, der zur völligen

Unterdrückung des Gammagebietes nötig ist, steht zum Kohlenstoff im Verhältnis nach der Gleichung $V = \frac{C}{0,175} + 1,1$. Danach wären Stähle mit etwa 0,35 vH C und 2 vH Vanadin oder mit 0,5 vH Kohlenstoff und 3 vH Vanadin völlig unvergütbar. Diese Erscheinung zwingt dazu, bei höheren Vanadiningehalten den Kohlenstoff stark zu erhöhen, eine Eigenschaft, die besonders bei Schnelldrehstählen, wo höherer Vanadiningehalt nötig ist, beachtet werden muß. Bemerkenswert ist der Vergleich der Karbide, die von Chrom, Wolfram, Molybdän und Vanadin gebildet werden. Chrom bildet allem Anschein nach bis zu verhältnismäßig hohen Chromgehalten nur Doppelkarbide, bei Wolfram entstehen je nach

¹ Als ausführliches Werk siehe Hougardy: Vanadiumstähle. 1934.

² Arch. Eisenhüttenwes. 1930/1931 S. 497/503. Stahl u. Eisen 1931 S. 592.

³ Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforschg. Bd. 12 (1930) S. 317 bis 322; vgl. Stahl u. Eisen 1930 S. 1788.

⁴ Arch. Eisenhüttenwes. 1930/1931 S. 487/495; Stahl u. Eisen 1931 S. 715.

⁵ Sci. Rep. Tôhoku Univ. (1)' Bd. 19 (Juli 1930) S. 331 bis 364.

der Wärmebehandlung metastabile Doppelkarbide oder stabiles Wolframkarbid WC. Das Verhalten der Molybdänkarbide steht dem der Wolframkarbide nahe. Wolfram und Molybdän bilden einen Übergang zu dem Vanadin, das nach übereinstimmenden Beobachtungen mehrerer Forscher überhaupt kein Doppelkarbid entstehen läßt, vorausgesetzt, daß nicht ein zweites Legierungsmetall, wie Chrom, vorhanden ist. Wenn genug Vanadin zugegen ist, dann geht der gesamte Kohlenstoff in Form des Karbides V_4C_3 an das Vanadin, ohne daß Eisenkarbid auftreten kann. Erst dann, wenn mehr Kohlenstoff vorhanden ist, als zur Bildung von V_4C_3 nötig ist, bildet sich auch Eisenkarbid. Ist hingegen mehr Vanadin vorhanden als dem Karbid entspricht, dann geht das Vanadin in die feste Lösung. Da nach obiger Formel 1 vH Vanadin 0,175 vH Kohlenstoff bildet, so hat ein Stahl mit 1 vH Vanadin erst bei mehr als 0,17 vH Kohlenstoff neben den Vanadinkarbid auch Eisenkarbid. Wegen des Fehlens der Doppelkarbide im System Fe-C-V findet sich diese auch nicht im Perlit vor, sondern wir haben nach Abb. 66 bei hohen Vanadin- und niedrigen Kohlenstoffgehalten Vanadinkarbid und Ferrit, bei höheren Kohlenstoffgehalten Ferrit, Perlit, Vanadinkarbid, bei noch höheren Perlit, Sekundärzementit und Vanadinkarbid vor uns. Bei noch höheren Gehalten tritt Ledeburit hinzu. V_4C_3 ist im Austenit und auch im Alphaeisen viel schwerer löslich als Eisenkarbid.

Im Gegensatz zu allen anderen bisher beschriebenen Legierungselementen wird der eutectoide Kohlenstoffgehalt durch Vanadin erhöht. Es ist dies aber wohl nur eine scheinbare Erhöhung, da das V_4C_3 an dem Gleichgewicht Eisen und Eisenkarbid wenig Anteil nimmt. Der Kohlenstoffgehalt des Eisens, Eisenkarbids, Perlites dürfte etwa 0,9 vH betragen, wozu dann der Kohlenstoffgehalt von V_4C_3 , das mehr oder weniger teilnahmslos dazwischen liegt, hinzutritt.

Der Punkt A_1 wird nach Massakichioya¹ bis 0,5 vH Vanadin um 15 erhöht und bleibt bei weiterem Vanadinzusatz auf gleicher Höhe. Warum trotzdem die Härtetemperaturen der Vanadinstähle bedeutend höher liegen als die der Kohlenstoffstähle und welchen Einfluß das Vanadin auf die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit hat, wurde im Zusammenhang mit der Härteunempfindlichkeit erörtert (S. 47).

¹ Sci. Rep. Tôhoku Univ. Bd. 1 (19. Mai 1930) S. 235 bis 245.

Aus diesem Verhalten ergibt sich eine Reihe wichtiger Eigenschaften für die Verwendung des Vanadins im Stahl. Das Vanadin erhöht die Härteunempfindlichkeit, die Warmbeständigkeit und die Schmitzhaltigkeit.

Die Härteunempfindlichkeit, die durch das Vanadin dem Stahl verliehen wird, kann auf zwei Ursachen beruhen. Houdremont, Bennek und Schrader¹ ziehen zur Erklärung der Härteunempfindlichkeit die Schwerlöslichkeit der Vanadinkarbide heran, die, in fein verteilter Form vorhanden, durch eine kristallisationshemmende Wirkung eine Grobkornbildung verhindern. Erst wenn die Vanadinkarbide gelöst sind, was bei höherer Temperatur der Fall ist, ist für die Grobkornbildung kein Hindernis mehr da. Die Desoxydation durch das Vanadin halten Houdremont und seine Mitarbeiter für wirkungslos auf die Härteunempfindlichkeit. Es ist wohl möglich, daß die Schwerlöslichkeit der Karbide für die Härteunempfindlichkeit der Vanadinstähle wichtig ist. Der Verfasser glaubt aber nicht, daß sie allein wirkt. Es dürfte wohl auch die durch das Vanadin herbeigeführte gute Desoxydation die Ursache für die Härteunempfindlichkeit sein. Auch andere allein desoxydierende und nicht als Legierung auftretende Elemente wie Aluminium verringern die Härteempfindlichkeit. Dafür spricht auch die Tatsache, daß Vanadin stark verschlackt, also den Sauerstoff in Form von Vanadinsäure dem Stahl entzieht. Die Vanadinoxide sind im Stahl bei Härtetemperaturen unlöslich und aus den auf S. 45 angeführten Gründen in bezug auf Härteempfindlichkeit gegenüber FeO und MnO unschädlich.

Die große Warmbeständigkeit der gehärteten und vergüteten Vanadinstähle ist nach Houdremont und seinen Mitarbeitern auf die Ausscheidung des Vanadinkarbid zurückzuführen, das in fein verteilter Form die Gleitung hindert und im Sinne der Gleitstörungstheorie den Stahl fester macht. Je höher die Härtetemperatur ist, desto höher die Warmfestigkeit, weil mehr Karbide gelöst werden und beim Anlassen auch mehr ausfallen können.

Bei der Erklärung der Härtesteigerung durch das Anlassen entsteht die Frage, ob es sich auch hier um Ausscheidungshärtung durch Ausfallen von Vanadinkarbid handelt, oder ob Austenit zerfällt vorliegt. Bei Schnellstahl wurde nachgewiesen,

¹ Arch. Eisenhüttenwes. 1932/33 S. 24/34; Stahl u. Eisen 1932 S. 693.

daß die Härtesteigerung beim Anlassen auf 600 allein auf Austenit-zersetzung zurückzuführen ist. Das gleiche wird wohl bei den Stählen mit 8 bis 10 vH Wolfram, 2 vH Chrom und 0,4 vH Molybdän der Fall sein. Ist einmal der Austenit zerfallen, dann kann man der Erklärung Houdremonts folgend annehmen, daß die ausfallenden Karbide die Anlaßbeständigkeit und Warmfestigkeit erhöhen.

Die große Warmbeständigkeit des Martensits der vanadin-haltigen Stähle macht sie für Warmarbeitsstähle geeignet. Da die Warmbeständigkeit des Abschreck-gefüges mit steigender Härtetempe-ratur zunimmt, sind Vanadinstähle schon deshalb hierfür passend, weil sie hohe Härtetemperatur ohne Überhitzung zulassen.

Die große Menge unlöslicher Karbide und die Erhöhung der Warmbeständigkeit des Härte-gefüges ist bei Stählen für Schneid-werkzeuge von Bedeutung. In wel-cher Weise durch Erhöhung der Härtetemperatur bei verschiedenen Vanadinegehalten schon bei einfach legierten Vanadinstählen die Stand-zeit beim Drehen zunimmt, zeigt Houdremont, Bennek und Schrader¹ (Abb. 67). Dabei waren die Härtetemperaturen den

Vanadinegehalten angepaßt und veränderlich. In der Regel ver-wendet man aber für Schneidzwecke nicht die reinen Vanadin-stähle, sondern Vanadin als Zusatz zu Wolfram-Chromstählen. Man muß dann natürlich den Kohlenstoffgehalt infolge des Va-nadinzusatzes erhöhen, weil sonst für die leichter löslichen, die Härtung vorwiegend bewirkenden Eisen- und Chromkarbide zu wenig Kohlenstoff übrigbleibt.

Die Kohlenstoffbindung zum Vanadinkarbid V_4C_3 ist für die austenitischen rostfreien Stähle von Bedeutung geworden. Diese

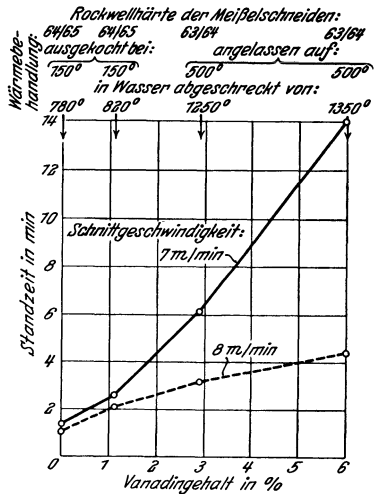


Abb. 67. Steigerung der Standzeit beim Drehen durch Erhöhung des Vanadinegehaltes. Nach Houdremont u. Mitarbeiter.

¹ Arch. Eisenhüttenwes. 1932/33 S. 24/34.

Stähle werden, wie auf S. 244/245 beschrieben wird, durch das Schweißen Schädigungen ausgesetzt. Setzt man nun dem Stahl bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,15 vH etwa 0,30 vH Vanadin zu, so ist der gesamte Kohlenstoff als Vanadinkarbid zugegen, das sich beim Abschrecken nur zum Teil löst und infolgedessen bei den kritischen Temperaturen von 600 bis 700° nicht zu einer schädlichen Karbidausfällung führt.

Die Zahlentafel 56 gibt Übersicht über einige wichtige einfache und mehrfach legierte Vanadinstähle.

Zahlentafel 56. Übersicht über einige einfach und mehrfach legierte Vanadinstähle.

	Zusammensetzung					Verwendungszweck
	C	V	Cr	Mn	W	
1	0,8 —1	0,3—0,5		0,3—0,5		Kaltschlagwerkzeuge Vergütungsstähle, Federstähle
2	0,25—0,5	0,1—0,2	1—1,5	0,4—0,8		
3	0,4 —0,5	0,3—0,5	1—3,0	0,2—0,6		Warmarbeitsstähle
4	0,2 —0,4	0,4—1,0	1—3,0	0,2—0,6	8—10	
5	0,8 —1,0	0,2—0,3	—	1,5—2,0		

Zu 1. 0,8 bis 1 vH C, 0,3 bis 0,5 vH V, 0,3 bis 0,4 vH Mn. Dieser Stahl wird für Kaltschlagwerkzeuge dann verwendet, wo infolge starken Schlages eine tiefere Einhärtungsschicht notwendig ist. Bei Kohlenstoffstählen mit 0,2 bis 0,3 vH Mangan erzielt man keine stärkere Härtetiefe als etwa 3 mm. Durch Zusatz von etwa 0,5 vH Mangan oder ebensoviel Chrom kann man die Einhärtungstiefe verstärken, ist dabei aber an die Einhaltung eines engen Härtetemperaturbereiches gebunden. Bei dem vorliegenden Vanadinstahl ist es nun möglich, die Härtetemperatur zwischen 780 bis 880°, bei größeren Abmessungen auch bis 900° zu wählen. Es gelingt dadurch, die Härteschicht zwischen 1 und 8 mm schwanken zu lassen. Man hat es auf diese Weise in der Hand, die Härteschicht zu regeln, ohne daß Überhitzung eintritt. Der Härtebruch eines solchen Stahles war in der Abb. 27 zu sehen¹.

Zu 2. 0,25 bis 0,5 vH C, 0,1 bis 0,2 vH V, 1 bis 1,5 vH Cr. Von den Stählen, die außer Vanadin nur ein anderes Legierungs-

¹ S. darüber Iron Age Aug. 1929 S. 480.

metall besitzen, sind die Chrom-Vanadinstähle die wichtigsten. Barton¹ gibt für zwei Chrom-Vanadinstähle folgende Eigenschaften an:

Zahlentafel 57. Physikalische Eigenschaften vergüteter Chrom-Vanadinstähle nach Barton.

Streckgrenze kg/mm ²	Festigkeit kg/mm ²	Dehnung ² vH	Härtetemp. ° C	Anlaßtemp. ° C
0,25 vH C, 0,90 vH Cr, 0,20 vH V				
93,10	109,20	18,0	900 W	650
105,70	115,50	14,0	900 „	540
122,50	143,50	12,0	900 „	430
69,30	93,10	30,0	900 Öl	650
86,10	98,70	18,0	900 „	540
108,50	128,10	13,0	900 „	430
0,50 vH C, 1,0 vH Cr, 0,20 vH V				
119,00	130,90	15,0	870 Öl	650
134,40	147,00	12,5	870 „	510
168,00	185,50	7,0	870 „	370

Diese Chrom-Vanadinstähle werden für verschiedene Zwecke gebraucht. Ein Stahl mit etwa 0,5 vH C, 1 bis 1,5 vH Chrom und 0,2 vH Vanadin hat sich, von Amerika kommend, in Deutschland für Federstähle eingeführt. Er hat gegenüber anderen, z. B. den Mangan- und Siliziumstählen, den Vorteil größerer Härteunempfindlichkeit und dadurch größerer Sicherheit, da man im praktischen Härtebetrieb mit einem bestimmten Anteil an Fehlhärtungen rechnen muß. Ein Beweis für die Verbreitung dieser Stähle ist es, daß sie unter der Bezeichnung SAE 6120 und 6150 in Amerika unter die genormten Vergütungsstähle eingereiht worden sind. Sie haben gegenüber den Molybdänstählen den Vorteil der geringeren Überhitzbarkeit, aber den Nachteil des höheren Preises und der nicht so großen Verlässlichkeit gegen Anlaßsprödigkeit.

Zu 3. 0,4 bis 0,5 vH C, 1 bis 3 vH Cr, 0,3 bis 0,5 vH V. Dieser Stahl findet viel Verwendung für Spritzgußformen, Warmlochdorne, Preßbüchsen. Zu beachten ist, daß man die höhere Warmfestigkeit nur dann erzielt, wenn man den Stahl bei 950° und darüber härtet. Anlaßbeständigkeit ist in Abb. 68 gegeben.

Zu 4. 0,2 bis 0,45 vH C, 1 bis 3 vH Cr, 0,2 bis 1 vH V, 8 bis 10 vH W. Dieser Stahl ist bereits auf S. 133 besprochen.

¹ Forg. Heat. Treat. Febr. 1923 S. 102.

² Fünffache Meßlänge.

Zu 5. 0,8 bis 1 vH C, 0,2 bis 0,3 vH V, 1,5 bis 2 vH Mn. Der Vanadinzusatz bedeutet gegenüber dem härteempfindlichen Manganstahl einen Fortschritt. Die Verwendungszwecke dieses Stahles sind u. a. auf S. 347, 350, 357 näher erörtert.

Im Anschluß seien noch einige Stähle angeführt, die wohl vorgeschlagen, aber nach Kenntnis des Verfassers noch nicht in

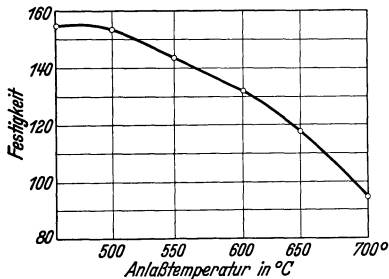


Abb. 68. Anlaßtemperatur und Festigkeit eines Stahles mit 0,45 vH C, 1,5 vH Cr, 0,40 vH V bei 900° an stiller Luft gehärtet.

größerm Umfang verwendet wurden.

Die Eigenschaften eines Chrom - Molybdän - Vanadinstahles gibt Houdremont¹ in Abb. 60.

Durch Zusatz von Vanadin zu Nickel erhält man ganz besonders zähe Stähle.

Sehr gerne setzte man Vanadin auch den Chrom-Nickelvergütungsstählen zu.

Dies ist wohl dann angebracht, wenn man die Warmfestigkeit erhöhen will. Zur Verringerung der Anlaßsprödigkeit ist das Molybdän aber wertvoller und billiger als das Vanadin, und auch in bezug auf Warmfestigkeit steht es diesem mindestens gleich.

Gibt man Vanadin Manganvergütungsstählen zu, so beseitigt man auch hier zum großen Teil die für die Manganstähle so nachteilige Eigenschaft der Überhitzbarkeit. Schon 0,1 vH

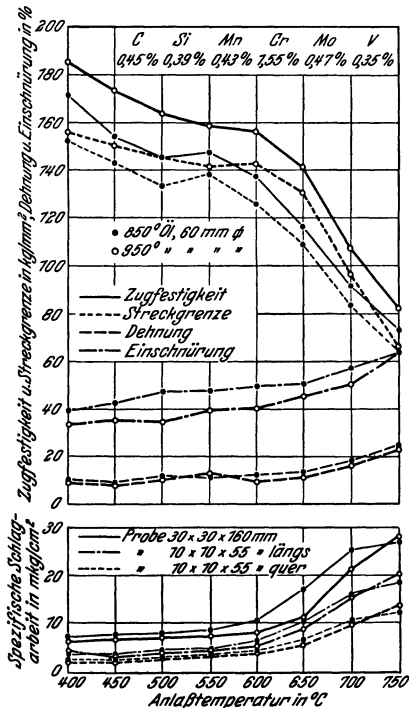


Abb. 69. Kennkurven eines Cr-Mo-V-Stahles. Nach Houdremont.

¹ Arch. Eisenhüttenwes. 1931/32 S. 31.

Zahlentafel 58. Physikalische Eigenschaften eines vergüteten Nickel-Vanadinstahles mit 0,30 vH Kohlenstoff, 3,5 vH Nickel und 0,20 vH Vanadin nach Barton.

Streckgrenze kg/mm ²	Festigkeit kg/mm ²	Dehnung ¹ vH	Härtetemp. °C	Anlaßtemp. °C
87,50	103,60	19,0	870 W	650
95,20	109,20	14,0	870 „	540
122,50	136,50	11,0	870 „	370
87,50	103,60	18,0	870 Öl	650
92,40	105,70	16,0	870 „	540
114,10	135,10	12,0	870 „	400

Mangan haben einen erheblichen Einfluß. Für Vergütungsstähle kommen Stähle mit 0,25 bis 0,35 vH C, 1 bis 1,8 vH Mn, 0,1 bis 2 vH V in Frage.

Welche große Bedeutung das Vanadin bei Schnelldrehstählen hat, wird auf S. 281 gezeigt werden.

Siliziumstähle.

Das Silizium gehört zu denjenigen Elementen, die den Bereich verengen und bei niedrigem Kohlenstoffgehalt den Stahl nicht umwandelbar und rein ferritisch machen. Bei kohlenstofffreien Legierungen tritt dies bei 1,7 vH Silizium ein.

Nach Oberhoffer² haben sich später eine Reihe von Forschern mit dem Zustandsschaubild Eisen-Silizium befaßt, die in großen Zügen dasselbe, in Einzelheiten aber von einander abweichende Ergebnisse fanden. Hier sei das Zustandsschaubild von Schulz und Buchholtz³ angeführt (Abb. 70). Corson⁴ untersuchte auch die Gefügebestandteile dieser Legierungen. Bis zu einem Gehalt von etwa 14 vH ist nach Corson homogene feste Lösung vorhanden. Nach Buchholtz und Schulz

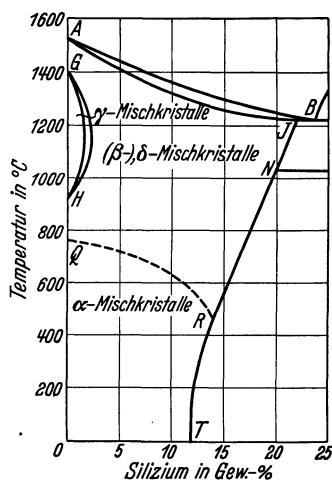


Abb. 70. Zustandsschaubild der Eisen-siliziumlegierungen. Nach Schulz und Buchholtz.

¹ Fünffache Meßlänge. ² Stahl u. Eisen 1924 S. 979.

³ Stahl u. Eisen 1930 S. 161.

⁴ Stahl u. Eisen 1928 S. 1179; Amer. Inst. min. metallurg. Engr. Februar 1928.

liegt dieser Punkt bei etwas niedrigeren Gehalten an Silizium. Der Gehalt von 14,3 vH entspricht der chemischen Verbindung Fe_3Si , das sich bei niedrigen Gehalten im Eisen in fester Lösung befindet. Bei höheren Temperaturen befindet sich jedenfalls das gesamte Fe_3Si in fester Lösung. Bei niedrigen Temperaturen kann es sich nach Corson ausscheiden. Die Linie TR des Schaubildes würde dann den Beginn der Ausscheidung andeuten.

Den Versuch, ein Zustandsschaubild der kohlenstoffhaltigen Eisen-Siliziumlegierungen aufzustellen, machte Yensen¹. Die Ergebnisse sind aber wohl noch nicht als endgültig anzusehen.

Für die Wärmebehandlung ist es wichtig, genauere Kenntnis über die Veränderung von $A c_1$ zu haben. Nach Howard Scott² liegt bei einem Stahl mit 0,45 vH Kohlenstoff und 0,7 vH Mangan $A c_1$ bei 1 vH Silizium bei 750, bei 2 vH Silizium bei 770 und bei 3 vH Silizium bei 790.

Siliziumstähle höheren Kohlenstoffgehaltes sind, da dieses die Abscheidung freien Kohlenstoffs befördert, schwarzbruchempfindlich. Mangan- und Chromzusätze wirken dem entgegen.

Die Verwendungsmöglichkeit der Siliziumstähle ergibt sich aus drei verschiedenen Eigenschaften. Das Silizium erhöht bei kohlenstoffhaltigen Stählen die Festigkeit, und hebt besonders die Streckgrenze im Verhältnis zur Festigkeit, welche Eigenschaft Siliziumstähle besonders für Federn und auch für Vergütungsstähle geeignet macht. Bei Siliziumstählen niedrigen Kohlenstoffgehalts mit 2 bis 4 vH Silizium hat die Legierung durch ihre groben Kristalle und die Abwesenheit von Eisenkarbid nach dem Glühen und infolge ihres verhältnismäßig hohen elektrischen Widerstandes geringe Hysterisverluste beim Ummagnetisieren. Legierungen mit höherem Siliziumgehalt, etwa 14 vH, zeichnen sich durch hohe chemische

Zahlentafel 59. Zusammensetzung und Verwendungszweck einiger Siliziumstähle.

	C	Si	Mn	Verwendungszweck
1	0,14—0,25	0,7—1,5	0,6—1,2	Hochbaustähle, Stahlguß
2	0,5—0,6	0,6—0,8	0,8—1	Federn
3	0,45—0,6	1,0—2,0	0,4—0,7	Federn, Vergütungsstähle
4	niedrig	0,5—4,0	0,1—0,4	Transformatoren-, Dynamobleche
5	0,2—1,0	12,0—15,0	0,2—0,6	Säurebeständige Legierungen

¹ Stahl u. Eisen 1929 S. 1735; Iron Steel Inst. September 1929.

² Stahl u. Eisen 1923 S. 953; Chem. metallurg. Engng. März 1923 S. 212.

Widerstandsfähigkeit aus. Die Zahlentafel gibt eine Übersicht über die gebräuchlichsten Siliziumstähle, deren Verwendung aus dem Obigen folgt.

Zu 1. 0,14 bis 0,25 C, 0,7 bis 1,5 Si, 0,6 bis 1,2 Mn. Dieser Stahl hat unter dem Namen *Freundscher Hochbaustahl* vor einigen Jahren Aufsehen erregt. Durch ihn wurde die Frage des höherwertigen Baustahles in den Vordergrund der Erörterung gestellt. Wegen seiner geringen Korrosionsbeständigkeit hat sich diese Zusammensetzung aber nicht gehalten, und es haben sich daraus die bekannten kupferhaltigen korrosionsbeständigen ST 52-Stähle entwickelt. Beiträge zur Kenntnis dieses Stahles gibt Buchholtz¹. Schulz und Bonsmann² studieren die Eigenschaften dieser Legierungen in Form von Stahlguß und den Einfluß des Kupfers auf die Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit.

Zu 2 und 3. 0,45 bis 0,6 C, 0,6 bis 2 Si, 0,4 bis 1 Mn. Der meistgebrauchte Stahl dieser Gruppe ist ein Federstahl mit 0,5 bis 0,6 vH Kohlenstoff. Näheres darüber siehe S. 337 Federstähle.

Als Vergütebaustahl ist Siliziumstahl dieser Zusammensetzung von Kothny³ untersucht worden. Aus seinen Angaben sei folgendes Beispiel wiedergegeben:

Zahlentafel 60. Festigkeitseigenschaften eines vergüteten Siliziumstahles nach Kothny.

Zusammensetzung		Härtetemperatur	Anlaßtemperatur	Streckgrenze	Festigkeit	Dehnung
C	Si					
		850	680	54	80	12,06
0,44	1,77	850	600	63	90	10,06

Zu 4. Die Stähle sind im Abschnitt „Magnetische Eigenschaften“ erörtert (S. 212).

Zu 5. Diese wurden unter dem Abschnitt „Säurebeständige Stähle“ erörtert (S. 254).

Mehrfach legierte siliziumhaltige Stähle. Als mehrfach legierte Stähle mit Silizium als einem wichtigen Bestandteil kommen noch einige in Frage, die in der folgenden Zusammenstellung angeführt sind.

¹ Mitt. Forsch.-Inst. verein. Stahlwerke, Dortmund Bd. 1 S. 103 bis 143; Bautechn. 1929 S. 89.

² Stahl u. Eisen 1930 S. 161 bis 168.

³ Stahl u. Eisen 1919 S. 1343.

Zahlentafel 61. Zusammensetzung und Verwendungszweck einiger mehrfach legierter Siliziumstähle.

	Zusammensetzung				Verwendungszweck
	C vH	Si vH	Cr vH	W vH	
1	0,35—0,50	0,5—1,2	0,5—1,5	0—3,0	Preßluftwerkzeuge, Lufthämmer, Meißel, Döpper, Nietwerkzeuge, Schermesser, Warmmatrizen, Gewindewalzbacken
2	0,5 —0,6	0,5—1,2	0,5—1,5	1,0—3,0	Besonders leistungsfähige Kaltlochstempel, Stempel aller Art Federstahl, der b. Abschrecken bei ungefähr 850° u. Anlassen auf ungefähr 500° folgende Werte erreicht hat: 120—140 Streckgrenze, 135—155 Festigkeit, 8—6 Dehnung, 30 bis 40 Einschnürung
3	0,5 —0,6	0,5—1,0	0,5—1,0		

Aluminiumstähle.

Aluminium gehört zu denjenigen Elementen, die wie das Silizium das Gammagebiet einschnüren. Wever und Müller¹ stellten für Aluminium und Eisen ein Zustandsschaubild auf. Von Keil und Jungwirth² untersuchten das Eisen-Kohlenstoff-Aluminium. Es wurde festgestellt, daß 1 vH Aluminium den Kohlenstoffgehalt des Perlits um 0,16 vH C erniedrigt. A_{c_1} wird bei Kohlenstoffgehalten über 0,3 vH bis 3,5 vH Aluminium schwach erniedrigt und bei höheren Gehalten wieder etwas erhöht. Während bei kohlenstofffreier Legierung das Gammagebiet schon bei 1 vH Aluminium verschwindet, ist dies bei hohen Kohlenstoffgehalten erst bei 1 vH Aluminium der Fall. Man erhält also bis zu diesen Aluminiumgehalten vergütbare Stähle. Ähnlich wie bei Silizium erzeugt Aluminium bei höheren Kohlenstoffgehalten Graugußlegierungen. Die stärkste Graphitbildung liegt bei etwa 3 vH Aluminium. Legierungen zwischen 12 und 8 vH Aluminium erstarren weiß, darüber hinaus wieder grau.

Für die Verwendung der Aluminiumstähle sind drei Eigenschaften maßgebend:

¹ Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforschg. 1929 Nr. 11 S. 193 bis 223.

² Arch. Eisenhüttenwes. Okt. 1930 S. 221 u. Mitt. Eisenhüttenm. Inst. Hochschule Leoben.

Die geringen Hysteresisverluste der kohlenstoffarmen Aluminiumstähle beim Ummagnetisieren;

die Widerstandsfähigkeit gegen oxydierende Gase bei höheren Temperaturen, und schließlich

das starke Vereinigungsbestreben zu Stickstoff, wodurch sich der Stahl für die „Verstickung“ eignet. Folgende Zahlentafel gibt eine kurze Übersicht über die wichtigsten Aluminiumstähle.

Zahlentafel 62. Beispiel über Zusammensetzung und Verwendung der Aluminiumstähle.

	C	Si	Cr	Al	Mo	Verwendungszweck
1	niedrig			etwa 10 vH i. d. Randschicht		Alitierte, zunderbeständige Gegenstände
2	„	0,5—5	3 —20	1—3		Zunderbeständige Gegenstände
3	0,09—0,15	1,2—1,5	1,2—1,5	1—1,25	0,2—0,3	Verstickungs- (Nitrier-)stähle

Zu 1. C niedrig, etwa 10 vH Al in der Randschicht. Hauttmann¹ gibt nach Abb. 71 die Zunderbeständigkeit an, wie sie bei einem 48stündigen Versuch in Abhängigkeit vom Aluminiumgehalt gefunden wurde. Man sieht, daß bei ungefähr 10 vH Aluminium unvermittelt Zunderbeständigkeit eintritt.

Hauttmann erklärt die Wirkung dadurch, daß sich oberhalb des Aluminiumgehaltes von etwa 10 vH in der Hitze kein Eisenoxyd und nur Aluminiumoxyd bildet, das vor weiterer Oxydation schützt. Das alleinige Auftreten von Aluminiumoxyd wird so erklärt, daß anfänglich entstandenes Eisenoxyd durch Aluminium wieder reduziert wird. Der für die Widerstandsfähigkeit nötige hohe Gehalt von 10 vH Aluminium durch den ganzen Querschnitt läßt sich für die meisten Verwendungs-

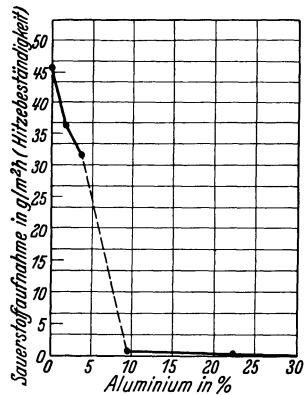


Abb. 71.
(Erklärung im Text.)

¹ Stahl u. Eisen 1931 S. 65.

zwecke nicht anwenden, da diese Legierungen nicht mehr schmiedbar sind. Man umgeht diese Schwierigkeit, indem man in weichen unlegierten Stahl durch einen Einsatzvorgang Aluminium in die Oberfläche einführt. Für diesen Vorgang hat sich die Bezeichnung „Alitieren“ eingebürgert.

Das Alitieren erfolgt entweder durch Erwärmen bei 600 bis 700° in gepulvertem Ferro-Aluminium¹ oder nach anderen Angaben in einem Gemisch von Aluminium und Tonerde². Auch das Eintauchen in Bäder von reinem Aluminium kann angewandt werden. Das Tauchverfahren gibt einen spröderen Überzug. Hauttmann gibt genaue Angaben über die Abhängigkeit der Dicke der Diffusionsschicht von der Erhitzungstemperatur. Die in die Oberflächenschicht eingeführte Aluminiummenge muß mindestens 10 vH betragen, und der Stahl müßte sich in bezug auf das Abzundern also so verhalten wie ein 10prozentiger Aluminiumstahl. Zwei Umstände sind es aber, die die alitierte Oberfläche rascher zur Zerstörung bringen. Der eine Umstand ist das allmähliche Rissigwerden der alitierten Oberflächenschicht, die einen 10prozentigen spröden Aluminiumstahl darstellt. Durch diese Risse dringen die Feuergase ein und zerstören das Metall von innen heraus. Der zweite Umstand ist das allmähliche Hineindiffundieren in das Innere, wodurch sich die Oberflächenschicht an Aluminium verdünnt und unbeständig wird.

Zu 2. C niedrig, 3 bis 20 vH Cr, 0,5 bis 5 vH Si, 1 bis 3 vH Al. Aluminium erhöht schon bei 1 vH Gehalt zusammen mit geringen Chromgehalten die Zunderbeständigkeit außerordentlich. Leider verbindet sich damit große Sprödigkeit, da Aluminium, besonders bei Gegenwart von Chrom, die Haltepunkte unterdrückt und den Stahl bald ins Deltagebiet überführt, für das starkes Kornwachstum im allgemeinen kennzeichnend ist. In Deutschland verwendet man Chrom-Aluminiumstähle für zunderbeständige Stähle nicht. Der Grund dürfte der sein, daß Chrom-Aluminiumstähle mit dem notwendigen Aluminiumgehalt sowohl

¹ Farr, A.: Chem. metallurg. Engng. Dez. 1923 S. 1188 gibt an, daß das Alitieren durch Erhitzen des Stahlgegenstandes in fein verteiltem Aluminiumpulver vorgenommen wird, wobei der Stahlkörper sich in rotierenden erhitzten Zylindern befindet. Jede Oxydation muß natürlich ferngehalten werden.

² Metallbörse 1922 S. 1842.

beim Gießen wie bei der Warmverarbeitung zu schwierig zu behandeln sind und auch zu spröde im Gebrauch sind. Man ist daher genötigt, auch das Silizium mit heranzuziehen. Diese Stähle führen in Deutschland die Bezeichnung „Sicromale“ (s. S. 261).

Sie enthalten Cr, Si, Al etwa in den Grenzen 6 bis 20 Cr, 1 bis 3 Si, 1 bis 5 Al, und sind bis 1200° gut hitzebeständig. Ihr Nachteil ist, daß sie beim Gebrauch über 1000° leicht spröde werden.

Bei einer großen Anzahl von Patentschriften sind Legierungen beschrieben, in denen Aluminium in verschiedenen Gehalten neben einem oder mehreren Elementen besondere Beständigkeit zugemessen wird.

Zu 3. 0,09 bis 0,15 vH C, 1,2 bis 1,5 vH Cr, 1 bis 1,25 vH Al, 0,2 bis 0,3 vH Mo. Eine wichtige Verwendung hat sich für die Aluminiumstähle in den verstickbaren Stählen eröffnet. Durch seine große chemische Affinität zum Stickstoff ist die Einführung großer Stickstoffmengen bei niedrigen Temperaturen möglich. In den ursprünglichen Patenten¹ war Aluminium als hauptsächlich wirkender Bestandteil in den Grenzen von 0,5 bis 2 vH angegeben. Allgemein werden Zusätze von Chrom, Nickel, Molybdän, Titan, Vanadin, Zirkon empfohlen. Später bildeten sich die auf S. 163 angegebenen Legierungen heraus.

Die Ausnützung der Aluminiumstähle für Transformatoren- und Dynamobleche hat noch keinen praktischen Erfolg gehabt. Die Herstellung und Verarbeitung der Siliziumstähle ist billiger und einfacher, so daß man keine Veranlassung hat, Aluminiumstähle zu verwenden. Außerdem fehlen bei den Aluminiumstählen noch die Einzelkenntnisse über die Verarbeitung beim Warm-Kaltwalzen und Glühen. Obwohl bei den Siliziumstählen die Untersuchungen sehr zahlreich sind, ist das Gebiet weder praktisch noch theoretisch erschöpft, so daß man wenig Lust hat, sich auch noch mit den Aluminiumstählen für diesen Zweck zu befassen.

Borstähle.

Das System Eisen-Bor wurde von verschiedenen Forschern untersucht, die sich voneinander in den Ergebnissen unterscheiden. Eine ältere zusammenfassende Arbeit über das System Eisen-Bor

¹ Öst. Patente 122775, 122776, 122777.

schen Chrom-Nickelstählen, gibt Bor Anlaß zur Ausscheidungshärtung.

Vogel und Tammann¹ haben das System Eisen-Bor-Kohlenstoff untersucht. Der Einfluß des Bors auf das Gefüge wurde erst von 0,02 vH Bor bemerkt, wohl aber tritt schon bei 0,005 vH Bor, also weit unterhalb der Grenze der sichtbaren Gefügebeeinflussung, eine merkbare Erhöhung der Abschreckhärte gegenüber borfreien Stählen ein. Eine Legierung mit 0,02 vH Bor, 0,25 vH Kohlenstoff hat bei milder Luftabschreckung eine Härte von 280 Brinell-einheiten, borfreie dagegen nur 150.

Die Versuche der Verwertung der Borstähle waren mannigfaltiger Art, ohne daß ein greifbarer Erfolg zu erzielen gewesen wäre. Die Verwertung der Härtbarkeit für Stähle, die den unlegierten Stählen höherer Festigkeit entsprechen, hat deshalb keine wirtschaftliche Verwendungsmöglichkeit gezeigt, weil mit dem billigeren Kohlenstoff dasselbe zu erzielen ist. Bei den Vergütungsstählen, etwa den Chrom-Nickelstählen, erzielt man durch Borzusatz von 0,02 vH bereits eine deutliche Verbesserung der Streckgrenze. Rostfreie, härtbare Stähle könnten durch Bor dadurch verbessert werden, daß man den Kohlenstoff durch Bor ersetzt. Ein solcher Stahl wäre härtbar, ohne die mit der Karbidbildung verbundenen unangenehmen korrosionsfördernden Eigenschaften zu haben (s. S. 232/233).

Das Auftreten harter Boride und die gute Härtbarkeit legen die Verwendung von Borstählen für Schneidzwecke nahe. Zusätze von Bor zu Schnellstählen versuchte Oertel². Die zugesetzte Bormenge betrug 0,8 vH. Der Stahl war nicht schmiedbar. Nach den Erfahrungen des Verfassers ist auch bei weit niedrigeren Borgehalten keine Schmiedbarkeit mehr gegeben, wohl aber zeigt sich schon bei 0,1 vH Bor eine gute Steigerung in der Schneidfähigkeit des Stahles. Das Gefüge dieser Stähle ist ziemlich undurchsichtig. Es scheint aber, daß ein niedriger schmelzbares Boreutektikum zugegen ist.

Als Vertreter eines ausscheidungshärtbaren Stahles wurde von Wasmuth³ eine Legierung mit 0,55 vH Bor, 17,3 vH Chrom und

¹ Z. anorg. allg. Chem. Bd. 23 (1922) S. 225 bis 275; Stahl u. Eisen 1923 S. 826.

² Schnelldrehstähle Oertel-Grützner S. 36. Verlag Stahleisen.

³ Kruppsche Monatsh. Nov. 1931 S. 277.

7,5 vH Nickel untersucht. Diese zeigte im allgemeinen das entgegengesetzte Verhalten wie die abschreckhärtbaren Stähle. Bei rascher Abschreckung ist der Stahl weich, da das ganze Bor gelöst bleibt. Durch Anlassen auf 700 bis 800 steigt durch Ausscheidung die Brinellhärte bis etwa 450. Bei etwas verlangsamter Abkühlungsgeschwindigkeit wird die Härte größer, weil nicht mehr das ganze Bor in Lösung gehalten wird. Teilweise tritt bei einer bestimmten Abkühlungsgeschwindigkeit auch Abschreckhärte ein. Ein solcher Stahl wird dann beim Anlassen nicht mehr durch Ausscheidung gehärtet, sondern weicher. Die Verwendung dieser Stähle konnte bisher nicht in Frage kommen, da mit der Ausscheidung der Boride die Korrosionsbeständigkeit zum großen Teil verlorengeht.

Man hat Untersuchungen gemacht, ob das Bor durch Einsetzen in die Oberfläche des Stahles eindringt, und angeblich gefunden, daß das Bor bis zu größeren Gehalten in die Oberfläche eintritt. Ein solcher Stahl hat angeblich die Eigenschaft, daß er auch von starker Salzsäure nur unwesentlich angegriffen wird und bis 800 dem Zündern widerstehen soll¹.

Eine praktische Verwendung des Bors wird auch deshalb erschwert, weil die Schmiedbarkeit dieser Stähle so außerordentlich schwierig ist. Da das Bor auch als starkes Desoxydationsmittel auftritt und daher verschlackt, so läßt sich schwer vorhersehen, wieviel davon im Stahl legiert bleibt. Da nun aber immer nur geringe Mengen in Frage kommen, bedeutet dies eine Erschwerung für die Einhaltung bestimmter Zusammensetzungsgrenzen. Eine weitere Erschwerung liegt darin, daß es kaum möglich ist, das Bor analytisch zu bestimmen. Es ist aber nicht ausgeschlossen, daß ein näheres Studium dieses sehr interessanten Legierungselementes auch zu praktischen Ergebnissen führt.

Berylliumstähle.

Obwohl der Preis des Berylliums derzeit so hoch ist, daß seine technische Verwertung im großen nicht aussichtsreich ist, so hat es doch in den letzten Jahren großes Interesse erweckt, da es schon in geringen Mengen erhebliche Wirkungen hat, und man auch nicht wissen kann, ob sich der Preis nicht unerwartet erniedrigt. Das Gleichgewichtsdiagramm von Eisen-Beryllium

¹ Siehe Walzwerk u. Hütte Bd. 10 (1920) S. 21.

wurde von Wever und Müller¹ gegeben (Abb. 73). Beryllium ist im reinen Eisen bis zu einem Gehalt von 0,45 vH löslich, und vermag infolgedessen im Eisen Härte und Vergütungserscheinungen hervorzurufen. Die Härte und Vergütungsvorgänge wurden von Kroll² und Masing³ eingehend studiert. Außer Eisen vermögen auch noch das Kupfer, das Nickel und das Kobalt, Beryllium in fester Lösung aufzunehmen und Härt- und Vergütbarkeit hervorzurufen. Es waren die Wirkungen an Kupfer, die zuerst die Aufmerksamkeit der Metallurgen auf sich zogen. Soweit die Legierungen Aussicht auf Verwendung haben, scheinen sie sich auf die ausscheidungshärtbaren zu beschränken. Die Berylliumstähle sind nämlich nach dem Abschrecken verhältnismäßig weich und härten erst beim Anlassen durch Ausscheidung.

Besonders ausführlich hat sich Kroll der Untersuchung der Berylliumstähle gewidmet. Er stellte fest, daß die reinen Eisen-Berylliumlegierungen schlecht schiedbar und daher wertlos sind. Die Grobkörnigkeit wird vor allem durch Nickelzusatz verbessert. Die Legierungen, denen Kroll eine Zukunft verspricht, sind

20 vH Chrom, 7 vH Nickel, 1 vH Beryllium als ausscheidungshärtbarer, nicht rostender austenitischer Stahl, ein Stahl mit 36 vH Nickel, 1 vH Beryllium als harter Invarstahl und ein Stahl mit 12 vH Chrom, 5 vH Nickel und 1 vH Beryllium, der möglicherweise durch seine hohe Anlaßbeständigkeit Schnellstahleigenschaften haben könnte.

Bennek und Schafmeister⁴ setzten die Arbeiten Krolls fort und bestätigten die starke Ausscheidungshärtungsfähigkeit

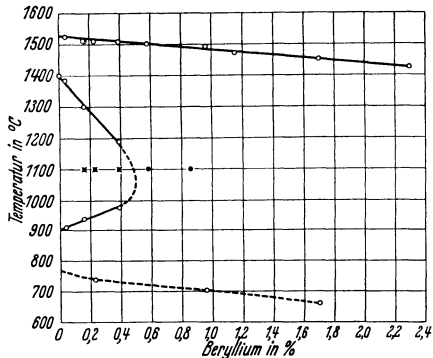


Abb. 73. Zustandsschaubild Eisen-Beryllium, Bereich bis 2,4 vH Bé. Nach Wever u. Müller.

¹ Stahl u. Eisen 1929 S. 1529.

² Stahl u. Eisen 1929 S. 1837; Wiss. Veröff. Siemens-Konz. 1929 S. 220.

³ Z. Metallkde. 1928 S. 10 bis 21; Stahl u. Eisen 1928 S. 23.

⁴ Stahl u. Eisen 1932 S. 589; Arch. Eisenhüttenwes. 1931/32 S. 615 bis 620.

des rostfreien Chrom-Nickelstahles, fanden aber auch, daß der Stahl durch die ausgeschiedenen Bestandteile seine Korrosionsbeständigkeit zum großen Teil eingebüßt hat. Die Ausscheidung findet wie auch bei anderen Legierungen aus dem austenitischen Zustand träger statt als aus dem ferritischen, bedarf im ersteren Falle also höherer Anlaßtemperaturen¹.

Zirkonstähle.

Über Zirkon sind zuerst von Guillet² und Mack und Gillet³ Untersuchungen angestellt worden. Augenscheinlich beeinflußt es die Eigenschaften ähnlich wie das Silizium. Für die praktische Verwendung haben es Mack und Gillet als Zusatz zu Nickelstählen empfohlen. Versuche, durch Zirkonzusätze säurefeste Stähle herzustellen, sind schon seit Jahren gemacht worden, ohne daß praktische Erfolge erzielt wurden.

Die Versuche wurden dadurch erschwert, daß die käuflichen Zirkonlegierungen hohe Siliziumgehalte aufwiesen, wodurch die Wirkung des Zirkons verwischt wird, und man auch bald in das Gebiet der nicht schmiedbaren Stähle kommt. Bemerkenswert ist der Zusatz von Zirkonsulfid zur Schaffung gut bearbeitbarer rostfreier Stähle (s. S. 239). In Amerika wird Zirkon viel zur Desoxydation und Entstickung besonders von Schnellstahl verwendet. Im Gefüge bemerkt man dann gelbe Zirkonnitride, die aber als Einschlüsse und nicht als wirksame Bestandteile zu werten sind.

¹ Legierungen mit Chrom-Wolfram und Molybdän wurden für wärmebeständige Stähle und Schnellstahl vorgeschlagen und dafür empfohlen, daß man sie aus 800 bis 1200° abschreckte und durch Anlassen auf 300 bis 700 Ausscheidungshärtung hervorrief. Der Höchstpunkt der Härte von 600 Brinelleinheiten und darüber soll angeblich erst von 700 an eintreten, was gegenüber Schnelldrehstählen eine Erhöhung des Erweichungspunktes von etwa 100 bedeuten würde. Als Beispiel ist in dem englischen Patent 306035 eine Legierung mit wenigstens 1 vH Ni, 0,1 bis 12 vH Beryllium und gegebenenfalls bis 25 vH eines oder mehrerer anderer Elemente, besonders Chrom, Wolfram, Molybdän, Vanadin, Mangan, Kupfer, Kohlenstoff, Silizium und Phosphor angegeben. Das amerikanische Patent 1713766 empfiehlt für korrosionsbeständige Stähle z. B. 2 bis 12 vH Beryllium, 4 bis 42 vH Chrom oder 2 bis 10 vH Beryllium, 4 bis 6 vH Chrom oder 4 vH Beryllium, 4 vH Chrom.

² Bull. Soc. Encour. Ind. nat. 1919 S. 148.

³ Trans. Amer. electrochem. Soc. Frühjahr 1923; s. a. Stahl u. Eisen 1923 S. 1285.

Tantal.

Dieses Element dürfte in großen Zügen dem Wolfram ähnlich sein. Diesem Gedankengang folgend, haben French und Digges¹ versucht, das Wolfram teilweise oder ganz durch Tantal zu ersetzen. Ein Erfolg wurde bisher nicht erreicht. Sehr bemerkenswert ist die Wirkung des Tantals in rostfreien Stählen (s. S. 245).

Eine gewisse Bedeutung scheint Tantal in Form von Tantalcarbidgebiet für Schneidmetalle zu gewinnen².

Arsen.

Über den Einfluß im Flußstahl liegt eine Untersuchung von Bauer³ vor. Er findet, daß in den Grenzen zwischen 0,02 bis 0,05 kein Einfluß vorliegt. Darüber hinaus wird der Stahl spröde, besonders wenn gleichzeitig Phosphor und Schwefel vorhanden sind. Liedgens⁴ fand hingegen noch bei 1,5 vH Arsen erhebliche Dehnungen und Einschnürungen. Auch die Untersuchungen von Cameron und Waterhouse⁵, deren Ergebnisse in derselben Richtung liegen, wie die von Liedgens, seien erwähnt.

Antimon.

Für dieses Metall liegt ein Vorschlag vor, es zur Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit zu verwenden. Die zugesetzte Menge soll 0,05 bis 5 vH betragen (F. P. 695398).

Selen.

Dieses Element wird nach einem amerikanischen Vorschlag⁶ als Zusatz zu rostfreiem Stahl zur besseren Bearbeitbarkeit, insbesondere zu Chrom-Nickelstahl, in ähnlicher Weise wie das Zirkonsulfid in Vorschlag gebracht (S. 239).

Stickstoff.

Da der Stickstoff nicht allein als schädlicher, sondern auch als nützlicher Legierungsbestandteil angesehen werden muß, mögen

¹ Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Bd. 8 (1925) S. 681; Stahl u. Eisen 1926 S. 751 bis 752.

² Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Bd. 19 (1932) S. 233/246.

³ Mitt. dtsh. Mat.-Prüf.-Anst. Berlin-Dahlem 1930 Sonderheft 13 S. 59 bis 66. ⁴ Stahl u. Eisen 1919 S. 360.

⁵ Stahl u. Eisen 1926 S. 990. ⁶ Amerik. Patent 1846100.

⁷ Iron Age 15. Sept. 1932 S. 404 bis 405.

seine Wirkungen ähnlich den der übrigen Legierungsbestandteile näher behandelt werden. — Über das System Eisen-Stickstoff sind

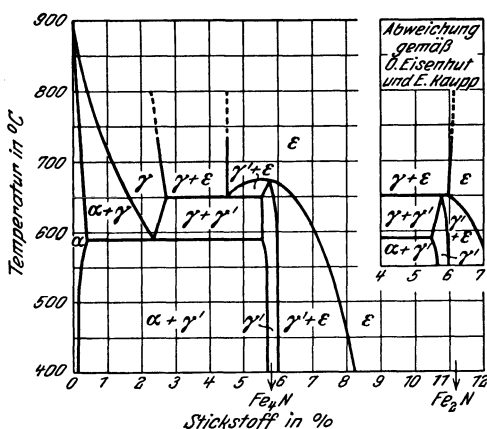


Abb. 74. Zustandsschaubild der Eisenstickstofflegierungen. Nach Köster.

eine Reihe Untersuchungen durchgeführt worden. In eingehender Weise beschäftigte sich zuerst Fry¹ damit. Zuletzt hat Köster² darüber ein Schaubild nach Abb. 74 aufgestellt.

Aus der Abb. 75 ist ersichtlich, welche Gefügebestandteile in einem mit Ammoniak eingesetzten Eisen von außen nach innen, also mit abnehmendem Stickstoffgehalt vorhanden

sind. Ähnlich wie beim Kohlenstoff sind auch hier Gefügebestandteile, die dem Martensit und dem Austenit entsprechen, vorhanden.

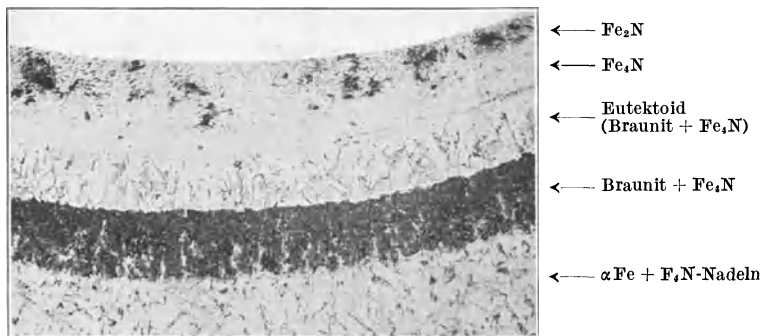


Abb. 75. Gefügeausbildung in Schichten verschiedenen Stickstoffgehaltes. Nach Köster. $\times 150$.

Diese Gefügebestandteile entstehen ebenso wie der Kohlenstoffmartensit und Austenit durch Abschrecken. Stickstoff gehört ebenso wie Mangan und Nickel zu den das γ -Feld erweiternden und A_1 erniedrigenden Legierungsbestandteilen.

¹ Stahl u. Eisen 1923 S. 1271.

² Giolitti widmet ein ganzes Buch diesem Gegenstand „La Nitrurazione“. Mailand: Hoepli 1933.

Die unangenehmen Wirkungen des Stickstoffs im Stahl, die auf Ausscheidungsvorgänge zurückzuführen sind, wurden schon auf S. 16 besprochen.

Die technisch wichtigste Ausnutzung des Stickstoffs ist die Verstickung oder auch Nitrierung genannt. Dieses außerordentlich interessante und technisch immer wichtiger werdende Verfahren ist den Arbeiten Frys¹ zu verdanken. Fry hat hierzu zwei grundlegende Erkenntnisse gewinnen müssen. Die erste Erkenntnis war die, den Stahl unterhalb der eutektoiden Temperatur, also unterhalb 580°, zu verstickern, da oberhalb dieser Temperatur sich sehr spröde Schichten bilden. Der zweite Schritt, der zur technischen Auswirkung nötig war, war das Herausfinden von entsprechenden Legierungen. Das reine Eisen ist nämlich nicht imstande, in technisch erträglich kurzer Zeit genug Stickstoff aus dem Ammoniak aufzunehmen. Fry fand, daß hierzu Legierungen von Vanadin, Aluminium, Titan, Molybdän besonders geeignet sind.

Zahlentafel 63. Beispiele verstickbarer Stähle nach Hengstenberg² und Sergeson³.

C vH	Cr vH	Al vH	Mo vH
0,28	1,5	1,0	—
0,45	1,30	0,80	—
0,1—0,65	1,00	0,90	0,20

Auf die Untersuchungen Frys aufbauend sind bereits eine große Anzahl von Stählen entwickelt worden.

Zahlentafel 64. Beispiele verstickbarer Stähle nach Giolitti.

C vH	Si vH	Mn vH	Cr vH	Al vH	Mo vH	Va vH
0,09—0,48	0,2 —0,3	0,35—0,55	1,2—1,8	1,0 —1,25	0,2 —0,3	
0,25—0,55	0,15—0,30	0,4 —0,55	1,2—2,4	0,25—0,35	0,2 —0,4	
0,35—0,55	0,2 —0,3	0,5 —0,7		0,45—0,60	0,80—1,1	
0,25—0,35	0,15—0,25	0,35—0,50	1,4—1,6			0,45—0,6
0,25—0,55	0,1 —0,3	0,5 —0,80	2,2—2,8		0,25—0,35	0,1 —0,15

French und Homerberg⁴ empfehlen auch Ni-Zusätze von 0,5 bis 2,5 vH.

¹ Stahl u. Eisen 1923 S. 1271.

² Hengstenberg, O.: Untersuchungen über die chemische Angreifbarkeit nach dem Nitrierverfahren behandelter Sonderstähle. Kruppsche Monatsh. Bd. 9 (1928) S. 94.

³ Sergeson, R.: Neuere Entwicklungen im Nitrieren. Iron Age 11. Sept. 1930 S. 680.

⁴ Iron Age Okt. 1932 S. 534.

Zur Verstickung werden die Teile im elektrischen Ofen auf etwa 500° im Ammoniakstrom, je nach der gewünschten Härte-tiefe, 5 bis 90 Stunden auf Temperatur gehalten. Die Nitriertiefe in Abhängigkeit von der Dauer ist in Abb. 76 dargestellt.

Nach dem Verstickten werden die Teile an ruhiger Luft abgekühlt. Ein Abschrecken wie bei der Einsatzhärtung ist unnötig und sogar nachteilig. Die Vorteile der Verstickung gegen den üblichen Einsatzhärten liegen in der geringeren Form- und Volum-änderung und in der größeren Härte. Korrosions- und Wärmebeständigkeit. Die geringere Formänderung hängt mit dem Wegbleiben der Abschreckung zusammen; die kleinere Volum-änderung folgt daraus, daß der Kern bei dieser Behandlung un-

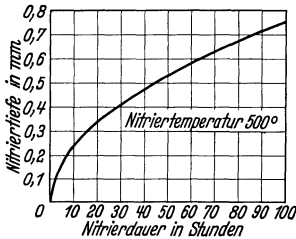


Abb. 76. Nitriertiefe und Nitrierdauer. Nach Krupp.

verändert bleibt, wenn man den Stahl schon vor den Verstickten auf die Verstickungstemperatur anläßt. Das Zurücktreten der Volumens- und Formänderungen gegenüber dem normalen Härten ist auch noch darin begründet, daß die Temperatur, aus der die Abkühlung erfolgt, viel niedriger ist.

Als Nachteil dieses Verfahrens ist die geringe Tiefe der Einsatzschicht zu erwähnen, die durch die geringe Diffusionsgeschwindigkeit bei der niedrigen Einsatztemperatur leicht erklärlich ist. Fr y¹ gibt daher selbst an, daß man nur bis zu einem Flächendruck von 60 bis 70 kg/mm² gehen kann. Bei normalem Einsatzstahl beträgt dieser zulässige Flächendruck etwa das Doppelte. Als erschwerend für die Einführung dieses Verfahrens kommt noch hinzu, daß nicht alle Stähle verstickbar sind. Die gewöhnlichen unlegierten und chrom-nickellegierten Einsatzstähle sind hierfür unverwendbar.

Die Stähle können vor dem Verstickten auf Festigkeiten bis 120 kg/mm² vergütet werden und verlieren dann bei der niedrigen Verstickungstemperatur, die nicht höher ist als die Anlaßtemperatur des Vergütens, ihre Festigkeit nicht. Auf diese Weise erzielt man eine große Kernhärte.

Diese Verstickungsstähle sind sicherlich berufen, sich eine Reihe von Verwendungszwecken zu erobern, insbesondere dort, wo eine

¹ Autotechn. 1925 Heft 2 S. 27 u. a.

große Abnutzungswiderstandsfähigkeit bei nicht zu hohem Flächendruck verlangt wird und wo außerdem noch erhöhte Temperatur in Frage kommt.

Zu der technischen Verwendung des Stickstoffs gehört auch die auf S. 39 erwähnte Einsatzhärtung in Zyansalzbädern.

Kupferstähle.

Dem Kupfer hat man bis vor kurzem in der Stahllegierungstechnik wenig Beachtung geschenkt, obwohl dieses Metall zu denjenigen gehört, die interessanteste Legierungswirkungen hervorrufen. Besonders bemerkenswert ist die Ausscheidungshärtung und die Erhöhung der Korrosionsbeständigkeit.

Während man früher vielfach glaubte, daß Kupfer sich mit dem unlegierten Eisen nicht legiert (erwähnt seien die Arbeiten von Pfeiffer¹), haben die neuen Untersuchungen nun das Gegenteil festgestellt. Buchholtz und Köster² fanden für kohlenstoffarme Legierungen ein Zustandsschaubild wie nach Abb. 77.

Man sieht daraus, daß die Löslichkeit des Kupfers im Alphaeisen von Raumtemperatur bis 600° unverändert etwa 0,4 vH Kupfer beträgt. Von dieser Temperatur an nimmt die Löslichkeit rasch zu, bis bei etwa 800° und etwa 3,4 vH Kupfer ein eutektoider Punkt erreicht wird. Bei Überschreiten dieser Temperatur gerät die Legierung zunächst in ein Mischgebiet von α - und γ -Kristallen und schließlich in das Gebiet reiner γ -Mischkristalle. Auch im Übergang von α - in γ -Eisen nimmt die Löslichkeit stetig zu. Es besteht also kein grundsätzlicher Unterschied in dem Verhalten zwischen dem bei hoher Temperatur im α -Eisen oder γ -Eisen gelösten Kupfer.

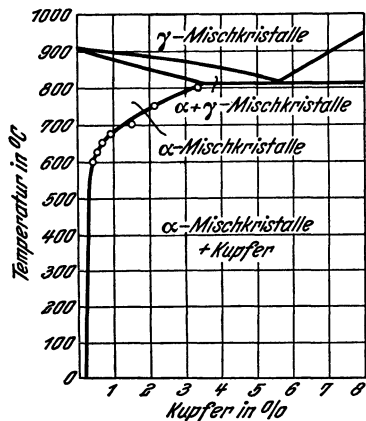


Abb. 77. Zustandsschaubild der kohlenstoffarmen Eisenkupferlegierungen.
Nach Buchholtz und Köster.

¹ Forsch.-Ber. Techn. Hochsch. Aachen 1906 S. 106.

² Stahl u. Eisen 1930 S. 688.

Wie alle Legierungselemente, so erhöht auch Kupfer schon im Walzzustande die Festigkeit. 1 vH Kupfer ruft nach Nehl¹ etwa dieselbe Festigkeitssteigerung hervor wie 0,2 vH Kohlenstoff. Dagegen steigt die Streckgrenze stärker an als bei den Kohlenstoffstählen, während die Dehnung in gleicher Weise abnimmt. Obwohl diese Eigenschaft schon seit den Versuchen Lippins² bekannt war, nützte man das Kupfer für die Herstellung von Stählen höherer Festigkeit bis vor kurzem wenig aus. Auch die Untersuchungen von Oertel und Leveringhaus³ reichten nicht aus, zur Verwendung der Kupferstähle anzureizen. Diese beiden Forscher studierten die Wirkung des Kupferzusatzes zu Nickel- und Chrom-Nickelbaustählen in der Erwartung, dadurch die Eigenschaften zu verbessern. Es hatte sich diese Erwartung nicht bestätigt, jedoch zeigte es sich damals schon, daß entgegen mancher Befürchtungen eine nachteilige Beeinflussung der Kupfermengen, wie sie in der technischen Herstellung des Stahles oft ungewollt vorkommen, nicht bemerkt wird, daß sogar bis 2 vH Kupfer keine wesentliche Verschlechterung eintritt.

Erst die Arbeiten von Buchholtz und Köster und Nehl⁴, welche die Fähigkeit zur Ausscheidungshärtung fanden, haben die Verwendung dieser Stähle nahegerückt. Eine erhebliche Ausscheidungshärtung tritt ein, wenn man Kupferstahl zunächst aus Temperaturen oberhalb 600° nicht allzu langsam (Luftabkühlung genügt in allen Fällen) abkühlt, wodurch der Gleichgewichtszustand nicht erreicht wird, und bei Raumtemperatur mehr gelöst wird, als dem Gleichgewichtszustand von 0,4 vH entspricht. Durch das folgende Anlassen scheidet sich Kupfer aus und ruft mit steigender Anlaßtemperatur so lange Festigkeitssteigerung hervor, bis die kritische Teilchengröße (S. 15) überschritten wird und durch Zusammenballen wieder größere Abscheidungen entstehen und die Festigkeit wieder absinkt. In den meisten Fällen liegt die Anlaßtemperatur, bei der die größte Härte hervorgerufen wird, bei etwa 500°. Buchholtz und Köster geben die Härte, die in Abhängigkeit von der Abschreck- und Anlaßtemperatur ent-

¹ Stahl u. Eisen 1930 S. 679.

² Stahl u. Eisen 1900 S. 536 bis 541; s. a. Stahl u. Eisen 1930 S. 678.

³ Werkstoffber. 35 Stahl u. Eisen.

⁴ Stahl u. Eisen 1930 S. 678 bis 695.

stehen, an (Abb. 78). Man sieht, daß die Anlaßhärte um so höher ist, je höher die Abschrecktemperatur war, was aus der größeren Menge in Lösung gehenden Kupfers ohne weiteres zu erklären ist. Gleichzeitig ist aus der Abb. 78 auch, wie oben erwähnt, zu ersehen, daß eine Steigerung auch noch oberhalb der eutektoiden Temperatur von 810° eintritt, daß also noch mehr als 3,4 vH Kupfer in Lösung geht.

Stoggoff und Meskin¹ untersuchten die Eigenschaften der Kupferstähle mit höheren Kohlenstoffgehalten. Es handelt sich dabei um Stähle mit 0,69 bis 1,22 vH Kohlenstoff, 1,19 bis 0,7 vH Kupfer. Kupfer soll nach diesen Forschern den Haltepunkt A_{c_1} erniedrigen. Auf den Kohlenstoffgehalt des Perlit ist das Kupfer ohne Einfluß. Auch die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit bei der Martensithärtung ändert sich nicht, es tritt also bei Kupfer keine tiefere Einhärtung ein.

Das Kupfer erhöht die Korrosionsbeständigkeit des Stahles. Bauer²

wollte seinerzeit gefunden haben, daß das Kupfer gegen Rosten an der Luft und im Wasser ohne Einfluß ist, den Angriff von Schwefelsäure aber etwas erschwert. Die dabei in Betracht kommenden Kupferzusätze überschreiten nicht 0,4 vH. Spätere Untersuchungen, z. B. die von Daeves³, fanden aber, daß schon ein Gehalt von 0,2 vH Kupfer das Rosten stark verzögert. Man muß nur streng auseinanderhalten, um welchen Rostangriff es sich handelt. Kupferstahl ist nur beim Rosten an der Luft widerstandsfähiger als kupferfreier Stahl, während im Seewasser kein Vorteil zu bemerken ist. Es handelt sich hier natürlich nicht um eine Verhinderung, sondern um eine Verzögerung des Rostens. Die Rostträgheit ist so groß, daß der Stahl ein Mehrfaches an Zeit

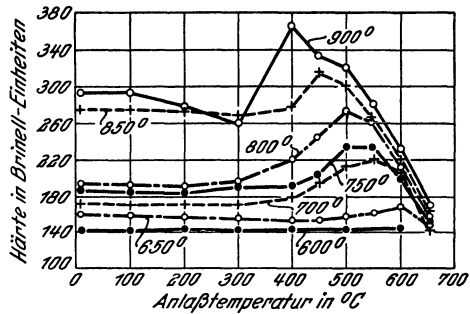


Abb. 78. Härteänderungen beim Abschrecken und Anlassen eines 5proz. Kupferstahles. Nach Buchholtz und Köster.

¹ Arch. Eisenhüttenwes. Nov. 1928; Stahl u. Eisen 1928 S. 1743.

² Stahl u. Eisen 1921 S. 43 u. 76.

³ Stahl u. Eisen 1928 S. 1170, 1526.

braucht, um durch Rosten zerstört zu werden wie kupferfreier Stahl. Absolute Werte der Beständigkeit lassen sich nicht angeben, da die Rostbeständigkeit stark mit dem Standort schwankt. Sie kann in einem Industrieort das Vielfache wie in einem Gebirgsort betragen. Auch bei den Stählen mit höherer Festigkeit, die unter der Bezeichnung St 52 bekannt sind, setzt man in der Regel Kupfer zur Erhöhung der Rostbeständigkeit zu. Bei den eigentlichen rostbeständigen Chrom- und Chrom-Nickelstählen wird der Kupferzusatz für bestimmte Fälle mit Erfolg empfohlen. Kupfer erhöht dabei die Beständigkeit gegen Salzsäure, Schwefelsäure sowie gegen Sulfatlauge.

In bezug auf die Warmverarbeitbarkeit steht das Kupfer in keinem guten Ruf. Es wird dem Kupfer nämlich Rotbrüchigkeit nachgesagt. Einen bedeutenden Fortschritt in der Erkenntnis für die richtige Wärmebehandlung des Kupfers haben Nehl¹ und Michaeloff-Michejeff² gebracht. Sie weisen nach, daß der unter Umständen auftretende Rotbruch durch die Verzunderung des Eisens, von der das Kupfer verschont bleibt, zustande kommt. Es reichert sich unter der Zunderschicht an und dringt, wenn die Warmverformungstemperatur die Schmelztemperatur des Kupfers überschreitet, in die Kristallgrenzen ein, und verursacht so den Bruch. Es erklärt sich daraus, daß die Warmrisse über eine gewisse Oberflächenschicht nicht eindringen und den Kern des Kupferstahles verschonen. Schmiedet man unterhalb der Schmelztemperatur des Kupfers, so sind keine Anzeichen von Rotbruch zu bemerken. Nehl fand auch, daß Nickelzusatz zu Kupferstählen die Neigung zu Rotbruch verhindert, wahrscheinlich deshalb, weil sich dann nach dem Abzndern des Eisens eine höher schmelzbare Kupfer-Nickellegierung bildet. Um dies zu erzielen, müssen 2 vH Nickel zugesetzt werden. Damit dürfte wohl die gute Warmverarbeitbarkeit der von Oertel und Leveringhaus³ untersuchten Nickel-Kupferstähle zusammenhängen. Schon vor Jahren gab Richardson⁴ an, daß durch Zusätze von Chrom oder Mangan der Rotbruch aufgehoben wird, so z. B., daß ein Stahl mit 8 vH Chrom 2 vH Kupfer verträgt, ohne in der Schmiedewärme brüchig zu

¹ Stahl u. Eisen 1933 S. 773/779.

² Nachr. d. Metallindustrie Moskau 1932 Nr. 6 u. 8.

³ Werkstoffber. 35; s. a. Stahl u. Eisen 1924 S. 700.

⁴ Iron Age Nov. 1920 S. 1404.

sein. Ähnlich wie Chrom wirkt nach Richardson Mangan. Eine zureichende Erklärung hierfür fehlt. Aus diesen Eigenschaften ergeben sich die in Zahlentafel 65 zusammengestellten Stähle, wobei es sich zum Teil noch nicht um eingeführte, sondern um Versuchsstähle handelt.

Zahlentafel 65.

Zusammensetzung und Verwendung einiger Kupferstähle.

	Verwendungszweck
1	Üblicher weicher Flußstahl mit 0,2 vH Cu
2	Rostträger Stahl
3	St 52-Stähle
3	Ausscheidungshärtbare
4	Vergütungsstähle
4	Zieheisenstähle
5	Säurebeständiger Stahl
5	etwa 2 vH C, 1 bis 2 Cu, 12 bis 14 Cr
5	C—niedrig, 1 bis 8 Cu, 14 bis 20 Cr, 7 bis 50 Ni

Zu 2. Zahlentafel 66 gibt einige Beispiele von in Deutschland üblichen St 52-Stählen.

Zahlentafel 66. Chemische Zusammensetzung einiger St 52-Stähle.

St 52-Blech	C	Si	Mn	Cr	Cu	Mo
1	0,18	0,38	1,81		0,46	
2	0,20	0,31	0,94	0,40	0,82	
3	0,24	0,98	0,72		0,31	
4	0,18	1,23	1,13		0,40	
5	0,20	0,71	1,22		0,42	0,10

In Amerika ist ein Molybdän-Kupferstahl unter dem Namen Tonkan-Stahl bekannt.

Zu 3. C — niedrig, 0,5 bis 5,0 vH Kupfer. Als praktisch verwendbare Legierungen dürften hauptsächlich solche mit niedrigem Kupfergehalt in Frage kommen. Zahlentafel 67 gibt die Festigkeitseigenschaften eines etwa 1prozentigen Kupferstahles im Vergleich zu einem gleich festen Kohlenstoffstahl an.

Man sieht, daß der Kupferstahl dem Kohlenstoffstahl sowohl im Streckgrenzenverhältnis wie in der Warmfestigkeit, sowie in der Einschnürung überlegen ist. Die Festigkeitseigenschaften sind durch den ganzen Querschnitt gleichmäßiger als bei den sonst üblichen durch Martensithärtung und Anlassen behandelten Vergütungsstählen. Infolge des langsamen Abkühlens aus der Anlaßtemperatur ist bei diesen Vergütungsstählen auch Spannungsfreiheit zu erwarten. Ein Vorteil dieser Stähle ist auch die größere

Zahlentafel 67. Festigkeitseigenschaften von Guß aus Kupfer- und Kohlenstoffstahl nach Nehl.

Eigenschaften	Versuchstemperatur														
	20°			100°			200°			300°			400°		
	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C	A	B	C
Streckgrenze . . . kg/mm ²	35,7	46,0	34,5	33,6	43,3	29,0	31,7	41,4	25,8	25,5	35,7	24,5	24,0	30,6	21,7
Zugfestigkeit . . . kg/mm ²	52,4	62,1	61,0	48,3	57,2	56,5	47,8	58,1	56,4	47,2	56,6	59,8	42,7	46,4	50,3
Streckgrenze . 100 . . . vH	68,1	74,1	56,6	69,5	75,8	51,3	66,3	71,3	47,5	53,1	63,1	40,8	56,3	65,8	43,2
Zugfestigkeit															
Dehnung ($l = 11,3 \cdot \sqrt{l}$) vH	22,5	15,0	17,6	22,1	13,9	18,5	17,3	13,0	16,3	15,3	14,6	20,3	18,0	15,6	25,3
Einschnürung vH	51,2	41,0	27,6	46,4	42,7	30,5	39,5	36,0	28,0	31,0	24,4	22,0	20,5	23,7	46,9

A: Kupferstahl gegläht. Zusammensetzung in vH: 0,16 C; 0,55 Mn; 0,021 P; 0,021 S; 0,34 Si; 1,06 Cu.

B: Kupferstahl gegläht und 1,5 h auf 500° angelassen. Zusammensetzung wie A.

C: Kohlenstoffstahl gegläht. Zusammensetzung in vH: 0,38 C; 0,65 Mn; 0,038 P; 0,012 S; 0,39 Si; 0,15 Cu.

Korrosionsbeständigkeit. Es dürfte außer Zweifel stehen, daß diesen Vergütestählen eine Zukunft beschieden ist.

Zu 4. Etwa 2 vH C, 1 bis 2 vH Cu, 10 bis 14 vH Cr. Näheres darüber s. S. 349.

Zu 5. C — niedrig, 1 bis 8 vH Cu, 14 bis 20 vH Cr, 7 bis 50 vH Ni. Am bekanntesten ist ein Stahl mit etwa 18 vH Cr, etwa 8 vH Ni und etwa 3 vH Cu¹. Ausnahmsweise wurden auch Stähle mit 7 vH Kupfer versucht, die sehr gute Beständigkeit gegen alle Mineralsäuren aufweisen, aber auch entsprechend schwer verarbeitbar waren (s. S. 243).

Uranstähle.

Das Uran gehört wie Molybdän, Vanadin und Wolfram zu den karbidbildenden Elementen, und eine zweckmäßige Einteilung der Uranstähle hätte nach denselben Grundsätzen zu erfolgen wie bei den letzteren. Untersuchungen darüber stehen aber noch nicht zur Verfügung. Wie aus den Bildern in einer Arbeit von H. S. Foote² hervorgeht, ist ein Stahl mit 0,46 vH Kohlenstoff,

¹ Houdremont: Stahl u. Eisen 1930 S. 1518.

² Chem. metallurg. Engng. 26. Okt. 1921.

6,9 vH Uran schon weit im ledeburitischen Feld. Poluschkin¹ hat die Uranstähle in bezug auf die Haltepunkte genau untersucht. A_{c1} wird selbst bis zu einem Gehalt von 7 vH kaum merklich beeinflusst. Die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit wird bei größeren Gehalten stark erniedrigt.

Bezüglich der Festigkeitseigenschaften sei folgendes Beispiel aus der Arbeit Poluschkins angeführt (Zahlentafel 68):

Zahlentafel 68. Festigkeitseigenschaften zweier gehärteter und angelassener Uranstähle.

Zusammensetzung				Härte- tempe- ratur	Anlaß- tempe- ratur	Streck- grenze kg/mm ²	Zer- reiß- festigk. kg/mm ²	Deh- nung vH	Ein- schnü- rung vH
C	U	Mn	Si						
0,25	0,28	0,80	0,39	850 ⁰	300 ⁰	114	130	13,5	54,4
0,72	0,53	0,54	0,75	790 ⁰	500 ⁰	116	132	12,5	31,1

Foote empfahl Uran-Nickelstähle als Vergütungsstähle mit 0,28 bis 0,45 vH Kohlenstoff, 0,22 bis 0,35 vH Uran, 1,2 bis 3 vH Nickel. Er erzielt bei einer Zusammensetzung von

C 0,39 vH, U 0,22 vH, Ni 3 vH

folgende Eigenschaften:

Härte- tempe- ratur	Anlaß- tempe- ratur	Festig- keit	Streck- grenze	Dehnung	Ein- schnü- rung
830 ⁰	370 ⁰	113	108	13	503

Es ist nicht bekannt geworden, daß diese Stähle im großen angewandt worden wären. Foote, sowie Andrew² glauben, daß Uran ein nützlicher Bestandteil der Schnelldrehstähle sein kann.

Später sind Mack und Gillet³ übereinstimmend mit Poluschkin zu dem Schluß gekommen, daß Uran dem Stahl kaum irgendwelche Eigenschaften verleiht, die nicht durch andere Mittel billiger und besser erreicht werden könnten. Uran ist ver-

¹ J. Iron Steel Inst. Carnegie ScholarshipMem. 1920 S. 129 bis 135 und Rev. Métallurg. 1920 S. 420 bis 437; s. a. Stahl u. Eisen 1922 S. 467.

² Engineering 22. Dez. 1921 S. 842.

³ Trans. Amer. electrochem. Soc. Frühjahr 1923; s. a. Stahl u. Eisen 1923 S. 1285.

hältnismäßig teuer und hat für die Erzeugung die unangenehme Eigenschaft, daß selbst im Elektroofen infolge der Verschlackung viel verloren geht.

Titanstähle.

Das Titan ist allgemein gesprochen im Stahl dem Silizium und auch dem Aluminium am ähnlichsten. Michel und Benasé¹ fanden bei kohlenstoffarmen Stählen, daß der A_{c_3} -Punkt bei 0,51 vH Titan schon auf 980°, bei 0,78 vH Titan schon auf 1080° gehoben wird, während bei 1,77 vH Titan keine Umwandlung mehr zu bemerken, das Gammagebiet also völlig abgeschnürt ist. Auch bei einem Stahl, der etwa 13 vH Chrom enthält, also ungefähr den weichen rostfreien Chromstählen entspricht, hebt nach Untersuchungen der beiden genannten Forscher ein Gehalt von 0,11 vH Titan den A_{c_3} -Punkt um 40°, bei 0,60 vH verschwindet dieser Punkt bereits vollkommen. Wir haben es also bereits mit einem ferritischen, rostfreien Chromstahl zu tun. Eigenartig ist das Verhalten des Titans in den Nickelstählen. Nach Vogel² verstärkt es überraschenderweise die Wirkung des Nickels erheblich. Während ein Nickelstahl mit 0,5 vH Kohlenstoff erst bei 7 vH Nickel rein martensitisch wird, genügen bei 2 vH Titan bereits 2 vH Nickel. Bei austenitischen Stählen haben 5 vH Nickel und 3 vH Titan denselben Einfluß wie bei reinen Nickelstählen 20 vH Nickel.

Das Titan gehört zu derselben Elementengruppe wie Silizium, Zirkon, und hat deshalb auch ähnliche Wirkungen wie diese beiden Elemente, die sich besonders durch die Widerstandsfähigkeit gegen korrodierende Mittel äußert.

Das Titan ist auch, soweit man bis jetzt erkennen kann, im Stahl in gewisser Beziehung dem Vanadin ähnlich. Es wirkt stark desoxydierend und reißt, wenn es in die Legierung übergeht, auch den Kohlenstoff an sich. In ähnlicher Weise wie man anfänglich bei Vanadin annahm, daß es nur desoxydierend wirkt, glaubte man dasselbe auch von Titan. Es ist aber wie bei Vanadin sowohl eine Desoxydations- wie eine Legierungswirkung vorhanden.

Stähle mit niedrigem Titangehalt wurden von Mathesius³

¹ Chim. et Ind. März 1930 S. 301 bis 306; Rev. Métallurg. Juni 1930 S. 326.

² Stahl u. Eisen 1928 S. 410.

³ Stahl u. Eisen 1928 S. 410.

untersucht. Dabei fanden sich im Walzzustand, in Abhängigkeit vom Titangehalt, folgende Festigkeitseigenschaften:

Zahlentafel 69.
Festigkeitseigenschaften von Titanstählen nach Mathesius.

Probe Nr.	C vH	Si vH	Mn vH	Ti vH	Festigkeit kg/mm ²	Dehnung (5 d)	Einschnürung
1	0,09	0,06	0,23	0,38	49,0	26,2	77,9
					49,5	26,1	78,2
2	0,05	0,03	0,32	0,88	44,6	30,2	73,0
					44,6	33,0	73,0
3	0,06	0,15	0,36	1,42	62,1	22,5	45,0
					64,6	20,2	49,9
4	0,09	0,18	0,33	2,00	—	—	—
					41,8	31,7	83,0
5	0,09	0,70	0,41	3,21	40,8	30,8	79,8
					41,8	30,2	77,0

Die Festigkeit fällt demnach bei Überschreiten von etwa 1,5 vH Titan wieder ab, für welche Erscheinung eine hinreichende Erklärung fehlt. Bei mehrfach legierten Stählen wurde Titan zur Verbesserung der Korrosionseigenschaften als Zusatz zu Chrom-Aluminiumstählen vorgeschlagen¹. Zu einer Verwendung im großen scheint es aber nicht gekommen zu sein.

Ein aussichtsreicheres Gebiet hat sich dem Titan bei den rost- und korrosionsbeständigen Chrom-Nickelstählen eröffnet, die schon durch geringe Titanzusätze, die beim Schweißen eintreten, die Schädigung verhindern. Die Wirkung dürfte sich auf dieselbe Weise erklären lassen wie bei Vanadin (s. S. 145/146).

Die große Härte des Titankarbids, welche die Härte der Wolframkarbide wahrscheinlich übersteigt, hat dazu Veranlassung gegeben, die Titankarbide für gesinterte Schneidmetalle zu verwenden.

