

WAS IST STAHL?

EINFÜHRUNG IN DIE STAHLKUNDE
FÜR JEDERMANN

VON

LEOPOLD SCHEER

ACHTE AUFLAGE

MIT 49 ABBILDUNGEN
UND EINER TAFEL



SPRINGER-VERLAG BERLIN HEIDELBERG GMBH

ISBN 978-3-642-53027-2 ISBN 978-3-642-53026-5 (eBook)
DOI 10.1007/978-3-642-53026-5

ALLE RECHTE, INSBESONDERE DAS DER ÜBERSETZUNG
IN FREMDE SPRACHEN, VORBEHALTEN.
COPYRIGHT 1937 AND 1938 BY SPRINGER-VERLAG BERLIN HEIDELBERG
URSPRÜNGLICH ERSCHIENEN BEI SPRINGER BERLIN HEIDELBERG 1938

Aus dem Vorwort zur ersten Auflage.

Neben einem ins Riesenhafte angewachsenen fachwissenschaftlichen Schrifttum auf dem Gebiete des Stahles sind nur wenige belehrende Bücher erschienen, die das Ziel verfolgen, den großen Kreis der an „Stahl und Eisen“ interessierten Laien, vor allem auch den Kreis der Stahlverkäufer und der Einkäufer über das Wesen des Stahles allgemeinverständlich zu unterrichten. Geschrieben wurden auch diese Lehrbücher von Fachleuten, die gemeiniglich allein für berufen befunden werden, auf ihrem Gebiete Aufschluß zu geben. Diese Ansicht ist nicht ganz richtig. Der Fachmann ist zu sehr auf seinesgleichen eingestellt; oft ist er in seinen technischen Gedankengängen so befangen, daß er sich nicht bewußt wird, was von den technischen Dingen noch zum „Allgemeinwissen“ gehört und was schon zu den „Sonderkenntnissen“ zu rechnen ist; er setzt bei seinen nichttechnischen Lesern häufig zu viel voraus. Solche Lehrbücher haben meistens auch nicht ihren Zweck erfüllt. Der willige Leser legt sie oft sehr bald ermüdet aus der Hand und gibt dann sein „Studium“ überhaupt auf. Ein auch nur oberflächliches Eindringen in das Wesen des Stahles ist dem Nichtfachmann im allgemeinen versagt geblieben. Man frage einmal einen längere Jahre im Stahlfach „selbständig“ arbeitenden Verkäufer nach den einfachsten Begriffen, die ihm bei seiner Arbeit täglich in die Quere kommen, und man wird sich davon überzeugen, daß ihm jede brauchbare Vorstellung fehlt. Von zehn Stahlverkäufern werden keine zwei auch nur den Unterschied zwischen Normalglühen und Weichglühen angeben können, während der jüngste Autoverkäufer bis ins kleinste über die technischen Einzelheiten seiner Wagen Bescheid weiß.

Der Verfasser des vorliegenden Buches ist Kaufmann, also Nichtfachmann. Er hat sich in langen Jahren durch einen Berg von Fachliteratur durchgearbeitet und kennt aus eigener Erfahrung die Schwierigkeiten, die sich dem technisch nicht Vorgebildeten auf diesem interessanten Gebiete entgegenstellen. Er bemüht sich in dieser Schrift, in leicht verständlicher Form und in gedrängtem, aber ausreichendem Maße einen Begriff vom Wesen des Stahles zu geben. Die Arbeit kann und soll nicht mit der eingangs erwähnten fach-

wissenschaftlichen Literatur in Wettbewerb treten, sie wendet sich an einen ganz anderen Leserkreis.

Das Buch ist kein Nachschlagewerk, das in der Schreibtischlade liegen und zu gelegentlicher Beratung hervorgeholt werden soll. Es ist eine „Einführung“ und muß Seite für Seite gewissenhaft durchgearbeitet werden. Jeder einzelne Abschnitt ist zum Verständnis der weiteren Ausführungen notwendig, weshalb auch der „Vorgeschrittene“ nichts überschlagen soll.

Damit der Leser die volle Gewähr hat, nur unverfälschte Tatsachen vorgesetzt zu bekommen, wurde das Buch in liebenswürdigster Weise von Herrn Direktor Dr.-Ing. F. R a p a t z durchgesehen, dem der Verfasser auch an dieser Stelle seinen Dank ausspricht.

Düsseldorf, im Februar 1937

Der Verfasser.

Aus dem Vorwort zur vierten Auflage.

Das Büchlein hat auch im Ausland Interesse gefunden, und es ist eben eine englische Ausgabe herausgekommen.

Düsseldorf, im Juni 1939.

Der Verfasser.

Vorwort zur achten Auflage.

Nachdem dieses Buch eine Reihe von Jahren vergriffen war, hat es der Springer-Verlag jetzt ermöglicht, trotz der noch immer bestehenden großen Schwierigkeiten eine Neuauflage herauszubringen.

Seit den letzten „Kriegsaufgaben“ hat sich bei uns in Deutschland die Rohstofflage weiter verschlechtert. Es war daher nicht zu umgehen, die Verwendung verschiedener legierter Stähle einzuschränken oder ihre Legierungsanteile abzuändern und der heutigen Lage anzupassen. Für die Neuauflage vorliegender „Stahlkunde“ hat sich hieraus die Notwendigkeit ergeben, den zweiten Teil des Buches einer umfassenden Durcharbeit zu unterziehen. Beim Zusammentragen und Verarbeiten der erforderlichen Unterlagen hat sich Herr Dr.-Ing. Walter Lamarche besonders verdient gemacht, wofür ihm der Verfasser auch bei dieser Gelegenheit seinen Dank sagt.

Düsseldorf, im Dezember 1948.

Der Verfasser.

Inhaltsverzeichnis.

	Seite
1. Einleitung	1
2. Der Kohlenstoff	1
3. Kleiner, unbeschwerter Ausflug in die Atomphysik	3
4. Das Raumbgitter des Eisens	4
5. Die Verteilung des Kohlenstoffs im Stahl	6
6. Das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm	7
7. Die Wärmebehandlung (Nutzanwendung d. Diagramms) 15	
A. Das Glühen der Stähle	16
a) Weichglühen (auf körnigen Zementit glühen)	16
b) Normalglühen (Normalisieren)	16
c) Spannungsfreiglühen	17
B. Das Härten der Stähle	17
a) Umwandlungshärtung	18
Das Anlassen der gehärteten Stähle	20
Abarten der Umwandlungshärtung	21
α) Warmbadhärtung (Thermalhärtung, Stufen-	
härtung)	21
β) Die Einsatzhärtung	22
γ) Die örtliche Oberflächenhärtung	24
b) Die Kalthärtung	25
c) Die Ausscheidungshärtung (Aushärtung)	26
C. Das Vergüten der Stähle	27
8. Die Legierungen der Stähle	28
A. Allgemeines	28
B. Einteilung der Grundstoffe nach ihren Wirkungen ..	31
a) Grundstoffe, die das Gamma-Gebiet erweitern ..	31
b) Grundstoffe, die das Gamma-Gebiet verengen	31
C. Einteilung der Stähle nach ihrem Gefüge	31
9. Kohlenstoffstähle	33
10. Manganstähle	36
11. Nickelstähle	39
12. Chromstähle	40
13. Chrom-Nickelstähle	47
14. Chrom-Manganstähle	48
15. Siliziumstähle	49
16. Kobaltstähle	50

	Seite
17. Wolframstähle	51
18. Molybdänstähle	53
19. Vanadinstähle	54
20. Aluminium im Stahl	55
21. Kupfer im Stahl	55
22. Der Stickstoff	56
23. Der Sauerstoff	57
24. Der Schwefel	57
25. Der Phosphor	58
26. Andere Grundstoffe im Stahl	58
27. Rost-, säure- und hitzebeständige Stähle	59
28. Die Schnellarbeitsstähle	69
29. Die Schneidmetalle	74
a) Die Stellite	74
b) Die Hartmetalle	75
30. Prüfung der Stähle	77
31. Über die Erzeugung von Eisen und Stahl	83
32. Schlußwort	91
Namen- und Sachverzeichnis	94
Bildanhang	99

1. Einleitung.

Als **Stahl** bezeichnet man heute alle Eisenlegierungen — mit Ausnahme von Grauguß und Hartguß — ohne Rücksicht auf ihre Eigenschaften. Früher wurde als wesentliches Merkmal des Stahles die Härbarkeit angesehen. Es gibt aber eine ganze Reihe von Stählen, die sich nicht härten lassen, die durch das Abschrecken aus hohen Temperaturen im Gegenteil sogar weicher, zäher werden.

Edelstähle werden vielfach solche Stähle genannt, die außer mit Kohlenstoff auch noch mit anderen Grundstoffen, z. B. mit Chrom, Nickel, Wolfram, Vanadin usw. legiert sind. Diese Begriffsbestimmung ist jedoch nicht erschöpfend und auch anfechtbar. Denn man wird einen reinen Kohlenstoffstahl, der sorgfältig erzeugt und auf dem ganzen Wege der Herstellung — vom Guß bis zum Versand — immer wieder gewissenhaft geprüft worden ist, zweifellos auch zu den Edelstählen rechnen müssen. Andererseits enthalten manchmal Massenstähle — auch als unbeabsichtigte Verunreinigungen — gewisse Mengen von Legierungselementen.

Das Richtige wird man treffen, wenn man die von den großen Hüttenwerken in großen Mengen abgegossenen billigen Stähle als Massenstähle bezeichnet, die von einem Edelstahlwerk mit Sorgfalt und unter schärfster Kontrolle hergestellten Stähle dagegen als Edelstähle.

Die billigen Massenstähle werden meistens nach Festigkeit verkauft, die Edelstähle dagegen nach dem Verwendungszweck und unter einer Markenbezeichnung.

Reines Eisen wird entweder auf elektrischem Wege (Elektrolyse) oder nach einem Sonderschmelzverfahren erzeugt. Am bekanntesten ist das Armco-Eisen (Abkürzung für American Rolling Mill Company), das einen Reinheitsgrad von etwa 99,8% besitzt.

2. Der Kohlenstoff.

Das wichtigste Legierungselement im Stahl ist der Kohlenstoff (chemisches Zeichen: C). Die Bedeutung dieses Grundstoffes wird

klar, wenn man erfährt, daß die üblichen Werkzeugstähle in den gewohnten Härtestufen „weich“, „zäh“, „mittelhart“ und „hart“ Kohlenstoffgehalte von 0,65 bis 1,50 % haben, daß also diese großen Verschiedenheiten in der Härte innerhalb einer Spanne von nur etwa 0,8 % Kohlenstoff erscheinen.

Nun darf man sich die Sache aber nicht etwa so vorstellen, daß sich der Kohlenstoff als solcher über die ganze Eisenmasse gleichmäßig verteilt vorfindet. Es wird überraschen, daß sich im Stahl — wenigstens in den meisten der hier zu besprechenden Fälle — überhaupt kein Kohlenstoff im eigentlichen Sinne findet.

Jedermann wird sich von der Schule her erinnern, daß bei einer chemischen Verbindung zweier oder mehrerer Grundstoffe ein völlig neuer Stoff mit ganz anderen Eigenschaften entsteht, der mit den ursprünglichen Grundstoffen aber auch nichts mehr gemein hat. So ist z. B. Wasserstoff (chemisches Zeichen: H) ein leicht brennbares Gas, mit dem man wegen seines geringen spezifischen Gewichtes Luftballone füllt. Sauerstoff (chemisches Zeichen: O) ist ein Gas, ohne das es kein Feuer gibt, ja das Verbrennen ist überhaupt nichts anderes als ein fortlaufendes Entstehen einer chemischen Verbindung des Sauerstoffes mit dem betreffenden brennbaren Stoff. Vereintigt sich nun Sauerstoff mit Wasserstoff zu einer solchen chemischen Verbindung, dann entsteht — Wasser (H_2O). Mit Wasser kann man natürlich keine Luftballone mehr füllen, man kann sie aber damit löschen, wenn sie Feuer gefangen haben, denn der neue Stoff ist ja selbst unverbrennbar. Dieses einfache Beispiel soll nur in Erinnerung bringen wie grundlegend die Eigenschaften zweier Elemente verändert werden, wenn sie sich zu einer chemischen Verbindung, also zu einem neuen (zusammengesetzten) Stoff vereinigen.

Genau so verhält es sich mit dem Kohlenstoff (C) im Stahl. Auch er ist nicht einfach mit dem Eisen (Fe) gemischt, sondern diese beiden Elemente Kohlenstoff und Eisen sind eine chemische Verbindung eingegangen und haben einen ganz neuen Stoff mit ganz anderen Eigenschaften gebildet, nämlich das *Eisenkarbid*, auch *Zementit* genannt, das die chemische Formel Fe_3C hat. Diese Formel besagt, daß an der Verbindung immer im gleichen Verhältnis 3 Teile Eisen (Fe) und 1 Teil Kohlenstoff (C) beteiligt sind.

In den meisten der für uns wichtigen Fälle ist es nun nicht der freie Kohlenstoff, sondern das Eisenkarbid, das im Stahl verteilt ist.

Dennoch wird aber bei der Angabe der Zusammensetzung eines Stahles nicht der Gehalt an diesem neuen Stoff, dem Eisenkarbid, angeführt, sondern der entsprechende Gehalt an Kohlenstoff, der das Karbid bildet.

Während das reine Eisen weich und bildsam — fast wie Kupfer — ist, zeichnet sich das Eisenkarbid durch große Härte und Sprödigkeit aus. Es ist daher zu erwarten und trifft auch zu, daß ein Stahl um so härter ist, je mehr von diesem harten Karbid in die Masse des reinen Eisens verteilt ist.

Die Verteilung des vorhandenen Eisenkarbids ist nicht regellos und zufällig, sondern unterliegt strenger Gesetzmäßigkeit, wie wir noch sehen werden.

3. Kleiner, unbeschwerter Ausflug in die Atomphysik.

Wollen wir die später zu besprechenden Vorgänge und Veränderungen im Stahl richtig verstehen, dann müssen wir uns zuerst einmal mit der Frage beschäftigen, wie eigentlich die Materie aufgebaut ist.

Wie jeder weiß, sind die Stoffe aus Atomen zusammengesetzt. Die Natur baut aber nach anderen Grundsätzen und in anderen Formen als unsere biederer Maurermeister.

Der Unterschied beginnt schon bei der Gestalt der Bausteine: Die Atome sind nicht ziegel- oder quaderförmig, sondern haben nach unserer Vorstellung Kugelgestalt.

Ziegelsteine lassen sich ohne Zwischenräume schön aneinander-schichten, viele Abwechslungsmöglichkeiten in der Anordnung sind dabei jedoch nicht gegeben. Es wird einfach Ziegel an Ziegel gereiht und Stein auf Stein gesetzt. Das Ergebnis ist der *s t a r r e* Mauerkörper.

Kugelige Bausteine, wie wir uns die Atome vorstellen, können dagegen auch bei ganz regelmäßiger Anordnung die verschiedensten Stellungen zueinander einnehmen. Ein Beispiel ist in Abb. 1¹ (s. Bildanhang) dargestellt. Die Natur macht von diesen Möglichkeiten beim Bauen mit den Atomkugeln ausgiebig Gebrauch: *j e d e r*

¹ Von Herrn Prof. W e v e r , Eisenforschungsinstitut, Düsseldorf, freundlichst zur Verfügung gestellt.

Stoff hat einen anderen Atomaufbau. Mit Hilfe der Röntgenstrahlen kann man ihn ohne Schwierigkeiten studieren und die Lage der einzelnen Atome genau bestimmen. Will man die Atomanordnung eines Stoffes graphisch darstellen, dann zeichnet man die Atomkugeln am besten nicht voll aus; es würde die klare Übersicht beeinträchtigt — hintereinanderliegende Kugeln wären teilweise oder ganz verdeckt. Besser bezeichnet man nur die Lage der Atomzentren durch Punkte, wie es in Abb. 2 geschehen ist,

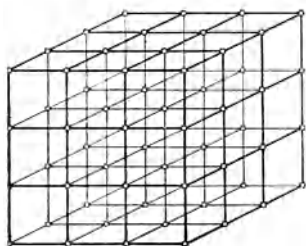


Abb. 2. Raumgitter. Übersichtliche schematische Darstellung. Nur die Atomzentren sind durch Punkte bezeichnet und durch Linien miteinander verbunden. Die Stellung eines jeden einzelnen Atoms im Raume ist klar erkennbar.

und verbindet sie durch Linien. Auf diese Weise wird die Stellung aller Atome im Raum klar und eindeutig erkennbar. Man erhält damit räumliche Gittergebilde und spricht auch tatsächlich von „Raumgittern“.

Es ist weiter nicht verwunderlich, daß bei jeder Stoffart die Atome anders angeordnet sind, d. h. daß jeder Stoff ein anderes „Raumgitter“ aufweist. Merkwürdiger und folgenschwerer ist, daß auch bei einem und demselben Stoff, z. B. beim Eisen, mehrere Gitterformen auftreten und infolge äußerer

Umstände einander abwechseln können. Die Atome sind also keineswegs so starr aneinandergesetzt wie die Ziegel im Mauerwerk.

Möglich wird dies unter anderem auch schon dadurch, daß jede Art von „Mörtel“ bei dieser Bauweise fehlt. Die Atome sind nicht miteinander verkittet, der Zusammenhalt wird vielmehr durch große Anziehungskräfte bewirkt, die auf jedes einzelne Atom von allen Seiten durch die Nachbaratome ausgeübt werden; so bleibt trotz gewisser Abstände der Zusammenhang der Stoffe gewahrt.

4. Das Raumgitter des Eisens.

Für unseren Zweck interessiert vor allem, daß das reine Eisen (Fe) im festen Zustande bei Raumtemperatur (20°)¹ ein raumzentriertes und bei hohen Temperaturen ein flächenzentriertes würfeliges Gitter aufweist. Abb. 3 stellt die beiden

¹ Alle Temperaturangaben verstehen sich in Celsiusgraden.

Formen dar, und zwar nur je eine vollständige Raummasche, aus dem Gitter herausgelöst.

Beim raumzentrierten Gitter des Eisens, also bei gewöhnlicher Temperatur, sitzt je ein Eisenatom, wie aus Abb. 3, linke Figur, ersichtlich ist, an den acht Ecken und außerdem ein neuntes Atom in der Mitte — im „Zentrum“ des Würfels r a u m e s, daher die Bezeichnung „raumzentriert“. Beim Erwärmen erfährt diese Anordnung bis 900° keine wesentliche Änderung. Bei dieser Temperatur jedoch ändern die einzelnen Atome wie auf ein Kommando kaleidoskopartig ihre Stellung zueinander, das Ganze „klappt um“ und aus dem „raumzentrierten“ Gitter wird ein „flächenzentriertes“. Wieder

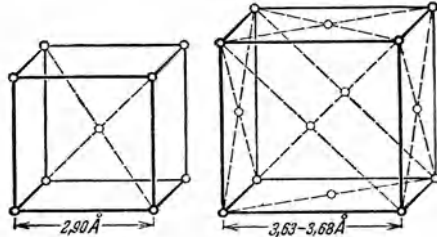


Abb. 3. Atomaufbau des α - und γ -Eisens².

sitzt je ein Eisenatom an den acht Ecken des Gitterwürfels, das Zentrum des Würfels ist aber jetzt frei, der Gitter r a u m ist ganz leer. Dagegen sitzt in der Mitte — im Zentrum einer jeden der sechs Würfelseiten (Flächen) je ein Eisenatom; das Gitter ist jetzt „flächenzentriert“ (Abb. 3, rechte Figur).

Der „raumzentrierte“ Gitterwürfel besteht, wie aus dem Vorgesagten und aus Abb. 3 hervorgeht, aus neun Atomen (je eines im Raumzentrum und an den acht Ecken), der „flächenzentrierte“ Würfel aber aus vierzehn Atomen (sechs in den Seitenflächen und acht an den Ecken). Da durch das bloße Erwärmen auf 900° natürlich keine Vermehrung der Atome bewirkt wird, kann der Ausgleich nur derweise erfolgen, daß der „flächenzentrierte“ Würfel mehr Raum einnimmt. Nach dem „Umklappen“ wird also die gleiche Eisenmasse aus weniger Raumwürfeln bestehen, von denen aber jeder einzelne größer und aus mehr Atomen zusammengesetzt ist. Die Gesamtzahl aller Atome muß selbstverständlich vor und nach dem „Umklappen“ gleich sein.

Das „raumzentrierte“ Eisen wird Alpha-Eisen genannt, das auf 900° und darüber erhitzte „flächenzentrierte“ dagegen Gamma-Eisen (Alpha ist die Aussprache für den griechischen Buchstaben $\alpha = a$,

² Die Abb. 3, 6—9, 11, 13, 17, 21—29, 32—36 sind aus Rapatz: Edelstähle, 2. Aufl., Berlin 1934 entnommen.

Gamma für den griechischen Buchstaben $\gamma = g$. Meistens schreibt man einfach α -Eisen, γ -Eisen). Bei noch weiterer Erwärmung, und zwar bei 1401° , klappt das „flächenzentrierte“ Gamma-Eisen wieder in ein „raumzentriertes“ um, das jetzt als Delta-Eisen bezeichnet wird (Delta ist die Aussprache für den griechischen Buchstaben $\delta = d$). Beim Abkühlen spielen sich natürlich die gleichen Vorgänge in umgekehrter Reihenfolge ab. Ausdrücklich bemerkt sei jedoch, daß die angeführten Temperaturen alle unter dem Schmelzpunkt liegen, daß also die geschilderten Umwandlungen im festen Zustande erfolgen.

Es ist unbedingt notwendig, daß man die Anschauung von dem „Umklappen“ des Atomgitters von einer in die andere Form (Phase), wie es durch Erhitzen des Eisens auf entsprechende Temperaturen und umgekehrt durch Abkühlen ausgelöst wird, sich zu eigen macht. Nur dann kann man die einschneidenden Veränderungen und überhaupt das Wesen von „Stahl und Eisen“ verstehen.