VIII. Festigkeitseigenschaften.

Die hier vorliegende Darstellung hat nicht den Zweck, Prüfungsverfahren genau zu beschreiben, sondern will hauptsächlich zeigen, wie diese Eigenschaften bewertet werden sollen und wie sie von Legierung und Behandlung beeinflußt werden.

¹ Siehe Patent Ver. St. Amerika 1621523 v. 18. Dez. 1917.

Zerreißfestigkeit. Die Zerreißfestigkeit ist jene Beanspruchung, die der Stahl bei ruhender Last bis zum Bruch aushält. Dieser Begriff bedarf keiner weiteren Erörterung und ist für die Leser dieses Buches als bekannt vorausgesetzt.

Die Zerreißfestigkeit ist für den Konstrukteur so lange möglichst hoch erwünscht, so lange nicht andere Eigenschaften dadurch unzulässig beeinträchtigt werden. Mit Rücksicht auf die bei hoher Festigkeit abfallende Bearbeitbarkeit und Zähigkeit geht man bei den Vergütungsstählen selten über 120 und bleibt meistens bei 70 bis 100 kg/mm² Festigkeit. Eine Ausnahme machen die höher beanspruchten Federstähle, die nicht spanabhebend bearbeitet zu werden brauchen, und die wegen der nötigen Federung eine Festigkeit von 120 bis 160 kg/mm² verlangen. Bei einem normalen Zerreißversuch ist es schwer, Festigkeiten von über 180 kg/mm² richtig zu messen. Man kann daher bei den Vergütungsstählen kaum von Zerreifestigkeiten über 180 kg/mm² sprechen. Eine Ausnahme machen patentierte Drähte, wo man auch ohne Zerreißversuch Festigkeiten bis zu 300 kg/mm² gefunden hat. Etwas anders ist es mit der Druckfestigkeit, von der man mit Berechtigung auch bis zu 250 kg/mm² sprechen kann. Eine solche Druckfestigkeit gibt es bei gehärteten Werkzeugstählen, während es unrichtig ist, bei Werkzeugstählen ohne weiteres von 200 kg/mm² Festigkeit zu sprechen.

Mit Rücksicht auf die gute Bearbeitbarkeit wird bei Stählen, die nachträglich vergütet oder gehärtet werden, eine niedrige Festigkeit gewünscht. Man darf hierbei aber mit den Forderungen nicht zu weit gehen, da zu starkes Glühen wieder andere Mängel, wie schlechte Härteannahme beim Abschrecken oder schlechtes Oberflächenaussehen bei der Zerspannung zur Folge hat.

Streckgrenze. Die Streckgrenze oder Fließgrenze ist jene Spannung, bei deren Überschreitung die bleibenden Formänderungen einen größeren Betrag annehmen. Man findet sie im Zerreischaubild entweder als plötzlich auftretende Dehnung oder bestimmt sie willkürlich als jene Grenze, bei der die bleibende Dehnung 0,2 vH ist. Die Streckgrenze liegt bei unvergüteten Stählen bei 55 bis 60 vH der Zugfestigkeit. Bei vergüteten Stählen steigt die Streckgrenze auf 70 bis 80 vH der Zugfestigkeit, oft noch höher. Besonders stark wird die Streckgrenze durch Kaltverformung gehoben, bei starker Verformung fällt sie sogar häufig mit

der Festigkeit zusammen. Außergewöhnlich niedrige Streckgrenze haben die austenitischen Stähle.

Es ist nicht entschieden, ob der Konstrukteur als Berechnungsgrundlage für Bau- und Maschinenteile die Streckgrenze oder die Festigkeit nehmen soll. Man wird aber hier wohl nicht verallgemeinern können und je nach dem vorliegenden Fall den einen oder den anderen Wert heranziehen. Manche Werkstoffprüfer glauben den Stahl um so höher bewerten zu können, je höher die Streckgrenze liegt. Demgegenüber muß aber darauf hingewiesen werden, daß zu hoch liegende Streckgrenze, etwa eine solche, die nur einige kg/mm^2 von der Festigkeit entfernt liegt, auf Sprödigkeit des Stahles hindeutet. Ein Beispiel hierfür sind die oben erwähnten kalt verformten Stähle. Selbstverständlich darf andererseits zu tief liegende Streckgrenze nicht geduldet werden.

Dehnung. Die Dehnung wird in vH als Verlängerung eines kreisrunden Stabseiles, dessen Länge zum Durchmesser im bestimmten Verhältnis steht, gegeben. In Deutschland ist das Verhältnis vom Durchmesser zur Länge entweder 1:5 oder 1:10. Da der größte Verlängerungsanteil auf die Einschnürungsstelle entfällt und dieser Anteil sowohl bei fünffacher wie bei zehnfacher Maßlänge gleich ist, so ist die Dehnung bei fünffacher Meßlänge größer. Der Unterschied schwankt zwischen 20 bis 60 vH .

Da der Anteil der gleichmäßigen Dehnung und der örtlichen in der Einschnürung, für verschiedene Werkstoffe verschieden ist, so kann die Dehnung nicht als genaues Maß für die Verformungsfähigkeit angesehen werden. Wohl läßt sich aber sagen, daß man Kaltverformung um so eher durchführen kann, je höher die Dehnung ist.

Einschnürung. Als Einschnürung wird das Verhältnis der Querschnittsverminderung an der Bruchstelle zum Ausgangsquerschnitt bezeichnet. Der Wert beträgt bei weichem Flußstahl etwa 60 vH , bei vergütetem Chrom-Nickelstahl von 100 kg/mm^2 Festigkeit etwa 45 vH . Auch die Einschnürung ist nur ein teilweises Maß für die Formänderungsfähigkeit. Bemerkt sei, daß sie mehr wie die Dehnung ein Maß für die Kerbzähigkeit ist. Zur weiteren Unterrichtung sei auf das Schrifttum verwiesen¹.

¹ Körber: Werkstoffhandbuch C 11, C 21, C 31, C 41 und das dort angegebene weitere Schrifttum.

Kerbzähigkeit. Unter Kerbzähigkeit versteht man die Schlagarbeit, die nötig ist, um einen Zentimeter Querschnitt eines gekerbten Probestabes, der entweder auf zwei Widerlagern aufruhrt oder einseitig eingespannt ist, mit einem einzigen Schlag zu brechen. Die üblichsten Kerbformen sind in der Abb. 79 dargestellt. Obwohl die Kerbzähigkeit über die Zähigkeit des Stahles gute Auskunft gibt und als Maßstab für die richtige Behandlung verwendet werden kann,

so steht der richtigen Auswertung dieser Probe die Schwierigkeit entgegen, daß die Kerbzähigkeit innerhalb weiter Grenzen von der Kerbform (Spitzkerb oder Rundkerb, Kerbtiefe), von der Probengröße und von der Prüftemperatur abhängt. Innerhalb eines Temperaturbereiches

von 20° können unter Umständen plötzliche Abfälle des Wertes auf einen Bruchteil nach sich ziehen. Dieser Temperaturbereich des Zähigkeitsabfalles ist nun auch wieder von der Probenform und von der Stahlgattung abhängig. Es läßt sich denken, daß es schwierig ist, bei dieser Fülle von Veränderlichem sich auf diejenige Versuchsgrundlage zu einigen, die der wirklichen Beanspruchung am nächsten kommt: Ähnlich wie der Zerreißversuch ist der Kerbschlagversuch nur bei nicht zu harten

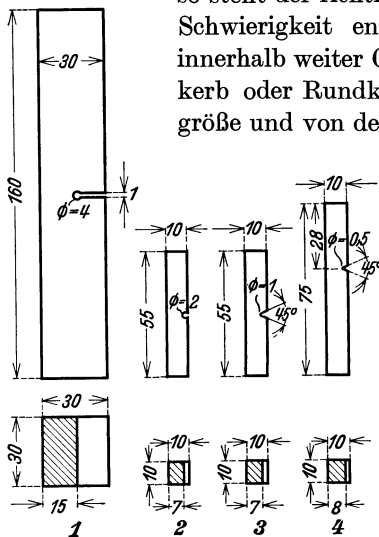


Abb. 79. Probenformen der Kerbschlagprobe. 1. Große Charpy-Probe. 2. Deutsche Normenprobe (DVM). 3. Zusatzprobe zur Deutschen Normenprobe. 4. Izod-Probe „One notch British Testpiece“.

Stählen anwendbar, da in dem Bereich hoher Härte die Kerbzähigkeit so klein wird, daß ihre Messung ungenau ist.

Im allgemeinen nimmt die Kerbzähigkeit mit steigender Härte ab. Grobes oder ungleichmäßiges Gefüge verschlechtert sie, Zeilengefüge erhöht die Kerbzähigkeit in der Richtung senkrecht auf die Zeilen und verschlechtert sie, wenn die Zeilen in der Schlagrichtung liegen, da diese wie Kerben wirken. Wenn Einschlüsse nicht in Zeilen, sondern in kugelförmiger Anordnung liegen, üben sie wenig Einfluß aus. Keine andere der genannten Eigenschaften wird so stark durch Ausscheidungsvorgänge beeinflußt wie die

Kerbzähigkeit. Damit hängt die Verminderung der Kerbzähigkeit bei anlaßspröden und alterungsanfälligen Stählen zusammen. Beide Vorgänge sind auf Ausscheidungen zurückzuführen.

Trotzdem die Kerbzähigkeit wichtig und interessant ist, muß man sich davor hüten, bevor alle Verhältnisse geklärt sind, starre Vorschriften zu machen¹.

Härte. Die üblichste Begriffsbestimmung der Härte ist die, daß man sie dem Widerstand gleichstellt, den ein Körper dem Eindringen eines fremden härteren entgegensetzt. Auf dieser Grundlage beruhen der Brinell- und Rockwell-Härteprüfer.

Die Brinellhärteprüfung beruht darauf, daß man eine gehärtete Stahlkugel unter bestimmtem Druck gegen den Prüfkörper anpreßt und aus der Größe der eingepreßten Kugelkalotte auf das Maß der Härte schließt. Aus der Brinellzahl kann man, sofern es sich nicht um Grauguß handelt, mit genügender Genauigkeit auf die Festigkeit umrechnen. Dies gilt aber nur bis zu einer gewissen Härtegrenze. Oberhalb etwa 530 Brinelleinheiten, entsprechend etwa 180 kg/mm² Festigkeit, ist auch bei vergüteten Stählen die Umrechnung nicht mehr genau. Im Schmiede- oder Walzzustand liegt diese Grenze noch tiefer.

Die Rockwellhärteprüfung benutzt als Anpreßkörper einen Diamanten und bei weicheren Stählen eine Stahlkugel. In beiden Fällen ist die Eindringtiefe ein Maßstab für die Härte. Je tiefer der Eindruck, desto weicher ist der Stahl. Die mit der Diamantspitze gemessenen Einheiten werden als Rockwelleinheiten der C-Skala (C nach dem engl. Wort „cone“) genannt.

Der mit der Kugel gemessenen Härte wird die B-Skala (nach dem englischen Wort „ball“) zugrunde gelegt. Die Eindrucktiefen sind klein und rufen geringe Oberflächenverletzungen hervor, was ein großer Vorteil des Verfahrens ist.

Ein zweiter Vorteil liegt darin, daß bei sehr hartem Prüfkörper nicht wie bei der Brinellhärteprüfung eine Abplattung des Anpreßkörpers entsteht, da die Diamantspitze bedeutend härter ist als selbst der härteste Stahl. Bei Stählen unterhalb C 40 ist die Prüfung mit der Diamantspitze ungenau und es ist besser, den mit Stahlkugel zu prüfen.

Auf einem ganz anderen Grundsatz beruht das Rücksprungverfahren von Shore. Der Härteprüfung durch den Sprung-

¹ Siehe Fettweis: Werkstoffhandbuch D I und Arch. Eisenhüttenwes. 1928/29 S. 65/74.

hammer liegt die Annahme zugrunde, daß ein elastischer Körper, wenn er aus einer gewissen Höhe auf einen anderen auffällt, um so höher zurückprallt, je härter der getroffene Körper ist. Allgemein im Gebrauch ist der Shoresche Sprunghammer oder das Skleroskop. Bei diesem Apparat wird ein 40 Grains schwerer gehärteter Stahlkörper aus einer Höhe von $10' = 257 \text{ mm}$ fallen gelassen und die Rückprallhöhe als Maß angenommen. Die dabei

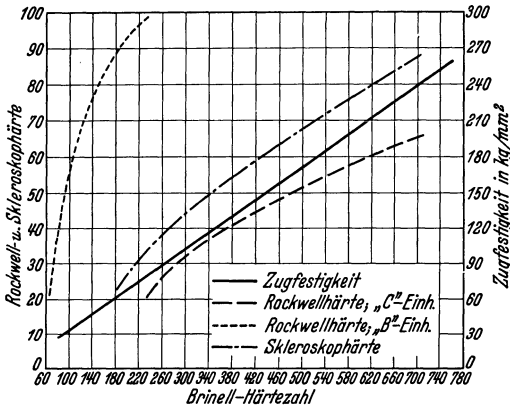


Abb. 80. Beziehung der Brinell-, Rockwell- und Rücksprunghärte zur Festigkeit.

für gut gehärtete Stähle durchschnittlich erreichte Rückprallhöhe von 70 mm setzte Shore gleich Sprunghärte 100 und richtete danach die übrige Einteilung.

Die Abb. 80 gibt eine Zusammenstellung, aus der ersichtlich ist, welcher Rockwellhärtezahl, und soweit die Umrechnung zulässig ist, einer bestimmten Festigkeit entspricht; auch die Rücksprunghärte ist dabei berücksichtigt¹.

Durch die Brinell- oder Rockwellhärteprüfung wird nicht, wie man häufig meint, die Abnutzungswiderstandsfähigkeit des Stahles vollkommen erfaßt. Wenn z. B. ein gehärteter Stahl mit 0,9 vH Kohlenstoff dieselbe Rockwellhärte hat wie ein solcher mit 1,4 vH C, so ist die Abnutzungswiderstandsfähigkeit trotzdem sehr verschieden. Bei den ersteren Stählen ist der gesamte Kohlenstoff gelöst, bei den letzteren hingegen bleibt der Karbidanteil, der etwa 0,5 vH Kohlenstoff entspricht, ungelöst. Dieses Karbid ist in der gehärteten Grundmasse in Kugelform gleichmäßig verteilt und beeinflußt die Härtemessung, d. i. die Eindringtiefe, nicht oder nur sehr wenig, da die Karbide durch den eindringenden Körper einfach beiseite geschoben werden. Wenn die in der gehärteten

¹ Bei dieser Tafel ist bei Chrom-Nickelstahl dieselbe Umrechnungszahl von Brinellhärte auf Festigkeit wie bei anderen Stählen angenommen.

Grundmasse eingebetteten Karbide auf die Härtemessung also auch keinen oder nur sehr geringen Einfluß haben, so erhöhen sie doch die Abnutzungswiderstandsfähigkeit des Stahles sehr, da sie bedeutend härter sind als der Martensit und wie eingesetzte harte Zähne in einer weicheren Masse wirken.

Dauerfestigkeit. Die auf S. 174/175 besprochenen, beim normalen Zerreißversuch ermittelten Eigenschaften zeigen an, wie der Stahl sich bei einer ruhenden Belastung verhält. Die Maschinen- und Fahrzeugteile, die aus den verschiedenen Vergütungs- und Einsatzstählen hergestellt sind, unterliegen aber in der Regel nicht einer ruhenden Last, sondern sind einer regelmäßig wiederkehrenden Belastung und Entlastung unterworfen, also schwingungsbeansprucht.

Brüche, die durch Überlastung infolge Schwingungsbeanspruchung eintreten, nennt man Ermüdungsbrüche. Im Gegensatz dazu

spricht man von Gewaltbrüchen, wenn der betreffende Teil einer ausnahmsweise unerwartet eintretenden schlagartigen Beanspruchung erliegt. Um der erstgenannten Beanspruchung zu widerstehen, muß der Stahl eine hohe Dauerfestigkeit haben. Um Gewaltbeanspruchungen aushalten zu können, muß er zäh sein. Ein Gleichlaufen dieser beiden Eigenschaften besteht nicht, was schon daraus erhellt, daß der zähste, der Gewaltbeanspruchung am besten widerstehende Stahl der weichste ist, der aber, wie sich aus dem Späteren ergibt, eine geringe Dauerfestigkeit hat. Aber auch bei gleich festen Stählen hat sich kein Zusammenhang zwischen Kerbzähigkeit und Dauerfestigkeit gezeigt.

Zur Beurteilung der Wichtigkeit der beiden Brucharten sei gesagt, daß nach einer ungefähren Schätzung 80 vH der vorkommenden Brüche Ermüdungsbrüche und 20 vH Gewaltbrüche sind. Über die begriffliche Festlegung der Dauerfestigkeit gibt die Abb. 81 Auf-

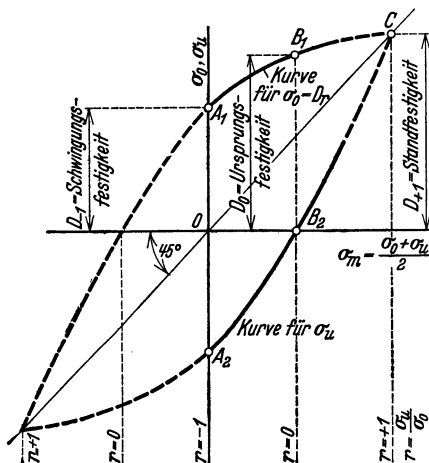


Abb. 81. Dauerfestigkeit für wechselndes Verhältnis: $r = \sigma_w : \sigma_o$. Nach Mailänder.

schluß. Die Schwingungs- oder Wechselfestigkeit ist die Beanspruchung, die der Stahl bei einer mit dem gleichen Wert um 0 nach oben und unten wechselnden Belastung erträgt. Die Ursprungs- oder Schwellfestigkeit ist die Dauerfestigkeit bei einer Belastung zwischen 0 und einer bestimmten Höchstlast nach einer Richtung. Die Kurven zwischen A_1 , B_1 , A_2 , B_2 geben die Veränderung der Dauerfestigkeit an, wenn die Belastung nach der einen Seite allmählich abnimmt und sich dem Nullwert nähert. Die Linien $B_1 C$ und $B_2 C$ geben den Verlauf der Dauerfestigkeit an, wenn die Belastung zwischen zwei gleich gerichteten Werten schwankt. Den Grenzfall bildet die ruhende Belastung. Die in diesem Fall mögliche Beanspruchung heißt Dauerstandfestigkeit in der Kälte und fällt, je nachdem man eine bestimmte bleibende Verformung zuläßt oder nicht, entweder mit der Streckgrenze oder mit der Festigkeit zusammen.

Da sehr häufig nicht die nötige Unterscheidung zwischen Wechselfestigkeit und Schwellfestigkeit gemacht wird, so möge nun nochmals darauf aufmerksam gemacht werden, daß diese Werte nicht gleich sind. Nach Mailänder¹ ist die Schwellfestigkeit 1,5- bis 2mal so groß wie die Wechselfestigkeit. Die Größe des erhaltenen Wertes hängt auch davon ab, ob Zugdruck, Verdrehung oder Biegebungsbeanspruchung vorliegt. Nach Mailänder ist die Dauerbiegefestigkeit am größten. Bei Zugdruck beträgt sie das 0,6- bis 1fache, bei Verdrehung das 0,55- bis 0,7fache dieses Wertes.

Schon daraus erhellt, daß die Dauerfestigkeit ein durchaus schwankender Wert ist, so daß man von einer Dauerfestigkeit als Werkstoffkonstante kaum sprechen kann.

Eine zusammenfassende Darstellung über die Frage gibt Schneider², dessen Gedankengang hier gefolgt sei. Wenn man polierte Stäbe auf der Biegebungs-Schwingungsmaschine prüft, dann erhält man gut übereinstimmende Werte, die auch mit Streckgrenze und Zugfestigkeit in einer ungefähren Beziehung stehen. Mit nicht sehr großen Abweichungen ist nämlich bei Stählen normaler Streckgrenzenlage die Dauerschwingungsfestigkeit etwa die Hälfte der Zerreißfestigkeit. Bei Stählen anormal liegender Streckgrenzen errechnet sich die Schwingungs-Biegebungsfestigkeit besser aus folgender Beziehung:

$$0,25 = (\text{Schwingungsfestigkeit weniger } 5) : (\text{Streckgrenze} + \text{Festigkeit}).$$

¹ Werkstoffhandbuch D 11 bis 7. ² Stahl u. Eisen 1931 S. 285 bis 292.

Unübersichtlich werden die Beziehungen aber dann, wenn keine polierten Stäbe vorliegen. Es liegt dies daran, daß an Kerben Spannungserhöhungen auftreten, die bei einem 90gradigen Scharfkorb theoretisch das 46fache des Wertes bei glatten Stäben beträgt, aber auch bei Rundkerben das Mehrfache ausmacht. Die dadurch hervorgerufene Verminderung der Dauerfestigkeit steht wohl nicht im Verhältnis zur Spannungserhöhung, fällt aber immerhin gegenüber der Dauerfestigkeit bei polierten Stäben im schlimmsten Fall auf ein Drittel des Wertes. Das Ausmaß des Wertabfalles hängt nicht nur von der Art der Kerben, sondern auch von der Art des Stahles ab. Weiche Stähle sind kerbunempfindlicher als harte. Während bei ersteren die Verminderung der Dauerfestigkeit nur etwa 10 bis 20 vH beträgt, ist sie bei 150 bis 160 kg/mm² Festigkeit 100 bis 300 vH. Es ist des öfteren behauptet worden, daß auch Stähle derselben Festigkeit verschieden kerbempfindlich wären. Eine verlässliche Feststellung liegt aber nach Ansicht des Verfassers bei den üblichen Vergütungs- und Einsatzstählen nicht vor.

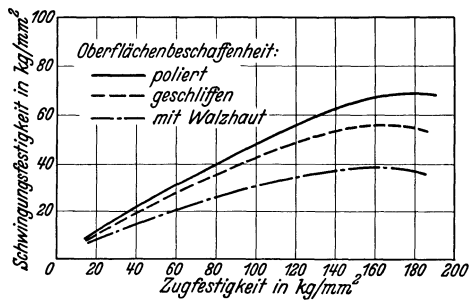


Abb. 82. Verlauf der Dauerfestigkeit in Abhängigkeit von Zugfestigkeit und Oberflächengüte.

Die Kerben können durch raue spanabhebende Bearbeitung, durch ungünstige Formgebung, durch Walz- oder Schmiedehaut hervorgerufen werden. Der allgemeine Verlauf der Dauerbiegungs-Wechselfestigkeit bei polierten geschliffenen Stäben und solchen mit Walzhaut ist in der Abb. 82 gegeben.

Man sieht daraus, daß auch bei polierten Stäben die Dauerfestigkeit unter die Hälfte der Zugfestigkeit sinkt, wenn die Zugfestigkeit sehr hoch wird. Genaue zahlenmäßige Werte finden sich auch in der Zahlentafel 70.

Eine besonders schädliche Kerbwirkung wird durch Korngrenzenkorrosion hervorgerufen. Es bilden sich dadurch bis in das Innere hineinreichende scharfe Kerben aus, die so schädlich wirken, daß die Korrosionsdauerfestigkeit unter Umständen bei keiner Ausgangsfestigkeit über 20 kg/mm² zu bringen ist.

Zahlentafel 70¹. Festigkeitseigenschaften der untersuchten Stähle.

Stahlbezeichnung	Streckgrenze kg/mm ²	Zugfestigkeit kg/mm ²	Dehnung %	Einschnürung %	Schwingungsfestigkeit in kg/mm ²			
					poliert	aufgerauht	mit Bund	
							r=3mm	r=1mm
A ₁ Kohlenstoffstahl	32,9	43,3	31,0	66	{ 20 19,5	{ 16 15	Avery-Maschine	
A ₂ Kohlenstoffstahl	30,0	46	26,7	67	{ 24 23 22,5	{ 18 18		
A ₃ Kohlenstoffstahl	36	53	21,5	57,2	{ 26 29 26	{ 20 20 23		
B ₁ Chrom-Kupfer-Stahl	40,3	57,2	22,3	66	{ 33/34	{ 29/30	Avery-Maschine	
B ₂ Chrom-Kupfer-Stahl	45	60	20,5	70	{ 34/35	{ 24		
B ₃ Mangan-Kupfer-Stahl	40	58	23	62	{ 33,5	{ 30 23/24		
B ₄ Mangan-Kupfer-Silizium-Stahl	38,3 37,0	53,8	26	59	{ 33	{ 29 22,5		
B ₅ Mangan-Kupfer-Molybdän-Stahl	38	56	26	65	{ 33	{ 29/30 22/23	Avery-Maschine	
C Siliziumfederstahl	100	125	7,1	29	{ 54 51 49	{ 42 49 33		
D Nickel-Chrom-Stahl	95,5	102,3	13,6	59	{ 49 44	{ 46 50,7		

Durch Oberflächenbehandlung ist es aber auch möglich, die Dauerfestigkeit über die des polierten Stabes zu steigern. Es sind dies die Verfahren der Einsatzhärtung, wozu auch die Verstikung gehört. Diese Stähle weisen nahezu keine Kerbempfindlichkeit auf, da der Dauerbruch seinen Ursprung nicht von der viel festeren Oberfläche, sondern von der Übergangszone des weichen Kerns zur harten Außenschicht nimmt.

Eine im Zusammenhang mit der Dauerfestigkeit oft erörterte Frage ist die Dämpfungsfähigkeit der Werkstoffe. Man versteht darunter die Eigenschaft, bei einer Überbel-

¹ Nach Schneider: Stahl u. Eisen 1931 S. 288.

stung nicht plötzlich zu brechen, sondern sich zunächst zu erwärmen, was anzeigt, daß die Beanspruchung nicht örtlich angehäuft, sondern auf einen größeren Raum verteilt ist. Obwohl diese Eigenschaft im Fall der Überbeanspruchung wertvoll ist, bestehen leider keine übereinstimmenden Ergebnisse, wann ein Werkstoff dämpfungsfähig ist und wann nicht, und welchen Wert sie überhaupt hat.

Über die Dauerfestigkeit bei erhöhten Temperaturen liegt nur sehr wenig vor. Erwähnt sei die Arbeit von Jünger¹ (Abb. 83).

Aus alledem sieht man, wie verwickelt der Fall der Dauerfestigkeit ist, und wie wenig man von der Dauerfestigkeit eines polierten Probestabes auf die Dauerfestigkeit in der Praxis schließen kann. In Wirklichkeit kommen polierte Teile kaum vor, sondern alle Stufen der Oberflächenrauigkeit, die in den verschiedenen

Konstruktionsteilen herrschenden Spannungen lassen sich schwer oder gar nicht berechnen. Im allgemeinen kann nur empfohlen werden, Kerben,

scharfe Übergänge, Spannungshäufungen soviel als möglich zu vermeiden. Auf dem Gebiete der Formgebung und der Errechnung der bestehenden Beanspruchung steht dem Konstrukteur noch ein weites und dankbares Arbeitsgebiet offen. In diesem Zusammenhang sei vor allem auf die Arbeiten Thums verwiesen².

Über die Frage der Prüfungsverfahren liegen eine große Anzahl Arbeiten vor. Verwiesen sei z. B. auf die Arbeiten von Mailänder³, Lehr⁴, Ludwik⁵, Houdremont und Mailänder⁶.

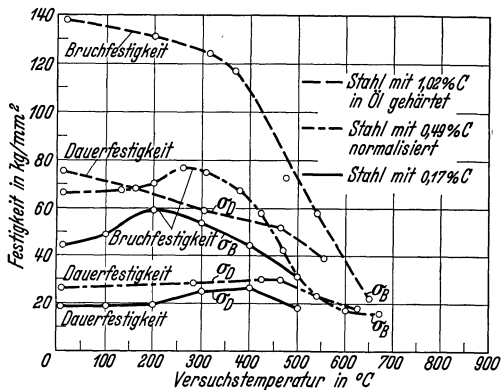


Abb. 83. Dauer- und Bruchfestigkeit verschiedener Kohlenstoffstähle bei erhöhten Temperaturen. Nach Moore, Jasper u. Tapsell.

¹ Mitt. Forsch.-Anst. Gutehoffnungshütte usw. 1930/1932 S. 50.

² Z. VDI 1932 S. 91.

³ Werkstoffhandbuch D 11.

⁴ Z. VDI 1931 S. 1401, 1473; Schwingungstechnik. Ein Handbuch für Ingenieure. Berlin: Julius Springer.

⁵ Erste Mitt. neuen Int. Verb. Materialprüfungen Gruppe A 119 bis 133 1930 Techn. Hochschule Wien.

⁶ Stahl u. Eisen 1929 S. 833/839.

Festigkeitseigenschaften in der Wärme. Wie die Untersuchungen der letzten Jahre gezeigt haben, genügt es zur Kenntnis der Warmfestigkeitseigenschaften über 300° durchaus nicht, sie durch einen einfachen Zerreißversuch in der Wärme festzustellen, da die beim Zerreißversuch gefundenen Eigenschaften außergewöhnlich stark von der Zerreigeschwindigkeit abhängig sind. Je länger die Zerreidauer ist, desto geringer wird die Belastung, bei der der Stahl abreißt. Da nun die Beanspruchung in Wirklichkeit in den meisten Fällen länger dauert, so muß auch die Prüfung in der Wärme eine länger dauernde sein. Schon bei verhältnismäßig kurzer Belastung kommt der Einfluß der Zeit stark zum Ausdruck (Zahlentafel 71).

Zahlentafel 71. Warmfestigkeit bei 800° in Abhängigkeit von Zerreidauer nach Mailnder¹.

Zusammensetzung vH	Zerreidauer Min.	Warm- festigkeit kg/mm ²
0,4 C, 2,5 Ni, 1,2 Cr	weniger als 1	30
	„ „ 2	25
	10	16
	20	15
	45	13

Verlängert man die Versuchsdauer weiter, so gelangt man schließlich zu Werten, die noch weit unter der angegebenen Zahl von 13 kg/mm² liegen. Nach Pomp und Dahmen² gibt es bei Kohlenstoffstahl bei Temperaturen uber 580° und sehr lang andauernder Belastung uberhaupt keine nennenswerte Festigkeit mehr, d. h. der Stahl dehnt sich schon bei geringer Belastung allmählich bis zum Bruch. Durch Legierung ist es möglich, diesen Temperaturbereich erheblich hinauf zu rücken. Unterhalb dieser Temperatur, bei der bei langer Belastung die Festigkeit praktisch verschwindet, gibt es für jede Temperatur eine Belastung, die der Stahl auch bei langer Belastungsdauer aushält. Unterhalb 300 bis 350° ist wie erwähnt die Versuchsdauer ohne Einfluß, wenn nicht gleichzeitig Gefügeveränderungen stattfinden, was bei gehärteten, vorher nicht angelassenen oder auch bei austenitischen Stählen der Fall sein kann.

¹ Kruppsche Monatsh. 1929 S. 82.

² Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforschg. Bd. 3 (1927) S. 30 bis 52; Stahl u. Eisen 1927 S. 414.

Die Warmfestigkeit, die bei hohen Temperaturen auch bei langer Belastung noch bestehen bleibt, nennt man Dauerstandfestigkeit oder Kriechgrenze. Unter dieser Belastung tritt zwar anfänglich eine geringe Dehnung ein, die im Laufe der Zeit aber zum Stillstand kommt. Bei Überschreitung der Dauerstandfestigkeit setzt sich das Dehnen bis zum Bruch fort. Die Hauptschwierigkeit bei der Feststellung dieses Wertes liegt darin, daß man nicht weiß, wann eine solche anfänglich auftretende Dehnung aufhört. Würde das Dehnen erst monatelang oder noch länger anhalten, so müßte natürlich ein solcher Versuch ebenso lange dauern. Über die notwendige Dauer solcher Versuche bestehen einige Meinungsverschiedenheiten. Pomp und Enders¹ haben es wahrscheinlich gemacht, daß bis zu Temperaturen von 500° die Dauerfestigkeit dann erreicht ist, wenn zwischen der 5. und 10. Stunde des Versuchs die Dehngeschwindigkeit 0,003 vH in der Stunde nicht überschreitet. In diesem Fall beträgt die Dehnung zwischen der 25. und 35. Stunde 0,0015 vH in der Stunde und kommt dann praktisch zum Stillstand. Die Widerstandsfähigkeit wird im Abkürzungsverfahren so bestimmt, daß man sich mit dem Versuch zwischen der 5. und 10. Stunde begnügt. Andere Forscher, z. B. Hatfield², halten eine längere Versuchsdauer für nötig, es scheint aber, daß das kürzere Verfahren nach Pomp und Enders genügt. Der Stillstand in der Dehnung kommt dadurch zustande, daß eine Verfestigung eintritt. Der Kurzversuch ist grundsätzlich dann richtig, wenn die Verfestigung auch im Laufe längerer Zeit erhalten bleibt, was bei Temperaturen unterhalb 500° der Fall zu sein scheint. Über das Wesen der Verfestigung sind verschiedene Ansichten ausgesprochen worden. Houdremont und Ehmke³ glauben, daß die Warmfestigkeit und Dauerstandfestigkeit bis 650° C im großen und ganzen von der Rekristallisationsgeschwindigkeit abhängig ist. Je langsamer die Rekristallisationsgeschwindigkeit ist, desto länger bleibt die Verfestigung erhalten und desto warmfester ist der Stahl. Wenn die Rekristallisationsgeschwindigkeit vor allem maßgebend ist, muß die Standfestigkeit dann verschwinden, wenn der Stahl innerhalb technisch in Betracht kommender Zeiten rekristallisiert. Diese Temperatur liegt bei Kohlenstoffstählen bei etwa 550°. Es müßte also bei 550° unlegierter Stahl die Stand-

¹ Mitt. Kais. Wilh.-Inst. Eisenforsch. Bd. 10 (1930) S. 127 bis 140.

² Stahl u. Eisen 1930 S. 107.

³ Stahl u. Eisen 1929 S. 1265.

festigkeit überhaupt verlieren, d. h. der Stahl muß schon bei verhältnismäßig geringer Belastung sich dauernd dehnen und im Laufe der Zeit reißen. Durch Legierungselemente wie Chrom, Wolfram, Molybdän erhöhen sich die Rekristallisationstemperaturen bis etwa 650°. Bis zu dieser Temperatur kämen also nur solche Legierungszusätze als verbessernd in Betracht, welche die Rekristallisationsgeschwindigkeit erniedrigen und die Rekristallisationstemperatur erhöhen. Besonders reaktionsträge sind in dieser Hinsicht austenitische Stähle. Für Temperaturen oberhalb 650° müssen nach Houdremont und Ehmke andere Gesichtspunkte berücksichtigt werden, da oberhalb dieser Temperatur alle Stähle verhältnismäßig rasch kristallisieren. Es sollen in diesen Temperaturbereichen hauptsächlich solche Elemente in Frage kommen, welche den Schmelzpunkt erhöhen, da erhöhter Schmelzpunkt erhöhte Warmfestigkeit bedeutet.

Außer der Rekristallisationsgeschwindigkeit scheinen aber doch noch andere Eigenschaften in Frage zu kommen. Es sind dies die Beschaffenheit der Korngrenzen und die bei gewissen Temperaturen stattfindende Ausscheidung von, meist karbidischen, Bestandteilen. Mit dieser Frage befassen sich White und Clerk¹, sowie Stäger und Zschokke². Diese Forscher heben besonders die Beschaffenheit der Korngrenze als wichtig hervor. Der Korngrenzenanteil besteht aus Karbiden, sowie aus einer nicht näher erkannten amorphen Masse. Kristallit und Korngrenzenwerkstoff haben verschiedene Warmfestigkeit. Bei niederer Temperatur ist die Korngrenze fester und bei hoher Temperatur der Kristallit; die Temperatur, bei der beide Teile gleich fest sind, die „gleichkohäsive“ Temperatur. Es gilt also, die Gleichkohäsivtemperatur möglichst hinauf zu rücken und bei den in Betracht kommenden Temperaturen Karbide zur Abscheidung zu bringen, die nach der Gleitstörungstheorie von Jeffries und Archer (S. 15) die Härte erhöhen.

Auf Grund dieser Überlegungen kann man sich von der Wirkung der Legierungszusätze und der Wärmebehandlung folgende Vorstellung machen. Kohlenstoff als Karbid erhöht die Warmfestigkeit, weil das Korngrenzenkarbid die Gleitmöglichkeit der Kristallite unterhalb der gleichkohäsiven Temperatur beschränkt.

¹ Trans. Amer. Soc. mech. Engr. 1929 S. 213 bis 228; Chem. Abstr. 1928 S. 2132.

² Schweiz. techn. Z. 1932 Nr. 22 u. 23.

Der ursprünglich gelöste Kohlenstoff gelangt auch als Karbid, als welches er sich im Verlauf der Erwärmung abscheidet, zur Geltung. Diese Abscheidung kann entweder aus dem gehärteten, martensitischen, wie auch aus dem austenitischen Zustand vor sich gehen. Im ersteren Falle ist die Abscheidung bei etwa 650° auch bei hochlegierten Stählen beendet, bei den austenitischen kann sie bis 800° weiter gehen. Diese Karbidabscheidung erhöht die Warmfestigkeit oberhalb des gleichkohäsiven Punktes.

Nickel, das keine Karbide bildet, äußert sich so, daß es das Korn verfeinert, also die Menge des amorphen Korngrenzenanteils, der oberhalb der gleichkohäsiven Temperatur weich ist, vergrößert. Dadurch wird der Stahl unterhalb der gleichkohäsiven Temperaturen zwar warmfester, darüber hinaus aber weicher. Das Nickel wird aber bei höherem Gehalt, über 10 vH, dadurch wirksam, daß es den Stahl austenitisch und dadurch rekristallisationsträger macht.

Mangan löst sich nicht vollständig in der Grundmasse, sondern bildet Karbide. Dies wirkt sich aber erst bei größeren Gehalten, bei etwas über 3 vH aus, so daß Manganstähle unterhalb dieses Gehaltes sich so verhalten wie Nickelstähle. Bei 3 bis 8 vH kommt die Karbidbildung und dadurch Korngrenzenverfestigung zum Ausdruck, und bei noch höheren Gehalten zusätzlich die Austenitwirkung. Im austenitischen Bereich haben, wie aus den unten angeführten Beispielen hervorgeht, die Manganstähle geringere Festigkeit als die Nickelstähle.

Chrom und Wolfram erhöhten die Warmfestigkeit sowohl im Kristallit wie an der Korngrenze. Wolfram wirkt besonders dann, wenn die Stähle bei hohen Temperaturen gehärtet sind. Es kommt dann, wie auf S. 128 bis 134 ausgeführt wird, die hohe Anlaßbeständigkeit der

Zahlentafel 72. Zusammensetzung der nach Zahlentafel 73 untersuchten Stähle (Stäger u. Zschokke).

Bezeichnung	vH C	vH Ni	vH Cr	vH Mo
1	0,19			
2	0,35			
3	0,32	2,08	0,78	
4	0,18			0,49
5	0,28			0,48
6	0,26			1,40
7	0,24		0,68	0,41
8	0,26	2,07	0,45	0,49

Wolframstähle zur Geltung. Als Ursache hierfür kann die Abscheidung von Wolframkarbiden angesehen werden. In noch stärkerem Maße wie Wolfram erhöhen Vanadin und Molybdän

Bezeichnung	Kurzeitversuche												Dauerstandfestigkeit (Stäger und Zschokke).						
	20° C				400° C				500° C				600° C				400° C	500° C	600° C
	Streckgrenze kg/mm ²	Bruchfestigkeit kg/mm ²	Dehnung %	Kerbzähigkeit mkg/cm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Bruchfestigkeit kg/mm ²	Dehnung %	Kerbzähigkeit mkg/cm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Bruchfestigkeit kg/mm ²	Dehnung %	Kerbzähigkeit mkg/cm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Bruchfestigkeit kg/mm ²	Dehnung %	Kerbzähigkeit mkg/cm ²			
1	28,1	45,8	28,9	7,1	17,2	39,5	13,8	5,0	14,1	29,6	34,5	4,0	12,6	17,5	5,9	4,0	17	2,5	1
2	32,1	53,3	26,3	4,6	18,6	45,4	20,6	4,4	17,8	33,8	30,9	3,3	13,0	19,9	12,7	3,5	16	3,0	1
3	40,1	66,6	23,7	4,2	28,3	57,4	18,6	6,6	23,9	42,1	21,0	4,6	17,1	24,0	29,2	5,2	20	3,5	1
4	32,3	50,6	29,2	5,4	19,5	45,1	13,0	4,8	18,5	33,3	25,0	3,5	17,1	23,8	31,0	3,8	20	6,5	1,5
5	33,1	53,8	27,0	4,2	19,6	46,2	20,0	5,2	19,7	36,4	20,0	3,6	16,0	24,2	44,5	4,6	19	7,0	2
6	37,2	61,5	23,4	10,7	25,0	52,2	17,1	10,7	20,4	40,0	23,4	8,8	20,8	28,6	30,0	9,8	25	6,0	1
7	35,3	56,5	24,6	7,9	25,0	49,6	16,9	9,2	19,9	39,0	24,6	6,9	19,5	29,2	28,0	6,0	20	10,0	4
8	48,6	71,3	15,3	6,4	37,5	62,0	12,9	9,9	33,3	48,7	13,9	6,8	26,3	34,0	23,3	6,8	28	9,0	2

die Warmfestigkeit. Bei diesen beiden Metallen handelt es sich aber weniger um das unmittelbare Härtemachen des Kristallits, als um die Ausscheidung von Karbiden hoch gehärteter Stähle nach dem Anlassen. Das Molybdän wird in letzter Zeit zur Erhöhung der Warmfestigkeit besonders ausgenutzt¹ (S. 131).

In den Zahlentafeln 72 bis 76 sei eine Zusammenstellung von Werten über die Warmfestigkeit beim Kurzzerreiβversuch und über die Dauerstandsfähigkeit nach Stäger und Zschokke gegeben.

Man sieht aus diesen Zahlentafeln die Richtigkeit der eben aufgestellten Grundsätze über den Einfluß der Legierungselemente. Das Nickel hat, wie aus Stahl 3

¹ Bemerkenswerte Angaben zur grundsätzlichen Auffassung der Warmfestigkeit s. auch Iron Age Juni 1929 S. 1749.

Zahlentafel 76.
 Kurzzeitversuche und Dauerstandfestigkeit (Stäger und Zschokke).

Bezeichnung	Kurzzeitversuche												Dauerstandfestigkeit kg/mm ²							
	20° C				400° C				500° C				600° C				400° C	500° C	600° C	
	Streckgrenze kg/mm ²	Bruchfestigkeit kg/mm ²	Dehnung VH	Kerbzähigkeit mkg/cm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Bruchfestigkeit kg/mm ²	Dehnung VH	Kerbzähigkeit mkg/cm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Bruchfestigkeit kg/mm ²	Dehnung VH	Kerbzähigkeit mkg/cm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Bruchfestigkeit kg/mm ²	Dehnung VH	Kerbzähigkeit mkg/cm ²	Streckgrenze kg/mm ²	Bruchfestigkeit kg/mm ²	Dehnung VH	Kerbzähigkeit mkg/cm ²
1	13,5	25,6	41	6,6	12,6	21,7	54,4	17,9	9,5	12,8	60	17,2	7,2	8,2	56	16,6	6	5	9	1
2	39,4	57,6	26,2	8,5	25,2	52,5	35	5,5	20,5	37,8	40	4,3	15,2	23,1	52,5	21,2	20	3	9	1,5
3	67,3	79,8	16,8	14,3	51,0	61,6	24,0	10,0	42,6	44,3	24,5	9,4	22,3	24,6	46,4	28,0	25	3	3	0,8
4	44,3	73,7	19,4	7,6	40,8	59,0	12,3	14,7	36,9	49,8	16,5	15,3	22,3	24,4	45,6	9,1	35	11	11	2,5
5																	34	14	6	6
6	35,8	77,1	47,5	20	24,9	67,5	46,5	18,6	24,9	65,6	40	18	21,7	57,3	26,8	18	9	22	13	7
7																		18	10	10
8	48,2	81,9	15,2	3,5	41,7	65,0	12,7	4,8	40,4	61,2	14,5	4,7	33,1	40,1	33,7	4,5	47	40	4	4
9	42	62,7	26,6	7,9	27,0	53,5	20,5	12,0	31,8	44,3	27,0	8,0	26,0	31,3	26,5	24,6	23	12	1	1
10	74,0	89,0	11,8	7,3													26	23	12	1
11	36,5	62,3	22,1	12,4	42,0	54,4	19,0	13,5	17,8	43,3	41,5	9,6	15,9	30,6	45,0	17,1	27	13	2	2
12	147	159	8,7	5,7													60	17	1	1
13	98,8	125	10,7														56	16	2	2

Zahlentafel 75.
Zusammensetzung der nach Zahlentafel 76 untersuchten Stähle (Stäger und Zschokke).

Bezeichnung	vH C	vH Ni	vH Cr	vH Mo	vH W	vH V
1	0,02					
2	0,34					
3	0,14	5,0				
4	0,22		16,5			
5	0,32	35,2	13,1		0,17	
6	0,15	25,2	17,9			
7	0,34	13,4	13,2		2,01	
8	0,4	28,3	14,4		4,0	
9	0,64		16,0	1,82		
10	0,31		0,97			0,46
11	0,31		0,97			0,46
12	0,23		1,6	0,6		0,53
13	0,45		1,68	0,5		0,4
14	0,34	3,25	1,67	0,51		0,25

Zahlentafel 77. Dauerstandfestigkeit eines 5prozentigen Nickelstahles nach Galibourg.

C	Ni	Grenzbelastung II		Grenzbelastung III	
		untere	obere	untere	obere
0,15	5,36	10,23	11,75	15,0	16,0
0,17	5,20	10,23	12,0	13,77	15,15
0,17	4,95	15,0	16,5	18,00	20,0

Grenzbelastung II gibt die Belastung an, bei der bei längeren Belastungszeiten gar kein Fließen eintritt. Grenzbelastung III nennt den Wert, bei dem anfänglich geringes Fließen eintritt, das aber nach kurzer Zeit zum Stillstand kommt. Diese letzteren Zahlen würden ungefähr der oben gekennzeichneten Dauerstandfestigkeit entsprechen, obwohl etwas andere Versuchsbedingungen zugrunde gelegt wurden als nach Pomp und Enders. Der untere Wert bezieht sich auf diejenige Belastung, bei der die betreffende Grenze mit Sicherheit noch nicht erreicht ist, der obere auf diejenige Belastung, bei der die betreffende Grenze schon überschritten ist.

Über einen rostfreien Chromstahl mit 0,55 vH C und 13,44 vH Chrom werden von Galibourg bei 400 und 500° Dauerstandswerte nach Zahlentafel 78 angegeben.

Zahlentafel 78.

Dauerstandfestigkeit eines Stahles mit 0,55 vH C, 13,44 vH Cr.

	Temperatur	0,005 vH Dehnung i. d. 3 bis 6 Std. kg/mm ² I	0,003 vH Dehnung i. d. 5 bis 10 Std. kg/mm ² II	0,0015 vH Dehnung i. d. 25 bis 35 Std. kg/mm ² III
1	400°	33,0	31,5	30,0
2	500°	12,5	11,0	11,0

Stähle mit 0,07 bis 0,12 vH C, 11,5 bis 12,6 vH Cr¹ und 72 kg/mm² Festigkeit hatten beim gewöhnlichen Zerreiβversuch bei 420° 52 kg/mm² Festigkeit. Über die Dauerstandfestigkeit dieses Stahles geben folgende Werte Anhaltspunkte:

bei einer Temperatur von 470° und einer Belastung von 13 kg dehnt sich der Stahl in einem Jahr 0,01 vH;

bei einer Temperatur von 540° und einer Belastung von 3,9 kg dehnt sich der Stahl in einem Jahre ebensoviel.

Für die neuzeitlichen Dampfkessel interessiert die Widerstandsfestigkeit für Überhitzerrohre. Pomp und Enders haben mit Rücksicht auf diese Beanspruchung Stähle nach Zahlentafel 79

Zahlentafel 79. Chemische Zusammensetzung der von Pomp und Enders untersuchten Überhitzerrohrstähle.

Bezeichnung der Stähle	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
	vH	vH	vH	vH	vH	vH	vH	vH	vH
C 1	0,08	0,09	0,47	0,015	0,033	—	—	—	—
C 2	0,37	0,31	0,67	0,027	0,028	—	—	—	—
Ni	0,18	0,19	0,74	0,016	0,021	0,18	1,56	—	—
Mo	0,14	0,08	0,43	0,024	0,027	0,03	0,20	0,30	—
Mo-Cu	0,13	0,15	0,86	0,017	0,019	—	—	0,25	0,19
Cr-Mo	0,12	0,28	0,29	0,012	0,014	0,71	0,30	0,30	—
Cu	0,09	0,19	0,56	0,021	0,029	—	—	—	0,83

untersucht und Ergebnisse nach Abb. 84 gefunden. Auch hier zeigt sich der sehr günstige Einfluß des Molybdäns, besonders zusammen mit einer verhältnismäßig geringen Chrommenge. Außerordentlicher Einfluß von Molybdän ergab sich auch aus Versuchen an Stahlguß².

Ähnliche Angaben über den Kesselbau gibt Hatfield.

¹ „Symposium on effect of temperature on the properties of metals“ 1931, herausgegeben v. Astm. u. Asme. S. 42 nach Allen.

² Brown Boveri Nachr. 1932 Nr. 1 S. 18.

Einen Vergleich der Warmfestigkeit zweier austenitischer Stähle, die einmal durch Nickel, das andere Mal durch Mangan austenitisch sind, gibt der Verfasser in der Zahlentafel 80.

Zahlentafel 80. Warmfestigkeiten beim Kurzzerreiversuch eines austenitischen CrNi- und eines austenitischen CrMn-Stahles.

Analyse	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	V
	0,39	1,16	1,16	13,2	13,2	3,61	0,5
Temperatur °C	Streck- grenze kg/mm ²	Bruch- festigkeit kg/mm ²	Dehnung vH	Ein- schnürung vH	Zerrei- dauer		
300	28,0	70,3	32,5	56,0	20 Min.		
300	28,0	71,9	32,4	56,0	20 „		
420	27,2	67,5	35,0	50,5	20 „		
420		70,5	29,4	50,5	20 „		
500	25,0	64,8	33,0	44,0	20 „		
510	25,0	64,8	33,6	45,5	20 „		
610	28,7	64,0	31,8	42,2	19 „		
610	25,7	61,5	28,0	35,0	18 „		
700	23,0	43,0	13,1	24,0	20 „		
700	22,4	43,5	16,2	26,0	20 „		
800	19,1	36,8	14,0	25,0	19 „		
800	19,3	36,8	13,7	22,0	20 „		

Analyse	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	V
	0,38	1,2	10,1	19,7		3,25	0,51
Temperatur °C	Streck- grenze kg/mm ²	Bruch- festigkeit kg/mm ²	Dehnung vH	Ein- schnürung vH	Zerrei- dauer		
300	38,1	70,3	20,3	34,2	20 Min.		
300	36,5	70,3	21,2	36,5	20 „		
400	35,0	67,5	18,8	34,0	19 „		
400	35,0	67,5	22,5	36,2	20 „		
500	30,4	57,5	19,0	44,0	19 „		
500	29,6	56,8	17,5	44,0	19 „		
600	20,0	38,8	23,1	46,0	19 „		
610	22,4	36,5	26,5	46,0	20 „		
710	13,6	24,2	23,0	44,0	20 „		
710	13,6	23,2	25,5	44,0	20 „		
800	9,7	12,9	29,4	53,2	20 „		
800	9,7	14,5	25,5	51,5	20 „		

Beide Stähle wurden aus 1100⁰ abgeschreckt. Auffällig ist die erheblich geringere Warmfestigkeit des austenitischen Mangan-

stahles. Sehr bemerkenswert ist auch der Abfall der Dehnung und Einschnürung in einem Bereich von 600 bis 700°, der wahrscheinlich durch Ausscheidung von Karbiden zustande kommt.

Zur Ergänzung der Angaben sei schließlich noch eine Zusammenstellung über die Warmfestigkeit verschiedener Stähle beim Kurzerreißversuch nach Abb. 85 gegeben.

Aus dieser Abbildung ist der Einfluß der Wärmebehandlung erkennbar. Ein auf hohe Festigkeit vergüteter Stahl hat bei niedriger Prüftemperatur natürlich eine höhere Warmfestigkeit als derselbe Stahl auf niedrige Festigkeit vergütet. Je höher die Prüftemperatur ansteigt, desto mehr finden in dem gehärteten Stahl Gefügeveränderungen statt, die ein Nachlassen im späteren Verlauf (Glühen) und dadurch auch in den Warmfestigkeitseigenschaften des nicht gehärteten Stahles ausgleichen.

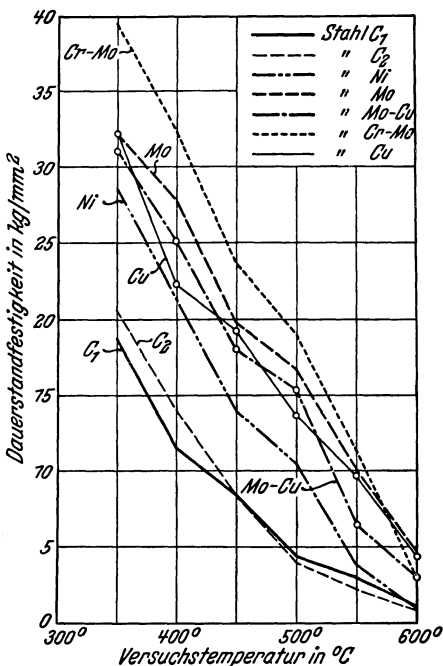


Abb. 84. Dauerstandfestigkeit von Stählen für Überhitzerrohre in Abhängigkeit von der Temperatur. Nach Pomp und Enders.

diese ihren Sinn verlieren, wenn es sich um Dauerstandfestigkeit handelt.

Bis zu Temperaturen, bei denen der Einfluß der Versuchszeit auf die Meßergebnisse gering ist (für unlegierte Stähle bis etwa 300 bis 350°, für legierte bis etwa 350 bis 450°), kann die Warmstreckgrenze wohl als geeignete Grundlage für eine vergleichende Bewertung der Werkstoffe und für die Beurteilung der zulässigen Spannungen angesehen werden. Bei höheren Temperaturen ist aber wegen des immer stärkeren Hervortretens der Zeitabhängigkeit der Warmstreckgrenze bei der Beurteilung des Verhaltens

Zu den in Zahlentafel 73, 74, 76 und in Abb. 85 angegebenen Warmstreckgrenzwerten ist zu bemerken, daß

des Werkstoffs auf der Grundlage der Warmstreckgrenzenbestimmung große Zurückhaltung und Vorsicht geboten.

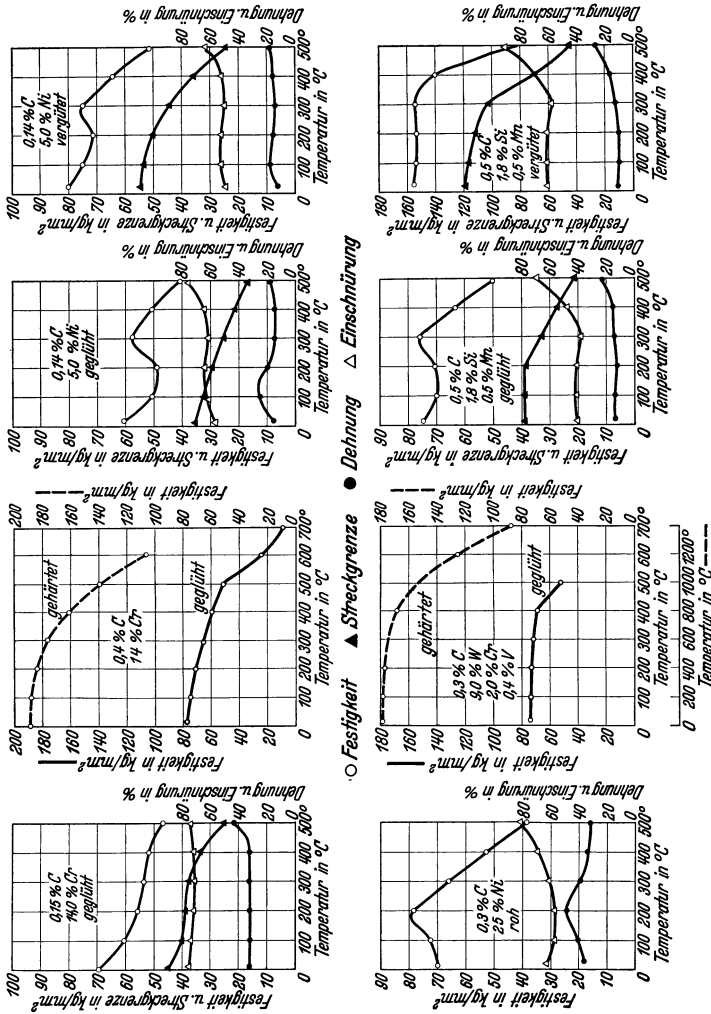


Abb. 85. Warmzerfallswerte einiger legierter Stähle.

Bei Dauerbeanspruchung oberhalb der genannten Temperaturgrenzen kann nur die Dauerstandfestigkeit als die maßgebende Werkstoffeigenschaft gelten.

IX. Gebrauchseigenschaften und Verwendungsgebiete der Stähle.

Einsatz- und Vergütungs-Normstähle.

Das meiste, was über Vergütungs- und Einsatzstähle zu sagen ist, wurde bereits unter den Abschnitten „Einsatzhärtung und Vergütung“ bei den einzelnen Stahllegierungen vorgebracht. Die üblichsten Einsatz- und Vergütungsstähle sind in den deutschen Normen DIN 1661 und DIN 1662 zusammengefaßt (Zahlentafeln 81 und 82).

Bei DIN 1661 bedeutet C den Kohlenstoffgehalt, z. B. C 25 bedeutet 0,25 vH C.

Der Sinn der Buchstaben *ECVN* ist aus dem Kopf der Normentafel zu ersehen. Eine Unstimmigkeit in der Bezeichnungswiese gegenüber DIN 1661 liegt darin, daß sich bei 1662 C auf den Chromgehalt und nicht auf den Kohlenstoffgehalt bezieht.

Bemerkenswert ist, daß die Stahlnormung in den Vereinigten Staaten, die zur deutschen Normung den Anstoß gaben, von anderen Grundsätzen ausgegangen ist. Sie beabsichtigt nicht, die Anzahl der Vergütungs- und Einsatzstähle einzuschränken, sondern wollte nur die vorhandenen Stähle durch Normungsziffern kennzeichnen. So besteht die merkwürdige Tatsache, daß in den amerikanischen SAE-Stahlnormen etwa 60 Stähle enthalten sind. Die Zahlentafel 83 gibt eine Übersicht über die amerikanischen Normen.

Über die genormten Einsatz- und Vergütungsstähle hinaus werden aber noch eine große Anzahl anderer verwendet. Bei den Einsatzstählen seien erwähnt: Chromstähle (S. 108), Nickelstähle (S. 87), Nickel-Molybdänstähle (S. 88). In Ausnahmefällen werden auch Stähle höheren Kohlenstoffgehaltes im Einsatz gehärtet. Erinnerung sei an die Molettenstähle mit 0,5 bis 0,6 vH Kohlenstoff. Eine noch größere Auswahl, über die Norm hinaus, gibt es bei den Vergütungsstählen. Es werden nicht nur die meisten in den SAE-Normen genannten Stähle verwendet, sondern auch noch Chrom-Vanadin-Molybdänstähle (S. 148), Nickel-Chrom-Molybdänstähle (S. 140), Nickel-Chrom-Wolframstähle (S. 131), Chrom-Manganstähle (S. 123), Manganstähle (S. 72). Die Verwendungsbereiche dieser Stähle haben sich noch nicht gegeneinander abgegrenzt; zweifellos werden aber außer den Normenstählen viele andere bestehen bleiben.

Additional material from *Die Edelstähle*, ISBN 978-3-662-36138-2,
is available at <http://extras.springer.com>



Zahlentafel 83. Die amerikanischen SAE-Normen für Einsatz- und Vergütungsstähle.

Nr.	Anzahl		
1010—1050 ¹	10	Kohlenstoffstähle	0,05—0,55 vH C
2315—2512	8	Nickelstähle	0,10—0,55 „ C 3,25—3,75 „ C (4,50—5,25 „ Ni)
3115—3450	19	Nickel-Chromstähle	0,10—0,55 „ C 1,00—3,75 „ Ni 0,45—1,75 „ Cr
4130—4615	4	Molybdänstähle	0,10—0,55 „ C 0,50—1,10 „ Cr 0,15—0,3 „ Mo
5120—5150	3	Chromstähle	0,15—0,55 „ C 0,60—1,10 „ Cr
6120—6150	7	Chrom-Vanadinstähle	0,15—0,55 „ C 0,80—1,10 „ Cr 0,15—0,18 „ V

Eine übersichtliche Zusammenstellung über eine Reihe von Einsatz- und Vergütungsstählen gibt Goerens² (Zahlentafel 84).

In diesem Zusammenhang möge noch einiges Grundsätzliche über die Norm überhaupt gesagt werden. Die Normung darf nicht zu dem Glauben verleiten, daß mit der chemischen Zusammensetzung des Stahles alle Eigenschaften gegeben seien. So sind in der Norm nicht oder nur teilweise erfaßt die Sorgfalt des Schmelzverfahrens, die Behandlung beim Schmieden, Walzen, Glühen und die Stahlfehler.

Wenn die Normen auch eine Bequemlichkeit bedeuten, so zwingen sie andererseits die Stähle in einen starren Rahmen und hindern die Entwicklung. Es erscheint durchaus nicht ausgemacht, daß gerade die genormten Chrom-Nickelstähle die günstigste Zusammensetzung haben, und wahrscheinlich würden ohne Normung die Entwicklung zu zweckmäßigeren Zusammensetzungen fortgeschritten sein. Die Abnehmer tragen diesem Umstand selbst dadurch Rechnung, daß sie häufig Sondervorschriften machen.

Völlig unzumutbar und verfrüht wäre es, heute die Werkzeugstähle zu normen. Abgesehen davon, daß es hier noch schwieriger ist als bei den Baustählen die Eigenschaften durch Zahlen zu erfassen, so ist man sich heute noch keineswegs darüber einig, welche Stähle für die verschiedenen Verwendungszwecke am wirt-

¹ Die beiden ersten Ziffern kennzeichnen die Legierung, die beiden anderen den Kohlenstoffgehalt.

² Werkstoffhandbuch C 51 bis 52.

Flußstahl geschmiedet oder gewalzt unlegiert
Einsatz- und Vergütungsstahl nach DIN 1661
 (2. Ausgabe Juni 1929.)

Bezeichnung für ausgeglühten Vergütungsstahl mit 0,35 vH mittlerem Kohlenstoffgehalt:
 Vergütungsstahl St C 35.61 DIN 1661 ausgeglüht
 Einheitsgewicht für die Gewichtsberechnung 7,85 kg/dm³.

Der Werkstoff wird geschmiedet oder vorgewalzt zum Schmieden oder fertiggewalzt (fertiggewalzt im allgemeinen unter 50 mm Dicke), gegebenenfalls mit nachfolgender spanabhebender Bearbeitung, verwendet.
 Gewalzt wird dieser Werkstoff nur mit Rund-, Vierkant-, Sechskant- und Flachquerschnitten geliefert bis herunter zu 8 mm Dicke, fertiggewalzt mit den Maßtoleranzen, Prüfungs- und Abnahmevorschriften nach DIN 1612, vorgewalzt mit Toleranzen, die von Fall zu Fall zu vereinbaren sind.

Einsatzstahl.

Reinheitsgrad: Schwefel- und Phosphorgehalt nicht mehr als je 0,04 vH, zusammen jedoch nicht mehr als 0,07 vH.

Die mechanischen Eigenschaften gelten für den ausgeglühten (normalgeglühten) Zustand.

Markenbezeichnung	Zugversuch nach DIN 1605				Kohlenstoffgehalt C vH	Mangan- gehalt Mn höchstens vH	Silizium- gehalt Si höchstens vH
	Zugfestigkeit im Mittel kg/mm ²	Bruchdehnung am kurzen Normalstab oder kurzen Proportionalstab δ_5	am langen Normalstab oder langen Proportionalstab δ_{10}	Streckgrenze σ_s mindestens kg/mm ²			
St C 10.61	38	30	25	21	0,06 bis 0,13	0,5	0,35
St C 16.61	42	28	23	23	0,11 bis 0,18	0,4	0,35

Nach dem Einsetzen hat der Werkstoff höhere Festigkeit, auch im Kern.

Vergütungsstahl.

Reinheitsgrad: Schwefel- und Phosphorgehalt nicht mehr als je 0,04 vH, zusammen jedoch nicht mehr als 0,07 vH.

Marken- bezeich- nung	Zustand	Zugversuch nach DIN 1605				Mangan- gehalt Mn höchstens vH	Silizium- gehalt Si höchstens vH	
		Zug- festigkeit σ_B kg/mm ²	Bruchdehnung mindestens ¹ vH		Streck- grenze σ_s mindestens kg/mm ²			Kohlen- stoff- gehalt C \approx vH
			am kurzen Normalstab oder kurzen Proportionalstab δ_5	am langen Normalstab oder langen Proportionalstab δ_{10}				
St C 25.16	ausgeglüht vergütet	42 bis 50 47 bis 55	27 24	22 20	24 28	0,25		
St C 35.61	ausgeglüht vergütet	50 bis 60 55 bis 65	23 22	19 18	28 33	0,35		
St C 45.61	ausgeglüht vergütet	60 bis 70 65 bis 75	19 18	16 15	34 39	0,45	0,35	
St C 60.61	ausgeglüht vergütet	70 bis 85 75 bis 90	15 14	13 12	40 45	0,60		

Die unter „vergütet“ aufgeführten Werte der mechanischen Eigenschaften liefern einen Maßstab für die Vergütungsfähigkeit des Stahles. Sie werden durch Abschrecken aus 30° bis 50° C oberhalb des oberen Umwandlungspunktes mit darauffolgendem Anlassen bis auf etwa 600° C erreicht. Indessen wird gewöhnlich weniger hoch angelassen, und die erreichbaren Zahlenwerte sind andere, besonders liegen die Werte der Streckgrenze und Zugfestigkeit höher.

Da sich nur Stücke bis etwa 40 mm Dicke bis in den Kern durchhärten und dementsprechend auch nur solche gleichmäßig vergüten lassen, so ist bei dickeren Stücken die Probeentnahmestelle mit der Vergütereie zu vereinbaren.

¹ Bei dem im Auslande zum Teil üblichen kleineren Maßlängenverhältnis werden die Dehnungswerte entsprechend höher.

Durch Puddeln oder Paketieren hergestellter Werkstoff ist in vorsehenden Aufstellungen nicht enthalten.

Durch Pressen, Ziehen, Schlagen u. dgl. kalt gereckter Werkstoff fällt nicht unter diese Normen.

Unter „Ausglühen“ (Normglühen) ist hier ein gleichmäßiges Erhitzen auf eine Temperatur kurz oberhalb des oberen Umwandlungspunktes mit folgendem Erkaltenlassen in ruhiger Luft zu verstehen.

Die mechanischen Eigenschaften gelten in der Faserichtung.

Die Prüfung der mechanischen Eigenschaften erfolgt nach DIN 1602 usw.

Über die Ausführung der chemischen Prüfung sind besondere Vereinbarungen zwischen Besteller und Lieferer zu treffen. Es wird empfohlen, in strittigen Fällen sich an die vom Chemikerauschuß des Vereins deutscher Eisenhüttenleute ausgearbeiteten Analysenverfahren zu halten.

Die Prüfung der Werte der mechanischen Eigenschaften im vergüteten Zustand erfolgt an einem Zerreißstab, der aus dem bereits vergüteten Stück kalt herausgenommen ist.

Für die Anwendung der Normen siehe auch Erläuterungsblatt DIN 1606.

Der Verwendungszweck ist in Sonderfällen anzugeben.

Abdruck der Normenblätter des Deutschen Normenausschusses. Verbindlich für die vorstehenden Angaben bleiben die Dinormen. Normenblätter sind durch den Beuth-Verlag G. m. b. H., Berlin SW 19, Dresdener Str. 97, zu beziehen.

Zahlentafel 82.

Nickel- und Chromnickelstahl nach DIN 1662

für mechanisch hoch beanspruchte Teile
(2. Ausgabe Juni 1980.)

In der Markenbezeichnung bedeutet:

E = Einsatzstahl
C = Chrom
w = weich

V = Vergütungsstahl
N = Nickel
h = hart

Reinheitsgrad: Phosphor und Schwefel nicht mehr als je 0,035 vH,
zusammen nicht mehr als 0,06 vH¹.

Markenbezeichnung	gegüht		gehärtet bzw. vergüet		Chemische Zusammensetzung in vH							
	Brinellhärte H	Zugfestigkeit kg/mm ² höchstens	Zugfestigkeit σ_B kg/mm ²	Streckgrenze in vH der Zugfestigkeit mindestens	Bruchdehnung ³ in vH		Kohlenstoff C	Nickel Ni	Chrom Cr	Mangan Mn	Silizium Si höchstens	
					d_5	d_{10}						
Einsatzstähle.												
EN 15	162	55	60 bis 80 Wasser	65	20 bis 10	15 bis 8	0,10 bis 0,17	1,5 ± 0,25	höchstens 0,2	höchstens 0,5	0,35	
ECN 25	206	70	80 bis 100 Öl 90 bis 110 Wasser	70 Öl 75 Wasser	20 bis 14 Öl 16 bis 10 Wasser	14 bis 10 Öl 12 bis 7 Wasser	0,10 bis 0,17	2,5 ± 0,25	0,75 ± 0,2	höchstens 0,5	0,35	
ECN 35	220	75	90 bis 120 Öl	75	16 bis 9	12 bis 6	0,10 bis 0,17	3,5 ± 0,25	0,75 ± 0,2	höchstens 0,5	0,35	
ECN 45	240	83	120 bis 140 Öl	75	14 bis 7	10 bis 5	0,10 bis 0,17	4,5 ± 0,25	1,1 ± 0,2	höchstens 0,5	0,35	

Vergütungsstähle.

VCN 15 w	206	70	65 bis 75	65	24 bis 18	16 bis 13	0,25 bis 0,32	1,5 ± 0,25	0,5 ± 0,2	0,4 bis 0,8	0,35
VCN 15 h	206	70	75 bis 85	70	22 bis 16	15 bis 12	über 0,32 bis 0,40	1,5 ± 0,25	0,5 ± 0,2	0,4 bis 0,8	0,35
VCN 25 w	220	75	70 bis 85	70	20 bis 14	14 bis 10	0,25 bis 0,32	2,5 ± 0,25	0,75 ± 0,2	0,4 bis 0,8	0,35
VCN 25 h	220	75	80 bis 95	70	16 bis 10	12 bis 8	über 0,32 bis 0,40	2,5 ± 0,25	0,75 ± 0,2	0,4 bis 0,8	0,35
VCN 35 w	235	80	75 bis 90	75	20 bis 14	14 bis 10	0,20 bis 0,27	3,5 ± 0,25	0,75 ± 0,2	0,4 bis 0,8	0,35
VCN 35 h	235	80	90 bis 105	75	16 bis 10	12 bis 8	über 0,27 bis 0,35	3,5 ± 0,25	0,75 ± 0,2	0,4 bis 0,8	0,35
VCN 45	265	90	100 bis 115 ⁴	80	15 bis 6	10 bis 6	0,30 bis 0,40	4,5 ± 0,25	1,3 ± 0,2	0,4 bis 0,8	0,35

¹ Bei saurem Stahl sind je nach Vereinbarung höhere Gehalte an Phosphor und Schwefel zulässig.

² Berechnet aus der Brinellhärte H_{0,34}; maßgebend ist der Zugversuch.

³ Die angegebenen Dehnungswerte sind Mindestwerte, wobei der niedrigste Dehnungswert dem höchsten Zugfestigkeitswert entspricht. Zwischenwerte werden durch Interpolation ermittelt.

⁴ Der Stahl VCN 45 kann durch Lufthärtung auf eine Festigkeit von etwa 160 kg/mm² gebracht werden.

Als Sonderstahl für ausbohrbare im Einsatz gehärtete Spindeln kommt ein Stahl mit folgenden Richtwerten in Frage:

C = 0,10 bis 0,17 vH

Ni = 3,5 ± 0,25 vH

Cr = höchstens 0,1 vH

Bei geringen Abweichungen in der chemischen Zusammensetzung sind die mechanischen Eigenschaften für die Abnahme maßgebend.

Die aufgeführten mechanischen Eigenschaften gelten für die Prüfung eines mitteldicken Rundstabes (60 mm Durchmesser) in der Faserichtung.

Die Prüfung erfolgt nach DIN 1602 bis 1605. Die Probenentnahme erfolgt nach Vereinbarung (tunlichst aus der Randzone).

Richtlinien für Verwendung und Behandlung der einzelnen Stähle siehe DIN 1662 Beilblätter . . .

Arbeitsgemeinschaft der Eisen verarbeitenden Industrie
 Fachnormenausschuß der Kraftfahrindustrie Fachnormenausschuß für Luftfahrt
 Verein deutscher Werkzeugmaschinenfabriken Edelstahl-Verband

Abdruck der Normenblätter des Deutschen Normenausschusses. Verbindlich für die vorstehenden Angaben bleiben die Dinormen. Normenblätter sind durch den Beuth-Verlag G. m. b. H., Berlin SW 19, Dresdener Str. 97, zu beziehen.

schaftlichsten sind. Noch mehr wie bei den Baustählen würde hier eine Normung die Entwicklung hemmen. Gegen die Normung von Abmessungen wird natürlich weder vom Betriebsstandpunkt der Erzeuger, noch der Abnehmer, noch vom metallurgischen Standpunkt etwas einzuwenden sein. Im Gegenteil, solche Bestrebungen sind in jeder Hinsicht zu unterstützen.

Magnetische Eigenschaften¹.

Die Forderungen, die an die Stähle in bezug auf ihre magnetischen Eigenschaften gestellt werden, sind grundsätzlich verschiedener Art und die Stähle, die diesen Forderungen entsprechen, sind in ihren

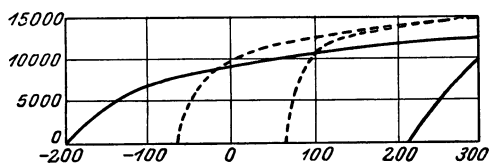


Abb. 86. Hysteresisschleifen von Probestäben aus Chromstahl und aus Kobalt-Mangan-Chromstahl (1,11 C; 3,5 Mn; 4,8 Cr; 36 Co).

Eigenschaften sehr voneinander verschieden. Man wird zu unterscheiden haben, ob es sich um Stahl für Dauermagnete, um Stähle mit möglichst hoher Gleichstrommagnetisierbarkeit, um Stähle mit möglichst geringen Verlusten bei Wechselstrommagnetisierung handelt. Schließlich werden in neuerer Zeit Legierungen mit hoher Anfangspermeabilität gebraucht.

Dauermagnete. Von Dauermagneten wird verlangt, daß sie nach einmaliger Magnetisierung einen möglichst starken und unveränderlichen Magnetismus behalten und gegenüber äußeren Einflüssen, als welche z. B. Erhitzung, Erwärmung, Feld der Gegenpole in Betracht kommen, möglichst widerstandsfähig bleiben. Die Güte eines Dauermagnetstahles wird in erster Linie durch die Hysteresisschleife nach Abb. 86 gekennzeichnet.

Die im Stahl nach vorangegangener starker Magnetisierung zurückgebliebene Induktion nennt man die wahre Remanenz (\mathfrak{R}_r). Die Feldstärke (\mathfrak{H}_c), die man benötigt, um die Remanenz auf Null zu bringen, heißt Koerzitivkraft; das Produkt aus beiden ist die Leistungsziffer des Dauermagnetstahles.

Für Dauermagnete verwendete man bis vor kurzem ausschließlich durch Abschrecken härtbare Stahllegierungen. Die in

¹ Als ausführliches Werk siehe Meskin u. Kußmann: Die ferromagnetischen Legierungen. Berlin: Julius Springer 1932.

letzter Zeit auf vielen Gebieten des Stahles wichtig werdende Auscheidungshärtung bürgert sich auch hier ein.

Was die durch Abschrecken zu härtenden Stahllegierungen betrifft, so ergibt jede härtbare Legierung verhältnismäßig günstige Dauermagnetwerte. Reine Kohlenstofflegierungen scheiden aber schon deshalb aus, weil sie bei etwas größeren Querschnitten nicht durchhärten. Als Legierungselemente, die durchhärtend wirken und auch die magnetischen Eigenschaften verbessern, kommen Wolfram, Chrom, Molybdän und Kobalt in Frage. Diese Elemente befördern die Durchhärtung und verbessern auch die Eigenschaften an sich. Für die wichtigsten Magnetstahllegierungen gibt Pölguter nach Zahlentafel 85 Werte an.

Über die Wärmebehandlung gibt die Zahlentafel 85a Aufschluß.

Zahlentafel 85a.

Stahlart	Kühlmittel	Härtetemperatur
Kohlenstoffstähle	Wasser	750—770°
Chromstähle	Wasser	790—810°
Chromstähle	Öl	810—850°
Wolframstähle	Wasser	800—860°
Wolframstähle	Öl ¹	840—900°
Niedriglegierte Kobaltstähle (bis 6%) .	Öl	850—930°

Nach Untersuchungen an einem Stahl mit 1,3 vH Kohlenstoff und 2,1 vH Chrom empfehlen Meskin-Towpenez² für Chromstähle Ölabschreckung bei 850°. Durch längeres Halten auf Temperaturen zwischen 750 bis 850° sollen die magnetischen Eigenschaften dadurch verschlechtert werden, da Veränderungen in den Doppelkarbiden vor sich gehen. Ein so verdorbener Stahl kann wiederhergestellt werden, wenn man ihn auf 950 bis 1000° erwärmt, ½ bis 1 Stunde auf dieser Temperatur hält und an der Luft abkühlt. Die beiden Forscher finden, daß zwischen Koerzitivkraft und Härte kein unbedingter Zusammenhang besteht.

Eine besondere Wärmebehandlung ist bei den Kobaltstählen³ nötig, um die besten Eigenschaften zu erzielen. Es werden wohl schon durch eine einfache Abschreckung aus 950 bis 1000° in Öl bessere Eigenschaften entstehen als bei Wolfram- und Chromstählen.

¹ Nur bei kleineren Abmessungen und verwickelter Bauart.

² Arch. Eisenhüttenwes. 1932 S. 75 bis 78.

³ Als Erfinder dieser Stähle sind die Japaner Honda u. Takagi anzusehen. Sci. Rep. Tôhoku Univ. Bd. 9 (1920) S. 417/422. Stahl u. Eisen 1923 S. 52.

Zusammensetzung und magnetische Eigenschaften der Dauermagnetstähle (Pölguter).
Zahlentafel 85.

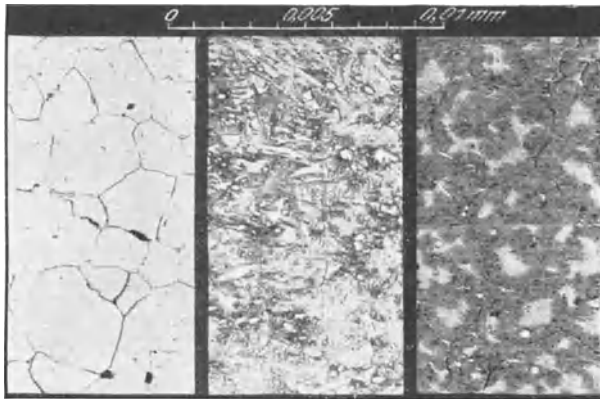
Stahlart	Angenäherte chemische Zusammensetzung							Magnetische Güterwerte nach der geeignetsten Härtung ¹			
	C vH	Mn vH	W vH	Cr vH	Co vH	Mo vH	\mathfrak{B}_r	\mathfrak{H}_c	$\mathfrak{B}_r \cdot \mathfrak{H}_c \cdot 10^{-3}$ mittel	$(\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H})_{\max}$ $\cdot 10^{-3}$ mittel	
Kohlenstoffmagnetstahl	0,80 bis 1,20	0,3 bis 0,8	—	—	—	—	7000 bis 8500	45 bis 60	450	200	
Wolframagnetstahl	0,65 bis 0,80	0,2 bis 0,5	5 bis 6	0 bis 1,0	—	—	9500 bis 11500	55 bis 70	650	285	
Chrommagnetstahl	0,9 bis 1,2	0,3 bis 0,5	—	1,5 bis 3,0	—	—	9500 bis 11000	53 bis 65	580	250	
Kobaltmagnetstahl, niedriglegiert	0,9 bis 1,2	0,3 bis 0,5	—	5 bis 6	5 bis 6	—	9000 bis 9800	85 bis 100	880	390	
mittellegiert	0,9 bis 1,2	0,3 bis 0,5	—	8 bis 11	8 bis 11	1,0 bis 1,5	7000 bis 9500	140 bis 165	1250	600	
hochlegiert	0,9 bis 1,2	0,3 bis 0,5	—	9 bis 11	14 bis 17	1,0 bis 1,5	7500 bis 9500	170 bis 200	1500	700	
KS-Stahl	0,8 bis 1,05	0,3 bis 0,8	5 bis 9	1,5 bis 5	30 bis 40	0 bis 4,5	8000 bis 9000	200 bis 250	1900	900	

¹ Unter \mathfrak{B}_r = Remanenz versteht man die nach vorausgegangener Magnetisierung im Stahl zurückbleibende Induktion in Kraftlinien je cm². \mathfrak{H}_c = Koerzitivkraft, d. i. die Feldstärke, die nötig ist, um die Induktion nach starker Magnetisierung wieder auf Null zu bringen. $(\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H})_{\max}$ ist der größte Wert des Produkts ($\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H}$), ermittelt an den einzelnen Punkten des absteigenden Astes der Magnetisierungskurve.

Die höchste Leistung erreicht man aber erst durch eine dreifache Behandlung, die von Pölguter wie folgt angegeben wird:

1. 5 bis 10 Min. Erhitzen auf 1150 bis 1200° mit nachfolgendem Abkühlen an der Luft. Hierdurch sollen die bei der vorhergegangenen Wärmebehandlung ausgeschiedenen Karbide möglichst restlos in Lösung gebracht werden. Der Stahl ist nach der Behandlung fast austenitisch und nur wenig magnetisierbar.

2. Halbstündiges Zwischenglühen bei 700 bis 740°. Es tritt eine Umwandlung des nach der ersten Behandlung vorhandenen γ -Eisens



von 1180° luftgekühlt bei 740° geglüht bei 980° gehärtet
 Abb. 87. Gefüge eines Kobaltnagnetstahles bei verschiedener Behandlung.
 Nach Pölguter. $\times 375$.

in α -Eisen ein unter merkbarer Erwärmung über die Temperatur des Ofens. Durch die kurze Zwischenglühung erfolgt eine Ausscheidung von Karbiden nur in geringem Maße. Der Stahl bekommt günstiges Ausgangsgefüge für die nachfolgende eigentliche Härtung.

3. Härtung von 970 bis 1000° an der Luft oder in Öl. Kleinere Magnete sollen an ruhiger Luft, größere Magnete im Gebläsewind oder Öl abgekühlt werden. Zur Erzielung bester Gleichmäßigkeit kann man die Abkühlung in der Weise vornehmen, daß man die Magnete so lange an der Luft abkühlt, bis sie von einem kräftigen Magneten angezogen werden, und die restliche Abkühlung in Öl vollzieht.

Das Gefüge des Stahles in drei Zuständen ist aus der Abb. 87 zu sehen.

Die entmagnetisierende Wirkung der Gegenpole aufeinander verursacht, daß bei Dauermagneten nur unter bestimmten Be-

dingungen die wahre Remanenz (Br) erscheint. Es ist dies dann der Fall, wenn es sich um langschenkelige Magnete mit schmalen Schlitz, wie z. B. Zündermagnete handelt. Liegen aber kurze Magnete mit breiten Polen und großem Polabstand vor, dann ist die tatsächlich auftretende, sogenannte scheinbare Remanenz geringer. Es hängt dies damit zusammen, daß die entmagnetisierende Gegenwirkung der Pole, der sogenannte Entmagnetisierungsfaktor, um so größer ist, je kürzer die Pole im Verhältnis zu ihrer Länge sind und je größer der Polabstand wird.

Nach der Darstellung Pölguters¹ ist das Arbeitsvermögen eines Dauermagneten abhängig von der wirklich arbeitenden Kraftliniendichte und der Feldstärke, die nötig war, um die wahre Remanenz auf die arbeitende Kraftliniendichte zu verringern. Der Wert des Produktes ist dort am größten, wo die Diagonale des Rechtecks die Magnetisierungskurve schneidet. Es wird also das Produkt aus \mathfrak{B} und \mathfrak{H} um so größer sein, je stärker gekrümmt die Kurve ist (s. Abb. 88).

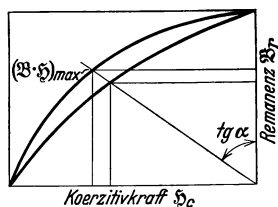


Abb. 88. Arbeitsvermögen eines Dauermagneten in Abhängigkeit von der Krümmung der Hysteresisschleife. Nach Pölguter.

Zur wirtschaftlichen Ausnützung des Stahles soll der Magnet möglichst so gebaut sein, daß die gegenseitige Polschwächung so groß wird, um den Magneten in der Kraftliniendichte, die durch den Schnittpunkt der Diagonalen gegeben ist, arbeiten zu lassen. Es wird dies aus konstruktiven Gründen nicht immer möglich sein. Man wird entweder mit einer größeren, scheinbaren Remanenz und dafür kleineren Feldstärke oder mit einer kleineren scheinbaren Remanenz als der günstigsten, und dafür mit größerer Feldstärke arbeiten.

Für die Wahl des Stahles zu den einzelnen Magnetformen ist daher zu beachten, daß der Magnet dort arbeiten soll, wo das Produkt $\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H}$ einen Höchstwert hat. Aus der Abb. 89 ist ersichtlich, wie sich diese Werte bei verschiedenen Magnetstahllegierungen verschieden verhalten. Es handelt sich dabei um 4 Kobalt-Chromstähle mit verschiedenen Kobaltgehalten und einem Wolframstahl. Der Chromstahl fehlt in der Aufstellung, da sich sein Verhalten von dem des Wolframstahles kaum unter-

¹ Werkstoffhandbuch O 31 und Werkstofftagung Bd. 3 (1927). Verlag Stahl u. Eisen.

scheidet. Man sieht daran, daß bei den Stählen mit höherer Koerzitivkraft, also den Kobaltstählen, die Entmagnetisierung bedeutend größer sein darf als für solche aus Wolframstahl. Da die Entmagnetisierung um so größer ist, je kürzer der Magnet im

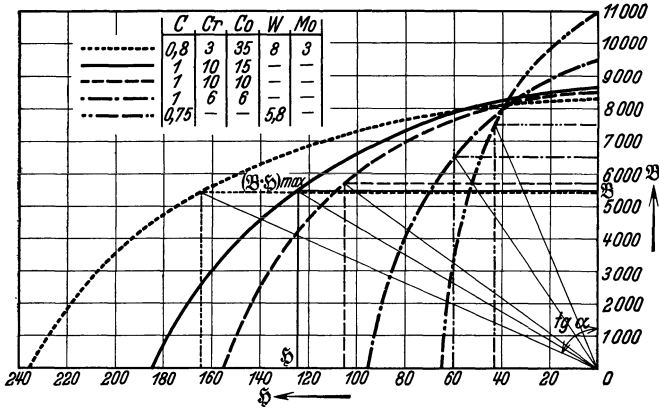


Abb. 89. Höchstwerte des Produktes $B \cdot l$ bei verschiedenen Magnetlegierungen.

Verhältnis zur Länge wird, so ergibt sich daraus, daß hochlegierte Kobaltstähle für kurze weitpolige Magnete zu verwenden sind. Pölzguter¹ gibt für die verschiedenen Magnetlegierungen das günstigste Verhältnis von Länge zur Breite an (Zahlentafel 86).

Zahlentafel 86. Günstigstes Verhältnis von Länge zur Breite bei verschiedenen Magnetstählen nach Pölzguter.

Stahlart	$\frac{l}{d}^*$	$\text{tg } \alpha$	$B = R'$
Chrommagnetstahl	$\frac{18}{1}$ bis $\frac{22}{1}$	0,0052	7500—8000
Wolframagnetstahl		0,0065	7500—8000
Kobaltmagnetstahl, 5 vH Co	$\frac{12}{1}$ bis $\frac{15}{1}$	0,0080—0,0110	6200—6800
Kobaltmagnetstahl, 10 vH Co	$\frac{9}{1}$ bis $\frac{10}{1}$	0,0160—0,0190	5500—5800
Kobaltmagnetstahl, 15 vH Co	$\frac{7}{1}$ bis $\frac{8}{1}$	0,0200—0,0225	5400—5700

¹ Werkstoffhandbuch O 31.

* Das angegebene Verhältnis von $\frac{l}{d}$ gilt nur für den Stabmagneten. Bei gebogenen Magneten muß mit abnehmendem Polabstand das Verhältnis sinngemäß kleiner gewählt werden. Es erniedrigt sich bei engpoligen, fast geschlossenen Magneten etwa auf die Hälfte der angegebenen Werte, d bedeutet hierbei den Durchmesser eines Kreises, der mit dem Querschnitt des Magneten flächengleich ist; l = Länge des Magneten.

Für die Gebrauchsfähigkeit des Magneten ist es wichtig, daß er möglichst wenig empfindlich gegen magnetische Streufelder, Temperaturen und Erschütterungen ist. Da ein teilweiser Verlust durch diese Einflüsse unvermeidlich ist und Veränderungen während des Gebrauchs möglichst vermieden werden sollen, so verzichtet man lieber auf die Ausnutzung aller Anfangseigenschaften und macht den Stahl durch eine teilweise Entmagnetisierung beständig. Dieses Beständigmachen heißt „Altern“, ein Ausdruck, der auch für zwei andere Vorgänge gebraucht wird. Aus Preisgründen unterläßt man das Altern oft. Sofern man es aber vornimmt, kann man hierfür verschiedene Verfahren verwenden. Nach Pölguter¹ sind folgende Alterungsvorgänge üblich:

Längeres Lagern gehärteter und magnetisierter Magnete evtl. unter Anwendung von Erschütterungen.

Erwärmen in kochendem Wasser oder geheizten Kammern auf 80 bis 120°, wobei die Magnete vielfach vor und nach dem Erwärmen magnetisiert werden. Öfteres wechselweises Erwärmen auf etwa 100° mit nachfolgender Abkühlung in Eiswasser.

Teilweise Entmagnetisierung durch Einwirkung eines Gleichstromgegenfeldes oder Wechselstromfeldes. Künstliche Schwächung dadurch, daß man die Magnete mit etwa 10 mm Abstand gleichpolig gegenüberlegt.

Oder man bringt zwischen die Pole des Magneten eine rasch umlaufende massive Kupferscheibe, wodurch entmagnetisierende Wirbelströme entstehen.

Es bleibt noch übrig, einiges über den Einfluß anderer Legierungselemente zu sagen. Die ersten Versuche, Molybdän statt Wolfram bei Magnetstählen zu verwenden, hat Matthews² gemacht. Dabei werden 2 bis 4 vH Molybdän angewendet. Weder diese erstmaligen Versuche noch spätere zeigten Ergebnisse, daß die Verwendung von Molybdänstählen verlockend erschienen wäre. Stogoff und Meskin³ verfolgen ausführlich den Gedanken, für Molybdänmagnetstähle die beste Zusammensetzung und Behandlung zu finden. Sie geben an, daß ein Stahl mit 0,9 bis 1 vH C und 2 bis 2,5 vH Molybdän die günstigste Zusammensetzung habe. Die Härtetemperatur eines solchen Stahles ist 800°, die Ablöschflüssigkeit Wasser. Solche Stähle besitzen eine Remanenz von

¹ Werstoffhandbuch O 31.

² Iron Age 1. u. 24. Febr. 1921.

³ Arch. Eisenhüttenwes. 1928/29 S. 595 bis 600; Stahl u. Eisen 1929 S. 429.

etwa 10700 und eine Koerzitivkraft von etwa 76. Auch Chrommolybdänstähle, sowie einen teilweisen Ersatz des Molybdäns durch Wolfram hat man versucht¹.

Wie erwähnt werden auch ausscheidungshärtbare Legierungen für Dauermagnete herangezogen.

Eine aller Voraussicht nach sehr bedeutende Erfindung auf dem Gebiete der Dauermagnetstähle wurde von dem Japaner Mischima² gemacht. Mischima verwendet Stähle, die nicht durch Abschreckung, sondern durch Ausscheidung gehärtet werden. Da die Temperatur der vollendeten Ausscheidungshärtung etwa 600° beträgt, bleibt das Gefüge bis zu dieser Temperatur unverändert und der Stahl hat den Vorteil großer Temperaturbeständigkeit.

Rabbith und Fuschiwara³ beschreiben die Eigenschaften dieser Magnetlegierungen. Sie zeigen zuerst, wie durch Zusatz von Aluminium der 20 prozentige Nickelstahl allmählich seine austenitischen Eigenschaften verliert. Bei 10 vH Aluminium verschwindet der A_c -Punkt, d. h. der Stahl rückt vollkommen ins Deltagebiet. Einen Stahl

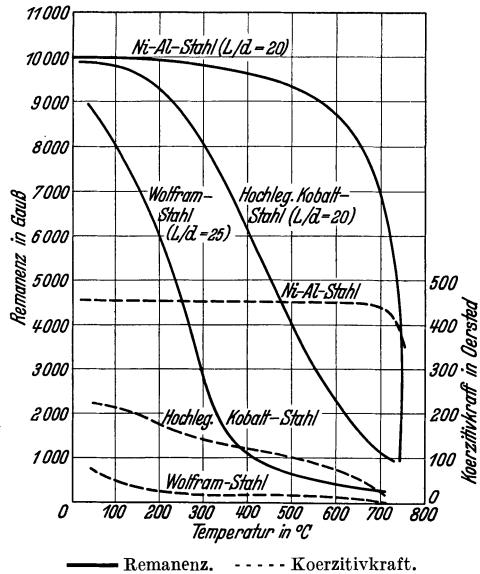


Abb. 90. Abhängigkeit der Remanenz und Koerzitivkraft von Wolfram-, Kobalt- und Ni-Al-Magnetstahl von der Temperatur.

¹ Schweiz. Patent 146612: Stahl mit 0,75 bis 1,15 vH C, 0,25 bis 0,98 vH Mn, 1,3 bis 4,9 vH Cr, 0 bis 0,49 vH Vanadin, 0 bis 0,98 vH Co, mit Zusatz von 0,5 bis 1,5 vH Mo, 0,5 bis 1 vH Wolfram. Ein Stahl mit 0,88 vH C, 3,12 vH Cr, 1 vH Mo und 0,10 vH V hatte eine Remanenz von 10750 und eine Koerzitivkraft von 66. Öst. Patent 133485: 0,75 bis 1,08 vH C, 2 bis 4,9 vH Cr, 0,5 bis 1,5 vH Mo, statt M 0,5 bis 2 vH W oder 0,6 bis 2 vH Mo und W.

² Iron Age 1. Sept. 1932 S. 346. Die Chrommolybdänstähle versprechen noch am ehesten eine wirtschaftliche Anwendung.

³ Ber. Nickelinformationsbüro Januar 1933.

mit etwa 10 vH Aluminium und 25 vH Nickel, mit geringen Zusätzen von 0 bis 10 vH Mangan, 0 bis 5 vH Chrom, 0 bis 40 vH Kobalt, 0 bis 8 vH Wolfram. Durch eine Anlaßbehandlung zwischen 450 bis 700° erreicht der Stahl Eigenschaften, wie sie in Abb. 90 im Vergleich zu anderen Magnetstählen angegeben sind. Über die günstigsten Abschreck- und Anlaßtemperaturen fehlen noch abschließende Untersuchungen¹. Häufig hat der normal abgekühlte Guß bessere Eigenschaften als der nachträglich wärmebehandelte.

Pözlz guter² prüfte diese Werte nach und fand an Stählen zwischen 18 bis 30 vH Nickel, 8 bis 10 vH Aluminium Remanenzen zwischen 6000 bis 8000, Koerzitivkräfte von 2000 bis 4000. Durch

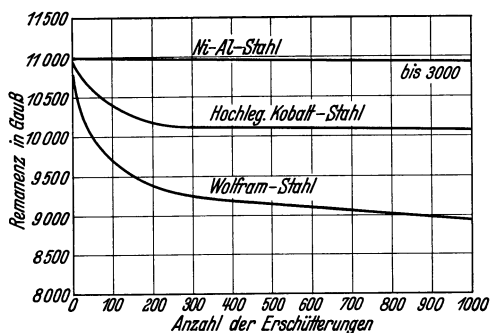


Abb. 91. Änderung der Remanenz durch Fallenlassen der Stäbe aus 1 m Höhe auf Betonboden.

Zusatz von 5 bis 15 vH Kobalt konnte Pözlz guter im besten Fall 6800 Remanenz und 480 Koerzitivkraft erreichen. Pözlz guter gibt aber zu, daß möglicherweise durch Anwendung höherer Feldstärken bessere Werte erreicht worden wären. Die Abb. 91 geben wieder, wie außerordentlich dieser

Stahl gegen Erwärmung und Erschütterung widerstandsfähig ist. Ein Nachteil dieser Legierungen ist es, daß sie nicht schmiedbar sind. Auch die Bearbeitbarkeit mit spanabhebenden Werkzeugen ist schwieriger als bei den anderen geglähten Stählen, dürfte aber bei Verwendung der neuzeitlichen Schneidmetalle nicht als schwerwiegendes Hindernis gelten. Diesen Nachteilen gegenüber sind die besseren magnetischen Eigenschaften und eine Wärmebehandlung, die keinen Härteausschuß ergibt, Vorteile. Dies, sowie der billigere Preis gegenüber den Kobaltstählen lassen die Wirtschaftlichkeit der Verwendung dieser neuen Stähle als gesichert erscheinen³.

¹ Die Abschrecktemperaturen liegen bei 1100 bis 1200°. Die Anlaßtemperaturen bei 500 bis 650°. Da der Stahl nach dem Abschrecken verhältnismäßig weich ist, entsteht dabei kein Härteausschuß.

² Ber. Nickelinformationsbüro Januar 1933.

³ Honda und seine Mitarbeiter haben einen neuen ausscheidungshärtbaren Dauermagnetstahl gefunden, der bei 15 bis 36 vH Co, 10 bis 25 vH Ni,

Gleichstrommagnetisierung. Bei der Magnetisierung mit Gleichstrom handelt es sich darum, möglichst hohe Induktion zu erzielen, wobei der Magnetismus mit Aufhören des Stromes wieder verschwinden soll (Elektromagnete). Die üblichen Begleiter des Eisens wie Kohlenstoff, Silizium, Mangan, erniedrigen die magnetische Sättigung, so daß das reinste Eisen für die normalen Bedingungen das günstigste ist. Man verwendet hierfür daher auch das sogenannte Armco-Eisen. Um Anhaltspunkte für die magnetische Sättigung einiger Legierungen zu haben, seien in der Zahlentafel 87 von Wendt¹ angegebene Werte angeführt.

Zahlentafel 87. Induktionen von Gußeisen, Flußeisen und Nickelstahl nach Wendt.

Induktion bei	Gußeisen	Flußeisen	Nickelstahl 5 vH
7,7 AW/cm	4800	13600	5400
50 „	8900	16900	16500
500 „	14900	21400	20700
5000 „	23000	27300	26800

Die einzige Legierung, die einen höheren Sättigungswert hat als das reine Eisen, ist eine Kobaltlegierung mit etwa 35 vH Kobalt, entsprechend der Verbindung FeCO. Oberhalb und unterhalb dieses Kobaltgehaltes sinkt der

Höchstsättigungswert wieder ab. Die Magnetisierungslinie dieser Legierung im Vergleiche zu Armco-Eisen sieht man in der Abb. 92.

Die um etwa 10 vH höhere Sättigung als die des Armco-Eisens ist für manche Zwecke wertvoll, da man beim reinen Eisen, um die verhältnismäßig höhere Sättigung zu erreichen, eine sehr große Induktion anwenden müßte. Der hohe Preis der Legierung schränkt

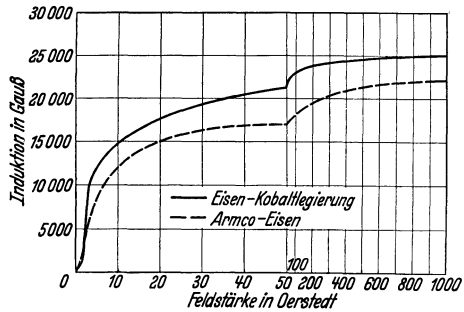


Abb. 92. Magnetische Induktion einer 36proz. Kobaltlegierung und reinen Eisens.

8 bis 25 vH Ti, Remanenzen von 6300 bis 7600 und Koerzitivkräfte von 920 bis 780 aufweist. Metalltechn. 15. Juni 1934.

¹ Krupp'sche Monatsh. Juni 1922 S. 131.

ihren Verbrauch stark ein. Stähle¹ gibt als Verwendungszweck, für den sich die Anwendung dieser Legierung lohnt an: Polspitzen für starke Elektromagnete zur Darstellung größter Kraftliniendichte, starke Elektromagnete für Augenärzte oder für wissenschaftliche Zwecke. Ein Nachteil der Legierung ist ihre Sprödigkeit in der Wärme und Kälte, woraus die Bruchgefahr bei der Warmverformung und bei der spanabhebenden Bearbeitung folgt.

Wechselstrommagnetisierung, Dynamo- und Transformatorenstähle. Gebraucht man Eisenteile, die den Magnetismus möglichst rasch aufnehmen und nach Aufhören der magnetisierenden Kraft wieder rasch verlieren sollen, dann soll die zur Ummagnetisierung erforderliche Energie möglichst gering bleiben soll.

Um die Wirbelstromverluste möglichst gering zu gestalten, muß der elektrische Widerstand möglichst hoch sein. Bei verhältnismäßig niedrigem Preis erfüllen Legierungen mit 2 bis 4 vH Silizium und niedrigem Kohlenstoffgehalt die Bedingungen am besten. Um gleichzeitig die Hysteresisschleife möglichst schmal zu gestalten, sind die Korngröße und die metallurgische Reinheit des Stahles außerordentlich wichtig.

Nach übereinstimmender Ansicht verschiedener Forscher, wie Yensen, Daeves, Eichenberg, Oertel², ist möglichst grobes Korn zu erstreben. Theoretisch hätte ein Einkristall die geringsten Hysteresisverluste. Die Verarbeitung beim Walzen und Glühen muß daher darauf hinzielen, das Korn zu vergrößern. Dies erhöht natürlich die Sprödigkeit des Stahles, was aber bei der geringen mechanischen Beanspruchung dieser Teile ohne Bedeutung ist. Die Verarbeitbarkeit dieser Stähle ist schwierig und nur unter genauer Einteilung der Walztemperatur möglich. Das Kaltwalzen ist gut nur bis zu 3,5 vH Silizium möglich, bei Stählen mit höherem Siliziumgehalt erwärmt man beim Kaltwalzen die Stähle vorteilhaft auf 200 bis 300° (s. S. 55).

Auwers³ bestreitet zwar die Abhängigkeit des Wattverlustes von der Korngröße und meint, daß die Verunreinigungen von weit größerem Einfluß seien. In Wirklichkeit sind wohl beide Ansichten richtig; denn sowohl grobes Korn wie auch die Abwesenheit von Verunreinigungen verringern die Wattverluste.

¹ Kruppsche Monatsh.; Werkstoffhandbuch O 41.

² Werkstofftagung Bd. 3 (1927) S. 85. Verlag: Stahl u. Eisen 1928.

³ Z. techn. Physik Bd. 9 (1928) S. 475 u. (1925) S. 578 bis 582.

Als Verunreinigungen sind Gas, Schlacke, Oxyde, wegen der Gefahr der Alterung auch Nitride anzusehen. Man muß daher für gute Desoxydation, wie für Entstickung durch Aluminium- und Titanzusatz im Schmelzbad sorgen. Als Verunreinigung, welche den Wattverlust erhöht, ist auch Karbidgehalt anzusehen. Moos, Oertel, Scherer¹ untersuchten, unter welchen Bedingungen beim Glühen der Einfluß der Verunreinigungen möglichst zu beseitigen ist. Es gelang, durch Glühen in Wasserstoffatmosphäre die Sauerstoffeinschlüsse zu beseitigen, wobei der Wasserstoff auch gleichzeitig entkohlend wirkt. In der Praxis wird sich eine Wasserstoffglühung wohl nicht leicht durchführen lassen. Die Versuche geben aber den Hinweis dafür, wie wichtig es für Dynamo- und Transformatorenbleche ist, Sauerstoffverbindungen fernzuhalten.

Durch Glühvorgänge ist es auch möglich, den Kohlenstoff aus der Karbidform in den weniger schädlichen Graphit überzuführen. Bei sehr hohen Glühtemperaturen scheint sich Graphit zu lösen und beim Abkühlen wieder als Karbid abzuscheiden. Es scheint dies der Grund hierfür zu sein, warum man Glühtemperaturen über 900° vermeiden soll.

Im ganzen läßt sich sagen, daß über die Bedingungen für die Herstellung günstigster Eigenschaften noch immer keine volle Klarheit besteht².

Man erzeugt Legierungen verschiedenen Siliziumgehaltes. Die zwischen Stahlherstellern und den Elektrizitätswerken vereinbarte Zusammensetzung der 4 Gruppen von Dynamo- und Transformatorenblechen sind folgende:

Zahlentafel 88. Chemische Zusammensetzung der Dynamo- und Transformatorenbleche nach Pölguter.

Normbezeichnung DIN 6400	Chemische Zusammensetzung				
	C vH	Si vH	Mn vH	P vH	S vH
I. Normale Dynamobleche (Dynamo-A-Bleche) . .	höchstens 0,10	0,5—0,8	0,20—0,35	höchstens 0,04	höchstens 0,04
II. Schwachlegierte Bleche (Dynamo-B-Bleche) . .	0,10	0,9—1,2	0,20—0,35	0,04	0,04
III. Mittelstark legierte Bleche (Dynamo-C-Bleche) . .	0,10	1,8—2,3	0,20—0,30	0,04	0,04
IV. Hochlegierte Bleche (Transformatorenbleche) .	0,08	3,8—4,2	0,10—0,20	0,025	0,025

¹ Stahl u. Eisen 1928 S. 484.

² Über neuere Forschungsergebnisse siehe Wimmer u. Werthebach, Stahl u. Eisen 1934 S. 385/92.

Andere Legierungen, beispielsweise Aluminium- und Chromlegierungen, hätten wohl auch gute Eigenschaften, haben sich hierfür aber bisher noch nicht eingebürgert (s. S. 155).

Leichte oder gleichmäßige Magnetisierbarkeit. Für manche Zwecke, wie z. B. Transformatoren, Wicklungen in Präzisionsinstrumenten bei Rundfunkgeräten, bei Telegraphen und Fernsprechkabeln, um durch Hinzufügen von Selbstinduktion die schädliche Kapazität aufzuheben¹. Bei Hörgeräten für Schwerhörige sind Legierungen erwünscht, die bei geringer Magnetisierungskraft hohe Permeabilität aufweisen. Der wesentliche Bestandteil für Legierungen mit diesen besonderen Eigenschaften ist ein Nickelgehalt von mehr als 40 vH. Das weiche Eisen hat zwar für starke Felder, z. B. $H = 100$ Gauß, eine sehr starke Induktion, bei schwachen Feldern hingegen eine sehr geringe. Eine solche, um etwa 10 vH stärkere Induktion bei schwachen Feldern hat eine Legierung mit 78,5 vH Nickel, die unter dem Namen „Permalloy“ bekannt ist.

Über den Einfluß der verschiedenen Legierungszusätze werden verschiedene Behauptungen aufgestellt. Es wird z. B. folgendes gesagt:

Kohlenstoff gilt als schädliche Verunreinigung und soll in möglichst geringer Menge zugegen sein. Auch Schwefel wirkt sehr schädlich. Das Mangan macht die Legierung weniger von der Wärmebehandlung abhängig als die reinen Eisen-Nickellegierungen selbst, etwa das Permalloy². Während bei reinen Eisen-Nickellegierungen die Anfangspermeabilität nach langsamer Abkühlung bedeutend kleiner ist als nach rascher, wird durch Manganzusatz dieser kleiner. Mangan vermindert die Koerzitivkraft, Molybdän erhöht die Anfangspermeabilität und soll den schädlichen Einfluß von Spannungen in der Legierung verhindern. Spannungen, die beispielsweise durch Kaltverformung in das Metall gebracht werden, verursachen erhebliche Verringerung der Anfangspermeabilität³. Diese Legierungen haben aus oft leider nicht erklärbaren Ursachen sehr schwankende Eigenschaften. Um diese Schwankungen zu beseitigen, soll angeblich das Kupfer gute Dienste tun⁴.

¹ Stäblein: Kruppsche Monatsh. Dez. 1928 S. 181 bis 189.

² Engl. Patent 262153: 20 bis 46 vH Eisen, 4 bis 14 vH Mangan, 50 bis 75 vH Nickel.

³ Engl. Patent 263476 18. Aug. 1925, ausg. 20. Jan. 1927.

⁴ Das Engl. Patent Nr. 263059 empfiehlt neben Nickel als Haupt-

Von anderer Seite werden Kupfergehalte von 6 bis 8 vH angegeben¹.

Eine besondere Wirkung, die für manche Zwecke wichtig ist, ruft auch das Kobalt hervor. Es vermindert den Hysteresisverlust auf einen Wert, den man praktisch = 0 setzen kann, eine Eigenschaft, deren Verwertbarkeit ohne weiteres einleuchtet².

Diese hochprozentigen Nickellegierungen bedürfen, um ihre beste Leistungsfähigkeit zu entwickeln, besonderer Wärmebehandlung. Es wird z. B. empfohlen, sie wenigstens 2 Stunden auf eine Temperatur von 600 bis 900° zu erhitzen und so langsam abzukühlen, daß die Temperatur in der Minute nicht um mehr als 10° sinkt. Diese Behandlung verleiht angeblich den Legierungen sehr gleichmäßige Permeabilität bei niedrigen Hysteresisverlusten.

Für manche Zwecke der Elektrotechnik ist eine möglichst geringe Abhängigkeit der Permeabilität von der Feldstärke erforderlich. Gumlich³ hat verschiedene Möglichkeiten unter-

bestandteil folgende andere Gehalte: Nickel 78,5 vH, Co 5 vH. In dieser Patentschrift finden sich auch Angaben über die Wärmebehandlung.

¹ VA-Metall. Iron Age 23. Febr. 1928 S. 534. ² Österr. Patent 131084.

Patentanspruch: 1. Nickel-Kobalt-Eisenlegierung gekennzeichnet durch einen Nickelgehalt von 55 bis 65 vH, einen Kobaltgehalt von 25 bis 30 vH und einen Eisengehalt von 15 bis 25 vH. 2. Legierung nach Anspruch 1, gekennzeichnet durch einen Zusatz von 1 bis 5 vH eines vierten Elementes zur Erhöhung des elektrischen Widerstandes, wie beispielsweise Chrom, Vanadium, Wolfram, Silizium, Molybdän oder Kupfer.

Eine beispielsweise Ausführungsform dieser Legierung ist: Nickel 55,5 vH, Kobalt 27,75 vH, Eisen 15,75 vH, Mangan 1 vH. Diese Legierung ließ sich sehr gut schmieden und ziehen. Aufgespult und bei 1100° durch eine halbe Stunde wärmebehandelt und rasch abgekühlt, zeigten sich folgende magnetische Eigenschaften:

<i>H</i>	0,1	0,3	0,5	1,3	5	6	7	8
<i>U</i>	267	284	288	299	318	333	348	367

Der elektrische Widerstand war 17,7 Mikroohm für das Kubikzentimeter. In einem Feld von 80 Gauß war die magnetische Induktion 14000.

Eine Legierung, die 54,8 vH Nickel, 27,9 vH Kobalt, 15,2 vH Eisen, 2 vH Chrom, 1 vH Mangan enthielt und sich ebenfalls sehr leicht schmieden und zu Draht ausziehen ließ, hatte nach halbstündiger Wärmebehandlung bei 1100° und rascher Abkühlung folgende magnetische Eigenschaften:

<i>H</i>	0,1	0,5	1,3	5	6	8	9
<i>U</i>	437	458	459	476	488	491	501
							564

Der elektrische Widerstand war 20,8 Mikroohm für das Kubikzentimeter. In einem Feld von 80 Gauß war die magnetische Induktion 12000.

³ Elektr. Nachr.-Techn. Bd. 5 (1928) S. 83.

sucht, eine verhältnismäßig hohe Anfangspermeabilität mit einer geringen Abhängigkeit der Permeabilität von der Feldstärke zu vereinigen. Dazu haben sich zwei Wege als brauchbar erwiesen.

Der eine beruht auf dem Umstand, daß bei jeder Kaltverformung die Koerzitivkraft beträchtlich ansteigt, während gleichzeitig damit ein Sinken der Anfangspermeabilität verbunden ist. Es hat sich ergeben, daß bei einem darauffolgenden Anlassen des Werkstoffes, bei dem Koerzitivkraft und Anfangspermeabilität in bestimmten Temperaturbereichen stärker steigt als die Koerzitivkraft sinkt. Auf diese Weise konnte gezeigt werden, daß es möglich ist, durch geeignete Wahl der Glühtemperatur (650 bis 800°) und der Glühdauer Permeabilitätswerte von über 3000 zu erreichen, ohne daß der Anstieg der Permeabilität im Gebiet bis zu 0,1 Gauß 20 vH erreicht.

Der zweite Weg, die Koerzitivkraft planmäßig zu steigern, besteht im Hinzulegen von Bestandteilen, die nicht in feste Lösung gehen oder sich bei geeigneter Wärmebehandlung wieder aus der festen Lösung ausscheiden. A. Kußmann und Scharnow¹ konnten nämlich ganz allgemein an Legierungsreihen zeigen, daß durch Bestandteile, die Mischkristalle bilden, die Koerzitivkraft nur unwesentlich beeinflusst wird, während sie durch ungelöste Zusätze stets heraufgesetzt wird. Als Ursache dieser Erhöhung wurde der verschiedene thermische Ausdehnungskoeffizient der Gefügebestandteile und der dadurch hervorgerufene innere Spannungszustand angesehen.

Unter diesen Gesichtspunkten sollen sich geringe Silberzusätze als geeignet erwiesen haben, die Koerzitivkraft zu steigern, die sich bei langsamem Abkühlen geringer als bei rascher Abkühlung erwies. Insbesondere ließ sich bei solchen rasch abgekühlten Legierungen, bei denen anscheinend mehr Silber in Lösung gehalten wird, als der Löslichkeit bei gewöhnlicher Temperatur entspricht, die Ausscheidung des Silbers durch Anlassen bei 350° herbeiführen und auf diese Weise eine mit der Anlaßzeit fortschreitende Erhöhung der Koerzitivkraft erreichen. Die Versuche zeigen, daß dieser Alterungsvorgang einen außerordentlich bequemen Weg zur Erhöhung der Koerzitivkraft und damit auch der Konstanz der Permeabilität darstellt, ohne daß dabei die Anfangspermeabilität zu stark beeinträchtigt wird.

¹ Z. Physik Bd. 54 (1929) S. 1.

Zu diesen Legierungen muß bemerkt werden, daß sowohl über die zweckmäßige Wärmebehandlung wie Zusammensetzung keine einheitlichen Ansichten bestehen, und daß diese Angaben nur als Wiedergabe des Schrifttums zu werten sind.

Wärmeausdehnung.

Die Ausdehnung in der Wärme ist für die Verwendung von Stahl und Eisen meist eine unerwünschte Begleiterscheinung. Da man sie aber mit in Kauf nehmen muß, trachtet man, die eintre-

Werkstoff	Analyse					Temperatur °C	β $\times 10^{-6}$	Beobachter
	C vH	Si vH	Mn vH	P vH	S vH			
Unlegierte Kohlenstoffstähle	0,06	0,05	0,13	—	—	0—100 500—600 600—700 700—800 — 191 bis 16	11,0 16,0 15,5 15,0 9,2	Chatelier, H. Le.: C. R. Bd. 129 (1899) S. 331
	0,1	—	—	—	—	—	—	Henning, F.: Wärmetabel- len der P. T. R.
	0,25	0,000	0,06	0,012	0,035	25—100 25—300 25—600	11,1 12,5 14,3	Souder, W., u. P. Hidnert: Sci. Pap. Bur. Stand., Bd. 17 (1922) S. 611
	0,41	0,086	0,64	0,052	0,061	25—100 25—300 25—600 25—100 25—300 25—600	11,1 12,7 14,3 11,3 12,7 14,7	Souder, W., u. P. Hidnert: a. a. O.
	0,49	0,12	1,21	0,050	0,050	25—100 25—300 25—600	11,1 12,9 14,6	Souder, W., u. P. Hidnert: a. a. O.
	0,59	0,25	0,92	0,024	0,033	25—100 25—300 25—600 — 191 bis 16	11,1 12,9 14,6 8,96	Souder, W., u. P. Hidnert: a. a. O.
	0,5 bis 0,8	—	—	—	—	0—100 400—500 500—600 600—700	11,0 14,5 17,0 16,5	Henning, F.: a. a. O. Chatelier, H. Le.: C. R. Bd. 128 (1899) S. 1444
	1,4	—	—	—	—	— 180 bis 20	8,4	Dorsey, G. H.: Physic. Rev. Bd. 30 (1910) S. 271

Zahlentafel 89.

Linearer Ausdehnungskoeffizient unlegierter Stähle (Wever).

tende Veränderung der Bestimmung der Ausdehnungszahl wenigstens vorhersagen zu können. Die mit der Erwärmung regelmäßig eintretende Volumen- und Längenänderung wird sehr häufig vor allem bei gehärteten Stählen durch Gefügeänderungen gestört. Es finden also in diesem Falle zwei Vorgänge nebeneinander statt, die Volumenänderung des Eisens an sich und die Volumenänderung durch das allmähliche Verschwinden des Martensits beim Erwärmen. Enthält der Stahl gleichzeitig Austenit, so findet durch seine Überführung in Martensit Volumensvermehrung statt.

Für die unlegierten Stähle werden von verschiedenen Forschern die Werte der Zahlentafel 89¹ angegeben.

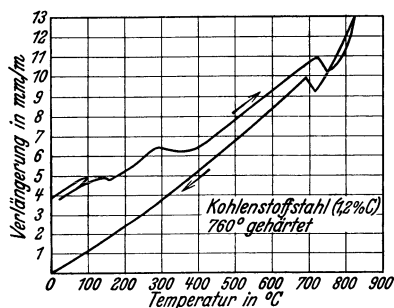


Abb. 93. Längenänderung eines gehärteten Kohlenstoffstahles beim Erwärmen und Abkühlen. Nach Stäblein.

Man sieht, daß die Ausdehnungszahl mit der Temperatur erheblich und mit dem Kohlenstoffgehalt in geringem Maße zunimmt. Es handelt sich dabei um die Ausdehnungszahlen des nicht gehärteten Zustandes.

Gehärteter Stahl hat eine etwas geringere Ausdehnungszahl. Der Unterschied fällt aber wenig ins Gewicht. Erwärmt man den Stahl auf höhere Temperaturen, so tritt durch die Gefügeveränderung, die im Wesen eine Zersetzung des Martensits ist, eine Volumensverminderung ein. In geringerem Maße kann noch durch Umwandlung der Austenitreste in Martensit eine Volumensvermehrung Platz greifen, die aber neben der Martensitzersetzung kaum bemerkt wird. Über den Verlauf der Längenänderung gehärteten Stahles beim Erwärmen gehen die Angaben der verschiedenen Beobachter auseinander, da die durch die Zersetzung des Martensits eintretende stufenweise Volumänderung sich immer wieder anders abspielt. Erwärmungsgeschwindigkeit und Dauer in den verschiedenen Temperaturbereichen, Schwankungen der Härte-temperatur und im Gefüge, sowie auch die Herstellungsweise des Stahles sind Umstände, welche die Gefüge- und Volumenveränderungen beim Anlassen in ihren Einzelheiten immer wieder

¹ Wever: Werkstoffhandbuch B 15.

anders gestalten. Ein Beispiel, wie ein Stahl mit 1,2 vH C sich verhalten kann, gibt Stäblein¹ (Abb. 93).

In diesem Fall wurde die Probe zuerst bis 100° erwärmt und dann wieder abgekühlt. Man sieht, daß dadurch schon eine bleibende Verkürzung, also eine Anlaßwirkung entstanden ist. Die zweite Anlaßstufe zeigt sich bei 160°. Bei 240° beginnt sich der Restaustenit zu zersetzen, was sich in einer starken Volumzunahme auswirkt. Nach 300° ist dieser Vorgang beendet und es beginnt eine neue Verkürzung. Zwischen 300 bis 400° entsteht die größte Anlaßwirkung und die größte damit verbundene Verkürzung. Bei 400° ist die Anlaßwirkung fast beendet. Die Umwandlung von α - in γ -Eisen ist mit einer Verlängerung verbunden. Im γ -Gebiet ist

¹ Kruppsche Monatsh. 1928 S. 186.

Zahlentafel 90. Wahrer Ausdehnungskoeffizient verschiedener Stähle. $\alpha \times 10^{-6}$ bei $t^{\circ} \text{C}$.

t°	Stahl 1		Stahl 2		Stahl 3		Stahl 4		Stahl 5		Stahl 6	
	geglüht	gehärtet und angelassen	geglüht	gehärtet und angelassen	geglüht	gehärtet und angelassen	geglüht	gehärtet und angelassen	geglüht	gehärtet und angelassen	nicht abgeschreckt	abgeschreckt
20	10,8	10,6	10,7	11,2	11,3	10,8	10,3	10,0	10,1	9,8	12,9	13,9
100	11,9	11,7	11,6	12,4	12,4	11,8	10,9	10,7	10,8	10,6	14,1	14,9
200	13,5	13,0	13,0	13,6	13,2	12,9	11,7	11,5	11,5	11,4	15,0	16,1
300	15,2	—	14,5	—	14,0	—	12,5	12,2	12,2	12,0	15,9	16,8
400	16,4	—	—	—	—	—	13,1	12,8	12,9	12,5	16,6	17,5
500	—	—	—	—	—	—	13,6	13,4	13,5	12,9	17,4	18,1
600	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	18,5	19,0

die Ausdehnungszahl größer, eine Eigenschaft, welche die austenitischen Stähle auch bei gewöhnlicher Temperatur zeigen.

Eine Zusammenstellung von Ausdehnungszahlen einiger Stähle im geglähten und gehärteten Zustand gibt die Zahlentafel 90 und Abb. 94.

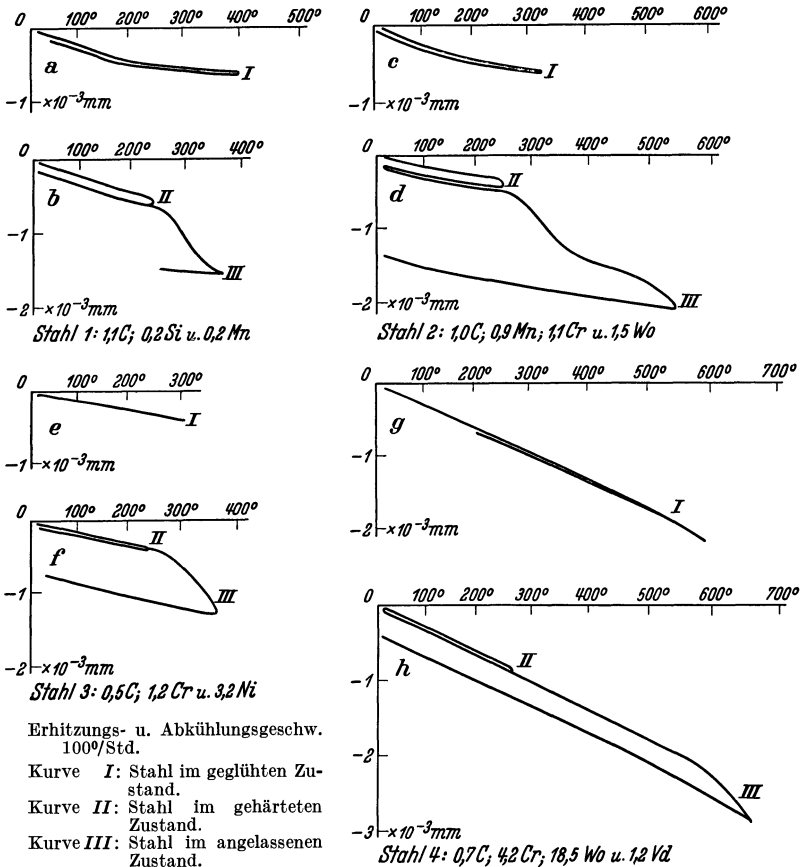


Abb. 94. Wärmeausdehnungskurven¹ einiger Stähle in verschiedenen Zuständen.

¹ Die Wärmeausdehnungskurven wurden mit einem Differentialdilometer mit optischer Aufzeichnung nach Chevenard in der Metallographischen Anstalt P. F. Dujardin, Düsseldorf, aufgenommen. Die Stromregulierung erfolgte mittels einer Vorrichtung zur automatischen Widerstandsein- und -ausschaltung nach Chevenard.

Die gehärteten Stücke wurden von der Messung bei 200° gründlich angelassen, so daß es sich bei den angegebenen Werten bis 200° um die reine Ausdehnung ohne die Nebenwirkung von Anlaßerscheinungen handelt. Bei höheren Temperaturen treten natürlich auch hier Anlaßerscheinungen auf.

Eine bevorzugte Stellung in bezug auf die Ausdehnung der Wärme nehmen die Nickelstähle ein. Den Einfluß des Nickelgehaltes auf die Wärmeausdehnung zeigt Abb. 95. Bis etwa 20 vH Nickel steigt die Ausdehnungszahl an und der bekannte austenitische Stahl mit 25 vH Ni hat einen Ausdehnungskoeffizienten von etwa $18 \cdot 10^{-6}$. Bei höheren Gehalten fällt die Wärmeausdehnung rasch, um bei 36 vH Nickel fast auf 0 zu fallen.

Diese Legierung hat den Namen Invarstahl¹. Der Stahl hat eine Ausdehnungszahl, die bis etwa 200° außerordentlich gering ist. Von da ab steigt die Kurve allerdings ebenso steil ab wie für Flußeisen (Abb. 96²).

Eine Verbesserung dieses Stahles hat Guillaume³ durch Zusatz von etwa 12 vH Chrom vorgeschlagen. Dadurch wird der Stahl noch beständiger, so daß die Längenänderungen nur $0,1 \cdot 10^{-6}$ vH betragen. Bei den reinen Nickelstählen (Invarstahl) muß man den Nickelgehalt in engen Grenzen halten, damit man im Bereiche kleiner Längenänderungen bleibt. Durch den Chromzusatz erreicht man, daß der Nickelgehalt zwischen weiteren Grenzen schwanken kann. Dieser Stahl hat

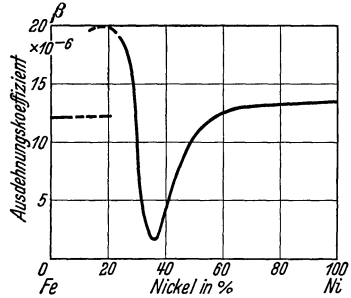


Abb. 95. Mittlere Ausdehnungskoeffizienten zwischen 0 und 100° der Eisen-Nickel-Reihe. Nach Stäblein.

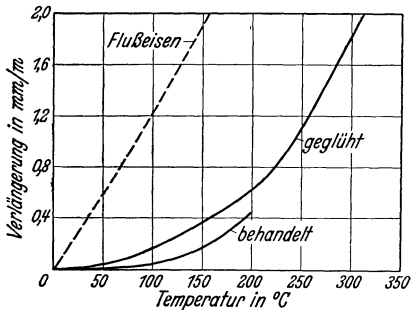


Abb. 96. Temperaturabhängigkeit des Ausdehnungskoeffizienten von 36proz. Nickelstahl. Nach Stäblein.

¹ Vom französischen Wort invariable.

² Kruppsche Monatshefte 1928 S. 187.

³ Génie civ. 1922 S. 88; s. auch Stahl u. Eisen 15. März 1922 S. 377.

vor dem Invarstahl noch den Vorteil, daß auch der Elastizitätsmodul innerhalb eines weiteren Temperaturbereiches unveränderlich bleibt; aus diesem Grunde wurde ihm der Name „Elinvar“ (elasticité invariable) gegeben. Diese Legierung ist außerdem rostbeständig und beständig gegen bestimmte Säuren.

Durch Wahl des Nickelgehaltes von 36 bis 60 vH erhält man beliebige Ausdehnungskoeffizienten zwischen 0 und dem des gewöhnlichen Eisens.

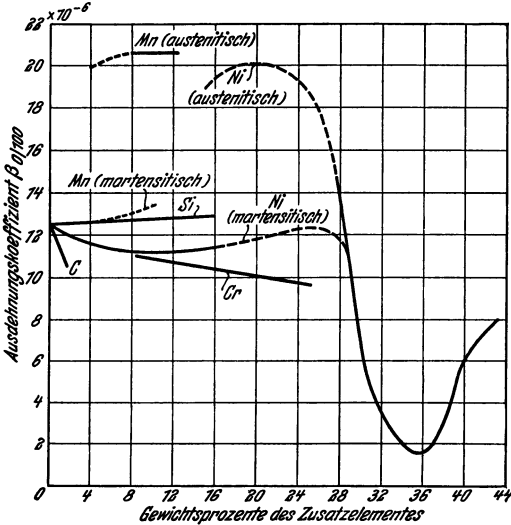


Abb. 97. Einfluß der Stahllegierung auf die Wärmeausdehnung. Nach Rys.

Ein Stahl mit etwa 50 vH Nickel hat dieselbe Ausdehnung wie Platin und wird zur Einschmelzung in Glas verwendet. Die unangenehme

Begleiterscheinung dieser Legierung ist, daß die Ausdehnung von der Wärmebehandlung abhängt. Durch Hinzulegen von etwa 5 vH Molybdän wird nach Hiemenz¹ diese Unregelmäßigkeit beseitigt.

Eine interessante Ausnutzung der verschiedenen Ausdehnung von Stählen mit verschiedenem Nickelgehalt ist das sogenannte Bimetall. Es besteht aus zwei zusammengeschweißten Blechen verschiedenen Nickelgehalts, z. B. 25 und 36 vH Nickel. Infolge der ungleichen Ausdehnung krümmen sich die Streifen bei der Erwärmung. Diese Krümmung wird dazu verwendet, um bei bestimmten Temperaturen Vorgänge auszuschalten oder zu steuern. Rohn², der eine genaue Beschreibung der Verwendung und des Verhaltens von Bimetall gibt, empfiehlt ein Paar aus einem Stahl mit 42 vH Ni und einem Stahl mit 27 vH Ni und 5 vH Mo.

Bei den üblichen Vergütungs- und Einsatzstählen ist die Aus-

¹ Festschrift zum 70. Geburtstag v. Heraeus, Hannover S. 69 bis 79. Hanau: G. M. Alberti 1930.

² Z. Metallkde. 1929 S. 259 bis 264.

dehnungszahl wenig veränderlich. Bekannt ist, daß er bei höherem Chromgehalt etwa bei den rostfreien Stählen etwas verringert wird. Austenitische Stähle haben, wie eben erwähnt, einen durchwegs höheren Ausdehnungskoeffizienten von $16 \text{ bis } 20 \cdot 10^{-6}$.

Bemerkenswerte Angaben über die Ausdehnung der Eisenlegierungen hat Rys¹ gemacht (Abb. 97). Man sieht daraus den hohen Ausdehnungskoeffizienten der Manganstähle, der für eine Verwendung, z. B. beim Schweißen, wegen des starken Verziehs von Nachteil ist. Ein Stahl mit etwa 25 vH Chrom hat denselben Ausdehnungskoeffizienten wie Glas².

Elektrischer Widerstand.

Für besondere Zwecke benötigt man beim Bau von elektrischen Geräten Drähte, die dem Durchgang des Stromes einen großen Widerstand entgegensetzen, sei es bei gewöhnlicher Temperatur wie bei den elektrischen Meßgeräten, sei es bei höheren Temperaturen, wie z. B. bei den vielen Geräten und Öfen, in denen Wärmedurchelektrische Widerstandsheizung erzeugt wird. Auch bei anderen Legierungen, die nicht gerade diesem Zweck dienen, ist die Kenntnis des elektrischen Widerstandes erwünscht.

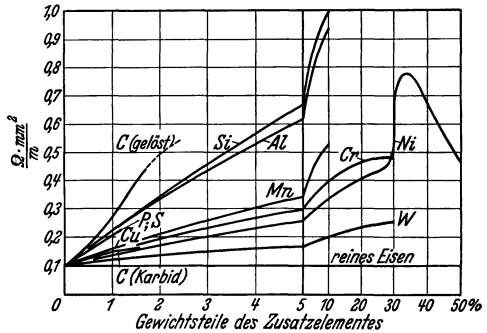


Abb. 98. Einfluß einiger Legierungselemente auf den elektrischen Widerstand. Nach Stäblein.

In welcher Weise die einzelnen Legierungselemente den elektrischen Widerstand beeinflussen, ist in Abb. 98³ zu sehen. Man sieht, daß alle Legierungselemente den Widerstand erhöhen. Bei Kohlenstoff fällt auf, daß der gelöste, also der im gehärteten Zustand vorhandene Kohlenstoff den Widerstand weit mehr erhöht als der in Form von ausgefallenem Karbid vorhandene. Mit der Temperatur steigert

¹ Stahl u. Eisen 1930 S. 424, s. auch Z. VDI 1928 S. 1719.

² Nach Iron Age März 1933 S. 399 hat ein Stahl mit 27 vH Cr eine Ausdehnungszahl von $5,6 \cdot 10^{-6}$.

³ Stäblein, Krupp'sche Monatshefte 1928 S. 188.

Zahlentafel 91. Zusammensetzung und Eigenschaften der

Zusammensetzung					Elektrischer Widerstand	
Ni	Cr	Cu	Fe	Mn	Widerstand bei Lufttemperatur Mikroohm-cm	Temperaturkoeffizient des EW. ° C
vH	vH	vH	vH	vH		
67	16	—	12	1	—	—
60	12	—	26	2	109,5	0,00020
66	22	—	10	2	109,5	0,00015
85	15	—	—	—	89,5	0,000187
80	20	—	—	—	103,0	0,000179
80	20	—	—	—	104	0,00011
64	11	—	25	—	109	0,00018
90	10	—	—	—	70,6	0,0054
59	16	—	Rest	—	110	0,00012
65	12	—	15	8	110	—
85	14	—	0,5	0,5	91,6	0,00016
80	20	—	—	—	103	0,000095
75	16	—	7—9	3	—	—
40	7	—	50	3	—	—
23	20	—	50	1	—	—
68	20	—	—	—	—	—
85	15	—	—	—	95,7	0,000102
61	10	—	26	3	107	—
60	—	—	—	—	—	—
69	—	—	29	1,3	—	—
30	2	—	67	1	92,0	0,00080
25	—	—	74	1	83,0	0,000978

sich wie bei allen Metallen der elektrische Widerstand. Der Anstieg ist nicht bei allen Legierungen derselbe. Er ist geringer bei solchen, die schon bei niedriger Temperatur einen hohen Widerstand haben. Auf diese Weise nähern sich bei hoher Temperatur elektrische Widerstände aller Eisen- und Stahllegierungen und es ist bemerkenswert, daß bei etwa 1000° alle Eisenlegierungen denselben Widerstand von 1,2 bis 1,3 Ohm mm²/m besitzen.

Als hochwertige Widerstandsdrähte für hochohmige Wider-

hitzebeständigen und elektrischen Widerstandslegierungen.

Festigkeit	Spezifisches Gewicht	Schmelzpunkt	Arbeits-temperatur	Wärmeausdehnung
kg/mm ²	g/cm ³	° C	° C	° C
45	8,15	1350	1100	0,0000121
70	8,15	1350	1000	0,0000125
70	8,15	1370	1050	0,0000130
77	8,5	1390	1100	0,0000132
90	8,5	1390	1150	0,0000132
90	8,3	1420	1100	0,0000162
68	8,16	1390	750	0,0000162
—	—	1435	1250	—
{ 100 hart }	8,15	1400	1000	0,000013
{ 65 weich }				
—	—	—	—	—
68	8,9	—	—	—
{ 100 hart }	8,15	1415	1100	0,0000135
{ 68 weich }				
—	—	—	—	—
—	—	—	1100	—
—	—	—	1275	—
70	—	—	—	—
{ 100 hart }	8,43	1410	1100	0,0000135
{ 68 weich }				
—	—	—	—	—
{ 42 }	—	1410	{ 1100 }	—
{ 45 }				
—	—	—	—	—
57	8,15	1415	600	0,0000171
52	8,15	1415	600	0,0000171

stände und für elektrisch geheizte Hausgeräte, sowie für Industrieöfen werden größtenteils Chromnickellegierungen gebraucht, von denen hauptsächlich zwei Arten im Gebrauch sind. Der wichtigste ist ein Draht mit 60 bis 65 vH Nickel, etwa 15 vH Chrom, niedrigem Kohlenstoffgehalt, Rest Eisen mit einem spezifischen Widerstand von 1,1 bis 1,15.

Eine Legierung mit 62 vH Nickel, 15 vH Chrom und 23 vH Eisen hat einen spezifischen Widerstand von 1,12 Ohm mm²/m

und einen mittleren Temperaturkoeffizienten

	zwischen 0 und	100	von +	0,00015
	„ 0 „	500	„ +	0,00011
	„ 0 „	1000	„ +	0,00008

Die Höchsttemperatur für Dauerbeanspruchung ist 1000° (bei dünneren Drähten etwas niedriger).

Die Zugfestigkeit ist 65 bis 75 kg/mm² und die Dehnung je nach der Drahtstärke 18 bis 30 vH.

Die Festigkeitswerte in höherer Temperatur sind bei

600 . .	48 kg/mm ²	Festigkeit,	11 vH	Dehnung
800 . .	19	„	16	„
1000 . .	9	„	10	„

Ein Widerstandsdraht mit 80 vH Nickel, 20 vH Chrom hat einen spezifischen Widerstand von 1,06 und einen sehr niedrigen Temperaturkoeffizienten von 0,001, der zwischen 0 bis 900, sogar $0,00006$ beträgt. Die Legierung kann bis 1100° gebraucht werden und wird hauptsächlich als Heizdraht für Industrieöfen mit höheren Temperaturen verwendet und nimmt an Bedeutung immer mehr zu.

Das amerikanische Bureau of Standards gibt für diese Legierungen Eigenschaften nach Zahlentafel 91 an.

Die Firma Heraeus¹ gibt für verschiedene Widerstandslegierungen folgende Werte an:

Zahlentafel 92.
Eigenschaften einiger Widerstandslegierungen nach Heraeus.

	Cr	Ni	Fe	Mn	Mo	Spez. Gewicht	Spez. Widerstand	Wärmeausdehnung	Höchst zulässige Temperatur
1	11	87	0	2	0	8,60	0,87	0,0150	930
2	18,5	61	16,5	4,0	0	8,20	1,13	0,0140	1000
3	15	83	0	2	0	8,40	1,02	0,0130	980
4	15	60	16	2	7	8,40	1,16	0,0130	1050
5	20	65	10	4	1	8,30	1,10	0,0150	1050
6	20	73,5	1,5	3	2	8,30	1,10	0,0150	1100
7	25	60	10	3	2	8,30	1,14	0,0150	1100
8	33	50	13	2	2	8,00	1,12	0,0150	1150

Der spezifische Widerstand ist in der Kälte gemessen, als Widerstand in Ohm, eines Drahtes von 1 m Länge und 1 mm² Querschnitt. Die Wärmeausdehnung ist in Millimeter eines Drahtes von 1 m für eine Temperaturerhöhung von 1° angegeben.

¹ Werbeschrift: Widerstandslegierungen, von Heraeus in Hanau.

Dem Molybdän wird die Eigenschaft zugeschrieben, die Warmfestigkeit besonders zu erhöhen. Die Verwendbarkeit dieser Legierungen darf aber nicht allein nach ihren physikalischen Eigenschaften am fertigen Draht beurteilt werden. So sind die hochchromhaltigen Chromnickel-Legierungen schon deshalb wenig im Gebrauch, weil sie schwer verarbeitbar sind. Bei allen diesen Legierungen ist man bestrebt, den Kohlenstoff niedrig zu halten, weil dadurch die Festigkeit bei sehr hohen Temperaturen (S. 258) erhöht wird. Ganz niedriger Kohlenstoffgehalt bringt andererseits wieder den Nachteil der schlechten Desoxydation und der schwierigen Entfernung der Schlackeneinschlüsse mit sich, wodurch bei höherer Temperatur Angriffspunkte für die Korrosion gegeben werden. Auch die Rotbruchgefahr ist bei sehr niedrigem Kohlenstoffgehalt größer. Ein gewisser Siliziumgehalt ist erforderlich, da ohne diesen die Legierungen schwer herstellbar und auch im Gebrauche schlechter sind. Es ist bemerkenswert, daß diese Legierungen schon lange vor den rostfreien Stählen, denen sie in ihren Eigenschaften sehr nahe sind, bekannt waren¹. In neuester Zeit versucht man auch die Verwendung von Chromaluminiumstählen, die zwar schwer verarbeitbar, aber bei sehr hohen Temperaturen beständig sind. Ein Stahl mit 8 bis 12 vH Cr, 4 bis 6 vH Al ist bis 1050° und ein solcher mit 28 bis 30 vH Cr, 5 bis 6 vH Al bis 1250° brauchbar. Ein Vorteil dieser Stähle ist das Wegbleiben des teuren Nickels².

Rost- und säurebeständige Stähle³.

Die rost- und säurebeständigen Stähle faßt man unter dem Begriff korrosionsbeständige Stähle zusammen. Ob man auch die hitzebeständigen Legierungen unter dem Begriff „korrosionsbeständig“ einreihen soll, ist Auffassungssache (S. 255).

Durch Rosten gehen alljährlich ungeheure Mengen von Stahl und Eisen zugrunde. Hadfield⁴ schätzt den Verlust durch Rosten in den Jahren 1860 bis 1920 auf 660 Millionen Tonnen bei einer Gesamterzeugung von 1860 Millionen Tonnen, während durch anderweitige Abnützung nur 400 Millionen Tonnen verlorengehen.

¹ Amerik. Harris-Driver Patente: 1 190 652, 1 581 443, 1 270 520, 1 321 294, 1 241 971, 1 393 375.

² Siehe Metallwirtsch. Dez. 1933 S. 707 (Megapyr).

³ Empfehlenswerte Sonderwerke: Monnypenny. London: Chapman & Hall und Monnypenny-Schäfer. Berlin: Julius Springer.

⁴ Iron Trade Rev. Mai 1922 S. 1481.

In vielen Industriezweigen, so in der chemischen und keramischen Industrie, bestand ein dringendes Bedürfnis nach korrosions- und zunderbeständigen Stählen. Es ist daher verständlich, daß sich die Metallurgie gedrängt fand, nach widerstandsfähigen Stählen zu suchen. Nachdem die korrosionsbeständigen Stähle einmal gefunden waren, ergab sich nachträglich eine große Anzahl von Verwendungsgebieten, an die man früher nicht dachte.

Die Metallurgen hatten auf dreierlei Gebieten Erfolge zu verzeichnen:

1. In der Schaffung rostträger Stähle.
2. In der Anwendung von Überzügen und Anstrich (Oberflächenbehandlung).
3. In der Schaffung der eigentlichen rost- und säurebeständigen Stähle, deren Legierungsgrundlage das Chrom ist.

Bevor wir auf diese übergehen, wollen wir die grundsätzlichen Möglichkeiten besprechen, wie man durch Legierung und Wärmebehandlung den Korrosionswiderstand erhöhen kann. Fry¹ unterscheidet drei Möglichkeiten. Die erste Möglichkeit ist der Zusatz von solchen Elementen, die mit dem Eisen homogene Mischkristalle bilden und eine chemisch stabile Verbindung erzeugen. Die Steigerung der Säurewiderstandsfähigkeit durch Nickelzusatz ist eine damit verwandte Erscheinung, da sich schwer lösliche Sulfate bilden. Man kann diese Erscheinung aber auch unter dem Begriff der später zu besprechenden schützenden Deckschicht einreihen.

Die zweite ist die Bekämpfung der korrosionssteigernden Wirkung von solchen Elementen, die Ausscheidungen hervorrufen können. Bestimmte Beimengungen und bestimmte Wärmebehandlungen können Ausscheidungen hervorrufen, die in feiner submikroskopischer Form auftreten und die Korrosion beschleunigen. Aber auch mikroskopisch sichtbare Abscheidungen schaden insbesondere dann, wenn zwischen Grundmasse und der Abscheidung ein Potentialunterschied besteht. Beide Arten solcher Ausscheidungen kommen bei den rostfreien Stählen vor. Die submikroskopischen Abscheidungen, die sich mit Vorliebe an den Korngrenzen abscheiden und zur interkristallinen Korrosion führen, spielen besonders beim Schweißen eine Rolle.

Über das Wesen dieser Abscheidungen besteht keine völlige Klarheit. Es kann sich sowohl um Kohlenstoff- wie um Sauerstoff-,

¹ Bericht über die erste Korrosionstagung. Berlin: VdI-Verlag 1932.

wie Stickstoffverbindungen handeln. Auch die mikroskopisch sichtbaren Karbidausscheidungen sind, wie später noch ausgeführt wird, als korrosionsbefördernd zu betrachten (S. 244).

Zur Verhinderung oder Beseitigung dieser Abscheidungen kommen sowohl Legierungsmaßnahmen wie Wärmebehandlung in Frage.

Die letzte, für uns wichtigste Möglichkeit ist die Bildung schützender Deckschichten durch Chrom. Diese Eigenschaft des Chroms beruht nach Tammann¹ darauf, daß sich eine sehr beständige dünne Haut von beständigem Chromoxyd bildet, die den Stahl vor dem Eindringen des Sauerstoffs schützt. Diese Haut ist so dünn, daß sich dem Auge eine blanke metallische Oberfläche zeigt. Um die Wirkung zu erreichen, sind für kohlenstoffarme Legierungen mindestens 12,5 Atomprozent Chrom in fester Lösung nötig, da aber Chrom nahezu dasselbe Atomgewicht hat wie Eisen, so sind dies gleichzeitig etwa 12,5 Gewichtsprozent.

Auch andere Elemente, wie z. B. Molybdän und Kupfer, tragen zur Bildung schützender Deckschichten bei. Zu beachten ist andererseits auch, daß es Legierungselemente gibt, die die Widerstandsfähigkeit der Deckschichte verschlechtern. Ein Beispiel hierfür ist der Rückgang der Schwefelsäurebeständigkeit bei bestimmten Mangengehalten.

Von großer Wichtigkeit für die Betrachtung der Korrosionsfragen ist die Beschaffenheit der Oberfläche einer der Korrosion ausgesetzten Legierung. Da die Korrosion immer ein chemischer Angriff ist, so ist die Geschwindigkeit des damit verbundenen Reaktionsverlaufs von der Größe der Oberfläche abhängig. Diese Oberfläche ist in Wirklichkeit keine Ebene, wie sie uns im ersten Augenblick erscheint, sondern mit vielen Rissen durchzogen. So ist die wirkliche Oberfläche selbst von Glas 10 bis 15mal so groß als die scheinbare. Für polierte Stähle sind keine genauen Zahlen bekannt. Die wirkliche Oberfläche dürfte aber auch hier das Vielfache der scheinbaren betragen. Noch viel größer ist die wirkliche Oberfläche bei geschliffenem oder gebeiztem Stahl. Rauhe Oberfläche wirkt nicht nur deshalb schädlich, weil die Oberfläche vergrößert wird, sondern weil mehr Ecken und Kanten entstehen, die leichter angreifbar sind wie die übrigen Teile der Oberfläche.

¹ Stahl u. Eisen 1922 S. 1315.

Es rührt dies davon her, daß an der Oberfläche das Kristallgitter gestört ist, wodurch nach Mark¹ die Reaktionsgeschwindigkeit an den Ecken das Vielfache der normalen betragen kann. Es ist daraus ersichtlich, von welcher Wichtigkeit es bei den korrosionsbeständigen Legierungen ist, die Oberfläche durch Feinschleifen und Polieren zu verkleinern. Die Korrosion beschleunigend wirkt auch mit Zunder behaftete Oberfläche.

Die zwei wichtigsten Gruppen der rost- und korrosionsbeständigen Stähle sind die Chromstähle und die Chrom-Nickelstähle. Eine untergeordnete Rolle spielen die Chrom-Mangan-, Chrom-Silizium- und Chrom-Silizium-Aluminiumstähle. Die letzteren zwei Gruppen kommen fast nur als zunder- und warmfeste und nicht als rost- oder säurebeständige Stähle in Frage. Von jeder dieser Gruppen sind bereits eine große Zahl von Stählen im praktischen Gebrauch, so daß ein Zurechtfinden auf diesem Gebiet heute schon recht schwierig geworden ist.

Rostfreie Chromstähle. Aus dem Einfluß des Chroms, wie er auf S. 97 dargestellt wurde, ergibt sich schon die Einteilung der rostfreien Chromstähle in ferritische Legierungen mit hohem Chrom- und niedrigem Kohlenstoffgehalt, vergütbare mit niedrigerem Chromzusatz und schließlich die im gehärteten Zustand zu verwendenden mit höherem Kohlenstoffgehalt.

Eine Übersicht über die üblichsten rostfreien Chromstähle gibt Zahlentafel 93.

Zahlentafel 93.
Übersicht über die üblichsten rostfreien Chromstähle.

	Zusammensetzung		Verwendungszweck
	C	Cr	
1	0,3 —0,50	13—15	Messerstähle
2	0,12—0,30	13—16	Vergütungsstahl
3	0,08—0,12	13—15	Gabel, Löffel, Bleche, Bänder, Draht
4	0,10	15—17	Bleche, Bänder (halb ferritischer Stahl)
5	0,05—0,12	17—22	Bleche, Rohre (ferritischer Stahl)

Die rostfreien Chromstähle sind gegen Rosten im Wasser und an der Luft, sowie gegen Dampf beständig. Sie widerstehen auch manchen anderen chemischen Angriffen, so sind sie widerstandsfähig gegen die meisten organischen Säuren, gegen Ammoniak, Benzin, Öl, Seife, Zuckerlösung. Die Gruppe 4 ist auch vollkommen

¹ Bericht über die erste Korrosionstagung. Berlin: VdI-Verlag 1932.

beständig gegen Salpetersäure. Die rostfreien Chromstähle bedürfen, um widerstandsfähig zu sein, einer sorgfältigen Oberflächenbehandlung. Meist ist eine Politur nötig. Eine Ausnahme hiervon macht nur die Gruppe 5.

Zu 1. 0,3 bis 0,50 vH C; 13 bis 15 vH Cr. Der im gehärteten Zustand verwendete rostfreie Chromstahl hat gewöhnlich 13 bis 14 vH Chrom und etwa 0,4 vH Kohlenstoff. Diese Zusammensetzung gewährleistet am ehesten genügende Rostbeständigkeit und gleichzeitig Härte. Bei dieser Zusammensetzung erreicht man im gehärteten nicht angelassenen Zustand 57 bis 59 Rockwell-einheiten und im polierten Zustand vollkommene Beständigkeit gegen Rosten im Wasser und an der Luft. Dieser Stahl ist zwar nicht so schneidfähig wie ein gehärteter Kohlenstoffstahl mit 1 vH Kohlenstoff und mehr, bei dem mit Leichtigkeit eine Rockwellhärte über 63 erreicht werden kann. Behandelt man den rostfreien Stahl aber richtig, dann ist seine Schneidfähigkeit nicht geringer als die von gewöhnlichen Messerwaren, deren Kohlenstoffgehalt unter 0,8 vH liegt. Die Fehler bestehen darin, daß man den Stahl bei zu niedriger Temperatur härtet oder zu stark anläßt oder die Schneide beim Schleifen erweicht. Die niedrige Härtung läßt zum großen Teil die Karbide ungelöst. In welcher Weise ungelöste Karbide schädlich wirken, möge folgende Überlegung dartun. Geglühter Messerstahl mit etwa 0,4 vH Kohlenstoff und 13,5 vH Chrom ist deshalb nicht beständig, weil in diesem Fall die gesamten Karbide abgeschieden und mit Chrom angereichert sind. Hatfield¹ fand in einem Stahl mit 0,37 vH C, 0,22 vH Mn, 0,25 vH Ni und 13,96 vH Cr Karbide mit folgender Zusammensetzung:

Kohlenstoff	5,44 vH
Mangan	0,92 „
Chrom	52,20 „
Eisen	40,70 „
Nickel	0,86 „

Schätzungsweise dürfte in einem solchen Stahl die Grundmasse nicht mehr als 8 vH Chrom enthalten, eine Menge, die für die Widerstandsfähigkeit gegen Rostangriffe nicht genügt. Das in den Karbiden angereicherte Chrom muß also durch Lösung der Karbide verteilt werden. Je höher die Härtetemperatur, desto

¹ Engineer 15. Dez. 1922.

mehr Karbide werden gelöst. Bei dem rostfreien Stahl mit etwa 0,4 vH Kohlenstoff gelingt es bei der üblichen Härtetemperatur

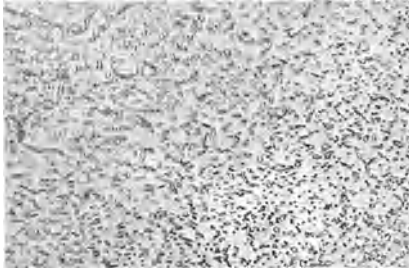


Abb. 99. Gefüge eines Stahles mit 0,4 vH C, 14 vH Cr im weichgeglühten Zustande.

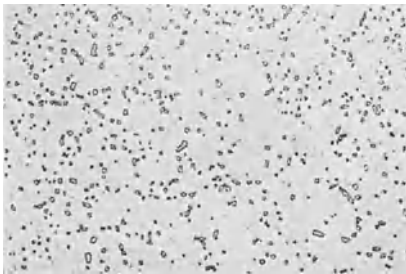


Abb. 100. Gefüge eines Stahles wie nach Abb. 99, aber bei 1000°C gehärtet. $\times 500$.

von 950 bis 1000° nicht, alle Karbide zu lösen. Höhere Härtetemperatur durch teilweise Austenitbildung ergibt wieder einen Abfall der Härte und ist daher unzulässig. Niedriger Kohlenstoffgehalt, bei dem wohl alle Karbide gelöst werden, würden zu geringe Härte und Schneidfähigkeit ergeben. Durch Erfahrung hat sich aber herausgestellt, daß dieser geringe Karbidrest für die Rostbeständigkeit der Messerwaren unschädlich ist, vorausgesetzt, daß sie sich im polierten Zustand befinden. Abb. 99 zeigt das Gefüge eines geglühten und Abb. 100 eines bei 1000° gehärteten rostfreien Mes-

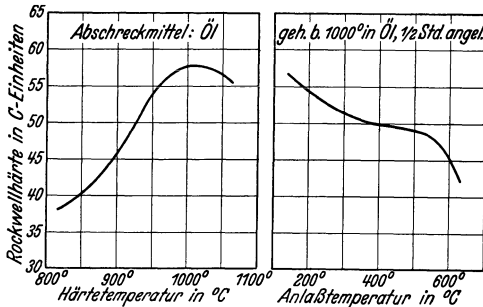


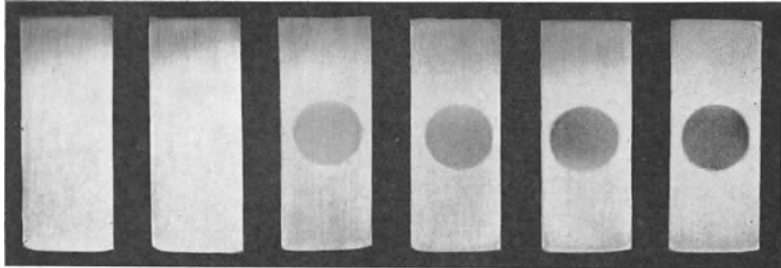
Abb. 101. Härte eines rostfreien Messerstahles in Abhängigkeit von Härte- und Anlaßtemperatur.

serstahles. Aus Abb. 100 ist ersichtlich, daß ein kleiner Teil der Karbide ungelöst zurückgeblieben ist. Abb. 101 zeigt den Verlauf der Härte in Abhängigkeit von Härte- und Anlaßtemperatur.

Die Abb. 102 stellt dar, in welcher Weise die Widerstandsfähigkeit gegen Essigangriff mit der Härtetemperatur steigt und mit der Anlaßtemperatur fällt.

Wenn nicht besondere Gründe vorliegen, ist Härten bei 1000° in Öl zu empfehlen. Man erzielt dadurch dieselbe Härte wie in Wasser, wo man wegen der Reißgefahr 950° meist nicht gut überschreiten kann. Die Rostbeständigkeit nimmt aber von 950 bis 1000° Härtetemperatur erheblich zu. Wie bei allen Chromstählen so ist auch hier zu beachten, daß es zur Lösung der Karbide

In Öl gehärtet bei:



800°

850°

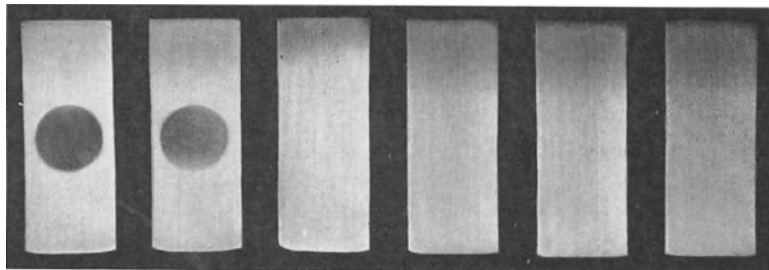
900°

950°

1000°

1050°

Bei 1000° in Öl gehärtet und angelassen bei:



400°

450°

500°

550°

600°

650°

Abb. 102. Einwirkung eines Essigtropfens auf rostfreien Messerstahl im gehärteten und angelassenen Zustand.

günstig ist, nach Erreichung der Härtetemperatur nicht sofort abzuschrecken, sondern den Stahl einige Minuten auf Temperatur zu halten.

Bei der Anlaßbehandlung darf auch nicht übersehen werden, daß die Anlaßfarben bei sehr viel höheren Temperaturen auftreten als bei anderen Stählen. So zeigt sich Gelb erst bei 400° und Blau erst bei 500° . Bei 300° ist überhaupt noch keine Anlaßfarbe zu bemerken, eine Erscheinung, die sich zwanglos aus der schweren

Oxydationsfähigkeit des Stahles erklärt. Dieses späte Erscheinen der Anlaßfarben ist oft schuld daran, daß man den Stahl zu viel anläßt und dadurch die Rostbeständigkeit schädigt. Beim Schleifen werden dadurch Fehler gemacht, daß man die geringe Wärmeleitfähigkeit des Stahles nicht beachtet und zu stark andrückt. Auch hier verleitet das späte Auftauchen der Anlaßfarben den Schleifer zur Sorglosigkeit.

Es gibt auch Werke, insbesondere englische, die mit dem Kohlenstoffgehalt bis 0,30 vH heruntergehen, wodurch zwar Rostbeständigkeit und Verarbeitbarkeit etwas verbessert werden, die Schneidfähigkeit aber verringert wird. Eine Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes über 0,50 vH verlangt ein genaues Abwägen von Kohlenstoff- und Chromgehalt und Härtetemperatur gegeneinander. Man muß entweder den Chromgehalt erhöhen oder bei gleichbleibendem Chromgehalt mit der Härtetemperatur über 1000° gehen.

Die Klagen über mangelnde Schneidfähigkeit und Rostbeständigkeit haben zu verschiedenen Versuchen geführt; den rostfreien Messerstahl durch andere Legierungszusätze zu verbessern. So wird Molybdän vorgeschlagen, wobei man an Zusätze bis etwa 1 vH dachte. Es ist denkbar, daß dadurch eine bessere Schneidfähigkeit infolge der Vermehrung der Karbide erreicht wird, die dann auch, wenn sie ungelöst zurückbleiben, nicht mehr die Rostbeständigkeit so stark benachteiligen, weil sie in den Karbiden chromärmer sind als bei reinen Chromstählen und dadurch die Grundmasse chromreicher ist als bei molybdänfreien Stählen. Eine ähnliche Wirkung könnte man sich auch bei Vanadin vorstellen, das noch mehr als das Molybdän den Kohlenstoff an sich zieht, und das Chrom aus den Karbiden in die Grundmasse dringt. Ein anderer Vorschlag geht dahin, Mangan in den Gehalten von 1 bis 2 vH hinzuzulegen¹. Durch das Mangan soll angeblich größere Härte entstehen, obwohl man eigentlich annehmen könnte, daß bei der verhältnismäßig hohen Härtetemperatur des rostfreien Stahles und bei diesem erheblichen Mangangehalt bereits vermehrte Austenitbildung und dadurch ungenügende Härte entsteht. Was das dem Mangan in dieser Hinsicht verwandte Nickel betrifft, so vermeidet man es eben aus

¹ D.R.P. 571 882 u. 592 935. Vegesack.

dem angeführten Grunde der erhöhten Austenitbildung. Mangan- und Nickelzusätze von mehr als 1 vH haben außerdem noch den Nachteil der schwereren Weichglühbarkeit des Stahles. Eine bemerkenswerte Verbesserung besteht darin, Kobalt in Mengen von 2 bis 4 vH zuzusetzen. Die üblichste Zusammensetzung ist ein Stahl mit etwa 1 vH C, 15 vH Cr und 3 vH Co. Da man bei diesem Stahl (Abschrecktemperatur 1050°) Rockwellhärten von 60 bis 62 erreicht und wegen des hohen Kohlenstoffgehaltes mehr Karbide ungelöst bleiben, so erklärt sich ohne weiteres eine große Schneidfähigkeit. Dieser Stahl ist rostbeständiger als ein Stahl mit demselben Chrom- und Kohlenstoffgehalt ohne Kobalt. Einen Schlüssel dazu, warum dieser Stahl trotz des höheren Kohlenstoffgehaltes rostbeständig ist, gibt vielleicht die Eigenschaft des Kobalts, die Lösungsfähigkeit des Austenits für Kohlenstoff zu erhöhen, wodurch nicht wie etwa bei Molybdän oder Vanadin weniger, sondern mehr Kohlenstoff gelöst wird als bei reinen Chromstählen. Diesem Stahl haftet der Nachteil der schwierigen Warmverarbeitbarkeit an.

Zu 2. Stahl mit 0,12 bis 0,30 vH C, 13 bis 16 vH Cr. Die nächste Gruppe ist die der Vergütungsstähle. Es hat sich dabei am zweckmäßigsten herausgestellt, mit dem Kohlenstoffgehalt in der Regel nicht über 0,30 vH hinauszugehen. Je höher man die Festigkeit des Stahles wählt, desto höher kann man mit dem Kohlenstoff gehen, um noch die Korrosionsbeständigkeit zu erhalten. Bei Verwendung im geglühten Zustand ist aus diesem Grunde nicht zu empfehlen, mit dem Kohlenstoffgehalt über 0,15 vH hinaufzugehen. Die Festigkeitseigenschaften eines Stahles mit 0,18 vH C, 14 vH Cr sind in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur in Abb. 103 angegeben. Abb. 104 zeigt die Warmfestigkeit eines auf 75 kg/mm² vergüteten Stahles. Die Abb. 105 und 106 geben die entsprechenden Eigenschaften eines Stahles mit 0,25 vH Kohlenstoff wieder.