5. Die Verteilung des Kohlenstoffs im Stahl.

Eisen ist ein kristallisierter Stoff wie jedes Metall. Durch das Mikroskop kann man die einzelnen Kristalle ohne weiteres erkennen — zum Unterschied vom Raumgitter, dessen Maschenausdehnungen unvorstellbar klein sind und auch im stärksten Mikroskop nicht beobachtet werden können. Die Eisenkristalle sind ungleichmäßig und unregelmäßig, weil sie sich gegenseitig in der vollen Ausbildung hindern. Bei reinem Eisen haben sie bei der Betrachtung durch das Mikroskop etwa die aus Abb. 4 (s. Bildanhang) ersichtliche Gestalt. Dieses Gefüge nennen wir *Ferrit* (lateinisch: ferrum = Eisen).

Vom Kohlenstoff wissen wir bereits, daß er mit dem Eisen eine chemische Verbindung nach der Formel Fe_3C eingeht. Der Formel entsprechend wird jedes einzelne Atom des in einem bestimmten Stahl vorhandenen Kohlenstoffs aus der Eisenmasse je drei Eisenatome herausziehen und zu Karbid abbinden. Je höher also der Kohlenstoffgehalt eines Stahles ist, desto mehr Eisen ist chemisch gebunden, desto weniger freies Eisen bleibt übrig.

Das entstandene Eisenkarbid lagert sich in einem ganz bestimmten Mengenverhältnis in Form dünner Platten in die Eisenkristalle ab. Abb. 5 (s. Bildanhang) zeigt einen solchen einzelnen Kristall,

der gleichmäßig von Karbidplatten durchzogen ist. Der Kohlenstoffgehalt eines derweise durchsetzten Kristalls ist etwa 0,90 %. Demgemäß werden bei einem Stahl mit 0,90 % Kohlenstoff gerade alle Kristalle mit Karbidplatten einheitlich durchzogen sein. Diese gleichmäßige Gefügeausbildung nennen wir *Perlit*. Durch das Mikroskop betrachtet zeigt das Perlitgefüge fingerabdruckähnliche Zeichnungen (Abb. 6, s. Bildanhang).

Da der Kohlenstoffgehalt des einzelnen Perlitkristalls bei den Kohlenstoffstählen immer 0,90 % beträgt, so wird er bei einem Stahl mit weniger als 0,90 % C nicht für sämtliche Kristalle ausreichen. In einem solchen Stahl wird man daher neben den Perlitkristallen auch noch Kristalle aus reinem, kohlenstofffreiem Eisen, also Ferritkristalle finden (Abb. 7, s. Bildanhang).

Bei einem Stahl mit mehr als 0,90 % Kohlenstoff sind alle Kristalle mit Karbidplatten versorgt, wozu aber nur 0,90 % notwendig sind, so daß also noch reines Eisenkarbid übrigbleibt. Dieses überschüssige Karbid lagert sich zwischen die Perlitkristalle netzförmig oder vielmehr schalenförmig ab, so daß die Kristalle selbst einander nicht mehr berühren (Abb. 8, s. Bildanhang).

Wenn schon beim Perlitgefüge die Karbidplatten den Kristallen und damit dem Stahl selbst eine gewisse Versteifung und Härte geben, so ist dies noch mehr der Fall bei einem Stahl mit mehr als 0,90 % Kohlenstoff, bei dem das Schalennetz aus reinem, hartem Karbid außerordentlich versteifend wirkt. Je höher der Kohlenstoffgehalt steigt, desto dicker wird das Karbidschalengerüst, während die von ihm umschlossenen Perlitkristalle gleichbleibend 0,90 % Kohlenstoff aufweisen. Das Wachsen der Schalendicke setzt sich bis zu einem Kohlenstoffgehalt von 1,70 % fort und hört dann plötzlich auf. Ein weiterer Zusatz von Kohlenstoff hat keine Wirkung mehr auf die Schalenstärke und natürlich noch weniger auf die umschlossenen Perlitkristalle. Der über 1,70 % hinaus überschüssige Kohlenstoff ballt sich vielmehr zu groben Karbidkörpern zusammen, die dann mehr oder weniger unregelmäßig in die Grundmasse eingestreut sind (Abb. 9, s. Bildanhang).

6. Das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm.

Nachdem wir uns im Vorausgegangenen mit den einfachsten Grundvorstellungen und Begriffen der Gefügelehre vertraut gemacht haben, können wir uns jetzt dem sog. Eisen-Kohlenstoff-Diagramm

zuwenden (Abb. 10). An diesem „Zustandsschaubild“ kann man ablesen, in welchem Gefügestand sich Stähle verschiedenen Kohlenstoffgehaltes bei irgendeiner Temperatur befinden, soweit es sich nicht um später zu besprechende Zwangszustände handelt. Diese graphische Übersicht ist für die gesamte Wärmebehandlung von größter Bedeutung, und wir müssen uns daher wenigstens mit dem wichtigsten Teilausschnitt aus dem Diagramm etwas genauer auseinandersetzen. Die nachfolgenden Ausführungen, die zum Teil schon Bekanntes wiederholen und zusammenfassen, wollen wir genau an Hand des Diagramms verfolgen¹.

Auf der Grundlinie, die wir Abszisse nennen, sind — von links nach rechts steigend — die Gehalte an Kohlenstoff und darunter

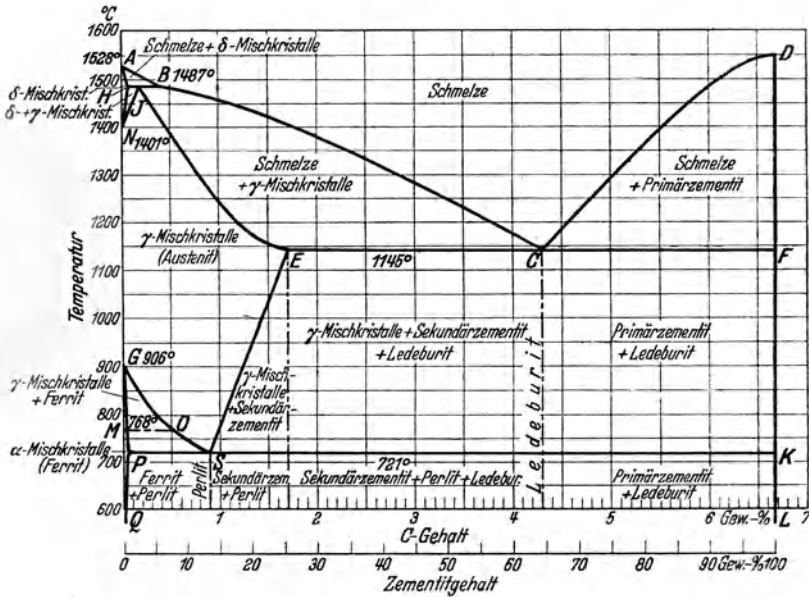


Abb. 10. Eisen-Kohlenstoff-Diagramm.

zum Vergleich die Gehalte an dem entsprechenden Eisenkarbid angeben. Der Anfangspunkt der Abszisse trägt die Ziffer 0 und bezeichnet so mit den Standpunkt des reinen Eisens mit 0% Kohlen-

¹ Um dem Leser das lästige Zurückschlagen zu ersparen, wurde am Schluß des Buches das Diagramm nochmals aufklappbar beigegeben.

stoff. Das Aussehen des Gefüges des reinen Eisens kennen wir bereits von Abb. 4 her, und wir haben diese Gefügeform im vorhergehenden Abschnitt *Ferrit* genannt.

Wenn wir auf der Grundlinie — der Abszisse — nach rechts wandern, gesellt sich zum reinen Eisen in steigendem Ausmaß der Kohlenstoff in Form der uns schon bekannten chemischen Verbindung Fe_3C — als Eisenkarbid. Immer größer wird die Zahl jener Eisenkristalle, die in der uns schon geläufigen Weise von Karbidplatten durchzogen sind, bis wir bei 0,90% C zum Standort eines Stahles kommen, bei dem sämtliche Kristalle mit Platten durchsetzt sind. Dieses Gefüge haben wir im Abschnitt 5 mit *Perlit* bezeichnet (Abb. 6). Solcher Stahl wird auch eutektoider Stahl genannt. Die sog. untereutektoiden Stähle — also die Kohlenstoffstähle mit C-Gehalten zwischen 0 und 0,90% — bestehen aus einem mit dem Kohlenstoffgehalt wechselnden Gemisch von *Ferrit*- und *Perlit*kristallen. Abb. 7 zeigt z. B. das Gefüge eines Stahles mit etwa 0,50% Kohlenstoff. Bei den übereutektoiden Stählen — bei den Stählen mit mehr als 0,90% C — enthalten die einzelnen Kristalle selbst 0,90% in der bekannten Plattenform, der darüber hinausgehende Kohlenstoff lagert sich dagegen in der Form von reinem Eisenkarbid zwischen die *Perlit*kristalle netzschalenförmig ab (Abb. 8). Je mehr wir im Diagramm nach rechts gehen, d. h. je mehr der Kohlenstoffgehalt steigt, desto mehr wächst auch die Dicke des zwischengelagerten Schalenwerks, während der Kohlenstoffgehalt der Kristalle selbst unverändert 0,90% bleibt. Bei 1,70% C hört das Wachsen der Schalendicke auf.

Wir unterbrechen jetzt unsere Wanderung in der Ebene und sehen uns einmal an, welche Veränderungen beim Erwärmen der Stähle eintreten. Links neben unserem Schaubild sind in senkrechter Richtung die Temperaturen angegeben. Wir nennen diese senkrechten Linien mit den Temperaturangaben für die verschiedenen Kohlenstoffgehalte Ordinaten.

Wir beginnen unsere Höhenwanderung beim Standort des reinen Eisens mit 0% Kohlenstoff. Wenn wir mit der Temperatur steigen, ereignet sich vorerst nichts Besonderes. In den niedrigen Temperaturbereichen kennen wir das Eisen bereits als raumzentriertes Alpha-Eisen. Es ist magnetisch. Erst bei 768° verliert es den Magnetismus, d. h. es läßt sich von einem Magneten nicht mehr anziehen — es wird zum „unmagnetischen Alpha-Eisen“. Früher

nannte man es Beta-Eisen (Beta ist die Aussprache für den griechischen Buchstaben $\beta = b$). Man hat aber die Bezeichnung Beta-Eisen fallen lassen, seitdem man weiß, daß mit dem Erreichen dieser Temperatur — vom Verlust des Magnetismus abgesehen — keine besonderen Veränderungen des Gefügebauens des Eisens verbunden sind. Dennoch erhält dieser Temperaturpunkt in unserem Zustandsschaubild als eine Art Höhenmarke den Buchstaben M , und wir nennen ihn den Haltepunkt A_2 — einen Haltepunkt A_1 gibt es beim reinen Eisen nicht¹.

Wird die Erwärmung fortgesetzt, dann kommt plötzlich bei 900° das uns schon bekannte Kommando „Umklappen!“, und das raumzentrierte Gitter des Alpha-Eisens stellt sich in das flächenzentrierte des Gamma-Eisens um (Abb. 3). Wir haben jetzt die Gefügestufe des *Austenits* vor uns (Abb. 11, s. Bildanhang). Dem Temperaturpunkt von 900° geben wir als Höhenmarke den Buchstaben G (vgl. das Diagramm!) und die Bezeichnung: Haltepunkt A_3 .

Bei weiterer Steigerung der Temperatur ändert sich vorerst wieder nichts, nur die Größe der Austenitkristalle nimmt zu. Bei $1401^\circ =$ Haltepunkt A_4 (im Diagramm Buchstabe N) kommt abermals das Kommando „Umklappen!“, das flächenzentrierte Austenitgitter stellt sich wieder in ein raumzentriertes Gitter um, und es entsteht das Delta-Eisen. Der Bereich dieser Gefügestufe erstreckt sich bis 1528° , bei welcher Temperatur dann das reine Eisen schmilzt (Buchstabe A).

Beim Abkühlen treten die gleichen Erscheinungen in umgekehrter Reihenfolge auf.

Das geschilderte „Umklappen“ des Raumgitters vom Alpha- in das Gamma-Eisen, von diesem in das Delta-Eisen und umgekehrt

¹ Der Ausdruck „Haltepunkt“ ist damit zu erklären, daß an einem solchen Temperaturpunkt bei weiterer Wärmezufuhr oder weiterem Wärmezug die Temperatur des Stahles so lange auf gleicher Höhe stehenbleibt, bis sich die begonnene Änderung der Eigenschaften oder auch des inneren Aufbaues gänzlich vollzogen hat. Die Haltepunkte werden mit dem Großbuchstaben A (von arrêt = Halt) und der entsprechenden Indexziffer 1, 2, 3, 4 bezeichnet. Häufig setzt man nach dem Großbuchstaben A noch einen der beiden Kleinbuchstaben c und r und zeigt damit an, daß man zu dem Punkt durch Erwärmen ($c =$ chauffage) aus niedrigeren Temperaturen oder durch Abkühlen ($r =$ refroidissement) aus höheren Temperaturen gekommen ist, z. B. Ac_2 , Ar_3 . Die Haltepunkte beim Erwärmen und beim Abkühlen fallen nicht genau zusammen.

erfolgt beim reinen Eisen — also ohne Kohlenstoff und andere Legierungselemente — mit einer Leichtigkeit und Exaktheit, die nichts zu wünschen übrig läßt. Die Schnelligkeit des Erwärmens oder Abkühlens spielt in diesem Falle überhaupt keine Rolle.

In gleicher Weise wollen wir nun — immer an Hand des Diagramms — beobachten, welche Wirkung mit der Erwärmung bei einem Stahl mit 0,90 % Kohlenstoff verbunden ist, d. h. bei einem Stahl, der in seiner ganzen Masse gleichmäßig aus plattendurchzogenen Perlitkristallen besteht. Auf der Grundlinie suchen wir den Standort der genannten Konzentration von 0,90 % und steigen dann, der senkrechten Ordinate entlang, mit der Temperatur nach oben. Bis 721° geschieht nichts von Bedeutung. Bei dieser Temperatur spielt sich aber ein ganz neuer Vorgang ab: Das Eisenkarbid, also die chemische Verbindung Fe_3C , löst sich in dem Eisen auf. Um das besser zu verstehen, greifen wir auf unsere Anschauung vom Raumgitter zurück. Das bei tieferen Temperaturen beständige raumzentrierte Alpha-Eisen klappt jetzt infolge der Beeinflussung durch den anwesenden Kohlenstoff schon bei 721° (Buchstabe *S*) in das flächenzentrierte um, d. h. der Haltepunkt A_3 ist von 900° auf 721° gesunken. Bei dieser Alpha-Gamma-Umwandlung wird, wie wir schon wissen, im Gitter der Würfelraum frei, und in diesen leeren Raum hinein löst sich der Kohlenstoff auf. Mit anderen Worten: das Kohlenstoffatom, das sich vorher irgendwo an den Würfelgrenzen befunden hat, sitzt jetzt mitten im flächenzentrierten Gamma-Würfel. Diesen Zustand bezeichnet man als feste Lösung oder — genau wie beim reinen Eisen auch — als *Austenit*. Die feste Lösung ist unmagnetisch, d. h. ein austenitischer Stahl wird vom Magneten nicht angezogen. Der einzelne Kristall der festen Lösung wird „Mischkristall“ genannt.

Gehen wir mit der Temperatur höher, dann schneidet unsere Ordinate — die Senkrechte über 0,90 % — bei etwa 1250° eine Kurvenlinie, die sog. *Soliduslinie* (lateinisch: solidus = fest). Bei Überschreiten dieser Temperatur beginnt der Stahl allmählich zu schmelzen. Je mehr wir die Temperatur steigern, desto flüssiger wird der zuerst teigige Brei, bis beim Erreichen der nächsten Kurvenlinie, der *Liquiduslinie* (lateinisch: liquidus = flüssig) — in unserem augenblicklichen Fall bei etwa 1460° — der gesamte Stahl flüssige Schmelze ist. Unterhalb der Soliduslinie ist alles fest, oberhalb der Liquiduslinie ist alles flüssig, dazwischen eine teigige Masse.

An diesem Beispiel haben wir gesehen, daß durch das Hinzu-
kommen des Kohlenstoffs der Umwandlungspunkt A_3 (Alpha-
Gamma-Umwandlung), der doch beim reinen Eisen bei 900° liegt,
wesentlich gesenkt wird, und zwar auf 721° . Auch der Schmelz-
punkt erfährt eine Senkung; ein Punkt ist er eigentlich gar nicht
mehr, denn das Schmelzen erfolgt jetzt über einen ganzen Tem-
peraturbereich von etwa 1250 bis 1460° (s. Diagramm!).

Und noch etwas Wichtiges stellen wir fest: Bei der Umwandlung
vom Alpha- in das Gamma-Eisen und vor allem umgekehrt bei der
Umstellung von Gamma- auf Alpha-Eisen ist jetzt bei Anwesenheit
des Kohlenstoffs die Schnelligkeit der Temperaturänderung nicht
mehr nebensächlich, wie wir es beim reinen Eisen gesehen haben.
Jetzt ist vielmehr für das ordnungsmäßige Umstellen eine be-
stimmte, wenn auch kleine „Mindestzeit“ erforderlich. Es ist dies
auch verständlich, wenn man bedenkt, daß jetzt bei der Umwand-
lung beispielsweise vom Alpha- in das Gamma-Eisen ein doppelter
Vorgang stattfindet: Einerseits wandert das beim Alpha-Eisen im
Mittelpunkt des Raumwürfels sitzende Eisenatom beim Um-
klappen in das flächenzentrierte Gamma-Eisen aus dem Würfel-
zentrum heraus, andererseits löst sich gleichzeitig das Kohlenstoff-
atom in den Gitterwürfel hinein. Bei diesem Stellungswechsel tritt
eine gewisse gegenseitige Behinderung der Eisen- und Kohlenstoff-
atome auf, deren Überwindung eben eine bestimmte Mindestzeit
erfordert.

Nachdem wir nun kennengelernt haben, in welcher Weise sich
die Umwandlungsvorgänge sowohl beim reinen Eisen als auch beim
reinen Perlit, d. h. beim Stahl mit $0,90\%$ Kohlenstoff abspielen,
interessieren uns noch die Vorgänge bei den gemischten Gefüge-
formen, also bei den Stählen mit weniger und mit mehr als $0,90\%$
Kohlenstoff. Wir wissen schon, daß ein Stahl mit weniger als $0,90\%$
Kohlenstoff — wir haben ihn untereutektoid genannt — zum Teil
aus plattendurchsetzten Perlitkristallen und zum anderen Teil aus
Ferritkristallen, d. h. aus reinen Eisenkristallen besteht. Wir greifen
den Stahl mit $0,50\%$ C heraus, der etwa zur Hälfte aus Ferrit- und
zur anderen Hälfte aus Perlitkristallen besteht (Abb. 7), und be-
ginnen wieder im Diagramm unsere Wanderung nach oben. Es
ändert sich nichts bis 721° . Bei dieser Temperatur zerfallen
innerhalb eines jeden einzelnen Perlitkristal-
les die Karbidplatten, und der Kohlenstoff löst sich in das Gitter

hinein auf, das sich gleichzeitig von der Alpha- in die Gamma-Anordnung umgestellt hat. Innerhalb der einzelnen Perlitkristalle vollzieht sich also bei unserem Stahl mit 0,50 % Kohlenstoff die gleiche Umwandlung, die sich im vorhergehenden Beispiel — beim reinen Perlit — über die ganze Masse des Stahles vollzogen hat. Diese Umwandlung der einzelnen Perlitkristalle erfolgt bei jedem Kohlenstoffstahl bei der gleichen Temperatur von 721° , weshalb wir diesen Temperaturpunkt den *Perlitpunkt* nennen und mit A_1 bezeichnen. Im Gegensatz zum reinen Perlit besteht aber in unserem jetzigen Beispiel der Stahl mit 0,50 % Kohlenstoff, wie wir wissen, nur zur Hälfte aus Perlitkristallen; die andere Hälfte sind reine Ferritkristalle, die dann mit steigender Temperatur von den umgewandelten Perlitkristallen, die wir jetzt schon Austenitkristalle nennen müssen, aufgesaugt werden. Dieses „Aufsaugen“ ist nichts weiter als eine Vereinigung mehrerer kleiner zu größeren Kristallkörnern. Bei etwa 770° ist das Aufsaugen beendet, d. h. es sind alle ehemaligen Ferritkristalle in die umgewandelten Perlitkristalle aufgegangen, und wir haben reinen, antimagnetischen Austenit vor uns. Im Diagramm ist das der Schnittpunkt der senkrechten Ordinate des Stahles von 0,50 % C mit der schief abfallenden Linie $G-O-S$. Bei weiterer Temperatursteigerung schneidet diese Ordinate dann bei etwa 1380° die Soliduslinie, bei welcher der Stahl zu schmelzen beginnt, und erreicht weiter bei etwa 1490° die Liquiduslinie, an welcher der ganze Stahl geschmolzen ist.

Ganz ähnliche Vorgänge spielen sich bei den Stählen mit mehr als 0,90 % Kohlenstoff ab, d. h. bei den übereutektoiden Stählen: Bei 721° — dem Perlitpunkt — wandeln sich die einzelnen Perlitkristalle wieder jeder für sich in Austenitkristalle um, die dann mit steigender Temperatur das Karbidnetzwerk allmählich aufsaugen. (Bei den untereutektoiden Stählen waren es an Stelle des Karbidnetzes die reinen Ferritkristalle, die aufgesaugt wurden.) An der Linie $S-E$ ist dieses Aufsaugen beendet, und wir haben wieder die gleichmäßige feste Lösung — reinen, antimagnetischen Austenit — vor uns. Erreichen wir mit der weiter zunehmenden Temperatur die Soliduslinie, dann beginnen natürlich auch die übereutektoiden Stähle zu schmelzen, und bei den Temperaturen der Liquiduslinie sind die Stähle jeder Konzentration geschmolzen.