Dieser Stahl hat einen ausgedehnten Verwendungsbereich für Maschinenteile gefunden, die der Korrosion ausgesetzt sind und dabei verschiedenen Festigkeitsansprüchen genügen müssen. Solche Verwendungszwecke sind: Turbinenschaufeln, Kolbenstangen, Pleuelstangen, Wellen, Pumpenteile, Ventile.

Durch Zusatz von anderen Elementen kann man die Warmfestigkeit erhöhen. So hat sich besonders das Molybdän bewährt,

das schon bei einem Gehalt von 1 vH die Warmfestigkeit merklich verbessert.

Zu 3. Stahl mit 0,08 bis 0,12 vH C, 13 bis 15 vH Cr. Obwohl man bei dieser Stahlgruppe durch Abschrecken noch Festigkeiten bis 120 kg/mm^2 erreichen kann, verwendet man diese nicht mehr

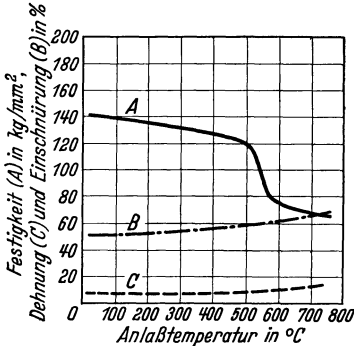


Abb. 103. Kaltzerreißeigenschaften eines Stahles mit 0,18 vH C, 14 vH Cr in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur.

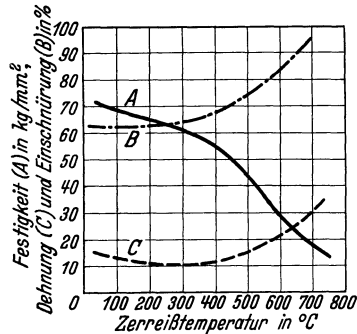


Abb. 104. Warmzerreißeigenschaften eines Stahles wie nach Abb. 103, auf 75 kg/mm^2 Festigkeit vergütet.

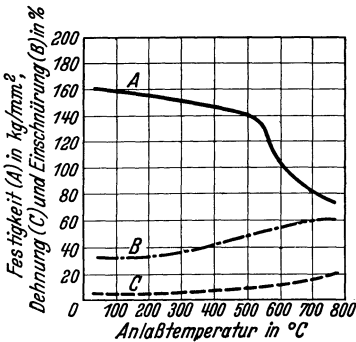


Abb. 105. Kaltzerreißeigenschaften eines Stahles mit 0,25 vH C, 14 vH Cr in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur.

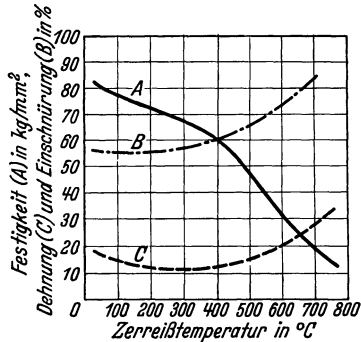


Abb. 106. Warmzerreißeigenschaften eines Stahles wie nach Abb. 105, auf 95 kg/mm^2 Festigkeit vergütet.

gern für Vergütung, da Streckgrenze und Dehnung oft nicht mehr hinreichen. Verwendungszwecke sind: Gabel, Löffel, Spiegel, Handgriffe, Maßstäbe, Drähte, blanke Maschinenteile.

Zu 4. Stahl mit 0,10 vH C, 15 bis 17 vH Cr. Einen Übergang zu den ferritischen Stählen bilden die sogenannten halbferritischen, deren Zusammensetzung Houdremont¹ mit etwa 0,10 vH Koh-

¹ Stahl u. Eisen 1930 S. 1518.

lenstoff und 14,5 bis 16 vH Chrom angibt. Dieser Stahl ist in Teilen seines Gefüges ferritisch, also nicht härtbar, in anderen Gefügeanteilen nimmt er Härte an (Abb. 50).

Daraus ergibt sich in der Gesamtheit ein Stahl, der in geringem Maße härtbar ist. Er hat im geglühten Zustand und aus 1000° abgeschreckt etwa 100 kg/mm² Festigkeit. Dieser Stahl vergrößert durch seinen halberritischen Gefügezustand sein Korn nicht in so unangenehmer Weise wie die rein ferritischen und wird aus demselben Grund aus hoher Temperatur abgekühlt nicht so hart wie die vergütbare Gruppe, eine Eigenschaft, die sich beim Schmieden und beim Schweißen dadurch auswirkt, daß geschmiedete oder geschweißte Teile weniger spröde sind. Das Verwendungsgebiet ist ähnlich wie bei dem Stahl Gruppe 3.

Zu 5. Stahl mit 0,05 bis 0,1 vH C, 17 bis 22 vH Cr. Geht man bei niedrigem Kohlenstoffgehalt mit dem Chromgehalt über 16 vH, so gerät der Stahl in das Deltagebiet und verliert die Umwandlungspunkte und damit auch die Fähigkeit der Umkristallisation und der Härtbarkeit. Holland Nelson¹ findet bei einem Stahl der Zusammensetzung: 0,09 vH C, 0,35 vH Mn, 1,28 vH Si, 18,5 vH Cr nach dem Abschrecken bei 980° und verschiedenen Anlaßtemperaturen die in der Zahlentafel 94 angegebenen Festigkeitseigenschaften.

Zahlentafel 94. Festigkeitseigenschaften eines aus 980° abgeschreckten und bei verschiedenen Temperaturen angelassenen Stahles mit 0,09 vH C, 18,5 vH Cr, 1,28 vH Si nach Nelson.

Anlaß- temperatur		Festigkeit	Dehnung	Ein- schnürung	Brinell- härte
abgeschreckt	38,6	54,3	36,5	70,4	256
48	39,6	54,0	33,0	83,5	156
260	40,0	54,7	36,0	71,5	156
370	38,6	52,6	35,0	72,9	152
540	40,3	58,5	31,0	65,9	159
675	35,2	53,5	30,5	71,4	156

Im Walzzustand angelassen hatte dieser Stahl die in Zahlentafel 95 angegebenen Eigenschaften.

Man sieht, daß diese Stahllegierung durch Abschrecken nicht härter gemacht werden kann, und daß man höhere Festigkeiten nur durch Verformung erreicht. Die verhältnismäßig hohe Festig-

¹ Heat Treat. Forg. Juni 1931 S. 564 bis 569; Amer. Iron Steel Inst. 22. Mai 1931.

Zahlentafel 95. Festigkeitseigenschaften eines Stahles wie nach Zahlentafel 94, aber aus dem Walzzustand angelassen (Nelson).

Anlaß- temperatur		Festigkeit	Dehnung	Ein- schnürung	Brinell- härte
gewalzt	54,0	66,7	27,0	67,0	197
40	55,5	68,4	27,0	65,9	196
260	54,0	68,8	27,0	67,0	207
538	57,3	70,1	26,0	64,0	207
675	55,0	67,5	26,5	63,6	207
820	36,8	55,1	36,0	73,5	156
930	40,0	56,1	31,0	68,2	167

keit im Walzzustand erklärt sich durch die verhältnismäßig niedrige Walztemperatur bei 800°, bei der man aufhören muß, damit der Stahl nicht zu grobkörnig wird, wodurch bei diesen warmfesten Stählen schon eine Kaltverfestigung eintritt. Auffällig ist es, daß es der hohen Anlaßtemperatur von 800° bedarf, um diese Verfestigung wieder aufzuheben. Das Fehlen der Umwandlungspunkte macht es unmöglich, einmal entstandenes grobes Korn durch bloße Wärmebehandlung wieder zu entfernen. Diese Eigenschaft wird dadurch noch unangenehmer, daß dieser Stahl sehr stark zum Kornwachstum neigt. Bei der Schmelzschweißung, wo auch neben der Schweißstelle sehr hohe Temperaturen entstehen, sind die Vorbedingungen für die Bildung groben Korns und damit verbundener Sprödigkeit vorhanden. Die Walz- und Schmiedetemperatur muß bei diesem Stahl aus demselben Grunde sorgfältiger eingehalten werden als bei den vergütbaren Gruppen. Dieser Stahl hat gegenüber der vergütbaren Gruppe erhöhten Korrosionswiderstand, der auf den höheren Chromgehalt zurückzuführen ist. Er wird daher für manche Zwecke verwendbar sein, wo der Stahl mit weniger Chrom nicht mehr ausreicht. Ein solches Beispiel ist die Verwendung in der Salpetersäureerzeugung. Ähnlich den später zu besprechenden Chrom-Nickelstählen zeigt sich auch hier nach der Erwärmung auf einen bestimmten Temperaturbereich, daß die Sprödigkeit und die Korrosionsbeständigkeit abnimmt. Dieser Bereich liegt bei 400 bis 500° und ist weniger gefährlich als bei den Chrom-Nickelstählen, da es längerer Erwärmungszeiten bedarf, um diesen Zustand hervorzurufen. Um die Unannehmlichkeiten zu vermeiden, die damit verbunden sind, daß der Stahl sein Korn vergrößert, hat man verschiedene Zusätze vorgeschlagen. Erwähnt sei der Zusatz von etwa 2 vH Nickel.

Dadurch wird der Stahl, wenn man den Kohlenstoffgehalt nicht sehr niedrig hält, an der unteren Grenze des Chromgehaltes wieder vergütbar. Aber auch, wenn er ferritisch bliebe, wird durch das Nickel das Kornwachstum behindert. Ein Nachteil, der mit der Vergütbarkeit verbunden ist, ist aber die Härteannahme bei der Warmverarbeitung und die schwere Weichglühbarkeit, Eigenschaften, welche die Verarbeitbarkeit zu Rohren und Blechen erschweren. Auch den Zusatz von Kupfer hat man vorgeschlagen, um die Kornvergrößerung beim Schweißen zu verhindern. Es scheint aber nicht, daß diesem Vorschlag ein Erfolg beschieden ist. Gegenüber den austenitischen Stählen sind sowohl die vergütbaren wie die ferritischen im Nachteil (S. 98).

Da der rostfreie Stahl in seiner Verbreitung bereits so zugenommen hat, daß auch Massenteile daraus hergestellt werden, so entstand das Bedürfnis, den Stahl für bessere Bearbeitbarkeit auszubilden. Man ist hierbei einen ähnlichen Weg gegangen wie bei den unlegierten Automatenstählen¹ und verwendet Zusätze von etwa 0,2 bis 0,4 vH Schwefel, die in dem Stahl Zeilen hervorrufen und die Bearbeitbarkeit in ähnlicher Weise wie bei den Automatenstählen erleichtern. Der Zusatz des Schwefels darf hierbei nicht wie beim Automatenstahl als Schwefeleisen erfolgen, sondern als Zirkon oder Molybdänsulfid. Die Rostbeständigkeit wird durch die Zeilen kaum beeinträchtigt. Übliche Zusammensetzungen eines solchen Stahles sind z. B. 0,10 bis 15 vH C, 15 bis 17 vH Cr, 0,2 bis 0,4 vH S; oder 0,10 vH C, 14 vH Cr, 0,4 vH Mo, 0,4 vH S.

Eine Gußlegierung mit der Zusammensetzung: 0,7 bis 2,6 vH C, 2 bis 1 vH Si, 15 bis 40 vH Cr hat in den letzten Jahren von sich reden gemacht. Durch den hohen Chromgehalt ist die Legierung ohne Abschrecken und Polieren rostbeständig. Der hohe Kohlenstoffgehalt ermöglicht gute Gießbarkeit, der Siliziumgehalt verhindert Lufthärtung, so daß der Stahl verhältnismäßig gut bearbeitbar ist. Diese Legierungen sind auch gegen Zundern und gegen dieselben Säuren wie der rostfreie Chromstahl beständig. Um genügend gute Bearbeitbarkeit zu ermöglichen, ist der Siliziumgehalt in dem Maße zu erhöhen, wie der Kohlenstoffgehalt ansteigt. Hohe Chromgehalte erfordern auch aus gießtechnischen Gründen höhere Kohlenstoffgehalte.

Zu erwähnen bleibt noch der Zusatz von höheren Kupfer-

¹ Palmer: Stahl u. Eisen 1929 S. 1056; Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. Bd. 14 (1928) S. 877 u. 950; Iron Age 21. Febr. 1932 S. 247.

Aluminium- und Siliziummengen zu rostfreien Chromstählen. Silizium steigert die Zunderbeständigkeit (s. S. 256) in erheblichem Maße. In bezug auf die Warmfestigkeit zeigen die Chrom-Siliziumstähle ein eigenartiges Verhalten. Es scheint nämlich ein Legierungsbereich zu bestehen, innerhalb dessen Silizium die Warmfestigkeit nicht erhöht, sondern erniedrigt¹. Auf die Rostbeständigkeit bei gewöhnlicher Temperatur hat Silizium wenig Einfluß. Bei den zu vergütenden Stählen vermeidet man Siliziumzusätze über 0,5 vH, da dadurch die Härtetemperatur, die ohnehin hoch ist, noch mehr erhöht wird. Bei ferritischen oder halbferritischen Stählen ist ein Siliziumzusatz von 0,5 bis 2,0 vH und darüber üblich, um schon bei geringeren Chromgehalten den Stahl in das ferritische Gebiet zu bringen. Eine ähnliche Wirkung erzielt man durch Aluminiumzusatz. Auch dieses erhöht die Zunderwiderstandsfähigkeit, welche den Stahl aber schon bei verhältnismäßig niedrigen Gehalten ferritisch und dadurch spröde macht. Vom Kupfer ist bekannt, daß es bei unlegiertem Stahl bei 0,25 vH die Korrosionsbeständigkeit verbessert (s. S. 167). Bei den rostfreien Chromstählen verbessert es die Rostbeständigkeit nicht, wohl aber die Widerstandsfähigkeit gegen verdünnte Säure, z. B. schwefelige Säure — Schwefelsäure. Bis etwa 2 vH Kupfer ist der Stahl noch gut warm und kalt verformbar.

Korrosionsbeständige Chrom-Nickelstähle. Die wichtigste Gruppe der korrosionsbeständigen Legierungen sind die austenitischen Chrom-Nickelstähle. Die martensitischen rostfreien Chrom-Nickelstähle gehören nach ihren Eigenschaften zu der auf S. 231/237. besprochenen härt- und vergütbaren Chromstahlgruppe. Eine Übersicht über die Gefügestände der Chrom-Nickellegierungen gibt die Abb. 107.

Diese Abb. 107 bezieht sich auf Chrom-Nickellegierungen niedrigen Kohlenstoffgehaltes bei verschiedener Wärmebehandlung. Man sieht, daß der Austenit, der auch schon bei langsamer Abkühlung und Gleichgewichtseinstellung vorhanden ist, mit zunehmender Abschrecktemperatur sein Feld erweitert. Die in der Abbildung bezeichnete spröde Phase ist aber damit noch nicht geklärt und hängt vielleicht mit den Abscheidungen zusammen, die die interkristalline Korrosion verursachen. Merkwürdig ist, daß zwischen ferritischen und austenitischen Chrom-Nickelstählen ein unmittelbarer

¹ Page und Partridge: Iron Steel Inst. Mai 1930; Stahl u. Eisen 1930 S. 890.

Übergang ohne martensitische Zwischengruppe dann besteht, wenn der Kohlenstoffgehalt niedrig ist, so ist ein Stahl mit 0,10 vH C, 25 vH Cr, 4,0 vH Ni ferritisch und mit 8 vH Nickel bereits austenitisch, ohne daß etwa Stahl mit 6 vH Nickel martensitisch wäre.

Die gebräuchlichsten säure- und rostbeständigen Nickellegierungen haben 0,02 bis 0,15 vH C, 15 bis 20 vH Cr, 7 bis 20 vH Ni. Höhere Nickelgehalte sind in der Regel nur bei hitzebeständigen Legierungen üblich; dort aber geht man bis 80 vH Ni.

Die gebräuchlichsten Legierungen liegen in einem Feld, wo schon bei langsamer Abkühlung Austenit vorherrscht, bei Abschreckung aber allein vorhanden ist. Die richtige Wärmebehandlung ist ähnlich wie bei den reinen Chromstählen eine wichtige Voraussetzung für Korrosionsbeständigkeit. Wenn auch schon der ohne Abschreckung vorhandene Austenit einen Teil des Kohlenstoffs gelöst hält, so wirken die Karbide immerhin aus denselben Gründen, wie bei den Chromstählen ausgeführt, störend. Der Kohlenstoffgehalt ist also auch hier von großer Bedeutung. Die Abb. 108 und 109 zeigen einen Chrom-Nickelstahl mit 0,15 vH Kohlenstoff, einen Cr-Ni-Stahl mit 0,11 vH C, 18 vH Cr, 8 vH Ni im Walzzustand und 18 vH Chrom und 8 vH Nickel im Walzzustand und im bei 1100° abgeschreckten Zustand. Je geringer der Kohlenstoffgehalt ist, desto weniger ist eine Abschreckung aus höherer Temperatur unbedingt nötig.

Für die wichtigsten Legierungen, die rost- und säurebeständig sind, gibt Houdremont¹ folgende Zusammensetzungen an:

¹ Stahl u. Eisen 1930 S. 1518.

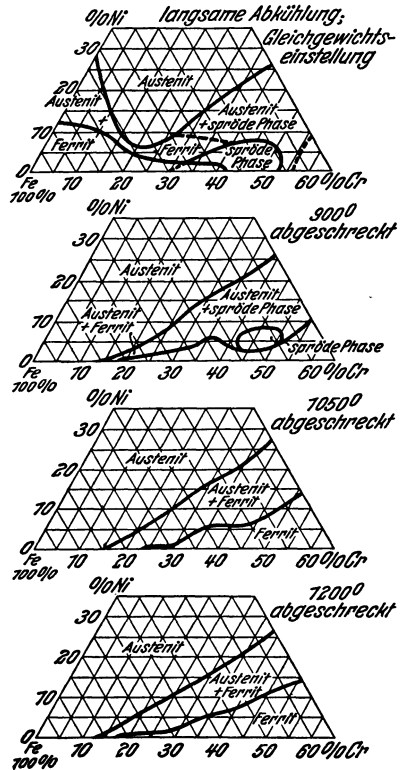
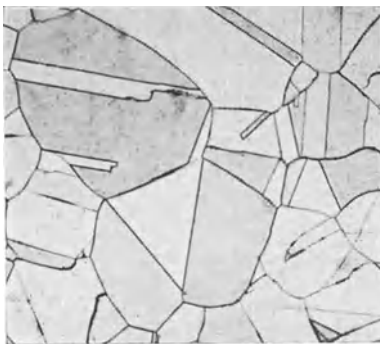


Abb. 107. Zustandsfelder der Eisen-Chrom-Nickellegierungen bei verschiedener Wärmebehandlung. Nach Bain und Griffith.

Zahlentafel 96. Zusammensetzung einiger korrosionsbeständiger Chrom-Nickelstähle nach Houdremont.

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu
1	0,15	0,3—0,6	0,3—0,4	17,5—18	8,5—9,5		
2	0,15	0,3—0,5	0,3—0,4	16,7—17	5,9—5,10	2,5—4,5	
3	0,15*	0,3—0,5	0,3—0,4	17,5—18	8,5—9,5		3,0

Abb. 108. Rostfreier Chrom-Nickelstahl im Walzzustand. $\times 500$.Abb. 109. Rostfreier Chrom-Nickelstahl bei 1100° abgeschreckt.

Die Chrom-Nickelstähle zeichnen sich vor den Chromstählen durch größere Korrosionsbeständigkeit überhaupt aus, d. h. es ist bei diesen der polierte Zustand für die Korrosionsbeständigkeit nicht erforderlich. Auch ohne Polieren sind sie beständig gegen Rosten an der Luft und im Wasser. Außerdem sind sie gegen eine Reihe chemischer Angriffsmittel beständig, gegen die die Chromstähle nicht in Frage kommen. Solche chemischen Angriffsmittel sind z. B. Oxalsäure, Ameisensäure. Der wichtigste Unterschied ist aber die verhältnismäßig gute Beständigkeit gegen verdünnte Schwefelsäure und saure Sulfate. Die hauptsächlichsten verbessernden Legierungselemente sind Molybdän und Kupfer. Durch den in der Zahlentafel 96 angegebenen Molybdänzusatz er-

reicht man vor allem erhöhte Widerstandsfähigkeit gegen schwefelige Säure, heiße Oxalsäure. Der Zusatz von Kupfer erhöht die Beständigkeit gegen Ammoniumsulfatlauge. Eine besonders günstige

* Diese hohen Kohlenstoffgehalte sind heute in der Regel nicht mehr üblich.

Zusammensetzung ergibt sich aus dem gleichzeitigen Zusatz von Molybdän und Kupfer, wodurch der Stahl besonders widerstandsfähig gegen kochende Ameisensäure, Oxalsäure, verdünnte Salzsäure, Farbflotten wird. Mitunter werden auch Legierungen mit Nickelgehalten bis 40 vH verwendet, die den Vorteil größerer Widerstandsfähigkeit gegen Schwefelsäure bilden. In gewisser Hinsicht ist über eine bestimmte Grenze hinaus der Nickelgehalt wieder schädlich. So ist bei hohem Nickelgehalt die Beständigkeit gegen Salpetersäure wieder schlechter.

Eine für die Chrom-Nickelstähle außerordentlich wichtige Frage ist die der interkristallinen Korrosion, die besonders beim Schweißen bedeutsam ist.

Ein Großteil der aus diesen Legierungen hergestellten Gegenstände müssen nämlich durch Schweißen von Blechen zusammengefügt werden. Dabei entstanden nun unerwartet Schwierigkeiten dadurch, daß die Schweißstelle und noch mehr ein der Schweißstelle benachbartes Gebiet durch Korngrenzenzerfall spröde wird und auch die Korrosionsbeständigkeit zum großen Teil einbüßt. Diese Schädigungen sind die Folge von Gefügeänderungen in einem bestimmten Temperaturbereich. In einem kritischen Bereich zwischen 500 bis 800° und am stärksten bei 600 bis 700° finden nämlich Abscheidungen von Karbid-, Nitrid- und Oxydverbindungen statt, die sich vornehmlich an den Korngrenzen abscheiden und den Zusammenhalt der Kristallite lösen.

Nach Strauß, Schottky und Hinnüber¹ wird durch die Karbidausscheidung dem Austenit so viel Kohlenstoff und Chrom entzogen, daß er seine austenitischen Eigenschaften teilweise verliert. Nach Greulich und Bedeschi² ist die größte Karbidmenge bei 800° abgeschieden, trotzdem findet der größte Korrosionsangriff bei 600 bis 700° statt, weil dieser nicht allein von der Menge, sondern auch vom Verteilungsgrad der Karbide abhängig ist.

Es dürften aber nicht allein die sich abscheidenden Chromkarbide eine Rolle spielen, sondern auch die Bildung anderer Gefügebestandteile. Wie schon angedeutet, dürfte es sich auch um Stickstoff- und Oxydverbindungen handeln. Durch die Abscheidung der Karbide können längs der Korngrenzen neben-

¹ Z. anorg. allg. Chem. 1930 S. 309 bis 324; Stahl u. Eisen 1930 S. 1473.

² Arch. Eisenhüttenwes. 1929/30 S. 359 bis 363; Stahl u. Eisen 1929 S. 1832.

einander Martensit oder durch starke Verringerung des Kohlenstoffs auch noch Ferrit entstehen. Es ist leicht vorstellbar, daß dieses Nebeneinander von Austenit, Martensit, Ferrit und Karbid den Korrosionsmitteln durch Bildung von Lokalelementen leicht Angriffspunkte bietet¹. Durch diese interkristalline Korrosion wird der Zusammenhang zwischen den Kristallkörnern vollkommen gestört, so daß der Stahl mürbe und brüchig wird, ohne daß die Oberfläche angefressen aussehen muß. Diejenigen Bereiche, die während des Schweißens auf Temperaturen über 900° oder unter 500° erwärmt werden, bleiben praktisch korrosionssicher. Gebiete kritischer Erwärmung können nicht nur neben der Schweißstelle entstehen, sondern bei unterbrochenem Schweißen oder beim Schließen einer ringförmigen Schweißnaht auch in der Schweißnaht selbst. Vom Standpunkt der schädlichen Erwärmung ist die Lichtbogenschweißung der Gasschmelzschweißung vorzuziehen, da die Erwärmung in einem eng begrenzten Bereich und kürzerer Zeit stattfindet.

Wenn man einen geschweißten Körper aus der für diesen Stahl üblichen Temperatur, d. i. etwa 1100 bis 1200° ablöscht, dann werden die Schäden, die durch die kritische Erwärmung zwischen 600 bis 800° entstanden sind, behoben, da die bei diesen Temperaturen erfolgten schädlichen Ausscheidungen wieder gelöst werden. Das Ablöschen geschweißter Blechkörper ist aber in den meisten Fällen schwierig oder unmöglich, hauptsächlich deswegen, weil dadurch die Form verlorengeht.

Um das Ablöschen zu vermeiden, hat man bis jetzt drei Mittel vorgeschlagen, die erfolgversprechend sind. Der erste Weg war der, den Kohlenstoffgehalt der Legierung möglichst niedrig zu halten und dadurch möglichst wenig Karbide abzuscheiden. In den neuzeitlichen Hochfrequenzöfen ist die Herstellung von Legierungen unter 0,08 vH Kohlenstoff gut möglich. Diese Lösung scheint bis jetzt keinen durchgreifenden Erfolg zu haben, vermutlich wohl deshalb, weil neben Kohlenstoff auch Stickstoff und Sauerstoffverbindungen sich an den Abscheidungen an den Korngrenzen beteiligen, was durch niedrigen Kohlenstoffgehalt nicht verhindert werden kann. Browne² meint, daß man mit dem Kohlenstoff

¹ Holland-Nelson: Heat Treat. Forg. 1931 S. 564 bis 569; Amer. Iron Steel Inst. Mai 1931; Stahl u. Eisen 1931 S. 1380.

² Iron Age Juli 1933 S. 17 u. 66.

bis auf 0,02 herabgehen soll, wobei aber nach Browne der Stahl ferritisch wird.

Ein anderes Mittel besteht darin, durch Hinzulegieren von Tantal, Titan oder Vanadin stabile Karbid-, Nitrid- oder Sauerstoffverbindungen zu bilden, die sich nicht lösen und daher auch für schädliche Abscheidungen nicht mehr in Frage kommen können¹.

Ein drittes Mittel besteht schließlich darin, die Abscheidungen von den Korngrenzen dadurch zu entfernen, daß man neue Korngrenzen schafft. Es kann dies durch eine Kaltverformung geschehen, der ein niederes Glühen bis etwa 800° folgt. Dadurch wird der Verlauf der Korngrenzen geändert und es kommt nur ein Teil der Abscheidungen an ihnen zu liegen. Anstatt Kaltverformung und Glühen kann man auch eine Warmverformung bei Temperaturen von 700 bis 800° eintreten lassen. Am wirksamsten dürften wohl alle drei Mittel gleichzeitig sein.

Über verschiedene Zusätze zu den rostfreien Chrom-Nickelstählen wie Selen, Bor und Beryllium siehe unter den betreffenden Abschnitten (S. 158, 159, 161).

Korrosionsbeständige Chrom-Manganstähle. Eine besondere Stellung unter den rostfreien Stählen nehmen die Chrom-Manganstähle ein. Die Versuche über rostfreie Chrom-Manganstähle gingen von dem Gedanken aus, in den austenitischen Chrom-Nickelstählen das Nickel durch Mangan zu ersetzen und auf diese Weise eine andere Art austenitischer rostfreier Stähle zu schaffen. Obwohl das Mangan für sich keine Steigung der Korrosionsbeständigkeit erwarten läßt, so könnte man doch annehmen, daß der austenitische Chrom-Manganstahl gegenüber den reinen Chromstählen eine Verbesserung bedeutet. Der Grund ist darin zu suchen, daß die austenitischen Stähle im abgeschreckten Zustand, in dem die Karbide gelöst sind, verwendet werden können, wogegen man die Chromstähle, wenn Zähigkeit gefordert wird, nicht abschrecken darf, die Karbide also abgeschieden bleiben.

Unerwarteterweise hat sich nun gezeigt, daß durch Ersatz des Nickels durch Mangan keine austenitischen Stähle entstehen; so ist z. B. ein Stahl mit weniger als 0,12 vH Kohlenstoff, 15 bis 20 vH Chrom und einem Mangan Gehalt von 7 bis 15 vH nicht austenitisch. Dieser Stahl ist in dieser Hinsicht etwa vergleichbar einem

¹ Siehe Houdremont und Schafmeister: Arch. Eisenhüttenwes. 1933/34 S. 187.

Chrom-Nickelstahl mit 25 vH Chrom und 4 vH Nickel, der auch ferritisch ist. Bei den Chrom-Nickelstählen bekommt man nun durch Erhöhung des Nickelgehaltes auf etwa 7 vH ohne Durchschreiten eines Martensitgebietes austenitischen Stahl. Bei den Chrom-Manganstählen bleibt der Stahl aber im wesentlichen ferritisch, mit nur geringen Anteilen an Austenit. Austenitische Stähle sind erst dann zu erhalten, wenn man mit dem Kohlenstoffgehalt auf 0,20 vH und darüber geht, was aber aus Gründen der Korrosionsbeständigkeit nicht zulässig ist. Trotz dieses vorwiegend ferritischen Zustandes nähern sich die Chrom-Manganstähle in manchen Eigenschaften den austenitischen Chrom-Nickelstählen. Sie sind gegen Rosten, gegen Salpetersäure und organische Säure erheblich beständiger als die ferritischen Chromstähle und dürften sich von den Chrom-Nickelstählen wenig unterscheiden. Gegen verdünnte Schwefelsäure sind die Chrom-Manganstähle nicht zu verwenden, da sie noch weniger beständig sind als reine Chromstähle. Bemerkenswert ist der hohe Widerstand dieser Legierungen gegen Gase, die schwefelige Säure oder andere schwefelhaltige Gase enthalten. In dieser Hinsicht sind sie den Chrom-Nickelstählen überlegen. Auch gegen wässrige Lösungen der schwefligen Säure sind sie gut beständig.

In bezug auf das Zundern liegen die Verhältnisse nicht ganz klar. Bis etwa 3 vH Mangan wird die Zunderbeständigkeit verschlechtert. Was die Stähle mit höherem Mangangehalt anbetrifft, so sind sie anscheinend beständiger, besonders aber dann, wenn die korrodierenden Gase auch schwefelige Säure enthalten, wodurch sich eine besonders gut schützende Deckschicht bildet (S. 257).

Die Chrom-Manganstähle sind zwar vorwiegend ferritisch, das Korn wächst aber lange nicht so stark wie bei den Chromstählen, eine Eigenschaft, die für das Schweißen günstig ist. Bei lange andauernder Erwärmung, wie etwa für die Zwecke feuerbeständiger Stähle, ist auch hier das Kornwachstum ausgesprochen, allerdings für die Verwendung nicht so erschwerend wie bei den Chromstählen. Bei der kurz andauernden Erwärmung wie sie beim Schweißen vorliegt, prägt sich diese Eigenschaft aber nicht aus und Schweißkörper aus diesen Stählen bleiben in ihrer Nachbarschaft bedeutend zäher als die Chromstähle. Die Gefahr der interkristallinen Korrosion scheint, wie bei den ferritischen Stählen überhaupt, klein zu sein. Es wird dies dadurch erklärlich,

daß die Löslichkeit und die dadurch bedingte Abscheidung der die interkristalline Korrosion verursachenden Stoffe im Ferrit geringer ist als im Austenit.

Die Eigenschaften sind nicht so stark von der Abschrecktemperatur abhängig wie bei den austenitischen Stählen; die Beständigkeit ändert sich von Abschrecktemperaturen über 900° nicht mehr wesentlich. Die Tiefziehfähigkeit bleibt etwas hinter der der Chrom-Nickelstähle zurück. Becket¹, der die Eigenschaften dieser Stähle genau untersuchte, gibt an, daß, um genügende Verarbeitbarkeit zu gewährleisten, alle tiefziehfähigen Bleche 18 vH Chrom und mindestens 6 vH Mangan enthalten müssen. Bei weiterer Steigerung des Mangangehaltes nimmt die Tiefziehfähigkeit zu, ohne daß im abgeschreckten Zustand die Korrosionseigenschaften geändert werden. Je höher der Mangangehalt wird, desto weniger ist scharfe Abschreckung für gute Tiefziehfähigkeit nötig, es genügt dann Luftabkühlung. Zu prüfen bleibt noch, ob nicht auch hier bessere Korrosionsbeständigkeit und Tiefziehfähigkeit durch Verformung und Glühen bei niedrigen Temperaturen erreichbar sind.

Für hitzebeständige Zwecke ist der Chromgehalt am besten zwischen 18 bis 22 vH zu halten. Zusätze von Wolfram, Kupfer und Molybdän wurden vorgeschlagen. Das Molybdän erhöht schon bei Zusätzen von 0,5 die Warmfestigkeit, die Beständigkeit gegen schwefelige Gase und Flüssigkeiten und verringert die Neigung zum Kornwachstum. Das Kupfer soll die Tiefziehfähigkeit verbessern. Diesen rostfreien Chrom-Manganstählen ist auch mit Rücksicht auf den Ersatz des in Deutschland schwer beschaffbaren Nickels durch Mangan Beachtung zu schenken.

Schweißen der korrosionsbeständigen Stähle. Über diese Frage ist bei den Chrom-Nickelstählen S. 244 schon einiges gesagt worden. Bei der Wichtigkeit dieser Frage bedarf es aber noch eines näheren Eingehens auf die anderen Stähle. Da ein Schweißen unter Druckverformung (Hammerschweißen) bei den rostfreien Stählen nicht möglich ist, kann es sich nur um Schmelzschweißung handeln. Bei allen Gruppen rostbeständiger Stähle ist sowohl elektrisch, wie auch mit der Sauerstoffflamme eine gute Schweißraupe, die sich gut mit dem Grundwerkstoff verbindet, vorhanden. In diesem

¹ Amer. Iron Steel Inst. Mai 1930; Stahl u. Eisen 1930 S. 1275; Blast Furn. & Steel Plant 1930 Nr. 6 S. 1143.

Sinne sind alle rostfreien Stähle bei Einhaltung bestimmter Bedingungen schmelzschweißbar. Diese Bedingungen sind bei der Gasschmelzschweißung sorgfältige Fernhaltung des Sauerstoffs wie Azetylenüberschuß. Neutrale Flamme ist zwar auch beim Schweißen von unlegiertem Stahl geboten, Sauerstoff oder Azetylenüberschuß wirken sich hier aber nicht so schädlich aus wie bei rostfreiem Stahl, wo schon geringer Sauerstoffüberschuß starkporige Schweißen hervorruft und Azetylenüberschuß infolge der Verwandtschaft des Chroms zu Kohlenstoff rasch Kohlenstoff aufgenommen wird und der Stahl dadurch seine Korrosionsbeständigkeit einbüßt. Für die Schweißbarkeit ist ein Siliziumgehalt von mehr als 0,2 vH erforderlich. Es dürfte dies darauf zurückzuführen sein, daß zur Lösung des Chromoxydes und zur Bildung einer flüssigen Schlacke eine bestimmte Menge Kieselsäure nötig ist. Die elektrische Schweißung ist, so weit es sich um Verbindungsschweißung handelt, nur mit ummantelten Stäben möglich, da bei blanken Stäben eine ruhige Verschweißbarkeit am Minuspol unmöglich ist und am Pluspol kein Einbrand erzielt wird (s. S. 334). Pluspolschweißung mit blanken Drähten kommt daher höchstens für Auftragschweißung in Frage.

Wenn man nur gutes Aussehen und Dichtigkeit der Schweißraupe braucht, so bestehen keine sonderlichen Schwierigkeiten. Das Mißliche liegt aber darin, daß entweder die Schweißstelle wie auch die Nachbarschaft zu hart wird oder daß sich das Korn infolge der hohen Temperatur vergrößert oder daß in einem bestimmten Temperaturbereich der Stahl zur interkristallinen Korrosion neigt. In dieser Hinsicht verhalten sich die Gruppen der rostfreien Stähle verschieden.

Bei den martensitischen Stählen, also den Stählen 1, 2 der Zahlentafel 93 werden die Teile, wie schon der Name sagt, sowohl in der Schweißstelle wie auch in der Nachbarschaft durch Abkühlen an der Luft martensitisch und erreichen große Härten.

Durch diese große Härte wird der Stahl spröde und geschweißte Gegenstände neigen daher stark zum Reißen. Das Reißen findet infolge der Spannung oft schon während des Schweißens statt, so daß bei heiklen Gegenständen eine Schweißung überhaupt nicht möglich ist. Eine Schweißung wird in den meisten Fällen nur dann erfolgreich sein, wenn man den geschweißten Gegenstand mög-

lichst bald nach dem Schweißen ausglühen kann, was nur bei einfachen Gegenständen durchführbar ist.

Ferritische Stähle härten zwar weder an der Schweißstelle noch in der Nachbarschaft, bilden aber grobes Korn, was auch leicht zum Reißen führen kann. Die Gefahr ist allerdings nicht so groß wie bei den martensitischen Stählen, aber auch hier wird in den meisten Fällen eine Herstellung geschweißter Gegenstände schwierig sein. Aus der Natur der ferritischen Stähle ergibt sich, daß man im Gegensatz zu den martensitischen durch Glühen die Sprödigkeit nicht beheben kann, da dadurch selbstverständlich die Korngrößen unbeeinflussbar sind. Die interkristalline Korrosion spielt hier keine Rolle. H. Nelson¹ glaubt zwar, daß auch dieser Stahl in einem Temperaturgebiet von 400 bis 500° ähnliche Schädigungen erleidet wie der austenitische bei 600 bis 800°. Es macht sich dies aber bei dem Schweißen nicht bemerkbar, da es zur Entstehung dieses Zustandes längerer Erwärmungszeiten bedarf als sie beim Schweißen vorkommen.

Das Verhalten der austenitischen Chrom-Nickelstähle beim Schweißen wurde schon erörtert. Es wurde ausgeführt, daß die am meisten gefährdete Stelle meist nicht die Schweißstelle selbst ist, sondern eine Zone in einem Temperaturbereich von 600 bis 800°. Ebenso wurden die Maßnahmen erörtert, um eine schädliche Beeinflussung zu verhindern.

Bei allen Stählen ist vom Standpunkt der schädlichen Beeinflussung der Nachbarzone die elektrische Schweißung vorzuziehen, weil bei ihr die erwärmte Zone um ein Mehrfaches schmaler als bei der Gasschmelzschweißung und auch die Erwärmungsdauer kürzer ist. Leider läßt sich aber nach den bisherigen Erfahrungen die Schweißung mit dem Lichtbogen nur bei Blechstärken über 2 mm durchführen. Darunter muß man zur Gasschmelzschweißung greifen.

Eine noch geringere Beeinflussung der Nachbarschaft als beim elektrischen Schweißen erfolgt beim Widerstandsschweißen, bei dem die zu verschweißenden Teile ohne Zuhilfenahme einen Zusatzwerkstoffes durch Widerstandsheizung unmittelbar aneinander geschweißt werden. Eine solche Schweißung, die entweder Stumpf- oder Punktschweißung ist, kann wegen des kleinen Erwärmungs-

¹ Stahl u. Eisen 1931 S. 1380.

bereiches sogar auch bei martensitischen und ferritischen Chromstählen angewandt werden¹.

Löten. Für manche Zwecke ist es nötig, den rostfreien Stahl anzulöten. Obwohl das Löten schwieriger als bei unlegierten Stählen ist, kann man es bei Einhalten bestimmter Vorschriften gut durchführen. Als gangbarste Lötmitel sowohl für Chrom- wie für Chrom-Nickelstähle gelten als Hartlötmitel Silberlote folgender Zusammensetzung:

Kupfer 44 vH	oder	Kupfer 20 vH
Zink 33 „		Zink 30 „
Silber 23 „		Silber 30 „
		Kadmium . . . 20 „

Die Schmelztemperatur beträgt 850 bis 950⁰. Gelötet wird am besten in der Wasserstoffflamme mit etwas Sauerstoff.

Für das Weichlöten verwendet man Zinn und Blei zu gleichen Teilen. Die Schmelztemperatur ist 250 bis 300⁰.

Eine Beeinflussung der Nachbarschaft tritt nur beim Hartlöten ein.

Die Gründe für die schlechtere Lötbarkeit der rostfreien Stähle gegenüber anderen sind die schlechtere Wärmeleitfähigkeit und die Zunderbeständigkeit. Die geringere Wärmeleitfähigkeit verlangt längere Erwärmung der Naht, die Zunderbeständigkeit, wegen des Fehlens der Eisenoxyde, andere Flußmittel. Beim Weichlöten werden z. B. Pasten aus Chlorzink und Salzsäure angewendet². Beim Hartlöten können als Flußmittel Borax und Borsäure dienen. Man hat hier auch als besonders gute Mischung folgendes vorgeschlagen: 45 vH Alkaliborat, 25 vH Alkalichlorid, 5 vH Titanhydroxyd³.

¹ Empfehlenswerte Abhandlungen über das Schweißen rostfreier Stähle sind: Leitner: Schmelzschweißung. Sept./Okt. 1932 S. 188 bis 191 und 212 bis 216; Schottky und Zeyen: Techn. Zbl. Okt. 1932 S. 316; Schiffler: Techn. Zbl. Okt. 1932 S. 324; Iron Age Nov. 1930 S. 1376; Heat Treat. Forg. Mai 1928 S. 502; Hoffmann: Hauptversammlung VDI 1934.

² Mac Gill: Amer. Mach. 1931 S. 386; Metallbörse 15. Aug. 1931 S. 1541.

³ Als Weichlötmetall wird auch noch außer dem oben genannten 66 vH Zinn, 34 vH Blei verwandt; das gewöhnliche Klempnerlot mit 66 vH Blei und 34 vH Zinn ist ungeeignet. Für die Hartlötung wird auch außer den eben genannten eine Legierung mit 40 vH Mangan, 50 vH Kupfer, 10 vH Nickel verwendet, deren Schmelzpunkt bei 800⁰ liegt und dieselbe Farbe hat wie der rostfreie Stahl⁴.

⁴ Metallbörse 14. Sept. 1929 S. 2053.

Beizen. Bei keinem anderen Stahl bietet die Entfernung des Zunders durch Beizen solche Schwierigkeiten wie beim rostfreien Stahl. Schwefelsäure, die zum Beizen von anderen Stählen in erster Linie verwandt wird, ist nicht zu verwenden. Als Beizflüssigkeit wird für Chromstähle z. B. eine Mischung von:

25 Liter Salpetersäure, 1 Liter Sparbeize,
5 „ Salzsäure, 69 „ Wasser

gebraucht; für Chrom-Nickelstähle eine Mischung von:

50 Liter Salzsäure, 5 Liter Salpetersäure,
50 „ Wasser, 0,2 „ Sparbeize.

Das Beizgut wird vorteilhaft auf 40 bis 60° erwärmt.

Zu bemerken ist, daß der geglühte Stahl schwerer beizbar ist als der gewalzte oder geschmiedete und noch nicht geglühte.

Das Beizen kann erleichtert werden, wenn man die Bleche vorher durch Rollen laufen läßt, um den Zunder zu lockern. Es ist auch vorgeschlagen worden, die Loslösung des Zunders durch elektrolytisches Beizen zu erleichtern, wodurch die Beizzeit auf $\frac{1}{10}$ der sonst erforderlichen herabgemindert wird. Die elektrolytische Beizung erfolgt in zwei verschiedenen Bädern mit verschiedener Stromdichte, wobei der Stahl als Kathode verwandt wird. Die Anoden bestehen aus Blei¹.

Ausdehnungszahl. Da nach der Ausdehnung in der Wärme bei diesen Stählen oft gefragt wird, sei sie hier erwähnt.

Zahlentafel 97. Ausdehnungskoeffizient einiger rostfreier Stähle.

	Wärmeausdehnungskoeffizient	
	20—100°	20—600°
Messerstahl, gehärtet	9 · 10 ⁻⁶	11,2 · 10 ⁻⁶
„ geglüht	10,3 · 10 ⁻⁶	12,1 · 10 ⁻⁶
Vergütungsstahl, vergütet	10,7 · 10 ⁻⁶	12,5 · 10 ⁻⁶
halbferritischer Stahl, geglüht	10,5 · 10 ⁻⁶	12,1 · 10 ⁻⁶
ferritischer Stahl, geglüht	11 · 10 ⁻⁶	14,6 · 10 ⁻⁶
Austenit. Cr-Ni-Stahl, abgeschreckt	16 · 10 ⁻⁶	18—19 · 10 ⁻⁶

Näheres über verschiedene Eigenschaften siehe z. B. Hatfield und Monnypenny².

¹ Iron Age 25. Dez. 1930 S. 1936 bis 1937.

² Einige physikalische Eigenschaften einiger rostfreier Stähle nach Hatfield: Iron Age 8. Nov. 1928 S. 1164 bis 1165; Monnypenny: Stainless Iron and Steel S. 99 bis 135.

Verwendungsgebiete korrosionsbeständiger Stähle. Im folgenden sei eine Auslese von Verwendungszwecken der korrosionsbeständigen Stähle angeführt. Soweit nicht ausdrücklich erwähnt, handelt es sich dabei um Chrom-Nickelstähle.

Salpetersäureindustrie. Dem Angriff der Salpetersäure widersteht auch der ferritische Chromstahl, wenn nicht zu hohe Anforderungen gestellt werden. Allen Anforderungen genügt der Chrom-Nickelstahl. Der Chromstahl ist nur für solche Teile zu gebrauchen, die nicht geschweißt werden.

Ammoniakherzeugung. Für die synthetische Herstellung des Ammoniaks aus Wasserstoff und Stickstoff unter hohem Druck und Temperatur werden Hohlkörper gebraucht, die vom Wasserstoff nicht angegriffen werden. Der Wasserstoff zerstört sowohl die Karbide und Oxyde des Stahles und dringt dadurch an den Korngrenzen vor und macht den Stahl unbrauchbar. Die Widerstandsfähigkeit gegen diesen Angriff ist neben der Warmfestigkeit nötig. Gebraucht werden hierzu Chrom-Nickelstähle, hochlegierte Chromstähle und auch solche, denen Vanadin oder Molybdän zugesetzt ist.

Verarbeitung von Kohle und Erdöl. Für die Erzeugung von Motorbrennstoffen im sogenannten Krackprozeß benötigt man Hochdruckgefäße, die ähnlichen Anforderungen genügen, meist wie die eben geschilderten. Es genügen oft auch Chromstähle mit etwa 5 vH Cr und geringen Zusätzen von Molybdän oder Vanadin¹.

Für die Zellulose- und Papierindustrie: Rohre, Krümmer, T-Stücke, Kompensationsrohre, Lyrabogen für Abgas- und Sulfitlaugenleitungen, Bleichlaugenleitungen, Kocher und Waschturmdeckel, Siebkörbe, Siebrohre, komplette Abgasventile, Sitze und Kegel zu Sulfit- und Bleichlaugenventilen, Dampfeinstromstutzen, Entleerungsstutzen, Pyrometer, Schutzrohre, Schrauben usw. Da, wo Beständigkeit gegen schweflige Säure erforderlich ist, entspricht der Chrom-Nickel-Molybdänstahl.

Für Nahrungsmittelindustrie: Fleischereierrichtungen, wie Schienen, Haken, Fleischschüsseln, Würstelgestelle, Sammel- und Aufbewahrungsgestelle, Kochkessel zum Eindicken von Obst- und Gemüsekonserven, Eindampfapparate für Fruchtsäfte usw.

Milchindustrie: Behälter wie Milchlagertanks, Milch-

¹ Z. B. Becket: Iron Age Aug. 1933 S. 29 u. 66. Über den Angriff durch Wasserstoff siehe Inglis und Andrews: Iron Steel Inst. Sept. 1933; Stahl u. Eisen 1933 S. 1313.

transporttanks, Milchkannen, Milchzentrifugen, Pasteurisierungskessel, Milchkessel, Käsewannen, Butterkessel usw.

Brauereiwesen und Gärungsindustrie: Lagertanks, Gärbottiche, Hefebottiche, Fässer, Kühlschlangen, Eiszellen usw.

Allgemeiner Maschinenbau: Bolzen, Schrauben, Muttern, Nieten, Wellen, Ventile, Armaturen, Ventilatoren usw.

Chemische Industrie: Schalen, Destillier-, Extraktions-, Vakuum- und Rektifizierapparate, Trockentrommeln, Rührwerke, Rohrleitungen, Rohrschlangen, Kühler, Lagergefäße, Absorptionstürme, Fettspalteessel, Apparate für die Öldestillation, Trommeln in der Film- und Photoindustrie, Kochkessel, Pfannen für die Harz- und Lackindustrie usw.

Färbereiindustrie: Farbkufen, Färbbeimer, Pack- und Trommelfärbeapparate, Färbehülsen und Spindeln, Färbeteller, Kettenbäume, Haspeln usw., und zwar alles bei neutralen alkalischen oder organisch-sauren Farbflotten, ferner bei Wasserstoff-superoxyd-Bleichen.

Sprengstoffindustrie: Nitriergefäße, Säureabscheider, Rohrschlangen usw.

Verchromen. Um rostfreie Stahlgegenstände zu verbilligen, versieht man unlegierte Stähle mit einer rostbeständigen Oberflächenschicht aus Chrom. Man nennt diesen Vorgang „Verchromen“. Dabei muß man zwischen dem Einsatzverfahren und dem elektrolytischen Verchromungsverfahren unterscheiden. Das Einsatzverfahren führt Chrom in die Oberfläche ein und erzeugt am Rande eine Stahlschicht mit mehr als 12 vH Chrom. Kelly¹ verchromte in einem Einsatzpulver, das zur Hälfte aus Chrom und zur Hälfte aus Tonerde bestand, durch Erhitzen in einer Wasserstoffatmosphäre auf 1300 bis 1400°; um Schichten bis zu etwa 0,4 mm Tiefe zu erreichen, bedurfte es einiger Stunden Einsatzdauer. Es ist begreiflich, daß diesem Verfahren wegen der hohen Temperatur keine große Zukunft zuzusprechen ist. Das elektrolytische Verfahren ist natürlich kein Einsatzverfahren, sondern überzieht den Stahl mit einer Schicht aus reinem Chrom. Durch Regelung einer bestimmten Badzusammensetzung und Stromstärke ist es gelungen, verhältnismäßig guthaftende Überzüge zu erzielen. Das Haften wird dadurch erleichtert, daß man den Stahl vor dem Verchromen zuerst vernickelt. Der Vorteil des

¹ Amer. Engng. chem. Soc. Mat. 1923; Stahl u. Eisen 1923 S. 1286.

Chromüberzugs gegenüber dem Nickelüberzug ist der der viel größeren Härte und Abnutzungswiderstandsfähigkeit. Das durch die Elektrolyse abgeschiedene Chrom ist im Gegensatz zu dem im Schmelzverfahren gewonnenen glashart, was wohl durch die Wasserstofflegierung zustande kommt. Die Verchromung macht den Stahl für viele Fälle rostbeständig, hat aber den Nachteil, daß die Verchromungsschicht bei einigermaßen starker Beanspruchung leicht abblättert¹.

Einige andere korrosionsbeständige Legierungen.

Nickel-Molybdänlegierungen. Legierungen mit 20 vH Molybdän, 60 vH Nickel, 20 vH Eisen und etwa 0,2 vH Kohlenstoff² sind zwar nicht rostbeständig, widerstehen aber sehr gut dem Angriff von Schwefelsäure und Salzsäure. Von Salpetersäure werden sie allerdings angegriffen, was sich schon aus ihrer Nichtbeständigkeit gegen Rosten ergibt. Die Legierungen haben den Vorzug verhältnismäßig gut schmied- und walzbar zu sein und dadurch zu Blech verarbeitbar zu sein. Auch die Schweißung ist kein Hindernis, und die interkristalline Korrosion soll bei geschweißten Gegenständen nicht schädlich in Erscheinung treten. Legierungen mit 60 bis 70 vH Molybdän und 20 bis 30 vH Nickel und etwaigen Zusätzen von Kobalt³ sind noch besser beständig, leider aber nur gießbar. Sie sind wohl hart und abnutzungswiderstandsfähig, aber dabei auch spröde.

Säurebeständige Siliziumlegierungen. Diese Stähle liegen in den auf S. 50 genannten Zusammensetzungsgrenzen. Nach älteren Angaben Longdens⁴ ist die Zusammensetzung der englischen und amerikanischen Erzeugnisse: 12 bis 15 vH Si, 0,2 bis 0,6 vH C, 0,25 bis 0,35 vH Mn. Peirca D. Schenk⁵ schlägt als beste Zusammensetzung vor: 24,25 bis 24,5 Si, 0,75 bis 0,85 C, 0,3 bis 0,6 Mn. Dieser Stahl ist gleichzeitig verhältnismäßig zäh und säurebeständig. Er widersteht konzentrierter Schwefelsäure, Zinnchlorid, Mischungen von Schwefelsäure und Salpetersäure. Der Salzsäure widersteht er nur in verdünnten, nicht aber in konzentrierten Lösungen.

¹ Über Verchromung s. Werkst.-Techn. 15. Sept. 1927 S. 535 bis 536.

² Field: Amer. Inst. of Mines Techn. Publ. 1929 Nr. 191 S. 12; Iron Age März 1929 S. 667. ³ Siehe Pokorny: Molybdän. Halle: Knapp 1927.

⁴ Gießerei-Ztg. 1923 S. 103, aus Foundry Trade J. Bd. 26 S. 466.

⁵ Chem. metallurg. Engng. Sept. Bd. 36 S. 541 bis 542.

Der Gebrauch der Legierungen wird dadurch beschränkt, daß sie nicht schmiedbar und spröde sind. Ihre Festigkeit reicht an die des Gußeisens nicht heran. Die Sprödigkeit soll durch ein interessantes Verfahren beim Gießen behoben werden können¹.

Die Schwierigkeiten bei der spanabhebenden Bearbeitung sind durch die neuzeitlichen Schneidmetalle zum Teil überwunden.

Hitzebeständige Stähle.

Die Anforderungen, die an die glüh- und zunderfesten Stähle gestellt werden, sind:

- Zunderfestigkeit,
- Warmfestigkeit,
- Haltbarkeit im Gebrauch.

Es sind alle rostbeständigen Legierungen auch mehr oder weniger zunderbeständig. Eine Umkehrung hierfür ist aber nicht zulässig. Als Beispiel hierfür seien die zunderbeständigen Aluminiumlegierungen angeführt, die nicht rostbeständig sind. Es können also für die Widerstandsfähigkeit gegen die Oxydation in der Hitze andere Bedingungen maßgebend sein als für die Oxydation in der Kälte, vermutlich deshalb, weil in der Kälte der Feuchtigkeitsgehalt den Korrosionsvorgang anders gestaltet.

Die Vorgänge beim Zundern theoretisch zu deuten, ist vor allem von Scheil und Schulz², sowie von Schwarze³ versucht worden. Es kommt, wie von diesen Forschern festgestellt wurde, nicht allein darauf an, langsam oxydierende Stähle zu finden, sondern die Zunderschicht haltbar zu machen, damit die Oxydation nicht weiter greift, denn der größte Anteil der Zerstörung ist auf das Springen der Zunderhaut zurückzuführen.

Die schon ohnehin verwickelten Vorgänge werden noch unübersichtlicher, wenn man hinzunimmt, daß die Laboratoriumsversuche hauptsächlich in gewöhnlicher Luft durchgeführt werden, in den technischen Feuerungsgasen aber außerdem noch Kohlen- säure, Wasserdampf und schwefelige Säure vorkommen, so kann man verstehen, daß nur der Versuch, der den jeweiligen Bedingungen angepaßt ist, Aufschluß über das praktische Verhalten von bestimmten Legierungen geben kann.

¹ D.R.P. Walter 341793; Stahl u. Eisen 1922 S. 501.

² Arch. Eisenhüttenwes. 1932/33 S. 155/160; Stahl u. Eisen 1932 S. 1026.

³ Mitt. Forsch.-Inst. verein. Stahlwerke, Dortmund Bd. 2 (1932) S. 263/77.

Die drei wichtigsten Elemente, die schwer oxydierbar sind und haltbare Oxydschichten geben, den Stahl also zunderbeständig machen, sind Chrom, Silizium und Aluminium. Aluminium allein macht den Stahl schon zunderbeständig. Es ergibt sich das auch schon aus der bekannten Tatsache, daß alitierte Stähle für feuerbeständige Zwecke verwendet werden. Ähnlich wie das Aluminium verhält sich auch das Silizium. Die Verwendung von Silizium- und Aluminiumstählen wird aber dadurch unmöglich gemacht, daß diese Stähle nicht schmiedbar, spröde und nur schwer spanabhebend bearbeitbar sind. Die Zunderbeständigkeit steigt mit dem Chromgehalt noch bis etwa 30 vH Chrom an. Stähle mit 20 vH Chrom sind erheblich weniger beständig als solche mit 30 vH.

Um die Wirkung des Chroms zu unterstützen, werden bei den praktisch verwendeten Legierungen höhere Siliziumgehalte gegeben, in der Regel 1 vH und mehr. Es scheint sogar, daß man, um höchste Zunderbeständigkeit zu erreichen, mit dem Siliziumgehalt über 0,4 vH gehen muß. Das Silizium kann in bezug auf Zunderbeständigkeit Chrom ersetzen. So ist eine Legierung mit etwa 9 vH Chrom und 3 vH Silizium ebenso zunderbeständig wie ein 15prozentiger Chromstahl mit 0,5 vH Silizium.

Grundlegende Untersuchungen über die Zunderbeständigkeit der reinen Siliziumstähle sind dem Verfasser nicht bekannt und liegen vielleicht auch gar nicht vor. Dagegen bestehen solche Untersuchungen über Aluminiumstähle¹. Aluminiumstähle sind wohl zunderbeständig, aber als Vollstahl nicht verwendbar, sondern nur im alitierten Zustande, bei dem eine Oberflächenschicht aus dem spröden Aluminium besteht.

Nickel beeinflußt die Zunderbeständigkeit nicht entscheidend und die viel bessere Verwendbarkeit der Chrom-Nickelstähle gegenüber den Chromstählen ist nicht in der größeren Zunderbeständigkeit, sondern in anderen Vorteilen begründet. Diese Vorteile sind die größere Warmfestigkeit, bessere Haltbarkeit und leichtere Verarbeitbarkeit.

Die Wirkung anderer Elemente möge nur angedeutet werden. Kobalt und Molybdän scheinen die Zunderbeständigkeit zu verbessern, ohne daß aber eine grundlegende Änderung im Verhalten eintritt. Wolfram und Vanadin haben keinen Einfluß; über Man-

¹ Scheil und Schulz: Arch. Eisenhüttenwes. 1932/33 S. 156.

gan besteht vorwiegend die Ansicht, daß es die Zunderbeständigkeit verschlechtert, daß man also mit dem Mangengehalt nicht zu hoch gehen darf. Es scheint, daß man diese Ansicht nicht verallgemeinern kann. Man ist zur Verurteilung des Mangans wohl dadurch gekommen, daß man die Laboratoriumsversuche in Luft durchführte, während bei technischen Feuergasen die Verhältnisse durch die immer vorkommenden Gehalte an Schwefelverbindungen zugunsten des Mangans geändert werden. Es scheinen sich nämlich Schwefel-Manganverbindungen zu bilden, die gut haften und das Fortschreiten des Zunders verhindern.

Im Gegensatz zu Mangan ist das diesem verwandte Nickel dem Angriff durch schwefelhaltige Gase zugänglich und die Verwendung von Chrom-Nickelstählen ist daher, bei Gegenwart größerer Schwefelmengen trotz der Vorteile der Chrom-Nickellegierungen nicht am Platze. Vom Zunderkorrosionsstandpunkt ist dies ein nicht zu unterschätzender Vorteil der Chromstähle.

Der Kohlenstoffgehalt erniedrigt bei Chromgehalten bis zu etwa 20 vH die Zunderbeständigkeit, da die Karbide sich mit Chrom anreichern und in der Grundmasse zu wenig von diesem Metall übrigbleibt. Bei höheren Chromgehalten tritt der Einfluß des Kohlenstoffs zurück. Es bleibt bei höheren Temperaturen auch bei höherem Kohlenstoffgehalt genügend Chrom in der Grundmasse zurück, um die Zunderbeständigkeit zu gewährleisten. Es ist dies eine angenehme Eigenschaft, da hoher Kohlenstoffgehalt den Stahl leichter gießbar macht und die Verwendung von billigerem Ferrochrom gestattet. Etwas höherer Kohlenstoffgehalt ist auch noch deshalb vorteilhaft, weil er das übermäßige Kornwachstum der hochprozentigen Chromstähle mäßigt.

Da die glüh- und zunderfesten Gegenstände nicht nur zunderfest zu sein brauchen, sondern auch einer Druck-, Biege- oder Stoßbeanspruchung widerstehen sollen, so müssen sie eine bestimmte Warmfestigkeit haben.

Über den Einfluß der verschiedenen Elemente auf die Warmfestigkeit ist zu sagen, daß Silizium die Warmfestigkeit wohl ändert, sie aber sowohl verschlechtern wie verbessern kann. Eine grundlegende Änderung tritt allerdings nicht ein (S. 240). Ähnlich verhält sich Aluminium. Dieses Element scheint sogar die Warmfestigkeit in weiteren Bereichen zu verschlechtern wie das Silizium. So nützlich also die Elemente Aluminium und Silizium

zur Hebung der Zunderbeständigkeit sind, so wenig nützen sie der Warmfestigkeit¹.

Im Gegensatz zu Aluminium und Silizium vermag Zusatz von Nickel die Warmfestigkeit bei Temperaturen über 700 ganz außerordentlich zu steigern. Man führt dies meist auf den austenitischen Gefügestand der Chrom-Nickelstähle zurück; damit allein ist die hohe Warmfestigkeit der Chrom-Nickelstähle aber nicht erklärt, denn die austenitischen Chrom-Manganstähle sind

viel weniger warmfest und übertreffen kaum die Chromstähle. Der Einfluß des Nickels ist um so eigenartiger, als die Nickelstähle für sich keine besonders hohe Warmfestigkeit haben. Über Kohlenstoff besteht keine einheitliche Auffassung. Es dürfte sich aber so verhalten, daß bei niedrigen Temperaturen der Kohlenstoff wegen der Karbide, welche die Gleitung verhindern, die Festigkeit erhöht; bei höheren Temperaturen hingegen, bei welchen sich der Kohlenstoff ganz oder zum größten Teile

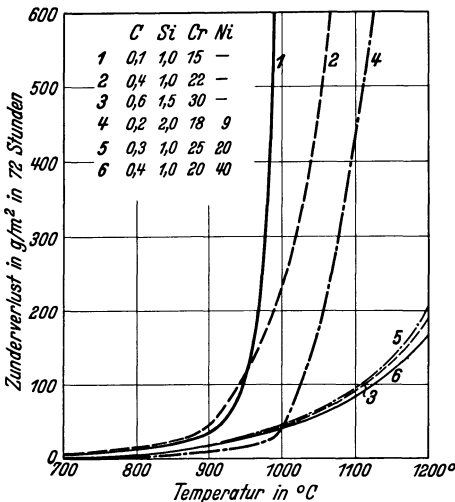


Abb. 110. Zunderverluste einiger zunderbeständiger Stähle.

gelöst vorfindet, als in den Bereichen, in denen sich der Stahl dem Schmelzpunkt nähert, trägt der Kohlenstoff zur Erweichung und zur Verminderung der Warmfestigkeit bei. Da die Chromstähle nur in niedrigeren Temperaturbereichen gebraucht werden, wählt man den Kohlenstoffgehalt vorteilhaft nicht zu niedrig.

Die Abb. 110 geben die Zunderbeständigkeit und Abb. 111 die Warmfestigkeit der zunderbeständigen Stähle wieder. Da es sich bei den Warmfestigkeitswerten nicht um Dauerstandswerte, sondern um die Werte des Kurzerreißversuches handelt, so müssen für die Berechnung andere Zahlen zugrunde

¹ Oertel und Scheper: Stahl u. Eisen 1932 S. 511/12.

gelegt werden. Die Dauerstandfestigkeit dieser Legierungen ist noch nicht genau ermittelt. Anhaltspunkte für die Berechnung gibt aber die Abb. 112.

Da die Werkstücke selten diesen Temperaturen dauernd ausgesetzt sind, so kann man meist höhere Werte als die der Abb. 112 zugrunde legen.

Außer der Zunderbeständigkeit sind es noch andere Umstände, welche die Haltbarkeit der glühfesten Stähle bestimmen. Es sind dies bei einigen Legierungen das Spröderwerden im Laufe des Gebrauchs oder bei anderen Legierungen die Empfindlichkeit gegen rasche Abkühlung, die bei bestimmten Vorgängen, etwa in Fällen, wo man den Stahl an die Luft ziehen muß, unvermeidlich ist. Das Spröderwerden ist eine Folge des Kornwachstums bei höherer Temperatur, die Empfindlichkeit gegen Abkühlen eine Folge der Härbarkeit. Beide Eigenschaften, Neigung zur Grobkornbildung und Härbarkeit, erklären sich aus den Gefügeeigenschaften des Stahles.

Die ferritischen Chromstähle sind besonders zur Kornvergrößerung geneigt. Man muß daher solche Chromstähle wählen, die nicht im rein ferritischen Gebiet liegen. Abb. 50 gibt Anhaltspunkte für die Auswahl. Man wird also zum Beispiel

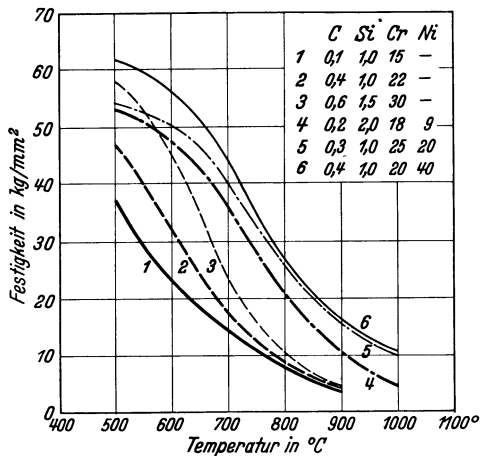


Abb. 111. Festigkeiten beim Kurzzerreiversuch einiger zunderbestandiger Stahle.

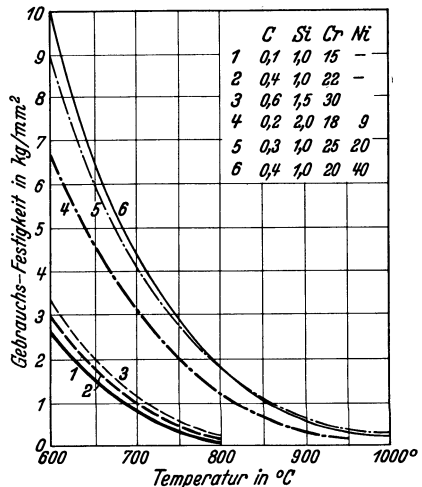


Abb. 112. Zulassige Beanspruchung im Dauergebrauch bei einigen zunderbestandigen Stahlen.

einem Stahl mit 30 vH Chrom einen höheren Kohlenstoffgehalt geben müssen, als einem solchen mit 20 vH Chrom, um aus dem ferritischen Gebiet herauszukommen. Ein zu hoher Kohlenstoffgehalt ist wieder deshalb zu vermeiden, weil sonst der Stahl härtbar wäre und beim Abkühlen an der Luft hart und spröde wird. Man muß sich bei Chromstählen daher möglichst in dem Grenzgebiet zwischen den ferritischen und den härtbaren Stählen halten. Die in der Zahlentafel 98 angegebenen Beispiele tragen dem Rechnung.

Schmidt und Jungwirth¹, die die rostfreien Chromstähle ausführlich untersucht haben, finden, daß gegossene Gegenstände weniger zu Kornwachstum neigen als gewalzte oder geschmiedete, was dadurch zu erklären ist, daß bei gegossenen Gegenständen die Gußkorn Grenzen ein Halt für das Wachsen des Kornes bilden.

Die Eigenschaft der Grobkornbildung, die hauptsächlich die Schuld trägt, daß das Verwendungsgebiet der Chrom- und Chrom-Siliziumstähle so eingeschränkt ist, ist bei den Chrom-Nickelstählen in weitaus geringerem Maße anzutreffen. Sie bleiben daher im Gebrauch zäh und ergeben auch viel geringere Schwierigkeiten beim Schweißen. Man schreibt diese Eigenschaft der geringeren Neigung zur Grobkornbildung den austenitischen Stählen allgemein zu. Es dürfte aber auch das Legierungselement Nickel an sich seinen Teil dazu beitragen, denn das Nickel verringert die Grobkornbildung auch in ferritischen Chrom-Nickelstählen, etwa bei einem Stahl mit 25 vH Chrom und 3 vH Nickel. Bemerkenswert ist, daß die ferritischen Chrom-Manganstähle, etwa ein Stahl mit 20 vH Chrom und 8 vH Mangan, bedeutend weniger grobes Korn aufweisen als reine Chromstähle. Das dem Nickel verwandte Mangan wirkt also in ähnlicher Weise, die Kornvergrößerung einschränkend, auch wenn es sich nicht um austenitischen Stahl handelt. Härteveränderungen durch Wärmebehandlung sind bei den ferritischen Stählen nicht zu bemerken, wie es ja bei Legierungen, die keine Umwandlung haben, selbstverständlich ist. Trotzdem müssen, wie gesagt, halbferritische Stähle gewählt werden, um übermäßiges Kornwachstum zu vermeiden.

Über das Schweißen gilt dasselbe wie über die rost- und korrosionsbeständigen Stähle (S. 247/249).

¹ Arch. Eisenhüttenwes. 1931/1932 S. 413/418; Stahl u. Eisen 1932 S. 174.

Von diesen Erwägungen ausgehend haben sich verschiedene Legierungen herausgebildet, von denen in der Zahlentafel 98 einige Beispiele über Chrom-, Chrom-Silizium- und Chrom-Nickelstähle gegeben werden.

Als billigen Ersatz für die Chrom-Nickelstähle kann man auch solche mit einem Gehalt von 20 bis 30 Chrom und 2 bis 5 Nickel gebrauchen, die zwar nicht austenitisch sind, aber, wie oben bemerkt, ähnlich den ferritischen Chrom-Manganstählen, weniger zur Kornvergrößerung neigen.

Zahlentafel 98.

Chemische Zusammensetzung und Anwendungsgebiet der gebräuchlichsten hitzebeständigen Stähle.

Stahl Nr.	Chemische Zusammensetzung in vH					Anwendbar bei Temperaturen bis zu
	C	Si	Cr	Ni	Al	
1	0,10	0,5	6	—	1	750°
2	0,15	1,0	14	—	—	800°
3	0,10	1,0	15	—	—	850°
4	0,10	1,0	19	—	—	850°
5	0,45	3,0	10	—	—	900°
6	0,4	1,0	22	—	—	1000° als Guß 900° „ Stabst.
7	0,6	1,5	30	—	—	1200° als Guß 1100° „ Stabst.
8	0,35	1,0	22	20	—	1150°

In den letzten Jahren sind in Deutschland auch die auf S. 155 erwähnten Sicromalstähle in Verwendung gekommen. Einige Beispiele dieser Stähle gibt Zahlentafel 98a.

Zahlentafel 98a. Beispiele über Sicromalstähle.

C	Cr	Si etwa	Al etwa	Verwendbar bis
unter 0,2	6—8	1	1	700
unter 0,2	8—10	1,5	1,5	800
unter 0,2	10—12	1,5	2	900
unter 0,2	20—22	2,5	2,5	1000

Die Sicromalstähle gehören besonders in den höheren Legierungsbereichen zu den ferritischen Stählen und sind daher etwas spröde und sind beim Schweißen schwierig zu behandeln.

Für den wichtigsten der hitzebeständigen Stähle, den Stahl 8 der Zahlentafel 98, seien die Ausdehnungszahlen angegeben:

20 bis 100° . . .	$4,79 \cdot 10^{-6}$	20 bis 600° . . .	$10,22 \cdot 10^{-6}$
20 „ 200° . . .	$7,77 \cdot 10^{-6}$	20 „ 800° . . .	$11,71 \cdot 10^{-6}$
20 „ 400° . . .	$8,82 \cdot 10^{-6}$	20 „ 1000° . . .	$13,20 \cdot 10^{-6}$

Schnellstähle¹.

Geschichtliches. Der Schnellstahl gehört zu den folgenreichsten metallurgischen Erfindungen. Durch seine Erfindung war es möglich, die Bearbeitungsgeschwindigkeiten gegenüber den Geschwindigkeiten, die mit den vorher üblichen Werkzeugstählen gebräuchlich waren, auf das Mehrfache zu erhöhen und dadurch die Werkstatttechnik und die Metallbearbeitungsmaschinen durchgreifend zu ändern.

Die ersten Ansätze zur Erfindung der hochlegierten Wolfram-Werkzeugstähle, als welche die Schnellstähle im Wesen anzusehen sind, waren durch die leicht legierten Wolframstähle gegeben, die durch Mayr-Mellnhof in den sechziger Jahren des vorigen Jahrhunderts aufkamen. Die unmittelbaren Vorläufer der Schnelldrehstähle waren die Mushet-Stähle mit etwa 2 vH C, 5 bis 10 vH W und bis 2 vH Mn. Die für Schnellstahl unbedingt nötige hohe Härtetemperatur wendete Mushet noch nicht an, sondern erst Taylor und White². Ungefähr gleichzeitig fanden Taylor und White auch, daß es günstig ist, den Kohlenstoffgehalt zu erniedrigen und den Wolframgehalt zu erhöhen und Chrom hinzuzufügen. Die beiden Forscher kamen so ungefähr auf den Schnellstahl, der heute noch der üblichste für den Massengebrauch ist, also etwa: 0,7 vH C, 18 vH W, 4 vH Cr, 1,2 vH V.

Das Verdienst, den Schnellstahl erfunden zu haben, wird Taylor und White mehrfach bestritten. So behauptet Demozay³, daß in Wirklichkeit Brüstlein der Erfinder gewesen wäre. Der von den genannten amerikanischen Forschern verwandte Stahl sei erst nach Vorlage französischer Muster erzeugt worden. Es dürfte sich heute kaum mehr feststellen lassen, wer Recht hatte, wahrscheinlich ist wohl, daß Taylor und White das Hauptverdienst an dieser weittragenden Erfindung haben.

Grundlegende, metallurgische Eigenschaften des Schnellstahls. Damit ein Stahl Schnellstahleigenschaften hat, muß er anlaßbeständig und warmfest sein, und muß außerdem in der gehärteten Grundmasse eine gewisse Menge harter Karbide eingebettet

¹ Ausführliches siehe Oertel und Grütznert: Die Schnelldrahtstähle. Verlag Stahleisen 1931 oder Großmann und Bain: High Speed Steel Chapman Hall London 1931.

² Deutsche Ausgabe Taylor-Wallichs: Über Dreharbeit und Werkzeugstähle.

³ Rev. Métallurg. März Bd. 26 S. 115 bis 116.

haben. Gehärteter unlegierter Stahl büßt seine Härte schon bei 300° zum großen Teil ein. Wenn sich der Stahl also durch den Arbeitsvorgang auf 300° und darüber erwärmt, so wird das Werkzeug durch Zerstörung des Martensits in kurzer Zeit unbrauchbar. Schnellstahl hingegen behält den Martensit bis 600° bei. Schädigende Anlaßwirkungen durch Reibungs- und Verformungswärme zeigen sich also erst bei viel höheren Temperaturen. Es ist daher ohne weiteres verständlich, daß mit Schnellstahl höhere Arbeitsgeschwindigkeiten möglich sind. Für die Widerstandsfähigkeit bei erhöhter Arbeitsbeanspruchung genügt es aber nicht, daß das Martensitgefüge bis 600° bestehen bleibt, sondern es muß der Stahl auch warmfest sein: so z. B. werden martensitische Mangan- oder Nickelstähle mit beispielsweise 1 vH Kohlenstoff und 5 vH Mangan oder Nickel bis in hohe Temperaturen anlaßbeständig und auch karbidhaltig sein. Trotzdem eignen sich solche Stähle, abgesehen von ihrer schwierigen Schmiede- und Glühbarkeit, nicht für Schnellstähle, weil sie trotz ihres beständigen Martensits viel geringere Warmfestigkeit haben, als die hauptsächlich auf der Wolframgrundlage aufgebauten Schnelldrehstähle. Anlaßbeständigkeit und Warmhärte würden allein dem Stahl noch nicht die genügende Abnutzungswiderstandsfähigkeit geben, wenn nicht gleichzeitig noch Karbide vorhanden wären. Schon das Eisenkarbid, noch mehr aber die Doppelkarbide, wie insbesondere des Wolframs, übertreffen an Härte und Warmfestigkeit den Martensit bedeutend, und erhöhen dadurch die Abnutzungswiderstandsfähigkeit. Die Karbide sind freilich spröder als der Martensit und dürfen deshalb nicht in allzu großer Menge vorhanden sein.

Um diese grundlegenden Eigenschaften, Anlaßbeständigkeit, Warmhärte, Karbidgehalt zu erzielen, muß der Stahl bestimmte Legierungsgehalte aufweisen und einer bestimmten Wärmebehandlung unterzogen sein. Allgemein wird heute als Legierungsgrundlage Wolfram und Chrom verwendet. Es ist strittig, von welchem Wolframgehalt an man schon von einem Schnellstahl sprechen kann. Beträchtlich erhöhte Anlaßbeständigkeit zeigen hoch gehärtete Wolframstähle schon dann, wenn der Wolframgehalt 5 vH beträgt (s. Zahlentafel 49), trotzdem wird man von Schnellstählen im handelsüblichen Sinn erst dann sprechen dürfen, wenn der Wolframgehalt mehr als etwa 12 vH beträgt. Bei einem Gehalt von etwa 12 vH Wolfram, 3 vH Chrom und

0,6 vH Kohlenstoff, hat der Stahl schon so hohe Anlaßbeständigkeit und Warmhärte und so viele im gehärteten Zustand ungelöstbleibende Karbide, daß eine für Schnellstahl erwartete Schneidhaltigkeit erzielt wird. Mit dem Ansteigen des Wolframgehaltes und dem Zusatz anderer Elemente, wie Vanadin, Kobalt, Molybdän, nehmen, wenn auch der Kohlenstoffgehalt entsprechend erhöht wird, bis zu einer gewissen Grenze Anlaßbeständigkeit und auch die Menge und Härte der Karbide zu. Die Verteilung der Legierungszusätze zwischen Karbiden und Grundmasse ist keineswegs gleichmäßig. Sie unterliegt verwickelten Gesetzen, die nur in allgemeinen Linien bekannt sind. Die Frage wird noch dadurch verwickelter, daß die Verteilung von beispielsweise Wolfram, Chrom und Vanadin zwischen Grundmasse und Karbid eine andere ist, wenn diese Elemente allein zugegen sind oder wenn etwa noch Vanadin oder Molybdän zugesetzt werden. In allgemeinen Zügen läßt sich über die Verteilung der Elemente zwischen Grundmasse und Karbid etwa folgendes sagen: Der Kohlenstoff ist im gehärteten Stahl in der Grundmasse in der Menge von 0,3 bis 0,4 vH gelöst; der übrige Teil, also etwa 0,5 bis 0,3 vH, findet sich in Form von Karbiden vor. Von den metallischen Zusätzen finden sich Eisen, Kobalt und Nickel in größerer Menge in der Grundmasse als dem Durchschnittsgehalt entspricht. Wolfram, Molybdän und Vanadin häufen sich in den Karbiden an, und zwar Vanadin am meisten, dann Molybdän und Wolfram. Chrom verteilt sich gleichmäßig auf beide Bestandteile. Zur Erhöhung der Warmhärte tragen nur die Elemente bei, die in der Grundmasse vorhanden sind. Als Hauptgrundlage für die hohe Warmhärte gilt das immer noch zu einem erheblichen Anteil (bei 18 vH Gesamtgehalt 10 bis 12 vH) in der Grundmasse vorhandene Wolfram, sowie das Chrom. Eine starke Verbesserung der Warmhärte und Anlaßbeständigkeit wird durch Kobalt und Vanadin erreicht. Je mehr also von den Legierungselementen Wolfram, Chrom, Kobalt und Vanadin zugegen ist, desto mehr wird bis zu einer gewissen Grenze der Stahl verbessert. Die Grenze ist dadurch gegeben, daß über einen bestimmten Legierungsgehalt die Schmiedbarkeit und oft auch die Härtebarkeit aufhört. Dieser Verlust der Härtebarkeit bei hohen Gehalten an Wolfram, Vanadin und Molybdän entsteht dadurch, daß diese Elemente in Form von Karbiden den Kohlenstoff an sich ziehen und in der gehärteten Grundmasse

zu wenig davon übriglassen. Man kann dies wohl durch Erhöhung des Kohlenstoffgehaltes wieder ausgleichen, über eine gewisse Höhe hinaus geht aber die Schmiedbarkeit verloren.

Die Legierungskunst besteht nun darin, die Menge der Legierungselemente so zu wählen, daß sie sich in richtiger Weise zwischen den Karbiden und der Grundmasse verteilt, daß also sowohl Warmhärte wie Schmiedbarkeit, sowie auch die nötige Menge an Karbiden gegeben sind.

Härtetemperatur und ihr Einfluß auf Anlaßbeständigkeit und Warmfestigkeit. Unlegierte und schwachlegierte Stähle werden aus Temperaturen, die nicht wesentlich über A_{c_1} liegen, gehärtet, so z. B. ein unlegierter Stahl, dessen Haltepunkt bei 725° liegt, zwischen 750 bis 820° als äußerste Grenztemperaturen. Bei schwachlegierten Stählen liegen ähnliche Verhältnisse vor. Höhere Temperaturen werden nicht angewendet, da der Stahl dadurch weder härter noch irgendwie praktisch bemerkbar anlaßbeständiger, wohl aber überhitzt und spröde wird. Je mehr der Gehalt an Legierungsmetall wie Wolfram, Chrom, Vanadin ansteigt, desto unempfindlicher wird der Stahl gegen Überhitzung und desto mehr nimmt die Beständigkeit des Härtegefüges gegen Erwärmung zu. Wir haben schon bei verschiedenen Stählen diese Erscheinung beobachtet (z. B. S. 47 u. 144). Am ausgesprochensten wird die Erhitzung weit über den Haltepunkt bei Schnellstählen angewendet. Die Haltepunkte A_{c_1} (die übrigens schwer bestimmbar sind) dürften zwischen 780 bis 840° * liegen. Die Härtetemperaturen befinden sich zwischen 1200 bis 1350° . Der Schnellstahl wird also mehrere Hundert Grad über den Haltepunkt erhitzt. Die Wirkung dieser hohen Erhitzung ist aus den Beispielen der Abb. 113 (Rapatz-Kallen¹) ersichtlich.

Nach Abb. 114 ist die Ausgangshärte, ob der Stahl bei 980 oder 1280° abgeschreckt wurde, nicht wesentlich verschieden.

* Pölguter: Dissertation Aachen 1923.

¹ Stahl u. Eisen 1931 S. 1340.

Zu der Abb. 113 sei bemerkt, daß die Zusammensetzung dieser Stähle folgende ist:

Nr.	C vH	Co vH	Cr vH	W vH	Mo vH	V vH
a	0,72	9,0	4,6	15,5	0,65	1,15
f	0,75		4,00	16,0	0,40	

woraus auch der Einfluß der höheren Legierung auf die Warmhärte ersichtlich ist.

Dagegen zeigt sich ein großer Unterschied, wenn die verschiedenen gehärteten Stähle angelassen werden. Je höher die Temperatur,

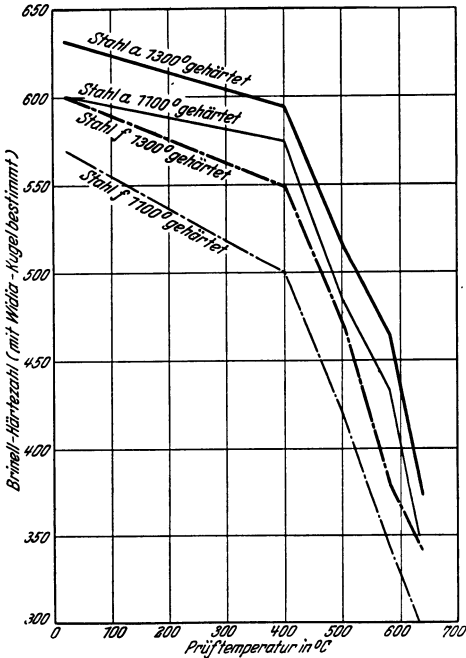


Abb. 113. Einfluß von Legierung und Härtetemperatur auf die Warmhärte des Schnellstahles. Nach Rapatz u. Kallen.

desto anlaßbeständiger wird der Stahl. Bei Härtetemperaturen oberhalb 1200° ist der Stahl nach Erwärmen auf 600° gleich hart oder härter als im nicht angelassenen Zustand. Allerdings nimmt in dem Anlaßbereich von etwa 400 bis 500° die Härte zuerst ab, um bei weiterer Steigerung der Anlaßtemperatur wieder zuzunehmen. Mit der Härtetemperatur steigt, wie aus Abb. 113 zu sehen war, auch die Warmhärte. Höhere Anlaßbeständigkeit und höhere Warmhärte machen es erklärlich, daß hochgehärteter Schnellstahl gegen Reibung in der Wärme beständiger, also verschleiß-

fester ist als niedriggehärteter. Trotz der starken Erhitzung über

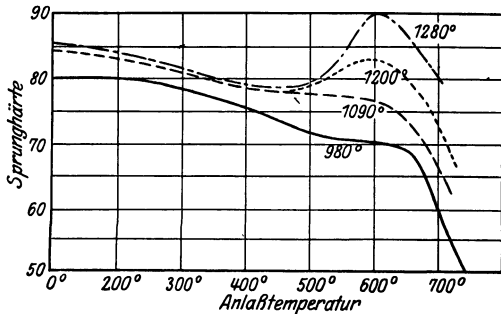


Abb. 114. Härteverlauf von gehärtetem Schnellstahl beim Anlassen.

den Haltepunkt behält der Stahl das feine Bruchaussehen und wird nicht spröder. Natürlich gibt es eine Grenze, über die auch Schnellstähle, ohne Schaden zu nehmen, nicht erwärmt werden dürfen. Diese Grenze liegt dort, wo sich an den Korngrenzen

neues Ledeburiteutektikum zu bilden beginnt, sie fällt also ungefähr mit dem Schmelzpunkt des Ledeburits zusammen. Dieser Schmelzpunkt liegt bei Schnelldrehstählen nicht wie bei unlegierten Stählen bei 1140° , sondern um 1300° . Mit zunehmendem Wolframgehalt steigt innerhalb der üblichen Zusammensetzungsgrenzen des Schnellstahls diese Temperatur etwas an, auch Kobaltzusatz äußert sich in derselben Richtung. Daraus ergibt sich, daß die höchstzulässige Härtetemperatur des Schnellstahles je nach der Zusammensetzung zwischen 1280 bis 1350° schwankt.

Eine viel erörterte Frage ist die theoretische Deutung der Anlaßbeständigkeit und Warmhärte. Es bleibt hauptsächlich zu erklären, warum Legierung und hohe Härtetemperatur die Beständigkeit des Martensits wesentlich erhöhen. Der Härtetheorie von Maurer folgend, muß man annehmen, daß der im Atomgitter festgehaltene Kohlenstoff durch Erwärmen weniger leicht aus der Gitterverspannung entkommt, wenn das Gitter durch die Atome des Wolframs oder der anderen Legierungsmetalle verstrickter wird. Genauen Aufschluß darüber, ob diese Annahme zutrifft, könnte nur die Röntgenuntersuchung geben. Die bisher durchgeführten Untersuchungen lassen aber wegen der Vielheit der Bestandteile des Schnellstahls noch keine richtige Deutung zu, so daß die eben ausgesprochene Ansicht nur eine Vermutung bleibt.

Maurer und Schilling¹ wiesen schon früh darauf hin, daß der Härteanstieg beim Anlassen der Umwandlung des beim Abschrecken erhalten gebliebenen Austenits im Martensit zuzuschreiben ist. In dem Maß aber, wie man später die Vorgänge der Ausscheidungshärtung studierte, meinte man auch hier Ausscheidungshärtung vor sich zu haben. Eilender, Klinar und Cornelius² glauben aber, durch magnetische Untersuchungen nachgewiesen zu haben, daß dabei nur Austenitzerfall eine Rolle spiele. Wenn man auch nach diesen Untersuchungen den Hauptanteil der Härtesteigerung dem Austenitzerfall zuschreiben muß, so schließt das nicht aus, daß gleichzeitig Ausscheidungshärtung vorliegt.

Schwieriger ist es, den Härteabfall im Anlaßbereich von 300 bis 450° zu erklären. Maurer und Schilling glauben, dafür teilweise Ausfällung des in Lösung befindlichen Karbids verantwort-

¹ Stahl u. Eisen 1925 S. 1152/69, bes. 1167/69.

² Arch. Eisenhüttenwes. 1932/33 S. 563/66; Stahl u. Eisen 1933 S. 657.

lich zu machen. Dies würde aber bedeuten, daß eine Ausscheidung zunächst Härteabfall und dann Anstieg nach sich zieht, eine Deutung, die nicht unwahrscheinlich ist, da eine anfängliche Ausscheidung unterhalb der kritischen Teilchengröße liegen kann.

Bain und Jeffries¹ befassen sich sowohl mit der Deutung des anfänglichen Härteabfalles, sowie späteren Anstieges und stellen sich vor, daß das Raumgitter durch die großen Wolfram-Atome und auch durch Vanadin und Chrom so versperrt wird, daß nur die kleinen Kohlenstoffatome innerhalb dieses Raumgitters eine gewisse Beweglichkeit haben und schon bei etwa 400° die Bildung von Fe₃C zulassen. Bei 450° ist die Beweglichkeit so groß geworden, daß Fe₃C-Moleküle zu Teilen über die kritische Größe (Gleitstörungstheorie) zusammengefließen sind, was das merkbare Weicherwerden bei 450° bedingt. Oberhalb 450° gewinnen auch die Wolfram-Atome eine größere Beweglichkeit. Die jetzt sich bildenden Eisen-Wolframkarbide erreichen erst bei etwa 600° die kritische Größe (s. S. 14), wodurch das Wiederansteigen der Härte oberhalb 450° und das endgültige Abfallen über 600° erklärt wird. Der zweite Umstand, der die Härtezunahme zwischen 500 bis 600° verursacht, ist der Zerfall des Austenits zu Martensit. Oberhalb 600° ist die Beweglichkeit aller Atome so groß geworden, daß sich auch der Martensit zu zersetzen beginnt, und die ausfallenden Karbide über die kritische Größe wachsen, so daß der Stahl erweicht.

In demselben Maße, wie mit der Härtetemperatur die Anlaßbeständigkeit zunimmt, steigt auch die Warmhärte, also nicht allein die nach Erkalten, sondern auch die bei der Anlaßtemperatur selbst gemessene Härte. In welcher Weise die Legierung auf Anlaßbeständigkeit und Warmhärte von Einfluß ist, wurde schon angedeutet und wird bei dem Einfluß der verschiedenen Legierungsmetalle noch näher ausgeführt werden.

Anlassen. Man muß dreierlei Anlassen des Schnellstahles unterscheiden: das Anlassen bis 300°, das an Gefüge und Härte nichts ändert und den Stahl nur etwas entspannt, das Anlassen bei 300 bis 450°, das den Stahl etwas erweicht, und schließlich das härtesteigernde Anlassen, das bei 550 bis 600° stattfindet. Über das bloß entspannende Anlassen braucht nichts weiter

¹ Iron Age Sept. 1923 S. 805; Stahl u. Eisen 1924 S. 989.

gesagt zu werden. Das wichtigste der drei Anlaßverfahren, das härtesteigernde Anlassen, bedarf besonders einer näheren Erläuterung. Obwohl schon Taylor das Anlassen bei diesen Temperaturen empfohlen hat, so wurde doch erst vor wenigen Jahren die Nützlichkeit des härtesteigernden Anlassens allgemein anerkannt. Man befürchtete z. B., daß durch Anlassen die Zersetzung des Härtegefüges schon vorweggenommen würde, und daß man die Zerstörung des Martensitgefüges lieber der Reibungsarbeit überlassen soll, als sie schon teilweise vorwegzunehmen. Die Erfahrung hat aber gelehrt, daß das Anlassen die Leistung des Stahles durchschnittlich erhöht. Der Grund hierfür liegt darin, daß der Stahl härter und zäher wird. Die Härtesteigerung ist um so größer, je höher der Stahl legiert ist. Besonders bei den kobalthaltigen Stählen ist die Abschreckhärte oft nur 60 Rockwelleinheiten und noch weniger. Aus diesem Verhalten ist im allgemeinen zu schließen, daß das Anlassen um so nötiger wird, je höher der Stahl legiert ist. Bei den niedriglegierten Stählen ist es sogar fraglich, ob das Anlassen Zweck hat, da sich die Härte nicht steigert und möglicherweise doch durch das Anlassen der Martensitzerfall frühzeitig eingeleitet wird. Ein zweiter wichtiger Grund, der für das Anlassen spricht, ist die Steigerung der Zähigkeit. Einen zahlenmäßigen Anhaltspunkt für die Verbesserung der Zähigkeit gibt die Biegungsfestigkeit, die sich durch Anlassen unter Umständen verteilt, trotzdem die Härte gleichbleibt oder ansteigt. Versuche hierüber liegen vor von Oertel und Pölguter¹, Großmann und Bain² geben allerdings an, daß die Zähigkeit durch Anlassen auf 300 bis 450⁰ größer ist als beim härtesteigernden Anlassen und man könnte daher, um größte Zähigkeit bei allerdings verminderter Härte zu bekommen, bei dieser Temperatur anlassen. Genügend Erfahrungen darüber liegen nicht vor.

Die Schnellstahlkarbide. Da die Karbide im Schnellstahl eine große Rolle spielen, ist es angezeigt, auf sie näher einzugehen. Aus der oben angegebenen ungleichmäßigen Verteilung der Legierungselemente von Grundmasse und Karbiden ergeben sich schon Anhaltspunkte für die Zusammensetzung der letzteren. Beispiele von der Zusammensetzung der Karbide sind in der Zahlentafel 99 angegeben.

¹ Stahl u. Eisen 1924 S. 1708.

² High Speed Steel Chapman Hall London S. 171.

Zahlentafel 99. Zusammensetzung der Schnellstahlkarbide.

	C	Cr	W	V	Fe
Weizenkorn . . .	3,10	3,3	55,9	1,52	36,17
Smith	2,50	6,5	60,1	2,8	28,1
Arnold.	2,33	3,13	64,29	4,81	23,96

Großmann und Bain¹ gaben hierfür an: 2,3 vH Kohlenstoff, 6,3 vH Chrom, 61 vH Wolfram, 3,6 vH Vanadin, 26,8 vH Eisen. Die von diesen beiden Forschern angegebene Zusammensetzung entspricht ungefähr dem Karbid $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$. Es ist anzunehmen, daß die Karbide keine einheitliche Zusammensetzung haben, da es sich um sehr verwickelt zusammengesetzte Körper handelt, in denen sich die Zusammensetzung des ausfallenden Karbids im Verlaufe der Abkühlung ändert. Vermutlich ist das bei niedriger Temperatur sich abscheidende Karbid wolframärmer als das sich bei hoher Temperatur bildende, was zur Folge hätte, daß die Restkarbide des gehärteten Stahles mehr Wolfram enthalten als der Durchschnittsgehalt der Karbide des geglühten Stahles. Die Verhältnisse sind noch dadurch verwickelter, daß sich die Ausscheidung und Lösung der Karbide nicht immer nach einem System abspielt, sondern daß stabilere Karbidarten sich bilden können. So dürfte die bei Schnellstählen manchmal beobachtete schwerere Härtebarkeit auf Bildung schwerlöslicher Wolframkarbide etwa der WC-Karbide zurückzuführen sein. Auch das Vanadin, das noch mehr zur Bildung stabiler Karbide neigt, dürfte oft reines Vanadinkarbid V_4C_3 abscheiden.

Vom Wolframkarbid WC ist bekannt, daß es zu den härtesten Körpern zählt und den Diamanten wenig nachsteht. Auch von den Wolfram-Doppelkarbiden der Schnellstähle muß man wohl eine ähnlich hohe Härte annehmen. Diese, die Härte des Eisenkarbids übertreffende Härte trägt zweifellos zur Schneidwirkung des Schnellstahles bei.

Kleingefüge des Schnellstahles nach verschiedener Wärmebehandlung. Alle Legierungszusätze des Schnellstahles (vielleicht mit alleiniger Ausnahme des Kobalts) verringern die Löslichkeit des Kohlenstoffs im Eisen. Jedenfalls liegt der dem Punkt *E* des Eisenkohlenstoff-Schaubildes entsprechende Punkt, der bei Kohlenstoffstahl bei 1,7 vH liegt, unterhalb des Kohlenstoffgehaltes

¹ High Speed Steel Chapman Hall London S. 69.

der Schnellstähle und wahrscheinlich, wie eben angedeutet, zwischen 0,3 bis 0,4 vH Kohlenstoff. Der Schnellstahl gehört also zu den ledeburitischen Stählen, deren Karbide beim Erhitzen nur zum Teil gelöst werden können. Am meisten Karbide sind knapp unterhalb des Schmelzpunktes des Ledeburits gelöst, ein Umstand, der für die beste Härtung der Schnellstähle von größter Bedeutung ist.

Im geglühten Zustand liegen in dieser Grundmasse, die vornehmlich Eisen und Chrom enthält, Karbide verschiedener Größe und Zusammensetzung. Bei Erwärmen auf höhere Temperaturen lösen sich die Karbide teilweise auf, bis bei 1300° nur noch die Ledeburitkarbideübrigbleiben. Das Polyedergefüge, das man in der Vorstellung mit dem gehärteten Schnellstahl gewöhnlich verbindet, erscheint erst oberhalb 1200°. Die Polyeder sind zuerst klein und undeutlich, wachsen mit der Härte-temperatur und erhalten deutlichere Korngrenzen. Die Gefüge bei verschiedenen Temperaturen gehärteten Schnellstahles sind aus den Abb. 115 bis 118 ersichtlich. Bei diesen Abbildungen handelt es sich um einen Stahl mit verhältnismäßig niedrigem Legierungsgehalt.

Bei Abb. 119 liegt das eines bei 1300° gehärteten höher legierten Stahles vor.

Diese Abbildungen zeigen das Gefüge, wie es sich nach Ätzung

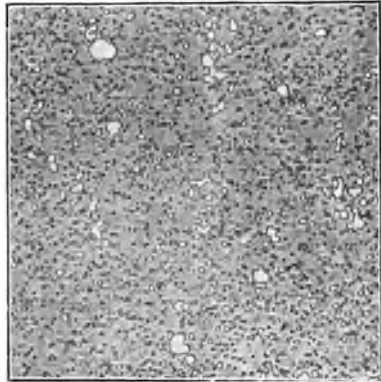


Abb. 115¹. Schnellstahl mit 14 vH W aus 1100° gehärtet. × 500.

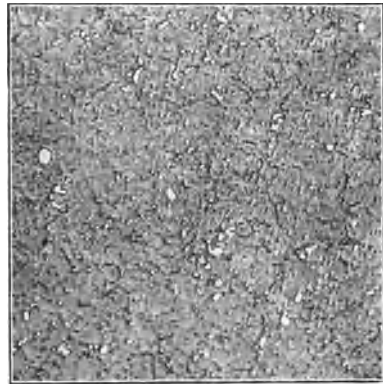


Abb. 116. Stahl wie nach Abb. 115 aus 1200° gehärtet. × 500.

¹ Abb. 115 bis 118 aus Rapatz: Stahl u. Eisen 1926 S. 1116/17.

mit Salpetersäure darstellt. Man könnte aus der Strukturlosigkeit des Kornes und seiner scharfen Umgrenzung schließen, daß es sich um Austenit handelt. Ätzt man aber z. B. mittels alkoholischer

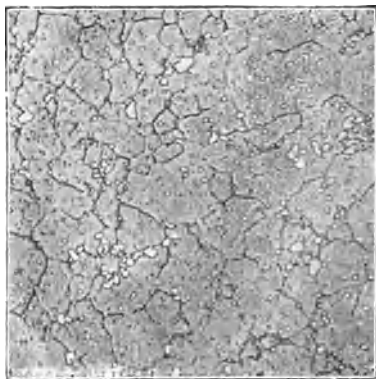


Abb. 117. Stahl wie nach Abb. 115 aus 1250° gehärtet. $\times 500$.

Salzsäure, so wird das Gefüge aufgelöst (Abb. 120) und es erscheinen die kennzeichnenden Formen des Martensits.

Das Gefüge des gehärteten, aber noch nicht angelassenen Schnellstahles ist also dem Wesen nach Martensit mit einer Beimengung von Austenit. Die Elementarkristalle des flächenzentrierten Gammaeisens sind demnach innerhalb der Alphaelementarkristalle gleichmäßig verteilt.

Salpetersäureätzung zeigen Abb. 121 bis 124, und zwar Abb. 121 das schwach überhitzte und Abb. 122 das stark überhitzte,

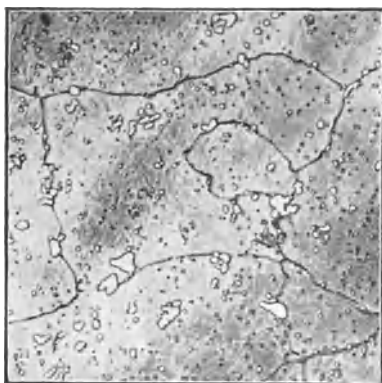


Abb. 118. Stahl wie nach Abb. 115 aus 1300° gehärtet. $\times 500$.

Das überhitzte Gefüge nach Abb. 121 bis 124, und zwar Abb. 121 das schwach überhitzte und Abb. 122 das stark überhitzte, Abb. 123 das verbrannte Gefüge; während in der Abb. 121 erst kleine Mengen von neugebildetem Ledeburit zu sehen sind, ist im Stahl der Abb. 123 bereitseingroßer Teil des Stahles geschmolzen. Ein überhitztes Gefüge bei starker Vergrößerung gibt Abb. 124 wieder.

Durch Anlassen bei 550 bis 600° wird allmählich der gesamte Austenit in Martensit verwandelt und das Gefüge sieht auch nach Salpetersäureätzung nadelig aus. Der mehr

oder weniger vollständige Übergang vom strukturlosen zum nadeligen Gefügeaussehen nach Salpetersäureätzung ist ein Kennzeichen dafür, ob der Stahl nach dem Härten mehr oder weniger vollständig härtesteigernd angelassen war. In Abb. 124 ist das Ge-

füge eines unvollständig und in Abb. 126 eines vollständig ange-
lassenen Stahles zu sehen. — Dadurch, daß beim härtesteigernden
Anlassen die Polyederumgren-
zung undeutlich wird, ist es
schwer, im angelassenen Stahl
aus dem Gefüge zu erkennen,
ob die Härtung bei richtiger
Temperatur vorgenommen
wurde. Bei scharfer Beobach-
tung ist es dem geübten Me-
tallographen aber doch mög-
lich, die Spuren der Polyeder-
umgrenzung zu sehen. Ist neu-
gebildetes Eutektikum vor-
handen, so bleibt dies durch
das Anlassen natürlich erhal-
ten und läßt ohne weiteres auf
Überhitzung schließen. Aber auch perlschnurartige Karbidbildun-
gen legen nahe, daß der Stahl an der oberen Grenze gehärtet war.

Die bisher gezeigten Ge-
fügebilder bezogen sich auf
geschmiedeten Stahl, in dem
das Karbidnetzwerk des Guß-
zustandes zertrümmert ist.

Abb. 127 stellt in stärkerer
Vergrößerung das Gefüge des
Schnellstahles im gegossenen
und gegluhten Zustand dar, in
dem Gußnetzwerk noch unver-
letzt besteht. Dabei wurde eine
Ätzung angewendet, bei der
die in Abb. 123/124 gezeigten
weißen Karbide schwarz er-
scheinen.

Man sieht dreierlei Gefügebestandteile: Ledeburit, einen an
Ledeburit grenzenden gleichmäßig erscheinenden Bestandteil und
als dritten eine dunkle Zone.

Der gleichmäßige Bestandteil ist wahrscheinlich stark mit
Wolfram angereichert, welche Ansicht auch Großmann und

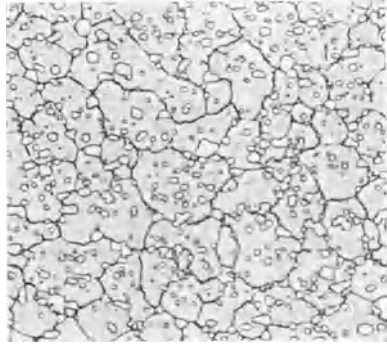


Abb. 119. Gehärteter Schnellstahl (hoher W-
Gehalt). Karbide in einer polyedrischen
Grundmasse. $\times 500$.

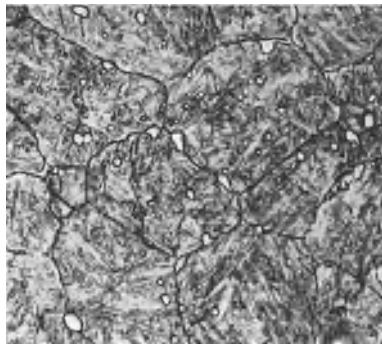


Abb. 120. Gefüge eines gehärteten Schnell-
stahles in alkoholischer Salzsäure geätzt.
 $\times 500$.

Bain¹ teilen. Die dritte dunkelgefärbte Gefügeart ist ein Bestandteil, der mit kleinen Karbidkörnern durchsetzt ist und dem Sekundär-, vielleicht auch dem Perlitkarbid entspricht. Diese verschiedenen Gebiete sind durch Diffusion bei hoher Temperatur schwer auszugleichen, selbst nach mehrstündigem Erwärmen auf 1200° bleiben die Anzeichen dieses Gefüges bestehen. Es ist anzunehmen, daß diese Ungleichmäßigkeiten beseitigt werden müssen, um ein gutes Schnellstahlgefüge zu erreichen. Durch Warmverformung verschwindet die Be-

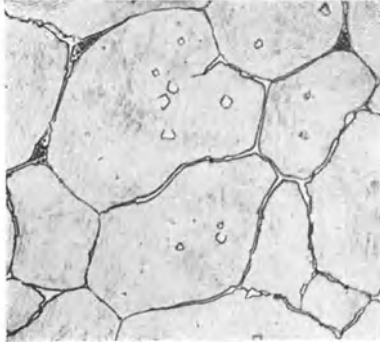


Abb. 121. Schnellstahl, beim Härten leicht überhitzt. Beginnende Neubildung von Ledeburit. $\times 500$.

grenzung der Gefügearten, da die Karbide in den strukturellen Bestandteil hineingeknetet werden.

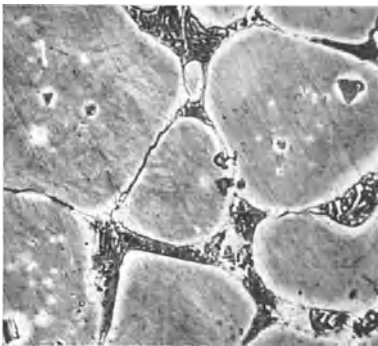


Abb. 122. Schnellstahl beim Härten stark überhitzt. Karbide in Eutektikum übergegangen. $\times 500$.

netzwerks im Block und von dem Verschmiedungs- oder Verwalzungsgrad abhängig ist.

Die Abb. 128 bis 134 geben das Gefüge des Schnellstahles im gegossenen und geschmiedeten Zustand wieder. Abb. 128 zeigt das

Karbidverteilung. Bei keinem anderen Stahl spielt die Karbidverteilung eine solche Rolle wie bei den Schnellstählen. Bei den unlegierten und schwachlegierten Stählen ist die Größe des Karbidnetzwerks in erster Linie durch die Schmiedetemperatur und Abkühlung vom Schmieden einflußbar. Schnellstahl hingegen ist ein Ledeburitstahl, bei dem die Größe der Karbide und ihre Verteilung nur von der Größe des Karbid-

¹ High Speed Steel Chapman Hall London S. 111.

Gefüge eines Schnellstahlblockes (250 mm Durchmesser) in der Nähe der Blockoberfläche, Abb. 129 in der Mitte des Blockes. Es ist auffällig wie groß der Unterschied im Korn zwischen Blockrand und Blockmitte ist. Das Primärgefüge ist bei diesen Stählen eben durch das Karbidnetzwerk gekennzeichnet und es bedarf nicht wie bei anderen Stählen einer besonderen Ätzung, um das Primärgefüge sichtbar zu machen. An der Kokillenwand ist das Primärkorn und damit das Ledeburitnetzwerk außerordentlich fein und wird um so größer, je mehr man sich vom Blockrand in die Mitte entfernt.

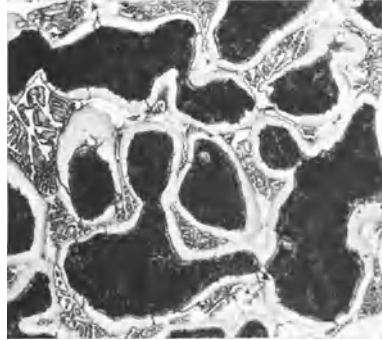


Abb. 123. Schnellstahl beim Härten verbrannt. Vollkommene Neubildung des Gußgefüges. $\times 500$.

Je größer der Block, desto größer wird im Innern das Karbidnetzwerk und desto größer werden die bei der Streckung durch Walzen oder Schmieden erfolgenden Zeilen. Natürlich ist für die Größe des Karbidnetzwerks im Block nicht allein die Blockgröße verantwortlich, sondern auch die andern Umstände, welche die Primärkorngröße beeinflussen. Es sind dies Gießtemperatur und Gießgeschwindigkeit, Kokillenstärke. Seigerungen mit groben Karbidnestern werden noch mehr als grobes Ledeburitnetzwerk zur groben Zeilenbildung beitragen. Durch entsprechende Maßnahmen läßt sich hier wie bei anderen Fällen viel erreichen, um die Zeilenbildung möglichst unschädlich zu machen.



Abb. 124. Gefüge überhitzten Schnellstahles bei starker Vergrößerung. In Bildung begriffenes Leдебурит. $\times 1500$.

Schnellstahl beim Schmieden und Walzen. Durch Schmieden oder Walzen wird das Ledeburitnetzwerk mechanisch zerrissen

und gestreckt. Durch weitgehende Streckung erreicht man, im Querschliff gesehen, einigermaßen gleichmäßige Verteilung der Karbide

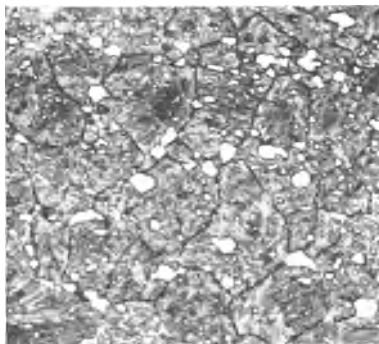


Abb. 125. Schnellstahl gehärtet und unvollständig bei 600° angelassen. Polyeder sind noch erhalten. $\times 500$.

s. Abb. 130). — Im Längsschliff (Abb. 131) dagegen hat jeder Schnellstahl auch bei stärkster Verschmiedung oder Verwalzungkeine gleichmäßige Gefüge, sondern Zeilen, da die Karbide sich wie fremde Einschlüsse verhalten und der Schnellstahl bei Schmiede- oder Walztemperatur nicht wie andere Stähle aus einer gleichmäßigen, austenitischen Masse besteht.

Bei stärkeren Abmessungen, z. B. bei Fräsern, wo die Fertigmaß nicht so groß ist, ist das Ledeburnetzwerk in verzerrter Form noch zu bemerken. Die Karbidverteilung in einem größeren Schnellstahlstab zeigt Abb. 132.

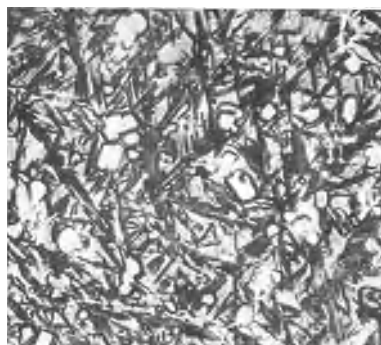


Abb. 126. Schnellstahl gehärtet und auf 600° angelassen. Polyeder sind in Martensit verwandelt. $\times 500$.

Diese normale Karbidverteilung wird von Abnehmern oft beanstandet, ohne Rücksicht darauf, daß diese Gefügeausbildung bei größeren Abmessungen eine unvermeidbare Erscheinung ist.

Abb. 133 und 134 zeigen die Ausbildung des Karbidgefüges aus einer gehärteten Fräterscheibe am Rand und in der Mitte¹.

Aus dem Maß der Verzerrung des Netzwerks kann unmittelbar auf das Verschmiedungsmaß geschlossen werden. Ist die Ver-

¹ In diesen beiden letzten Abbildungen scheint gegenüber der Abb. 132 die Grundmasse heller, da die Ätzung mit Salpetersäure und nicht wie dort mit schwefliger Säure erfolgte.

schmiedung noch nicht zu weit gegangen, so läßt sich berechnen, wieviel der Block auf den Stabstahl gestreckt wurde. Wenn man in einer Anzahl (etwa 10) von gestreckten Ledeburipolyedern das Verhältnis der Länge zur Breite nimmt, so wird der Durchschnitt der Messungen etwa der Verschmiedungsgrad sein, wenn man unter Verschmiedungsgrad die Verlängerung vom Block auf Stabstahl oder die Verringerung des Querschnittes versteht. Dieses Verfahren wird um so ungenauer, je mehr die Streckung fortschreitet und ist bei 8facher Streckung kaum noch anzuwenden, da



Abb. 127. Kleingefüge von Schnellstahl im Gußzustande. Natriumpikrat. $\times 500$.

dann nur noch parallele Zeilen erscheinen. Hohage und Rollet¹ haben sich mit der Frage befaßt, ob man feineres Gefüge erzielt, wenn man kleine Blöcke gießt und sie einer geringeren Verschmiedung unterzieht oder wenn man größere Blöcke stärker verschmiedet. Hohage und Rollet empfehlen mindestens 10fache Verschmiedung. Nachdem man bei großen Abmessungen, um auf 10fache Streckung zu kommen, sehr große Blöcke verwenden müßte, so läßt sich praktisch eine solche Verschmiedung bei Durchmessern von über 200 mm kaum mehr erzielen. Es empfiehlt sich daher oberhalb dieses Durchmessers, wenn möglich, nicht Stabstahl, sondern gestauchte Scheiben zu verwenden, was natürlich auch bei kleineren Abmessungen vom Gütestandpunkt vorzuziehen ist.

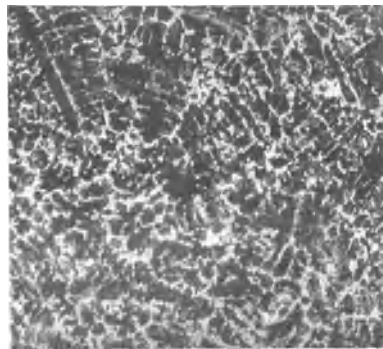


Abb. 128. Gefüge eines Schnellstahlblockes in der Nähe der Blockoberfläche. $\times 100$.

¹ Stahl u. Eisen 1928 S. 1243.

Dieser Abschnitt über die Karbidverteilung ist deshalb ausführlicher behandelt, weil die Karbidzeilen ein beständiger An-

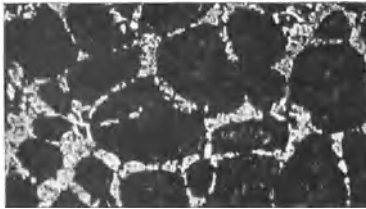


Abb. 129. Gefüge eines Schnellstahlblockes in der Blockmitte. $\times 100$.

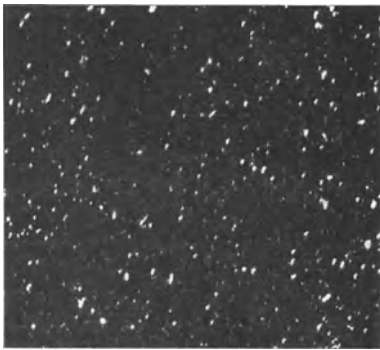


Abb. 130. Schnellstahlkarbide nach 300facher Streckung im Querschliff. $\times 200$.



Abb. 131. Schnellstahlkarbide nach 300facher Streckung im Längsschliff. $\times 200$.

laß zu Meinungsverschiedenheiten zwischen Stahlerzeugern und Stahlverbrauchern sind. Man muß einerseits bedenken, daß Karbidzeilen im Stabstahl bei Schnellstahl unvermeidlich sind, andererseits darf der Erzeuger nicht darauf beharren, daß ausgesprochen grobe Zeilen unvermeidlich seien.

Gegossene Schnellstahlwerkzeuge. Um sich die Schmiedearbeit und die kostspielige Warm- und Kaltformung zu ersparen, kam man, hauptsächlich in Amerika, auf den Gedanken, Schnellstahlwerkzeuge als Stahlformguß herzustellen¹. Wenn bezüglich größerer Blöcke gilt, daß Schnellstähle unbedingt Schmiedung notwendig haben, damit das Karbidnetzwerk verteilt wird, so trifft dies für kleine gegossene Schnellstahlwerkzeuge nicht in dem Maße zu. Infolge der raschen Erstarrung können kleinere gegossene Teile verhältnismäßig günstige Karbidverteilung aufweisen. Trotzdem sind die vor einigen Jahren, vor allem in Amerika gemachten Versuche, gegossene Schnellstahlwerkzeuge herzustellen, erfolglos

¹ Iron Age Nov. 1920 S. 1258.

geblieben¹. Abgesehen davon, daß gegossener Stahl spröder ist als geschmiedeter, dürfte als weitere Erklärung für das Zurückstehen der gegossenen Schnellstahlwerkzeuge noch die auf S. 273 geschilderte Erscheinung der Ungleichmäßigkeit im Gefüge des gegossenen Schnellstahles sein.

Einfluß der Zusammensetzung auf die Güte des Schnellstahles. Über die ungefähre Wirkung der einzelnen Legierungsbestandteile und ihre Verteilung auf Grundmasse und Karbide war das Allgemeine schon auf S. 264 gesagt. Es sollen nun die Einflüsse der einzelnen Bestandteile des näheren besprochen werden.

Wolfram. Das Wolfram ist dasjenige Element, das in erster Linie die Schnellstahleigenschaften hervorruft. Es bildet, aus hoher

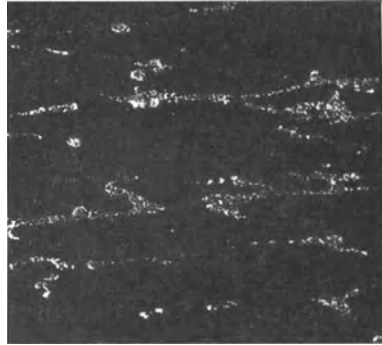


Abb. 132. 4- bis 5fach gestreckter Schnellstahl. Verzerrtes Ledeburitnetzwerk. $\times 200$.

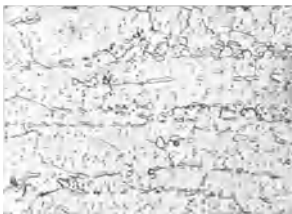


Abb. 133. Karbidverteilung am Rand eines gehärteten Fräasers. $\times 500$.

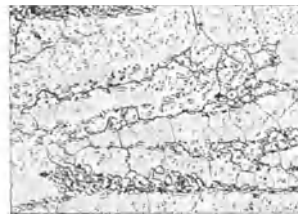


Abb. 134. Karbidverteilung in der Mitte eines gehärteten Fräasers. $\times 500$.

Temperatur abgeschreckt, anlaßbeständigen Martensit und bei genügendem Kohlenstoffgehalt ungelöste, harte Karbide. Manche Forscher, insbesondere Honda und Murakami² nehmen an, daß in der Grundmasse nicht Karbide, sondern Wolframide, z. B. Fe_2W liegen. Wenn Eisen-Wolframlegierungen kohlenstoffarm sind, ist dieser Bestandteil wahrscheinlich zugegen, bei dem Kohlenstoffgehalt der Schnellstähle hingegen ist ein Vorhandensein dieser

¹ Heat Treat. Forg. Jan. 1923 S. 54.

² J. Iron Steel Inst. Mai 1920; Stahl u. Eisen 1920 S. 1677.

Wolframide sehr unwahrscheinlich und man wird nicht fehlgehen, im Schnellstahl nur mit der Gegenwart von Karbiden zu rechnen. Diese Karbide sind schon bei reinen Wolframstählen Doppelkarbide, in Ausnahmefällen könnte unter Bedingungen, die auf S. 124, 126 geschildert sind, auch reines Wolframkarbid WC ausgetrennt werden. Der üblichste Wolframgehalt der Schnellstähle liegt zwischen 18 bis 20 vH Wolfram. Es ist strittig, wie weit man mit dem Wolframgehalt gehen kann, um höchste Leistung zu erzielen. Ansteigen des Wolframs verlangt Ansteigen des Kohlenstoffs und bei einer bestimmten Grenze, die mit etwa 25 vH Wolfram angesetzt werden kann, ist infolge des dadurch notwendig gewordenen hohen Kohlenstoffgehaltes der Stahl bereits zu spröde.

Chrom. Die Rolle des Chroms muß im Zusammenhang mit der des Wolframs betrachtet werden.

Eisen-Kohlenstoff-Wolframlegierungen treten oberhalb eines bestimmten Wolframgehaltes in das Deltagebiet und verlieren dadurch ihre Lösungsfähigkeit und damit ihre Härbarkeit. Es gelingt also, bei reinen Eisen-Kohlenstoff-Wolframlegierungen nicht so viel Wolfram in der Grundmasse zu halten, daß der Stahl eine für die Schneidfähigkeit der Schnellstähle nötige Warmhärte und Anlaßbeständigkeit hatte. Um dies zu erreichen, muß Chrom hinzugefügt werden. Zur Erklärung geben Maurer und Schilling an¹, daß Chrom das Gammagebiet, das Kohlenstoff zu lösen vermag, erweitert, wodurch zu erklären ist, daß nicht härtbare Wolframstähle durch Zusatz von Chrom wieder härtbar werden.

Es ist ferner bemerkenswert, daß reine Wolframstähle wohl verhältnismäßig anlaßbeständig sein können, daß aber eine Härtesteigerung des abgeschreckten Stahles durch Anlassen kaum bemerkt wird (s. S. 131). Über die Verteilung des Chroms zwischen Grundmasse und Karbid geben Großmann und Bain² an, daß im nichtabgeschreckten Stahl 40 bis 72 vH, im abgeschreckten 80 vH des Chroms in der Grundmasse vorhanden sind. Bei Wolfram sind die entsprechenden Zahlen hingegen nur wenige vH im nichtabgeschreckten und 45 vH im abgeschreckten Zustand. Die im Schnellstahl übliche Menge des Chroms schwankt zwischen 3 bis 6 vH. Da das Chrom dazu da ist, die mit ansteigendem Wolframgehalt verschwindende Härbarkeit wieder hervorzu-

¹ Stahl u. Eisen 1925 S. 1168.

² Und Maurer und Schilling: Stahl u. Eisen 1925 S. 1158.

rufen, so ergibt sich daraus, daß es zweckmäßig ist, mit dem Wolfram auch gleichzeitig das Chrom ansteigen zu lassen.

Vanadin. Das Vanadin verteilt sich vorwiegend auf die Karbide. Nach Großmann und Bain verbleiben im nichtgehärteten Zustand 3,5 vH des Vanadins in der Grundmasse, im gehärteten Zustand lösen sich bis zu 55 vH auf. Allerdings sind diese Zahlen über die Verteilung der Elemente zwischen Grundmasse und Karbid noch nicht feststehend, da sowohl die chemischen wie die physikalischen Verfahren noch nicht genügend ausgebildet sind. Ebenso wie das Wolfram verlangt das Vanadin einen entsprechenden Kohlenstoffgehalt und es sind sogar bestimmte Verhältniszahlen zwischen Vanadin und Kohlenstoff vorgeschlagen worden. Bei einem Stahl mit 18 vH Wolfram soll für je 1 vH Vanadin der Kohlenstoffgehalt um 0,16 vH erhöht werden, wenn man annimmt, daß die vanadinfreie Legierung 0,6 vH Kohlenstoff enthält. Auf diese Weise müßte ein Stahl mit 5 vH Vanadin 1,4 vH Kohlenstoff enthalten, welcher Stahl nach Oertel und Grützner¹ noch wirtschaftlich herstellbar sein soll. Nach Gledhill² vermag auch das Vanadin die Rolle des Chroms zu übernehmen, so daß bei entsprechendem Vanadiningehalt auch chromlose Stähle durchaus Eigenschaften wie Schnellstähle haben können. Aus Preisgründen zieht man natürlich das Chrom dem Vanadin vor. Ob für die Erklärung der Wirkungsweise des Vanadins dieselbe Deutung zutrifft, wie sie Maurer für Chrom gibt, bleibt dahingestellt: Dafür spricht, daß Vanadin bei Härtetemperatur doch in erheblichem Maße in Lösung geht. Das Vanadin wirkt eben nicht nur als Karbidbildner, sondern auch steigernd auf die Anlaßbeständigkeit und Warmfestigkeit des gehärteten Stahles.

Die leistungssteigernde Wirkung des Vanadins ist nicht nur vom Vanadiningehalt abhängig, sondern vor allem vom gleichzeitig vorhandenen Wolframgehalt. Bei niedrigem Wolframgehalt macht sich das Vanadin stärker bemerkbar als bei hohem. So sind auch Legierungen mit 3 bis 5 vH Vanadin im Handel, deren Wolframgehalt 12 bis 15 vH beträgt. Mit dem Ansteigen des Wolframs tritt der Einfluß des Vanadins zurück. Hohage und Grützner³ behaupten

¹ „Die Schnelldrehstähle“ S. 25.

² J. Iron Steel Inst. 1904 S. 1153; s. Maurer und Schilling: Stahl u. Eisen 1925 S. 1153.

³ Stahl u. Eisen 1925 S. 1126.

sogar, daß bei Gegenwart von über 25 vH Wolfram Vanadin keinen Einfluß mehr hätte. Wahrscheinlich wurde aber von diesen beiden Forschern übersehen, bei hohem Vanadiningehalt auch den Kohlenstoffgehalt entsprechend zu erhöhen, denn ohne Einfluß ist das Vanadin auch bei diesem hohen Wolframgehalt nicht. Trotzdem aber bleibt die Tatsache bestehen, daß Vanadin bei niedrigem Wolframgehalt wirksamer ist. So wird sich bei 14 vH Wolfram schon 0,2 vH Vanadin bemerkbar machen und bei 25 vH Wolfram 0,4 vH Vanadin noch ohne Einfluß sein.

Molybdän. Das Molybdän spielt im wesentlichen keine andere Rolle als das Wolfram. Es hat aber infolge seines niedrigen Atomgewichts eine etwa doppelt so große Wirkung. Endgültige Versuchsergebnisse über die Wirkungen des Molybdäns im Schnellstahl liegen noch nicht vor. Ebenso wenig weiß man z. B. ob Molybdän etwa wie Vanadin das Chrom vertreten kann. Wohl ist eine Vertretbarkeit des Chroms als wahrscheinlich anzunehmen. Aus Preisgründen wird man wie bei Vanadin nicht daran denken, das Molybdän als Ersatz für Chrom zu verwenden. Bei den heute gebräuchlichen Stählen findet man hin und wieder Molybdän, in der Regel zwischen 0,5 bis 1 vH. Emmons¹ untersuchte die Möglichkeit des Ersatzes von Wolfram und Molybdän ausführlich. Er ging von den Stählen mit 18 vH Wolfram, 4 vH Chrom und 1 vH Vanadin als Grundlage aus und ersetzte zunächst das ganze Wolfram durch etwa 6 vH Molybdän. Die Schneidhaltigkeit verringert sich dadurch erheblich. Ungefähr gleichwertige Stähle wurden aber schon erhalten, wenn man in der Legierung 1 bis 2 vH Wolfram beließ. Ein aufmerksames Studium dieses Metalles würde sicherlich noch brauchbare Ergebnisse zeitigen. Natürlich spielt hier auch die Preisfrage eine Rolle und derzeit bildet der hohe Molybdänpreis wenig Anreiz zu solchen Versuchen.

Kobalt. Das Kobalt ist ein wertvoller Bestandteil für die Schnellstähle. Es findet sich wahrscheinlich nicht in den Karbiden, sondern nur in der Grundmasse und ruft dort erhöhte Anlaßbeständigkeit und Warmfestigkeit hervor. Abb. 113 macht die Erhöhung der letzteren beiden Eigenschaften deutlich.

Der Unterschied in der Warmfestigkeit zwischen dem kobalthaltigen und dem kobaltfreien Stahl ist bemerkenswert, noch

¹ Trans. Amer. Soc. Stl. Treat. März 1933 S. 193 bis 221.

beträchtlicher aber ist der Unterschied in der Anlaßbeständigkeit. Während kobaltfreie Stähle auf 600° angelassen schon nach 2 Stunden erweichen, sind solche mit 10 vH Kobalt nach 20 Stunden Anlaßdauer noch schneidfähig. Diese Erhöhung der Warmfestigkeit und Anlaßbeständigkeit hat hauptsächlich darin ihren Grund, daß das Kobalt vollkommen in die Grundmasse geht, denn es ist ja nur diese allein für die Warmfestigkeit und Anlaßbeständigkeit maßgebend. Möglicherweise könnte das Kobalt auch dadurch nützlich sein, daß es die Löslichkeit des Kohlenstoffs erhöht und dadurch mehr Karbide in die Grundmasse bringt. Einen Anhaltspunkt für die letztere Erscheinung gibt die auf S. 93, 235 angegebene Beobachtung, daß das Kobalt im Gegensatz zu den anderen Legierungsmetallen die Löslichkeit des Kohlenstoffs im Perlit erhöht.

Um eine praktisch merkbare Wirkung hervorzurufen, bedarf es eines größeren Zusatzes als z. B. bei Vanadin. Der Mindestgehalt, bei dem sich das Kobalt einigermaßen bemerkbar macht, ist etwa 1 vH. Der höchste übliche Kobaltgehalt beträgt heute etwa 20 vH. Diese Grenze ist dem Kobaltzusatz in der Erschwerung der Schmiedbarkeit und in der bei hohen Gehalten doch deutlicher werdenden Austenitbildung gesetzt. Stähle mit sehr hohem Kobaltgehalt sind nach dem Abschrecken verhältnismäßig weich, oft 58 bis 60 Rockwellhärten und oft nur durch eine schwierige Anlaßbehandlung auf eine genügende Schneidhärte von über 62 Rockwelleinheiten zu bringen. Auch die Weichglühbarkeit wird durch hohen Kobaltzusatz mehr erschwert.

Nickel. Am ausführlichsten hat Ehmke¹ den Zusatz von Nickel zu den Schnellstählen studiert. Durch Nickel nimmt die Wärmebeständigkeit des Abschreckgefüges zu. 3 vH genügen aber noch nicht, um eine verwertbare Verstärkung von Anlaßbeständigkeit und Warmhärte zu erzielen, wohl aber ist dieser Nickelgehalt schon hinreichend, um den Stahl kaum noch gut auf die erforderliche niedrige Härte weichzuglühen. Höhere Gehalte, etwa von 5 vH angefangen, erzeugen schon so viel schwer zersetzlichen Austenit, daß nicht mehr Martensit entsteht, um genügende Schneidhärte zu erzielen. Ein Schnellstahl mit 12 vH Nickel ist bereits ein austenitischer Stahl. Eine Verwertung des

¹ Arch. Eisenhüttenwes. 1930/31 S. 23 bis 35; Stahl u. Eisen 1930 S. 1131 bis 1132.

Nickels hat daher noch zu keinen greifbaren Erfolgen geführt. Zu bemerken ist, daß geringere Mengen wie etwa 0,5 vH nicht als Verunreinigung angesehen werden dürfen.

Mangan. Für dieses Element gilt dasselbe wie für Nickel.

Über Uran, Titan und Zirkon, Zr, Tantal kann noch nichts Verlässliches angegeben werden. Tantal dürfte verbessernd wirken. Die Wirkung dürfte zwischen der des Wolframs und des Molybdäns stehen. French und Digges¹ finden zwar, daß Tantal keine Verbesserung bedeutet. Diese Angaben dürfen aber noch nicht als endgültig angesehen werden. Diese beiden Forscher versuchten auch wolframfreie Tantal-Chromstähle auszubilden. Der Erfolg blieb vorläufig aber versagt.

Bor. Das Bor dürfte des Studiums wert sein. Allerdings kommen nur geringe Zusätze in Frage, da bei größeren Zusätzen etwa über 0,20 vH die Warmverformbarkeit verlorengeht (s. S. 157).

Eine Aufstellung der Zusammensetzung über die in Deutschland üblichsten Schnellstähle gibt die Zahlentafel 100.

Zahlentafel 100. Beispiele von in Deutschland üblichen Schnellstahlzusammensetzungen.

Stahl Nr.	C	Wo	Va	Mo	Co
1	0,6—0,8	14—18	0,8—0,2		
2	0,6—0,8	18—20	1,5—1,0		
3	0,8—1,2	14—25	3—1,2	0,0—1,2	
4	0,6—0,9	18—20	2,0—1,2		2— 3
5	0,6—0,9	17—20	0,0—1,5	1,8—1,0	4— 6
6	0,6—0,85	17—20	0,0—1,5	1,6—1,0	8—12
7	0,6—0,85	17—20	0,0—1,5	1,6—1,0	16—20

Ersatzschnellstähle. Es ist naheliegend, daß man Versuche gemacht hat, andere Stahllegierungen zu finden, die Schnellstahleigenschaften besitzen, bei denen aber Wolfram nicht die Hauptrolle spielt. Von vornherein erscheint es unwahrscheinlich, daß nur gerade diese engbegrenzte Zusammensetzung von 12 bis 20 vH Wolfram und 3 bis 5 vH Chrom diese hervorragenden Eigenschaften haben soll. Tatsächlich hat man schon, einerseits um noch bessere Eigenschaften zu erzielen, andererseits um billigere Stähle zu erzeugen, von der gewöhnlichen Zusammensetzung stark abweichende, brauchbare Schnellstähle hergestellt.

¹ Trans. Amer. Soc. B.I. 8 (1925) S. 681; Stahl u. Eisen 1926 S. 751.

Vor allem versuchte man in Deutschland während des Krieges infolge Wolfram mangels dieses Metall durch Molybdän zu ersetzen.

Ein Beispiel eines solchen Stahles ist folgendes: 0,5 bis 0,8 vH C, 6 bis 10 vH Mo, 3 bis 6 vH Cr¹. Auch machte man Versuche mit Stählen, in denen nur für einen größeren Teil des Wolframs Molybdän eintrat. Nach dem Kriege, als Wolfram wieder in genügender Menge zur Verfügung stand, ist man von der Herstellung dieser Stähle wieder abgekommen, obwohl anzunehmen ist, daß man bei hinreichend langer Erfahrung die Schwierigkeiten überwunden und bessere Erfolge erzielt hätte. Eine unangenehme Eigenschaft der hochmolybdänhaltigen Schnellstähle ist, daß Molybdän in der Hitze flüchtig ist und dadurch leicht eine entmolybdänisierte Randschicht entsteht.

Auch mit Chrom und Kobalt allein oder mit Molybdän-Kobaltstählen hat man sich beschäftigt. Beispiele für Zusammensetzungen solcher Stähle sind:

3 bis 10 vH Cr, 1 bis 5 vH Co, 1 bis 2 vH Mn²
 oder 0,6 vH C, 6 vH Mo, 4 vH Cr, 6 vH Co³
 oder 1,5 vH C, 12 vH Cr, 3,5 vH Co⁴.

Stähle der letzteren Zusammensetzung wurden vor allem in Amerika und England vor einigen Jahren hauptsächlich für gegossene Fräser auf den Markt gebracht (s. S. 95/96).

Es hat nicht an Versuchen gefehlt, die Schnellstähle auf ganz neuer Grundlage aufzubauen, indem man außer dem Chrom, Wolfram und Molybdän noch andere Elemente heranzog. Es kamen Uran, Tantal, Zirkon und Titan in Betracht. Ein solcher Versuch sind z. B. die oben erwähnten Tantal-Chromstähle. Man müßte vor allem feststellen, ob durch diese Körper eine anlaßbeständige Grundmasse entsteht und ob sie karbidbildend wirken. Es ist als höchstwahrscheinlich anzunehmen, daß man bei genügend eingehender Forschung Schnellstähle finden müßte, die nicht auf der Grundlage Wolfram—Chrom aufgebaut sind.

Das Härten des Schnellstahles. Wir haben gesehen, daß zur Erzielung der besten Leistung hohe Härtetemperatur nötig ist, so hoch, daß eben noch keine Neubildung des Ledeburits eintritt. Dies gilt sowohl für Drehmesser wie für Fräser und Bohrer.

Dieser theoretischen Forderung der hohen Härtung stehen

¹ D.R.P. 309175. ² D.R.P. 300731.

³ D.R.P. 342346. ⁴ D.R.P. 394485.

Schwierigkeiten entgegen. Im Flammofen sind die Werkzeuge besonders gefährdet, da die Flammentemperatur höher ist, als die für das Werkzeug angestrebte und die Temperatur deshalb an den Kanten leicht voreilt, wodurch doch die Gefahr einer Überhitzung entsteht. Bei Drehmessern wiegt dieser Übelstand nicht schwer, weil man sie nach Belieben abschleifen kann. Bei Spiralbohrern, insbesondere kleinen Werkzeugen dieser Art, bei vielen Fräsern sowie bei Reibahlen, Schneidbacken und dgl. kann dagegen entweder nur wenig oder in vielen Fällen überhaupt nichts mehr weggeschliffen werden. Es verbietet sich daher in solchen Fällen bei Erwärmung in einer Gasatmosphäre die zur Erzielung des besten Gefüges nötige hohe Temperatur.

Die Entkohlung bei solchen Werkzeugen sucht man, sofern kein Salzbad vorhanden ist, dadurch zu vermeiden, daß man sie in Koks oder Holzkohle verpackt, erwärmt, aus der Verpackung herausnimmt und dann abschreckt. Dieses Verfahren verhindert zwar die Entkohlung, läßt aber wieder die nötige Härtetemperatur nicht zu, da bei 1250 bis 1300° auch Koks oder Holzkohle stark aufkohlend wirkt. Entsteht z. B. eine Oberflächenschicht mit 1,5 vH Kohlenstoff, so schmilzt diese bei einer Härtetemperatur von 1300° und das Werkzeug ist verdorben. Ein Kunstgriff besteht darin, die Werkzeuge in der Verpackung bis etwa 1150 bis 1200° zu erwärmen, sie aus der Verpackung herauszunehmen und sie am offenen Feuer rasch auf Härtetemperatur nachzuwärmen. Als Verpackungspulver nimmt man entweder ausgebrannte Holzkohle oder Koksgrieß. Es bedarf also großer Kunstfertigkeit und Erfahrung des Härterers, um zwischen diesen beiden Schwierigkeiten — Entkohlung auf der einen Seite und Aufkohlung auf der anderen Seite — durchzukommen.

In der Anwendung eines Salzbadens hat man nun ein Mittel in der Hand, die Erwärmung gleichmäßig zu gestalten, weil man dem Salzbad unschwer eine gleichmäßige Temperatur erteilen kann, welche die für das Werkzeug erstrebte Härtetemperatur nicht überschreitet, so daß eine stellenweise Überhitzung nicht zu befürchten ist. Als Wärmebad verwendet man für die Härtung von Schnellarbeitsstahl bis heute meist reines Chlorbarium. Man vermeidet hierdurch wohl das Anschmoren, und gewährleistet eine gleichmäßige Erwärmung; was aber ähnlich wie in der offenen Flamme nicht mit Sicherheit vermieden werden kann, ist die Ent-

kohlung der Oberfläche. Diese entkohlende Wirkung verstärkt sich bei längerem Gebrauch des Salzes. Man kann wohl annehmen, daß der Sauerstoff der Luft und der Zustellung in flüssigem Chlorbarium in erheblichem Maße löslich ist. Ein dauernd wirkendes Mittel gegen diese Entkohlung im Chlorbariumbad hat man nicht gefunden; der mitunter empfohlene Zusatz einer geringen Menge von Borsäure wirkt nicht sicher. Die besten Erfolge erzielt man dadurch, wenn man das Chlorbariumbad alle halbe Stunde mit einer kleinen Menge von Eisen-Silizium oder Eisen-Vanadinpulver desoxydiert¹.

In kleineren Betrieben, für die die Anschaffung eines elektrisch beheizten Salzbadens zu kostspielig wäre, erwärmt man das Salz in einem Graphittiegel mit Hilfe einer Gasfeuerung. Dies hat zwar die angenehme Folge, daß der Graphit die oxydierende Wirkung des aus der Luft in das Salzbad eintretenden Sauerstoffes verhindert, bringt aber andererseits die Gefahr mit, daß sich an der Oberfläche des Werkzeuges kleine Schmelzkugeln bilden, die zum größten Teil aus Wolfram und Kohlenstoff bestehen und dadurch entstehen, daß die von der Tiegelwand sich loslösenden Graphitteilchen nach oben schwimmen und leicht von dem hochohitzten Werkzeug aufgenommen und gelöst werden. Graphitfreie Tontiegel sind andererseits deshalb nicht verwendbar, weil sie in kurzer Zeit reißen. Metalltiegel reißen zwar nicht, werden aber verhältnismäßig bald durch die Flammgase zerstört.

Man sieht hieraus, mit welchen Schwierigkeiten man auch bei Verwendung eines Salzbadens zu kämpfen hat.

In neuester Zeit hat man das Borax-Salzbad vorgeschlagen, das manche Vorteile hat. Es übt auf den Stahl keine entkohlende Wirkung aus und hat gegenüber dem Chlorbarium noch den Vorteil, daß es auch bei 1350⁰ noch nicht raucht. Die Erfahrungen, die der Verfasser bei der Verwendung dieses Salzes gewonnen hat, sind gute. Praktische Schwierigkeiten ergeben sich auch hier. Der flüssige Borax hat einen weitaus größeren elektrischen Widerstand als das Chlorbarium, so daß für eine gegebene Badgröße, die für Chlorbarium bestimmte elektrische Einrichtung nicht hinreicht, um das Bad auf die nötige Temperatur zu erwär-

¹ Morrison stellt die noch nicht nachgeprüfte Behauptung auf, daß geringe Nickelgehalte im Stahl (etwa 0,7 vH) die Entkohlung stark befördern. Iron Age Febr. 1933 S. 314.

men. Um wieviel stärker der Transformator bei Boraxfüllung gegenüber Chlorbariumfüllung zu bemessen ist, darüber sind bis heute von den elektrotechnischen Firmen keine Zahlen zu erhalten. Nach der Erfahrung des Verfassers kann man ungefähr sagen, daß bei einem bestimmten Transformator das Boraxbad nur ein Viertel des Chlorbariumbadquerschnittes haben darf, um die gleiche Temperatur zu erzielen. Eine weitere Schwierigkeit besteht darin, daß der geschmolzene Borax hartnäckig am Werkzeug anhaftet, jedoch gelingt es, ihn durch Auskochen¹ und Abblasen oder Trommeln im Sandstrahl zu entfernen. Eine weitere Unannehmlichkeit liegt darin, daß Borax die Badzustellung und die Elektroden stärker angreift als Chlorbarium. Vielleicht gelingt es aber Steine zu finden, die gegen Borax widerstandsfähiger sind.

Zur Vermeidung dieser vorläufigen Schwierigkeiten empfiehlt der Verfasser, einen gasbeheizten Eisentiegel zu verwenden. Dieser Eisentiegel soll aus weichem Flußstahl mit nicht über 0,2 vH Kohlenstoff bestehen und eine Wandstärke von etwa 35 mm haben. Bei zweckmäßiger Anordnung der Brenner hält ein solcher Tiegel eine Härtetemperatur von 1300° 60 Stunden aus und hat sich dann sicherlich bezahlt gemacht.

Zur Wärmebehandlung des Schnellstahles gehört auch das Anlassen. Warum dieses wirksam ist, wurde auf S. 269 ausgeführt. Bezüglich des Zeitpunktes des Anlassens ist zu beachten, daß der Schnellstahl erst dann auf Anlaßtemperatur gebracht werden darf, wenn er Härte angenommen hat. Man hat nun gefunden, daß die Umwandlung von γ - in α -Eisen, also die Martensitbildung beim Abschrecken bei etwa 300 bis 200° einsetzt und bei noch niedrigeren Temperaturen zu Ende geht. Man hat ferner festgestellt, daß Schnellarbeitsstähle, bei denen die Umwandlung Ar''' noch nicht eingetreten oder erst zum geringen Teil vollzogen ist, also z. B. solche, die während des Abschreckens bei etwa 300 oder 400° abgefangen werden, durch Anlassen auf 550 bis 600° sehr schwierig, d. h. selbst durch stundenlanges Anlassen nicht in Martensit überführt werden können. Es scheint, daß bereits überwiegend Martensit vorhanden sein muß, damit beim Erwärmen auf 550 bis 600° genügend Keime für die sich träge vollziehende Umwandlung Austenit-Martensit vorhanden sein muß.

¹ Der Borax löst sich leichter ab, wenn man die Werkzeuge nicht aus dem kochenden Wasser erkalten läßt.

Die nächste Frage ist die Anlaßdauer. Theoretisch ist das Anlassen dann vollendet, wenn der Austenit vollkommen verschwunden ist und sich noch kein Troostit gebildet hat. Trotz aller Bemühungen ist es bisher nicht gelungen, eine gültige Regel aufzustellen, wieviel Zeit dieser Vorgang in Anspruch nimmt. Nach dem vorhin Gesagten ist dies eigentlich selbstverständlich. Die für die Überführung des Austenits in Martensit erforderliche Zeitdauer ist um so größer, je größer die Menge des Restaustenits war. Diese Menge wird nun nicht allein davon abhängen, wie weit und wie lange der Stahl nach dem Ablöschen abkühlte, sondern ganz erheblich auch von der Höhe der Abschrecktemperatur von der Dauer der Erwärmung auf Härtetemperatur und schließlich auch noch in hohem Maße von der Zusammensetzung des Stahles. Zu berücksichtigen ist auch, daß, durch Seigerungen verursachte Ungleichmäßigkeiten, die verschiedenen Gefügestände zu verschiedener Zeit entstehen lassen. Es ist hieraus ersichtlich, wieviel schwer erfaßbare Umstände es gibt, die beim Anlassen der Umwandlung des Austenits verschieden stark entgegenwirken. Wenn auch die Martensitbildung immer eine gewisse Zeitdauer erfordert, so darf man doch andererseits nicht in den Glauben verfallen, daß der Martensit einer Anlaßtemperatur von 550 bis 600° unbegrenzte Zeit widersteht. Die Gefügeänderung beim Anlassen strebt dem Gleichgewichtszustand entgegen, und nach einer gewissen Zeit bildet sich auch bei einer Temperatur von 550 bis 600° aus Martensit Troostit und der Stahl wird weicher; die Anlaßdauer darf also auch nicht zu lange gewählt werden. Als Anhaltspunkt kann dienen, daß kleinere Werkzeuge aus hochwertigem Stahl mit hoher Abschrecktemperatur etwa eine halbe Stunde und größere Werkzeuge bis zu 2 Stunden angelassen werden sollen. Dies gilt für kobaltlegierte Schnellarbeitsstähle; niedriger legierte haben eine geringere Anlaßdauer notwendig.

Mit der Frage des Anlassens hängt auch das öfter empfohlene Abschrecken im Bleibad von 400 bis 550° zusammen. Nach dem oben Ausgeführten tritt beim Abkühlen die Umwandlung bei 400 bis 550° noch nicht ein, und der Stahl nimmt die Härte erst dann an, wenn er vom Bleibad herausgenommen an der Luft auf etwa 200° abgekühlt ist. Man kann sich leicht dadurch davon überzeugen, daß man den Stahl mit einem Magneten prüft, und wird dann finden, daß größere Stücke erst geraume Zeit nach

dem Herausnehmen aus dem Bleibad aus der Luft Magnetismus annehmen, also hart werden. Wenn man nun glaubt, daß durch Abschrecken im heißen Bleibad das härtesteigernde Anlassen ersetzt würde, so irrt man sich, denn das Anlassen bei 550° hat nur dann einen Zweck, wenn der Stahl vorher gehärtet war. Nun ist aber im Falle der Bleibadabschreckung die Härtung erst nach der Abkühlung aus 550° eingetreten. Eine günstige Wirkung hat das Abschrecken im Bleibad allerdings. Es ist dies die Verminderung der Reißgefahr und der unregelmäßigen Formänderungen. Sonstige Vorteile, z. B. die manchmal nachgerühmte Erhöhung der Schneidfähigkeit hat das Abschrecken im Bleibad nicht. Es ersetzt auch nicht das härtesteigernde Anlassen bei 550 bis 580°. Von diesem Gesichtspunkt betrachtet, ist die Temperatur des Bleibades auch, in weiten Grenzen betrachtet, gleichgültig, und seine Temperatur kann ruhig zwischen 500 bis 800° schwanken. Über die Warmhärtung siehe S. 28.

Schneidmetalle¹.

Seit etwa 10 Jahren sind neben den Schnellstählen sogenannte Schneidmetalle in Verwendung gekommen. Obwohl diese Schneidmetalle nicht Stahl sind, ja sogar Eisen nur als Verunreinigung enthalten, sollen sie doch hier behandelt werden, weil ihre Erzeugungsstätten Edelstahlwerke sind. Außer der Bezeichnung Schneidmetalle sind auch die Worte „Hartmetall“ und „Werkzeugmetalle“ gebräuchlich.

Unter den heute gebräuchlichen Schneidmetallen unterscheidet man drei Gruppen:

die geschmolzenen Kobalt-Chrom-Wolframlegierungen,

die geschmolzenen Karbidlegierungen,

die gesinterten Karbidlegierungen.

Die letzteren sind heute die wichtigsten.

Stellitähnliche Legierungen. Die geschmolzenen Chrom-Kobalt-Wolframlegierungen haben in Amerika die Markenbezeichnung „Stellit“ bekommen², und auch in Deutschland faßt man die

¹ Als ausführliches Werk s. Becker: Hochschmelzende Hartstoffe und ihre technische Anwendung. Berlin: Verlag Chemie 1933, oder Hartmetallwerkzeuge. Behandlung und Verwendung. AWF 258. Beuth. Verlag 1934.

² Die deutschen Legierungen haben andere Bezeichnungen, z. B.: Celsit (Gebr. Böhler), Percit (Krupp), Akrit (Vereinigte Stahlwerke).

Legierungen auf dieser Grundlage oft unter demselben Namen zusammen. Diese Legierungen beruhen im wesentlichen auf einer Erfindung Haynes, die in der amerikanischen Patentschrift 873745 niedergelegt ist. Das Patent hat einen sehr weiten Bereich, in dem viele nicht gebrauchte Legierungen genannt sind. Das übliche Legierungsgebiet liegt etwa innerhalb folgender Grenzen: 40 bis 55 vH Kobalt, 12 bis 20 vH Wolfram, 25 bis 35 vH Chrom, 1,5 bis 3,0 vH Kohlenstoff.

Um die jeweils beste Legierung zu bekommen, muß man viel engere Grenzen als die hier angegebenen einhalten, und es ist bei der Vielheit der Bestandteile nicht leicht, in diesen engen Grenzen zu bleiben. Es ist zwar nicht schwer, verschleißfeste Legierungen zu bekommen, die bei vorsichtiger Behandlung auch schneidfähig sind, schwierig ist es aber, diese gleichzeitig so zäh zu erhalten, daß sie im praktischen Betrieb nicht ausbröckeln oder abbrechen. Das Abbrechen ist besonders dann zu befürchten, wenn das Schneidmetall nicht aufgelegt, sondern als Vollmesser verwendet wird.

Über den Einfluß der einzelnen Bestandteile ist etwa folgendes zu sagen: Kohlenstoff erhöht die Härte bei Raumtemperatur und die Verschleißfestigkeit. Natürlich fällt gleichzeitig die Zähigkeit ab. So sind Legierungen mit 4 vH Kohlenstoff sehr verschleißfest, aber auch spröde. Löbbecke¹ will festgestellt haben, daß sich bei höherem Kohlenstoffgehalt Graphit abscheidet, der den Verschleißwiderstand erhöhen soll.

Das Kobalt trägt zur Zähigkeit bei. Bei Gehalten von über 50 vH läßt die Verschleißfestigkeit und Schneidhaltigkeit aber bereits erheblich nach. Es war naheliegend, das teure Kobalt durch das billigere Nickel zu ersetzen. Erfolge waren dabei aber bisher nicht einmal durch einen teilweisen Ersatz des Kobalts zu verzeichnen. Es zeigt sich auch hier wieder, wie erheblich verschieden die Legierungswirkung von Kobalt und Nickel ist.

Das Wolfram erhöht den Verschleißwiderstand, aber auch die Sprödigkeit. Legierungen mit mehr als 20 vH Wolfram sind spröde. Chrom wirkt mehr nach der Richtung der Zähigkeit als das Wolfram. Sein Gehalt ergibt sich zwangsläufig als Restbestandteil. Molybdän ist in Gehalten bis zu 10 vH, Vanadin bis zu 5 vH versucht worden, ohne daß man damit besondere Erfolge erzielt hätte.

¹ Mitt. Forsch.-Inst. verein. Stahlwerke, Dortmund Heft 3.

Erfolgversprechender ist der Zusatz von Tantal und Niob in Gehalten von wenigen Prozenten.

Eisen wird als Verunreinigung angesehen. Über die Höhe des zulässigen Gehaltes ist man verschiedener Ansicht. Oertel und Pakulla¹ lassen 10 vH, Schulz² nur 5 vH zu. Die letztere Ansicht dürfte die richtige sein. Fraglich ist, ob ein geringer Eisengehalt nicht als schädliche, sondern als nützliche Beimengung anzusehen ist.

Einer genaueren theoretischen Erklärung über die Wirkung der einzelnen Bestandteile ist diese verwickelt zusammengesetzte

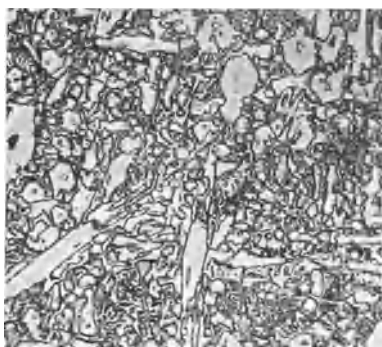


Abb. 135. Kleingefüge eines Schneidmetalles mit mittlerem C-Gehalt. $\times 200$.

Legierung noch nicht zugänglich. Im Kleingefüge besteht es zum großen Teil aus nadelförmigen und runden Gebilden, die wie Karbide aussehen und mit wenig Grundmasse verkittet sind. Bei einem Kohlenstoffgehalt von 1 bis 2 vH ist ein dem Ledeburit entsprechender Bestandteil zugegen, darüber hinaus treten grobe Nadeln auf, die etwa dem Primärzementit der reinen Eisen-Kohlenstofflegierungen vergleichbar sind. Das

Erscheinen dieses Bestandteils hängt natürlich nicht allein vom Kohlenstoffgehalt, sondern auch vom Gehalt an Wolfram und Chrom ab. Dieser Bestandteil ist vor allem für die bei höherem Kohlenstoffgehalt eintretende Sprödigkeit verantwortlich zu machen.

Abb. 135 zeigt das Gefüge einer Legierung mit etwa 2,2 vH Kohlenstoff aus dem Innern eines quadratischen Stabes mit 20 mm Seitenlänge bei durchschnittlicher Erstarrungsgeschwindigkeit. Da sich bei der Vielheit der Bestandteile und der Raschheit der Erstarrung sicher der Gleichgewichtszustand noch nicht einstellt, so ändert sich auch die Verteilung der Legierungsbestandteile auf die einzelnen Gefügeteile in Abhängigkeit von der Erstarrungsgeschwindigkeit. Bei langsamer Erstarrung werden die

¹ Stahl u. Eisen 1924 S. 1717.

² Z. Metallkde. 1924 S. 337.

Gefügeteile sich dem Gleichgewichtszustand nähern, bei rascher sich von ihm entfernen.

Die stelliteähnlichen Schneidmetalle sind ebensowenig wie die anderen Schneidmetalle schmiedbar. Sie sind auch nicht härtbar und erleiden nach dem Erstarren nur geringe Gefügeänderungen. Die bei diesen Metallen vorhandene Härte ist Naturhärte und durch die Abkühlungsgeschwindigkeit aus irgend welcher Temperatur unterhalb der Schmelztemperatur nicht wesentlich beeinflussbar. Ein Erweichen durch Anlassen tritt infolgedessen auch nicht ein. Die einzige Möglichkeit einer wesentlichen Gefügeänderung besteht bei Legierungen höheren Kohlenstoffgehaltes darin, wenn sich, wie Löbbecke angibt, Graphit ausbildet, dessen Abscheidung auch bei höheren Glühtemperaturen gefördert werden

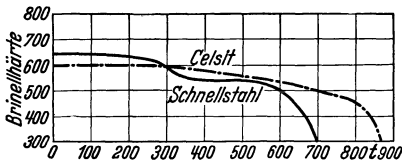


Abb. 136. Warmhärte eines gehärteten Schnellstahles und einer stelliteähnlichen Legierung.

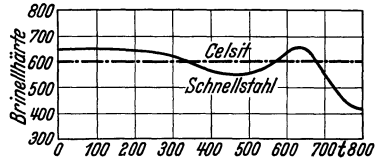


Abb. 137. Härte der Legierungen wie nach Abb. 136, erwärmt nach dem Erkalten gemessen.

könnte. Wenn nun auch durch Abkühlung unterhalb der Schmelztemperatur kaum eine Beeinflussung mehr möglich ist, so können doch erhebliche Unterschiede in Legierungen derselben Zusammensetzung dadurch entstehen, daß die Legierung verschieden rasch aus dem Schmelzfluß erstarrt. Rasch erstarrende Stücke haben feines Gußgefüge, sind zäher und trotzdem etwas härter als langsam erstarrende. Es ist nun sehr schwierig, das Erstarrungsgefüge zu beherrschen, da es bei dieser Legierung ganz besonders empfindlich von den Gießbedingungen abhängt. Außerdem handelt es sich meist um kleine schwierig gießbare Formen, wo man die Gießtemperatur aus gießtechnischen Gründen nicht so niedrig halten kann, als es für ein feines Gußgefüge wünschenswert wäre.

Der Vorteil, den dieses Schneidmetall gegenüber den Schnellstählen hat, ist nicht seine größere Härte bei gewöhnlicher Temperatur, sondern seine größere Verschleißfestigkeit in der Wärme, mit der größere Schneidhaltigkeit verbunden ist. Die Abb. 136 gibt den ungefähren Verlauf der Fallhärte eines Schneidmetalles

und Schnellstahles bei verschiedenen Temperaturen wieder. Dazu kommt noch, daß über 600° erwärmter Schnellstahl nach dem Erkalten weich geworden ist, während Schneidmetall seine vorige Härte immer wieder annimmt (s. Abb. 137).

Außer der hohen Warmhärte sind es noch die vielen karbidähnlichen Bestandteile, die die Warmverschleißhärte und damit die Schneidfähigkeit erhöhen.

Infolge seiner verhältnismäßig geringen Härte bei gewöhnlicher Temperatur sind die stelliteähnlichen Legierungen für die Bearbeitung sehr harter Werkstücke wie Hartguß, Stähle mit über 120 kg/mm² Festigkeit, mineralischer Körper wie Glimmer oder Hartgummi nicht geeignet. Den größten Vorteil gegenüber Schnellstahl bieten diese Legierungen bei der Bearbeitung von Grauguß. Die Verwendung geschieht öfter als aufgelegte Plättchen, als in Form von Vollmessern. Für Fräser und andere vielgestaltige Werkzeuge werden aufgelegte Plättchen gebraucht oder die Legierung auf den Grundkörper aus Stahl mit Hilfe der Schmelzschweißung aufgebracht¹.

Dieses Verfahren wird nicht nur für Fräser gebraucht, sondern auch für Werkzeuge, die mit dem Schneidvorgang nichts zu tun haben, z. B. für Warmarbeitswerkzeuge. Im großen wird dieses Metall durch Auftropfen zur Panzerung von Erdbohrmeißeln verwendet.

Die vergleichsweise Leistung zu Schnellstählen wird beim Abschnitt „Bearbeitbarkeit“ besprochen werden.

Eine bemerkenswerte Studie über diese Legierungen geben Oertel und Pakulla².

Vorteilhaft sind diese Legierungen auch deshalb, weil sie korrosionsbeständig sind. Sie sind in Wasser und an der Luft vollkommen beständig, gut beständig gegen Salzsäure, schwefelige Säure, Königswasser. Diese Korrosionsbeständigkeit macht die Legierung bei Verarbeitung von stark angreifenden Mitteln nützlich, Verwendungszwecke sind für solche Fälle, z. B. Preßformzeuge für Trockenbatterien, Bearbeitungswerkzeuge von Salzkrusten.

Es ist begreiflich, daß man auch bei diesen Legierungen versucht hat, grundsätzlich neue Zusammensetzungen herzustellen,

¹ Über eine Aufstellung der Verwendungszwecke der Legierung siehe z. B. Iron Age 11. Dez. 1930 S. 1782 bis 1782.

² Stahl u. Eisen 1924 S. 1717 bis 1720.

die billiger sind. Von der großen Zahl von Vorschlägen sei z. B. folgende Legierung erwähnt: 1 bis 2 vH C, 30 bis 40 Cr, 25 bis 20 W, 20 bis 25 Fe, Rest Ni und Co.

Karbidschneidmetalle. Bevor wir auf die Karbidmetalle¹ näher eingehen, wollen wir uns mit den Eigenschaften einiger Karbide selbst als der wirksamsten Bestandteile befassen. Die Eigenschaften der wichtigsten, entweder schon verwendeten oder für die Zukunft in Betracht kommenden Karbide sind in der Zahlentafel 101 zusammengefaßt.

Zahlentafel 101².
Eigenschaften verschiedener Metallkarbide (Hoyt).

Karbid	Härte nach Mohs	Atom-anordnung ³	Gitterparameter			Dichte		Schmelzpunkt °C	Kohlenstoff in vH
			a	c	c/a	be-rechnet	beim Versuch ermittelt		
TiC	9+	CFZ	4,60	—	—	4,08	4,25	3250	20,0
ZrC	8—9	CFZ	4,76	—	—	6,51	6,90	3250	11,7
ThC ₂	—	—	—	—	—	—	8,90	—	—
V ₅ C	—	hex.	—	—	0,17	—	—	—	4,5
VC	7—9+	CFZ	4,30	—	—	5,25	5,36	2800	19,0
NbC	9+	CFZ	4,40	—	—	8,20	7,56	3800	11,4
TaC	9+	CFZ	4,49	—	—	14,00	13,96	3800	6,2
Cr ₄ C	7a	CFZ	10,64	—	—	7,24	6,75	—	5,45
Cr ₇ C ₃	—	hex.	13,98	4,52	—	6,9	6,9	1665	9,0
Cr ₂ C ₃	8	orth.	2,82	11,46	—	6,66	6,6	1890	13,3
Mo ₂ C	9+	hex.g.	2,99	4,72	1,58	—	8,9	2500	5,88
MoCb	7—8	—	4,88	6,54	1,34	—	8,4	2840	11,12
W ₃ C	—	—	—	—	—	—	—	—	—
W ₂ C	9+	hex.g.	2,99	4,71	1,57	17,15	16,9	3000	3,15
WC	9+	hex.	2,90	2,83	0,97	15,52	15,5	2900	6,12
U ₂ C ₃	8+	—	—	—	—	—	11,28	—	7,03

Auf die Eigenschaften der wichtigsten Karbide eingehend möge darüber folgendes gesagt werden. Die zuerst benutzten Karbide waren die Wolframkarbide WC und W₂C. Auch andere Karbide wurden teils vorgeschlagen und teils schon verwendet. Die wichtigsten sind die Titankarbide TiC und Ti₂C, das Tantalkarbid

¹ Ausführliches über diesen Gegenstand siehe Becker: Hochschmelzende Hartstoffe. Stahl u. Eisen 1931 S. 943.