Die wichtigsten Linien im ganzen Zustandsschaubild sind für uns die Linien $G-O-S$ und $S-E$, oberhalb welcher sich die Stähle in fester Lösung, also im austenitischen Zustand befinden.

Betrachten wir nochmals unser Diagramm, so stellen wir fest, daß bei dem Punkte E , der bei einer Temperatur von etwa 1145° liegt, der Gehalt des Austenits an gelöstem Kohlenstoff am größten ist. Wenn wir von diesem Punkte E eine senkrechte Linie nach unten ziehen, dann können wir an der Grundlinie diesen Gehalt mit $1,70\%$ ablesen. Der Austenit kann demnach verschiedene Mengen von Kohlenstoff, allerhöchstens aber $1,70\%$ lösen.

Wie wir schon wissen, ist diese Konzentration von $1,70\%$ Kohlenstoff gleichzeitig jene, bei welcher das Karbidschalenwerk bei gewöhnlicher Temperatur die größte Schalendicke erreicht hat. Bei einem Gehalt von mehr als $1,70\%$ erscheint der überschüssige Kohlenstoff, wie erinnerlich, in Form größerer, harter Karbidkörner, die in das Gefüge hinein verstreut sind. Solche hochgekohlte Stähle nennt man *Ledeburitstähle*. Ledeburitische Stähle zeichnen sich durch ganz besondere Härte aus.

Den wichtigsten Teilausschnitt des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms — mit den Kohlenstoffgehalten von $0,0$ bis $1,70\%$ und bei Temperaturen bis über die Umwandlungslinien $G-O-S-E$ — sehen wir in Abb. 12 (s. Bildanhang) gefügemäßig dargestellt. Die Abbildung ist aus einzelnen Säulen zusammengesetzt, von denen jede das Gefüge des Stahles mit dem darunter angegebenen Kohlenstoffgehalt darstellt. Die verschiedenen Gefügeformen sind deutlich zu unterscheiden. Ganz links sehen wir die Säule, welche der Ordinate über dem Nullpunkt im Diagramm entspricht; es sind die Ferritkristalle des kohlenstofffreien Eisens, die sich bis 900° nicht ändern und bei dieser Temperatur in den schwarz gezeichneten Austenit umklappen. In der zweiten Säule mit $0,10\%$ Kohlenstoff finden sich im Gefüge schon einzelne kleinere Perlitkristalle — ihre Schraffierung stellt die bekannten Karbidplatten dar. Beim Perlitpunkt (721°) wandeln sich die Perlitkristalle — jeder für sich — in Austenitkristalle um, die bei fortschreitender Temperatursteigerung immer mehr die Ferritkristalle aufsaugen, bis wir beim Erreichen der Linie $G-O-S$ wieder den ganz gleichartigen, schwarz gezeichneten Austenit sehen. Je mehr wir nach rechts gehen, desto größer und zahlreicher werden die Perlitkristalle, die „in sich“ alle beim Perlitpunkt von 721° in Austenit aufgehen und in der Folge

die Ferritkristalle aufsaugen; desto weniger zahlreich werden aber auch die reinen Ferritkristalle, weshalb sie auch schneller und früher aufgesaugt sind — die A_3 -Linie sinkt, genau wie im Diagramm selbst auch. Bei der Säule mit 0,90% Kohlenstoff besteht das ganze Gefüge nur mehr aus Perlitkristallen — aufzusaugende Ferritkristalle sind nicht mehr vorhanden. Beim Perlitpunkt klappt daher das ganze Gefüge auf einmal um, so daß in dieser Säule der schwarz gezeichnete Austenit schon bei 721° voll erscheint. Noch weiter rechts treten neben den Perlitkristallen wieder weiß gezeichnete Anteile auf. Jetzt stellen aber diese weißen Teile nicht mehr Ferritkristalle dar, sondern sie bezeichnen das Schalenwerk des reinen Eisenkarbids Fe_3C . Der Vorgang beim Erwärmen ist auch hier der gleiche: Beim Perlitpunkt wandeln sich die einzelnen Perlitkristalle in schwarz gezeichnete Austenitkristalle um, die mehr und mehr jetzt das Karbid-schalenwerk aufsaugen, bis beim Erreichen der schief ansteigenden Linie $S-E$ wieder reiner Austenit vorliegt.

An dieser bildlichen Darstellung läßt sich gut erkennen, wie die schraffierten, von Karbidplatten durchzogenen Perlitkristalle bei allen Säulen, d. h. bei allen Kohlenstoffgehalten, nur bis zur gleichen Temperaturhöhe von 721° — bis zum Perlitpunkt — reichen. Dagegen sind die Begrenzungslinien des vollendeten Austenits — die Linien $G-O-S$ und $S-E$ — fallend und steigend, je nachdem ob mehr oder weniger Ferritkristalle bzw. Schalenzementit aufzusaugen sind. Mit anderen Worten: der A_1 -Punkt liegt immer bei 721° , der A_3 -Punkt dagegen — der wichtige Punkt der vollendeten Umwandlung, wo der reine gleichartige Austenit beginnt — ist in seiner Höhe vom Kohlenstoffgehalt abhängig. Dies muß bei der Wärmebehandlung berücksichtigt werden.

7. Die Wärmebehandlung (Nutzanwendung des Diagramms).

Im vorhergehenden Abschnitt haben wir eine Übersicht erhalten über jene Veränderungen des Gefüges der Kohlenstoffstähle¹, die bedingt sind durch — nicht zu schnelle, aber auch nicht zu langsame — Veränderungen der Temperatur. Durch besonders

¹ Als Kohlenstoffstähle bezeichnet man jene Stähle, die neben ihrem Gehalt an Kohlenstoff beabsichtigte Zusätze von weiteren Legierungselementen nicht aufweisen.

schnelles, aber auch durch ungewöhnlich langsames Ändern der Temperaturen können wir noch andere Zustände herbeiführen, die besondere Eigenschaften mit sich bringen. Wir nennen diese Beeinflussung der Zustandsausbildung, wodurch bestimmte Eigenschaften hervorgerufen werden sollen, die Wärmebehandlung des Stahles und teilen sie ein in Glühen, Härten und Vergüten.

A. Das Glühen der Stähle.

Durch das Glühen der Stähle kann man verschiedene Ziele erreichen. Wir unterscheiden:

- a) Weichglühen,
- b) Normalglühen (Normalisieren),
- c) Spannungsfreiglühen.

a) Weichglühen (auf körnigen Zementit glühen) Nach den früheren Ausführungen bestehen die Perlitkristalle aus weichem Eisen, das von harten Karbidplatten durchzogen ist. Bei den Stählen mit mehr als 0,90 % Kohlenstoff fanden wir die Perlitkristalle außerdem noch von Karbidschalen umschlossen, die sich zu einem harten und starren Schalenwerk verketteten. Es ist klar, daß eine solche Anordnung des Karbids jeder Kaltbearbeitung, insbesondere dem Hobeln, Drehen, Fräsen usw., einen erheblichen Widerstand entgegensetzt. Im Weichglühen haben wir nun ein Mittel, die Anordnung und Verteilung des Karbids (Zementits) günstiger zu gestalten.

Wenn wir den Stahl ungefähr in der Temperatur knapp unter A_1 (Perlitpunkt = 721°) glühen — man kann auch um diese Temperatur pendeln —, dann wird die geschilderte Anordnung zerstört, und das Karbid ballt sich zu kleinen Kügelchen zusammen, die jetzt untereinander keinen oder nur lockeren Zusammenhang mehr haben und einzeln in die Grundmasse des weichen Eisens eingebettet sind. Auf diese Weise wird nicht nur das Karbid der Perlitplatten, sondern auch das des Schalenwerks umgeformt, und die Bearbeitung ist jetzt ohne Schwierigkeiten möglich (Abb. 13, s. Bildanhang).

b) Normalglühen (Normalisieren). Wird ein Stahl zu lange und auf zu hohe Temperaturen (z. B. Weißglut) erhitzt, so wachsen die Kristalle derweise, daß sich mehrere kleine zu größeren Kristallkörnern vereinigen. Einen derartigen Stahl nennt man überhitzt. Grobkörniger Stahl härtet schlecht und reißt leicht.

Um überhitztem Stahl wieder sein normales, feineres Gefüge zu geben, wird er normalgeglüht (normalisiert). Das Normalglühen wird knapp oberhalb des Umwandlungspunktes A_3 vorgenommen, also über der Linie $G-O-S$ im Diagramm, d. h. im Gamma-Bereich. Bei dieser Art des Glühens wird eine zweimalige Umwandlung bewirkt: beim Erwärmen von der Alpha- in die Gamma-Phase und beim nachträglichen Abkühlen zurück von der Gamma- in die Alpha-Phase. Durch die zweimalige Umwandlung erfolgt eine vollkommene „Umkristallisation“, wir erhalten kleinere Kristalle, d. h. das angestrebte feinere Gefüge.

Der eigentliche Zweck des Normalglühens ist aber der, den Stahl, der vom Schmieden, Walzen oder Gießen her ein recht ungleichartiges Gefüge hat, zu „homogenisieren“, d. h. ihm ein gleichartiges Gefüge zu verleihen.

c) **Spannungsfreiglühen.** Im gewalzten oder geschmiedeten Stahl sind manchmal bedeutende Spannungen vorhanden, die auf ungleichmäßiges Abkühlen und andere Umstände zurückzuführen sind. Um diese Spannungen zu beseitigen, genügt ein Erwärmen auf etwa 500 bis 600° (dunkelbraune Glühfarbe) mit nachfolgender langsamer Abkühlung, was man „Spannungsfreiglühen“ nennt. Bei dieser Temperatur besitzt der Stahl nur mehr geringe Festigkeit, er ist weich und die inneren Spannungen können sich leicht ausgleichen. Es tritt hierbei jedoch noch nicht das beim „Weichglühen“ angestrebte kugelige Zusammenballen des Zementits auf.

B. Das Härten der Stähle.

Vom Abschnitt 3 her kennen wir den Begriff des Raumgitters: Die Atome, aus denen die Materie aufgebaut ist, kleben nicht aufeinander, sondern sind durch Zwischenräume voneinander getrennt. Die Zwischenräume werden nach allen Seiten durch große Anziehungskräfte aufrechterhalten, die wie Drahtseile wirken und strengste Ordnung erzwingen. Wird diese Ordnung durch irgendwelche Einflüsse von außen her gestört, dann suchen die „Drahtseile“ — die Anziehungskräfte — dies zu verhindern und die etwa aus der Reihe gedrängten Atome zurückzuzwingen. Es wird ein außerordentlich starkes Zerren und Ziehen hervorgerufen, d. h. es treten bedeutende Gitterspannungen auf und — unser Stahl ist damit gehärtet. (Härtung kann allerdings auch durch andere Vorgänge erfolgen, wie wir noch sehen werden.)

Gehärteter Stahl befindet sich somit in einem Zwangszustande, und gerade dieser ist es, der die Härte ausmacht. Wie entsteht aber dieser Zustand? Er kann absichtlich hervorgerufen werden durch geeignete Maßnahmen, die wir mit „Härten“ bezeichnen. Er kann aber auch als — oft unerwünschte — Begleiterscheinung bestimmter Bearbeitungsvorgänge auftreten.

Wir unterscheiden folgende Arten von Stahlhärtung:

a) **Umwandlungshärtung**: Mehr oder weniger schroffes Abschrecken des Stahles aus dem Gebiete der festen Lösung, d. h. über $G-O-S$.

b) **Kalthärtung**: Begleiterscheinung von Kaltwalzen, Ziehen, Kalthämmern u. dgl.

c) **Ausscheidungshärtung**.

a) **Die Umwandlungshärtung**. Im Gamma-Bereich (feste Lösung), also bei den Temperaturen über $G-O-S$, hat das Raumgitter des reinen Eisens die uns schon bekannte „flächenzentrierte“ Anordnung, bei welcher das „Zentrum“ des Würfelraumes frei von Eisenatomen ist. Bei Anwesenheit von Kohlenstoff ist dieser bei den hohen Temperaturen der festen Lösung in die Würfelräume hineingelöst. Der Kohlenstoff ist es also, der jetzt im Zentrum der Gitterwürfel sitzt. Nimmst die Temperatur langsam ab, dann wandelt sich das flächenzentrierte Gamma-Eisen in das raumzentrierte Alpha-Eisen um, d. h. es wandern Eisenatome in das Zentrum der einzelnen Würfel. Das dort sitzende Kohlenstoffatom muß den Platz räumen und setzt sich irgendwo an den Würfelgrenzen fest. Dieser Platzwechsel geht ohne Schwierigkeiten vor sich, wenn hierfür genügend Zeit zur Verfügung steht.

Wenn man aber den über A_3 erhitzten Stahl schroff abschreckt, etwa durch Eintauchen in kaltes Wasser, dann reicht die jetzt ganz wesentlich verkürzte Abkühlungszeit für die ordnungsmäßige Abwicklung des geschilderten Stellungswechsels nicht mehr aus. Wohl klappt das Gamma-Eisen in der gewohnten Weise in das Alpha-Eisen um, der behäbigere Kohlenstoff kommt aber nicht so schnell mit, und wenn die durch das Abschrecken rasch absinkende Temperatur bei etwa 250° angelangt ist, hört die Möglichkeit eines Stellungswechsels überhaupt auf. Das Kohlenstoffatom bleibt zwangsweise im Würfel eingeschlossen, obwohl dort für dasselbe doch eigentlich gar kein Platz mehr vorhanden ist, denn nach dem Umklappen sitzt ja bekanntlich ein Eisenatom im Zentrum des

Würfelraumes. Das raumzentrierte Eisenatom und das Kohlenstoffatom sind somit in dem engen Käfig des Würfelraumes zusammengepfercht; sie machen sich gegenseitig diesen Raum streitig und eines sucht das andere durch die Würfelwände hindurchzudrücken. Doch das Gitter hat sich bei der niedrigen Temperatur solide geschlossen, und die beiden Atome bleiben zusammengepreßt. Dieser Zwangszustand macht aber die Härte aus.

Um die geschilderte Wirkung zu erzielen, muß die Temperatur sehr rasch mit der sog. „kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit“ sinken, die mehrere hundert Grad je Sekunde beträgt.

Das so entstehende Gefüge wird *Martensit* genannt. Im Mikroskop betrachtet stellt es sich als ein nadeliges Gebilde dar, wie es die Abb. 14 (s. Bildanhang) zeigt. Ganz fein ausgebildeter *Martensit*, bei dem die Nadeln kaum zu erkennen sind, wird auch *Hardenit* genannt (Abb. 15, s. Bildanhang).

Ist die Abkühlungsgeschwindigkeit nicht ganz so schnell, so beginnt zwar die Ausscheidung des Kohlenstoffs in Form von Karbid, der Vorgang bleibt aber in den Anfängen stecken. Durch das Mikroskop gesehen zeigt ein derart behandelter Stahl sehr fein verteilten Plattenperlit, und wir nennen das Gefüge *Sorbit* (Abb. 16, s. Bildanhang).

Wird die Abkühlungsgeschwindigkeit etwas größer, ohne aber noch jene „kritische“ zu erreichen, dann erhalten wir das aus Abb. 17 (s. Bildanhang) ersichtliche Gefüge, das den Namen *Troostit* führt. Dieser Zustand weist bereits eine größere Härte auf als der sorbitische, ergibt aber noch nicht die Vollhärte des Martensits.

Der oben angegebene Temperaturpunkt von etwa 250° bei welchem das Kohlenstoffatom aus dem Gitter nicht mehr heraustreten kann, heißt der *Martensitpunkt*.

Wenn sich ein Stahl härten lassen soll, dann muß er einen gewissen Mindestgehalt an Kohlenstoff haben. Wir haben ja gesehen, daß die Härte nichts anderes ist als ein Zwangszustand, der durch das Zusammenpressen je eines Eisen- und Kohlenstoffatoms im engen Würfelraum entsteht. Als Grenze brauchbarer Umwandlungshärtbarkeit kann man etwa 0,40% Kohlenstoff annehmen.

In diesem Zusammenhange ist zu erwähnen, daß beim Walzen, Schmieden und Glühen meistens eine gewisse Entkohlung der Oberfläche des Stahles auftritt, die dann beim Härten unge-

nügende Härte annimmt, weil ja kohlenstoffarmer Stahl nicht oder wenig härtet. Es ist daher notwendig, die Stahlabmessungen für Werkzeuge etwas größer zu bestellen, damit ein Abarbeiten der Randzonen des Stahles möglich wird und dadurch die entkohlte Oberflächenschicht entfernt werden kann.

Aus welcher Temperatur wird nun gehärtet? Die Härtetemperatur richtet sich nach dem Kohlenstoffgehalt. Der Grund dafür ist leicht einzusehen: Das Härten erfolgt aus dem Gebiet der festen Lösung, die Temperatur darf jedoch nicht zu hoch über A_3 ansteigen, da sonst, wie wir wissen, der Stahl überhitzt wird. Richtig härtet man aus einer Temperatur etwa 40 bis 60° über dem A_3 -Punkt, d. h. über der Linie $G-O-S$. Da diese Linie mit steigendem Kohlenstoffgehalt (bis $0,90\%$ C) fällt, so fällt damit auch die Härtetemperatur.

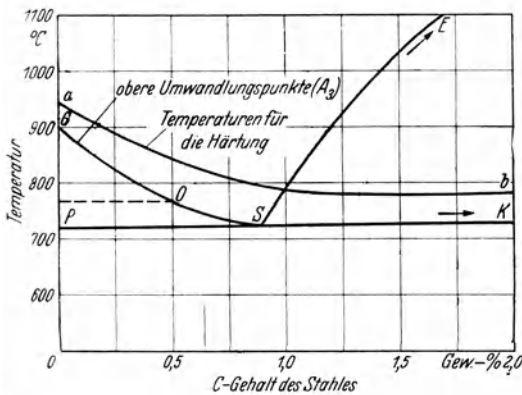


Abb. 18. Härtetemperaturen der Kohlenstoffstähle bei mittlerer Stückgröße,

bei den Stählen mit mehr als $0,90\%$ Kohlenstoff, steigt man jedoch nicht längs der Linie $S-E$ mit der Härtetemperatur wieder an. Das ist deshalb nicht notwendig, weil der überautektoiden Schalenzenit, der sich nach dem meist vorangegangenen Weichglühen in kugeligter Form befindet, schon an und für sich außer-

ordentlich hart ist. Die Härtetemperatur bleibt daher bei den überautektoiden Stählen in gleicher Höhe, $40-60^\circ$ über dem Perlitpunkt. Die eigentliche Härtung erstreckt sich bei diesen Stählen nur auf die Perlitkristalle, die harten Zementitkugeln liegen nach dem Härten eingebettet in die gehärtete Grundmasse. In Abb. 18 werden die Härtetemperaturen durch die Linie $a-b$ bezeichnet.

Das *Anlassen* der gehärteten Stähle. Erwärmt man gehärteten Stahl, so werden die Wirkungen des Härstens um so stärker rückgängig gemacht, je höher die Temperatur steigt. Dieses Erwärmen nennt man *Anlassen*. Während bis etwa 100°

nur Härtespannungen verringert werden, fällt darüber hinaus die Härte selbst ab und der Stahl wird zäher. Damit ist auch schon der Zweck des Anlassens gesagt: man läßt den Stahl an, um ihm Härtespannungen zu nehmen, die schon an sich zum Reißen des gehärteten Werkzeugs führen könnten, noch bevor es in Verwendung genommen wird; man läßt den Stahl aber auch deshalb an, weil er im vollharten Zustande für das Arbeiten meist zu spröde wäre.

Beim Erwärmen auf die Anlaßtemperaturen läuft der Stahl an, d. h. es erscheinen die sog. Anlaßfarben, denen bestimmte Temperaturen entsprechen. Man kann daher an der Anlaßfarbe sehen, welche ungefähre Temperatur der Stahl angenommen hat. Je höher die Anlaßtemperatur gewählt wird, desto mehr geht die Härte zurück, desto zäher wird der Stahl. Die anzuwendende Anlaßtemperatur richtet sich nach dem Verwendungszweck des betreffenden Werkzeuges.

Die Anlaßfarben sind:

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

Zu erklären sind die Anlaßfarben damit, daß die Oberfläche des Stahles bei der Anlaßwärme oxydiert. Je höher oder länger erwärmt wird, desto dicker wird die Oxydschicht und damit ändert sich die Farbe.

Es braucht wohl nicht besonders darauf aufmerksam gemacht zu werden, daß die Anlaßfarben selbstverständlich nicht das geringste mit den Glühfarben zu tun haben.

Abarten der Umwandlungshärtung.

a) Warmbadhärtung (Thermalhärtung, Stufenhärtung).

Eine Abart der Umwandlungshärtung ist die Warmbadhärtung. Sie wird wenig angewendet, obwohl sie gewisse, nicht zu unterschätzende Vorteile bietet. Das zu härtende Werkstück wird dabei in zwei Stufen abgeschreckt: zuerst in einem warmen Bad, dessen Temperatur über dem Martensitpunkt liegt, und nach Temperaturausgleich unmittelbar darauf in einem zweiten, kalten Bad. Beim Abschrecken im warmen Bad werden die Vorbedingungen für die Martensitbildung geschaffen, und beim nachfolgenden raschen Ab-

kühlen im kalten Bad tritt der Martensit selbst, der Träger der Härte, auf.

Bei höher legierten Stählen legt man die Stücke nach dem Herausnehmen aus dem warmen Bad zur gänzlichen Abkühlung an die Luft; das kalte Bad entfällt.

Als Ziel erreicht man bei dieser Härtemethode große Verzugs- und Spannungsfreiheit der gehärteten Teile.