² Hoyt: Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. 1930 S. 9 bis 58.

³ CFZ = kubisch flächenzentriert; CRZ = kubisch raumzentriert; hex. g. = hexagonal geschlossen; hex. = hexagonal; orth. = orthorhombisch.

TaC und das Molybdänkarbid MoC oder Mo₂C. Über die Eigenschaften und über die Herstellung dieser Karbide findet sich Ausführliches bei Becker, der auch die Möglichkeiten bespricht, die sich mit Nitriden oder Boriden ergeben.

Verschiedene Forscher, z. B. Becker, sowie Gregg und Küttner¹ weisen nach, daß bei niedriger Temperatur nur WC und W₂C beständig sind und nicht Lösungen der beiden Karbide ineinander. Möglicherweise besteht bei hohen Temperaturen noch W₃C₂, das aber bei gewöhnlicher Temperatur sofort in WC und W₂C zerfällt. Durch Reduktion der Wolframsäure im Kohlenstoff bildet sich bei Temperaturen unterhalb 1900° WC, oberhalb dieser Temperatur W₂C. W₂C ist also das Karbid des Schmelzflusses, WC das Karbid des Sinterns. Hoyt nimmt die Härte dieser Karbide als gleich an (s. Zahlentafel 101). Es scheint aber doch, daß W₂C härter ist als WC.

Die geschmolzenen Karbidmetalle wurden früher als die gesinterten ausgebildet und ebenso wie später bei den gesinterten griff man zuerst zu dem Wolframkarbid. Dieses Karbid entspricht, da es geschmolzen ist, etwa der chemischen Formel W₂C.

Die Hoffnung, die man an die geschmolzenen Karbide setzte, haben sich nur teilweise erfüllt. Sie sind zwar für manche Zwecke, z. B. für Drahtziehwerkzeuge oder als Auflagen bei Erdbohrmeißeln, wohlgeeignet, für spanabhebende Werkzeuge aber zu spröde. Die Sprödigkeit rührt von dem groben Korn der geschmolzenen Karbide und den Gußspannungen her. Es wurden viele Versuche unternommen, die gegossenen Karbidmetalle zu verbessern, aber trotz mancher Fortschritte hat man noch lange nicht die Zähigkeit der gesinterten Karbide erreichen können.

Wir kommen nun zu den wichtigsten Karbidmetallen, den gesinterten. Das Sintern ist ein aus der Keramik bekannter Vorgang, der hier auf das metallurgische Gebiet übertragen wurde. Er beruht darauf, daß man schwer schmelzbare Körper in fein zerkleinertem Zustand mit oder ohne einen leichter schmelzbaren Zusatzkörper mischt und auf Temperaturen unterhalb des Schmelzpunktes des schwer schmelzbaren Anteils (sofern ein leichter schmelzbarer zugegen ist), in diesem Fall der Karbide, erhitzt, wobei die Temperatur und Zeitdauer der Erhitzung so gewählt

¹ Stahl u. Eisen 1929 S. 674.

wird, daß die Karbide zusammenfritten¹. Man hat dadurch gegenüber den geschmolzenen Karbiden drei Vorteile: 1. den der niedrigeren Erzeugungstemperatur (Sintertemperaturen der Karbidmetalle liegen zwischen 1400 bis 2000°, die Schmelzpunkte hingegen über 2500°); 2. kann man durch die Wahl der Korngröße des Karbidpulvers dem Metall die Korngröße aufzwingen; 3. die harten Karbide bleiben in der weicheren Grundmasse eingebettet, wodurch der Körper bedeutend zäher wird.

Das erste marktfähige gesinterte Karbidmetall war das Widia-metall², das aus mit Kobalt verkittetem WC besteht. Wegen der besonderen Wichtigkeit dieses Metalles seien die Ansprüche der beiden Patente angeführt, auf die sich die Herstellung und Zusammensetzung dieses Metalles gründet.

D.R.P. 420689: 1. Gesinterte, harte Metallegierung für Arbeitsgeräte und Werkzeuge, insbesondere Ziehsteine, dadurch gekennzeichnet, daß dieselbe aus einem Wolframkarbid mit etwa 3 bis 7 vH Kohlenstoffgehalt und einem zusätzlichen Hilfsmetall von wesentlich niedrigerem Schmelzpunkt, wie etwa Eisen, Kobalt oder Nickel, in Mengen bis höchstens 10 vH besteht.

2. Gesinterte Metallegierung nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, daß dieselbe gleichzeitig zwei oder mehrere Hilfsmetalle bis 10 vH der Gesamtmenge der Legierung enthält.

3. Verfahren zur Herstellung der Metallegierungen nach Anspruch 1, 2, dadurch gekennzeichnet, daß pulverförmiges 3 bis 10 vH Kohlenstoffgehalt aufweisendes Wolframkarbid gemeinsam mit einem höchstens 10 vH der Gesamtmenge betragenden fein verteilten Hilfsmetall zu Körpern gepreßt und bis zur Sinterung erhitzt wird.

D.R.P. 434527: Gesinterte harte Metallegierung, Arbeitsgeräte und Werkzeuge gemäß Patent 420689, dadurch gekennzeichnet, daß der Gehalt an zusätzlichen Hilfsmetallen 10 bis 20 vH der gesamten Legierungsmenge beträgt.

Die dem Widia etwa entsprechende amerikanische Legierung heißt Carboloy. Widia und Carboloy haben als leichter schmelzbares Hilfsmetall Kobalt in den Grenzen von 3 bis 13 vH. Während des Sinterungsvorganges, der bei diesen Metallen bei etwa

¹ Bei der Herstellung der Karbidmetalle sinterte man bisher immer mit einem zäheren Hilfsmetall, da sonst der Körper zu spröde wäre.

² F. Krupp, Essen.

1500° durchgeführt wird, wird das Kobalt knapp oberhalb über dem Schmelzpunkt erwärmt und nimmt Wolframkarbid auf, so daß als Kittmasse eine kohlenstoffhaltige Kobalt-Wolframlegierung, also eine Art Stellite vorliegt. Das Kleingefüge eines gesinterten Wolframkarbids mit 13 vH Kobalt ist aus der Abb. 138 zu sehen¹.

Die so entstehende Einbettungsmasse ist der hauptsächliche Träger der Zähigkeit, und eine der größten Schwierigkeiten in der Erzeugung besteht darin, für diese Kittmasse die gewünschte Zusammensetzung zu erhalten. Außer durch Sintern wird diese

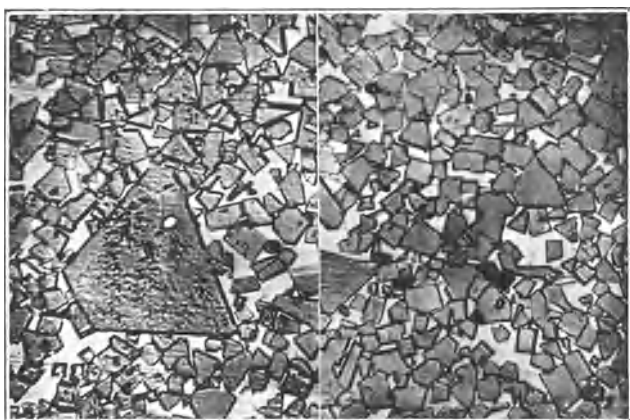


Abb. 138. Gefüge eines gesinterten Wolframkarbidmetalles. Nach Hoyt. $\times 1250$.

Legierung auch noch durch Heißpressen hergestellt. Das Warmpressen geht nach Hoyt² so vor sich, daß man gepulvertes Wolframkarbid und Kobalt in einer Kugelmühle mahlt, in eine Graphitform preßt und durch Durchleitung eines starken elektrischen Stromes unter gleichzeitigem Pressen erhitzt. Wählt man Temperatur, Druck und Zeit richtig, so steht das Erzeugnis dem kalt gepreßten gesinterten nicht nach. Die Schwierigkeit liegt aber im großen Formenverbrauch, da bei jeder Pressung eine Form zugrunde geht.

Neben Wolframkarbiden werden auch andere Karbide für die Erzeugung von Sintermetall verwendet. So z. B. das Titankarbid oder Gemische des Titankarbids mit Wolframkarbid oder Chromkarbid oder Molybdänkarbid usw. Als Bindemetall kommen

¹ Stahl u. Eisen 1931 S. 943.

² Iron Age 27. Febr. 1930 S. 646 bis 648.

Kobalt oder Nickel in Frage. Die Titankarbidmetalle haben ein wesentlich geringeres spezifisches Gewicht, z. B. 6 bis 7, während das gesinterte Wolframkarbid ein spezifisches Gewicht von etwa 14 hat. In der Kaltverschleißfestigkeit und Warmhärte ist das Titankarbid dem Wolframkarbid überlegen. Setzt man dem Wolframkarbid Titankarbid zu, so zeigt sich schon bei geringen Mengen, etwa 10 vH, ein starkes Ansteigen der Schneidhaltigkeit auf Stahl. Ein Nachteil des Titankarbides ist seine schlechte Wärmeleitfähigkeit. Aus diesem Grunde sind die titanhaltigen Karbidmetalle nach den bisherigen Erfahrungen nur dann schneidhaltiger, wenn der Span über die Messerbrust abrollt und dadurch die Wärme verteilt wird. Bei spröden Körpern dagegen, wie bei Grauguß und Hartguß, wo die Spanteilchen unmittelbar von der Schneidkante weggehen, tritt eine solche örtliche Erwärmung ein, daß sie trotz größerer Härte und Warmhärte weniger schneiden als das Wolframkarbid. Fortschritte sind aber auch hier zu erwarten.

Ein anderes, in neuerer Zeit technisch verwendetes Karbid ist das Tantalkarbid, mit Nickel als Bindemetall. Auch hier mischt man andere Karbide, z. B. Molybdän- und Wolframkarbide hinzu¹. Auch der Zusatz von Wolfram und Molybdän im elementaren Zustand ist versucht worden, es läuft dies aber auf dasselbe hinaus, wie der Zusatz von Wolfram- oder Molybdänkarbid, da sich bei der Erzeugung durch die immer vorhandenen aufkohlenden Gase oder durch überschüssigen Kohlenstoff diese Metalle zwangsweise in Karbid umsetzen.

Bezüglich der vielen Verwendungsmöglichkeiten sei auf Fehse² hingewiesen.

Damit ist die Entwicklung der gesinterten Karbidmetalle bestimmt noch nicht abgeschlossen, und es ist anzunehmen, daß in den nächsten Jahren eine ganze Reihe verschieden zusammengesetzter Sintermetalle auftauchen werden. Über etwa mögliche Neuerungen bestehen bereits eine große Zahl von Patenten, die allerdings noch nicht ausgeführt wurden. Die Neuerungen würden sich auf die Verwendung von Boriden, Nitriden anstatt der Karbide beziehen, wie auch die Zähigkeit der Grundmasse zu ver-

¹ Metallbörse 21. März 1931, Nov. 1923 S. 532.

² Masch.-Bau 5. März 1931 S. 161 bis 173 und Schlesinger: Werkst.-Techn. 1. Juli 1929 S. 381 bis 387.

bessern suchen, dadurch, daß man statt Kobalt oder Nickel z. B. Beryll oder Kupfer verwendet. Es ist hier mit der Einhaltung der Zusammensetzung keineswegs getan, sondern es bedarf jedesmal der sorgfältigen Ausarbeitung von Sonderverfahren, die für jede Zusammensetzung anders geartet sind. Auch die Möglichkeit, geschmolzene Karbide für spanabhebende Werkzeuge durch Anwendung besonderer Schmelz- und Gießverfahren brauchbar zu machen, ist nicht von der Hand zu weisen.

Über die Schneidleistung der Karbidmetalle im Verhältnis zu den stellitähnlichen Legierungen und Schnellstahl wird im Abschnitt „Bearbeitbarkeit“ die Rede sein.

Bearbeitbarkeit mit spanabhebenden Werkzeugen¹.

Die meisten Gegenstände aus Stahl und Eisen und auch aus Nichteisenmetallen, die man in Fahrzeug-, Maschinen- und Werkzeugfabriken verarbeitet, werden zu ihrer Formgebung ausschließlich oder wenigstens teilweise spanabhebend bearbeitet. Für die Zwecke dieses Buches ist es in erster Linie von Belang, wie die Bearbeitbarkeit durch die Stoffeigenschaften des Werkstückes und des Werkzeuges beeinflußt wird. Die Werkzeugformen gehören nicht in den Rahmen dieses Buches.

Darauf, daß der Begriff der Bearbeitbarkeit oft nicht eindeutig verstanden wird, ist ein gut Teil der Unklarheit, die auf diesem Gebiet herrschte und noch herrscht, zurückzuführen. Grundsätzlich kann man die Bearbeitbarkeit eines Werkstoffes beurteilen:

1. nach der Spanmenge, die unter sonst gleichen Arbeitsbedingungen bis zum Nachschleifen des Werkzeuges erzielt werden kann. Sie wird ausgedrückt in der Geschwindigkeit, mit der man unter bestimmten Bedingungen arbeitet;
2. nach dem Oberflächenaussehen des bearbeiteten Stückes;
3. nach dem Arbeitsverbrauch bei der Zerspanung.

Diese drei Arten der Bearbeitbarkeit stehen nicht miteinander im Zusammenhang; ein Werkstoff kann von einem Standpunkt aus gut, vom anderen schlecht zerspanbar sein. Ein strenges Auseinanderhalten der Begriffe ist also nötig.

Die Kenntnisse darüber, welche metallurgischen Eigenschaften, z. B. Härte, Zugfestigkeit, Streckgrenze, Dehnung, Gefüge, Erzeugungsweise das Spanabheben beeinflussen, sind

¹ Siehe Stahl u. Eisen 1932 S. 1037/45 und 1934 S. 580/583.

leider noch lückenhaft. Einigermaßen klar sieht man erst beim Drehen, während über das Bohren und Fräsen wenig Ergebnisse vorliegen, noch weniger ist über das auch zu den spanabhebenden Bearbeitungsvorgängen zählende Schleifen bekannt. Es hat nicht an Versuchen gefehlt, die Zerspanbarkeit mit Hilfe des Kurzversuches zu bestimmen. Diese Versuche ergeben aber keine für die Werkstätte unmittelbar brauchbaren Zahlen, sondern höchstens Vergleichswerte. Man ist deshalb gezwungen, die Bedingungen des Betriebes an der betreffenden Werkzeugmaschine nachzuahmen. Der „Standzeitversuch“ besteht darin, bei gegebener Spanstärke die Haltbarkeit des Werkzeuges für verschiedene Schnittgeschwindigkeiten festzustellen. Man findet ein Schaubild nach Abb. 139, das eine starke Abhängigkeit der Standzeit von der Schnittgeschwindigkeit zeigt.

Bei der Auswertung der Standzeitversuche sind grundsätzlich zwei Vergleichsmöglichkeiten vorhanden. Die erstere ist die, daß man bei gleichbleibender Arbeitszeit des Werkzeuges bis zum Nachschleifen die erzielbare Schnittgeschwindigkeit mißt und diese als Maß für die Bearbeitbarkeit nimmt; die zweite Möglichkeit ist der Vergleich der Standzeit bei gleicher Schnittgeschwindigkeit, und natürlich auch sonst gleichen Arbeitsbedingungen. Beim Drehen ist meist der Vergleich der Schnittgeschwindigkeit bei einer bestimmten Standzeit am Platze.

Was sind nun die Ursachen für die verschiedene Zerspanbarkeit? Es ist klar, daß die Schnittgeschwindigkeit um so größer sein darf und das Werkzeug um so länger brauchbar bleibt, je geringer die zerstörenden Einflüsse auf das Werkzeug beim Abtrennen des Spans sind. Hierzu gehören die Entwicklung von Wärme beim Zerspanen, deren Ableitung und der mechanische Verschleiß der Schneide durch das Eindringen in das Werkstück und den scheuernden Span. Die Wärme entsteht aus der Verformungsarbeit bei der Abtrennung und Verquetschung des Spanes, sowie aus der Reibung des Werkzeugs mit Werkstück und Span. Es wäre wichtig zu wissen, wie groß der aus der Ver-

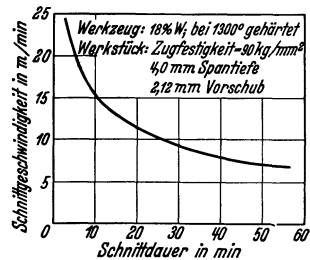


Abb. 139. Beispiel einer Standzeitkurve beim Drehversuch.

formungsarbeit und aus der Reibung entstehende Wärmeanteil ist, dafür fehlen aber alle rechnerischen Unterlagen. Der zweite zerstörende Einfluß, die scheuernde Abnutzung, wird durch den Schnittdruck und die Härte des Spanes bedingt. Die Härte des Spanes ist nicht allein von der Festigkeit des Werkzeuges abhängig, sondern auch von der Kalthärtbarkeit. Diese kann recht verschieden sein; Werkstoffe derselben Zugfestigkeit lassen bis zum Bruch sehr unterschiedliche Kaltverformung und damit verschiedene Kalthärtung zu. Ein bekanntes Beispiel hierfür ist der hochlegierte Manganstahl, der wesentlich dehnbarer und kalt härter als ein Kohlenstoffstahl gleicher Zugfestigkeit ist. Aber nicht allein die bloße, durch Messungen erfaßbare Härte des Spanes zerstört die Schneide, sondern auch die in den Stählen eingeschlossenen harten Bestandteile. Als solche kommen vor allem Karbide in Frage, die wegen ihrer großen Härte und wegen der durch Absplittern entstehenden scharfen Kanten das Werkzeug verletzen, während sie an den bildsamen Verformungen, die den Kraftverbrauch hauptsächlich bestimmen, nicht teilnehmen. Neben der Festigkeit und Kalthärtbarkeit ist es also die Kratzwirkung der Karbide, die die Schneide zerstört. Ein der Kratzwirkung der Karbide ähnlicher Einfluß dürfte auch dann vorhanden sein, wenn andere härtere Gefügebestandteile, z. B. Martensitreste, in einer weicheren Grundmasse liegen; dadurch wird der Stahl schwerer bearbeitbar, als seine Festigkeit annehmen läßt.

Man könnte bei flüchtiger Betrachtung glauben, daß man aus den Ergebnissen des Zerreißversuches wenigstens die Größe der Verformungsarbeit ableiten könnte; bei näherer Prüfung ergibt sich aber, daß doch ein wesentlicher Unterschied zwischen der Verformungsarbeit im Zerreißversuch und der bei der Spanabtrennung besteht. Das Spannungs-Dehnungsschaubild des Zerreißversuches zeigt etwa bis zur Streckgrenze die Verformungsarbeit, die sich auf den ganzen Stab verteilt, und im weiteren Verlaufe die Verformung bis zum Bruch, an der aber nur ein kleinerer der Bruchstelle zunächstliegender Bereich des Probestabes teilnimmt. Bei der Zerspannung verläuft der Verformungsvorgang durchaus verschieden. Der gesamte abgetrennte Span wird gleichmäßig weit über die Streckgrenze verformt.

Wenn nun auch die theoretische Betrachtung wenig Aufschluß gibt, so hat der Versuch gelehrt, daß für eine große Gruppe

von Werkstoffen, etwa für die üblichen unlegierten und legierten Maschinen-Einsatz- und -Vergütungsstähle, im großen und ganzen die Zugfestigkeit für die erzielbare Spanmenge maßgebend ist. Aus Abb. 140 und 141 geht z. B. der große Einfluß der Zugfestigkeit auf die erzielbare Schnittgeschwindigkeit klar hervor; eine Steigerung der Zugfestigkeit von 50 bis 60 kg/mm² verringert die Schnittgeschwindigkeit je

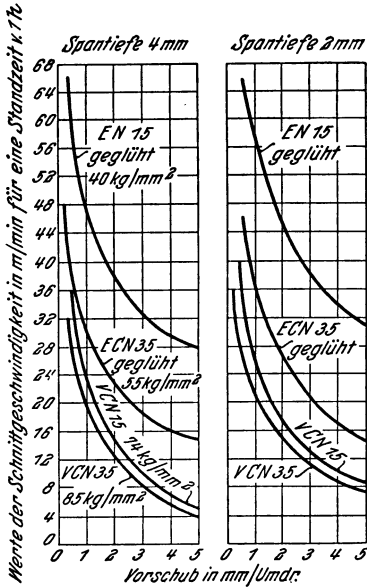


Abb. 140. Schnittgeschwindigkeit bei einer Stunde Drehdauer (v_{60}) bei Chrom-Nickelstählen. Werkzeug aus Schnellstahl¹.

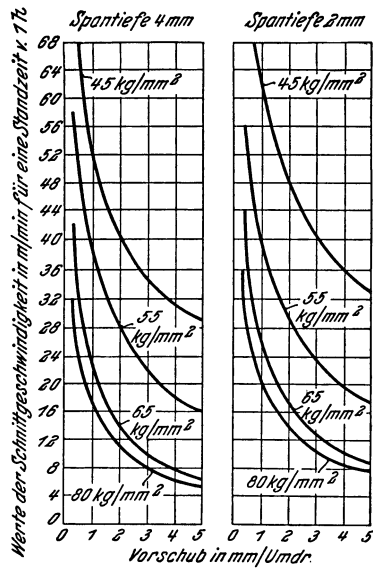


Abb. 141. Schnittgeschwindigkeit bei einer Stunde Drehdauer (v_{60}) bei unlegierten Stählen. Werkzeug aus Schnellstahl.

nach den Schneidbedingungen um 20 bis 50 vH, unter Umständen also um die Hälfte. Neuere Untersuchungen von Langenbach² schreiben der Streckgrenze einen maßgeblicheren Einfluß als der Festigkeit zu. Dazu ist zu bemerken, daß diese Beobachtung von Langenbach nur an höher legierten Stählen und an größeren Abmessungen gemacht wurde, die zu Seigerungen neigen. Diese Versuche sind jedenfalls nicht geeignet, die Ansicht vom überwiegenden Einfluß der Festigkeit zu erschüttern. Über das Schlichten, bei dem besondere Anforderungen an Maßhaltigkeit

¹ Stahl 4 nach Zahlentafel 100.

² Dr.-Ing.-Dissertation Aachen 1932.

von Werkstück und Werkzeug gestellt werden, ist noch wenig Verlässliches bekannt. Aus den spärlich vorliegenden Versuchen seien die von T. G. Digges¹ angeführt. Wenn man diese Versuche für verlässlich ansieht, so wäre auch hier vor allem die Zugfestigkeit maßgebend. Digges betont sogar, daß verschiedene Wärmebehand-

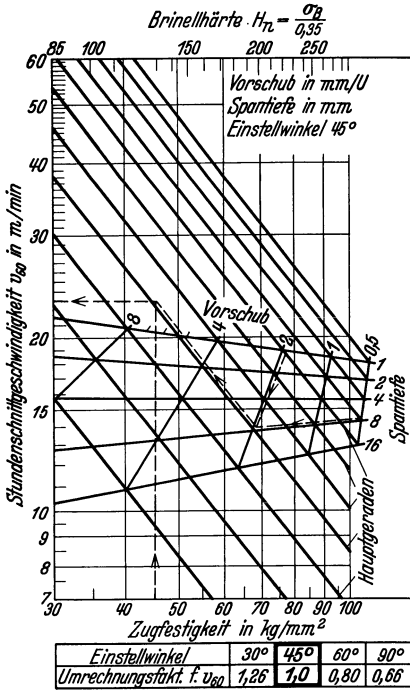


Abb. 142. v_{100} -Bestimmungstafel für das Drehen von Stahl und Stahlguß. Meißel aus Schnellstahl; trockener Schnitt. Nach Wallichs und Dabringhaus.

größerer Spantiefe. Es geht dies im übrigen auch schon aus den Abb. 140 und 141 hervor.

Zu beachten ist, daß alle diese Versuche für zunderfreie Oberfläche gelten, da besonders bei geringer Spantiefe der Zunder die Bearbeitbarkeit beeinträchtigt.

Daß der Einfluß der Zugfestigkeit alles andere überragt, gilt, wie vorher gesagt wurde, nur für die Bau-Vergütungs- und -Ein-

lung des Stahles, also verschiedene Streckgrenze und Zähigkeit ohne Einfluß gewesen sei. Unter der Voraussetzung, daß die Festigkeit der die wirtschaftliche Schnittgeschwindigkeit am meisten beeinflussende Umstand ist, haben Wallichs und Dabringhaus Bestimmungstafeln aufgestellt, s. Abb. 142, 143, aus denen sich für verschiedene Spanformen und Festigkeiten verschiedene

Schnittgeschwindigkeiten ablesen lassen. Es ist daraus ersichtlich, daß nicht allein der Spanquerschnitt, sondern auch das Verhältnis von Spantiefe zum Spanvorschub zu berücksichtigen sind. Derselbe Spanquerschnitt mit größerem Vorschub beansprucht die Schneide mehr als ein Spanquerschnitt mit

¹ Bur. Stand. J. Res. Bd. 6 (1931) S. 977 bis 992; Stahl u. Eisen 1932 S. 1040.

satzstähle. Fällt die Zusammensetzung stark aus dem Rahmen dieser genannten Stähle heraus, so kann die Bearbeitbarkeit nicht nach der Zugfestigkeit beurteilt werden. Ein Beispiel hierfür ist das Gußeisen, das infolge der Graphiteinschlüsse eine viel geringere Zugfestigkeit hat, als man sie aus der Brinellhärte errechnen würde. Die Bearbeitbarkeit des Gußeisens richtet sich

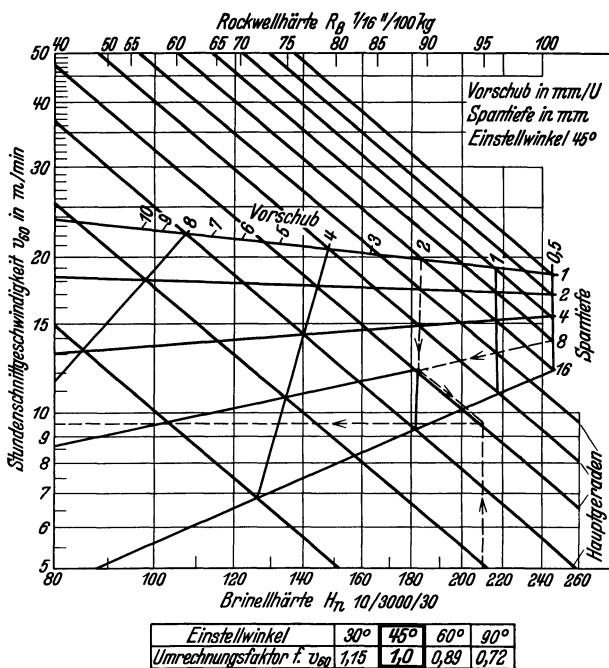


Abb. 143. v_{60} -Bestimmungstafel für das Drehen von Gußeisen, Meißel aus Schnellstahl; trockener Schnitt. Nach Wallichs und Dabringhaus.

nach seiner Härte und ist ungefähr ebenso groß wie die des gleichharten Stahles.

Auch hochlegierte Stähle sind viel schwerer bearbeitbar, als man aus der Zugfestigkeit schließen könnte. Ein auffälliges Beispiel hierfür gibt Zahlentafel 102, in der die Bearbeitbarkeit von vergütetem Chrom-Nickelstahl VCN 35 und gleichfestem ge- glühten Schnellstahl miteinander verglichen wird.

Der Schnellstahl erlaubt nur etwa die halbe Schnittgeschwindigkeit wie VCN 35, da die in ihm enthaltene große Menge von harten Doppelkarbiden die Schneide des ihn bearbeitenden

Zahlentafel 102. Drehversuche an Chrom-Nickelstahl und Schnellstahl gleicher Zugfestigkeit¹.

Stahlgattung	Streckgrenze	Zugfestigkeit	Schnittgeschwindigkeit	Spanntiefe	Vorschub	Drehdauer
	kg/mm ²	kg/mm ²	m/min	mm	mm/U	min
VCN 35 vergütet	70	85	15	3	2,12	44,0
	70	85	15	3	2,12	48,03
	70	85	15	3	2,12	47,02
Schnellstahl geglüht	65	85	15	—	—	4,40
	65	85	7	3	2,12	44,29
	65	85	7	3	2,12	93,05
	65	85	7	3	2,12	57,05

Stahles viel früher abnutzt. Ein Beispiel dafür, daß ein Stahl mit verhältnismäßig niedriger Härte schwerer bearbeitbar ist, ist der verschleißfeste Stahl mit 12 vH Mangan, der bei einer Härte von 200 Brinelleinheiten und 100 kg/mm² Zugfestigkeit schwerer bearbeitbar ist als andere Stähle mit 150 kg/mm² Zugfestigkeit. Für die schlechte Zerspanbarkeit dieses Stahles, dessen Streckgrenze übrigens außerordentlich tief liegt, ist die große Dehnbarkeit verantwortlich, aus der vor allem die so große Kalt-härtbarkeit folgt. Die Eigenschaften der stärkeren Kalthärtbarkeit teilt dieser Stahl mit anderen austenitischen Stählen, z. B. dem bekannten rostfreien Chrom-Nickelstahl, wenngleich sie hier nicht auffallend in Erscheinung tritt.

Auch die Automatenstähle weichen in ihrem Verhalten erheblich ab, d. h. sie sind bei gleicher Zugfestigkeit weitaus besser bearbeitbar als die übrigen Stähle. W. Dick² erklärt dies damit, daß die Verformungsarbeit, die aus Kaltverformungsarbeit vor der Schneide, dem Abtrennen und dem Abbiegen des Stahles besteht, bei Automatenstahl dadurch kleiner wird, daß die Späne infolge ihrer Sprödigkeit leichter abgebogen werden können. Allerdings gilt nach Dick diese Erklärung nur für Späne mit kleinem Vorschub, während aber die leichtere Bearbeitbarkeit doch auch für größere Vorschübe gilt. Wallich und Opitz³ fanden, daß unberuhigt vergossene Stähle im allgemeinen besser bearbeitbar sind als beruhigt vergossene.

¹ Nach F. Rapatz: Stahl und Eisen als Werkstoff. Vorträge auf der Werkstofftagung Berlin Bd. 1 (1927) S. 60/69 Düsseldorf: Stahl Eisen m. b. H. 1928.

² Dr.-Ing.-Dissertation Techn. Hochsch. Aachen 1932; s. a. Stahl u. Eisen 1932 S. 17 bis 18.

³ Masch.-Bau 1933 S. 303/306.

Die bisher angeführten Ergebnisse bezogen sich, soweit sie deutsche Versuche betrafen, auf Schnellstahl, wie er bis zum Jahre 1927 ausgebildet war. Seit dieser Zeit sind Steigerungen der Schnittgeschwindigkeit um etwa 20 vH erreicht worden¹. Da in den letzten Jahren auch die Schneidmetalle starken Eingang gefunden haben, ist es wichtig, auch hier über Bearbeitbarkeitszahlen etwas zu erfahren. Abb. 144 bis 146 geben eine Reihe

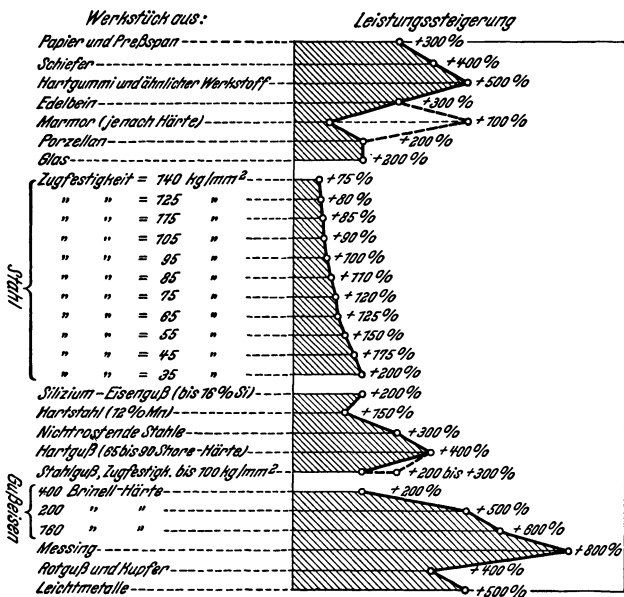


Abb. 144. Steigerung der Schnittleistung bei Drehmeißeln aus Wolframkarbidmetall²
Nach Krupp.

entsprechender Werte wieder, die jedoch wegen der raschen Entwicklung nicht den letzten Stand kennzeichnen. Grundsätzlich sieht man aber aus den Abbildungen, daß die Mehrleistung gegenüber Schnellstahl nicht bei allen Werkstoffen gleich ist. So ist die Überlegenheit bei der Bearbeitung von Gußeisen weitaus größer als bei Stahl. Die für die Zerspanbarkeit mit Schnellstahl gewonnenen Zahlen sind deshalb nicht durch eine einfache Umrechnungszahl auf Schneidmetalle übertragbar. Das Verhältnis der zulässigen Schnittgeschwindigkeiten ist sogar bei den ein-

¹ Z. B. bei Stahl 7 nach Zahlentafel 100.

² Aus Stahl u. Eisen 1932 S. 1042.

zelenen Schneidmetallen erheblich verschieden. Über die Ursachen dieser Erscheinung siehe S. 299. Auch bei den Schnellarbeitsstählen ist wohl zu sehen, daß hochwertige Schnellstähle niedrigerlegierten nicht bei allen Werkstoffen gleichmäßig überlegen sind. Dieser Unterschied tritt hier in seiner Bedeutung aber weit zurück.

Für die meisten der hier angegebenen Leistungszahlen wurde eine Standzeit von einer Stunde zugrunde gelegt. Da aber in vielen Fällen bei einer längeren Standzeit gearbeitet wird, ist für die Verlässlichkeit und Brauchbarkeit der angegebenen Zahlen

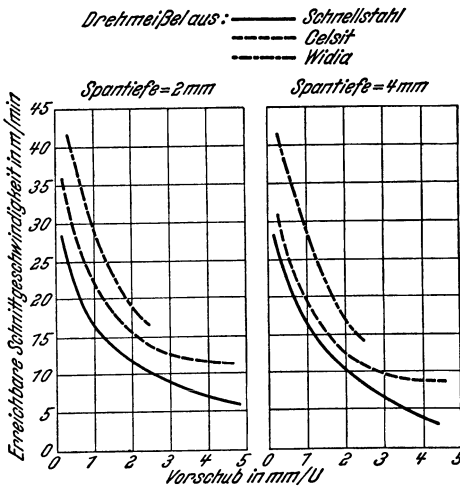


Abb. 145. Zulässige Schnittgeschwindigkeit für 1 Stunde Standzeit bei der Zerspanung eines Chrom-Nickelstahls mit 110 kg/mm^2 Zugfestigkeit durch verschiedene Werkzeuge.

Voraussetzung, daß man aus den Schnittgeschwindigkeiten bei einer Stunde Drehdauer auf eine solche bei zwei, drei und mehr Stunden schließen kann.

M. Kronenberg¹ und A. Wallichs² haben vermutet, daß sich die Schnittgeschwindigkeit bei verschiedener Standzeit nach einer einfachen mathematischen Beziehung regelt, nach der beispielsweise die Geschwindigkeit bei zweistündiger Standzeit um 7 bis 10 vH

(in Abhängigkeit vom Werkstück und Spanstärke) kleiner ist als bei einständiger Standzeit. Wenn es auch nicht recht einleuchten will, daß ein so verwickelter, von so vielen Umständen abhängiger Vorgang wie das Zerspanen einer mathematischen Regel genau folgen soll. So spricht doch die bisherige Erfahrung dafür, daß man aus dem einständigen Standzeitversuch für praktische Werke mit genügender Genauigkeit für zwei- und mehrstündige Drehdauer ableiten kann.

Es war schon davon die Rede, daß man die Zerspanbarkeit eines Werkstückes oder die Leistung der Werkstücke auch nach

¹ Grundzüge der Zerspanungslehre. Berlin: Julius Springer 1927.

² Masch.-Bau 1927 S. 997 bis 1000.

Zahlentafel 103.
Vergleich der Zerspanbarkeit zweier Stähle nach der Standzeit und der Schnittgeschwindigkeit¹.

	Kohlenstoffstahl mit 60 kg/mm ² Zugfestigkeit		VCN 35 mit 90 kg/mm ² Zugfestigkeit	
	Drehmeißel aus		Drehmeißel aus	
	Stahl A	Stahl B	Stahl A	Stahl B
Zulässige Schnittgeschwindigkeit für eine Standzeit von 1 h m/min	29	32,5	14,5	17
Standzeit bei gleichbleibender Schnittgeschwindigkeit ²	60	142	56	95
				Leistungszunahme vH
				12,1
				137
				17,2
				69,8

¹ Spantiefe = 4 mm; Vorschub = 1,12 mm/U. ² Für den Kohlenstoffstahl 29 m/min, für VCN 35 nur 15 m/min.

den Standzeiten bei gleicher Schnittgeschwindigkeit beurteilen kann. Wenn auch diese Vergleichsart in den Hintergrund tritt, kann sie doch da von Wert sein, wo eine Steigerung

Drehmeißel aus: — Schnellstahl
- - - Celsit
- · - · - Widia

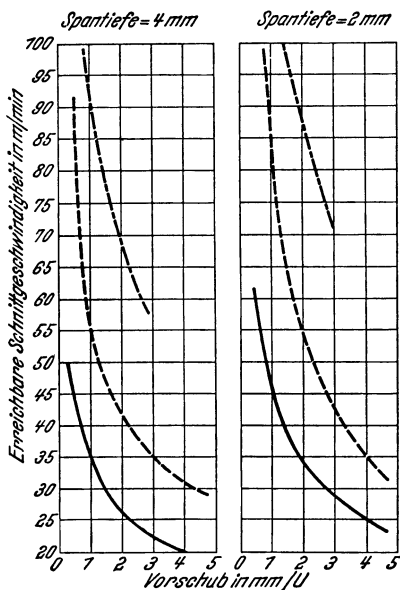


Abb. 146. Zulässige Schnittgeschwindigkeit für 1 Stunde Standzeit bei der Zerspanung eines Stahls mit 47 kg/mm² Zugfestigkeit durch verschiedene Werkzeuge.

der Schnittgeschwindigkeit nicht mehr am Platze ist. Der Unterschied in der Bearbeitbarkeit oder in der Leistung wird bei dieser vergleichsweise deutlicher zum Ausdruck kommen als beim Vergleich der Schnittgeschwindigkeit. Zahlentafel 103 zeigt an einem Beispiel, wie verschieden die Bewer-

tung nach beiden Seiten sein kann. Der Vergleich der Standzeiten bei gleicher Geschwindigkeit wird weniger bei der Prüfung der Bearbeitbarkeit des Werkstückes als bei der Prüfung der Leistung des Werkzeuges herangezogen werden.

Selbstverständlich ist, daß bei allen Versuchen, deren Ergebnisse hier angeführt wurden, die für den Betrieb günstigste Werkzeugform angewendet wurde.

Daß die Kenntnisse über die Zerspanbarkeit beim Bohren und Fräsen viel kärglicher sind als über das Drehen wurde schon erwähnt. Über das Bohren sind vor allem die zwei grundlegenden Arbeiten von S. Patkay¹ und von A. Wallichs und H. Beutel²

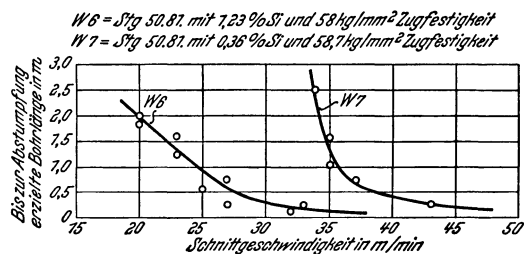


Abb. 147. Schnittgeschwindigkeit — Bohrtiefen — Kurven für zwei Stahlgußarten nach Wallichs und Beutel.

zu erwähnen. Patkay führte seine Versuche so durch, daß er bei gleichbleibendem Vorschub und veränderlicher Geschwindigkeit den Bohrer bis zur Zerstörung arbeiten ließ und die Summe der Bohrtiefen

entsprechend den Schnittgeschwindigkeiten mit denen jeweils gearbeitet wird, feststellte. Man erhält auf diese Weise die Standlängenschnittgeschwindigkeitskurven nach Abb. 147.

Patkay wies nach, daß beim Bohren die Brinellhärte allein keineswegs eine Kennzahl für die Bearbeitbarkeit ist, auch nicht bei den Werkstoffen, für die eine solche Abhängigkeit beim Drehen besteht. Beim Bohren kommt neben der Spanabtrennung noch als sehr wichtiger Umstand die verschieden leichte Spanabfuhr in Betracht; bei zähem Werkstoff ist sie schwieriger als bei sprödem. Daraus ergibt sich, daß weiche Werkstoffe manchmal verhältnismäßig schwer bohrbar sind. Abschließendes läßt sich über die Bohrbarkeit verschiedener Werkstoffe noch nicht sagen; manche Ergebnisse sind derzeit noch so, daß sie einer metallurgischen Erklärung nicht zugänglich sind; z. B. finden Wallichs und Beutel³, daß Siliziumzusatz die Bohrbarkeit grundsätzlich

¹ Werkst.-Techn. 1928 S. 677 bis 683, 1929 S. 3 bis 10 u. 33 bis 44.

² Gießerei 1932 S. 241 bis 247. ³ Dr.-Ing.-Dissertation Aachen 1932.

verändert, wenn auch die Festigkeit gleich bleibt (s. Abb. 147). Ähnlich wie der Siliziumzusatz soll nach Wallichs und Beutel beispielsweise das Vergüten gegenüber dem Glühen die Bohrbarkeit verschlechtern, obgleich die Festigkeit unverändert bleibt. Dies wäre allerdings durch die größere Zähigkeit des vergüteten Stahles zwanglos zu erklären. Eine leicht verständliche Ausnahme macht Grauguß, dessen Bohrbarkeit mit steigender Brinellhärte im gleichen Maße abnimmt wie die Dehnbarkeit. Es läßt sich dies leicht dadurch erklären, daß die Spangefahr bei Grauguß keine Schwierigkeiten bereitet und daher ungefähr dieselben Verhältnisse wie beim Drehen vorliegen. Die Beurteilung von der metallurgischen Seite wird beim Bohren dadurch außerordentlich erschwert, daß die Form der Schneide einen ausschlaggebenden Einfluß hat. Beim Fräsen ist es ähnlich. Mit dem Einfluß der Festigkeit auf die Fräsbarkeit hat sich unter anderem F. Beckh¹ befaßt, der fand, daß sich die Schnittgeschwindigkeit an Stählen mit 70,5 und 34 kg/mm² Zugfestigkeit wie 1 : 1,5 : 2 verhalten, ohne daß sich diese Feststellung verallgemeinern läßt. Wenn auch über den Einfluß des zu bearbeitenden Stückes auf Bohren und Fräsen unsere Kenntnisse noch mangelhaft sind, so ist doch über die Wärmebehandlung der nötigen Werkzeuge Klarheit geschaffen. Sie erfordern dieselbe Behandlung wie die Durchmesser mit der Einschränkung, daß dann eine entsprechende Härteeinrichtung vorhanden sein muß².

In neuester Zeit gewinnt die Beurteilung der Zerspanbarkeit nach dem Oberflächenaussehen des bearbeitenden Stückes immer mehr an Bedeutung. Die steigenden Ansprüche an die Maßgenauigkeit und an Geschwindigkeit der Arbeitsvorgänge erfordern möglichst eine Glätte, maßgenaue Oberfläche. Auch im Zusammenhang mit der heute viel erörterten Frage der Dauerfestigkeit leuchtet es ein, wie schädlich die kerbreiche rauhe Oberfläche ist. Abb. 148 zeigt, wie verschieden bei gleicher Spanstärke an dem gleichen Werkstück die Oberfläche ausfallen kann. Auch hier sind die Verhältnisse beim Drehen am übersichtlichsten und vorläufig nur für dieses geklärt. Die darüber angestellten Untersuchungen lassen sich nach Rapatz³ etwa in folgende Er-

¹ Masch.-Bau 1926 S. 497 bis 504 und 557 bis 561.

² Rapatz, Stahl u. Eisen 1929 S. 250 bis 255.

³ Arch. Eisenhüttenwes. 1929/1930 S. 717 bis 720; Stahl u. Eisen 1930 S. 806.

kenntnisse zusammenfassen. Solange die Schneide unverletzt bleibt, ist die Oberfläche um so glatter, je höher die Geschwindigkeit ist. Bei höheren Festigkeiten wird die Oberfläche schon bei geringeren Geschwindigkeiten glatt. Eine Übersicht, bei welchen

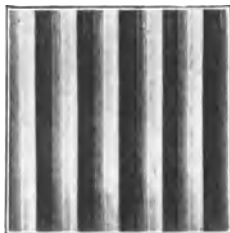


Abb. 148a.

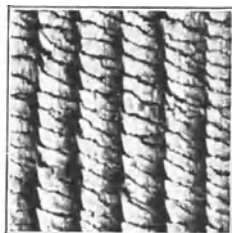


Abb. 148b.

Glatte und raue Oberfläche beim Drehen. $\times 5$.

Geschwindigkeiten schon bei verschiedenen Werkstoffen glatte Oberfläche eintritt, gibt Zahlentafel 104.

Zahlentafel 104.
Schnittgeschwindigkeit und Oberflächenaussehen.

Werkstoff	Weicher Flußstahl	Mittelharter Flußstahl	VCN 35	Rostfreier Chromstahl	Rostfreier Chrom-Nickelstahl	Unlegierter Werkzeugstahl
Zugfestigkeit kg/mm^2	35	76	85	57	70	—
Schnittgeschwindigkeit, bei der glatte Oberfläche eintritt, m/min	40	35	18	20	10	20

Diese Zahlen gelten für mittlere Spanstärke von etwa 0,5 mm Vorschub. Bei geringerer Spanstärke sind etwas größere Geschwindigkeiten erforderlich. Diese Feststellungen sind natürlich nur so lange richtig, solange die Schneide unverletzt bleibt. Wenn es den Anschein erweckt, als ob bei hoher Geschwindigkeit die Oberflächen wieder schlecht würden, so ist es dem Umstand zuzuschreiben, daß die Schneiden bei hoher Geschwindigkeit verletzt werden und dadurch mittelbar die Oberfläche verschlechtert wird. Die Rauheit der Oberfläche dürfte hauptsächlich dem unregelmäßig geformten Ansatz der Schneide, dem sogenannten Schneidenansatz (Abb. 149c), zuzuschreiben sein, der aus kaltverformtem

Werkstoff gebildet ist, und infolge seiner unregelmäßigen Form die Schnittfläche aufraut. Bei größerer Geschwindigkeit, wohl als Folge der höheren Verformungstemperatur, gleitet der Schneidenansatz aber wieder ab oder bildet sich überhaupt nicht aus, und erlaubt so eine unmittelbare Einwirkung der scharfen Schneide auf den Werkstoff. Auch höhere Temperaturen des Werkstückes, z. B. seine Vorwärmung, erleichtert die Ausbildung glatten Schnittes schon bei mittlerer Geschwindigkeit. Wallichs und Frank¹ wollen neuerdings die sehr bemerkenswerte Tatsache gefunden haben, daß auch bei sehr niedrigen Bearbeitungsgeschwindigkeiten die Oberfläche glatt wird.

Es darf aber nicht vergessen werden, daß auch das Gefüge die Ausbildung der Oberfläche beeinflußt. So hat ein Stahl mit großem Schalenzementit oder mit großem Gußgefüge eine rauhere Oberfläche als seiner Festigkeit und der angewandten Schnittgeschwindigkeit zukommt.

Die neuzeitlichen Schneidmetalle, die bei unverletzter Schneide eine große Geschwindigkeit erlauben, bedeuten für die Erzielung einer guten Oberfläche einen großen Fortschritt.

Auch hier nehmen die Automatenstähle eine Sonderstellung ein, da bei ihnen leichter als bei anderen Stählen eine glatte Oberfläche zu erreichen ist. Die Hauptrolle dürfte dabei dem Schneidenansatz zuzuschreiben sein, durch den die Oberflächenrauheit größtenteils veranlaßt wird, und der sich bei großer Geschwindigkeit nicht ausbilden kann, weil im Automatenstahl notwendigerweise vorhandene Zeilen die Schneidenansatzbildung immer wieder verhinderten. Das Untersuchungsverfahren von F. Schwerd² ist vielleicht geeignet, hier Klarheit zu bringen.

Die Oberflächengüte beim Gewindeschneiden wurde unter anderem von K. Schimz³ untersucht.

Schließlich bleibt noch der Kraftverbrauch als Kennzeichen der Bearbeitbarkeit zu erörtern. Seine Messung wird nach verschiedenen Verfahren durchgeführt, von denen die wichtigsten die von G. Schlesinger⁴ vorgeschlagene Meßdosen-

¹ Dr.-Ing.-Dissertation Aachen 1933. Arch.Eisenhüttenwes.1933/34 S.417.

² Stahl u. Eisen 1931 S. 481 bis 491; vgl. Stahl u. Eisen 1931 S. 1148 bis 1150.

³ Arch.Eisenhüttenwes. Bd.5(1931/32)S.35/44; Stahl u.Eisen 1931 S. 913.

⁴ Werkst.-Techn. 1927 S. 612.

einrichtung und das Torsionsdynamometer von C. Salomon¹ sind. Da zum Kraftverbrauch die Wärmeentwicklung an der Schneide im ungefähren Verhältnis steht, gibt es auch Verfahren, die Schneidentemperatur zu messen, wobei man nach Vorschlag von Gottwein² die Berührungsstelle zwischen Schneide und Werkstück als Lötstelle eines Thermoelementes ansieht. Der Kraftverbrauch steht mit der erzielbaren Schnittgeschwindigkeit nicht immer im Verhältnis, da er wohl ungefähr ein Maßstab für die Verformungsarbeit und die Reibung ist, für die Scheuerwirkung aber wenig Anhalt gibt. Trotzdem gibt es Fälle, in denen die Messung des Kraftverbrauchs für die Bestimmung der Bearbeitbarkeit von Bedeutung sein kann. Aus dem Kraftverbrauch wird man zwar nicht zahlenmäßig die Geschwindigkeit ableiten können, aber doch in gewissen Fällen imstande sein, eine Güterreihenfolge aufzustellen. Ein gutes Beispiel hierfür sind die Automatenstähle. Es zeigt sich nämlich, daß bei diesen die erzielbare Schnittgeschwindigkeit dem Kraftaufwand beim Drehen verhältnismäßig ist. Das hängt mit dem besonderen Gefügebau der Automatenstähle zusammen, auf die schon verwiesen wurde. Wie wenig sich aber der Satz, daß der Schnittdruck der erzielbaren Schnittgeschwindigkeit verhältnismäßig sei, verallgemeinern läßt, zeigt das Beispiel nach Zahlentafel 105, wo die Bearbeitbarkeit von Stahl und Gußeisen mit Schnellstahl und Karbidmetall verglichen wird. Mit Schnellstahl läßt der Stahl mit 55 kg/mm² Zugfestigkeit eine höhere Schnittgeschwindigkeit

Zahlentafel 105.

Erzielbare Schnittgeschwindigkeit für 1 h Standzeit bei Verwendung von Schnellstahl- und Widia-Werkzeugen.

Werkzeug aus	Erzielbare Schnittgeschwindigkeit in m min.		
	an Stahl mit 55 kg/mm ² Zugfestigkeit	an Gußeisen mit Brinellhärte	
		203	180
Schnellstahl ³	37	18	28
Widia ⁴	82	108	< 200

¹ Berichte über betriebswissenschaftl. Arbeiten Bd. 4 S. 12 bis 25. Berlin: VDI-Verlag 1930.

² Masch.-Bau 1926 S. 26.

³ Siehe Abb. 141.

⁴ Kruppsche Monatsh. Bd. 10 (1929) S. 160/72.

zu, wogegen bei der Bearbeitung mit Karbidmetall das Gußeisen besser bearbeitbar ist; dabei wird man wohl nicht annehmen können, daß bei der Bearbeitung mit Schnellstahl Gußeisen und bei der Bearbeitung mit Karbidmetall Stahl größere Schnittdrücke ergibt. Die Messung des Arbeitsverbrauchs ist selbstverständlich dazu zu verwenden, um die für die Werkzeugmaschine nötige Energiemenge zu finden und festzustellen, wie sich der Arbeitsverbrauch bei verschiedenen Spanstärken ändert.

Bei Bohr- und Drehversuchen kann die Messung des Schnittdruckes oder Arbeitsverbrauches ferner dazu verwendet werden, denjenigen Zeitpunkt zu finden, bei dem das Werkzeug verletzt ist; denn bei verletzten Werkzeugen steigen die Drücke stark an. Man hat also ein verlässliches Mittel in der Hand, zu erfahren, wann der Versuch abgebrochen werden soll. Da es in diesem Falle aber nur auf relative Werte ankommt, so wird man auf die absoluten Werte verzichten können. Am wichtigsten scheint die Messung des Schnittdrucks und der Schneidentemperatur dann zu sein, wenn die günstigsten Schneidformen gesucht werden sollen. Man wird wohl annehmen können, daß die wirtschaftliche Schneidform, bei der das Werkzeug am wenigsten leidet, diejenige ist, bei der an demselben Werkstoff und bei der gleichen Spanstärke die geringsten Kräfte und die niedrigsten Temperaturen auftreten. Diese Messung kann besonders für große Werkzeugfabriken von Nutzen sein.

Es erübrigt sich, einiges über neuzeitliche Prüfungsverfahren zu sagen. Der Standzeitversuch und die Messung des Schnittdrucks, sowie der Temperatur werden für die gekennzeichneten Zwecke immer von Wert und unentbehrlich sein. Als Ergänzung könnte noch das Verfahren von W. Leyensetter¹ wenigstens für eine bloße Gütereinreihung in Frage kommen. Alle diese Verfahren führen aber nicht tiefer in die Vorgänge der Spanabtrennung ein, denn sie lassen zum großen Teil darüber im unklaren, was während des Spanablaufs selbst vorgeht, wie sich die Verformung abspielt, welche Temperaturen herrschen.

Als erster hat H. Klopstock² den Spanablauf während der Bewegung bei niedriger Geschwindigkeit beobachtet und auf die

¹ Arch. Eisenhüttenwes. 1930/31 S. 41 bis 44 und Stahl u. Eisen 1928 S. 975 bis 976; 1930 S. 1096.

² Werkst.-Techn. 1923 S. 645 bis 654 u. 666 bis 672.

Wichtigkeit der Aufbauschneide hingewiesen. E. G. Herbert¹ untersuchte die Kaltverformung an verschiedenen Stellen des Spanes und am Werkstück, sowie die Aufbauschneide nach plötzlichem Stillhalten. M. Okoshi² nahm ähnlich wie Klopstock die Vorgänge während des Spanablaufs bei niedriger Geschwindigkeit.

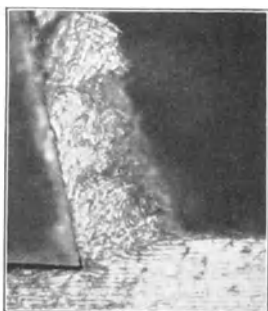


Abb. 149a. $v = 9$ m/min. $\times 10$.



Abb. 149b. $v = 48$ m/min. $\times 10$.



Abb. 149c. $v = 120$ m/min. $\times 10$.

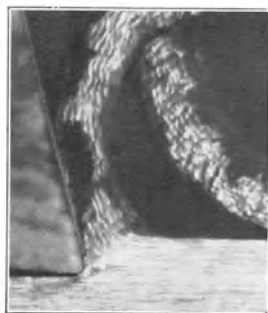


Abb. 149d. $v = 709$ m/min. $\times 10$.

Abb. 149a bis d. Spanbildung bei verschiedenen Geschwindigkeiten. Nach Schwerd.

keit auf. Diese Versuche ermöglichten es noch nicht, die Vorgänge auch bei den hohen Geschwindigkeiten, wie sie im Betriebe vorkommen, zu erfassen. F. Schwerd³ ist es gelungen, den Spanablauf bei den höchsten Geschwindigkeiten während der Arbeit

¹ Engineer 1927 S. 138 bis 140, 156 bis 157; vgl. Stahl u. Eisen 1927 S. 1052 bis 1053.

² Sci. Pap. Inst. physic. chem. Res., Tokyo 1930 Nr. 220 S. 167 bis 192, Nr. 272 S. 193 bis 225; vgl. Stahl u. Eisen 1931 S. 1085 bis 1086.

³ Stahl u. Eisen 1931 S. 481/490.

selbst zu verfolgen. Es gelang dies durch Ausbildung eines Gerätes mit außergewöhnlich kurzen Belichtungszeiten. Schwerd hat in letzter Zeit ein Zusatzgerät ausgebildet, mit dem während des Spanablaufes an verschiedenen Stellen die Temperaturen gemessen werden können¹. Diese Untersuchungen versprechen grundsätzlich wichtige Klärung der Zerspanungsfragen (Abb. 149).

Schnittfähigkeit von Messerwaren.

Unter diesem Abschnitt soll hauptsächlich die Schneidfähigkeit von Messern für den täglichen Gebrauch wie Rasiermesser, Taschenmesser, Tischmesser behandelt werden. Der Vorgang der Werkstofftrennung bei diesen Messern ist von den bei der Spanabhebung verschieden. Es handelt sich hier in erster Linie um das Eindringen eines Keiles in eine weichere Masse ohne Spanbildung, in zweiter Linie kommt vielleicht, wie etwa bei Brot- und Fleischmessern, noch eine sägende Wirkung hinzu. Bei flüchtiger Betrachtung könnte man sich fragen, warum zum Schneiden so weicher Gegenstände, z. B. Brot oder Fleisch, gehärteter Stahl nötig ist und dafür nicht etwa weiches Eisen genügt. Die Antwort auf diese Frage liegt darin, daß durch die Kleinheit der gedrückten Flächen der spezifische Druck auch bei diesen einfachen Vorgängen außerordentlich groß sein wird, und sehr bald die Streckgrenze oder gar die Festigkeit von weicherem Stahl übersteigt, wodurch sofort Verformungen und Unbrauchbarmachen der Schneide eintreten würden. Nach einer rohen Schätzung ist z. B. die Druckbeanspruchung einer Rasiermesserschneide größer als die hochbeanspruchter Teile von Arbeitsmaschinen und Werkzeugen. Die Abnutzung der Schneide durch das Eindringen des Messerkeils besteht aus zwei Vorgängen. Aus der infolge der Druckbeanspruchung erfolgenden allmählichen Abnutzung der äußersten Schneidkante in kleinsten Teilchen und in dem seitlichen Ausbrechen oder Ausbiegen durch Biegungsbeanspruchung. Kommt noch die sägende Wirkung hinzu, dann brechen vorstehende Spitzen der Schneide auch durch Umbiegen in der Längsrichtung ab. Eine einmal eingetretene Schneidenverletzung durch Ausbrechen von Teilen beschleunigt das Ausbrechen weiterer Teilchen der Schneide.

Um die Schneide gegen bloße Abnutzung kleinster Teilchen widerstandsfähig zu machen, muß sie große Härte haben. Damit

¹ Z. VDI Bd. 76 (1932) S. 1257/65.

sie aber gegen Ausbrechen widerstandsfähig sein soll, muß sie zäher, also weniger hart sein. Es gilt daher auch hier, den richtigen Mittelweg zwischen Härte und Zähigkeit zu finden. Untersuchungen über den Einfluß der metallurgischen Eigenschaften des Stahles werden dadurch erschwert, daß diese Eigenschaften von den Einflüssen der Schneidenform sehr oft verwischt werden. Zahlenmäßige Untersuchungen über die Schneidfähigkeit von Messern und ihren Zusammenhang mit den Stahleigenschaften liegen von Kotaro Honda¹ und von Knapp und Kurek² vor. Diese Forscher bauten Prüfmaschinen, an denen sie mit Schneiden verschiedener Zusammensetzung und Behandlung sowie verschiedener Form maßen, wieviel Papierstreifen bei einer bestimmten Hubzahl durchschnitten wurden (Schneidfähigkeit). Beim Vergleich von Stählen mit 0,38 bis 1,34 vH Kohlenstoff ergab sich nach den Versuchen Knapps und Kureks, daß die Schneidfähigkeit bei den Stählen mit höchstem Kohlenstoffgehalt etwa dreimal so groß war als bei den mit niedrigstem. In demselben Verhältnis stand die Schneidhaltigkeit, d. i. die Haltbarkeit. Bemerkenswert ist, daß nach diesen Versuchen ein rostfreier Stahl mit 0,45 vH Kohlenstoff und 13 vH Chrom ebenso schneidhaltig war, wie ein unlegierter Stahl mit 0,8 vH Kohlenstoff. Die Schneidhaltigkeit des rostfreien Stahles ist also verhältnismäßig gut (s. S. 234). Wie sehr aber die Schneidenform beachtet werden muß, ergibt sich aus weiteren Versuchen Knapps und Kureks, da sowohl Schneidfähigkeit wie Schneidhaltigkeit durch einen entsprechenden Schärfapparat gegenüber einem vor dem Stein abgezogenen Messer vervielfacht werden können. Im Zusammenhang mit der Schneidfähigkeit wird oft die Ansicht geäußert, daß das Schneiden immer eine Art Sägen sei, daß daher gute Messer keine gerade Schneide, sondern eine gezahnte sägenartige Schneide haben müßten. In dieser Verallgemeinerung trifft diese Ansicht sicher nicht zu. Der Verfasser ist der Ansicht, daß z. B. für Rasiermesser die Schneide möglichst eine Gerade sein soll, aber auch für andere Messer, selbst wenn sie einen sägenden Schnitt ausführen, ist es zweifelhaft, ob die sägezahnartige Ausbildung der Schneide gegenüber der geraden Vorteile hat, schon deshalb, weil es nicht möglich ist, die Schneidenzacken so regelmäßig zu gestalten, daß man an einen regelrecht sägenden Trennvorgang denken könnte.

¹ Stahl u. Eisen 1928 S. 109.

² Stahl u. Eisen 1929 S. 82.

Da die Rasiermesser und Rasierklingen besonderes Interesse beanspruchen, möge diese Frage noch besonders berührt werden. Die Beanspruchung beim Rasieren ist eine verhältnismäßig ruhige. Die Schneidfähigkeit wird in erster Linie durch die Abnutzung kleinster Teilchen bedingt, gegen die hohe Härte vorteilhaft ist und die auch ein Verbiegen während der Beanspruchung verhindert. Die Erfahrung hat gelehrt, daß für Rasiermesser ein Stahl dann die beste Abnutzungswiderstandsfähigkeit und auch die nötige Zähigkeit in sich vereinigt, wenn der Kohlenstoffgehalt etwa 1,4 vH und der Chromgehalt etwa 0,5 vH beträgt. Diese Zusammensetzung ergibt nach dem Härten ein Gefüge, indem in der Grundmasse eine genügend große Anzahl harter Karbide eingebettet ist, welche die Abnutzungswiderstandsfähigkeit erhöhen. Um die nötige Zähigkeit zu erreichen, darf der Stahl nicht mit voller Härte angewandt, sondern in auf etwa 230 bis 250° angelassenem Zustand verwendet werden. Für die Zähigkeit ist es günstig, wenn die Karbide im kugeligen Zustand und fein verteilt sind. Zur Verfeinerung des Karbidgefüges trägt der Chromgehalt bei. Grobe Karbide und Zeilen schädigen die Schneidhaltigkeit durch Ausbröckeln. Im übrigen müssen sich die Stahleigenschaften auch etwas nach den Rasiergewohnheiten richten; rauheres Verfahren beim Abziehen und Schärfen erfordert z. B. eine weichere Abstufung, die entweder durch andere Zusammensetzung des Stahles oder durch stärkeres Anlassen erreicht werden kann. Für Rasierklingen wählt man gewöhnlich einen etwas niedrigeren Kohlenstoff und Chromgehalt aus Gründen, die wahrscheinlich mit der etwas heikleren Form der aus Bandstahl gefertigten Klinge zusammenhängen.

Angebracht ist vielleicht eine Bemerkung über das Abziehen der Messer und Klingen. Es bezweckt nicht allein eine Zuschärfung der Schneide, sondern auch eine Gleichrichtung der verbogenen Schneideteilchen. Bei den Messern dürfte das letztere sogar wichtiger sein. Die öfter gemachte Beobachtung, daß Messer beim Liegenlassen nach dem Gebrauch nach einigen Tagen wieder besser schneiden, erklärt sich vielleicht auch dadurch, daß sich die verbogenen Schneideteilchen allmählich selbst gleichrichten. Man muß dabei berücksichtigen, daß ein gehärteter Stahl trotz seiner großen Härte eine niedrige Elastizitätsgrenze haben kann, und daher trotz der großen Härte verhältnismäßig leicht in gerin-

gem Grad verformbar ist. Möglicherweise unterstützt auch das Eintauchen in warmes Wasser das Bestreben des Stahles, wieder in seine frühere Lage zurückzukehren.

Verschleißwiderstand.

Unter dem Begriff Verschleiß sind eine große Reihe von Vorgängen zusammengefaßt, z. B. der Verschleiß von Schienen, Radreifen, Zerkleinerungswerkzeuge, Preßformteile, Turbinenschaufeln, Lehren, Schnitte und andere Werkzeuge. Schließlich gehört dazu auch der Verschleiß von spanabhebenden Werkzeugen. Um zu erfassen, welche Eigenschaften den Stahl möglichst verschleißfest machen, müßte man zuerst wissen, wie die Abnutzung sich in ihren Einzelheiten bei verschiedenen Eigenschaften des abgenützten und abnützenden Mittels abspielt. Vor wenigen Jahren haben manche Stahlverbraucher, die die Verwickeltheit der Frage nicht kannten, erwartet, daß man den Verschleißwiderstand des Stahles in einer Zahl wird angeben können, ebenso wie man Zerreißfestigkeit, Kerbzähigkeit, Härte und ähnliche Werte angibt. Eine solche Verschleißzahl hoffte man mit einer Prüfmaschine mehr oder weniger einfach feststellen zu können. Es ist nicht verwunderlich, daß diese Erwartungen gröblich getäuscht wurden, sind doch die Abnutzungsvorgänge so verschieden, daß ein Stahl, der für einen Zweck gut ist, für den andern schlecht sein kann.

Was den Abnutzungsvorgang selbst betrifft, so handelt es sich zunächst um das Wegreiben oder Ausbrechen kleinster Teilchen, wodurch Unebenheiten erzeugt werden, die ihrerseits Gelegenheit zu vermehrtem Angriff des Abnutzungsmittels geben. Dem Lösen der Teilchen geht meist eine Kaltverformung voraus, die den Werkstoff verfestigt und den Widerstand erhöht. Als Folge der entstandenen Unebenheiten brechen größere Teilchen aus. Das Ausbrechen größerer Teilchen kann bei der Unübersichtlichkeit der Vorgänge sich auch unabhängig von vorhergegangener Kaltverformung oder Unebenheiten abspielen. Es wird dies besonders bei stoßartiger Beanspruchung der Fall sein. Es gibt natürlich auch Übergänge zwischen dem Ausbrechen größerer Teile und dem Abreiben kleinster Teilchen.

Um dem Verschleißvorgang näherzukommen, muß jeder Fall gesondert untersucht und Verallgemeinerungen sorgfältig vermieden werden. So ist es unmöglich, eine Verschleißprüfmaschine

als verlässlich anzusehen, die nicht den Verschleißvorgang der Wirklichkeit nachahmt. Es kann z. B. eine Maschine, die die Widerstandsfähigkeit gegen Abnutzung bei rollender Reibung gibt, keine verlässlichen Ergebnisse gegen Abnutzung im Bergbau geben.

Bei den praktisch vorkommenden Abnutzungsarten unterscheidet Brinell (nach Meyer und Nehl¹):

1. rollende Reibung mit Schmiermittel,
 2. rollende Reibung ohne Schmiermittel,
 3. gleitende Reibung mit Schmiermittel,
 4. gleitende Reibung ohne Schmiermittel,
- a) zwischen zwei festen Körpern,
 b) zwischen einem festen Körper und einem mehr oder weniger verteilten Reibungsmittel (Schleifmittel)².

Dazu kommen noch die besonderen Bedingungen bei Abnutzung von Werkzeugen. Diese verschiedenen Abnutzungsarten treten selten allein auf, sondern meist in Verbindung miteinander, wobei außerdem noch Verschiedenheit des Druckes und der Geschwindigkeit und Temperatur ganz verschiedene Wirkungen erzielen können. Die Unverlässlichkeit der Prüfmaschinen beruht darauf, daß es unmöglich ist, an einer Maschine die Verhältnisse des wirklichen Abnutzungsvorganges genau nachzuahmen, so daß man sich letzten Endes nur auf das praktische Verhalten verlassen kann. Ganz allgemein läßt sich nur sagen, daß die Abnutzungswiderstandsfähigkeit mit der Härte, der Kalthärtbarkeit, dem Karbidgehalt zunimmt, daß aber die Zähigkeit des Stahles gleichzeitig von Wichtigkeit ist.

Eine eigenartige ergänzende Erklärung zum Abnutzungsvorgang geben Fink und Hofmann³, die auf dem Standpunkt stehen, daß bei den meisten Abnutzungsvorgängen die abblättern- den kleinsten Teilchen oxydieren. Die Oxydation wird durch Verformung oder Erwärmung hervorgerufen. Diese Reiboxydation schreitet mit Vorliebe an den Korngrenzen weiter und lockert das Gefüge. Der Abnutzungsvorgang wäre somit im wesentlichen auf Oxydationswirkung zurückgeführt. Diese Auffassung wäre richtig, wenn in sauerstofffreier Atmosphäre und bei rostfreien Stählen die Abnutzung größtenteils verschwände. Der Beweis hierfür ist noch nicht erbracht.

¹ Stahl u. Eisen 1924 S. 457.

² Werkstoffhandbuch D 21—1.

³ Arch. Hüttenwes. 1932/33 S. 161; Stahl u. Eisen 1932 S. 1026.

Über die Kalthärtung beim Abnutzungsvorgang hat Herbert¹ ausführliche Untersuchungen gemacht. Er fragte sich, welche höchstmögliche Härte durch Kaltverformung dem Stahl zu erteilen ist und fand Werte, wie sie in der Zahlentafel 106 angegeben sind.

Zahlentafel 106.

Härte und „höchste erzeugte Härte“ einiger Stähle (Herbert).

	Ursprüngliche Härte		Höchste erzeugte Härte	
	Zeit- härte	Brinell- härte	Zeit- härte	Brinell- härte
Weicher Stahl	21,2	162	31,5	315
Manganstahl (austenitisch) . .	21,0	158	57,2	572
Gehärteter Nickelstahl . . .	54,5	735	88,7	1197
Gehärteter Kohlenstoffstahl .	55,4	749	71,4	964

Bemerkenswert ist die große Härtesteigerung des austenitischen Manganstahles gegenüber der Ursprungshärte und die große Kalthärtung, die sogar gehärtete Stähle noch erleiden. Herbert fand, daß im Betrieb abgenutzte Teile genau die gleiche Härtesteigerung erfahren, wie sie bei Kleinversuchen in vielen Fällen als höchst erreichbar möglich ist. In diesen Fällen wird der Abnutzungswiderstand gut sein, wo hingegen eine Abnutzung eintritt, bevor größte Kalthärtung erreicht ist, ist der Verschleißwiderstand geringer. Eine Verallgemeinerung dürfte auch hier nicht am Platze sein, da wahrscheinlich nicht bei allen Abnutzungsvorgängen starke Kalthärtung der Abtrennung vorhergeht.

Masuhiro Suzuki² fand auf einer von ihm selbst besonders gebauten Verschleißprüfmaschine, daß die abgenutzten Mengen von Kohlenstoffstählen verschiedenen Gefügestand es sich nach Zahlentafel 107 verhalten.

Zahlentafel 107. Verhältnismäßige Abnutzung eines Stahles in verschiedenen Gefügestand es nach Suzuki.

Geglüht oder gewalzt . .	13	Troostitisch	6
Sorbitisch	10	Martensitisch	2

Diese Zahlen bedeuten Verhältniszahlen, die wieder keine Verallgemeinerung zulassen, sondern für den Fall der von Masuhiro Suzuki gebauten Abnutzungsmaschine gelten.

¹ Iron Steel Inst. 1927 S. 2172; Stahl u. Eisen 1928 S. 86.

² Stahl u. Eisen 1929 S. 703/706.

Die meisten und grundlegendsten Untersuchungen wurden unmittelbar durch das Interesse veranlaßt, das man an der Abnutzung von Schienen und Radreifen hatte. Unter Nachahmung des wirklichen Vorganges stellten Meyer und Nehl¹ und später Stadeler² umfangreiche Untersuchungen an. Von beiden wurde die zunächst überraschende Tatsache festgestellt, daß bei gleicher Härte grobes Korn geringeren Verschleiß als feineres Korn bewirkt. In bezug auf die Wirkung der Vergütung gehen die Meinungen der beiden Forscher auseinander³. Meyer nimmt im Gegensatz zu Stadeler an, daß vergütete Schienen sich ungünstiger verhalten, weil der Stahl schon vor Erreichung der größten Kalthärtbarkeit sich ausreibt. Kühnel⁴ ist der Ansicht, daß mit zunehmender Festigkeit der Verschleißwiderstand von Schienen steigt⁵.

Ein wichtiger Fall ist die Abnutzung bei schleifender Beanspruchung, die etwa mit der Abnutzung durch Sand auf derselben Linie steht. Verschiedene Versuche, an einer Prüfmaschine brauchbare Ergebnisse zu finden, scheiterten. Am besten verwertbar sind noch die Versuche von Brinell⁶. Dieser findet unter anderem, daß bei gehärteten Proben der Verschleißwiderstand mit dem Kohlenstoffgehalt zunimmt. Für schleifende Beanspruchung darf man wohl als feststehend annehmen, daß die Härte möglichst groß sein soll und daß den Widerstand fördernd eine gewisse Menge von Karbiden sind, die in der gehärteten Grundmasse ungelöst zurückbleiben. Die Menge der Karbide kann bei dieser Abnutzungsart ziemlich groß sein, da der Stahl weniger auf Zähigkeit beansprucht wird.

Die Abnutzung durch Sand und die beim Schleifen scheint sich von den anderen Abnutzungsarten, z. B. von der durch rollende Reibung unter Druck, dadurch zu unterscheiden, daß keine nennenswerte Kalthärtung eintritt. Einen Hinweis für die Richtigkeit dieser Erfahrungstatsache gibt auch das Verhalten des austenitischen Manganstahles, der bei schleifender Beanspruchung sich nicht besonders gut verhält, weil seine gute Kalthärtbarkeit sich nicht auswirken kann.

¹ Stahl u. Eisen 1924 S. 457.

² Stahl u. Eisen 1925 S. 1195.

³ Stahl u. Eisen 1927 S. 1786, 1929 S. 385.

⁴ Stahl u. Eisen 1927 S. 2164 u. Werkstofftagung Bd. II S. 33. Verlag: Stahl u. Eisen.

⁵ Siehe auch Dormus: Stahl u. Eisen 1926 S. 949.

⁶ Stahl u. Eisen 1931 S. 968.

Die Abnützungswiderstandsfähigkeit des gehärteten Stahles ist ferner wichtig für Zahnräder, Kugellager und viele Werkzeuge. Für Kugellagerstahl hatte als erster Redenz¹ gefunden, daß eine erhebliche Kalthärtung dem Loslösen kleinster Teilchen vorangeht. Die Kalthärtung schreitet so lange fort, bis Teilchen abgesprengt und losgerissen werden. Später hat Herbert die Kalthärtung von gehärteten Stählen genau erforscht². Bemerkenswert sind die Verschleißversuche Ullrichs³ über Zahnräder. Er zeigt, daß auch in diesem Fall zunächst Risse und dann Absplittungen eintreten. Herbert machte auch den Versuch, die Kalthärtbarkeit zu verwerten, und gehärtete Stähle vor Ingebrauchnahme durch dynamische Einwirkung von harten Kugeln den gehärteten Stahl noch härter und dadurch abnützungswiderstandsfähiger zu machen. Die Einwirkung der Kugeln darf dabei nicht so weit gehen, daß Eindrücke auf der Oberfläche erzeugt werden. Ein Erfolg ist diesen Versuchen bisher nicht beschieden gewesen.

Über die Verschleißfestigkeit von Werkzeugen liegen wenig Untersuchungen vor. Wenn man an die praktischen Erfahrungen denkt, die man z. B. an Ziehwerkzeugen und Schnitten gemacht hat, muß man auch hier den Schluß ziehen, daß große Härte und große Karbidmenge den Widerstand gegen Abreiben kleinster Teilchen fördert, sofern kein Losbrechen größerer Teilchen infolge mangelnder Zähigkeit eintritt. Unter besonderer Berücksichtigung des Verhaltens von Lehren hat Nieberding⁴ eine eigenartige Prüfeinrichtung gebaut, die das Abnützungsvolumen als Maß nimmt. Die Ergebnisse sind in Zahlentafel 325 zusammengefaßt.

Dabei sind unter a die Zahlen an einer Stahl-, und b an einer Gußscheibe als abnützendes Mittel gemeint. Überraschend ist die Feststellung, daß der größte Verschleiß nicht bei größter Härte auftritt, sondern bei einer Rockwellhärte von etwa 50, eine Tatsache, für die die Erklärung noch fehlt. Trotz dieser geringen Abnutzung bei dieser Härte werden Meßwerkzeuge im härteren Zustand verwendet, da sie sonst während des Gebrauchs durch Kratzer oder Beulen zu leicht verletzt werden⁵.

¹ Stahl u. Eisen 1924 S. 1703.

² Iron Steel Inst.; s. auch Stahl u. Eisen 1928 S. 86.

³ Forschungsarbeiten über das Kraftfahrwesen. Versuchsbericht Nr. 4. Stuttgart.

⁴ Stahl u. Eisen 1931 S. 916.

⁵ S. auch S. 358.

Zahlentafel 108¹. Verschleiß und Härte der verschiedenen Werkstoffe (Nieberding).

Werkstoff	Abnutzungsvolumen \bar{V} 1/1000 μ^3		Shore-Härte		Rockwell-C-Härte	
	a	b	a	b	a	b
Werkzeugstahl	0,528	1,580	89	88	65	64
Einsatzstahl	0,390	1,235	92	94	65	65
Schnelldrehstahl	0,410	0,905	72	84	61	62
Ölhärtender Stahl	0,590	0,886	85	85	59	60
Kugellagerstahl	0,619	0,790	72	80	49	55
Nitrierstahl	0,326	0,717	101	101	—	—
Verchromter Stahl	0,221	0,455	—	—	—	—
Austenitischer Stahl	0,790	3,55	65	62	30	12
Celsit	0,205	1,275	—	—	—	—
Widia	—	—	—	—	—	—

a = Stahlscheibe; b = gußeiserne Scheibe.

Abmessungs- und Formänderungen beim Härten.

Mit der Annahme des martensitischen Gefüges beim Härten ist, wie auf S. 11 ausgeführt wird, notwendigerweise eine Zunahme des Rauminhalts verbunden. Diese Zunahme des Rauminhalts hat Abmessungen und Formänderungen mehr oder weniger regelmäßiger Art zur Folge, aber auch ohne Gefügeänderungen treten beim Abkühlen Formänderungen auf. Man bezeichnet nun in der Praxis sowohl die regelmäßigen Formänderungen z. B. des Durchmessers, der Länge, wie auch die unvorhergesehenen Krümmungen und Verwerfungen als „Verziehen“. Leider werden auch hier durch die Unklarheit des Sprachgebrauchs zwei verschiedene Erscheinungen durcheinandergeworfen. Es wäre richtiger, nur die unregelmäßigen Verkrümmungen und Verwerfungen mit „Verziehen“ zu bezeichnen, und die unvermeidlichen Volumenänderungen „Maßänderungen“ zu nennen.

Die Abmessungsänderungen beim Härten bereiten dann Schwierigkeiten, wenn die Teile im fertigen Zustand ein genaues Maß haben müssen und die Änderung in der Länge und Breite unregelmäßig stattfindet. Zu diesen Teilen gehören besonders bestimmte Werkzeuge, wie Gewindebohrer, Gewindekaliber, Lehren, Schnitte. Die Forderung der regelmäßigen Maßänderung ist dann dringlich, wenn die Teile nach dem Härten nicht mehr geschliffen werden.

¹ Stahl u. Eisen 1931 S. 916.

Aber auch bei vielen anderen Teilen, wie z. B. gehärteten Hohlzylindern, Gesenken, Spritzgußwerkzeugen, ist es wichtig, daß sich die Werkzeuge möglichst wenig und in vorherzusagender Weise ändern. Bei verwickelteren Formen haben wir nur allgemeine Anhaltspunkte, wie die Maßänderungen beim Härten und Anlassen verlaufen. Zahlenmäßige Werte liegen nur bei einfachen Körpern, wie z. B. bei Zylindern vor. Die Kenntnis über das Verhalten von Zylindern ist aber wertvoll, da sie Anhaltspunkte über die Maßänderungen von Gewindebohrern, Gewindekalibern und ähnlichen Werkzeugen von allgemein zylindrischer Form gibt. Bei diesen Werkzeugen wirkt besonders unangenehm die unregelmäßige Änderung der Länge, während die Änderung des Durchmessers

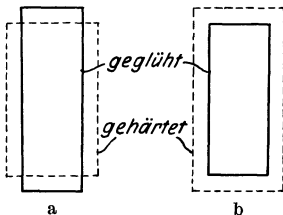


Abb. 150. Schematische Darstellung der Raumzunahme von Zylindern beim Härten.

weniger stört. Rapatz und Pollack¹ haben das Verhalten zylindrischer Körper untersucht. Die Raumzunahme durch das Härten kann, wie es in Abb. 150 schematisch im Längsschnitt dargestellt ist, in verschiedener Form auftreten. Der Stahl kann wie bei a kürzer und breiter werden, wobei die Raumzunahme durch Verbreiterung natürlich größer ist als die Raumeinbuße durch Verkürzung, weil in der Gesamtheit eine Raumzunahme eintreten muß. Nach b wird der Stahl gleichzeitig länger und breiter. Als Zwischenstufe ist es natürlich möglich, daß der Stahl praktisch nur breiter wird.