β) Die Einsatzhärtung. Eine andere Abart der Umwandlungshärtung ist die Einsatzhärtung. Man verwendet dazu Stähle mit niedrigem Kohlenstoffgehalt ($C =$ etwa 0,15 bis 0,20 %), also Stähle, die wenig oder gar nicht härten, d. h. zäh bleiben, und führt in die Oberfläche Kohlenstoff ein. Zu diesem Zweck verpackt man die aus solchen kohlenstoffarmen Stählen angefertigten Teile zusammen mit kohlenstoffabgebenden Mitteln (sog. Zementationsmitteln), z. B. Lederkohle, Knochenkohle, Bariumkarbonat usw., in geeignete Kasten und erhitzt das Ganze auf hohe Temperaturen. Dabei vergast der Kohlenstoff der Zementationsmittel und dringt in die Oberfläche der verpackten Werkstücke ein. Je höher die Einsatztemperatur ist und je länger eingesetzt wird, desto dicker wird die aufgekohlte Randzone. Über eine Dicke von etwa 2 mm wird man jedoch zweckmäßigerweise nicht hinausgehen. Die Schnelligkeit der Aufkohlung wird dabei auch von der Art des Zementationsmittels abhängen. Die Dauer der Aufkohlung wird sich praktisch zwischen 4 bis 6 Stunden erstrecken. Stellen, die weich bleiben sollen, bedeckt man mit Lehm oder überzieht sie auf galvanischem Wege mit einer dünnen Kupferschicht. Der Kohlenstoff kann dann an diesen Stellen in die Oberfläche nicht eindringen.

Ist das Einsetzen beendet, dann bestehen die Stücke aus zweierlei Stahl: aus dem Kern von der ursprünglichen nichthärtenden, zähen Beschaffenheit und aus der aufgekohlten und damit werkzeugstahlähnlichen Randzone mit etwa 1 % Kohlenstoff und darüber. Härtet man jetzt, dann bleibt der nichthärtende Kern zäh, in der Randzone, d. h. an der Oberfläche, erhält man dagegen Glashärte.

Man wird daher die Einsatzhärtung immer dann anwenden wenn ein Werkstück eine harte, verschleißfeste Oberfläche und gleichzeitig einen zähen, gegen Stoß- und Biegebeanspruchung unempfindlichen Kern besitzen soll (z. B. Zahnräder, Wellen, Bolzen usw.).

Da man nach dem Einsetzen, wie ausgeführt, zweierlei Stahl vor sich hat, ergibt sich von selbst, daß auch eine zweifache Wärmebehandlung notwendig wird. Vom Eisen-Kohlenstoff-Diagramm her wissen wir ja, daß bei Stählen mit verschiedenem Kohlenstoffgehalt die Wärmebehandlung bei verschiedenen Temperaturen zu erfolgen hat.

Vor allem haben wir einmal zu berücksichtigen, daß nach dem durchgeführten Einsetzen die Werkstücke stark überhitzt sind, da sie ja längere Zeit einer hohen Temperatur ausgesetzt waren. Um das ursprüngliche feine Gefüge zurückzuerhalten, wird man die Teile aus einer Temperatur knapp oberhalb A_3 abschrecken. Aus dem Diagramm ersehen wir, daß diese Temperatur für einen Kohlenstoffgehalt von 0,15 bis 0,20 % etwa 930° beträgt (s. auch Abb. 18). Mit diesem Abschrecken erzielt man eine ähnliche kornverfeinernde Wirkung im Kern wie beim Normalglühen; gleichzeitig wird der Kern in bescheidenem Maße verfestigt, soweit dies bei dem geringen Kohlenstoffgehalt überhaupt möglich ist. Die gewünschte Zähigkeit bleibt dabei gewahrt. Die angegebene Temperatur von 930° ist aber für den aufgekohlten Rand mit etwa 1 % Kohlenstoff zu hoch und bewirkt in dieser Zone wieder eine Überhitzung. Aus dem Diagramm ergibt sich für einen Stahl mit 1 % Kohlenstoff eine Härtetemperatur von etwa 780° . Wir bringen daher unser Werkstück bei einem zweiten Erwärmen auf diese niedrigere Temperatur. Dabei erfolgt jetzt die Umkristallisation und Kornverfeinerung auch der aufgekohlten Randzone. Der Kern wird dadurch nicht mehr berührt, weil ja die höhere Temperatur von über 900° erforderlich wäre, um ihn zu beeinflussen. Nun härtet man in der üblichen Weise durch Abschrecken im Härtebad.

Um Kosten zu sparen, kann man weniger beanspruchte Teile sofort aus dem Einsatz härten. Dabei wird der Rand selbstverständlich auch hart, wenn auch überhitzt und grobkörnig. In manchen Fällen wird dies aber nicht viel ausmachen, wenn nur der Kern zäh und bruchsicher ist.

Das Aufkohlen der Randzone kann man auch durch flüssige oder durch gasförmige Zementationsmittel durchführen. Beim flüssigen Verfahren werden die Werkstücke in kohlenstoffabgebende Bäder von etwa 800 bis 900° auf eine Dauer von etwa 1 bis 2 Stunden getaucht und dann abgeschreckt (*Durferrit*-Verfahren). Beim Einsetzen in Gas werden die aufzukohlenden Teile in einer sich

langsam drehenden zylindrischen Retorte erhitzt, in welche das Kohlendgas (meist Leuchtgas oder Kohlenwasserstoff) unter höherem Druck eingepreßt wird.

γ) Die örtliche Oberflächenhärtung¹⁾.

Bei dieser Abart der Umwandlungshärtung wird das Werkstück, das gehärtet werden soll, nicht im Ofen als Ganzes erhitzt, sondern mit Brennern großer Flammenleistung (Leuchtgas-Sauerstoff- oder Azetylen-Sauerstoff-Brennern) oder durch elektrische Beheizung (Hochfrequenzerhitzung) nur an der Oberfläche auf Härtetemperatur gebracht und unmittelbar darauf abgeschreckt. Infolge des eintretenden Wärmestaus bleibt der Kern kalt. Das derweise behandelte Werkstück kann daher auch nur an der Oberfläche Härte annehmen; der Kern wird nicht beeinflußt und bleibt dadurch praktisch spannungs- und verzugsfrei. Das Verfahren eignet sich deshalb vor allem für Teile, die örtlich auf Verschleiß beansprucht werden und die bei den anderen Härtemethoden zu einem mehr oder weniger großen Verzug und zu Härteausschuß neigen. Neben einer guten Verschleißfestigkeit zeigen oberflächengehärtete Werkstücke sehr gute Dauerfestigkeit.

Im Gegensatz zu der im vorhergehenden Abschnitt beschriebenen Einsatzhärtung wird bei der Oberflächenhärtung die Oberfläche der Werkstücke nicht aufgekohlt. Man kann daher nur solche Stähle verwenden, die schon an sich härtbar sind, d. h. einen Kohlenstoffgehalt von wenigstens etwa 0,40 % haben.

In Anpassung an häufig wiederkehrende Werkstückformen sind die verschiedenartigsten Härtemaschinen entwickelt worden, so z. B. eine in Abb. 19 (s. Bildanhang) dargestellte automatisch arbeitende Zahnrad-Härtemaschine, bei der die einzelnen Zahnflanken nacheinander mit einer Azetylen-Sauerstoff-Flamme erhitzt und unmittelbar danach abgeschreckt werden.

Durch gleichzeitiges Härten beider Zahnflanken kann der Verzug ausgeschaltet werden.

Für das Härten von Lagerstellen an Kurbelwellen wurde das sog. Doppel-Duro-Verfahren entwickelt. Dabei wird die Welle vor einem feststehenden, schlitzförmigen Brenner in der Weise gedreht, daß die Brennerflamme die Lagerstelle in der ganzen Länge be-

¹ Vgl.: Aus Werkstattbücher Heft 89, H. W. Grönegress: Brennhärten, Berlin 1942.

streicht. Wenn die Zapfenoberfläche nach kurzer Zeit auf Härte-temperatur gebracht worden ist, schreckt man mittels Brause ab. Es gibt auch Härtemaschinen zum Härten von Wellen beliebiger Länge bis zu einem Durchmesser von 750 mm (Abb. 20, s. Bild-anhang). Es besteht jedenfalls eine hochentwickelte Sonderindustrie, die für alle Zwecke geeignete Brenner und Maschinen geschaffen hat, angefangen von der einfachsten Vorrichtung bis zur vollautomatischen Härteanlage.

Anmerkung: Eine weitere Oberflächenhärtung, die Nitrierhärtung wird in Abschnitt 22 besprochen.

b) Die Kalthärtung. Beim Warmwalzen und Warmschmieden werden die Eisenkristalle dauernd zertrümmert. Die Kristalltrümmer wachsen jedoch bei den hohen Arbeitstemperaturen sofort wieder zu normalen Kristallen aus. Bei kalter Verformung (Ziehen, Hämmern usw.) werden die Kristalle zwar ebenfalls zertrümmert oder sonst verformt, sie können aber bei gewöhnlicher Temperatur nicht nachwachsen. Damit ist eine Härteannahme verbunden, die unter Umständen ganz bedeutend sein kann.

Zu erklären ist das vielleicht am besten in folgender Weise: Als Härte bezeichnet man vor allem die Eigenschaft eines Stoffes, einem von außen eindringenden Gegenstand, etwa der Kugel der Brinell-pressen, einen bestimmten Widerstand entgegenzusetzen. Bei weichem Eisen ist dieser Widerstand nicht sehr groß, denn die Eisenkristalle lassen sich in gewissem Ausmaße auch im kalten Zustande verhältnismäßig leicht verschieben — sie gleiten etwas aneinander und die Brinellkugel drückt sich in den Eisenkörper ein. Sind die Kristalle durch Kalthärtung zertrümmert oder sonst stärker verformt, dann ist ein Verschieben schwieriger. Die vorher glatte Kristalloberfläche ist zackig und uneben geworden — die sog. Gleitflächen sind mehr oder weniger zerstört. Damit ist die Beweglichkeit der Kristalle geringer geworden und die Brinellkugel hat beim Eindringen einen größeren Widerstand zu überwinden, d. h. der Stahl ist jetzt härter. So wird es verständlich, daß Kalthärtung selbst bei kohlenstoffärmsten Stählen auftritt, bei denen eine Umwandlungshärtung nicht mehr möglich wäre.

Werden kalt verformte Stähle geglüht, so wird dadurch der geschilderte Ausnahmezustand aufgehoben, denn bei den hohen Glüh-temperaturen können die Kristalltrümmer wieder schnell und leicht zu vollen Kristallen auswachsen.

Man wird daher kalt verformte Stähle immer einer Glühung unterwerfen, wenn die Begleiterscheinung der Kaltverformung — die Härte — nicht erwünscht ist. So wird man z. B. beim Ziehen, das aus mehreren Arbeitsgängen besteht, Zwischenglühungen einschalten müssen, da der Stahl sonst so hart wird, daß das Fertigen unmöglich ist.

c) **Die Ausscheidungshärtung (Aushärtung).** Diese noch nicht lange bekannte Art von Härtung beruht im wesentlichen darauf, daß der Stahl im festen Zustand bei höheren Temperaturen ein größeres Lösungsvermögen für Legierungselemente hat als bei Raumtemperatur, und zwar auch schon innerhalb der gleichen Eisenphase, d. h. ohne Alpha-Gamma-Umwandlung.

Die gleiche Erscheinung kennt jedermann bei den flüssigen Lösungen. Eine Lösung, die von dem gelösten Stoff nichts mehr aufnehmen kann, heißt „gesättigt“. Wird die Temperatur der Lösung erhöht, dann steigt das Lösungsvermögen oft beträchtlich an. So enthält z. B. eine „heiß gesättigte“ Alaunlösung 24mal mehr Alaun als eine „kalt gesättigte“. Läßt man eine heiß gesättigte Lösung erkalten, so muß sich notwendigerweise der über den Sättigungsgrad des kalten Zustandes vorhandene Überschuß ausscheiden.

Genau so verhält es sich mit den „festen Lösungen“ des Stahles. Wenn man eine bei höheren Temperaturen — angenommen bei 500 bis 600° — mehr oder weniger gesättigte feste Lösung langsam abkühlen läßt, so scheiden sich die für den kalten Zustand überschüssigen Bestandteile fortschreitend aus. Schreckt man den Stahl aber aus den höheren Temperaturen ab, dann bleibt die Lösung in der gleichen Zusammensetzung vorerst noch bestehen. Allmählich scheiden sich aber dann doch — manchmal erst nach längerer Zeit — jene überschüssigen Teilchen aus, die auch bei langsamer Abkühlung nicht in Lösung gehalten werden können, und lagern sich zwischen die Kristalle ab. Dieses Auscheiden kann man beschleunigen, indem man den abgeschreckten Stahl wieder etwas erwärmt. Natürlich darf man dabei mit der Temperatur nicht so hoch gehen, daß das Lösungsvermögen des Stahles wieder stärker erhöht wird.

Das Auscheiden der gelösten Stoffe bringt eine Störung der Gleitfähigkeit der Kristalle mit sich und damit eine oft nicht unwesentliche Härteannahme des Stahles. Ein Beispiel aus dem täglichen Leben soll dies verständlich machen: Wenn ein Straßenbahnwagen bei glatten Schienen gleitet (rutscht) und nicht zum

Halten gebracht werden kann, dann gibt der Wagenführer Sand, der sich zwischen Schienen und Räder legt und eine stärkere Reibung hervorruft; nun kann der Wagen gebremst werden. Genau die gleiche Wirkung tritt im Gefüge des Stahles ein, wenn sich feine Teilchen zwischen die Kristalle ausscheiden, die vorher bei den höheren Temperaturen gelöst waren: Die blanken Gleitflächen werden rauh, die Kristalle bremsen sich gegenseitig ab und können der eindringenden Brinellkugel nicht mehr so leicht nachgeben — der Stahl ist härter geworden.

Nicht alle Legierungselemente sind für die Ausscheidungshärtung in gleicher Weise geeignet. Kohlenstoff wird z. B. deshalb weniger in Betracht kommen, weil das Eisen innerhalb der Alpha-Phase nur sehr geringe Lösungsfähigkeit für dieses Element hat. Weit besser eignen sich Kupfer, Titan, Wolfram, Molybdän, Beryllium.

Die Ausscheidungshärtung als bewußte Wärmebehandlung steckt noch in den Kinderschuhen. In der Zukunft dürfte ihr aber eine größere Bedeutung zukommen.

Eine Phasenumwandlung oder Martensitbildung tritt bei der Ausscheidungshärtung nicht auf.

C. Das Vergüten der Stähle.

Das Vergüten ist eine zusammengesetzte Wärmebehandlung. Es besteht in einem Härten mit darauffolgendem Anlassen auf höhere Temperaturen (etwa 400 bis 750 °), womit eine bedeutende Steigerung der Zähigkeit gegenüber dem vollgehärteten Zustand verbunden ist. Je höher die Anlaßtemperatur gewählt wird, desto mehr verliert der gehärtete Stahl an Festigkeit und um so mehr nimmt seine Zähigkeit zu. Man kann daher durch entsprechendes Anlassen alle Festigkeitsabstufungen vom vollgehärteten bis herab zum weichgeglühten Zustand erreichen.

Angewendet wird das Vergüten hauptsächlich bei den Baustählen, die ja neben genügender Festigkeit eine besondere Zähigkeit besitzen müssen, um der mannigfachen Beanspruchung im Maschinenbau (Zug, Druck, Stoß, Biegebeanspruchung usw.) zu genügen.

Vergleichen wir das „Vergüten“ mit dem bloßen „Anlassen“, das auf Seite 20 beschrieben wurde, so finden wir folgenden Unterschied:

Anlassen = das Erwärmen gehärteter Werkzeuge auf niedrigere Temperaturen, um ihnen die Härtespannungen sowie die Sprödigkeit der Vollhärte zu nehmen;

Vergüten = bei Baustählen das Härten mit darauf folgendem Erwärmen auf höhere Temperaturen, wobei die Zähigkeit wesentlich gesteigert wird.

Ein in neuerer Zeit öfter angewandtes Vergüteverfahren ist die *Zwischenstufenvergütung*. Man versteht darunter das Abkühlen von Härtetemperatur in einem Warmbad bis zum Umwandlungsablauf mit nachfolgendem Abkühlen in Luft oder Wasser. Das Anlassen unterbleibt. Die Temperatur des Warmbades muß so eingestellt sein, daß weder Perlit- noch Martensitbildung erfolgen kann. Es entsteht das sogenannte Zwischenstufengefüge, das ähnliche Eigenschaften aufweist wie das normale Vergütegefüge.

Die Vergütestähle werden von den Stahlwerken vielfach schon im vergüteten Zustand geliefert. In diesem Fall hat beim Verbraucher selbstverständlich jede Warmverarbeitung (Schmieden usw.) zu unterbleiben, weil dadurch die Wirkung des Vergütens aufgehoben würde.

8. Die Legierungen des Stahles.

A. Allgemeines.

Um dem Stahl bestimmte Eigenschaften zu geben, legiert man ihn mit verschiedenen Grundstoffen.

Das wichtigste Legierungselement, der Kohlenstoff, wurde in vorhergehenden Abschnitten bereits ausführlich besprochen. An dieser Stelle sei nur in Erinnerung gebracht, daß beim Übergang vom Alpha- in das Gamma-Gitter und vor allem beim umgekehrten Vorgang das langsamere Kohlenstoffatom eine gewisse Mindestzeit benötigt, um bei dem Stellungswechsel mitzukommen; es wird dabei auch durch die in entgegengesetzter Richtung wandernden Eisenatome behindert. Wir haben gesehen, daß dieser Umstand beim Härten derweise ausgenützt wird, daß man den Stahl aus dem Bereiche der „festen Lösung“ schroff abschreckt, so daß das Kohlenstoffatom nicht mehr rechtzeitig aus dem Gamma-Gitter herauskommt, sondern nach dem „Umklappen“ des Gitters im Alpha-Würfel eingeschlossen bleibt, wodurch ein Zwangszustand und damit die Härte eintritt (s. Abschnitt 7 B a). Die hierfür notwendige Schnelligkeit der Temperaturabnahme haben wir die „kritische Abkühlungsgeschwindigkeit“ genannt.

Legiert man den Stahl mit weiteren geeigneten Grundstoffen (= legierte Stähle im engeren Sinne), dann hat es das Kohlenstoff-

atom noch schwerer, an all diesen neuen Hindernissen, nämlich den ebenfalls über das ganze Raumgitter verstreuten Legierungsatomen, vorbeizukommen — es braucht jetzt noch mehr Zeit zu dem durch das Umklappen des Gitters bedingten Stellungswechsel. Es ist daher gar nicht mehr notwendig, so ganz schroff in Wasser abzuschrecken, um das Kohlenstoffatom im Gitter einzuschließen; es genügt ein milderes Abschrecken in Öl — die „kritische Abkühlungsgeschwindigkeit“ ist kleiner geworden. Bei hochlegierten Stählen ist nicht einmal mehr Öl nötig, das Abkühlen in bloßer Luft tut es auch.

Jetzt wird uns auch verständlich, warum die sog. Wasserhärter, d. h. die reinen Kohlenstoffstähle sowie niedriglegierte Stähle, nur bis zu einer begrenzten Tiefe einhärten, während die mittel- und hochlegierten Stähle durchhärten: Durch das Abschrecken wird die Oberfläche des Stahles rasch abgekühlt, im Kern des Stückes nimmt aber die Wirkung des Abschreckens ab, d. h. im Innern erkaltet der Stahl langsamer als an der Oberfläche. Da aber, wie wir gesehen haben, legierte Stähle eine geringere Abkühlungsgeschwindigkeit benötigen, wird auch das langsamere Abkühlen im Kern eines solchen Stahles für die Härtung noch ausreichen. Dagegen wird ein Kohlenstoffstahl nicht durchhärten, weil er eine hohe Abkühlungsgeschwindigkeit verlangt, die aber nur an der Oberfläche und bis zu einer begrenzten Tiefe gegeben ist, während die langsamere Abkühlung im Kern in diesem Fall für die Härtung nicht mehr genügt. Nur ganz dünne Teile aus Kohlenstoffstahl härten ebenfalls noch durch.

Man kann den Legierungsgehalt, wie gesagt, so weit steigern (nicht alle Elemente haben diese Wirkung), daß schon durch bloße Abkühlung an ruhiger Luft Härtung eintritt. Damit erhält man die sog. martensitischen Stähle. Bleibt die Gamma-Alpha-Umwandlung überhaupt aus, dann haben wir die austenitischen Stähle vor uns. Bei den martensitischen Stählen ist das Gitter so sehr mit den Atomen der Legierungselemente vollgepfropft, daß es zwar noch umklappt, daß aber dabei das Kohlenstoffatom unter keinen

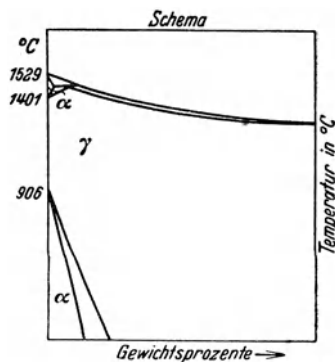


Abb. 21. Schema eines austenitischen Diagramms.

Umständen mehr aus dem Gitter heraustreten kann. Bei den austenitischen ist sogar das Umklappen selbst unmöglich geworden — der Zustand der unmagnetischen „festen Lösung“ bleibt jetzt auch bei gewöhnlicher Temperatur erhalten, d. h. die Umwandlungspunkte A_1 und A_3 im Diagramm entfallen, und das Gamma-Feld dehnt sich bis zur Grundlinie des Diagramms aus (Abb. 21).

Im Gegensatz hierzu wird durch andere Grundstoffe mit steigendem Gehalt die Temperatur der Alpha-Gamma-Umwandlung erhöht, gleichzeitig aber die Gamma-Delta-Umwandlung erniedrigt, so daß wir ein verengtes und abgeschnürtes Gamma-Feld erhalten. Dieses ist dann halbkreisförmig auf die äußerste linke Seite des neuen Zustandsschaubildes beschränkt (Abb. 22). Rechts davon geht der Delta-Zustand ohne Unterbrechung in den Alpha-Zustand über. Eigentlich kann von einem Übergang gar nicht gesprochen werden, denn aus Abschnitt 4 ist uns noch in Erinnerung, daß das Delta-Eisen das gleiche raumzentrierte Gitter hat wie das Alpha-Eisen. Wir sagen daher besser, daß solche in der Zusammensetzung rechts vom verengten Gamma-Feld gelegene Stähle, vom Schmelzpunkt angefangen bis herab zur Raumtemperatur, unverändert das raumzentrierte Gitter beibehalten und überhaupt keine Umwandlung erfahren. Damit ist aber auch jede Möglichkeit einer Wärmebehandlung genommen. Wir nennen solche Stähle *ferritisch*.