Die Umstände, unter denen der eine oder der andere Fall eintreten kann, sind zusammenfassend folgende:

1. Zylinder aus Stählen, die beim Härten durch und durch hart werden, verlängern sich in allen Fällen, wobei die verhältnismäßige Verlängerung bei dünnen und kurzen Zylindern größer ist als bei mittleren Abmessungen. Anlassen verursacht immer Schrumpfung, so daß die Stücke unter Umständen genau wieder ihre frühere Länge erreichen können.

2. Zylinder aus nichtdurchhärtendem reinem Kohlenstoffstahl verhalten sich verschieden; man kann es kaum vorher bestimmen, in welchen Fällen sie länger und in welchen sie kürzer werden. Kurze und dünne Maße werden meist länger, mittlere Maße

¹ Masch.-Bau-Betr. 1922/23 S. 356.

(zwischen 10 und 30 mm) meist kürzer. Anlassen ruft auch hier in jedem Falle Schrumpfung hervor, so daß durch Härten kürzer gewordene Zylinder ihre Verkürzung durch Anlassen fortsetzen.

3. Die Gesamtvolumzunahme ist bei durchhärtenden Stählen größer als bei nicht durchhärtenden. Die Volumänderung, die durch die Zunahme des Durchmessers bedingt ist, überwiegt bedeutend die durch die Längenänderung hervorgerufene.

4. Um die durch das Härten eintretende Längenänderung regelmäßiger zu gestalten, sind für die vorhin erwähnten Verwendungszwecke legierte, durchhärtende Stähle vorzuziehen, trotz der größeren Raumzunahme, da die Längenänderungen, auf die es hauptsächlich ankommt, regelmäßiger sind.

Die meist gebrauchten Stähle für Werkzeuge, wo beim Härten regelmäßige Formänderung gewünscht wird, sind folgende:

		C	Mn	Cr	V	W
1	Mangan-Chromstahl .	0,8—1,2	0,8—1,2	0,4—0,8		
2	Mangan-Vanadinstahl	0,8—1	1,4—2		10—11	
3	Chromstahl	1,2—1,5		1,5—2		
4	Wolfram-Mangan-Chromstahl ¹ . . .					
5		0,8—1,1	0,6—1,3	0,8—1,2		1—2
6	Hochproz. Chromstahl	1,5—2,2		10—14		

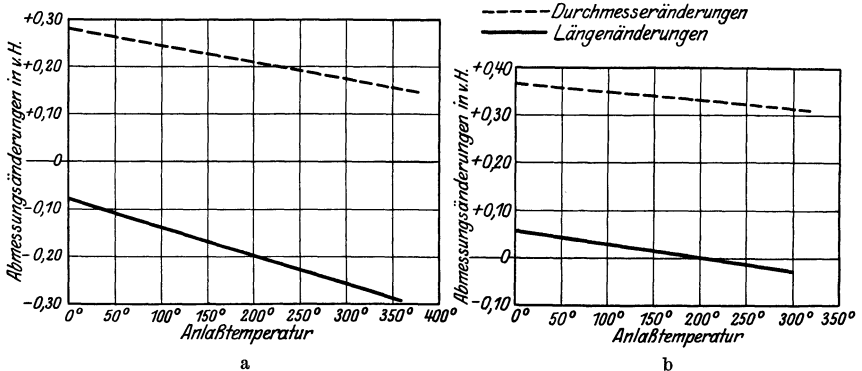


Abb. 151. Abmessungsänderungen durch Härten und Anlassen von Stahlzylindern, \varnothing 20 mm, 100 lang.

a Kohlenstoffstahl. b Wolfram-Mangan-Chromstahl.

Zur genaueren Unterrichtung seien die Abmessungsänderungen der Stähle 1 und 4 beim Härten und Anlassen in Abb. 151

¹ D.R.P. 401583.

wiedergegeben, wobei Zylinder mit 20 mm Durchmesser in Betracht gezogen wurden, weil Abmessungen von ungefähr dieser Größe am häufigsten vorkommen.

Stahl 4 ist in bezug auf Regelmäßigkeit der Abmessungsänderungen als der günstigste zu bezeichnen. Ähnliche Abmessungsänderungen wie Stahl 4 hat Stahl 6. Bei Stahl 2 und 3 liegen etwa dieselben Verhältnisse vor wie bei Stahl 1. Über stärkere Durchmesser bestehen keine einheitlichen Angaben. Jedenfalls aber verhalten sich Abmessungen etwa über rund 40 der Stähle 1, 2, 3, infolge der nicht mehr vollständigen Durchhärtung ähnlich wie unlegierte Stähle kleinerer Abmessungen, d. h. sie verkürzen sich. Die auch in größeren Abmessungen noch durchhärtenden Stähle 4 und 6 behalten Längenzunahmen auch noch bei größeren Abmessungen bei. Über die Abmessungsänderungen von Schnellstählen liegen keine verlässlichen Ergebnisse vor. Erwähnt ist die Arbeit von Großmann¹. Allgemein ist das Verhalten so, wie das der andern durchhärtenden Stähle, nur können wegen der hohen Härtetemperatur so regelmäßige Änderungen nicht erwartet werden.

Besonders bemerkenswert sind die Veränderungen, die ringförmige Körper erleiden. Auch hier ist der Unterschied im Verhalten dadurch gegeben, ob mehr oder weniger starke Einhärtung eintritt. Ringe aus durchhärtenden Stählen bleiben im Loch stehen oder werden in Ausnahmefällen z. B. bei Überhitzung etwas weiter. Ringe aus nicht durchhärtenden Stählen, also in der Regel Wasserhärtern, verengen sich im Loch, wenn nur die Innenöffnung allein gehärtet wurde. Werden die Ringe im ganzen gehärtet, so weiten sie sich in der Regel. Bei kleinen Abmessungen, wo auch bei unlegierten und schwachlegierten Stählen Durchhärtung eintritt, ist das Verhalten wie bei den üblichen Ölhärtern. Bei Schnittwerkzeugen mit quadratischen oder rechteckigen Öffnungen ist das Verhalten grundsätzlich dasselbe wie bei ringförmigen Körpern. Ölhärter, d. h. durchhärtende Stähle bleiben stehen oder weiten sich ein wenig, nicht durchhärtende Stähle sind in ihrem Verhalten unübersichtlich.

Um zu prüfen, ob diese Stahlkörper mit unregelmäßigen Querschnittsformen mehr oder weniger Neigung hat sich zu verziehen,

¹ Chem. metallurg. Engng. August 1922 S. 541; s. a. Stahl u. Eisen 1923 S. 764 bis 765.

empfiehlt Kinzel¹ die Anwendung eines geschlitzten Ringes (nach Abb. 152), bei dem man vor und nach dem Härten die Öffnung des Schlitzes mißt. Dieses Verfahren läßt auch für Schnitte, die in ihren Teilen verschiedene Querschnitte aufweisen, einen Schluß auf mehr oder weniger große Neigung zum Verziehen zu.

Auch bei im Einsatz gehärteten Hohlkörpern ist zwischen Öl- und Wasserhärtern zu unterscheiden. Ölhärter, das sind solche, die noch im Kern ziemliche Härte annehmen, bleiben im Durchmesser etwa stehen. Im Wasser zu härtende, das sind solche, die eine geringe Kernhärte annehmen, werden enger, wenn sie nur in der Innenfläche eingesetzt und gehärtet werden. Wenn sie innen und außen gehärtet werden, dann sind sie in ihrem Verhalten unregelmäßig.

Diese Maßänderungen beziehen sich nur auf richtig gehärtete Stähle. Bei Überhitzung treten andere Verhältnisse auf, die durch den verschiedenen Gefügestand des überhitzten Stahles bedingt sind. Besonders unregelmäßig und unübersichtlich werden die Verhältnisse, wenn durch Überhitzung Austenit entstanden ist. Diese Verhältnisse haben Portevin und Sourdillon²

untersucht. Diese beiden Forscher beschäftigen sich auch mit dem Verhalten rein martensitischer Stähle und fanden unter anderem die bemerkenswerte Tatsache, daß unterbrochenes Anlassen genau den gleichen Einfluß hat als ununterbrochenes. Es ist z. B. gleichgültig, ob man den Stahl auf 220° anläßt, ihn abkühlt, dann auf 300° anläßt oder gleich das Anlassen auf 300° vornimmt.

Portevin und Sourdillon beschäftigen sich auch damit, wie sich Stähle verhalten, wenn sie aus Temperaturen unterhalb des Haltepunktes abgekühlt werden. Proben von 25 mm Durchmesser und 125 mm Länge veränderten sich schon durch bloßes Glühen bei 700°, indem sie die Länge verminderten und den Durchmesser vergrößerten. Durch rasche Abkühlung nehmen diese Änderungen zu. Wird eine Reihe Proben einer Reihe von Behandlungen nacheinander unterzogen, so setzt sich nach jeder Behandlung die Änderung so fort, als ob sie zum ersten Male vorgenommen worden wäre. Die Änderung ist also von der Vorge-

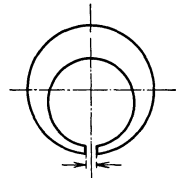


Abb. 152.
Ring für die Erprobung des Verziehens beim Härten.

¹ Amer. Soc. Steel Treat. 1932 Nr. 5 S. 438.

² Rev. Metallurg. 1927 Nr. 4 S. 215/33.

schichte unabhängig. Volumenänderungen kommen bei diesen Behandlungen kaum in Frage, da ja keine Härtung vorliegt.

Regelmäßige Maßänderungen durch Wärmebehandlung sind natürlich nur dann zu erwarten, wenn in dem Stück nicht schon vor der Wärmebehandlung starke Spannungen vorhanden waren, die sich beim Erwärmen auslösen und zu unregelmäßigen Formänderungen Anlaß geben können. Spannungen könnten entstanden sein bei der spanabhebenden Bearbeitung, bei Kaltformgebung oder Spannungen, die durch Richten des Stahles entstanden sind. Das von den Praktikern seit langem geübte Verfahren, die zu härtenden Teile nach der rohen Formgebung spannungsfrei zu glühen, ist daher wohl begründet. Nach diesem Glühen, das in einem Erwärmen auf 600° und nachfolgendem langsamen Abkühlen besteht, erfolgt erst die letzte Formgebung vor dem Härten. Besonders starke Spannungen haben kaltgezogene Stähle, und man kann von ihnen schwer regelmäßige Maßänderungen verlangen, wenn man sie nicht vor dem Härten spannungsfrei glüht.

Die durch Wärmebehandlung entstandenen Verwerfungen und Krümmungen haben verschiedene Ursachen. Eine Ursache können schon die eben erwähnten Spannungen durch Kaltverformung sein. In den meisten Fällen ist die Ursache für unerwartetes und unerwünschtes Verziehen unrichtiges Eintauchen. Nähere Einzelheiten hierüber gehören nicht in den Rahmen dieses Buches, sind Aufgabe eines Werkes über Härten¹.

Schweißen und Löten.

Auch hier gilt es die Begriffe zu scheiden. Zunächst bezeichnet man das Löten zweier Stahlstücke aufeinander oft als Schweißen, obwohl dies mit Schweißen nichts zu tun hat. Ferner ist eine Unterscheidung zwischen dem Hammer- oder auch Feuerschweißen genannt und dem Schmelzschweißen nötig.

Löten. Das Löten von Stahl an Stahl ist bei allen Stahllegierungen möglich. Das Auflöten von Stahl wird hauptsächlich bei Schnellstahl und Schneidmetallplättchen angewandt und müßte nach dem oben Ausgeführten nur mit Löten und nicht mit Schweißen bezeichnet werden. Da die beiden Metallteile ohne Verformung aufeinander gepreßt werden, ist der Zusammenhalt

¹ Reiser-Rapatz: Das Härten des Stahles S. 166/167. Leipzig; Verlag Felix.

nur durch das Anhaften der Schweißschicht gegeben, ohne daß eine Mischung der verschiedenen Metalle an der Trennschicht erforderlich ist. Als Lötmasse für Stahl- und Eisenlegierungen verwendet man verschiedene Metalle. Die üblichen Weich- und Hartlote, die für das Löten der verschiedenen Metalle gebraucht werden, kann man auch für Stahl verwenden. Für das Auflegen von Schnellstahlmessern nimmt man meist eine Mischung von Borax und Eisenfeilspänen, wobei das Eisen das metallische Bindemittel abgibt und der Borax zum Aufnehmen der oxydischen Verunreinigungen dient, mit der er als leichtflüssige Schlacke herausgepreßt wird. Da hier Stahl an Stahl liegt und ein Ineinanderdiffundieren der Grenzschichten bei längerer Erwärmung möglich ist, könnte dann Schweißung vorliegen. Endlich gebraucht man als Zwischenlage Metallplättchen aus Kupfer oder einer Kupferlegierung, wobei man wieder durch Borax oder ähnliche Flußmittel die oxydischen Bestandteile entfernt und dadurch eine metallische Berührungsfläche erzeugt. Zu solchen Plättchen greift man hauptsächlich beim Auflegen von Schneidmetallen auf Stahl. Bei diesen Zwischenlagen sind außer ihrer guten Haftbarkeit noch bestimmte Ausdehnungseigenschaften erforderlich, die sich den Ausdehnungen von Schneidmetall und Unterlage anpassen¹.

Preßschweißen. Die zweite Art der eben erwähnten Bindungsvorgänge ist das Preß- oder Hammerschweißen. Es wird so vorgenommen, daß man zu verbindende Stahlteile auf hohe Temperatur erwärmt und unter Hammerschlägen durch Walzen oder Pressen so miteinander verbindet, daß sich beide Teile verformen. Während dieses Vorgangs wird die nichtmetallische Zwischenschicht herausgepreßt, und Stahl verbindet sich mit Stahl durch Zusammenwachsen der Kristalle und durch Diffusion so innig miteinander, daß man oft die Trennungsschicht gar nicht mehr erkennen kann. Bei Stählen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt ist die Verbindung ohne besondere Mittel möglich, bei höheren Legierungen verwendet man sogenannte Schweißmittel, und manche der höchstlegierten Stähle sind durch Hammerschweißen überhaupt nicht zu verbinden. Über die theoretischen Grundlagen des Schweißens ist von Oberhoffer und Esser² berichtet worden. Um über-

¹ Ö. P. 136650.

² Arch. Eisenhüttenwes. Okt. 1930 S. 199 bis 206; siehe auch Stahl u. Eisen 1930 S. 1500.

sichtliche Verhältnisse zu studieren, beschränkten sie sich zuerst auf das Studium der Vorgänge im Vakuum. Esser fand im Vakuum kohlenstoffarme Stähle je nach der Oberflächenbeschaffenheit zwischen 970 bis 1280° am besten schweißbar sind, und zwar polierte Oberflächen an der unteren und rauhe an der oberen Grenze. Je höher der Kohlenstoffgehalt ist, desto enger wird der Temperaturbereich. Da aber in Wirklichkeit nie unter Luftabschluß geschweißt wird, haben diese Befunde wenig praktischen Wert. Die Preßschweißbarkeit scheint darauf zu beruhen, daß eine flüssige leicht entfernbare Schlacke gebildet wird. Es ist nun eigenartig, daß die Elemente, deren Oxyde in den Schlacken als Säuren auftreten, überwiegend die Schweißbarkeit behindern. Es sind dies z. B. Chrom, Wolfram, Aluminium. Ob dies auch auf Vanadin auszudehnen ist, bleibt abzuwarten. Die Elemente mit basischen Oxyden, wie Mangan und Nickel, beeinträchtigen die Schweißbarkeit nicht in dem Maße. Kupfer verhält sich ähnlich. Das reine Eisen ist deshalb gut schweißbar, weil das Eisenoxyduloxyd (etwa Fe_3O_3) für sich allein die beste leichtflüssige gut entfernbare Schlacke gibt. Manganoxydul übt auf die Eigenschaften dieser Schlacke geringen Einfluß aus, während Kieselsäure, Tonerde, Wolframoxyd, Chromoxyd die Flüssigkeit dieser Schlacke beeinträchtigen. Die Verhältnisse sind aber schwer zu übersehen, da die Leichtflüssigkeit der Schlacke nicht nur vom Säure- und Basengehalt allein abhängt. Auch der Kohlenstoff erschwert oder verhindert die Schweißbarkeit, ohne daß dieses Element unmittelbar etwas mit Schlackenbildung zu tun hätte. Die Behinderung durch den Kohlenstoff hängt mit der von Esser festgestellten Tatsache zusammen, daß der Kohlenstoff das Zusammenwachsen der Kristalle auf ein enges Temperaturgebiet beschränkt. Für die Stähle zur Feuerschweißung im Massenbetrieb kann man 0,3 vH Kohlenstoff als obere Grenze ansehen. Es lassen sich aber auch noch Stähle bis etwa 0,6 vH Kohlenstoff mit Siliziumgehalten bis 0,4 vH mit der Hammerschweißung unter Zuhilfenahme von Schweißmitteln gut vereinigen.

Als Schweißmittel werden die verschiedensten Mischungen gebraucht. Sie enthalten im Wesen Borax, Soda, Eisen¹. Bei Verwendung von Schweißmitteln gelingt das Hammerschweißen bis

¹ Ihre Zusammensetzung wird von den Herstellern meist als Geheimnis betrachtet.

zu einem Kohlenstoffgehalt von 1,5 vH und bis zu einem Chrom-Wolfram- oder Siliziumgehalt von etwa 3 vH, wobei Silizium und Chrom hinderlicher sind als Wolfram. Hochlegierte Chrom- und Wolframstähle, wie die rostfreien Stähle oder die Schnellstähle, sind auch bei Gegenwart von Schweißmitteln nicht mehr hammer-schweißbar.

Die Schweißmittel beseitigen die schwer entfernbaren Oxyde dadurch, daß sie gegenüber den Oxyden des Zunders im Überschuß vorhanden sind und sie dadurch leicht aufnehmen. Mangan und Nickelstähle sind auch bei sehr hohen Gehalten, z. B. auch die austenitischen, durch Preßschweißung bei Gegenwart eines Schweißmittels zu verbinden.

Die größte Bedeutung vor allen anderen Schweißarten hat in in den letzten Jahren die Schmelzschweißung gewonnen. Sie kann eine Schweißung mit Zusatzwerkstoffen oder Punkt- oder Widerstandsschweißung sein. Wenn man mit Zusatzwerkstoffen verschweißt, so kann dies entweder mit Hilfe der Sauerstoffflamme oder mit Hilfe des elektrischen Lichtbogens geschehen.

Gasschmelzschweißbar sind bei richtiger Flammeneinstellung und bei geschickter Handhabung alle Stahllegierungen. Am leichtesten sind auch hier weiche unlegierte Stähle fehlerfrei aufschmelzbar. Wenn auch durch Legierungsbestandteile die Schweißbarkeit erschwert wird und leichter Poren auftreten können, so wird die Schmelzschweißbarkeit bei kaum einer Legierung unmöglich.

Bei der Niederschmelzung durch den elektrischen Lichtbogen herrschen andere Verhältnisse. Bezüglich der Schweißung mit dem elektrischen Lichtbogen ist erkannt worden, daß bei Verbindungsschweißung, der Stahl, um den Lichtbogen ruhig halten zu können, nichtmetallische Bestandteile enthalten muß. Je höher der Stahl legiert ist, desto mehr nichtmetallische Bestandteile müssen vorhanden sein, um Flackern und Spritzen zu vermeiden. Man unterscheidet dreierlei Elektroden, blanke, bei denen nichtmetallische Bestandteile durch den Schmelzvorgang im Innern gleichmäßig verteilt oder beim Ziehen an die Oberfläche gebracht werden. Als nächste Art gelten die Seelenelektroden mit den erforderlichen nichtmetallischen Bestandteilen im Kern des Drahtes und schließlich die ummantelten Elektroden, mit

einer großen Menge nichtmetallischer Masse um den Metalldraht. Um die Verschweißbarkeit zu ermöglichen, darf bei blanken Drähten der Legierungsgehalt nur gering sein. Die Grenze dürfte etwa mit 0,15 vH Kohlenstoff und 0,7 vH Mangan zu ziehen sein. Geht man darüber hinaus, dann kann man wohl mit der Elektrode am Pluspol schweißen, wodurch aber bei Verbindungsschweißungen keine genügende Einschmelzbarkeit erzielt wird. Mit Seelenelektroden ist eine Verschweißung am Minuspol bis zu Legierungsgehalten von 2 bis 3 vH, Kohlenstoffgehalten bis 0,4 vH möglich. Bei ummantelten Drähten kann man bei richtiger Auswahl der Ummantelungsmasse jede Stahllegierung mit genügender Verschmelzbarkeit (Einbrand) und mit ruhigem Lichtbogen verschweißen. Aus hier nicht näher zu erörternden Gründen ist bei ummantelten Stäben in der Regel der Pluspol an die Elektrode anzuschließen.

Bedeutend einfacher liegen die Verhältnisse bei der Gasschmelzschweißung, da wie oben erwähnt alle Stahllegierungen in der Flamme gut abschmelzbar und verschweißbar sind. Im Gegensatz zu den Elektroden wird bei den Stäben zur Gasschmelzschweißung die gute Schweißbarkeit durch Abwesenheit von nichtmetallischen Bestandteilen begünstigt.

Die Vorgänge bei der Schmelzschweißung bestehen in der Herstellung eines kleinen Gußkörpers. Man muß daher bei diesem Vorgang, der ein Stahlschmelzen im kleinen ist, sich dieselben Grundsätze vor Augen halten wie beim Stahlschmelzen im großen. Man muß berücksichtigen, wie der Stahl erstarrt, wie sich sein Gußgefüge ausbildet, wie Blasen und Lunker-Hohlräume verhindert werden können, welche chemischen Vorgänge durch Oxydieren gewisser Bestandteile oder durch Aufnahme anderer verändert werden. Für den Rahmen dieses Buches möge nur erwähnt werden, daß wie im Stahlschmelzofen vor allem Mangan und Kohlenstoff leicht verbrennen, Chrom, Wolfram, Vanadin, Molybdän schwer, Nickel überhaupt nicht. Von denjenigen Elementen, die in die Schweißereintreten, sind Sauerstoff und Stickstoff (s. S. 16) zu nennen. Abgesehen von schweißtechnischen Maßnahmen muß man durch entsprechende Legierung des Schweißstabes der schädlichen Wirkung dieser beiden Elemente entgegen arbeiten. Sauerstoff bindend und in unschädliche Verbindungen überführend sind vor allem Mangan, Vanadin, Aluminium; Silizium wird bei blanken und Seelen-

drähten wegen der Bildung großer Schlackenmengen nicht gerne gesehen. Bei Stickstoff handelt es sich darum, ihn in unlösliche Nitride überzuführen. Dieses Gebiet ist zwar noch wenig erforscht; man könnte aber Vanadin, Aluminium, Titan, Zirkon als solche Elemente betrachten. Die Wirkung der Schlacke auf das Bad ist von großer Bedeutung bei den ummantelten Elektroden. Die Schlacke kann wie irgendeine Ofenschlacke schützend wirken, und man kann, um ihre Arbeit zu beeinflussen, ihr desoxydierende Elemente beifügen. Bei der Gasschmelzschweißung spielen diese Fragen eine untergeordnete Rolle, da man es in der Hand hat, durch neutrale Flammenführung die chemische Veränderung des Stahlbades zu verhindern.

Auch von einem anderen Gesichtspunkte sind für die Schmelzschweißung metallurgische Gesichtspunkte in hohem Grade maßgebend. Beim Schweißen finden nämlich Härtungs- und Glühvorgänge statt, da alle Temperaturen von der Schmelztemperatur bis zur Lufttemperatur vorhanden sind und auch die verschiedensten Abkühlungsbedingungen herrschen können. Diese Frage ist vor allem bei legierten Stählen wichtig. Es fällt nicht in den Rahmen dieses Buches, diese interessanten und immer wichtiger werdenden Dinge näher zu behandeln, und es sei in dieser Hinsicht auf das Sonderschrifttum verwiesen^{1,2}.

Kraftwagenstähle.

Die in den Normen genannten Vergütungs- und Einsatzstähle (S. 198/201) sind für die Bedürfnisse der Kraftwagenindustrie zugeschnitten, da ja diese Normen von ihr selbst ausgegangen sind. Auch die amerikanischen SAE-Normen (Abkürzung von Society of Automotive Engineers) sind von der dortigen Kraftwagenindustrie herbeigeführt worden. Obwohl es sowohl in Deutschland wie in Amerika eine reiche Auswahl gibt, so werden doch noch solche Stähle verlangt, die außerhalb der Normen liegen.

Eine klare und abschließende Übersicht, welche Stähle im einzelnen für die verschiedenen Verwendungszwecke gebraucht werden, ist bei der Vielfältigkeit der Bauarten und Ansichten nicht möglich. Soweit sich darüber überhaupt Grundsätze aufstellen

¹ Z. B. Rapatz: Stahl u. Eisen 1931 S. 245.

² Fry: Kruppsche Mh. Bd. 12 (1931) S. 201/214.

lassen, kann man sie im folgenden zusammenfassen. Wer diese Fragen eingehend behandelt studieren will, dem sei das Buch von Müller-Hauff und K. Stein¹ empfohlen.

Zahnräder. Die in den Normen genannten Einsatzstähle sind die ausgesprochenen Stähle für Zahnräder.

Neben diesen werden aber auch Stähle verwendet, die man in diesem Fall im allgemeinen Ölhärtestähle nennt, eine Bezeichnung, die nicht ganz zutreffend ist, weil man auch die höherlegierten Einsatzstähle im Öl härtet. Man meint aber Stähle mit höherem Kohlenstoffgehalt, die nach Abschrecken in Öl mindestens 550 bis 600⁰ Brinellhärten annehmen. Man baut diese Zahnräder mit Brinellhärten von 500 bis 550⁰ ein, die man durch Anlassen auf 200 bis 300⁰ nach dem Abschrecken erreicht. Diese Ölhärte-Zahnradstähle haben gegenüber den Einsatzstählen den Vorteil, daß man sich die langwierige Einsatzbehandlung erspart und daß man bei diesen Stählen nicht wie bei den Einsatzstählen die Oberflächenschicht durch Schleifen entfernen kann. Der Nachteil gegenüber den Einsatzstählen ist die geringere Oberflächenhärte und dadurch bedingt der etwas größere Verschleiß. Als ungefährender Grundsatz scheint sich herausgebildet zu haben, daß man für Antriebsräder Einsatzstähle, für Schalträder

Zahlentafel 109. Zusammensetzung zweier Ölhärtung-Zahnradstähle.

	C	Mn	Cr	Ni	Mo
1	0,45		1,5		0,3
2	0,55		0,8	1,5	0,3

hingegen auch Ölhärtestähle nimmt. In der Zahlentafel 109 sind zwei kennzeichnende Vertreter von Ölhärte-Zahnradstählen genannt.

Den ersteren Stahl verwendet man in einer Brinellhärte von 400 bis 500, den zweiten von 500 bis 550. Außer diesen Stählen sind natürlich auch noch andere, z. B. Chromstähle und andere Chrom-Nickel-Molybdänstähle, Chrom-Vanadinstähle verwendbar.

Ullrich² hat sich mit der Frage der Ölhärte-Zahnradstähle befaßt. Er hat gefunden, daß man dem Mangel der geringen Oberflächenhärte durch kurzes, etwa 20 Minuten langes Eintauchen in Zyansalzbäder beim Erwärmen zum Härten, abhelfen

¹ Autostähle des Welthandels. Verlag Stahl u. Eisen.

² Sonderheft: Verschleißversuche mit Zahnrädern für Kraftwagen. Forschungsarbeiten über das Kraftfahrwesen. Versuchsbericht Nr. 4. Stuttgart; s. auch Scherer: Arch. Eisenhüttenwes. 1933/34 S. 563.

kann. Die Stähle werden aus 800° in Öl gehärtet und bei 200° in Öl angelassen.

Da die Zahnräder sehr stark auf Biegung beansprucht werden, ist es besonders in diesem Fall vom Standpunkt der Güte aus vorteilhaft, gestauchte Scheiben zu verwenden, in denen die Faser verworfen ist, anstatt die Scheiben vom Stahl abzustechen.

Achsen und Achsschenkel. Für Achsen verwendet man die in der Norm genannten Chrom-Nickel-Vergütungsstähle, geht aber selten bis VCN 45. Außer diesen Stählen nimmt man auch Nickelvergütungsstähle, Chrom-Manganstähle, Chrom-Molybdänvergütungsstähle. Für Achsen werden auch unlegierte Vergütungsstähle herangezogen, ein Vorschlag, der von Amerika ausgegangen ist.

Kurbelwellen. Für diesen Teil nimmt man im Durchschnitt höherwertige Vergütungsstähle als für die Achsen und Achsschenkel. Man geht mit der Vergütung hierbei bis auf 120 kg¹.

Im Einsatz gehärtete Kurbelwellen hat man wegen der Verschleißfestigkeit der Lagerstellen wohl oft zu verwenden gesucht; die Versuche sind aber meist daran gescheitert, daß sich Kurbelwellen beim Einsatzhärten sehr verziehen. Einsatzgehärtete Kurbelwellen sind daher Ausnahmen geblieben.

Über die übrigen für Kraftwagen verwendeten Stähle, wie Kugellagerstähle, s. S. 111, Federstähle S. 337, Ventilstähle S. 341, ist an anderer Stelle das Nötige gesagt.

Federstähle.

Die Federn müssen die Eigenschaft haben, nach einer starken Belastung und Entlastung wieder in ihre vorige Lage zurückzukehren. Zusätzlich müssen dann viele Federn, als deren kennzeichnendste Vertreter die Kraftwagenfedern genannt werden, schwingende Beanspruchung aushalten. Um der ersten Forderung zu genügen, muß die Elastizitätsgrenze hoch sein, wobei man sich in der Praxis aber damit begnügt, die hohe Streckgrenze als Kennzeichen hoher Elastizitätsgrenze hinzunehmen. Die Kraftwagenfedern haben eine Festigkeit von 120 bis 150 kg/mm² und eine Streckgrenze, die um 15 bis 20 kg/mm² tiefer liegt. Die

¹ Für Kurbelwellen zu Luftfahrzeugmotoren vergütet man sogar bis auf 140 kg und verwendet oft Chrom-Nickelstähle, die mit Wolfram oder Molybdän legiert sind.

Belastung in der Ruhe, also die statische Vorlast, beträgt 40 bis 70 kg/mm². Mit der bei dieser Festigkeit und dieser Vorlast vorhandenen Dauerfestigkeit muß man vorliebnehmen ohne rechnerisch darauf viel Rücksicht nehmen zu können. Man hat auch das Richtige getroffen, bevor man den Begriff „Schwingungsfestigkeit“ und die dabei erhaltenen Werte kannte. Betrachten wir die Abb. 81, so gilt für einen Kraftwagen der Fall einer starken Vorlast. Nehmen wir, wie es tatsächlich der Fall ist, die Schwingungsfestigkeit einer Feder mit Walzhaut mit etwa 35 kg/mm² und die Vorlast mit 50 kg an, so ergibt sich für eine einseitig schwingende Feder schätzungsweise eine zusätzliche Dauerfestigkeit von etwa 30 bis 50 kg/mm².

Man könnte wohl durch Schleifen und Polieren der Oberfläche die Schwingungsfestigkeit auf etwa die Hälfte der Zerreißfestigkeit, also ungefähr auf 60 bis 70 kg/mm² erhöhen. Ein solches Verfahren hätte aber, abgesehen davon, daß es außerordentlich kostspielig und für die für Kraftwagen heute zugebilligten Preise unerträglich wäre, wenig Vorteile, da man bei voller Ausnutzung von Vorlast und Schwingungsbeanspruchung nahe an oder gar über die Streckgrenze herankommt, was bei geschliffenen und polierten Stäben ebensowenig zulässig ist wie bei solchen mit Walzhaut.

Die Durchschnittszusammensetzung der in Deutschland üblichsten Blattfedern für Kraftwagen ergibt sich aus der Zahlentafel 110.

Zahlentafel 110. Durchschnittszusammensetzung der in Deutschland üblichsten Vergütungs-Federstähle.

C	Mn	Si	Cr	V	Erstrebte Durchschnittsfestigkeit kg/mm ²
0,45	1,7	0,3	—	—	etwa 130
0,55	1,0	1,0	—	—	„ 130
0,6	0,5	1,5	—	—	„ 140
0,5	0,3	0,3	1,5	0,3	„ 140
0,6	0,5	1,0	1,0	—	„ 140

Über die Dauerfestigkeit der Federstähle gibt die Zahlentafel 70 einige Anhaltspunkte. Auch die untere Linie in der Abb. 82 kann hierfür herangezogen werden.

Für Spiralfedern können auch noch folgende Beispiele angegeben werden (Zahlentafel 111).

Zahlentafel 111. Zusammensetzung, Festigkeit und Verwendungszweck einiger Spiralfedern¹.

C	Mn	Si	Cr	V	Zugfestigkeit kg/mm ²	Verwendungszweck
0,55—0,65	0,40—0,50	1,50—2	0,25—0,35		190—210	Spiralfedern f. Gramophone
0,45—0,55	1,20—1,60	1,2 —1,6			140—160	Geschütz-(Vorhol-)Federn
0,95—1,10	0,2 —0,3	rund 0,20			180—200	Spiralfedern für Uhren, Spieldosen

Um Gewaltbeanspruchungen auszuhalten, wird bei Federstählen eine gewisse Kerbzähigkeit verlangt, die aber in Anbetracht der hohen Festigkeit nicht sehr hoch sein kann.

Bei Federstählen liegt der Ausnahmefall vor, daß Schlackenzeilen bis zu einem gewissen Grade erwünscht sind. Durch diese entsteht das bei Federn bekannte fasersehnige Bruchaussehen (Abb. 153), das wegen der Mangansulfidzeilen besonders schön bei Manganstählen zur Ausbildung kommt. Die Schlacke muß in bestimmter Form ausgebildet sein, um die beste Wirkung zu erzielen. Hohe Walztemperatur zerstört das fasersehnige Gefüge auch bei Vorhandensein von Schlacken.



Abb. 153. Bruchaussehen eines Manganfederstahles.

Eine öfters gefragte Eigenschaft ist die Federkraft bei höheren Temperaturen. Dieser Forderung zu genügen ist über eine Temperatur von etwa 400° fast unmöglich, da bei diesen Temperaturen die Elastizitätsgrenze allmählich verschwindet. Man kann die

¹ Nach Reitböck: Werkstoffhandbuch. Stahl u. Eisen Q 11.

Elastizitätsgrenze in der Wärme wohl einigermaßen durch Verwendung hochlegierter Stähle, wie etwa eines rostfreien Stahles mit 0,2 bis 0,3 vH Kohlenstoff oder eines hochprozentigen Wolfram-Chromstahles, s. S. 133, erhalten. Diese Stähle haben aber leider die Eigenschaft, daß sie in der Kälte nicht besonders gute Elastizitätseigenschaften haben.

In diesem Zusammenhang verdient auch erwähnt zu werden, daß vollgehärtete und nicht angelassene Stähle wohl eine hohe Festigkeit aber eine niedrige Elastizitätsgrenze haben, also unter Umständen schlecht federn können. Die Elastizitätsgrenze hebt sich beim Lagern von selbst, ein Vorgang, der beim Erwärmen auf 200° sich in kurzer Zeit auslöst. Dasselbe gilt nicht nur von abgeschreckten, sondern auch von solchen Stählen, die durch Kaltverformung gehärtet sind.

Flugzeugstähle.

Soweit man hier Stahl verwendet, den man wegen seines Gewichtes soviel es geht durch Leichtmetalle oder Holz ersetzt, gilt für die einzelnen Teile, z. B. Zahnräder und Ventile, ungefähr dasselbe wie für die Kraftwagenindustrie. Für die Kurbelwellen stellt man im allgemeinen noch höhere Ansprüche und vergütet oft bis auf 140 kg/mm². Man legiert dann den Chrom-Nickel-Vergütungsstählen Molybdän oder Wolfram hinzu.

Zur Gewichtsersparnis werden bei Flugzeugen Stahlrohre verwendet. Außer unlegiertem Stahl verwendet man häufig Rohre aus Chrom-Molybdänstahl. Die amerikanischen schreiben hierfür folgende Zusammensetzung vor:

C	Mn	S	P	Cr	Mo
0,25 bis 0,35	0,40 bis 0,6	0,45max.	0,04max.	0,8 bis 1,1	0,15 bis 0,25

Die britischen Normen¹ nennen einen Stahl mit:

C	Si	Mn
nicht über 0,3	nicht über 0,30	nicht über 1,5

Da bei der Flugzeugherstellung Schmelzschweißung viel verwendet wird, ist für Stahlrohre gute Schweißbarkeit erforderlich. Diese Bedingung erfüllen die Chrom-Molybdänstähle dadurch, daß die Schweißstelle und ihre Nachbarschaft verhältnismäßig wenig beeinflusst wird, jedenfalls weniger als Chrom-Nickel- und Manganstähle.

Chrom-Molybdänstahl wird auch für Stahlbleche angewendet².

¹ Iron Age vom 8. Aug. 1929. ² Iron Age 13. Febr. 1930 S. 502 bis 505.

Über Stähle für Flugzeugteile sei noch auf das Schrifttum verwiesen¹.

Dieselmotoren.

Aus diesem Verwendungsgebiet mögen nur einige Teile herausgegriffen werden.

Kolbenstangen. Hier legt man besonderen Wert auf vergütete Stähle, die vollkommen spannungsfrei vergütet sind und hohe Dauerfestigkeit haben.

Pleuelstangenschrauben. Dieser Verwendungszweck erfordert ganz besonders zähe Vergütungsstähle, wofür nach der Erfahrung des Verfassers 5% Nickel-Vergütungsstähle am besten entsprechen.

Brennstoffdüsen und Führungen. Für diese lebenswichtigen Teile des Motors, die an Gewicht wenig ausmachen, ist es nicht angebracht zu sparen. Der beste Stahl hierfür ist der auf S. 327 Nr. 4 genannte Chrom-Mangan-Wolframstahl, sowie andere Werkzeugstähle ähnlicher Art, z. B. der Mangan-Chromstahl 124, S. 327 und die Chromstähle Nr. 9 und 11, S. 107, sowie auch Schnellstähle.

Nocken. Für diese auf Abnutzung sehr hoch beanspruchten Nocken zieht man ebenso wie für die Brennstoffdüsen und Führungen Stähle heran, die ihrem Wesen nach Werkzeugstähle sind, z. B. der oben genannte Chromstahl Nr. 11, für weniger hohe Beanspruchung auch den Kugellagerstahl und für sehr starke Beanspruchung etwa einen 5prozentigen Wolframstahl Nr. 3, S. 129.

Ventilstähle.

Besondere Anforderungen werden an Ventile, besonders Auslaßventile, für Verbrennungsmotoren gestellt. Es handelt sich dabei nicht allein um Zunderbeständigkeit und Warmfestigkeit, sondern auch um eine erhöhte Festigkeit bei gewöhnlicher Temperatur. Diese Forderung muß deshalb gestellt werden, weil sich sonst der Schaft des Ventils verbiegen würde. Die zwei Hauptgruppen der hochwertigen Stähle für Auslaßventile sind Stähle mit 0,4 bis 0,5 vH C, 2 bis 11 vH (meist 8 bis 10 vH) Cr, 2 bis 4 vH Si und etwaigen Zusätzen von Wolfram oder Molybdän und die austenitischen Chrom-Nickelstähle mit Wolfram- oder Molybdän- oder Vanadinzusätzen.

Die Chrom-Siliziumstähle werden auf etwa 100 kg/mm² Festig-

¹ Knorr: Iron Age 29. Aug. 1929 S. 519 bis 524, 19. Jan. 1928 S. 201 bis 203; French: Iron Age 8. Nov. 1928 S. 1161 bis 1164.

keit vergütet und am Schaftende gehärtet. Um die Warmfestigkeit dieser Stähle zu erhöhen, gibt man Zusätze von Wolfram, Molybdän oder Vanadin. Bei einigen neuzeitlichen Motoren genügen die Warmfestigkeiten dieser Legierungen nicht und man greift zu einem austenitischen Stahl mit etwa 0,5 vH C, 12 vH Cr, 12 vH Ni, 2 vH W. Dieser Stahl hat zwar eine bedeutend höhere Warmfestigkeit, aber den Nachteil, daß er als austenitischer Stahl nicht härtbar ist, und daher das aufschlagende Schaftende sich rascher abnützt, wenn man nicht besondere Ausführungsformen wählt, um das Aufschlagende mit einem eingesetzten Teil aus härterem Stahl zu versehen.

Für Einlaßventile genügen meist Stähle wie VCN 35 oder Siliziumstähle (S. 150, Stahl 2 und 3). Um bei Instandsetzungen Verwechslungen zu verhindern, macht man aber häufig keinen Unterschied zwischen Auslaß- und Einlaßventilen¹.

Turbinenschaufeln.

Die Beanspruchung ist bei Turbinenschaufeln dreierlei Art. Sie ist entweder Ausfressung (Erosion) durch die mit großer Geschwindigkeit schußartig auftreffenden Flüssigkeitsteilchen, oder, insbesondere bei Stillständen, Rost und schließlich Beanspruchung auf Warmfestigkeit.

Für Turbinenschaufeln sind heute drei Werkstoffgruppen vorherrschend, die Nickelstähle, die rostfreien Chromstähle und die austenitischen Chrom-Nickelstähle.

Die Nickelstähle haben weder besonderen Korrosions- noch Erosionswiderstand, noch haben sie große Warmfestigkeit. Ihre ausgezeichnete Eigenschaft ist die Zähigkeit. Die rostfreien Chromstähle sind korrosionsbeständig, verhältnismäßig warmfest und erosionsbeständiger als die Nickelstähle. Am beständigsten gegen alle Einflüsse sind die austenitischen Chrom-Nickelstähle. Ihre hohe Warmfestigkeit, die eine bleibende Dehnung nicht eintreten läßt, scheint nicht nur für hochbeanspruchte Dampfturbinen, sondern auch für Gasturbinen der geeignetste Werkstoff zu sein. Ein Nachteil dieser Stähle ist ihre schwierige Verformbarkeit beim Walzen und Kaltziehen. Dies und der hohe Preis lassen den Stahl für Dampfturbinen nur in wenigen Fällen zur Anwendung kommen. Da ein großer Teil der Turbinenschaufeln durch Kaltziehen bearbeitet

¹ Über Ventilstähle siehe z. B. Heat Treating and Forging Nov. 1933 S. 67, Dez. S. 96.

wird, ist Kaltverformbarkeit wichtig. Aus diesem Grunde ist es nicht zweckmäßig, mit dem Kohlenstoffgehalt höher als nötig zu gehen.

Nickelstähle. 0,10 bis 0,15 vH C, etwa 5 vH Ni. Die Verwendung geschieht fast ausschließlich im vergüteten Zustand. Der üblichste Festigkeitsbereich ist 60 bis 70 kg/mm², steigt aber auch bis 80 kg/mm². Über die Eigenschaften des Stahles s. S. 88.

Rostfreie Stähle. In Deutschland ist meist ein Stahl mit 0,14 bis 0,2 vH C, etwa 14 vH Cr üblich. Vor allem in Amerika wünscht man oft einen Stahl mit niedrigerem Chromgehalt, damit Vergütbarkeit gewährleistet ist. Bei dem angegebenen Kohlenstoffgehalt ist aber nicht zu befürchten, daß der Stahl etwa ferritisch oder halbferritisch und daher schwer vergütbar wäre. Die Vergütungsfestigkeit ist auch hier meist 60 bis 70 kg/mm², kann aber auch höher sein.

Von den austenitischen Stählen hat sich in Deutschland der Stahl mit etwa 0,5 vH C, 12 vH Cr, 12 vH Ni und 2 vH W eingebürgert. Das Wolfram dient dabei zur Erhöhung der Warmfestigkeit. Natürlich können auch Vanadin oder Molybdän denselben Zweck erfüllen. Neben diesen Stählen werden auch andere Chrom-Nickelstähle mit Nickelgehalten bis zu 40 vH gebraucht. Die Stähle werden nicht im abgeschreckten, sondern im bei 700 bis 900° ausgeglühten Zustand verwendet. Dadurch bleiben die Karbide ausgeschieden und erhöhen die Erosionsfestigkeit.

Um die Haltbarkeit der Turbinenschaufeln zu verbessern, sind Vorschläge gemacht worden, welche die Auftreffstelle erosionsbeständiger machen sollen. Whight¹ hält es für vorteilhaft, die Auftreffstelle mit einem aufgelöteten Schnellstahlplättchen zu versehen. Andere Vorschläge gehen dahin, die Auftreffstelle dadurch härter zu machen, daß man sie mit dem Schweißbrenner erhitzt und durch rasches Abkühlen diesen Stellen eine größere Härte verleiht.

Werkzeugstähle.

Die Werkzeugstähle sind nicht allein unter diesem kurzen Abschnitt behandelt, sondern auch in ihren verschiedenen Eigenschaften ausführlich in den Sonderabschnitten berücksichtigt worden², z. B. bei Schnellstählen, Schneidmetallen, Bearbeitbarkeit, Formänderungen beim Härten usw.

¹ Engineer 5., 12. u. 19. Febr. 1932.

² Ausführliches über Verwendungszwecke siehe z. B. Die Böhler Edelmetalle. Berlin: Verlag Böhler, 1931.

Eine strenge Unterscheidung zwischen Werkzeugstählen und Stählen für Maschinen- und Fahrzeugteile (zusammenfassend auch Baustähle genannt) ist wohl nach der Verwendung, nicht aber nach der chemischen Zusammensetzung möglich. Die Werkzeuge dienen für die Formgebung, Trennung und Zerkleinerung der verschiedenen Stoffe, und man wird in bestimmten Fällen immer genau sagen können, ob es sich um einen Werkzeugstahl handelt oder nicht. Nach der chemischen Zusammensetzung hingegen ist eine sichere Grenze zwischen Bau- und Werkzeugstählen nicht gegeben. So werden manche Maschinenteile aus Stählen mit solchen physikalischen Eigenschaften und chemischer Zusammensetzung hergestellt, die sie auch für Werkzeugstähle geeignet machen, so z. B. kann man die für Kugellager üblichen Chromstähle auch für Werkzeuge, etwa Kaltwalzen, gebrauchen oder die Wolfram-Magnetstähle für Warmarbeit. Andererseits kann man Stähle, die meist als Baustähle gebraucht werden, z. B. die Chrom-Nickelvergütungsstähle, als Gesenkstahl oder die Einsatzstähle für Preßwerkzeuge zur Herstellung von Kunstharzgegenständen. Bei den Baustählen läßt sich, wenn auch mit Vorbehalt, das Verhalten im Betrieb durch Angabe von Streckgrenze, Festigkeit, Dehnung und Einschnürung, Kerbzähigkeit, Dauerfestigkeit, Kornempfindlichkeit kennzeichnen. Bei den Werkzeugstählen gibt es bis jetzt keine Möglichkeit, durch zahlenmäßige Angaben von physikalischen oder chemischen Eigenschaften einen genauen Maßstab für die Verwendungsfähigkeit des Stahles zu finden.

Nach der Verwendung kann man die Stähle wie folgt einteilen:

- | | |
|---|--|
| <ol style="list-style-type: none"> 1. Gewöhnliche Schneidwerkzeuge. 2. Werkzeuge für spanabhebende Formgebung. 3. Schnittwerkzeuge. 4. Lochstempel. 5. Schermesser. 6. Ziehringe, Zieheisen. 8. Werkzeuge für Blechformung. 8. Bergbauwerkzeuge. 9. Gewindeschneidstähle. 10. Feilenstähle. | <ol style="list-style-type: none"> 11. Warmarbeitswerkzeuge. 12. Schneidwerkzeuge. 13. Metallstrangpressen. 14. Spritzmatrizen. 15. Preßdorne. 16. Spritzgußformen. 17. Schraubenmatrizen. 18. Preßluftwerkzeuge. 19. Kaltschlagstähle. 20. Meßwerkzeuge. 21. Stähle für Werkzeuge zum Pressen von Kunstharz. |
|---|--|

Nach der chemischen Zusammensetzung kann man die Stähle wie folgt einteilen:

- | | | |
|--|--|---|
| <ol style="list-style-type: none"> 1. Kohlenstoffstähle. 2. Chromstähle. 3. Nickelstähle. 4. Chrom-Nickelstähle. | | <ol style="list-style-type: none"> 5. Wolframstähle. 6. Chrom-Manganstähle. 7. Wolfram-Chromstähle (vor allem Schnellarbeitsstähle). |
|--|--|---|

Die Einteilung der Werkzeugstähle erfolgt in diesem Abschnitt nur nach ihrem Verwendungszweck. Nach der chemischen Zusammensetzung sind die Werkzeugstähle der einzelnen Legierungen bereits unter den betreffenden Abschnitten Mangan, Nickel usw. Stähle gekennzeichnet. Die auf allen Gebieten des Werkzeugstahles bestehenden Erfahrungen sind so mannigfaltig, daß es einem einzelnen Fachmann unmöglich ist, alles zu übersehen, und daß sich jeder, der darüber schreibt, auf Widerspruch und auf den Vorwurf der Unvollständigkeit gefaßt machen muß.

Gewöhnliche Schneidwerkzeuge. Unter dieser Gruppe sind Stähle der verschiedensten Beanspruchung zusammengefaßt. Meist handelt es sich um Kohlenstoffstähle, bei denen der Kohlenstoffgehalt von 0,4 bis 1,4 vH schwanken kann. Bei Messern für den Hausgebrauch, Besteckmesser, Tischmesser, gewöhnlichen Taschenmessern hält man sich mit dem Kohlenstoffgehalt gewöhnlich zwischen 0,5 bis 0,7 vH, und geht nur bei höhergestellten Ansprüchen bis etwa 1 vH. Bei Scheren bleibt man meist unter 0,8 vH Kohlenstoff, ebenso bei Säbelklingen, Dolchen. Bei Sichel ist der Kohlenstoffgehalt noch niedriger, bei Sensen bewegt er sich zwischen 0,6 bis 0,9 vH. Für landwirtschaftliche Geräte, Flugscharen, Mähmesser ist der Kohlenstoffgehalt zwischen 0,45 bis 0,60 vH.

Für Tischmesser, Besteckmesser, Taschenmesser breitet sich der rostfreie Stahl immer mehr aus und dürfte im Laufe der nächsten Jahrzehnte die übrigen Stähle zum großen Teil verdrängen.

Werkzeuge für spanabhebende Formgebung¹. Für Dreh- und Hobelstähle sind die unlegierten Stähle und schwachlegierten Stähle fast ganz verschwunden, und man verwendet fast ausschließlich Schnellstähle und Schneidmetalle (letztere für Hobelstähle, ausnahmsweise).

Eine Ausnahme bilden gewisse Bearbeitungsvorgänge, wo sehr harte Werkstoffe vorliegen, und wo man deshalb mit geringer

¹ Siehe darüber die Abschnitte Schnellstähle, Schneidmetalle, Bearbeitbarkeit.

Schnittgeschwindigkeit arbeiten muß. Hierbei wird weniger die Warmbeständigkeit wie die Abnutzungswiderstandsfähigkeit bei niederen Temperaturen in Anspruch genommen. Der wichtigste Fall auf diesem Gebiet ist die Bearbeitung von Mühlenwalzen, ein Vorgang, der „Riffeln“ genannt wird. Die Stähle hierfür bezeichnet man als Riffelstähle, und braucht den Namen auch dann, wenn sie für andere Zwecke verwandt werden. Am meisten gebraucht man hierfür Wolframstähle mit einem Gehalt von 4 bis 8 vH Wolfram mit Zusätzen von 0,1 bis 1 vH Chrom, wenn der Wolframgehalt niedrig ist. Die Leistung steigt mit dem Wolframgehalt bis etwa 20 vH, dabei ist ein Zusatz von etwa 0,5 vH Vanadin vorteilhaft. Um die Leistung noch mehr zu erhöhen, ist auch Kobaltzusatz vorgeschlagen worden, ohne daß man damit aber besondere Vorteile erzielt hätte. Den Riffelstählen ist durch die neuzeitlichen Karbidschneidmetalle großer Abbruch getan worden.

Für gewöhnliche Spiralbohrer gebraucht man meist Stähle mit etwa 1 vH Kohlenstoff und etwa 1 vH Wolfram. Auch hier geht man immer mehr auf Schnellstahl über, wobei man heute die höchstlegierten Gruppen noch nicht heranzieht. Für Fräser gilt dasselbe wie für Spiralbohrer.

Auch die Sägen sind als spanabhebende Werkzeuge zu betrachten. Die Ansprüche und damit auch die der verwendeten Werkzeugstähle sind sehr verschieden. Für Holzbearbeitung genügen Stähle mit 0,5 bis 1 vH Kohlenstoff, bei Metallbearbeitung nimmt man für Bandsägen unlegierten Stahl bis zu 1,4 vH Kohlenstoff. Für Kreissägen nimmt man meist schwachlegierte Stähle mit 1 vH Kohlenstoff, 1 bis 1,5 vH Chrom. Ein beliebter Stahl ist hierfür auch ein Wolframstahl mit 1 bis 3 vH Wolfram und geringen Zusätzen von Chrom oder Vanadin. Bei hohen Ansprüchen geht man in der Metallbearbeitung bei den Sägen bis zu den Schnellstählen und sogar bis zu den Schneidmetallen.

Schnitte¹. Man unterscheidet hier drei Gruppen.

A. Die erste Gruppe bilden unlegierte Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,7 bis 1,2 vH. Der bevorzugteste Kohlenstoffstahl ist der mit etwa 1 vH C. Diese Stähle haben den Vorteil der guten Härteannahme und der Zähigkeit des weichbleibenden Kerns. Der zähe Kern des unlegierten Stahles erträgt Biegungs- und stoß-

¹ Z. B. Rapatz-Pollack: Feinmechanik und Präzision. Juni 1932 S. 101.

artige Beanspruchungen, wie sie bei den durchhärtenden Stählen nicht in dem Maße gestattet sind. Sie sind daher auch zum Schneiden sehr starker Werkstoffe verwendbar. Nachteile dieser Stähle sind infolge der Wasserhärtung die Gefahr des Härteausschusses und unregelmäßige Formänderungen beim Härten (s. S. 328/329).

B. In die zweite Gruppe sind die Ölhärter mit 1 bis 4 vH Legierungszusätzen einzureihen. Es haben sich etwa folgende Stähle für diese Zwecke eingebürgert:

a) etwa 0,9 vH C, etwa 1 vH Mn, etwa 5 vH Cr¹ für Schnitte (auch anwendbar für Gewindebohrer, Schneidbacken, Reibahlen, Meßwerkzeuge, Gewindebacken, Kanonen- und Gewehrlaufbohrer, Gewindewalzbacken, Kunstharzpreßwerkzeuge),

b) etwa 0,8 vH C, etwa 2 vH Mn (unter Umständen Zusatz von Vanadin²),

c) etwa 1,5 vH C, etwa 1,5 vH Cr³,

d) etwa 1 vH C, etwa 1 vH Mn, etwa 1,5 vH W, etwa 1 vH Cr⁴,

e) etwa 0,4 vH C, 1 bis 3 vH W, etwa 1 vH Cr, etwa 1 vH Si⁵.

Diese Gruppe hat gegenüber der ersten den Vorteil der geringeren, regelmäßigeren Formänderung und des geringeren Härteausschusses beim Härten. Die Stähle a und b sind in ihren Eigenschaften etwa gleich, c ist etwas schnitthaltiger, aber auch etwas spröder. Durch besondere regelmäßige Formänderung, sowie größere Zähigkeit und Schnitthaltigkeit, zeichnet sich der Mangan-Wolfram-Chromstahl d aus. Dieser Stahl fordert allerdings ein etwas vorsichtigeres Schleifen, das aber bei den neuzeitlichen Schleiferfahrungen kein Hindernis für die Verwendung dieses Stahles sein sollte.

Beim Schneiden sehr starker Werkstücke sind die Stähle der Gruppe e dann zu empfehlen, wenn man die Vorteile der Ölhärter, geringen Härteausschuß und regelmäßige Formänderungen nicht vermissen will.

Für die hochlegierten Chromstähle mit 1,5 bis 2,5 vH Kohlenstoff und 12 bis 14 vH Chrom werden oft geringe Zusätze von Wolfram, Molybdän, Vanadin empfohlen. Dieser Stahl hat sehr regelmäßige Formänderungen, geringen Härteausschuß und große Abnutzungswiderstandsfähigkeit. Er ist für Schnitte, wo große Stückzahl laufend erzeugt wird, z. B. für Dynamo und Trans-

¹ Siehe S. 124.

² Siehe S. 74.

³ Siehe S. 112, 327.

⁴ Siehe S. 327.

⁵ Siehe S. 132 Stahl 3.

formatorenbleche, der geeignetste. Wegen seines großen Karbidgehaltes und der daraus folgenden geringeren Zähigkeit ist bei diesen Stählen beim Schneiden starker Werkstoffe Vorsicht geboten.

Ausnahmsweise werden, besonders von Amerika empfohlen, auch Schnellstähle für Schnitte gebraucht. Die Verwendung der Schnellstähle wird sich aber wegen des hohen Preises, der hohen Härtetemperatur und der Formänderungen kaum durchsetzen können.

Lochstempel. Mit den Schnitten verwandt sind Lochstempel, die nach der Begriffsbestimmung des AWF¹ nur als besondere Abart der Schnitte gelten, da der Abtrennungsvorgang im Wesen derselbe ist. Zum Lochen von starken Stücken sind unlegierte oder schwachlegierte Stähle bis etwa 1,4 vH Kohlenstoff am besten, da verhältnismäßig große Zähigkeit des Werkzeuges erforderlich ist. Wenn es sich aber um schwache Bleche handelt, dann kann man auch die hoch- und mittellegierten Ölhärter wie für Schnitte verwenden. Bei Lochstempeln für stärkere Werkstücke, wo besondere Zähigkeit erforderlich ist, gebraucht man am vorteilhaftesten Stähle mit 0,35 bis 0,50 vH C, etwa 1 vH Cr, 1 vH Si und 1 bis 3 vH W. Eine Verwendung von Wasserhärtern hätte bis etwa 12 mm Durchmesser keinen Vorteil, da ohnehin Durchhärtung vorliegt. Bei stärkeren Stempeln kann man für die Lochung dicker Werkstücke auch Wasserhärter gebrauchen, da dann infolge des ungehärteten Kernes die nötige Zähigkeit gewährleistet ist.

Schermesser. Für Kaltschermesser kommen im allgemeinen dieselben Stähle in Betracht wie für Schnitte, da die Scheren im Wesen nichts anderes als Schnitte sind. Beim Scheren sehr starker Stücke, wie z. B. Knüppel und Brammenscheren, werden die weichen Chrom-Silizium-Wolframstähle² wie für Lochstempel herangezogen. Für Warmscheren nimmt man die letztgenannten Stähle und bei hoher Leistung Schnellstähle oder den auf S. 133 genannten hochprozentigen Wolfram-Chromstahl. Zu beachten ist hierbei, daß die Schnellstähle nicht etwa in der Härte wie für Schneidwerkzeuge, sondern mit einer Brinellhärte von 500 bis 550⁰ angewendet werden müssen.

¹ AWF (Ausschuß für wirtschaftliche Fertigung) Blatt 606.

² Und auch Chrom-Siliziumstahl wie für Federn (s. S. 338) verwendet.

Ziehringe und Zieheisen. Zum Ziehen von Stangen und Rohren größerer Abmessung dienen am besten Stähle, die nur im Ziehloch hart, außen aber zäh sind, da sie sonst leichter platzen. Voraussetzung für die Härtung nur im Ziehloch ist natürlich, daß nicht zu tief durchhärtende Stähle vorliegen. In Betracht kommen meist unlegierte Stähle mit etwa 0,6 bis 1,5 vH Kohlenstoff. Zur Erhöhung des Abnutzungswiderstandes verwendet man Chrom bis etwa 0,8 vH (nicht darüber, weil sonst der Stahl zu tief einhärtet), sowie Wolframstähle¹, wobei man bei sehr hohen Ansprüchen bis etwa 20 vH geht. Da bei der Härtung im Loch allein sich der Durchmesser verengt, so härtet man abgenutzte öfter nach, um sie wieder auf den früheren Durchmesser zu bringen².

Für Löcher etwa unter 8 mm ist die Härtung durch das Ziehloch nicht mehr gut möglich, da der Wasserstrahl nicht genügend durchdringt. Am besten eignen sich dann die hochprozentigen Chromstähle. Für Zieheisen, für Drahtzug verwendet man meist die hochprozentigen Chromstähle, entweder im schmiedeharten Zustand oder vergütet. Den gehärteten Zustand vermeidet man bei diesen Werkzeugen, damit das Nachstellen durch Zuklopfen möglich ist. Vanadin und Kupferzusatz hat sich bei diesen Legierungen als nützlich erwiesen.

Kaltwalzen. Hierfür werden fast ausschließlich Chromstähle genommen, über die auf S. 110 das Wesentliche gesagt ist. Bei der Auswahl des Kohlenstoff- und Chromgehaltes ist grundsätzlich zu berücksichtigen, daß man, um die Gefahren bei der Härtung dieser heiklen Werkzeuge zu mindern, mit dem Kohlenstoffgehalt heruntergeht, je größer der Durchmesser ist. Um die nötige Härtebarkeit zu erzielen, muß man dafür mit dem Chromgehalt hinaufgehen. Für die Leistung dieser Werkzeuge ist im übrigen nicht nur die Legierung und die Härtebehandlung, sondern in hohem Maße die Politur der Walzen von Einfluß.

Bergbauwerkzeuge. Für Gesteinbohrer nimmt man unlegierte Stähle, je nach der Härte des Gesteins mit verschiedenem Kohlenstoffgehalt. Man zieht für hartes Gestein höhern Kohlenstoffgehalt vor, obwohl diese Abstufung nicht recht einzusehen ist, da auch für das weiche Gestein der harte Bohrer am längsten hält. Für Hohlbohrer hält man sich mit dem Kohlenstoffgehalt meist unter 0,9 vH wohl deshalb, weil bei härteren Abstufungen der bei

¹ Siehe S. 130.

² Man nennt diesen Vorgang „rollen“.

diesen Werkzeugen gefürchtete Dauerbruch so häufig auftritt. Ausgangspunkt des Dauerbruchs ist meist die beim Anstauchen des Bundes oder beim Zuschmieden der Schneide entstandene unregelmäßige Ausbildungsform der Bohrung. Um den Dauerbruch zu vermeiden, muß die Oberfläche möglichst von Rauheiten und Kerben frei sein, das Werkzeug an den stark beanspruchten Stellen eine Festigkeit von etwa 80 bis 110 kg/mm² haben und am besten vergütet sein¹.

Für Schremmstangen ging man nach Einführung der Schnellstähle bald zu diesen über, und in neuester Zeit beginnen sogar die Schneidmetalle das Gebiet zu beherrschen.

Im Aufbereitungsbetrieb hat sich für Brechbacken, Walzen, Walzringe, Kollergänge der hochprozentige austenitische Manganstahl meist in Form von Stahlguß eingebürgert. Auch Schalenhartguß kommt hierfür in Frage.

Wichtig sind Formzeuge für die Brikettierungsanlagen (z. B. Schwalbungen). Je nachdem ob mehr auf Verschleiß oder Zähigkeit Wert gelegt wird, ist eine große Reihe von Stählen möglich, im ersteren Falle verwendet man z. B. einen Stahl mit 2 vH Kohlenstoff und 2 vH Chrom, im letzteren den austenitischen Manganstahl (s. S. 75/84).

Gewindeschneidstähle. Im allgemeinen liegen in bezug auf die Auswahl dieselben Gesichtspunkte vor wie bei den Schnitten. Kohlenstoffstähle sind wegen des zähen Kerns im ganzen zäher, eine Eigenschaft, die besonders bei Gewindebohrern von Bedeutung sein kann. Dagegen sind die Längen- und Durchmesseränderungen unregelmäßiger als bei legierten Stählen, die durchhärten, s. S. 327/329. Der Stahl mit der regelmäßigsten Formänderung und gleichzeitig der zäheste ist auch hier der Mangan-Chrom-Wolframstahl (S. 327, Stahl 4). Sein Nachteil ist die erwähnte Schleifempfindlichkeit. Der Schnellstahl erfordert große Sorgfalt bei der Härtung, da die feinen Schneiden leicht so stark verletzt werden, daß selbst nach etwaigem Schleifen noch entkohlte und verschmorte Stellen übrigbleiben. Es gibt wenig Werkzeuge, bei denen es so sehr auf genaueste Formgebung der Werkzeuge und genaues Arbeiten der Maschinen ankommt, wie bei diesen, und immer wieder schiebt man Fehlschläge dem Werkstoff zu, wo dieser nicht die Schuld daran trägt.

¹ Siehe Hohage: Werkstofftagung Bd. IV S. 14 bis 15. Verlag Stahleisen sowie Stahl u. Eisen 1927 S. 2165.

Feilenstähle. Als Auswahl für die einzelnen Feilengattungen gibt Briefs¹ folgende Anhaltspunkte:

Zahlentafel 112.
Analyse und Verwendungszweck von Feilenstählen.

Stahlgruppe	C	Si	Mn	Cr	Verwendungszweck
A	0,4	0,5	0,6		Raspen
B	0,5	0,5	0,7		Packfeilen, Primafeilen
C	1,2	0,2	0,3		Schlicht- u. Vorfeilen, Dutzendfeilen, ausgeschlagene Feilen, Feilscheiben, rotierende Feilen
	1,4	0,2	0,3		Extrafeilen, Mühlsäge- und Sägefeilen, Präzisionsfeilen, Ampullenfeilen, Wetzstähle
D	1,4	0,2	0,3	0,4	Höchst beanspruchte Sägefräser, Kugellagerfeilen
	1,5	0,3	0,3	0,7—1,5	Probierfeilen, Präzisionsfeilen, rotierende Feilen

Warmarbeitswerkzeuge. Die Anforderungen, die an Warmarbeitswerkzeuge zu stellen sind, ergeben sich daraus, daß sie der Schlagwirkung oder großem Druck widerstehen müssen und gleichzeitig gegen die Erwärmung vom heißen Metallteil her möglichst unempfindlich sein sollen. Zwischen Schlag- und Preßwerkzeugen kann man in bezug auf die Anforderungen im allgemeinen den Unterschied machen, daß die Preßwerkzeuge infolge ihrer längeren Berührung mit dem Preßgut größere Widerstandsfähigkeit als schlagende Werkzeuge, wo die Berührung nur kurze Zeit dauert, dahingegen braucht bei Preßwerkzeugen auf Zähigkeit nicht so sehr geachtet zu werden wie beim Schlagwerkzeug.

Das Unbrauchbarwerden dieser Werkzeuge kann in viererlei Weise vor sich gehen:

1. Durch mechanische Abnutzung, der besonders stark ausgesetzte Kanten unterliegen. Dieser Abnutzung würde durch möglichst hohe Härte und Warmbeständigkeit abgeholfen werden.

2. Durch Eindringen der Gesenkoberflächen, auch hier hilft hohe Härte (gilt nur für Wasserhärter mit zähem Kern).

3. Durch Sprengen des Werkzeuges. Diese Art des Zubruchgehens entsteht meist durch zu große Härte, welche dann zur Folge hat, daß die für Schlagarbeit nötige Zähigkeit nicht mehr

¹ Werkstoffhandbuch P 41—1.

vorhanden ist. Eine weitere Ursache für das Sprengen ist auch unzuweckmäßige Konstruktion des Gesenkes, die das Fließen des Werkstoffes erschwert und die erkaltete Metallschicht zwischen den Gesenkteilen liegen läßt, ferner Prellschläge, durch einseitiges Aufliegen verursacht.

4. Durch die sogenannten „Brandrisse“. Es sind dies kleine Risse, die im Verlauf der Arbeit quer zur Kante des Werkzeuges auftreten. Diese Erscheinung dürfte darauf zurückzuführen sein, daß der gehärtete Stahl durch Anlassen oder Glühen sein Volumen verringert. Tritt nun dieses Schrumpfen, wie es durch die Erwärmung einzelner Stellen während der Arbeit gegeben ist, unregelmäßig ein, dann sind Schrumpfrisse, hier Brandrisse genannt, die Folge. Auch die mit den plötzlichen Temperaturschwankungen verbundenen Spannungen tragen zur Bildung der Brandrisse bei.

Man sieht also, daß gegen die ersten zerstörenden Einflüsse Abnutzung und Eindrücken hohe Härte geboten wäre, daß aber hingegen die Gefahr des Sprengens und das zu frühe Auftreten der Brandrisse ein Herabgehen mit der Härte verlangt.

Die für Schmiedegesenke und Warmschlagmatrizen zulässige höchste Brinellhärte wird sich nach der Form des Werkzeuges richten, aber 450 Brinelleinheiten nicht viel übersteigen dürfen. Bei Gesenken mit tiefen Formen wird es sich im allgemeinen am besten zwischen 310 und 400 Brinelleinheiten und bei Gesenken mit flachen Formen zwischen 400 und 450 Brinelleinheiten handeln. Diese Regeln sind nur als allgemeine Ratschläge aufzufassen und gelten nur für Gesenke, die nach Fertigstellung der Form noch gehärtet werden. Für Wasserhärter, das sind unlegierte Stähle, die eine harte Oberflächenschicht mit einem verhältnismäßig weichen Kern haben, gelten diese Regeln natürlich nicht, sondern nur für tiefer einhärtende, mehr oder weniger hochlegierte Stähle.

Um dem Verbraucher die Vergütung zu ersparen, liefern die Stahlwerke Gesenkstücke oft wärmebehandelt an. Dabei ist die Härte der leichteren Bearbeitbarkeit halber niedriger gehalten, als es für die beste Leistung gut wäre.

Für Preßwerkzeuge ohne Schlag, wie etwa Warmpreßmatrizen (Spritzmatrizen), kann man, wie oben schon angedeutet, mit der Härte höher gehen, man wird die Brinellhärte bis 500 steigern können.

Den Anforderungen als Warmarbeitswerkzeug werden die Stähle im allgemeinen um so mehr Rechnung tragen, je beständiger sie in der Wärme sind. Es wird also der hochlegierte Wolfram-Chromstahl immer der leistungsfähigste sein, man wird sich aber für größere Werkzeuge für diesen Stahl wegen des Preises oft nicht entschließen können. Bei hohen Ansprüchen wird man sich aber die Grenze der Leistungsfähigkeit der Stähle vor Augen halten müssen; man wird z. B. von einem Chrom-Nickelstahl nicht verlangen können, daß er Arbeitstemperaturen bis zu 500 oder gar 600° dauernd aushält, Temperaturen, die heute besonders bei Metallpressen häufig vorkommen.

Bei den Werkzeugstählen wird im Gegensatz zu den in der Wärme beanspruchten Baustählen nicht die Dauerstandfestigkeit, sondern eher die normale Warmfestigkeit in Frage kommen, da die Warmbeanspruchung meist nur eine vorübergehende ist.

Schmiedewerkzeuge. Die Werkzeuge zum Schmieden von Knüppeln und Stangen heißen Hammersättel oder Hammerkerne, wobei man flache Schlicht- und Profilsättel unterscheidet. Für schwere Sättel verwendet man Kohlenstoffstähle mit einem etwas höheren Kohlenstoffgehalt, damit mehr Einhärtung verbürgt wird. Zusammensetzung ist dann etwa 0,5 bis 0,6 vH Kohlenstoff, 0,5 bis 0,8 vH Mangan, wobei geringe Chromzusätze vorteilhaft sind. Für diese Werkzeuge gebraucht man aber z. B. auch Stahl 1, S. 152 und Stahl 17, S. 107.

Die zweite Art der Schmiedewerkzeuge sind die Profilgesenke. Aus der großen Reihe der zur Verfügung stehenden Stähle seien folgende erwähnt:

Für sogenannte schmiedeharte Verwendung für eine Festigkeit von 70 bis 90 kg/mm² wählt man Kohlenstoffstähle mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,5 bis 0,7 vH und einem Mangangehalt von 0,6 bis 0,8 vH mit oder ohne den eben erwähnten Chromzusatz oder auch 1 bis 1,5 vH Silizium bei niedrigem Mangangehalt. Wenn man diese Stähle härtet, ist wegen ihrer Empfindlichkeit Vorsicht geboten und sofortiges Anlassen unter eine Härte von 400 Brinelleinheiten erforderlich. Unlegierte Wasserhärter mit niedrigem Mangangehalt mit 0,6 bis 1 vH Kohlenstoff finden dann Verwendung, wenn es sich um das Schmieden flacher Teile handelt, wo das Schmiedegut nur kurze Zeit mit dem Gesenk in Berührung ist. Solche Teile sind z. B. Gabeln, Messer (in diesem

Fall nennt man die Werkzeuge Säume), Rechenzinken. Bei der Härtung dieser Stähle ist besonders darauf zu achten, daß die veriteften Gesenkteile gut gekühlt werden, weil sonst ein zu dünner Härterand entsteht, der bei der Arbeit eingedrückt wird.

Die wichtigsten Stähle für das Gesenkschmieden sind die Chrom-Nickelstähle. Der Nickelgehalt bewegt sich von 1,5 bis 4,5 vH, also etwa in den Grenzen der Chrom-Nickelvergütungsstähle, den Chromgehalt hält man von 0,7 bis 1,5 vH, den Kohlenstoffgehalt bei niedrigem Nickelgehalt bis 0,6 vH und bei höherem Nickelgehalt bis 0,4 vH, Molybdän hat sich als Zusatz zu diesen Stählen außerordentlich bewährt. Besonders häufig findet man den Chrom-Nickelstahl mit 1,5 vH Nickel mit Molybdän legiert. Die Molybdänlegierung hält sich in den Grenzen von 0,2 bis 0,8. Ihre Wirkung beruht auf der großen Steigerung der Warmfestigkeit bei gleicher Verhinderung der Anlaßsprödigkeit, die durch das Erwärmen des Gesenkes immer wieder entstehen könnte. Auch zu Chrom-Manganstählen pflegt man deshalb hin und wieder Molybdän hinzuzusetzen. Für Gesenke zum Gesenkschmieden von Nichteisenmetallen gebraucht man für niedrigere Leistungszahlen die höherlegierten Chrom-Nickelstähle, und für höhere Leistung den oft erwähnten Wolfram-Chromstahl mit 8 bis 10 vH Wolfram, 2 vH Chrom, s. S. 133¹.

Metallstrangpressen. Für diese wichtigen Werkzeuge haben sich folgende Stähle eingebürgert: Für die Einsatzbüchsen die Chrom-Nickelstähle mit 0,3 bis 0,5 vH Kohlenstoff, 3 bis 5 vH Nickel, 1 bis 1,5 vH Chrom oft mit Zusätzen von Molybdän oder Wolfram, oder Stahl 1, S. 152, oder Stahl 3, S. 146, wobei man bei nicht zu schwer preßbaren Legierungen eine Preßzahl von 15000 bis 30000 erhält. Bei höheren Anforderungen wird der hochprozentige Wolfram-Chromstahl herangezogen, dabei kann man eine Preßzahl von 20000 bis 50000 erwarten. Warmfeste austenitische Stähle hat man versucht, da sie sich wegen ihres größeren Ausdehnungskoeffizienten an den Mantel besser anpressen. Für Spritzmatrizen kommt fast ausschließlich der hochprozentige Wolfram-Chromstahl in Frage. Da die Beanspruchung dieses Werkzeuges außerordentlich groß ist und die Wirtschaftlichkeit des Arbeitens zum großen Teil von der Haltbarkeit gerade die-

¹ Ausführliche Angaben über Gesenkstähle finden sich z. B. Masch.-Bau Bd. 26 Nr. 677 (Sept. 1925) S. 792; Metallbörse 1925 Nr. 91 S. 2527.

ses Werkzeuges abhängig ist, hat man vieles versucht, um den obengenannten Stahl zu verbessern. So sind Zusätze von Kobalt und Nickel mit Erfolg verwendet worden. Diese Metalle steigern bei derselben Festigkeit die Zähigkeit und die Anlaßbeständigkeit. Um die Anlaßbeständigkeit und die Verschleißfestigkeit in in der Wärme zu heben, kann man in einigen Fällen auch Legierungen bis 0,5 vH C, 15 vH W, 3 vH Cr mit Zusätzen von Kobalt, Vanadin anwenden, also im Wesen Schnellstähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt. Bei diesen Stählen setzt man sich allerdings mehr der Bruchgefahr aus, da der höhere Legierungsgehalt den Stahl wohl warmbeständiger, aber auch spröder macht. Alle diese Stähle sind zwar bis etwa 700° anlaß- und warmbeständig, oberhalb dieser Temperatur verlieren sie aber rasch ihre Festigkeit. Um diese Eigenschaft auch oberhalb 700° (eine Temperatur, die unmittelbar an der Arbeitsstelle leicht vorkommen kann) zu erhalten, hat man austenitische Nickel-Chromstähle mit etwa 0,5 vH Kohlenstoff, 10 bis 20 vH Nickel in Vorschlag gebracht¹. Diese Stähle sind aber unterhalb 700° weniger fest als die oben genannten und man wird deshalb abwarten müssen, ob sie mehr leisten als die härtbaren Stähle.

Auch Preßdorne sind sehr stark auf Warmfestigkeit und Abnutzung in der Wärme beansprucht. Man müßte aus diesem Grunde dieselben Stähle wie für Spritzmatrizen anwenden. Der Anwendbarkeit dieser Stähle ist aber dann eine Grenze gesetzt, wenn die Dorne nach dem Lochen im Wasser abgekühlt werden, was bei horizontalen Pressen meist der Fall ist. Man geht dann mit der Legierung so weit hinauf, als eben Wasserkühlung noch anwendbar ist. Solche Stähle sind z. B. mit dem Chrom-Nickelgehalt 0,3 bis 0,4 C, 3 bis 5 Ni, 0,5 bis 1,5 Cr und Molybdänzusätzen bis 1 vH oder Wolframzusätzen bis 3 vH. Diese Stähle finden auch dann Verwendung, wenn der Dorn nicht von außen, sondern während des Arbeitsvorganges durch Kühlkanäle von innen abgekühlt wird. Wenn die Dorne in Luft oder Öl gekühlt werden, dann gebraucht man dieselben hochprozentigen Wolfram-Chromstähle wie für Spritzmatrizen, ja zieht sogar häufig Schnellstähle heran.

Spritzgußformen. Die Beanspruchung ist sehr verschieden, je nachdem es sich um leicht schmelzbare Legierungen, wie Zink

¹ Nickel-Stähle „Werkzeugstähle“. Nickelinformationsbüro Frankfurt, Juni 1931.

oder Blei, oder um höher schmelzbare, wie Messing oder Neusilber handelt. Bei den ersteren genügen Stähle mit geringer Warmfestigkeit, aber schon bei Aluminium sind die Ansprüche so hoch, daß man etwa Stähle mit 0,4 vH C, 1,5 vH Cr, 0,3 vH V oder gar den hochprozentigen Wolfram-Chromstahl anwendet. Bei Messing genügt nur der letztere, beim Spritzguß von Neusilber nimmt man auch die unter den Spritzmatrizen angeführten noch höher legierten Stähle.

Schraubenmatrizen. Der für so viele Zwecke verwendete Stahl, mit 8 bis 10 vH Wolfram, 2 vH Chrom kommt auch hier wieder in Frage. Da der Stahl mehr auf Zähigkeit beansprucht wird als etwa Spritzmatrizen, so kann man die dort erwähnten höchst legierten Stähle nicht heranziehen. Für geringere Beanspruchung verwendet man auch Stähle wie für die üblichen Schmiedegesenke.

Preßluftwerkzeuge. Der wichtigste Stahl für Preßluftmeißel und Preßluftdöpper ist ein Stahl mit 0,3 bis 0,5 vH Kohlenstoff, 1 bis 2 vH Silizium, ebensoviel Chrom, und Zusätzen von Wolfram in Mengen bis etwa 3 vH. (Wenn Handmeißel vorliegen, verwendet man auch Kohlenstoffstähle mit etwa 0,7 bis 1 vH C). Für die verschiedenen mit Preßluft betriebenen Gesteinsbearbeitungswerkzeuge nimmt man Kohlenstoffstähle mit 0,6 bis 1,4 vH C.

Werkzeuge für Blechverformung sind Ziehstempel, Züge, Formstanzen, Biegestanzen, Rollstanzen und Drückwerkzeuge. Für Ziehstempel, Züge verwendet man neben unlegierten Stählen, Wasserhärtern von 0,6 bis 1,4 vH Kohlenstoff auch noch legierte Wasserhärter mit 0,5 vH Chrom bis 5 vH Wolfram, und schließlich auch noch etwas den hochprozentigen Chromstahl als Ölhärter, für die Ziehringe, die eben genannten Wasserhärter, die dann, wenn zugänglich, nur im Ziehloch zu härten sind.

Rollstanzen und Drückwerkzeuge stellt man aus Kohlenstoffstahl mit etwa 1,10 vH C oder aus Ölhärtern wie die Schnittwerkzeuge her (S. 347)¹.

Für die **Formstanzen** mit Ober- und Unterstempel gilt für die Oberstempel dasselbe wie für die rein zylindrischen Ziehstempel. Bei den Unterstempeln gebraucht man neben den üblichen Wasserhärtern durchhärtende Ölhärter. Für die Biegestanzen sind wegen ihrer großen Beanspruchung und Abnützung der 5prozentige Wolframstahl und der hochprozentige Chromstahl am beliebtesten; es können aber auch weniger legierte Wasserhärter herangezogen werden.

¹ Rapatz: Werkstoff-Handbuch Stahl und Eisen, P 63.

Kaltschlagstähle. Diese Stähle, die vom Ausschub für wirtschaftliche Fertigung unter dem Namen Stanzenstähle zusammengefaßt sind, sind so mannigfaltig, daß hier je nach dem Arbeitsvorgang ganz verschiedene Stähle in Frage kommen.