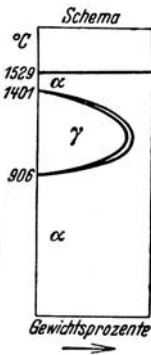


Abb. 22. Schema eines ferritischen Diagramms.

Aber nicht nur die Umwandlungspunkte werden durch Legierungszusatz gehoben oder gesenkt, es treten auch waagerechte Verschiebungen im Zustandsschaubild auf. So wird vor allem der Punkt S, der Standort des reinen Perlitgefüges, unter Umständen ganz wesentlich nach links zu geringeren Kohlenstoffgehalten gerückt. Während das Perlitgefüge des Kohlenstoffstahles erst bei 0,90 % Kohlenstoff vollständig durchgebildet (gesättigt) ist, hat z. B. der rostbeständige Chromstahl mit 13 % Chrom und nur 0,40 % Kohlenstoff bereits übereutektoides Gefüge mit dem bekannten Karbidschalenwerk. Das ist damit zu erklären, daß die Karbidplatten, von denen der Perlitkristall durchsetzt ist, bei Anwesenheit anderer Grundstoffe dünner sind als bei reinem Kohlenstoffstahl.

Auch der Punkt *E* im Diagramm wird durch Legierungszusatz nach links verschoben, so daß *Ledeburit*stähle (s. Abschnitt 6) schon bei geringeren Kohlenstoffgehalten möglich werden.

B. Einteilung der Grundstoffe nach ihren Wirkungen.

So verschieden sich die Legierungselemente in ihren Wirkungen auf die Eigenschaften der Stähle verhalten, so lassen sie sich doch nach bestimmten Gesichtspunkten in einige wenige Klassen aufteilen. Für unsere Zwecke genügt die Zweiteilung in Grundstoffe, die das Gamma-Gebiet in der schon beschriebenen Weise erweitern, und solche, die es verengen. Die folgende Gegenüberstellung gibt das zusammenfassend nochmals wieder:

a) **Grundstoffe, die das Gamma-Gebiet erweitern.** Abb. 21 zeigt schematisch den Einfluß der Elemente dieser Gruppe. An der Senkrechten links, der Ordinate des reinen Eisens, erscheinen die uns vom Eisen-Kohlenstoff-Diagramm her bekannten Haltepunkte: 1529° (Schmelzpunkt), 1401° (A_4), 900° (A_3). Je mehr der Legierungsgehalt nach rechts zunimmt, desto mehr senkt sich die Linie A_3 (Gamma-Alpha-Umwandlung); schon sehr bald reicht das Gamma-Feld herab bis zur Grundlinie (Raumtemperatur), d. h. wir haben die austenitischen Stähle vor uns.

Die wichtigsten Grundstoffe dieser Gruppe sind Mangan, Nickel, Kobalt, Stickstoff.

b) **Grundstoffe, die das Gamma-Gebiet verengen.** In diese Gruppe gehören vor allem die Elemente Aluminium, Silizium, Phosphor, Titan, Vanadin, Chrom, Molybdän, Tantal, Wolfram.

Aus dem Schema in Abb. 22 ist ihre Wirkung zu ersehen. An der Ordinate des reinen Eisens treten wieder die Haltepunkte 1529° , 1401° , 900° in Erscheinung. Je mehr aber jetzt nach rechts der Legierungsgehalt steigt, desto mehr nähern sich die beiden Umwandlungslinien A_3 und A_4 und vereinigen sich schließlich, so daß das Gamma-Feld halbkreisförmig abgeschlossen wird. Die höher legierten Stähle rechts vom Gamma-Feld sind ferritisch. Sie unterliegen vom Schmelzpunkt bis herab zur Lufttemperatur keiner Umwandlung.

C. Einteilung der Stähle nach ihrem Gefüge.

Nach dem Gefüge können wir die Stähle einteilen in perlitische, martensitische, austenitische, ferritische und ledeburitische.

Zu den perlitischen Stählen sind die Kohlenstoffstähle und die niedriglegierten Stähle zu rechnen. Perlitisch im eigentlichen Sinne sind nur jene Stähle, die mit Perlitkristallen gerade gesättigt sind, so daß neben den Perlitkristallen weder ein Karbidschalenwerk noch reine Eisenkristalle (Ferritkristalle) vorhanden sind. Als Beispiel kennen wir den reinen Kohlenstoffstahl mit 0,90 % Kohlenstoff. Treten neben den Perlitkristallen auch reine Eisenkristalle auf, dann spricht man von unterperlitischen, untereutektoiden oder auch ferritisch-perlitischen Stählen. Ist der Kohlenstoffgehalt höher, so daß das Karbidschalenwerk erscheint, dann haben wir die überperlitischen oder übereutektoiden Stähle vor uns. Es liegen also die gleichen Verhältnisse vor, die wir schon beim Eisen-Kohlenstoff-Diagramm besprochen haben, nur daß durch Legierungszusatz die Grenzen verschoben werden.

Die martensitischen Stähle weisen ohne Wärmebehandlung bei Lufttemperatur das Härtegefüge auf. Sie sind hart und spröde und lassen sich schwer bearbeiten. Sie haben daher auch kaum eine Verwendung gefunden.

Die austenitischen Stähle haben bei Raumtemperatur das einheitliche Gefüge der festen Lösung, das keinerlei Ausscheidungen aufweist. Sie besitzen nur niedrige Streckgrenze, Festigkeit und Härte, dafür aber hohe Dehnung, Zähigkeit und Einschnürung. Sie sind schwer bearbeitbar. Ferner sind sie unmagnetisch.

Je nach der Art ihrer Legierung werden die austenitischen Stähle verwendet:

- a) als Verschleißstähle (Mangan-Hartstahl),
- b) als antimagnetische Apparateile (z. B. Kompaßgehäuse),
- c) als rost- und säurebeständige Sonderstähle.

Darüber wird später noch gesprochen werden.

Die austenitischen Stähle lassen sich nicht härten, da ja die Gamma-Alpha-Umwandlung fehlt. Aus diesem Grunde hat auch ein Glühen keinen Zweck. Man schreckt sie aber ab, wodurch das Austenitgefüge schön ausgebildet wird (Erhitzen auf etwa 1000° mit nachfolgendem Abschrecken in Wasser).

Werden die austenitischen Stähle kalt verformt, dann fällt mehr oder weniger Martensit aus, womit eine gewisse Härteannahme und Magnetisierbarkeit verbunden ist.

Die ferritischen Stähle. Aus Abb. 22 haben wir ersehen, daß einige Stähle, bei denen ein gewisser Gehalt an bestimmten

Legierungselementen überschritten wird, vom Schmelzpunkt bis zur Raumtemperatur herab keinerlei Umwandlung erleiden, d. h. sie behalten über diesen ganzen Temperaturbereich das raumzentrierte Gitter bei. Wir nennen sie ferritische Stähle. Sie lassen sich weder härten, noch kann man sie durch Glühen beeinflussen. Sind ferritische Stähle durch längeres Halten auf hohen Temperaturen grobkörnig geworden, dann können sie also nur mehr durch Warmverformung (Schmieden usw.) auf feines Korn gebracht werden. Dabei werden die Kristalle, wie aus Abschnitt 7 B c her bekannt ist, zertrümmert, und die Trümmer wachsen bei der hohen Schmiedetemperatur sofort wieder zu ganzen Kristallen normaler Größe aus. Diese einzige mögliche Art der Kornverfeinerung bei den ferritischen Stählen kann aber nur selten angewandt werden; für fertige Teile kommt sie natürlich nicht in Frage.

Zur Kornvergrößerung neigen vor allem die ferritischen Chromstähle.

Steigt der Kohlenstoffgehalt über den Punkt *E* im Diagramm nach rechts weiter an, dann erscheinen als neuer Gefügebestandteil grobe Karbidkörner, die in die Grundmasse eingebettet sind und dem Stahl eine ganz besondere Härte verleihen. Solche Stähle nennen wir *Ledeburitsstähle*. Je mehr der Kohlenstoffgehalt zunimmt, um so größer wird die Menge der Karbidkörner und um so widerstandsfester wird der Stahl gegen Abnutzung. Ledeburitsstähle werden verwendet für Zieheisen, für Schnitt- und Pressenteile, als Riffel- und Schnellarbeitsstähle, kurz für Werkzeuge, bei denen es auf besonders hohe Härte ankommt.

Die Ledeburitsstähle lassen sich schwer schmieden.

9. Kohlenstoffstähle.

Die praktisch in Verwendung stehenden Kohlenstoffstähle haben Kohlenstoffgehalte von etwa 0,10 bis 1,50 %. Unter 0,50 % C gebraucht man sie als Baustähle, darüber als Werkzeugstähle.

a) **Werkzeugstähle.** Diese werden in 4 bis 6 Härteabstufungen hergestellt. Üblich und durchaus auskömmlich sind die vier Härtegrade.

„weich“	C = etwa 0,70 %,
„zäh“	C = „ 0,80 bis 0,90 %,
„zähhart“ und „mittelhart“	C = „ 0,95 bis 1,20 %,
„hart“	C = „ 1,25 bis 1,35 %.

Zahlentafel 1.

Einsatzstähle

Deutsche Normen
DIN 1666

Dieses Blatt ist im Kurzverfahren aufgestellt worden; es ist wie eine DIN-Norm anzuwenden.

Allgemeines

Die Norm gilt für geschmiedeten oder zum Schmieden vorgewalzten oder fertiggewalzten Stahl. Die Güterwerte gelten nicht für Werkstoffe, die durch Walzen, Ziehen, Pressen, Schlagen u. dgl. kalt verformt wurden.

Gewalzt wird dieser Werkstoff in Rund-, Vierkant-, Sechskant- und Flachquerschnitten sowie in Blechen und Bändern geliefert. Für fertiggewal. ten Stahl gelten die Maßabweichungen, Prüfungs- und Abnahmevorschriften nach DIN 1612, 1013 bis 1017 und DIN 1541 bis 1543; für vorgewalzten Stahl sind die zulässigen Abweichungen von Fall zu Fall zu vereinbaren.

Das Herstellverfahren bleibt dem Lieferer überlassen, sofern keine Sondervereinbarungen zwischen Besteller und Lieferer getroffen werden; im allgemeinen kommt Siemens-Martin-Güte in Betracht.

In Sonderfällen ist der Verwendungszweck des Stahles anzugeben.

Der Wärmebehandlungszustand, in dem der Stahl geliefert werden soll, ist vom Besteller stets anzugeben. Über andere als in dieser Norm angegebene Behandlungsarten, deren Bestellung möglichst vermieden werden sollte, sind Sondervereinbarungen zu treffen.

Der Gewichtsrechnung ist eine Wichte von $7,85 \text{ kg/dm}^3$ zugrunde zu legen.

Chemische Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften

Die folgenden Festigkeitswerte gelten für die Prüfung der Kernzone eines Rundstahles von etwa 50 mm Durchmesser in Faserrichtung, und zwar im nichtaufgekohlten Zustand.

Bei geringen Abweichungen von der angegebenen chemischen Zusammensetzung sind die dem Verwendungszustand E entsprechenden Festigkeitseigenschaften für die Abnahme maßgebend.

Markenbezeichnung	Chemische Zusammensetzung						Festigkeitseigenschaften			
	C %	Si %	Mn %	P und S höchstens %	Cr %	G im gegühten Zustand Brinellhärte HB 30 kg/mm ² höchstens	B nach Behandlung auf grün- stiftiges Verhalten bei der Zer- spannung Brinellhärte HB 30 kg/mm ²	E nach Abschreckhärtung ¹⁾ im Kern Streck- grenze Zugfestig- keit ²⁾ σ_s kg/mm ² min- destens	Bruch- dehnung δ_5 %	min- destens
C 15	0,11 bis 0,18	0,15 bis 0,4	0,2 bis 0,4	P 0,05 S 0,05	—	140	—	50 bis 65	30	14
C 22	0,19 bis 0,25	0,15 bis 0,4	0,2 bis 0,4	(P+S) 0,09	—	155	—	60 bis 80	36	12
15 Cr 3	0,12 bis 0,18	höchst. 0,4	0,4 bis 0,6	0,3 bis 0,8	—	187	143 bis 187	60 bis 85	40	12
16 MnCr 5	0,14 bis 0,19	höchst. 0,4	1,0 bis 1,3	P 0,04 S 0,04	0,8 bis 1,1	207	170 bis 207	80 bis 110	60	10
20 MnCr 5	0,17 bis 0,22	höchst. 0,4	1,1 bis 1,4	(P+S) 0,07	1,0 bis 1,3	217	179 bis 217	100 bis 130	70	8
22 MnCr 6	0,20 bis 0,25	höchst. 0,4	1,3 bis 1,6	—	1,2 bis 1,5	217	179 bis 217	15 bis 150	80	6

1) Nach den in Spalte e der Zahlentafel „Temperaturen für Schmieden und Wärmebehandlung“ angegebenen Bedingungen.

2) Die Zugfestigkeit läßt sich angenähert aus der Brinellhärte durch Multiplikation mit 0,35 errechnen. Maßgebend ist aber der Zugversuch.

Markenbezeichnung	Zugfestigkeit in kg/mm ² bei Proben von		
	10 mm Dicke	30 mm Dicke	60 mm Dicke
C 15	60 bis 80	50 bis 65	45 bis 60
C 22	70 bis 90	60 bis 80	50 bis 70
15 Cr 3	70 bis 100	60 bis 85	50 bis 75
16 MnCr 5	95 bis 125	80 bis 110	65 bis 95
20 MnCr 5	110 bis 145	100 bis 130	85 bis 120
22 MnCr 6	—	115 bis 150	105 bis 140

Ungefäher Streubereich der Zugfestigkeit im Kern nach Abschreckhärtung (ermittelt an Blindhärteproben) in Abhängigkeit vom Stückquerschnitt

Maßgebend ist die jeweils neueste Ausgabe des Normblattes im Normformat A 4, das bei der Beuth-Vertrieb G. m. b. H., Berlin W 35, erhältlich ist.

Während der Kohlenstoffgehalt nur auf die Härte des Stahles Einfluß hat, ist für die Güte der Reinheitsgrad ausschlaggebend. Als Verunreinigungen, die teils durch den Herstellungsprozeß bedingt, teils aber schon in den Rohstoffen enthalten sind, kommen in Frage: Silizium, Mangan, Schwefel, Phosphor (Si, Mn, S, P). Die Edelstahlwerke liefern daher in den obengenannten Härtegraden bis zu drei Güteklassen von Kohlenstoffstählen: eine gute Primaqualität, eine besonders reine Extraqualität und eine entsprechend geminderte dritte Qualität. Die beiden ersten Sorten werden meistens im Elektroofen erschmolzen, die dritte im Siemens-Martin-Ofen. Die in der Thomasbirne erzeugten Stähle kommen als hochwertige Werkzeugstähle nicht in Betracht.

Als Anhalt für die Verwendung der im Elektroofen erzeugten Werkzeugstähle diene die nachfolgende Übersicht, die natürlich nicht Anspruch auf Vollständigkeit machen kann:

Härtegrad „hart“ für Werkzeuge hoher Härte- und Schnittfähigkeit: Rasiermesser, Dreh-, Hobel- und Stoßmesser (bei geringer Schnittgeschwindigkeit und Werkzeugkühlung), Fräser, Mühlspicken, Ziehmatrizen usw.

Härtegrad „mittelhart“ für Werkzeuge mit höherer Härte und Zähigkeit: Fräser, Gewindebohrer, Stempel, Matrizen, Schnitte und Stanzen, Zirkularmesser, Scherenmesser, Markierstempel, Abkratwerkzeuge usw.

Härtegrad „zäh“ für Werkzeuge mit guter Härte und besonderer Zähigkeit: Meißel, Lochstempel, Dorne und Einsätze, zähe Gewindebohrer, Steinbohrer usw.

Härtegrad „weich“ für Werkzeuge mit genügender Härte und außerordentlicher Zähigkeit: Gesenke, Schrotmeißel, Hämmer, Hammerkerne usw.

b) Die Baustähle werden verwendet: als Vergütungsstähle mit etwa 0,25 bis 0,60 % C, als Einsatzstähle mit etwa 0,10 bis 0,20 % C.

Für die billigeren Siemens-Martin-Stähle hat der Normenausschuß eine allgemeingültige Normung durchgeführt, die aus Zahlentafel 1 und 2 ersichtlich ist (Stahlmarken C 15 bis C 60).

10. Manganstähle.

Mangan (Mn) findet sich in jedem Stahl. Es ist ein vorzügliches Desoxydationsmittel und bei der Stahlerzeugung unentbehrlich. Die Grenze, unterhalb welcher man einen Stahl noch nicht als mangan-

legiert ansprechen kann, ist mit etwa 0,8 % Mn anzunehmen. (Bei den unlegierten Elektrostählen wird der Mangangehalt 0,45 % nicht übersteigen.)

Mangan erweitert das Gamma-Feld und macht den Stahl bei höheren Gehalten austenitisch.

Mangan bewirkt eine Vergrößerung des Kornes. Manganstähle sind empfindlich in der Wärmebehandlung, vor allem beim Schmieden und Härten.

Durch Mangan wird die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit wesentlich verringert, weshalb schon verhältnismäßig niedriglegierte Manganstähle durchhärten.

Die Manganstähle werden eingeteilt in perlitische, martensitische und austenitische. Abb. 23 bringt die Einteilung nach Guillet, die aber nur einen grundsätzlichen und ungefähren Wert hat. Mit den tatsächlichen Verhältnissen deckt sie sich nicht ganz. Auch gilt die Einteilung nur für Luftabkühlung — durch Abschrecken werden Stähle austenitisch, die nach Guillet martensitisch sind.

Für eine Verwendung eignen sich nur die perlitischen und die austenitischen Manganstähle. Die martensitische Gruppe scheidet wegen der schwierigen Bearbeitbarkeit aus. Die Legierungsgehalte der gebräuchlichen Stähle sind:

a) Perlitische Stähle: C = etwa 0,25 bis 1,0 %, Mn = etwa 0,80 bis 2,0 %.

b) Austenitische Stähle: C = etwa 0,90 bis 1,3 %, Mn = etwa 10 bis 14 %.

Die perlitischen Stähle werden wegen ihrer guten Vergütbarkeit vor allem als Baustähle (vgl. vor allem DIN 1666 und DIN 1667 — Zahlentafel 1 und 2) und Federstähle (DIN 1669 — Zahlentafel 3) verwendet, aber auch als Werkzeugstähle für Warmgesenke, Schmiedewerkzeuge u. dgl. und bei höherem Kohlenstoffgehalt (bis etwa 1 %) für Schnitte, Schneideisen, Gewindebohrer usw.

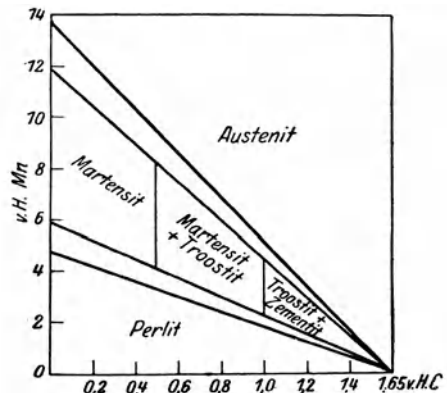


Abb. 23. Einteilung der Manganstähle.
Nach Guillet.

Der austenitische Manganstahl mit 12 bis 13 % Mangan ist ein vorzüglicher Verschleißstahl. Seinen Namen „Mangan-Hartstahl“ führt er jedoch zu Unrecht, denn er ist weder besonders hart, noch läßt er sich härten. Im Gegenteil wird er durch Abschrecken sogar weicher und zäher. Im rohen Zustande besitzt er nämlich teilweise martensitisches oder troostitisches Gefüge, durch das Abschrecken aus 1000° erhält er aber reines und dauerhaftes austenitisches Gefüge. Nach dieser einfachen Wärmebehandlung hat der hochprozentige Manganstahl eine Festigkeit von etwa 100 kg/mm^2 und eine Dehnung von über 40 %, dagegen eine ganz unverhältnismäßig niedrige Streckgrenze. Auch die Brinellhärte ist im Verhältnis zur Zerreißfestigkeit als sehr niedrig anzusprechen. Während sie bei den perlitisch-martensitischen Stählen ungefähr dreimal so hoch ist wie die Zerreißfestigkeit, ist bei den austenitischen Stählen und insbesondere beim Mangan-Hartstahl das Verhältnis ganz anders und eine Umrechnungsmöglichkeit nicht mehr gegeben. Daher ist in diesem Falle auch die Prüfung mit der Brinellpresse nicht geeignet.

Erwärmt man abgeschreckten und dadurch rein austenitisch gewordenen Mangan-Hartstahl auf 500 bis 600° , dann tritt teilweise wieder Martensit auf — der Stahl wird härter und auch magnetisch.