Bei Prägwerkzeugen für die Schmuckwarenindustrie nimmt man meist Chrom-Nickelstähle mit 0,35 bis 0,55 vH C, 1,5 bis 4 vH Ni, 0,7 bis 1,5 vH Cr, die infolge ihrer Legierung durchhärten. Wegen der Durchhärtung müssen sie mit etwas geringeren Härten verwendet werden. In einigen Fällen zieht man Wasserhärter mit hartem Rand und zähem Kern vor. Da infolge des starken Druckes die Oberflächenschicht leicht eingedrückt werden kann, muß man dafür sorgen, daß sie nicht zu schwach ist. Man legiert zu diesem Zweck den Stahl mit Mangan bis 0,4 oder gar bis 0,8 vH, und setzt vorteilhaft etwas Vanadin zu (S. 47, 146). Auch Chromstähle, ähnlich wie für Kaltwalzen, zieht man hierfür heran (S. 110). Ungefähr dieselben Stähle verwendet man auch für Besteckstanzen.

Meßwerkzeuge. Die Anforderungen an diese Werkzeuge sind gute Härbarkeit, große Verschleißfestigkeit und regelmäßige Formänderungen beim Härten, die letztere Forderung damit nicht zu viel Schleifarbeit entsteht. Geboten ist ferner vollkommenes Gleichbleiben der Abmessungen im Gebrauch. Für diesen Verwendungszweck sind Einsatzstähle, unlegierte Wasserhärter mit 0,6 bis 1,2 vH Kohlenstoff und dieselben Ölhärter wie für Schnitte zu verwenden. Man wird die letzteren im allgemeinen für Kaliber und Endmasse verwenden, für Lineale, Grensrachenlehren, Schublehren, Wasserhärter und weniger hochlegierte Ölhärter, sowie auch Einsatzstähle. Auch rostfreie Stähle haben hier schon Eingang gefunden. Die Bedingungen der Härbarkeit und Polierfähigkeit ist bei richtiger Behandlung bei allen diesen Stählen erfüllt. Vielleicht könnte erwähnt werden, daß die hochprozentigen Chromstähle etwas schwerer gute Politur annehmen. Über die Volumenänderungen beim Härten ist auf S. 325/326 einiges gesagt.

Was die Abnutzungswiderstandsfähigkeit betrifft, so bestehen darüber keine einheitlichen Ansichten. Im allgemeinen ist man der Ansicht, daß die Abnutzungswiderstandsfähigkeit für diese Werkzeuge mit der Härte des Stahles zunimmt. Nieberding¹ will aber nachgewiesen haben, daß die geringste Abnutzung bei einer Brinellhärte zwischen 400 bis 500 stattfindet. Man müßte

¹ Stahl u. Eisen 1931 S. 916.

also nach Nieberding vom Standpunkt der Abnützung diese Härte wählen, und tut es nur deshalb nicht, weil die Werkzeuge bei dieser geringen Härte verkratzt werden würden. Nieberding untersucht auch die Abnützung der Schneidmetalle und findet, besonders für die Karbidmetalle, die sehr hart sind, eine sehr geringe Abnützung. Es steht dies allerdings in Widerspruch mit seinen Feststellungen über Stähle¹.

Das Altern der Stähle wurde von Weber² und Cahn³ behandelt. Es gelingt dadurch die nachträglichen Volumänderungen des gehärteten Stahles vorwegzunehmen, da man den Stahl je nach seiner Zusammensetzung auf 110 bis 140° erwärmt (bis 200 Stunden), und dadurch die sonst im Laufe der Zeit eintretenden Volumänderungen schon vorher auslöst. Auch verstickte Stähle haben wegen ihrer großen Oberflächenhärte vorteilhafte Verwendung für Meßwerkzeuge gefunden. Über die Meßwerkzeuge gibt Houdremont⁴ einen ausführlichen Bericht.

Stähle für Werkzeuge zum Pressen von Kunstharz⁵ (Bakelite). Die neuzeitlichen Kunstharze sind Körper, die aus synthetischen Aldehyden durch Pressen der pulverförmigen Masse bei etwa 180° oft unter Zusatz von Füllkörpern, wie Asbest, Glimmer oder Zement hergestellt werden. Die Werkzeuge werden stark auf Abnützung beansprucht. Die Temperatur ist nicht so hoch, als daß die Arbeit Warmarbeit genannt werden könnte. Man verwendet die Werkzeuge daher nahezu in voller Abschreckhärte. Da die Werkzeuge meist heikle Formen haben, dürfen die Stähle nicht härteempfindlich sein. Diesen Ansprüchen passen sich die Einsatzstähle gut an. Sie haben nach dem Einsetzen eine harte Oberflächenschicht und reißen beim Härten nur dann, wenn sie fehlerhaft sind oder gröblich mißhandelt werden. Die in Öl zu härtenden legierten Einsatzstähle haben auch hier gegenüber den in Wasser zu härtenden Stählen den Vorteil, der regelmäßigen Formänderung beim Ablöschen. Bei kleineren Werkzeugen, die sich leichter härten lassen, verwendet man auch alle Stähle, die unter den in Öl zu

¹ Siehe auch S. 324.

² Das künstliche Altern. Berlin: Julius Springer; siehe auch Stahl u. Eisen 1926 S. 1437.

³ Stahl u. Eisen 1929 S. 1088.

⁴ Werkstofftagung Berlin 1927 Bd. 4 S. 90. Verlag: Stahl u. Eisen 1927 S. 2178.

⁵ Siehe Rapatz: Stahl u. Eisen 1932 S. 1271.

härtenden Schnittstählen genannt werden. Für Kunstharzewerkstoffe aus synthetischen Thioharnstoffen nimmt man gerne die rostfreien Chromstähle, da diese Kunstharze stark korrodierend wirken. Man verwendet dabei die Abstufungen mit höherem Kohlenstoffgehalt, da gute Härbarkeit erwünscht ist. Auch verstickte Stähle sollen sich bewährt haben. Bei oft gebrauchten Formen verwendet man zur Herstellung des Preßformunterteils das Kalteinsatzverfahren, um die Verarbeitung durch Spanabhebung möglichst zu ersparen. Einsenkstempel stellt man aus Chrom-Nickel- oder Chrom-Nickel-Molybdänstählen oder aus hochprozentigen Chromstählen her.

X. Prüfung.

Das Meiste, was zur Prüfung des Stahles in diesem Werke zu sagen ist, ist bereits aus anderen Abschnitten, besonders dem Abschnitt „Die Eigenschaften im Zusammenhang mit den Verwendungsgebieten“ zu entnehmen.

Hier sollen nur noch einige Prüfungsverfahren in bezug auf ihre Bedeutung kurz gestreift werden.

Chemische Untersuchung. Die chemische Untersuchung wird feststellen können, ob eine Stahlmarke in der für sie bestimmten Grenze der Zusammensetzung liegt. Sie wird aber über Stahlfehler, wie Lunker, örtliche Seigerungen, Überhitzung, Faser, Flocken, Risse, Härteempfindlichkeit, keinen Aufschluß geben. Oft wird irgendeine chemisch nicht erfaßbare Beimengung, die in sehr geringer Menge vorhanden ist, den Unterschied zweier anscheinend gleichzusammengesetzter Stähle verursacht. Aber selbst wenn man diese Beimengungen feststellen könnte, so ist man heute noch nicht imstande, ihren Einfluß eindeutig festzustellen. Als solche Bestandteile kommen Schlackeneinschlüsse verschiedener Art, Sauerstoff, Stickstoffgehalte usw. in Frage. Auch das Primärgefüge, die Behandlung des Blocks beim Abkühlen, die Art der Warmverformung, der Verschmiedungsgrad können von entscheidendem Einfluß sein, ohne daß die chemische Zusammensetzung hierfür Anhaltspunkte gibt.

Mikroskopische Untersuchung. Die Untersuchung des Kleingefüges ist für den neuzeitlichen Metallurgen unentbehrlich. Ohne sie wären die in den letzten Jahrzehnten erreichten Fortschritte nicht denkbar. Auch für die laufende Kontrolle des Stahles wird das Mikroskop immer mehr herangezogen. Allerdings

gehört es nur in die Hand erfahrener Fachleute, die aus dem Gefüge die richtigen Schlüsse ziehen und auch die Grenzen der mikroskopischen Untersuchung kennen. Der unerfahrene Metallograph will vom Mikroskop oft alles beantwortet haben. Wird ein solcher Metallograph vor die Aufgabe gestellt, die Ursache des Versagens von Werkzeugen oder Maschinenteilen im Betrieb festzustellen, und gibt ihm das Mikroskop keine andere Auskunft, so müssen häufig die unvermeidlichen Schlackeneinschlüsse als Erklärung herhalten, obwohl in Wirklichkeit ganz andere Gründe vorliegen. Dem erfahrenen Beurteiler wird oft die Untersuchung

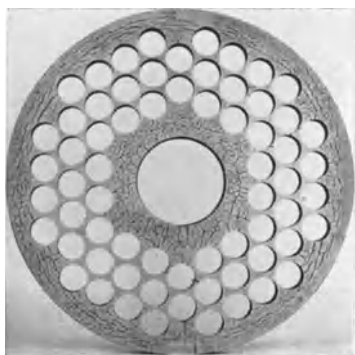


Abb. 154. Durch Tiefätzung sichtbar gemachte Schleifrisse. $\frac{1}{2}$ nat. Größe.

auf Bruchaussehen, die makroskopische Ätzung usw. mehr Aufschluß geben als das Mikroskop.

Prüfung mit Röntgenstrahlen.

Die Untersuchung mit Röntgenstrahlen verfolgt zweierlei. Eine Untersuchungsart ist die, den Atomaufbau auf Grund des Röntgenspektrums zu studieren. Dieses Verfahren hat außerordentlich wichtige Aufklärungen in der Metallforschung gebracht, insbesondere sind unsere Vorstellungen über den Härtungsvorgang beim Abschrecken

und über die Anlaßvorgänge auf die Erkenntnisse, welche die Röntgenbilder vermitteln, aufgebaut. Was aber die Prüfung auf Stahlfehler betrifft, so haben sich die Hoffnungen noch nicht erfüllt. Bei geringeren Werkstoffstärken, etwa bis 70 mm, ist es wohl möglich, größere Fehler zu finden. Bei stärkeren Abmessungen hingegen, wo gerade die Fehler erst in verstärktem Maße auftreten, ist eine wirkungsvolle Durchleuchtung sehr fraglich. Auch ist man sich über die Deutung der Bilder noch nicht einig. Ein zusammenfassendes Bild über die Möglichkeiten der Anwendung, sowohl bei der wissenschaftlichen Forschung wie bei der Prüfung auf Fehler, gibt Wever¹.

Tiefätzung. Bei Einwirkung von schwachen Säuren auf die geschliffene oder polierte Oberfläche des Stahles spricht man von Tiefätzung. Man verwendet dazu am besten mäßig verdünnte

¹ Stahl u. Eisen 1932 S. 1243; 1933 S. 497.

warme Schwefel- oder Salzsäure, und braucht den Stahl dann nicht zu polieren, sondern nur zu ätzen. Eine etwas weniger strenge Erprobung ist die durch eine 3 prozentige Sublimatlösung in der Kälte. Die Lösung ist aber nur bei polierten Proben wirksam.

Die Ätzung mit Schwefel- oder Salzsäure bringt nicht nur Faser und andere Innenfehler, sondern auch sonst unsichtbare

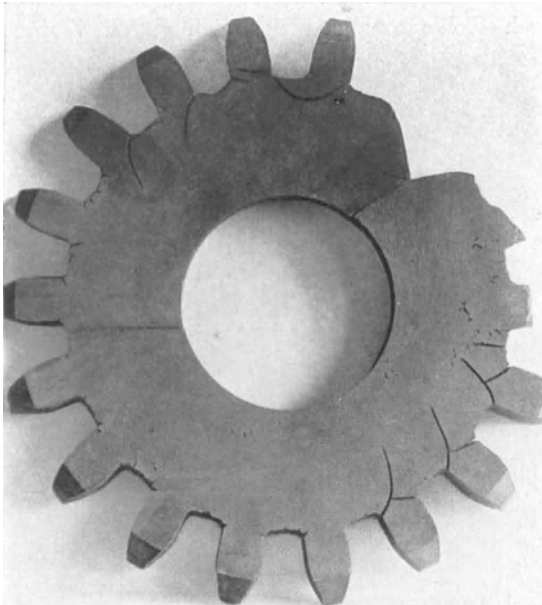


Abb. 155. Durch Tiefätzung sichtbar gemachte Härterisse.
 $\frac{1}{4}$ nat. Größe.

Härterisse und Schleifrisse zum Vorschein. Um bei der Feststellung der letzteren aber sicher zu gehen, ist es angebracht, Stücke, die auf Härte- oder Schleifrisse verdächtig sind, vor dem Ätzen leicht auszuglühen, da durch das Ätzen selbst kleine Risse übermäßig verstärkt oder gar neu entstehen können¹. Abb. 155 zeigt durch Ätzen festgestellte Härte- und Abb. 154 Schleifrisse.

Das oft angewandte Beizen von Stahlstücken vor der Weiterverarbeitung, um Fehler zu entdecken, ist auch nichts anderes als eine Tiefätzung.

¹ Schrader: Stahl u. Eisen 1934 S. 584.

Funkenprobe. Die Form und Farbe der Funken, die vom Stahl beim Schleifen abgeschleudert werden, sind ein kennzeichnendes Merkmal für die Stahlgattung. M. Beermann¹ und O. Thallner² haben sich mit der Funkenprobe befaßt. Eine schöne und in ihren Erklärungen einleuchtende Darstellung der Funkenprobe gibt Pitois und I. D. Gart³. Nach Pitois werden durch Schleifen kleine Teilchen bis zum Schmelzen erhitzt, die dann durch Kohlenoxydgas, das sich durch Verbrennung des



Abb. 156. Funkenbilder verschiedener Stähle.
 a Manganstahl: weiße Funken; b Harter Kohlenstoffstahl: weiße Funken; c Schnellstahl: dunkelrote Funken; d Mittelharter Kohlenstoffstahl: weiße Funken; e Weicher Kohlenstoffstahl: weiße Funken.

Kohlenstoffs bildet, platzen. Aus diesem Grunde sind die Funken um so lebhafter und verästelter, je höher der Kohlenstoffgehalt ist. Wolfram, Molybdän, Vanadin und Chrom erschweren die Verbrennung des Kohlenstoffs und machen das Funkenbild träger und weniger verästelt, und färben es gleichzeitig rot. Mangan und Nickel bringen nur geringe Veränderungen im Funkenbild hervor. Abb. 156 gibt eine ungefähre Darstellung von den Funkenbildern einiger Stähle. Die Funkenprobe spart oft, die chemische Unter-

suchung, wenn es sich nur im groben darum handeln soll, welcher Klasse von Stahl das zu untersuchende Stück angehört. Es läßt sich zum Beispiel mit voller Sicherheit durch eine Prüfung an der Schleifscheibe, die nur mehrere Sekunden dauert, sehen, ob der Stahl Kohlenstoffstahl ist oder hochlegiert. Durch Erfahrung kann man es soweit bringen, im Funkenbild 20 Stahlgattungen und noch mehr auseinanderzuhalten.

Bruchaussehen. Zu den wichtigsten Mitteln der Stahlerprobung gehört die Prüfung des Bruchaussehens. Man kann diese Prüfmethode

¹ VDI 1910 S. 171.

² Stahl u. Eisen 1909 S. 11 und 12.

³ Sparking of Steel. The chemical publishing Co., Easton Pa. Ver. St. A.

ein klassisches Verfahren nennen, daß von den alten Stahlerzeugern schon lange mit Erfolg ausgeübt wurde, bevor man die chemischen, metallographischen und die anderen neuzeitlichen Prüfverfahren kannte. Auch heute noch ist es für jeden Edelstahlwerker selbstverständlich, daß er in der Beurteilung der Brüche geübt ist. Die Abb. 157 gibt einige kennzeichnende Brüche verschiedener Stähle in verschiedenen Zuständen wieder.

Technologische Erprobungen. Viele Stähle werden vor ihrer Verwendung einer Erprobung unterzogen, die der Beanspruchung beim Gebrauch nahe sein soll. Solche Erprobungen sind z. B. der Drehversuch für Schnellstähle und Schneidmetalle, die Prüfung des Magnetstahles auf Koerzitivkraft und Remanenz, Meißel-erprobungen, die Prüfung der Tiefziehfähigkeit, die Rotbruchprobe usw.

Einige interessante Beispiele über technologische Erprobungen des Stahles, sowohl für den Erzeuger wie für den Abnehmer, gibt Hohage¹.

XI. Erzeugung.

Es ist hier nicht der Raum, um sich mit den verschiedenen Erzeugungsweisen des Stahles zu befassen und sie zu beschreiben. Der Verfasser beschränkt sich darauf, kurz die verschiedenen Erzeugnisse zu beurteilen.

Für die Erschmelzung der Edelstähle dient der Tiegel und Elektroofen und der saure und basische Siemens-Martinofen.

Der basische Siemens-Martinofen dient zur Erzeugung von weniger hochwertigen Stählen, den unlegierten und niedriglegierten Baustählen und den Werkzeugstählen mit weniger hoher Beanspruchung. Diese Werkzeugstähle sind meist unlegiert und werden für manche Werkzeuge der Massenfertigung gebraucht.

Der saure Siemens-Martin Stahl ist in der Regel höherwertig, und man ist imstande, auch höherlegierte Stähle einwandfrei im sauren Ofen zu erzeugen.

Der wichtigste Ofen für die Erschmelzung von Edelstählen ist heute der Lichtbogen-Elektroofen. Er ist in Deutschland über-

¹ Stahl u. Eisen 1930 S. 93/99.

wiegend basisch zugestellt. Neben den Lichtbogenöfen gibt es auch Induktionsöfen. In den ersten Jahren nach Einführung der

Abb. 157.
Bruchaussehen einiger Stähle in verschiedenen Zuständen.

	geschmiedet	geglüht	gehärtet	überhitzt geh.
Stahl I C etwa 0,85 % Si „ 0,20 % Mn „ 0,25 %				
Stahl II C etwa 1,10 % Si „ 0,20 % Mn „ 0,20 %				
Stahl III C etwa 1,05 % Si „ 0,20 % Mn „ 1,10 % Cr „ 0,55 %				
Stahl IV C etwa 1,0 % Si „ 0,25 % Mn „ 0,9 % Cr „ 1,1 % W „ 1,5 %				
a	b	c	d	

Induktionsöfen war es nicht entschieden, ob der Lichtbogen oder der Induktionsofen sich durchsetzen würde. Diese Induktionsöfen waren Niederfrequenzöfen mit einem Kern. Sie sind in den letzten Jahren fast ganz zurückgetreten. Dafür gewinnen andere Induk-

tionsöfen, die kernlosen Induktionsöfen, auch Hochfrequenzöfen genannt, immer mehr an Bedeutung. Die Elektroöfen haben die

	geschmiedet	gegüht	gehärtet	überhitzt, geh.	
e	Stahl V C etwa 1,4 % Cr " 0,8 % W " 5,0 % V " 0,3 %				
f	Stahl VI C etwa 0,48 % Cr " 1,2 % Ni " 3,4 %				
g	Stahl VII C etwa 2 % Cr " 13 %				
h	Stahl VIII C etwa 0,70 % Cr " 4,2 % W " 18,5 % V " 1,2 %				

Tiegelöfen in Deutschland fast ganz verdrängt. Diese Entwicklung ist nicht nur vom wirtschaftlichen, sondern auch vom metallurgischen Standpunkt gerechtfertigt, und das Mißtrauen, das man anfänglich dem Elektrostahl entgegenbrachte, ist heute in keiner

Weise mehr berechtigt. Die anfänglichen Mißerfolge waren nicht dem Elektroverfahren als solchem zuzuschreiben, sondern mangelnder Erfahrung. Heute kann man im Elektroofen Stähle erzeugen, die den früher im Tiegelofen erschmolzenen nicht nachstehen. Nach Ansicht des Verfassers ergibt das Schmelzen im Elektroofen durchschnittlich sogar verlässlichere Stähle als im Tiegelofen.

Eine in den letzten Jahren vielbesprochene Frage ist die, ob der Hochfrequenzofenstahl dem Lichtbogenofenstahl überlegen ist. Nach Ansicht des Verfassers ist dies nach den bisher vorliegenden Erfahrungen zu verneinen. Der Hochfrequenzinduktionsofen ist zwar für gewisse Erzeugnisse, insbesondere für solche mit ganz niedrigem Kohlenstoffgehalt (s. S. 244), der bequemere Ofen; für die übrigen Erzeugnisse ist aber eine Überlegenheit noch nicht erwiesen.

Über die Menge des in Deutschland erzeugten Edlstahles stehen keine verlässlichen Angaben zur Verfügung, schon deshalb nicht, weil eine genaue Abgrenzung zwischen Edlstahl und den übrigen Erzeugnissen nicht besteht. Schätzungsweise möge gesagt werden, daß der Gewichtsanteil gegenüber der gesamten Stahlerzeugung 2 bis 4 vH, der Wertanteil aber mehr als 10 vH beträgt.

XII. Stahlfehler.

Die Stahlfehler sind die Folgen unrichtiger Behandlung beim Schmelzen, beim Vergießen, beim Schmieden und Walzen, beim Glühen. Die Fehler sind so mannigfaltiger Art und ihre Herkunft oft so umstritten, daß es einen eigenen Werkes bedürfte, um diesen Gegenstand einigermaßen erschöpfend zu behandeln. Hier seien nur die wichtigsten Gesichtspunkte hervorgehoben.

Faser. Die Faser äußert sich dadurch, daß der Stahl in der Richtung der Warmverformung zeilenartige Ungleichmäßigkeiten zeigt, die zur Folge haben, daß der Stahl in der Querrichtung weniger zäh ist als in der Längsrichtung. Die Natur der Zeilen kann sehr verschiedener Art sein. Bei der Untersuchung des Kleingefüges sieht man in den Zeilen bei den weichen Stellen Ferrit und bei den härteren Karbidanhäufungen. Zwischen diesen Ferrit oder Karbidstreifen liegen häufig Schlackenzeilen oder Seigerungen, durch welche eben der Anreiz für die Ferrit- oder Karbidzeilenbildung ge-

geben wird. Die Art der Zeilenanordnung ergibt sich zunächst aus dem Zustand des Blockes. Je gröber das Primärgefüge, je mehr Seigerungen im Blocke waren, desto größer die Zeilen und die Faser. Die Ausbildung der Faser ist aber nicht nur vom Zustand des Blockes, sondern auch von der Schmiede- und Walzbehandlung abhängig. Durch zweckmäßige Wahl der Verformungstemperaturen und des Verschmiedungsgrades ist es möglich, den Einfluß des Primärgefüges und der Seigerung zurückzudrängen. Bei entsprechender Schmiede- oder Walzbehandlung gelingt es oft, Ferrit- oder Karbidzeilengefüge zu unterbinden. Die dann noch auftretende Faser wird durch Primärätzung kenntlich gemacht und ist dann in ihrer Ausbildung ausschließlich abhängig vom Primärgefüge. Die Abb. 158 zeigt das Bruchaussehen eines faserigen Stahlstückes.

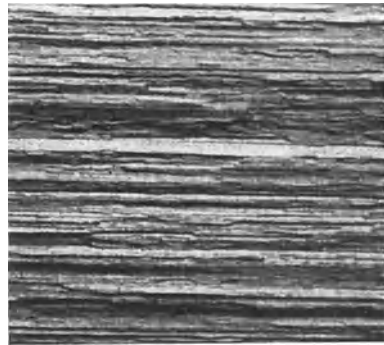


Abb. 158. Bruchaussehen eines faserigen Stahles. Nat. Größe.

Die Faser ist, von wenigen Ausnahmefällen (z. B. Blattfedern 339) abgesehen, schädlich. Dabei muß man aber bedenken, daß es völligfaserfreien Stahl nicht gibt, und daß es sich nur darum handeln kann, den Fehler auf ein erträgliches und den jeweiligen Bedürfnissen angepaßtes Maß herabzudrücken.

Lunker. Bei kohlenstoffreichen und noch mehr bei legierten Stählen verschweißen die durch nicht sorgfältiges Gießen entstandenen Lunkerhohlräume bei der Warmverformung nicht. Es entstehen dann Unterbrechungen des Gefüges in der Längsrichtung in allen Stufen, zwischen Hohlräumen, die mit dem bloßen Auge sichtbar sind, und Übergängen zur normalen Faser (Abb. 159).

Gasblasen und Poren. Die Gasblasen können sich an den verschiedensten Stellen des Blockes und von verschiedenen Ursachen herrührend vorfinden. Die meisten bilden sich in der Nähe des Blockrandes aus. Beim Schmieden und Walzen entstehen entweder bloß faserige, bei legierten Stählen, aber auch nicht verschweißte Stellen. Da sich in Verbindung mit Blasen häufig Sei-

gerungen ausbilden, so lassen sich die Folgen von Blasen unter dem Begriff „Faser“ einreihen.

Zerschmiedung. Abb. 160 zeigt den Querschnitt eines zerschmiedeten Schnellstahles. Es ist eigentlich unrichtig, hier immer von Zerschmiedung zu sprechen, denn die Ursachen können auch schon im Block liegen. Ein völlig einwandfreier Block wird rauhe Behandlung vertragen, ohne zerschmiedet zu werden, andererseits kann man Zerschmiedung bei weniger guten Blöcken vermeiden, wenn man sie sorgfältig behandelt.

Die Zerschmiedung ist ein Übel, das sich fast nur bei hochlegierten, die Wärme schlecht leitenden, schwer warmverformbaren und schwer zu-



Abb. 159. Bruchaussehen eines Werkzeuges aus lunkerigem Stahl.

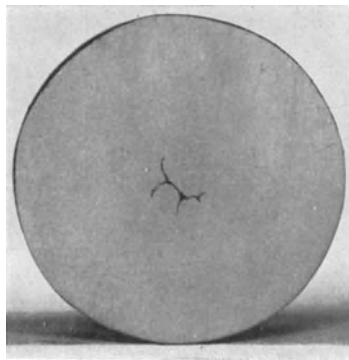


Abb. 160. Querschnitt eines Stabes aus Schnellstahl mit aufgerissenem Innern.

sammenschweißbaren Stählen zeigt. Dichte Blöcke mit feinem Primärgefüge, richtige Durchwärmung und Wahl der Verformung lassen den Fehler vermeiden.

Schlackeneinschlüsse. Nach keinem der heutigen Verfahren ist es möglich, einen Stahl zu schmelzen, der aus einer vollkommen gleichmäßigen metallischen Masse besteht. Jeder ist durch nicht-metallische Verunreinigungen sozusagen getrübt. Diese Verunreinigungen lassen sich ungefähr mit einem milchigen Niederschlag, wie er bei chemischen Füllungsreaktionen häufig ist, vergleichen, dessen Teilchen infolge ihrer Kleinheit im Schwebezustand erhalten bleiben und keine Gelegenheit haben, sich an

der Oberfläche abzuschneiden. Die Größe dieser Teilchen ist sehr verschieden. Sie können so klein sein, daß man sie selbst bei stärksten Vergrößerungen nicht mehr wahrnehmen kann, oder auch so grob, daß sie mit freiem Auge gesehen werden können.

Ihrer Herkunft nach sind die Einschlüsse meist Desoxydations- oder Entschwefelungserzeugnisse, oder stammen von der Ofenschlacke her, die entweder schon durch die Bewegung des Bades im Ofen oder beim Gießen in den Stahl hineingerührt werden.

Als Einschlüsse können auch Pfannen- und Stopfenteile, Teile der Kanalsteine oder des Gußtrichters auftreten, sowie nicht vollkommen aufgeschmolzene Bestandteile des Einsatzes, vor allem kommen Legierungsmetalle wie Chrom, Wolfram, Mangan, Nickel in Frage.

Die aus den Einschlüssen folgenden Fehler sind in erster Linie Faser und unter Umständen auch Rotbruch und Härteempfindlichkeit.



Abb. 161. Flocken. Nat. Größe.

Eine besonders grobe Form von Schlackeneinschlüssen sind die Sandstellen¹.

Flocken. Das Aussehen dieses Fehlers ist aus der Abb. 161 zu entnehmen. Es sind dies meist glänzende oder auch matte Stellen, runder oder elliptischer Form. Die Flocken sind Warmrisse, die sich bei Abkühlung aus dem letzten Warmverformungsvorgang gebildet haben. Im Querschnitt zeigen sie sich als gerade Risse, die vornehmlich gegen die Mitte gerichtet verlaufen.

Über die Ursachen der Flocken besteht seit den Kriegsjahren ein reichhaltiges Schrifttum². Nach Bardenheuer³, Aichholzer⁴, Maurer und Korschann⁵ werden Flocken durch Seigerungen

¹ Daeves: Stahl u. Eisen 1932 S. 1162/68.

² Rapatz: Stahl u. Eisen 1923 S. 1199.

³ Stahl u. Eisen 1925 S. 1782.

⁴ Stahl u. Eisen 1928 S. 1332.

⁵ Stahl u. Eisen 1933 S. 271/279.

an den Primärgrenzen veranlaßt. Durch Anreicherung an Legierungsmetallen werden gewisse legierte Stähle der perlitischen oder perlitisch-martensitischen Gruppe an den Seigerungsstellen martensitisch. Beim Abkühlen entstehen dann Spannungsrisse dadurch, daß die Umwandlungspunkte an den Seigerungen mit den Umwandlungspunkten des übrigen Teiles nicht zusammenfallen.

Sorgfältige Schlackenführung im Ofen, feines Primärgefüge, hohe und lange Erwärmung zum Schmieden oder Walzen, zweckmäßige Verformungsgrade und langsame Abkühlung aus dem Schmieden sind imstande den Fehler zurückzudrängen. Die Kunst,

Flocken zu vermeiden, besteht in der Anwendung von Vorsichtsmaßnahmen in allen Teilen der Erzeugung. Am häufigsten erscheinen Flocken bei den Nickel-Chromstählen und bei Mangan-Chromstählen. Unlegierte Stähle, hochlegierte, die nach dem Abkühlen aus hoher Temperatur rein martensitisch sind, sowie austenitische Stähle sind von diesem Fehler frei.

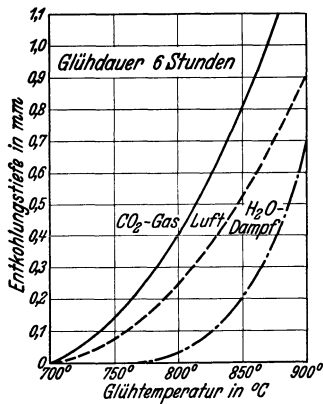


Abb. 162. Entkohlungstiefe in verschiedenen Gasen.

Oberflächenentkohlung. Wenn Stahl bei hohen Temperaturen Sauerstoff, Kohlensäure oder Wasserdampf ausgesetzt wird, so gibt der Stahl allmählich seinen Kohlenstoff an das umgebende Gas in Form von CO oder CO₂ ab, und es bildet sich auf diese Weise eine Oberflächenschicht mit geringem Kohlenstoffgehalt, die ihre Härte verloren hat. Das Maß der Entkohlung hängt von der Temperatur und der Gasatmosphäre ab. Entkohlung, die praktisch von Bedeutung ist, beginnt erst oberhalb des Umwandlungspunktes, also etwa bei 730°. Unterhalb dieser Temperatur zündert der Stahl wohl, d. h. er verwandelt sich in Oxyd, es bildet sich unterhalb des Zunders aber keine weiche Haut von in Betracht kommender Stärke. Der Einfluß der Gase ist groß. Die für die Zunderwirkung in den Feuerungen vorkommenden Gase, Kohlensäure, Luft und Wasserdampf, entkohlen in der genannten Reihenfolge. Bei Zündern ist die Stärke der Wirkung eine andere. Wasserdampf zündert weit mehr als Kohlensäure oder Luft. Einen

Anhaltspunkt über die Entkohlungswirkung der verschiedenen Gase bei verschiedenen Temperaturen gibt die Abb. 162. Von den Legierungselementen verhindert hauptsächlich Chrom die Entkohlung, aber auch Aluminium und Silizium wirken in ähnlicher Richtung (s. S. 256).

Da die Atmosphären im technischen Wärmofen immer Sauerstoff, Kohlensäure und Wasserdampf enthalten, so muß die Entkohlung bis zu einem gewissen Grade hingegenommen werden. Bei der Wahl der Abmessung muß man dies berücksichtigen und darf nicht annehmen, daß gewalzter oder geschmiedeter Stahl mit



Abb. 163. Beispiele von Schwarzbruchformen mit normalem Stern.
 $\frac{1}{2}$ nat. Größe.

Walz- oder Schmiedehaut oberflächenhart sein soll. Eine irrtümliche Auffassung ist es auch, daß gezogener Stahl keine weiche Haut hat. Dies ist nur dann zu erreichen, wenn der Stahl nicht nur gezogen, sondern auch geschliffen wird. Die dann nötigen Schleifkosten sind recht groß und verteuern das Erzeugnis. Die beim rücksichtslosen Schleifen gehärteter Stähle entstandene weiche Haut (Weichschleifen) ist eine reine Anlaßwirkung und hat mit Entkohlung nichts zu tun.

Schwarzbruch. In härteren Stählen zeigt sich oft ein Teil des Bruches mehr oder weniger schwarz. Abb. 163 gibt Beispiele, wie der Schwarzbruch im gesamten Bruchquerschnitt verteilt sein kann. In diesen Fällen hat die Mitte normalen Bruch; oft ist jedoch die Mitte schwarz und der Rand normal, oder es kann sich der schwarze Bruch über den ganzen Querschnitt erstrecken. Wie schon aus dem äußeren Ansehen zu schließen ist, handelt es sich

um Ausscheidungen von Temperkohle (Graphit). Rapatz und Pollack¹ haben festgestellt, daß sich die Temperkohle dann abscheidet, wenn der Stahl aus hoher Temperatur langsam abkühlt. Verformung bei niedrigen Temperaturen streckt dann die Temperkohle und erzeugt den Schwarzbruch. Später wurde von Heidenhain² nachgewiesen, daß auch Spannungen durch ungleichmäßige Erwärmung beim Walzen oder Schmieden hervorgerufenen Schwarzbruch befördern können.

Die übrigen beim Stahl auftretenden Fehler, wie überhitztes Gefüge beim Schmieden, fehlerhaftes Glühen und Härtefehler sind, soweit sie in den Rahmen dieses Buches passen, in anderen Abschnitten beschrieben.

XIII. Schlußwort.

Der in der ersten Auflage vorhergesagte Entwicklungsgang ist zum großen Teil eingetroffen.

Die rost-, säure- und zunderbeständigen Stähle haben sich mannigfaltig entwickelt, die Schneidmetalle allerdings in einer damals nicht vorauszusehenden Form der Karbidschneidmetalle. Diese beiden Gruppen sind immer noch sehr entwicklungsfähig. Die korrosionsbeständigen, möglicherweise auf ganz neuen Grundlagen. Für die Schneidmetalle sind außer den üblichen Karbiden noch eine große Reihe anderer Verbindungen möglich.

Ein in Anbetracht der großen Möglichkeiten noch kaum betretenes Gebiet sind die ausscheidungshärtbaren Legierungen, die für alle erdenkbaren Zwecke verwendbar sein könnten.

In verstärktem Maße werden sich die Edelstahlmetallurgen mit der Schmelzschweißung befassen müssen. Dieses Gebiet hat wohl schon eine starke Entwicklung genommen, bedarf aber noch einer stärkeren Durchdringung, die sich sehr dankbar erweisen dürfte.

Schließlich bleibt als aussichtsreiches Zukunftsgebiet noch das der verschiedenen Oberflächenbehandlungsverfahren zu erwähnen übrig, wie das Nitrieren, Borieren usw.

Eine sehr wichtige Aufgabe der deutschen Metallurgen wird es auch sein, die in Deutschland zu erzeugenden Stähle in der Legierung möglichst den deutschen Rohstoffverhältnissen anzupassen, ohne dabei die Güte irgendwie zu beeinträchtigen.

¹ Stahl u. Eisen 1924 S. 1509.

² Stahl u. Eisen 1929 S. 916.

Namenverzeichnis.

- Aichholzer 369.
Allen 192.
Andrew 171.
Archer 15, 186.
- Bain 27, 45, 46, 97, 127, 262, 268,
270, 274, 280, 281.
Bardenheuer 369.
Barton 109, 119, 123, 147, 149.
Bauer 161, 167.
Beck 64.
Becker 290, 295, 296.
Becket 247, 252.
Beckh 311.
Bedeschi 243.
Beeby 40.
Beermann 362.
Benasé 172.
Bennek 144, 145, 159.
Beutel 310, 311.
Bischoff 16.
Böhler 126, 343.
Bonsmann 151.
Bramley 40.
Brearley 24, 120.
Briefs 351.
Brinnel 323.
Browne 245.
Buchholtz 149, 151, 165, 166.
- Cahn 32, 358.
Cameron 161.
Clerk 186.
Cornelius 267.
Corson 149.
- Dabringhaus 304.
Daeves 17, 101, 167, 212, 369.
Dahmen 184.
Davenport 27.
Demozay 262.
- Dick 306.
Dickenson 108, 109.
Digges 161, 284, 304.
Dormus 323.
Driver 227.
Duftschmid 45.
Dupuy 64.
- Ehmke 185, 186, 283.
Ehn 45.
Ehrensberger 40.
Eichenberg 212.
Eilender 267.
Emmons 282.
Enders 185, 191, 192.
Engel 25.
Esser 331.
- Fabian 27.
Farr 154.
Fehse 299.
Fettweis 177.
Field 254.
Fink 321.
Fischer 64.
Fleischer 84.
Foote 170, 171.
Frank 313.
French 161, 163, 284, 341.
Fry 57, 162, 163, 164, 228, 335.
Fushiwara 209.
- Galibourg 189.
Gart 362.
Gillet 160, 171.
Giolitti 162.
Goerens 2, 64, 197.
Gottwein 314.
Gregg 124, 135, 296.
Greulich 243.
Großmann 127, 262, 270, 273, 280,
281, 328.

- Grützner 157, 262, 281.
 Guillaume 86, 221.
 Guillet 68, 77, 102, 160.
 Gumlich 215.
 Guzzoni 81, 135.
- Hadfield 66, 74, 77, 227.
 Hanemann 2, 11.
 Harries 227.
 Hatfield 104, 185, 192, 231, 251.
 Hauttmann 153, 154.
 Haynes 291.
 Heidenhain 372.
 Hengstenberg 163.
 Heraeus 222, 226.
 Herbert 316, 322, 324.
 Hiemenz 222.
 Hinnüber 243.
 Hofmann 321.
 Hoffmann 250.
 Hohage 24, 55, 99, 109, 277, 281,
 350, 363.
 Homerberg 163.
 Honda 124, 125, 203, 210, 279, 318.
 Houdremont 34, 44, 45, 52, 74, 93,
 94, 98, 112, 144, 145, 148, 170,
 183, 185, 186, 236, 241, 242, 245,
 358.
 Howe 48.
 Hoyt 295, 298.
 Hultgren 125, 126.
- Jeffries 15, 186, 268.
 Jellinghaus 67, 100, 142.
 Jones 85, 136.
 Jünger 183.
 Jungbluth 58.
 Jungwirth 152, 260.
- Kallen 33, 52, 112, 265.
 Keil, von 152.
 Kelly 253.
 Kenyon 64.
 Kinzel 102, 123, 329.
 Kjerrmann 111.
 Klinar 267.
 Klopstock 315, 316.
 Knapp 318.
- Knorr 341.
 Körber 2, 3, 15, 58.
 Korschann 369.
 Kothny 72, 108, 109, 122, 123, 151.
 Krivobok 67, 72.
 Kroll 159.
 Kronenberg 308.
 Kühnel 323.
 Kühnrich 95.
 Kurek 318.
 Kußmann 202, 216.
 Küttner 296.
- Langenbach 303.
 Larsen 67, 72.
 Lehr 183.
 Leitner 49, 250.
 Leveringhaus 166, 168.
 Leyensetter 315.
 Liedgens 161.
 Longden 254.
 Ludwik 183.
- Mack 160, 171.
 Mac Gill 250.
 MacQuaid 46.
 Mailänder 180, 183, 184.
 Mark 230.
 Martin 142.
 Masing 15, 159.
 Massakichioya 142, 143.
 Masters 67, 72.
 Mathesius 172, 173.
 Matthews 139, 208.
 Maurer 11, 68, 69, 76, 99, 100, 103,
 109, 117, 267, 280, 281, 369.
 Mayr-Mellnhof 262.
 Merz 84.
 Meskin 139, 167, 202, 203.
 Meyer 321, 323.
 Michaeloff-Michejeff 168.
 Michel 172.
 Miller 123.
 Mischima 209.
 Monnypenny 99, 101, 227, 251.
 Moos 213.
 Morrison 287.
 Müller 43, 152, 156, 159.

- Müller H. 27.
 Müller-Hauff 336
 Murakami 102, 124, 125, 135, 136,
 279.
 Mushet 262
- Nehl 166, 168, 170, 321, 323.
 Nelson 237, 244, 249.
 Nieberding 324, 325.
 Nienhaus 103.
- Oberhoffer 2, 11, 19, 58, 101, 149,
 331.
 Oertel 58, 84, 88, 89, 112, 157, 166,
 168, 212, 213, 258, 262, 269, 281,
 292, 294.
 Okoshi 316.
 Opitz 306.
- Page 240.
 Pakulla 292, 294.
 Palmer 239.
 Partridge 240.
 Patkay 310.
 Pfeiffer 165.
 Pitois 362.
 Pokorny 254.
 Pollack 326, 346, 371.
 Pöllein 54, 57.
 Poluschkin 171.
 Pölguter 125, 126, 203, 204, 206,
 207, 210, 213, 265, 269.
 Pomp 46, 54, 55, 57, 184, 185, 191,
 192.
 Portevin 76, 329.
- Rabbith 209.
 Rapatz 24, 46, 101, 265, 271, 306,
 311, 326, 330, 335, 346, 356, 358,
 369, 372.
 Redenz 324.
 Reiser 24, 46, 330.
 Reitböck 339.
 Richardson 168.
 Roff 27.
 Rohn 222.
 Rollett 24, 55, 277.
 Roß 103.
- Russel 99, 101.
 Rys 73, 91, 223.
- Salomon 314.
 Schafmeister 69, 159, 245.
 Schäfer 24, 227.
 Scharnow 216.
 Scheil 16, 255.
 Schenk 254.
 Scheper 258.
 Scherer 96, 336.
 Schiffler 250.
 Schilling 267, 280, 281.
 Schimz 313.
 Schlesinger 299, 313.
 Schmidt 69, 100.
 Schmidt 260.
 Schneider 180, 181.
 Schottky 2, 3, 243, 250.
 Schrader 2, 33, 34, 93, 94, 144, 145,
 361.
 Schulz E. H. 16, 149, 151, 255, 292.
 Schwarze 255.
 Schwerd 313, 316, 317.
 Sergeson 141, 163.
 Shore 177, 178.
 Sisco 138.
 Skinkle 67, 72.
 Skott 99, 150.
 Sourdillon 329.
 Stäblein 102, 214, 219, 221, 223.
 Stadeler 323.
 Stäger 186, 187, 188, 190, 191.
 Stein 64.
 Stein K. 336.
 Stogoff 139, 167.
 Strauß B. 117, 243.
 Strauß J. 72.
 Sundermann 93.
 Suzuki 322.
 Swan 130.
 Swinden 136.
 Sykes 135.
- Tammann 2, 156, 157.
 Takagi 203.
 Takahashi 36.
 Takeda 124, 125.

- Takei 135, 136.
 Takojiro 102.
 Taylor 262, 269.
 Terenyi 71, 72.
 Thallner 362.
 Thum 140, 183.
 Thum E. E. 141.
 Towpenez 203.
 Turner 40.

 Ulrich 324, 336.

 Vegesack 234.
 Vogel 93, 142, 156, 157, 172.

 Wallichs 262, 304, 306, 308, 310, 311.
 Walter 156, 255.
 Warner 138.
 Wasmuth 156, 157.
- Waterhouse 161.
 Weber 32, 358.
 Wendt 211.
 Werthebach 213.
 Wever 11, 12, 25, 26, 27, 59, 142,
 152, 156, 159, 360.
 Whight 343.
 White 262.
 White 186.
 Wiester 11.
 Wimmer 213.

 Yensen 150, 212.

 Zeyen 250.
 Zieler 124, 125, 126.
 Zoja 69.
 Zschokke 186, 187, 188, 189, 190,
 191.

Sachverzeichnis.

- Abblättern** von eingesetzten Stählen 41.
Abkühlungsgeschwindigkeit in Abschreckmitteln 27.
—, kritische 12, 13, 62, 85, 126.
Abnutzungsvorgang 80, 82, 302, 320, 358.
Abmessungsänderungen beim Härten 325.
Abschrecken (Begriff) 17.
Abziehen der Messer 319.
Achsen 87, 337.
Achsschenkel 337.
Akrit 290.
Alitieren 153, 154.
Altern 31, 177, 208, 216.
Aluminium-Magnetlegierung 16, 208.
Aluminiumstähle 60, 141, 152, 155, 163, 172, 213, 256, 257.
Aluminiumzusatz 44, 45, 209, 212, 240.
Ambosse 71.
Amerikanische Normen 335.
Ammoniak als Einsatzmittel 40.
Ammoniakherzeugung, Stähle für 252.
Anfangspermeabilität 86, 214, 216.
Anlaßbeständigkeit 30, 122, 129, 133, 134, 187, 263, 265, 267.
Anlassen des Schnellstahles 268.
Anlaßdauer 31, 289.
Anlaßfarben 233.
Anlaßsprödigkeit 34, 35, 136, 140, 177.
Anlaßtroostit 14.
Anormaler Stahl 42, 43, 44.
Antimon 60, 161.
Anwärmen zum Schmieden 49.
Armcoeisen 64, 211.
Arsen 161.
Atomaufbau 3.
Atomgitter 11, 267.
Auftragschweißung 82, 107, 330, 334.
Ausdehnungszahl 82, 86, 90, 218, 220, 223, 251, 261.
Ausscheidungen 34, 44, 186, 228.
Ausscheidungshärtung 16, 55, 133, 144, 159, 209, 267.
Ausscheidungshärtbarer Vergütungsstahl 169.
Austenit 2, 5, 49, 75, 91, 92, 113, 133, 289.
Austenitrest 133, 218, 219, 267.
Austenitfall 77, 267.
Automatenstähle 239, 306, 313.
Baggerbolzen 71, 78.
Baggerbüchsen 71, 78.
Bajonettklingen 65.
Bakelite 358.
Bariumchloridbad 287.
Bariumkarbonat als Einsatzmittel 36, 37.
Baustähle 72, 73, 88, 89, 90, 108, 109, 118, 119, 123, 131, 137, 141, 151, 163, 166, 196.
Bearbeitung, spanabhebende 83, 139, 160, 161, 174, 300.
Beizen, elektrolytische 251.
— rostfreier Stähle 250.
Beständigkeit gegen Salzsäure 168.
— gegen Schwefelsäure 168.
— gegen Sulfatlauge 168.
Beryllium 16, 60.
Berylliumstähle 158.
Bergbauwerkzeuge 349.
Besteckmesser 345.
Bestimmungstabellen für die Bearbeitbarkeit 304.
Bimetall 222.
Blattfedern 338.
Bleche, rostfreie 230.
Bleibad, Härtung im 289.

- Bleihärtung 54.
 Bohren 310.
 Bolzen 65, 87.
 Borax-Salzbad 287.
 Bor im Schnellstahl 284.
 Borstähle 16, 155.
 Brandrisse 352.
 Brechbacken 71, 78, 350.
 Brennstoffdüsen, Brennstoffführungen 341.
 Brikettierungsteile 71.
 Brinellhärteprüfer 177.
 Bruchaussehen 363, 364.
 —, fasersehniges 69, 339.
- Carboloy** 297.
Cer 60.
Celsit 290.
 Chemische Industrie 253.
 — Untersuchung 359.
 Chirurgische Instrumente 65.
 Chlorbariumbad 287.
 Chrom im Schnellstahl 280/281.
 Chromkarbide 104, 106, 231.
 Chromkarbid für Schneidmetall 299.
 — im Stellit 291.
 Chromstähle 46, 60, 92, 97, 136, 187,
 196, 197, 203, 206, 221, 229, 256,
 280, 291.
 —, ferritische 98, 259.
 —, martensitische 102.
 —, rostfreie 95, 230.
 Chrombaustähle 109.
 Chromeinsatzstähle 108.
 Chrom-Kobaltstähle 95.
 —Manganstähle 121, 196.
 —, korrosionsbeständige 245.
 —Manganvergütungsstähle 110,
 123.
 —Nickelbaustähle 118.
 —Nickelstähle 117, 197, 240.
 —, rost und korrosionsbestän-
 dige 173.
 —Molybdänstähle 240.
 —Vanadin-Molybdänstähle 196.
 —Vanadinstähle 147, 197.
 —Vergütungsstähle 120.
- Dampfturbinen, Stähle für 342.
 Dämpfungsfähigkeit 182.
 Dauerbiegefestigkeit 180.
 Dauerbruch 350.
 Dauerfestigkeit 179.
 Dauermagnete 94, 96, 107, 129, 130,
 138, 202.
 Dauerstandfestigkeit 131, 140, 180,
 185, 258, 338.
 Dehnung 174.
 Deltaeisen 98.
 Deltagebiet 97.
 Desoxydation 46, 57, 144, 160.
 Desoxydationserzeugnisse 369.
 Dieselmotoren, Stähle für 341.
 Differentialdilatometer 220.
 Dolche 65, 345.
 Doppelkarbid 102, 124, 203.
 Döpper 152, 356.
 Drahtziehwerkzeuge 296.
 Drahtzug, Stähle für 349.
 Druckfestigkeit 174.
 Dunggabeln 65.
 Durchhärbarkeit 115.
 Durchhärten 28, 33, 85, 115.
 Durchhärtung und Maßänderung
 328.
 Durferrit 39.
 Dynamobleche 150, 213.
 Dynamostähle 212.
 Dynamowellen 65.
- Edelstahl** (Begriffserklärung) 1.
 Einbrand 248, 334.
 Einhärtungstiefe 28, 47, 126, 128,
 146.
 Einsatzbüchsen für Metallpressen
 354.
 Einsatzhärtung 36, 79.
 — in Zyansalzbädern 39, 165.
 Einsatzstähle 65, 107, 110, 116, 196,
 335.
 Einsattiefe 39.
 Einschlüsse 369.
 Einschnürung 174.
 Einsetzen, Begriff 18.
 Elastizitätsmodul 222.
 Elektrischer Widerstand 223.

- Elektroden, blanke 330.
 — für Verbindungsschweißung 71, 334.
 —, ummantelte 330.
 Elektrolytisen 63.
 Elektrolytisches Beizen 251.
 Elektromagnete 210.
 Elektrooofen 363.
 Elektrostahl 365.
 Elinvar 121, 222.
 Endverformungstemperatur 81.
 Entkohlung 286, 370.
 Entmagnetisierungsfaktor 206.
 Entschwefelungserzeugnisse 369.
 Entstickung 57, 160, 245.
 Erdbohrmeißel 294, 296.
 Ermüdungsbrüche 179.
 Erosion 342.
 Ersatzschnellstähle 96, 284.
 Erstarrungsgeschwindigkeit 105.
 Erzbrecher 78.
 Erzeugung 363.
 Eutektoider Stahl 4.
 Exzenter 107.

 Fahrradteile 65.
 Färbeeimer 253.
 Färbehülsen 253.
 Färbeteller 253.
 Faser 49, 366.
 Fasersehniges Bruchaussehen 69, 339.
 Federn 107, 150.
 — für Ölhärtung 65.
 Federstähle 107, 146, 147, 150, 174, 337.
 Federvergüten 33.
 Fehler 366.
 Feilen 65.
 Feilenhauermeißel 66.
 Feilenstähle 351.
 Feldstärke 216.
 Ferrit 2, 5.
 Ferritische Chromstähle 98, 259.
 — Stähle 4, 50, 127, 149, 236, 248, 261.
 Ferritzellen 366.
 Festigkeit 173.

 Festigkeitseigenschaften in der Wärme 184.
 Feuerschweißen 80, 330.
 Feuerungsgase, Widerstand gegen 255.
 Fließgrenze 174.
 Flocken 49, 369.
 Flugzeugstähle 340.
 Flugzeugteile 138.
 Fordsche Vorschriften 110, 122.
 Formänderungen beim Härten 325, 327.
 Formänderungsfähigkeit 175.
 Formstangen 357.
 Formzeuge für Brikettpressen 107.
 Fräsen 310, 311.
 Fräser 66, 94, 276, 286.
 —, gegossene 114, 285.
 Fräserfeilen 107.
 Fräsmesser 66.
 Friendscher Hochbaustahl 151.
 Funkenbilder 362.
 Funkenprobe 362.

 Gabeln 65, 230.
 Gasblasen 367.
 Gasschmelzschweißung 249, 334.
 Gasturbinen 342.
 Gefüglehre 1.
 Gegossene Fräser 285.
 — Schnellstahlwerkzeuge 278.
 Geschmolzene Karbidmetalle 296.
 Gesenke 65, 132.
 Gesenkschmieden 354.
 Gesenkstahl 107, 120, 130, 344.
 Gesteinbohrer 349.
 Gewaltbrüche 179.
 Gewehrläufe 129.
 Gewindebohrer 66, 71, 107, 124, 129, 146, 325, 326.
 Gewindeschneidstähle 66, 129, 350.
 Gewindewalzbacken 107.
 Gleichkohäsivtemperatur 186.
 Gleichstrommagnetisierung 210.
 Gleitstörungstheorie 15, 144, 186.
 Gleitwiderstand 14.
 Glühen 17, 194.
 —, entspannendes 36, 330.

- Glühen in Wasserstoffatmosphäre 213.
 —, rekristallisierendes 98.
 —, spannungsfreies 18.
 Glühfarben 17.
 Glühtemperaturen 10, 111.
 Graphit 10, 84, 152, 213, 372.
 — im Stellit 291.
 Graphittiegel 287.
 Graveurstichel 128.
 Grenzbelastung 191.
 Grobkornbildung 259.
 Gußeisen, Bearbeitbarkeit des 305.
 Gußefüge 81.
 Gußkorgrenzen 260.
 Gußnetzwerk 106, 273, 277, 367.
- Haarschneidemaschine** 65.
Hackmesser 65.
Halbferritische Stähle 236, 259.
Haltepunkte 6, 99, 125, 265.
Hämmer 65.
Hammerkerne 107, 353.
Hammersättel 65, 264, 280, 353.
Hammerschweißen 247, 330.
Härtbarkeit 111, 127, 156.
Härte 177.
Härteempfindlichkeit 42, 47, 128, 144, 286.
Härteschicht 28, 42, 47.
Härtesteigerndes Anlassen 129, 134, 144, 269.
Härtetiefe 47.
Härteunempfindlicher Stahl 42, 47, 144.
Härten 17.
 — (Abmessungs- und Formänderungen bei) 325.
 — des Schnellstahles 285.
Hartgußwalzen 130.
Hartlötmittel 250, 331.
Hartmetall 290.
Härtung, doppelte 42.
Heißpressen 298.
Herzbohrer 129.
Herzstücke 79.
Hilfsmetalle 297.
Hitzebeständige Stähle 255.
- Hochbaustähle** 150.
 —, Freundsche 151.
Hochdruckgefäße 107, 252.
Hochfrequenzöfen 244, 365.
Hohlbohrer 349.
Holländermesser 65.
Holzbearbeitungswerkzeuge 66.
Holzhobeisen 65.
Holzsägen 65.
Homogene Mischkristalle 228.
Hörgeräte 214.
Hysteresisschleife 202.
Hysteresisverluste 212, 215.
- Induktionsöfen** 364.
Innenrisse 49.
Interkristalline Korrosion 240, 244, 245, 246, 248, 249.
Invarstahl 121, 221.
- Kaliber** 71.
Kaliberringe 107.
Kalthärtbarkeit 302.
Kalthärtung 53, 54, 56, 79, 322, 324.
Kaltschermesser 348.
Kaltschlagstahl 138.
Kaltschlagwerkzeuge 107, 110, 120, 129, 132, 146.
Kaltverformung 18, 53, 54, 55, 174, 322.
 — und Spannungen 330.
Kaltwalzen 107, 110, 212, 349.
Kaltziehmatrizen 129, 130.
Kalziumkarbonat 37.
Kantenbrüche 50.
Karbide 4, 103, 231, 263.
 —, Chrom in den 104.
Karbidausscheidung aus Austenit 243.
Karbidbildner 97, 124, 136, 142.
Karbidbildner im Schnellstahl 281.
Karbidglühung 24.
Karbidmetalle 295, 296.
 —, geschmolzen 296.
Karbid Schneidmetalle 295.
Karbidzeilen 111, 278, 366.
Keramik 296.
Kerben 181, 183.
Kerbempfindlichkeit 182.

- Kerbtiefe 176.
 Kerbwirkung 181.
 Kerbzähigkeit 34, 176.
 Kesselbleche 87.
 Knochenkohle als Einsatzmittel 36.
 Kobalt 60, 114, 134, 203, 215, 256,
 264, 282, 283, 291.
 Kobaltmagnete 203.
 Kobaltstähle 93, 203, 211.
 Kobalt-Chromstähle 206.
 — im Schnellstahl 282—283.
 — im Stellite 291.
 Koerzitivkraft 202, 207, 208, 210,
 216.
 Kohlenstoffstähle 62.
 Kohlenpiken 65.
 Kolbenstangen 235, 341.
 Kollergänge 350.
 Konusse 65.
 Kopfstempel 66.
 Korngrenzen 186, 187, 245.
 Korngrenzenkorrosion 181, 245.
 Korngrenzenrisse 81.
 Kornwachstum 7, 19, 40, 48, 238.
 Korrosion, interkristalline 181, 240,
 244, 245, 246, 248, 249.
 Korrosionsbeständige Chrom-Man-
 ganstähle 245.
 — Gußlegierungen 107.
 Korrosionsbeständigkeit 107, 228,
 241, 294.
 Korrosionsdauerfestigkeit 181.
 Korrosionsvorgang 229.
 Korrosionswiderstand 64.
 Korkzieher 65.
 Körner 66.
 Krackprozeß 252.
 Kraftverbrauch 313.
 Kraftwagenfedern 337.
 Kraftwagenteile 65, 138, 335.
 Kreissägen 346.
 Kreuzungsstücke 71.
 Kritische Größe 268.
 — Abkühlungsgeschwindigkeit 12,
 13, 62, 126.
 — Verformung 58.
 — Wandstärke 19.
 Kronhämmer 66.
 Krümmer 252.
 Kugellager 107, 111, 139, 324.
 Kugeln 65, 107, 111.
 Kugelzementit 42.
 Kühler 253.
 Kunstharz, Stähle zum Pressen von
 358.
 Kupferstähle 115, 151, 165, 166,
 167, 214, 229, 349.
 Kurbelwellen 87, 337.
 Längenänderungen 121, 218, 327.
 Ledeburit 2, 4, 8, 49, 105, 267, 271,
 273, 292.
 Ledeburitnetzwerk 106, 275.
 Ledeburitstähle 102, 106, 112, 126,
 267.
 Lederkohle als Einsatzmittel 36, 37.
 Lehren 324.
 Lichtbogenelektrooefen 363.
 Lichtbogenschweißung 244, 249.
 Lochstempel 66, 129, 132, 384.
 Löffel 230.
 Lötten 330.
 Lötmasse 331.
 Lötten der rostfreien Stähle 200.
 Lufthämmer 152.
 Lunker 367.
 Mangan für Einsatzstähle 70.
 —-Nickelstahl 91.
 — im Schnellstahl 69, 71, 72.
 Manganstahl 46, 60, 61, 63, 66, 67,
 71, 187, 196, 234, 256, 257, 339.
 Manganstähle, austenitische 74, 322.
 Manganvergütungsstähle 69, 71, 72.
 Magnetische Eigenschaften 202.
 Magnetischer Sättigungswert 94.
 Magnetstähle 139, 208.
 Markierhämmer 66.
 Martensit 10, 12.
 Martensitstufe 27.
 Martensitische Chromstähle 102,
 357, 358.
 Maschinenbau, allgemeiner 253.
 Maßänderungen 325, 326, 329.
 — und Durchhärtung 328.
 Megapyr 227.

- Meißel 66, 152.
 Messer 65.
 Messerklingen 66.
 Messerstahl 230.
 Messerwaren, Schnittfähigkeit von 317.
 Meßdoseneinrichtung 313.
 Meßlänge 175.
 Meßwerkzeuge 107, 324, 357.
 Metallographie 2.
 Metastabile Karbide 136.
 Metallsägeblätter 129.
 Metallstrangpressen 120, 354.
 Metastabiles System 124.
 Metylzyanid als Einsatzmittel 40.
 Mikroskopische Untersuchung 359.
 Moletten 95, 196.
 Molybdän-Kupferstahl 169.
 — im Schnellstahl 282.
 — im Stellite 291.
 — und Warmfestigkeit 131, 139, 140.
 Molybdänkarbid 296, 299.
 Molybdänstahl 35, 47, 60, 62, 92, 110, 114, 120, 131, 135, 139, 163, 188, 192, 197, 203, 208, 226, 229, 234, 247, 264.
 Mushetstahl 262.
 Mühlpiken 66.
 Münzstempel 66.

 Niederfrequenzöfen 364.
 Nickel-Aluminiumstahl 96.
 —-Chrom-Molybdänstähle 196.
 —-Chromstahl 197.
 —-Chrom-Wolframstähle 196.
 — im Schnellstahl 184, 283.
 — im Stellite 291.
 —-Magnetlegierung 16.
 —-Molybdänlegierungen 254.
 —-Molybdänstähle 196.
 Nickelstahl 46, 60, 61, 84, 87, 114, 120, 121, 126, 134, 197, 209, 228, 239, 283, 291, 341.
 Niethammer 65.
 Nitriergefäße 253.
 Nitriertiefe 164.
 Nitrierung 192.

 Nitride 299.
 Nocken 87.
 NormalerStahl 42, 43, 44.
 Normalglühen 18.
 Normalmaße 87.
 Normenstähle 120, 196.
 Normung 196, 197, 202.

 Oberflächenaussehen 300, 311.
 Oberflächenbehandlung 229, 231, 371.
 Oberflächenbeschaffenheit und Korrosion 229.
 Oberflächenentkohlung 370.
 Öldestillation, Stähle für 253.
 Ölhärtezahnradstähle 336.
 Oxyde 212.

 Patentieren 54.
 Patronenzugstempel 129.
 Percit 290.
 Perlit 2, 7.
 Perlitstufe 27.
 Permalloy 214.
 Permeabilität 96, 216.
 Perminvar 94.
 Pflugscharen 65.
 Phosphor 60, 62.
 Pinzetten 65.
 Pleuelstangen 87, 235.
 Pleuelstangenschrauben 87, 120, 341.
 Pluspolschweißung 248.
 Polieren 230, 242.
 Poliermesser 65.
 Poren 367.
 Potentialunterschied 228.
 Prägestempel 107, 256, 257.
 Präge- und Preßmatrizen 66, 356, 357.
 Preßbüchsen 147, 354.
 Preßdorne 355.
 Preßluftkolben 129.
 Preßluftwerkzeuge 107, 132, 152, 356.
 Preßschweißen 331.
 Preßwerkzeuge 120, 354, 356, 358.
 Primärgefuge 370.
 Prüfung 359.
 Pyridin als Einsatzmittel 40.
 Pyrometer 252.

- Querrichtung, Festigkeitseigenschaften in der** 52.
Querrisse 50.
Querschnitte, große 116.
- Radreifen** 71.
Rasierklingen 107, 112, 319.
Rasiermesser 65, 66, 107, 112, **319**.
Raspen 351.
Raumgitter (des Austenits) 5, 268.
Räumnadeln 66.
Reckstangen 65.
Reibahlen 124, 146, 286.
Reiboxydation 321.
Reibung 314, 321.
Rekristallisation 48, **53**, 56, 58, 185.
Rekristallisationsgeschwindigkeit 52, 185.
Rekristallisationsschaubild 57.
Rekristallisationstemperatur 53, 56, 186.
Remanenz 202, 206.
Restaustenit 218, 219.
Riffelstahl 129, 130, 132, 346.
Ringförmige Körper 328.
Rockwellhärteprüfer 177.
Rohstoffverhältnisse 372.
Röntgenstrahlen, Prüfung mit 360.
Rössel 107, 129.
Rostfreier Stahl 227.
Roststäbe 65.
Rostträchtigkeit 167, 169, 228.
Rotorkappenringe 91.
Rotbruch 50, 122, 168.
Rundfunkgeräte 214.
Rundkerb 176.
Rücksprunghärte 177.
- Säbelklingen** 65, 345.
Sägebandstahl 65.
Sägeblätter 107.
Sägen 132, 346.
Salpetersäure 254.
Salpetersäureerzeugung 238.
Salpetersäureindustrie 252.
Salzbad 38, 286, 287.
Salzsäure, Beständigkeit gegen 168, 254.
- Sandstellen** 369.
Sättigungswert, magnetischer 94.
Sauerstoff 44, 57, 334.
Säume 353.
Säurebeständiger Stahl 138, 151, 169, 180.
Schalenzementit 38, 41.
Schalträder 336.
Schauffelflammen 65.
Scheren 65, 66.
Schermesser 65, 66, 152, 348.
Schienteile 79.
Schlackeneinschlüsse 360, 368.
Schlackenzeilen 339, **366**.
Schleifen 83, 234, 350, 371.
Schleifmittel, Abnutzung durch 321.
Schlichten 303.
Schlittschuhe 65.
Schmelzschweißung 238, 294, **333**.
Schmiedegesenke 352, 356.
Schmieden 48.
Schmiedetemperatur 49.
Schmiedewerkzeuge 353.
Schneidbacken 146, 286.
Schneidenansatz 312, 313.
Schneidentemperatur 314, 315.
Schneidfähigkeit 104, 129, 231, 234, 294, 318.
Schneidhaltigkeit 106, 293, 318.
Schneidmetall, gesintert 94, 296.
 —, gegossen 94, 296.
Schneidmetalle 83, 172, 290.
Schneidwerkzeuge 345, 346.
Schnellstahl 132, 148, 160, 171, **262**.
 —, Anlassen des 268.
 —, Ersatz für 114, **284**.
 —, Härten des 285.
Schnellstahlkarbid 269.
Schnellstahlwerkzeuge, gegossen 278.
Schnellstahlzusammensetzung 279.
Schnitte 66, 94, 107, 124, 132, 146, **347**.
Schnittdruck 314.
Schnittfähigkeit von Messerwaren 317.
Schnittgeschwindigkeit 301.
Schnitthaltigkeit 144, 317.
Schraubenmatrizen 132, 356.
Schremmstangen 350.

- Schrumpfrisse im Block 116, 327.
 Schwalbungen 71, 350.
 Schwarzbruch 84, 371.
 Schwefel im Stahl 60, 62, 239.
 Schwefelsäure, Beständigkeit gegen
 168, 240, 254, 255, 257.
 Schweißen 139, 145, 173, 228, 246,
330, 331.
 — von rostfreien Stählen 243, 247.
 Schweißstahl 65.
 Schwellfestigkeit 180.
 Schwingungsbeanspruchung 179,
338.
 Seelenelektroden 333, 334.
 Seigerungen 49, 366.
 Selbstinduktion 214.
 Selen 161, 245.
 Sensen 65.
 Shorehärte 177, 178.
 Sicheln 65.
 Sichromale 155, 261.
 Siebkörbe 252.
 Siede- u. Überhitzerrohre 138, 140,
 192.
 Siemens Martinofen 363.
 Silber 216.
 Silberstahl 130.
 Silizium 60, 61, 62, 212, 240, 248,
 257.
 Siliziumlegierungen, säurebeständige
 254.
 Siliziumstähle 149, 155.
 Siliziumzusatz 310.
 Sklereoskop 178.
 Sonderkarbide 47.
 Sonderweicheisen 64.
 Spaltflächen 76.
 Spanabhebende Bearbeitung 83.
 Spanablauf 316.
 Spannungen 35, 36, 372.
 — und Kaltverformung 330.
 Spannungsfrei glühen 18.
 Spannungsfreiheit bei Vergütungs-
 stählen 169.
 Spannungsrisse 370.
 Spezifische Gewichte 4.
 Spindeln 65, 253.
 Spiralbohrer 129, 130, 137, 286, 346.
 Spiralfedern 338, 339.
 Spitzeisen 65.
 Spitzkerb 176.
 Sprengstoffindustrie 253.
 Spritzgußkokillen 132, 147, 355.
 Stabile Karbide 136.
 Stahl (Begriffserklärung) 1.
 Stahlguß 18, 71, 150.
 Standfestigkeit 159.
 Stanzenstahl 66, 119, 356, 357.
 Stehbolzenbohrer 71, 124.
 Steigeisen 65.
 Steinbearbeitungswerkzeuge 65, 359.
 Steinbohrer 65, 66, 359.
 Steinsägeblätter 65.
 Stickstoff 37, 61, 161, **334.**
 Stiftenbacken 65.
 Strangpreßmatrizen 132, **354.**
 Streckungsgrad und Eigenschaften
 52, 276.
 Strontiumkarbonat als Einsatz-
 mittel 37.
 Sulfatlauge, Beständigkeit gegen
 168.
 Tantal 60, 61, **161, 245.**
 Tantalkarbid 161, 173, 295, 299.
 Taschenmesser 65.
 Technologische Erprobungen 363.
 Temperkohle 371.
 Thermalhärtung 27.
 Tiefätzung 360.
 Tiegelofen 363.
 Tischmesser 317.
 Titan 60, 163, **172.**
 Titan-Magnetlegierung 16, 211.
 Titankarbid 295, 298.
 Titanstähle 172.
 Titanzusatz und interkristalline
 Korrosion 245.
 Tonkanstahl 169.
 Tragfedern 317.
 Transformatorstähle 150, 155, 212,
 213.
 Trockentrommeln 253.
 Troostit 2, 289.
 Troostitflecken 45.
 Turbinenschaufeln 87, 235, **342.**

- Überhitzerrohr 138, 140, 192.
 Überhitzung 32, 40, 43, 46, 47, 49,
 73, 85, 275.
 Ummagnetisierung 212.
 Ummantelungsmasse bei Schweiß-
 elektroden 334.
 Umwandlungspunkte 5, 6.
 Uran-Nickelstahl 171.
 Uranstähle 170.
 Ursprungsfestigkeit 180.

 Vanadin 47, 60, 62, 92, 114, 147
 162, 245, 256, 281, 349.
 — im Schnellstahl 281, 282.
 Vanadinkarbid 144, 270.
 Vanadinstähle 142, 341.
 Verbindungsschweißung, Elektroden
 für 71, 334.
 Verchromen 253.
 Verdrehung 180, 235.
 Verfestigung 182, 185.
 Verformung, kritische 58.
 Verformungsarbeit 314.
 Verformungsgrad 50, 52, 53.
 Verformungswiderstand 51, 52.
 Verpackungspulver 28.
 Verschleißprüfmaschine 320.
 Verschleißwiderstand 178, 320.
 Verschmelzbarkeit beim Schweißen
 334.
 Verschmiedungsmaß 52, 276.
 Verstickung 153, 163, 164.
 Verstickungsstähle 153.
 Verwerfung 325.
 Verziehung 325.
 Volumensveränderung 218.
 Volumensvermehrung 11.
 Vorlast 338.

 Walzen 48, 107, 140.
 Walzenführungen 115.
 Walzstopfen 115.
 Walztemperatur 131, 339.
 Wandstärke, kritische 19.
 Warmarbeitsstahl 120, 132, 133, 138,
 145, 146, 351.
 Warmarbeitswerkzeuge 129, 132,
 351.
 Rapatz, Edelstähle. 2. Aufl.
- Warmbadhärtung 27, 28.
 Warmfestigkeit 47, 131, 137, 184,
 255, 265, 283, 293.
 Warmformgebung 48.
 Warmgesenke 71, 110, 119, 353.
 Warmhärtung 27, 28.
 Warmlochdorne 147.
 Warmmatrizen 129.
 Warmscheren 348.
 Warmschlagmatrizen 352.
 Warmstreckgrenze 194.
 Warmverarbeitbarkeit 168.
 Warmverformung 48.
 Warmverschleißhärte 294.
 Wärmeausdehnung 217, 221, 226.
 Wärmebehandlung (Begriffe) 17.
 Wärmeleitfähigkeit 49, 250.
 Wattverluste 212.
 Wechselfestigkeit 178.
 Wechselstrommagnetisierung 212.
 Weichfleckigkeit 37, 44, 46.
 Weichglühbarkeit 86, 114, 235, 239,
 283.
 Weichglühen 9, 131.
 Weichlote 331.
 Weichschleifen 371.
 Wellen 65, 235.
 Werkzeuge für spanabhebende Form-
 gebung 345.
 Werkzeugmetalle 290.
 Werkzeugstähle 343.
 Widerstand, elektrischer 223.
 — gegen schwefelige Gase und
 Säure 246.
 Widerstandsdrähte 223.
 Widerstandsschweißung 249.
 Widiametall 297.
 Widmannstättensches Gefüge 8.
 Wiederwachsen der Kristalle 58.
 Wirbelstromverluste 212.
 Wolfram im Stellite 291.
 — im Schnellstahl 279.
 Wolfram-Chromstähle 132.
 Wolframide 279.
 Wolframkarbid im Stahl 106, 125,
 129, 270.
 — im Schneidmetall 295, 298.
 Wolfram-Magnet 130, 202, 208.

- Wolframstähle 47, 60, 62, 92, 124,
 128, 187, 203, 207, 256, 264, 279,
 285, 291.
 Wolframwerkzeugstähle 262.
- Zahnräder** 120, 138, 140, 324, **336**.
 Zahnstangen 65.
 Zeilen 49, 276, 278, 366.
 Zementit 2, 4.
 Zerreißfestigkeit 174.
 Zerreigeschwindigkeit 184.
 Zerspanung 300.
 Zerschmiedung 368.
 Zieheisen 66, 107, 169, **349**.
 Ziehringe 107, 132, **349**.
 Ziffernstempel 66.
 Zinn 60.
- Zirkon 60, 115.
 Zirkonnitride 160.
 Zirkonstähle 160.
 Zirkonsulfid 160.
 Zugdruck 180.
 Zugfestigkeit 180.
 Zunderbeständige Legierungen 107,
 253, **255**.
 Zunderbeständigkeit 250, 257, 258.
 Zunderfestigkeit 255.
 Zundern 255, 257.
 Zunderschicht 168, 255.
 Zündermagnete 206.
 Zwillingsbildung 75.
 Zwischenglühung 41, 205.
 Zyansalzbäder 39, 40, 165, 336.

Rostfreie Stähle. Berechtigte deutsche Bearbeitung der Schrift „Stainless Iron and Steel“ von J. H. G. Monypenny, Sheffield. Von Dr.-Ing. Rudolf Schäfer. Mit 122 Textabbildungen. VIII, 342 Seiten. 1928. Gebunden RM 27.—*

Die Werkzeugstähle. Chemische Zusammensetzung, Warmbehandlung und Anwendungsgebiete der handelsüblichen Werkzeugstähle. Von Hugo Herbers, Ingenieur-Chemiker. (Werkstattbücher, Heft 50.) Mit zahlreichen Tabellen. 60 Seiten. 1933. RM 2.—

Die Werkzeugstähle und ihre Wärmebehandlung. Berechtigte deutsche Bearbeitung der Schrift: „The Heat Treatment of Tool Steel“ von H. Brearley, Sheffield. Von Dr.-Ing. Rudolf Schäfer. Dritte, verbesserte Auflage. Mit 226 Textabbildungen. X, 324 Seiten. 1922. Gebunden RM 12.—*

Die Konstruktionsstähle und ihre Wärmebehandlung. Von Dr.-Ing. Rudolf Schäfer. Mit 205 Textabbildungen und einer Tafel. VIII, 370 Seiten. 1923. Gebunden RM 15.—*

Die Einsatzhärtung von Eisen und Stahl. Berechtigte deutsche Bearbeitung der Schrift „The Case Hardening of Steel“ von Harry Brearley, Sheffield. Von Dr.-Ing. Rudolf Schäfer. Mit 124 Textabbildungen. VIII, 250 Seiten. 1926. Gebunden RM 19.50*

Härten und Vergüten. Von Dr.-Ing. Eugen Simon. (Werkstattbücher, Heft 7 und 8.)

Erster Teil: **Stahl und sein Verhalten.** Dritte, völlig umgearbeitete und vermehrte Auflage. Mit 91 Abbildungen im Text und 8 Tabellen. 70 Seiten. 1930. RM 2.—*

Zweiter Teil: **Die Praxis der Warmbehandlung.** Dritte, völlig umgearbeitete und vermehrte Auflage. Mit 116 Abbildungen im Text und 6 Tabellen. 65 Seiten. 1931. RM 2.—*

Die natürliche und künstliche Alterung des gehärteten Stahles. Physikalische und metallographische Untersuchungen von Dr.-Ing. Andreas Weber. Mit 105 Abbildungen im Text und auf 12 Tafeln. IV, 78 Seiten. 1926. Gebunden RM 9.—*

Über die Anlaßvorgänge in abgeschreckten Chrom- und Manganstählen. Von Dr.-Ing. Hans Goerisch. (Berichte aus dem Institut für Mechanische Technologie und Materialkunde der Technischen Hochschule zu Berlin, Heft 2.) Mit 27 Textabbildungen. IV, 36 Seiten. 1928. RM 3.60*

Die ferromagnetischen Legierungen und ihre gewerbliche Verwendung. Von Dipl.-Ing. W. S. Messkin, Leningrad. Umgearbeitet und erweitert von Regierungsrat Dr. phil. A. Kussmann, Berlin. Mit 292 Textabbildungen. VIII, 418 Seiten. 1932. Gebunden RM 44.50

E. Preuß, Die praktische Nutzenwendung der Prüfung des Eisens durch Ätzverfahren und mit Hilfe des Mikroskopes. Für Ingenieure, insbesondere Betriebsbeamte. Dritte, vermehrte und verbesserte Auflage. Bearbeitet von Professor Dr. G. Berndt und Professor Dr. Ing. M. v. Schwarz. Mit 204 Figuren im Text und auf 1 Tafel. VIII, 198 Seiten. 1927. RM 7.80; gebunden RM 9.20*

* abzgl. 10% Notnachlaß

Handbuch des Eisenhüttenwesens. Herausgegeben im Auftrage des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute.

Walzwerkswesen. Unter Mitarbeit von zahlreichen Fachleuten herausgegeben von **J. Puppe** und **G. Stauber**.

Erster Band: Mit 941 Abbildungen im Text und auf 15 Tafeln. XIII, 777 Seiten. 1929. Gebunden RM 85.—*

Zweiter Band: Mit 610 Abbildungen im Text. XI, 524 Seiten. 1934. Gebunden RM 110.—

Einführung in die physikalische Chemie der Eisenhüttenprozesse. Von Dr.-Ing. Hermann Schenck, Essen.

Erster Band: **Die chemisch-metallurgischen Reaktionen und ihre Gesetze.** Mit 162 Textabbildungen und einer Tafel. XI, 306 Seiten. 1932. Gebunden RM 28.50

Zweiter Band: **Die Stahlerzeugung.** Erscheint im Spätherbst 1934.

Vita - Massenez, Chemische Untersuchungsmethoden für Eisenhütten und Nebenbetriebe. Eine Sammlung praktisch erprobter Arbeitsverfahren. Zweite, neubearbeitete Auflage von Ing.-Chemiker **Albert Vita**, Chefchemiker der Oberschlesischen Eisenbahnbedarfs-A.-G., Friedenshütte. Mit 34 Textabbildungen. X, 197 Seiten. 1922. Gebunden RM 6.40*

Probennahme und Analyse von Eisen und Stahl. Hand- und Hilfsbuch für Eisenhütten-Laboratorien. Von Prof. Dipl.-Ing. **O. Bauer** und Prof. Dipl.-Ing. **E. Deiß**. Zweite, vermehrte und verbesserte Auflage. Mit 176 Abbildungen und 140 Tabellen im Text. VIII, 304 Seiten. 1922. Gebunden RM 12.—*

Physikalische Chemie der metallurgischen Reaktionen. Ein Leitfaden der theoretischen Hüttenkunde von Prof. Dr. phil. **Franz Sauerwald**, Breslau. Mit 76 Textabbildungen. X, 142 Seiten. 1930. RM 13.50; gebunden RM 15.—*

Lehrbuch der Metallkunde, des Eisens und der Nichteisenmetalle. Von Prof. Dr. phil. **Franz Sauerwald**, Breslau. Mit 399 Textabbildungen. XVI, 462 Seiten. 1929. Gebunden RM 29.—*

C. J. Smithells, Beimengungen und Verunreinigungen in Metallen. Ihr Einfluß auf Gefüge und Eigenschaften. Erweiterte deutsche Bearbeitung von Dr.-Ing. **W. Hessenbruch**, Heraeus Vakuumschmelze A.-G., Hanau/M. Mit 248 Textabbildungen. VII, 246 Seiten. 1931. Gebunden RM 29.—

Rostschutz und Rostschutzanstrich. Von Prof. **Hermann Suida**, Wien, und Privatdozent **Heinr. Salvaterra**, Wien. (Technisch-Gewerbliche Bücher, Bd. 6.) Mit 193 Abbildungen im Text. VI, 344 Seiten. 1931. (Verlag von Julius Springer in Wien.) Gebunden RM 24.—

Praktische Metallkunde. Schmelzen und Gießen, spanlose Formung, Wärmebehandlung. Von Prof. Dr.-Ing. **G. Sachs**, Frankfurt a. M.
Erster Teil: **Schmelzen und Gießen.** Mit 323 Textabbildungen und 5 Tafeln. VIII, 272 Seiten. 1933. Gebunden RM 22.50
Zweiter Teil: **Spanlose Formung.** Mit 275 Textabbildungen. VIII, 238 Seiten. 1934. Gebunden RM 18.50

* abzgl. 10% Notnachlaß