In noch weit größerem Ausmaße verfestigt sich Mangan-Hartstahl bei Kaltbearbeitung; die außerordentliche Verfestigungsfähigkeit dieses Stahles ist geradezu als die Ursache seines hohen Verschleißwiderstandes anzusprechen. Wir kennen die Kalthärtung schon vom Abschnitt 7 B c her. Sie tritt auf, wenn Stahl — im besonderen Mangan-Hartstahl — in kaltem Zustande gezogen, gehämmert oder einer ähnlichen Bearbeitung unterworfen wird, und zwar nur an der Oberfläche der kalt bearbeiteten Stelle. So wird, um nur ein Beispiel herauszugreifen, bei einem Schläger aus Mangan-Hartstahl, wie solche in den bekannten Schlägermühlen zum Zerkleinern von Gestein u. dgl. verwendet werden, nur die sog. Schlagbahn, mit welcher die eigentliche Schlagarbeit geleistet wird, durch den Gebrauch verfestigt, während der ganze übrige Schläger zäh und damit bruch sicher bleibt. Gerade die Schlagbahn ist es aber, wo der Verschleiß auftritt. Der Schläger schafft sich also bei der Arbeit selbst, und zwar gerade an der richtigen Stelle, die notwendige große Verschleißhärte. Natürlich wird durch die weitere Arbeit auch die so verfestigte Schlagbahn angegriffen und, wenn auch langsamer, abgenützt. Im gleichen Maße aber, in dem der Verschleiß fortschreitet, geht auch die Ober-

flächenverfestigung mit. Nach Vorgesagtem wird Mangan-Hartstahl nur dann als Verschleißstahl restlos entsprechen, wenn die Vorbedingungen für Kalthärtung gegeben sind. Bei rein schmirgelnder Beanspruchung — etwa als Werkstoff für die Düsen von Sandstrahlgebläsen — ist Mangan-Hartstahl ungeeignet. Dagegen bewährt er sich für Baggerbolzen, Baggerbüchsen, Brechbacken, Schwalbungen (Brikettformpressen), Schienen, Kreuzungen, Weichen u. dgl. ausgezeichnet.

Ein Stahl, der gegen Abnutzung widerstandsfest ist, wird selbstverständlich auch jeder Bearbeitung großen Widerstand entgegenzusetzen. Mangan-Hartstahl läßt sich nur durch Schleifen oder mittels Karbidschneidmetallen bearbeiten. Bleche können mit Herzbohrern aus gutem Schnellstahl noch gebohrt werden.

11. Nickelstähle.

Das Legierungselement Nickel (Ni) setzt die Umwandlungspunkte A_1 und A_3 wesentlich herab und erweitert somit das Gamma-Feld im Diagramm. Der Einfluß des Nickels erstreckt sich hauptsächlich auf die

Grundmasse des Stahles. Auf das Korn übt Nickel eine verfeinernde Wirkung aus, womit eine größere Zähigkeit bei gleicher Festigkeit verbunden ist. Die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit wird durch Nickel stark erniedrigt. Nickelstähle härten daher tiefer ein oder überhaupt durch und sind aus diesem Grunde gute Vergütungsstähle.

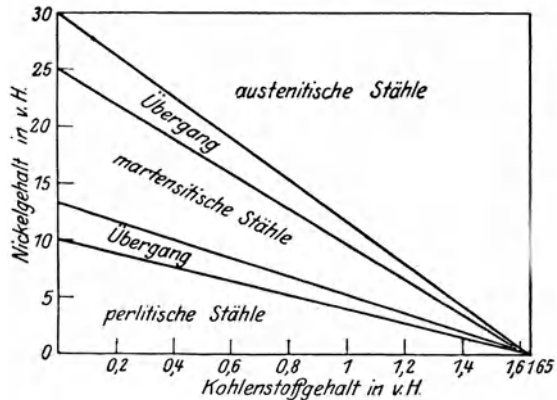


Abb. 24. Einteilung der Nickelstähle. Nach Guillet.

Ebenso wie die Manganstähle teilt man auch die Nickelstähle nach ihrem Kohlenstoffgehalt in perlitische, martensitische und austenitische ein (Abb. 24).

Die perlitischen Stähle wurden vor allem als Baustähle verwendet, und zwar mit Nickelgehalten von etwa 1,5, 3 und 5%. Mit Kohlen-

stoffgehalten unter 0,10 % werden sie im Einsatz gehärtet, für die Vergütbarkeit sind mindestens 0,25 bis 0,45 % Kohlenstoff erforderlich.

Als Folge der starken Verknappung an Nickel ist eine Verwendung nickellegierter Einsatz- und Vergütungsstähle heute nicht mehr möglich. Sie wurden ersetzt durch Chrom- und Mangan-Stähle.

Als Werkzeugstähle haben reine Nickelstähle kaum Anwendung gefunden.

Die austenitischen Nickelstähle sind Sondergebieten vorbehalten. Einer Wärmebehandlung werden sie nicht unterzogen. Der 25 proz. Nickelstahl dient als unmagnetischer Baustoff, z. B. für Gehäuse von Kompassen, für Kappenringe usw. Der 36 proz. Nickelstahl, auch Invarstahl (invariabilis = unveränderlich) benannt, zeichnet sich durch geringste Längenausdehnung bei Temperaturveränderungen unter 100° aus. Er eignet sich daher besonders für Meßbänder, Normalmaße, Uhrenpendel u. ä.

Noch höher-prozentige Nickelstähle haben auch als Widerstandsdrähte größere Bedeutung gefunden.

Wegen der ähnlichen Wirkung von Nickel und Mangan hat man Nickelstählen auch Mangan zugesetzt und dadurch manche Prozente des uns weniger zugänglichen Nickels gespart.

12. Chromstähle.

Das Chrom (Cr) gehört zur Gruppe jener Grundstoffe, die das Gamma-Gebiet verengen und abschnüren. Abb. 25 stellt das Eisen-Chrom-Diagramm dar, das dem Schema in Abb. 22 sehr ähnelt. Wie man sieht, erstreckt sich das Gamma-Gebiet nur bis zu einem Chromgehalt von etwa 13 %. Bei dieser Konzentration vereinigen sich die Umwandlungslinien A_4 und A_3 und schließen das Gamma-Feld nach rechts ab. Darüber hinaus, d. h. bei Chromgehalten über 13 %, gibt es keine Umwandlung mehr und vom Schmelzpunkt bis zur Lufttemperatur herab erscheint nur der Ferritkristall.

Bei den Chromstählen finden wir folgende Gruppen:

- a) perlitisch-martensitische Gruppe,
- b) ferritische Gruppe (ohne Umwandlung),
- c) halferritische Gruppe, bei welcher das Gefüge nur teilweise eine Umwandlung erfährt.

Die erstgenannte perlitisch-martensitische Gruppe läßt sich nach dem Kohlenstoffgehalt unterteilen in:

- a) untereutektoide (unterperlitische) Stähle,
- b) übereutektoide (überperlitische) Stähle und
- c) ledeburitische Stähle.

Abb. 26 zeigt die Lage der drei Gruppen in Hinsicht auf die Zusammensetzung. Die linke der beiden schief ansteigenden Grenzlinien gibt den Ort des Punktes *S* für die verschiedenen Chromgehalte an. Wir sehen, daß dieser Perlitpunkt mit steigendem Chromgehalt stark nach links gerückt wird. Danach ist ein Stahl mit 0,20 % Kohlenstoff und 12 % Chrom schon überperlitisch. Auch der Punkt *E* wird mit steigendem Chromgehalt wesentlich nach links zu niedrigeren Kohlenstoffgehalten abgerückt, wie die rechte der beiden Grenzlinien zeigt, so daß ein Stahl mit 12 % Chrom schon bei einem Kohlenstoffgehalt von nur 0,80 % ledeburitisch ist.

Chrom wirkt stark karbidbildend. Daher wird durch Chrom die

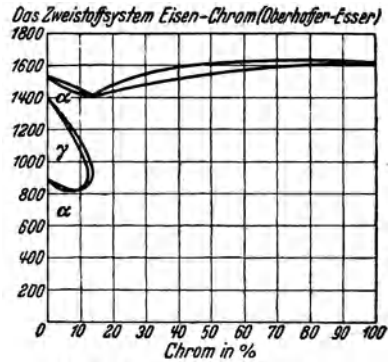


Abb. 25. Eisen-Chrom-Diagramm.

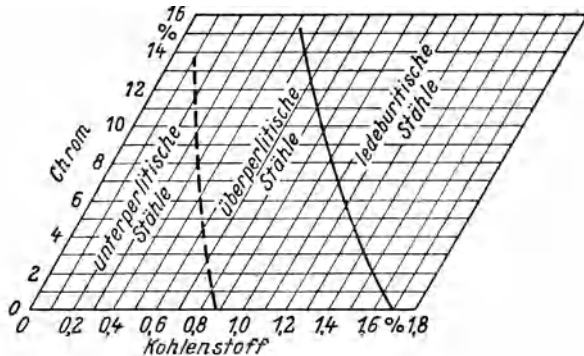


Abb. 26. Einteilung der Chromstähle nach der Löslichkeitslinie des Kohlenstoffs.

Festigkeit und Härte sowie die Streckgrenze bedeutend erhöht, womit natürlich auch hohe Verschleißfestigkeit und Schneidkraft verbunden ist.

Vergütungsstähle

Dieses Blatt ist im Kurzverfahren aufgestellt worden; es ist wie eine DIN-Norm anzuwenden.

Allgemeines

Die Norm gilt für geschmiedeten oder zum Schmieden vorgewalzten oder fertiggewalzten Stahl. Die Gütewerte gelten nicht für Werkstoffe, die durch Walzen, Ziehen, Pressen, Schlagen u. dgl. kalt verformt wurden. Gewalzt wird dieser Werkstoff in Rund-, Vierkant- und Flachquerschnitten sowie in Blechen und Bändern geliefert. Für fertiggewalzten Stahl gelten die Maßabweichungen, Prüfungs- und Abnahmevorschriften nach DIN 1612, 1013 bis 1017 und DIN 1541 bis 1543; für vorgewalzten Stahl sind die zulässigen Abweichungen von Fall zu Fall zu vereinbaren.

Das Herstellverfahren bleibt dem Lieferer überlassen, sofern keine Sondervereinbarungen zwischen Besteller und Lieferer getroffen werden; im allgemeinen kommt Siemens-Martin-Güte in Betracht.

In Sonderfällen ist der Verwendungszweck des Stahles anzugeben.

Der Wärmebehandlungszustand, in dem der Stahl geliefert werden soll, ist vom Besteller stets anzugeben. Über andere als in dieser Norm angegebene Behandlungsarten, deren Bestellung möglichst vermieden werden sollte, sind Sondervereinbarungen zu treffen.

Der Gewichtsberchnung ist eine Wichte von 7,85 kg/dm³ zugrunde zu legen.

Chemische Zusammensetzung

Markenbezeichnung	C %	Si %	Mn %	P und S höchstens %	Cr %	V %
C 22	0,19 bis 0,25	0,15 bis 1,4	0,2 bis 0,4	—	—	—
C 35	0,32 bis 0,40	0,3 bis 0,5	0,4 bis 0,6	P 0,05 S 0,05 (P+S) 0,09	—	—
C 45	0,42 bis 0,50	0,3 bis 0,5	0,45 bis 0,65	—	—	—
C 60	0,57 bis 0,65	0,3 bis 0,5	0,5 bis 0,7	—	—	—
40 Mn 3	—	0,36 bis 0,44	0,3 bis 0,5	0,7 bis 1,0	—	—
32 Mn 5	VM 125	höchst. 0,4	1,2 bis 1,5	—	—	—
37 MnSi 5 ¹⁾	VMS 135	0,33 bis 0,41	1,1 bis 1,4	P 0,04 S 0,04 (P+S) 0,07	—	—
42 MnV 7	—	0,38 bis 0,45	höchst. 0,4	—	—	0,10 bis 0,18
50 CrV 4	VCV 150	0,47 bis 0,55	höchst. 0,4	0,9 bis 1,2	0,9 bis 1,2	0,10 bis 0,18
58 CrV 4	—	0,55 bis 0,62	höchst. 0,4	0,9 bis 1,2	0,9 bis 1,2	0,10 bis 0,18

¹⁾ Für ölgehärtete Getrieberäder wird der Stahl mit 0,38 bis 0,45% C unter der Bezeichnung 42 MnSi 5 geliefert.

Bei geringen Abweichungen von der angegebenen chemischen Zusammensetzung sind die dem Verwendungszustand entsprechenden Festigkeitseigenschaften für die Abnahme maßgebend.

Festigkeitseigenschaften

Die folgenden Festigkeitswerte gelten für die Prüfung von Rundstahl in Faserrichtung, wobei die Probenachse bei Abmessungen bis 40 mm Durchmesser in der Längsachse des Rundstahls und bei Abmessungen über 40 mm Durchmesser ein Sechstel der Rundstahlstärke unter der Oberfläche oder so nahe als möglich an dieser Stelle liegen soll. Die für Abmessungen bis 16 mm Durchmesser angegebenen Festigkeitswerte des vergüteten Zustandes gelten nur für die Vergütung von Fertigteilen. — Einen Anhalt über den Einfluß der Anlaßtemperatur auf die Festigkeitseigenschaften der Stähle geben die Bilder.

Markenbezeichnung	G im gegüteten Zustand Brinellhärte HB 30 kg/mm ² höchstens	V im vergüteten Zustand			N im normalgeglühten Zustand			
		Durchmesser mm	σ_B kg/mm ²	σ_s kg/mm ² mind stens	Bruchdehnung δ_5 %	σ_B kg/mm ²	σ_s kg/mm ² mindestens	Bruchdehnung δ_5 %
C 22	155	bis 16	55 bis 65	36	18	42 bis 50	24	27
		über 16 bis 40	50 bis 60	30	20			
C 35	172	bis 16	65 bis 80	2	16	50 bis 60	28	22
		über 16 bis 40	60 bis 72	37	18			
C 45	206	über 40 bis 100	55 bis 65	33	20	60 bis 72	34	17
		bis 16	75 bis 90	48	13			
C 60	243	über 16 bis 40	65 bis 80	40	14	70 bis 85	39	14
		über 40 bis 100	60 bis 72	36	15			
40 Mn 3	217	bis 16	85 bis 105	57	9	—	—	—
		über 16 bis 40	75 bis 90	49	11			
32 Mn 5	217	über 40 bis 100	70 bis 85	44	13	—	—	—
		bis 16	90 bis 105	65	11			
37 MnSi 5	217	über 16 bis 40	80 bis 95	55	12	—	—	—
		über 40 bis 100	70 bis 85	45	13			
42 MnV 7	217	über 100 bis 250	65 bis 80	42	14	—	—	—
		bis 16	100 bis 120	80	9			
50 Cr-V 4	235	über 16 bis 40	90 bis 105	65	10	—	—	—
		über 40 bis 100	80 bis 95	55	11			
58 CrV 4	235	über 100 bis 250	70 bis 85	45	12	—	—	—
		bis 16	110 bis 130	90	9			
58 CrV 4	235	über 16 bis 40	100 bis 120	80	10	—	—	—
		über 40 bis 100	90 bis 110	70	10			
58 CrV 4	235	über 16 bis 40	110 bis 130	90	8	—	—	—
		über 40 bis 100	100 bis 120	80	10			
58 CrV 4	235	über 100 bis 250	80 bis 100	65	11	—	—	—
		bis 16	110 bis 130	90	8			
58 CrV 4	235	über 100 bis 175	90 bis 110	70	10	—	—	—
		über 175 bis 250	100 bis 120	80	10			

*) Die Zugfestigkeit läßt sich annähernd aus der Brinellhärte durch Multiplikation mit 0,35 errechnen. Maßgebend ist aber der Zugversuch.

Maßgebend ist die jeweils neueste Ausgabe des Normblattes im Normformat A 4, das bei der Beuth-Vertrieb G. m. b. H., Berlin W 35, erhältlich ist.

Zahlentafel 3.

Federstähle für Blatt- und Kegelfedern

Deutsche Normen
DIN 1669

Chemische Zusammensetzung

Marke	C o/o	Si o/o	Mn o/o	Cr o/o	R o/o höchstens	P ¹⁾ o/o höchstens	S ¹⁾ o/o höchstens
50 M 7	0,45 bis 0,55	höchstens 0,4	1,5 bis 2,0	—	—	0,04	0,04
48 S 7	0,40 bis 0,55	1,5 bis 1,8	0,5 bis 0,75	—	—	0,05	0,05
55 S 7	0,50 bis 0,60	1,4 bis 1,9	0,5 bis 0,9	—	—	0,05	0,05
65 S 7	0,60 bis 0,70	1,4 bis 1,9	0,5 bis 0,9	—	—	0,05	0,05
(50 C 4)	0,45 bis 0,55	höchstens 0,4	0,6 bis 0,9	0,9 bis 1,2	—	0,035	0,035
50 CV 4	0,45 bis 0,55	höchstens 0,4	0,6 bis 0,9	0,9 bis 1,2	0,1	0,035	0,035

Festigkeitseigenschaften

Bezeichnung	Brinell- härte H_n ³⁾	Streck- grenze σ_s kg/mm ² mindestens	Zug- festigkeit σ_B kg/mm ² mindestens	Bruch- dehnung δ_5 % mindestens	Richtlinien für die Anwendung
50 M 7 H	340 bis 400	105	120	7	Für Kraftfahrzeuge bei mittleren Anforderungen
48 S 7 T ²⁾	370 bis 430 ⁴⁾	110	130	6	Für Reichsbahn-Fahrzeuge
55 S 7 H	370 bis 430	110	130	6	Für Straßenbahnen und Feldbahnen, für Kraftfahrzeuge bei mittleren Anforderungen (55 S 7 H hauptsächlich bis 10 mm, 65 S 7 H über 10 mm Blattdicke)
65 S 7 H	385 bis 445	115	135	6	
(50 C 4 H)	385 bis 445	120	135	6	
50 CV 4 H	385 bis 445	120	135	6	Für Kraftfahrzeuge bei hohen Anforderungen

T = wassergehärtet und angelassen. H = ölgehärtet und angelassen.

Eingeklammerte Größe möglichst vermeiden.

- 1) Bei saurem Stahl sind je nach Vereinbarung höhere Gehalte zulässig.
- 2) Im normalgeglühten Zustande beträgt die Zugfestigkeit σ_B mindestens 80 kg/mm² und die Bruchdehnung δ_5 mindestens 15%. Die Federstähle werden im Walzzustand geliefert; nur der Stab, aus dem die Probe für den Zugversuch entnommen wird, wird normalgeglüht. Glühtemperatur 30° über dem Umwandlungspunkt, also etwa 850°.
- 3) Bei Kegelfedern ist eine obere Grenze der Brinellhärte von 520 zulässig.
- 4) Nur für das Hauptblatt ist bei 48 S 7 T eine Brinellhärte von mindestens 350 zugelassen. Der Elastizitätsmodul der Federstähle liegt im Mittel bei 21000 kg/mm², der Gleitmodul bei 8300 kg/mm².

Äußere Beschaffenheit

Die Federstähle müssen eine möglichst glatte Walzoberfläche haben; sie dürfen weder Risse, tiefe Narben noch sonstige Walzfehler aufweisen, die die Haltbarkeit der Federn beeinträchtigen.

Maßgebend ist die jeweils neueste Ausgabe des Normblattes im Normformat A 4, das bei der Beuth-Vertrieb G. m. b. H., Berlin W 35, erhältlich ist.

Chrom gibt dem Stahl feineres Korn, erniedrigt die „kritische Abkühlungsgeschwindigkeit“ und wirkt daher „durchhärtend“.

Zusammensetzung		Verwendungszweck
C%	Cr%	
0,1—0,2	0,4— 0,8	Einsatzstähle
0,1—0,2	0,8— 1,5	„
0,4—0,6	0,9— 1,2	Federn
0,3—0,5	1,2— 1,5	Preßluft-Arbeitswerkzeuge
0,4—0,6	0,7— 1,5	Vergütungsstähle
0,9—1,1	0,8— 1,0	Wälzlager, Kaltwalzen, Exzenter, Daumen, Nocken
0,9—1,2	3,0— 4,0	Dauermagnete
1,2—1,5	1,3— 1,5	Schnitte, Meßwerkzeuge, Gewindebohrer, Rössel, Fräserfeilen
1,8—2,5	1,8— 2,2	Zieheisen, Brikktpreßwerkzeuge
1,2—1,5	0,2— 0,6	Rasiermesser und Rasierklingen, Ziehringe, Dreh- und Hobelmesser
0,1—0,2	12,5—13,5	Vergütungsfähiger rostbeständiger Stahl
bis 0,12	12,5—13,5	nicht vergütungsfähiger rostbeständiger Stahl
0,3—0,5	12,5—13,5	härtpbarer rostbeständiger Stahl
1,5—2,5	11,0—12,0	Schnitte, Zieheisen, Prägestempel, Kaliberringe, Gewindewalzbacken, Hammersättel
bis 0,15	6,0—30,0	Zunderbeständige Legierungen
1,0—2,0) 25,0—30,0 2,5—10,0Si	Korrosionsbeständige Gußlegierungen
2—4		20—30

Chrom ist heute das wichtigste Legierungselement für alle hochwertigen Baustähle. Die gebräuchlichen Arten sind unter DIN 1666 und 1667 genormt (siehe Zahlentafel 1 und 2). Als Werkzeugstähle sind Chromstähle wegen ihrer guten Härtpbarkeit seit langem beliebt. Dabei geht man mit dem Chromgehalt bis 12 % und unter Umständen noch darüber.

Stähle mit über 12 % Chrom und nicht über 0,50 % Kohlenstoff sind rostbeständig. Darüber wird in Abschnitt 26 noch gesprochen.

Besondere Bedeutung hat der sehr verschleißfeste ledeburitische Stahl mit 11 bis 12 % Chrom und etwa 2,2 % Kohlenstoff als Sonderstahl für Schnitte mit höheren Leistungen gewonnen. Er zeichnet sich zudem durch geringen Verzug beim Härten aus.

Chrom verbessert die magnetischen Eigenschaften, weshalb Chromstähle (mit Chrom bis 4 %) gute Eignung für Dauermagnete besitzen.

Höher gekohlte Chromstähle werden bis zu einem Gehalt von 1 % Chrom in Wasser und darüber in Öl gehärtet, soweit sie nicht Lufthärter sind.

Stähle mit höherem Chromgehalt müssen vor dem Abschrecken längere Zeit auf Härtetemperatur gehalten werden, damit alle Chromkarbide in Lösung gehen.

Hochprozentige Chromstähle sind schwierig zu schmieden und zu walzen und müssen mit Sorgfalt erhitzt werden.

Die Chromstähle müssen stets gut weich geglüht werden, damit sie noch wirtschaftlich gedreht, gehobelt oder einer ähnlichen Kaltbearbeitung unterzogen werden können.

13. Chrom-Nickelstähle.

Es ist uns bereits bekannt, daß Nickel den Stahl zäh macht und seine Durchhärtung steigert, während Chrom außerdem stark karbidbildend wirkt und damit dem Stahl sehr hohe Härte gibt. Es ist daher ohne weiteres verständlich, daß ein Chrom-Nickelstahl noch verbesserte Eigenschaften besitzt gegenüber einem Stahl, der nur mit einem der beiden Grundstoffe Chrom und Nickel legiert ist.

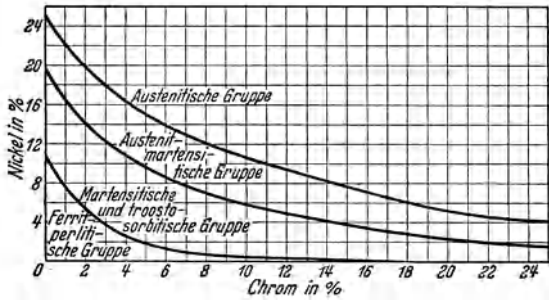


Abb. 27. Gefügeschau der Chrom-Nickelstähle.

Nach dem Gefüge unterscheidet man bei den Chrom-Nickelstählen folgende vier Hauptgruppen:

1. die ferritisch-perlitische,
2. die martensitische (und troost-sorbitische),
3. die austenitisch-martensitische und
4. die austenitische Gruppe.

Abb. 27 gibt eine Übersicht über diese Gruppen nach ihren Legierungsgehalten.

Neben der vierten Gruppe, in welche die in einem besonderen Abschnitt zu besprechenden rost-, säure- und hitzebeständigen Stähle gehören, haben nur die Stähle der Gruppe 1 Bedeutung. Zu ihnen gehören vor allem die Baustähle. Ihre früher sehr umfangreiche Verwendung mußte jedoch infolge des Mangels an Nickel sehr stark eingeschränkt werden, und ist nur noch in Sonderfällen, bei denen eine hohe Durchhärtung verlangt wird, möglich.

Als Werkzeugstahl ist erwähnenswert der Stahl mit etwa 0,50 % C, etwa 1 % Cr und 3 bis 3,5 % Ni. Er wird als Sonderstahl für Prägewerkzeuge verwendet.

Legiert man dem in Abschnitt 11 besprochenen 36proz. Nickelstahl, dem Invarstahl, noch ungefähr 12 % Chrom zu, so erhält man einen Stahl, der eine noch größere Längenbeständigkeit bei Temperaturveränderungen besitzt. Darüber hinaus bleibt auch der Elastizitätsmodul beständig, weshalb man diesen Stahl Elinvarstahl genannt hat (*élasticité invariable*).

Die Chrom-Nickelstähle verlangen Vorsicht und Sorgfalt bei der Wärmebehandlung.

14. Chrom-Manganstähle.

Chrom-Manganstähle stehen als Werkzeugstähle und als Baustähle in Verwendung.

Als Baustähle sind sie herangezogen worden, um die Chrom-Nickelstähle zu ersetzen (vgl. DIN 1666 und 1667), da Mangan, wie bereits bekannt, auf Stahl eine ähnliche Wirkung ausübt wie Nickel. Bei Chrom-Manganstählen sind denn auch tatsächlich durch Vergütung ungefähr gleiche Festigkeitswerte zu erreichen wie bei den Chrom-Nickelstählen, die Dehnung bleibt allerdings etwas zurück.

Die Chrom-Manganstähle sind überhitzungsempfindlich, weshalb die für die verschiedenen Marken vorgeschriebenen Temperaturen bei der Wärmebehandlung genau eingehalten werden müssen. Diesen Nachteil kann man übrigens durch einen geringen Nickelzusatz zum Teil aufheben.

Als Werkzeugstahl ist vor allem der Stahl mit etwa 1,0 % Kohlenstoff, 1,0 % Mangan und 0,5 bis 1,0 % Chrom zu nennen. Er ist Ölhärter und zeichnet sich durch besondere Maßbeständigkeit aus. Verwendet wird er für Gewindebohrer, Reibahlen, Stehbolzenbohrer, Schnitte u. a. Durch Zulegieren von etwa 1 % Wolfram wird dieser Stahl noch beachtlich verbessert.

Höher legierte Chrom-Manganstähle besitzen auch gute Beständigkeit gegen Rost- und Säureangriff bei gewöhnlichen wie auch bei hohen Temperaturen und werden in einem besonderen Abschnitt noch besprochen werden (Abschnitt 26).

15. Siliziumstähle.

Silizium (Si) ist gleich dem Mangan in jedem Stahl enthalten, da schon die Eisenerze je nach ihrer Zusammensetzung eine entsprechende Menge davon mitbringen. Auch bei der Stahlherstellung selbst wird von den feuerfesten Ofenauskleidungen her Silizium in die Schmelze aufgenommen. Aber erst solche Stähle werden Siliziumstähle genannt, die einen Siliziumgehalt von mehr als 0,40 % besitzen.

Silizium ist kein Metall, sondern ein sog. Metalloid, wie es z. B. auch Schwefel und Phosphor sind. Während aber diese auf den Stahl eine nachteilige Wirkung ausüben, ist der Einfluß des Siliziums ähnlich jenem von Metallen.

Silizium verengt den Gamma-Bereich und schnürt ihn ab, so daß Stähle mit höheren Silizium- und niedrigen Kohlenstoffgehalten ferritisch sind, d. h. keine Umwandlung erfahren. Ähnliche Stähle haben wir schon unter den Chromstählen gefunden.

Durch Silizium werden Festigkeit und Streckgrenze des Stahles erhöht, die Dehnung dagegen herabgesetzt.

Silizium verringert in größerem Ausmaße die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit, weshalb die Siliziumstähle durchhärten.

Silizium macht den Stahl bei höheren Gehalten grobkörnig.

Einen besonderen Einfluß hat Silizium auf die Art der Ausscheidung des Kohlenstoffes beim Abkühlen des Stahles aus der festen Lösung. Bei den Siliziumstählen scheidet sich nämlich unter bestimmten Bedingungen der Kohlenstoff zum Teil nicht als Karbid aus, sondern ungebunden in der Form von Graphit (Temperkohle). Das Gefüge zeigt dann Ablagerungen feinsten Graphitschüppchen. Solcher Stahl ist schwarzbrüchig.

Die Siliziumstähle werden hauptsächlich als Vergütungsbaustähle und als Federstähle verwendet, letztere mit Gehalten von etwa 1 bis 2 % Silizium und 0,40 bis 0,70 % Kohlenstoff. Während der 2proz. Mangan-Federstahl eine bessere Härte besitzt, zeichnet sich der 2proz. Silizium-Federstahl durch geringere Härteempfindlichkeit und durch höhere Anlaßbeständigkeit aus, d. h. er setzt den härtemindern-

den Einflüssen der Anlaßtemperaturen größeren Widerstand entgegen. Diese Vorzüge der beiden Stähle sind in dem auch häufig erzeugten Federstahl mit etwa 1 % Mangan und 1 % Silizium vereinigt (Mn-Si-Stahl).

Gute Federstähle sind ferner Chrom-Siliziumstähle mit etwa 0,5 bis 1,5 % Silizium und etwa 0,5 bis 1,0 % Chrom.

Besondere Bedeutung hat ein Chrom-Silizium-Vanadinstahl mit etwa 0,35 bis 0,55 % Kohlenstoff, 0,5 bis 1,5 % Silizium, 0,6 bis 1,5 % Chrom und etwa 0,1 % Vanadin. Seine Anwendung ist vielseitig. Er ist geeignet für alle dauernd durch Schlag oder Stoß beanspruchten Werkzeuge wie: Stempel, Scherenmesser, für Preßluftmeißel, Nietwerkzeuge u. a. m.

Stähle mit höherem Siliziumgehalt (etwa 14 %) sind widerstandsfähig gegen chemische Einflüsse (s. Abschnitt 26), aber nicht mehr schmiedbar.

Schließlich sind noch die Siliziumstähle für Dynamo- und Transformatorbleche zu erwähnen mit Kohlenstoffgehalten von höchstens 0,10 % und Siliziumgehalten bis etwa 4,0 %. Diese Legierungen eignen sich vorzüglich für Wechselstrommagnetisierung, weil sie den Magnetismus rasch aufnehmen und wieder abgeben.

16. Kobaltstähle.

Im Gegensatz zu den anderen Grundstoffen übt das Kobalt (Co) auf das Gefüge keinen großen Einfluß aus. Die Kobaltstähle sind bis zu hohen Legierungsgehalten perlitisch. Die Umwandlungspunkte dieser Stähle entsprechen ungefähr jenen der reinen Kohlenstoffstähle. Man hat daher das Kobalt als ideales Verdünnungsmittel für Eisen bezeichnet.

Kobalt wirkt der Grobkornbildung entgegen. Die Kobaltstähle sind daher in hohem Maße unempfindlich gegen Überhitzung.

Kobalt beeinflußt sehr günstig die magnetischen Eigenschaften des Stahles. Für Dauermagnete werden Stähle mit Kobaltgehalten zwischen 5 und 30 % verwendet.

Eine besondere Bedeutung hat Kobalt als Zusatzstoff für die mehrfach legierten Schnellstähle gefunden. Darüber hören wir noch im Abschnitt 26.

Reine Kobaltstähle ohne Zusatz anderer Legierungselemente werden praktisch kaum verwendet.

17. Wolframstähle.

Wolfram (W) wirkt im Stahl stark karbidbildend und damit härtesteigernd. Es treten mehrere Arten von Wolframkarbiden auf, vor allem das wichtige Doppelkarbid $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, dem die Wolframstähle ihre hohe Schneidkraft verdanken. Nicht erwünscht ist das einfache Wolframkarbid WC, daß sich aber nur unter besonderen Umständen, z. B. durch zu langes Glühen, ausbildet.

In welcher Weise die Punkte S und E durch Wolframzusatz verschoben werden, ist aus Abb. 28 zu ersehen. Je mehr also der Wolf-

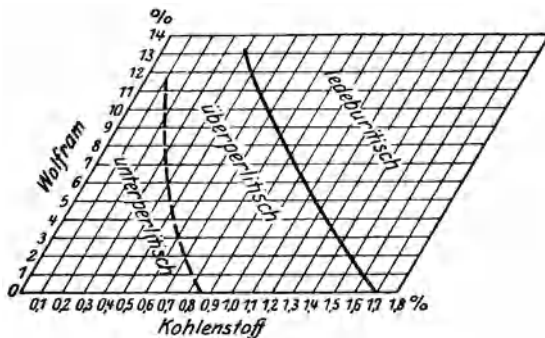


Abb. 28. Verschiebung der Punkte S und E im Diagramm durch Wolfram.

ramgehalt steigt, desto mehr sinkt der Kohlenstoffgehalt des Perlitpunktes und des Punktes E.

Dagegen werden die Haltepunkte durch Wolfram nicht stark verändert.

Auch die Erniedrigung der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit durch Wolframzusatz ist gering. Wolframstähle härten daher wenig ein und lassen sich bis zu höheren Gehalten in Wasser abschrecken, ohne zu reißen.

Wolfram verfeinert das Korn des Stahles.

Da Wolfram die Dehnung wenig herabsetzt, sind die Wolframstähle zäher als z. B. die Chromstähle.

Wolfram verleiht dem Stahl vorzügliche magnetische Eigenschaften (5 bis 6% W).

Je höher der Wolframgehalt des Stahles ist, desto mehr muß auch der Kohlenstoffgehalt steigen. Andernfalls würde der ganze vorhandene Kohlenstoff durch das Wolfram zu Karbid abgebunden

und die Grundmasse kohlenstofffrei werden. Damit würde aber ein solcher Stahl seine Härte verlieren, denn ohne Kohlenstoff in der Grundmasse gibt es natürlich keine Umwandlungshärtung.

Wolframstähle neigen wenig zu Grobkornbildung und sind deshalb nicht überhitzungsempfindlich.

Besonders wichtig ist die Eigenschaft des Wolframs, den Stahl anlaßbeständig zu machen. Wolframstähle können bei entsprechenden Gehalten nach dem Härten auf höhere Temperaturen erwärmt werden, ohne daß ihre Härte nachläßt. Damit wird Wolfram zu einem wichtigen Legierungselement für die Warmarbeits- und vor allem auch für die Schnellarbeitsstähle. Zu erklären ist das Wesen der Anlaßbeständigkeit durch Ausscheidungsvorgänge. Im Abschnitt 7 Bd haben wir uns mit diesem Fragenbereich schon beschäftigt. Wir haben gesehen, daß gewisse Stoffe bei höheren Temperaturen — etwa auch bei den Härtetemperaturen — in feste Lösung gehen und durch schroffes Abschrecken auch bei Lufttemperatur in Lösung bleiben. Durch Erwärmen auf entsprechende niedrige Anlaßtemperaturen tritt dann nachträglich die Ausscheidung in feinst verteilter Form auf, womit eine Härteannahme verbunden ist. Solche Stähle können daher unter Umständen durch Anlassen an Härte noch gewinnen, während z. B. Kohlenstoffstähle schon bei verhältnismäßig geringer Erwärmung in der Härte beträchtlich abfallen, weshalb sie für Warmarbeit nicht geeignet sind.

Reine Wolframstähle werden als Werkzeugstähle verwendet, und zwar vor allem für schneidende Werkzeuge wegen ihrer schon erwähnten besonderen Schneidkraft. Dagegen eignen sie sich nicht als Baustähle, wenn man von dem Sondergebiet der Magnetstähle absieht.

Als Anwendungsbeispiele seien genannt:

der bekannte 1proz. Wolframstahl für Spiralbohrer, Gewindebohrer u. dgl., der auch viel in gezogener Ausführung als sog. wolframlegierter Silberstahl verkauft wird;

der 4- bis 9proz. hochwertige Warmarbeitsstahl für Preßdorne und -matrizen von Strangpressen und sonstige hochbeanspruchte Warmwerkzeuge;

ferner die sog. Riffelstähle mit etwa 1,3 bis 1,5 % Kohlenstoff und etwa 3,0 bis 4,0 % Wolfram.

Dem an vorletzter Stelle genannten Sonderstahl für Warmmatrizen werden meistens auch noch etwa 2,5 % Chrom zugesetzt,

wie denn überhaupt das Wolfram noch häufiger in mehrfach legierten Stählen vertreten ist als in reinen Wolframstählen.

18. Molybdänstähle.

Das Molybdän (Mo) ruft im Stahl ähnliche Wirkungen hervor wie das Wolfram, nur in noch stärkerem Ausmaße. So werden die Punkte S und E im Diagramm durch dieses Element noch rascher und weiter nach links zu niedrigeren Kohlenstoffgehalten abgerückt. Abb. 29 zeigt zum Vergleich der Wirkungen von Chrom, Wolfram und Molybdän die Verschiebungen des Punktes E — des Beginns der Ledeburitbildung — durch diese drei Grundstoffe. Auch die Karbidbildung wird durch Molybdän stärker gefördert.

Molybdän erhöht die Festigkeit und die Streckgrenze des Stahles und vermindert seine Dehnung und Einschnürung. Dabei bleibt aber doch eine gewisse Zähigkeit erhalten.

Molybdän erhöht die Anlaßbeständigkeit und unterdrückt die Anlaßsprödigkeit.

Molybdän verbessert die Dauerstandfestigkeit des Stahles.

Ähnlich wie die Wolframstähle sind auch die Molybdänstähle nicht überhitzungsempfindlich.

Reine Molybdänstähle werden jedoch wenig verwendet, es sei denn als Baustähle wegen der erwähnten erhöhten Dauerstandfestigkeit. Vielfach legiert man wenigstens Chrom hinzu. Das ist wirtschaftlicher, weil Chrom billiger ist als Molybdän, außerdem härten solche Stähle besser durch. Gegen stoßweise Beanspruchung erweisen sie sich als sehr widerstandsfähig. Chrom-Nickel-Molybdänstähle finden als Baustähle Verwendung für Gebiete, auf denen besondere Anforderungen gestellt werden, z. B. im Turbinenbau für Turbinenläufer, -scheiben, und -wellen.

Als Werkzeugstahl hat ein Chrom-Molybdän-Vanadinstahl mit etwa 0,40 bis 0,50 % C, 1,3 bis 1,5 % Cr, 0,65 bis 0,75 % Mo und 0,25

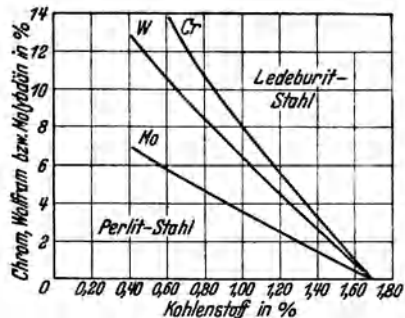


Abb. 29. Verschiebung des Punktes E im Diagramm durch Chrom, Wolfram und Molybdän.

bis 0,30 % V besondere Bedeutung erlangt. Er wird verwendet für Druckgußformen und Rezipientenbüchsen.

Für Pilgerdorne kommen Chrom-Nickel-Molybdänstähle mit Gehalten von 0,10 bis 0,70 % Molybdän in Betracht.

Molybdän verbessert die magnetischen Eigenschaften des Stahles.

Molybdän spielt auch bei den Härtungserscheinungen durch Ausscheidungsvorgänge (s. Abschnitt 7 B. c) eine nicht unwesentliche Rolle.

Der Einfluß des Molybdäns auf die Säurebeständigkeit sowie sein Wert für die Schnellarbeitsstähle wird in den betreffenden Abschnitten besonders besprochen.

19. Vanadinstähle.

Das Vanadin (V) ist in seiner Wirkung auf den Stahl noch stärker als das Molybdän. Vor allem ist die Karbidbildung beträchtlich. Mit steigendem Vanadinegehalt muß daher auch der Kohlenstoff zunehmen, weil sonst schon bei verhältnismäßig geringen Zusätzen von Vanadin zu viel Kohlenstoff aus der Grundmasse abgezogen und zu Karbid gebunden wird, wodurch der Stahl seine Härte verliert.

Vanadin erhöht den Umwandlungspunkt A_3 , womit eine Erhöhung der Temperaturen für das Normalglühen wie auch für das Härten verbunden ist. Bei größeren Legierungsgehalten wird das Gamma-Gebiet ganz unterdrückt.

Besonders hervorzuheben ist die Eigenschaft des Vanadins, den Stahl gegen Überhitzung unempfindlich zu machen.

Das Vanadin erhöht die Festigkeit und die Streckgrenze, wobei aber die Dehnung wider Erwarten nicht herabgesetzt wird.

Vanadin verbessert die Warmbeständigkeit der Stähle.

Vanadin gilt als ausgezeichnetes Desoxydationsmittel.

Vanadin macht den Stahl widerstandsfest gegen schlagende und stoßende Beanspruchung.

Vanadinstähle besitzen gute Schweißbarkeit.

Reine Vanadinstähle sind wenig im Gebrauch, es werden meistens noch andere Legierungselemente zugesetzt. Am besten wird Vanadin durch Chrom ergänzt.

Ein hochwertiger Feder- und Baustahl für Vergütung ist der Stahl mit etwa 0,5 % Kohlenstoff, 0,9 % Mangan, 1,1 % Chrom und 0,15 % Vanadin.

Da Vanadin den Stahl warmbeständig macht, setzt man dem im Abschnitt 17 angeführten Warmarbeitsstahl mit 4 bis 9% Wolfram (und 2,5% Chrom) meistens noch etwa 0,5 bis 0,6% Vanadin zu.

Ein wichtiger Zusatzstoff ist Vanadin auch für die Schnellarbeitsstähle.

20. Aluminium im Stahl.

Aluminium (Al) ist in seinem Verhalten ähnlich dem Silizium. Gleich diesem begünstigt es vor allem die Ausscheidung des Kohlenstoffs in Form von Graphit, und zwar in noch stärkerer Weise.

Bei höheren Gehalten macht es den Stahl grobkörnig.

Das Gamma-Gebiet wird durch Aluminium abgeschnürt.

Wegen seiner Verwandtschaft zum Sauerstoff ist das Aluminium ein wichtiges Desoxydationsmittel bei der Stahlherstellung. Es wird der Schmelze zugesetzt und bindet den Sauerstoff in einer unschädlichen Form ab.

Eine größere Verwandtschaft hat Aluminium auch zum Stickstoff. Aus diesem Grunde wird es den noch besonders zu besprechenden Nitrier- oder Verstickungsstählen zugesetzt, bei denen es das Eindringen des Stickstoffes in den Stahl begünstigt.

Ein besonderes Anwendungsgebiet für Aluminium ist das „Alitieren“ von Gegenständen aus gewöhnlichem Flußeisen. Die betreffenden Teile werden in Aluminiumpulver verpackt und auf Temperaturen über 1000° erhitzt. Dabei dringt das Aluminium in die Oberfläche des Eisens ein (ähnlich wie der Kohlenstoff bei der Einsatzhärtung). Derweise behandelte Gegenstände sind widerstandsfest gegen Oxydation bei hohen Temperaturen. An der Oberfläche bildet sich nämlich ein Aluminiumoxyd und diese Haut schützt das Eisen vor weiterer Verzunderung.

Aber auch als Legierungselement erhöht Aluminium die Zunder- und Hitzebeständigkeit des Stahles.

21. Kupfer im Stahl.

Das Kupfer (Cu) erhöht die Festigkeit und die Streckgrenze des Stahles, die Dehnung dagegen wird vermindert.

Der bekannte Hochbaustahl St 52 hat Kupfergehalte bis 0,55%. Es wird hierdurch eine Verbesserung der Witterungsbeständigkeit und der Festigkeitswerte, insbesondere der Streckgrenze erreicht.

Kupfer verbessert die Säurebeständigkeit, weshalb es manchmal den korrosionsbeständigen Chrom-Nickelstählen zugesetzt wird.

Niedriggekohlte Stähle mit Kupferzusätzen eignen sich für Ausscheidungshärtung.

22. Der Stickstoff.

Der Stickstoff (N) übt auf den Stahl vielfach einen schädlichen Einfluß aus. Vor allem macht er ihn hart und spröde. Schon bei der Herstellung des Stahles macht er sich unangenehm bemerkbar, indem er die Bildung von Gasblasen begünstigt. Es muß daher so weit wie möglich verhindert werden, daß der Stahl im schmelzflüssigen Zustande diesen unangenehmen Gesellen aus der Luft aufnimmt.

Seit einiger Zeit stehen aber unsere Stahlfachleute dem Stickstoff weniger feindlich gegenüber. Es hat sich nämlich herausgestellt, daß dieser Grundstoff in manchen Stählen verbessernd wirkt. Es handelt sich dabei vor allem um die rost-, säure- und hitzebeständigen Stähle, in welchem der Stickstoff unter anderem sogar beachtliche Anteile von Nickel zu ersetzen vermag. Auch erhöht er in austenitischen Stählen die Warmfestigkeit und die Dauerstandfestigkeit. Und so ist man nach eingehenden Überlegungen und Versuchen schließlich dazu gekommen, einige Stahlgruppen regelrecht mit Stickstoff zu legieren. Darüber werden wir auch im Abschnitt 26 noch Näheres hören.

Stickstoff ist aber bekanntlich ein Gas. Wie kann man damit Stahl legieren? Indem man ihn an Ferrolegerungen oder an besonderen Vorlegierungen bindet und diese in die Stahlschmelze einbringt.

Die Wirkungen dieses Grundstoffes lassen sich aber auch in anderer Weise nutzbringend auswerten. Man kann den Stickstoff in die Oberfläche geeigneter Stähle diffundieren lassen und auf diese Weise eine Oberflächenhärtung durchführen. Man nennt den Vorgang *Nitrieren* oder *Versticken*. Dabei bilden sich in der Oberfläche des Stahles Nitridverbindungen von außerordentlich hoher Härte. Ein Abschrecken, wie es bei der Einsatzhärtung notwendig ist, entfällt bei der Nitrierhärtung, weshalb nitrierte Teile verzugsfrei bleiben. Die nitrierte Oberfläche ist bis etwa 500° härtebeständig.

Leider hat das Nitrieren auch seine Nachteile. Vor allem läßt sich die Stärke der Härteschicht nicht so regulieren wie bei der Ein-

satzhärtung, und über eine Tiefe von 1 mm kommt man überhaupt kaum hinaus.

Auch sind nicht alle Stähle für die Verstickung geeignet. Es mußten vielmehr Sonderstähle geschaffen werden, die mit Grundstoffen legiert sind, welche eine größere Verwandtschaft zum Stickstoff haben (wie z. B. Chrom, Silizium, Aluminium) und sein Eindringen in die Stahloberfläche begünstigen.

Der Vorgang beim Nitrieren ist kurz folgender: Die auf Fertigmaß bearbeiteten Teile werden in einem besonderen Ofen auf etwa 500° erhitzt und bei dieser Temperatur während einer Dauer von 1 bis 4 Tagen einem Ammoniakstrom ausgesetzt. Ammoniak ist eine Verbindung von Stickstoff und Wasserstoff. Bei der angegebenen hohen Temperatur löst sich diese chemische Verbindung, und der freigewordene Stickstoff dringt in die Oberfläche der zu härtenden Gegenstände ein. Wenn dann die Teile nach der angegebenen Zeit aus dem Ofen genommen werden, sind sie bereits fertig gehärtet.

23. Der Sauerstoff.

Ähnlich wie Stickstoff ist auch Sauerstoff (O) für den Stahl schädlich. Dies gilt besonders für die Verbindung FeO , für das Ferroxyd. Wenn man bei der Stahlerzeugung aber dem Schmelzbad Legierungselemente zusetzt, die eine größere Verwandtschaft zum Sauerstoff haben als Eisen, dann wird er durch diese — es handelt sich vor allem um Mangan, Vanadin, Silizium und Aluminium — gebunden und unschädlich gemacht. Man nennt das Desoxydieren. Schlecht desoxydierter Stahl ist härteempfindlich.

So wie Stickstoff macht auch Sauerstoff den Stahl hart und spröde und vermindert seine Zähigkeit. Diese Erscheinungen sind hier wie dort auf Ausscheidungsvorgänge zurückzuführen. Sie werden durch Kaltverformung gefördert. Meistens tritt das Spröderwerden erst nach längerem Lagern ein; es wird dann mit „Altern“ bezeichnet.

24. Der Schwefel.

Dieser Grundstoff (S) macht den Stahl spröde und rotbrüchig und ist also schädlich. Sein Anteil wird daher so niedrig wie möglich gehalten. Im allgemeinen sind Gehalte von höchstens 0,025—0,030 % zugelassen. Eine Ausnahme machen die Automatenstähle, denen er im Ausmaße bis 0,3 % absichtlich zugesetzt wird. Automatenstähle

sind bekanntlich Stähle, die auf automatischen Werkzeugmaschinen serienweise auf kleine Massenteile verarbeitet werden. Der Schwefel erlaubt dabei hohe Schnittgeschwindigkeiten, da er die Zerspanbarkeit erhöht. Die Späne springen dabei wegen der höheren Sprödigkeit dieser Stähle in kurzen Stücken ab.

25. Der Phosphor.

Allgemein wird auch der Phosphor (P) als Stahlschädling angesprochen und dementsprechend bei hochwertigen Stählen eine obere Grenze von 0,03 bis 0,05 % angestrebt. Die schädliche Wirkung des Phosphors beruht hauptsächlich auf seiner starken Neigung zur Entmischung (Seigerung) im Gußblock und im Primärkristall. Es besteht dadurch die Gefahr, daß lokale Phosphoranreicherungen entstehen, die zu unkontrollierbaren Eigenschaftsveränderungen infolge von Ausscheidungsvorgängen führen können.

Neuere Untersuchungen lassen auch vermuten, daß die Anlaßsprödigkeit in unmittelbarem Zusammenhang mit dem Phosphor steht.

Praktische Bedeutung hat Phosphor als Zusatzelement in Gehalten bis zu 0,3 % für die Herstellung von Preßmuttereisen erlangt, da hierdurch das Schmieren bei der spanabhebenden Bearbeitung vermindert wird.

26. Andere Grundstoffe im Stahl.

Stahl kann noch eine Reihe anderer Grundstoffe enthalten, auf die in diesem Zusammenhange jedoch nicht näher eingegangen zu werden braucht.

Kurz zu erwähnen wären vielleicht die Elemente Titan, Bor und Beryllium, die bestimmt eine gesteigerte Rolle spielen werden, wenn erst einmal die jetzt noch in den Kinderschuhen steckende Ausscheidungshärtung besser durchgebildet und allgemeiner angewendet sein wird.

Zirkon ist ein gutes Desoxidations- und Entstickungsmittel.

Die Elemente Titan und Tantal, auch Niob, haben eine besondere Bedeutung auf dem Gebiete der rost- und säurebeständigen Stähle gefunden. Darüber wird im folgenden Abschnitt noch gesprochen.

27. Rost-, säure- und hitzebeständige Stähle.

Mancher Leser wird sich schon die Frage gestellt haben: „Was ist eigentlich Korrosion?“ oder: „Warum rostet Eisen, warum rostet aber nicht der sog. rostsichere¹ Stahl?“

Auf die Frage nach dem Wesen der Korrosion antwortet der „Reichsausschuß für Metallschutz“ mit den Worten: „Korrosion ist die Zerstörung eines festen Körpers, die durch unbeabsichtigte chemische und elektrochemische Angriffe von der Oberfläche ausgeht.“

Die häufigste Art solcher Zerstörungen bei Eisen und Stahl ist das Rosten, d. h. der Angriff durch Sauerstoff (O) und Feuchtigkeit. Der Sauerstoff der Luft vereinigt sich mit Eisen und Wasserstoff zu einer chemischen Verbindung, dem Eisenhydroxyd. Die zu dieser Verbindung notwendigen Eisenmengen entnimmt er der Oberfläche des angegriffenen Eisenstückes. Je länger dieser chemische Prozeß andauert, desto mehr Eisen wird verbraucht, desto weiter schreitet die Zerstörung fort. In ähnlicher Weise kann das Eisen auch durch andere Stoffe, durch Säuren, Laugen und sonstige chemische Lösungen angegriffen und zerstört werden.

Der rein chemische Angriff kann durch elektrochemische Vorgänge unterstützt und gefördert sein. Um das besser zu verstehen, machen wir einen kleinen Abstecher in die Elektrizitätslehre:

Jeder Stoff und vor allem jedes Metall hat sein besonderes elektrisches Potential. Diesen Ausdruck übersetzen wir für unsere Zwecke am besten mit „elektrische Wirksamkeit“. Das Potential ist ein Maß für das elektrische Verhalten der Stoffe. Man kann die Stoffe nach der Größe ihres elektrischen Potentials steigend ordnen und erhält damit die „elektrische Spannungsreihe“. Den ersten Versuch zur Aufstellung einer solchen Spannungsreihe hat schon Galvani vor rund 140 Jahren gemacht. Zwischen Stoffen verschiedenen Potentials besteht eine „Potentialdifferenz“ — in guter deutscher Sprache: ein Spannungsunterschied, der nach Ausgleich strebt. Der Spannungsunterschied zwischen zwei Stoffen ist um so größer, je weiter sie in der Spannungsreihe auseinanderliegen.

Dieses Prinzip wird im „galvanischen Element“ praktisch ausgewertet. Jedermann kennt es von der Hausklingel her: In ein mit

¹ Man spreche doch nicht immer von „rostfreiem“ Stahl! Jeder beliebige Stahl ist rostfrei — frei von Rost, solange er eben nicht angerostet ist.

einer bestimmten Säurelösung gefülltes Gefäß werden als Enden eines geschlossenen Leitungskreises zwei Platten aus verschiedener Metallen, also mit verschiedenem elektrischen Potential — mit verschiedener elektrischer Wirksamkeit — so gestellt, daß sie einander nicht berühren. Durch den Potentialunterschied der beiden Metalle wird nun ein elektrischer Strom erzeugt, der von der Platte des höheren Potentials durch die leitende Flüssigkeit hinweg zur Platte des niedrigeren Potentials und sodann durch den Leitungsdraht zur ersten Platte zurückfließt. Auf diese Weise entsteht der Betriebsstrom für die Klingel. Durch die Arbeitsleistung tritt in der kleinen Elektrizitätsfabrik natürlich ein Verschleiß auf: Die Säurelösung wird verbraucht, aber auch die stärker beanspruchte Metallplatte wird angefressen und muß nach einiger Zeit erneuert werden. Es wird dies die Platte aus dem weniger edlen Metall sein, d. h. aus dem Metall mit dem geringeren elektrischen Potential.

Genau der gleiche Vorgang spielt sich ab, wenn sonstwie zwei Metalle verschiedenen Potentials zusammengekommen und gleichzeitig vielleicht auch noch dazu feucht werden. Es bildet sich automatisch ein unbeabsichtigtes, ja unerwünschtes winziges galvanisches Element, ein Lokalelement, wobei wieder das weniger edle Metall angegriffen und mit der Zeit zerstört wird. Die elektrischen Ströme, die dabei entstehen und die Zerstörung herbeiführen, sind natürlich, dem Größenausmaß des Elements entsprechend, verschwindend klein, so daß wir sie nicht ohne weiteres feststellen können; ihre Wirkung macht sich aber leider nur zu gut bemerkbar. Dabei ist es noch nicht einmal notwendig, daß zwei verschiedene Metalle zusammengebracht werden, wie es z. B. beim Lötten von Eisen mit Zinn der Fall ist. Auch schon verschiedene Gefügebestandteile in einem und demselben Metall, in erster Linie im Stahl, können unterschiedliches elektrisches Potential besitzen und damit den Anlaß zur Bildung von galvanischen Elementen, damit aber auch gleichzeitig den Anlaß zur Zerstörung geben. Wir haben ja in der Gefügelehre gesehen, daß gerade beim Stahl sehr verschiedenartige Gefügeformen und Gefügebestandteile (weicher Ferrit, hartes Eisenkarbid usw.) auftreten, und die damit verbundene elektrochemische Wirkung ist es nun, die den Rostangriff wesentlich unterstützt.

Will man rostbeständige Stähle schaffen, so wird man nach dem Vorgesagten das Rosten von zwei Seiten her bekämpfen müssen: Man wird einerseits den Angriff von außen abwehren,

andererseits aber im Stahl selbst alle Vorbedingungen unterdrücken, die für die Bildung von Lokalelementen (galvanischen Elementen) günstig sind, d. h. man wird ein möglichst gleichartiges Gefüge herbeiführen, wie es z. B. das Härtegefüge oder auch das austenitische Gefüge ist.

Um den Angriff von außen zu bekämpfen, kann man den Stahl mit geeigneten Grundstoffen legieren, von denen der wichtigste und wirksamste das Chrom ist.

Die Wirkung dieses Elements soll durch folgende Überlegungen verständlich werden: Chrom ist weniger edel als Eisen; es wird durch den Sauerstoff rascher angegriffen als das Eisen. Der Sauerstoff der Luft wird sich daher beim rostbeständigen Stahl nicht mit den Eisenatomen, sondern mit den Chromatomen verbinden, zu Chromoxyd. Über die ganze Oberfläche des rostbeständigen Stahles wird sich dadurch eine hauchdünne Schichte dieses Chromoxydes — ein Oxydfilm — legen und den Stahl darunter vor einem weiteren Angriff durch Sauerstoff schützen. Dieser Oxydfilm ist jedoch so dünn, daß er für unser Auge unsichtbar bleibt.

Wenn sich diese Schutzdecke leicht und ohne Unterbrechung ausbilden soll, dann muß die Oberfläche des Stahles unbedingt frei von allem Zunder und anderen Verunreinigungen sein. Darüber hinaus muß sie auch möglichst glatt sein. Daher ist vor allem bei Gegenständen aus Chromstählen ein Polieren des Stahles erforderlich; bei den Chrom-Nickelstählen wird jedoch in den meisten Fällen ein Blankbeizen genügen.

Um seiner Aufgabe gerecht zu werden, muß das Chrom aber in ausreichendem Maße, d. h. in Mengen von über 12 % vorhanden und gleichmäßig über den ganzen Stahl verteilt sein. Bei einem Stahl mit höherem Kohlenstoffgehalt ist die Chromverteilung aber gewöhnlich keine gleichmäßige. Der Kohlenstoff wird vielmehr größere Mengen von Chrom zu Chromkarbid abbinden. Dadurch wird aber der Grundmasse Chrom entzogen, der Chromgehalt der Grundmasse wird unter 12 % sinken und der Stahl wird damit seine Rostbeständigkeit verlieren. Abgesehen davon besteht dann der Stahl aber auch aus zweierlei Gefügebestandteilen: aus der chromärmeren Grundmasse und den Chromkarbiden, so daß sich in der geschilderten Weise Lokalelemente bilden und das Rosten unterstützen.

Bleibt der Kohlenstoffgehalt unter 0,50 %, dann kann man die Karbidbildung unterbinden, indem man den Stahl härtet. Man erhält

damit das einheitliche Martensitgefüge, und das Chrom bleibt gleichmäßig im Stahl verteilt. Bei einem Stahl mit höherem Kohlenstoffgehalt ist dagegen eine Rostbeständigkeit nicht mehr gegeben. Solcher Stahl besitzt infolge des hohen Chromgehaltes bereits freie Karbide, die beim Härten nicht mehr in Lösung gebracht werden können. Die Folgen davon sind: Anreicherung von Chrom in den ungelösten Karbiden und Chromentzug aus der Grundmasse, die nun nicht mehr rostbeständig ist; ferner die Bildung von Lokalelementen. Aus diesem Grunde ist z. B. der im Abschnitt 12 beschriebene hochverschleißfeste Ledeburitstahl mit 11 bis 12 % Chrom und 2,2 % Kohlenstoff nicht rostbeständig.

Bei den korrosionsbeständigen Sonderstählen, die in den letzten Jahren eine immer größere Bedeutung gewonnen haben, sind vor allem zwei Hauptgruppen zu unterscheiden:

- a) die Chromstähle mit mindestens 12,5 % Chrom,
- b) die austenitischen Chrom-Nickelstähle.

Daneben haben sich noch andere Legierungen eingeführt, die für einige Anwendungsgebiete sehr gute Eignung besitzen, in erster Linie Chrom-Manganstähle, Chrom-Siliziumstähle und vor allem auch Chrom-Molybdänstähle.

Die korrosionsbeständigen Chromstähle müssen, wie schon gesagt, in der Grundmasse wenigstens 12 % Chrom aufweisen und dürfen im allgemeinen nicht mehr als 0,50 % Kohlenstoff besitzen. Um in Ausnahmefällen den Stahl auch bei höherem Kohlenstoffgehalt beständig zu erhalten, muß man den Chromgehalt steigern. Je tiefer der Kohlenstoff gehalten wird, desto besser ist die Beständigkeit, denn um so weniger Karbide können sich bilden. Die höher gekohlten Arten, d. h. auch schon die Stähle mit etwa 0,30 bis 0,50 % Kohlenstoff, müssen gehärtet werden, damit die Karbidbildung unterdrückt wird. Bei den Stählen mit nur etwa 0,15 % Kohlenstoff und darunter ist das Härten nicht mehr unbedingt notwendig, da solche geringe Mengen nicht mehr wesentlich Chrom aus der Grundmasse herausziehen und zu Karbid abbinden können.

Im allgemeinen werden heute folgende nichtrostende Chromstähle erzeugt:

1. Der härtbare Stahl mit 12,5 bis 13,5 % Cr und etwa 0,40 % C.
2. Der vergütbare Stahl mit 12,5 bis 13,5 % Cr und etwa 0,20 % C.
3. Der halbferritische Stahl mit 12,5 bis 13,5 % Cr und etwa 0,10 % C.

4. Der ferritische, nicht härtbare, dafür aber am besten beständige Chromstahl mit 17 bis 18% Cr und 0,05 bis höchstens 0,10% C. Er ist sehr gut tief ziehbar und besonders auch gegen die Angriffe von Salpetersäure widerstandsfest. Die Eigenschaften der ferritischen Stähle wurden im Abschnitt 8 C beschrieben. Hier sei nur daran erinnert, daß diese Stähle zur Grobkornbildung neigen. Wegen der fehlenden Umwandlung kann das grobe (spröde) Korn nur durch Warmverformung (Kornzertrümmerung) verfeinert werden, was aber in den seltensten Fällen möglich ist. Zusätze von Stickstoff oder Titan vermindern diese Grobkornbildung etwas. Bei der Verwendung für Apparate und Apparateile, die geschweißt werden, erhält dieser Stahl daher einen Zusatz von etwa 0,6% Titan.

Die korrosionsbeständigen Chromstähle, mit Ausnahme der ferritischen und halb-ferritischen, müssen nach einer Warmverformung langsam und sorgfältig — am besten im erkaltenden Ofen oder unter Asche — abgekühlt werden, da sie sonst ungleichmäßig hart werden und infolge der auftretenden Spannungen leicht reißen. Aus diesem Grunde ist auch ein Schweißen nach Möglichkeit zu vermeiden oder vorteilhaft mit austenitischen Schweißdrähten durchzuführen. Es nimmt dann das zähe austenitische Schweißgut die Spannungen auf und das Reißen wird vermieden.

Eine wesentliche Verbesserung der Beständigkeit der Chromstähle in allgemeiner Hinsicht wird durch Zulegieren von Nickel erzielt. Im besonderen macht Nickel den Stahl gegen nicht oxydierende Säuren (z. B. Salzsäure) beständiger. Schon ein Zusatz von nur 1,5% dieses Grundstoffes spielt eine nicht unwesentliche Rolle. Ein solcher Stahl zeichnet sich z. B. durch bessere Beständigkeit gegen den Angriff von Seewasser aus.

Die korrosionsbeständigen Chrom-Nickelstähle im eigentlichen Sinne sind aber die Legierungen mit mindestens 18% Chrom und 8% Nickel bei geringen Kohlenstoffgehalten. Diese Stähle haben das einheitliche und gleichartige Gefüge des Austenits, wobei der Legierungsgehalt vollständig gelöst ist, so daß sich keine chromarmen Höfe und keine Lokalelemente bilden können. Dies trifft allerdings nur dann wirklich zu, wenn die Stähle aus hohen Temperaturen (etwa 1100 bis 1150°) abgeschreckt sind. Nur dann wird die Karbidbildung gänzlich unterdrückt. Bei dem hohen Gehalt an Chrom, das die Karbidbildung, wie bekannt, sehr fördert, ist dies ohne weiteres verständlich. Werden diese Stähle nach dem Abschrecken nochmals

erwärmt, so scheiden sich, vor allem bei Temperaturen zwischen 600 und 800°, wieder Karbide aus und lagern sich in feinsten Form zwischen die einzelnen Kristalle ab. Damit ist natürlich wieder ein Chromzug aus der Grundmasse verbunden, der die Beständigkeit vermindert. Außerdem verlieren die Kristalle untereinander den festen Zusammenhang, den sie im Austenitgefüge hatten (Abb. 30, s. Bildanhang).

In diesem Zustande ist der Stahl gegen Rost- und Säureangriffe wenig widerstandsfest, und es tritt die sog. „interkristalline Korrosion“ auf (inter = zwischen), die Kristalle fallen buchstäblich auseinander. An den betreffenden Stellen wird der Stahl mürbe und brüchig; dünne Bleche, bei denen diese Korrosion durch und durch geht, kann man zwischen den Fingern zereiben. Geht man mit der Temperatur noch höher, dann lösen sich diese Ausscheidungen allmählich wieder auf, bis wir bei 1100° aufs neue das gleichartige austenitische Gefüge vor uns haben, das wir dann durch Abschrecken festhalten können.

Die korrosionsbeständigen Chrom-Nickelstähle müssen demnach in abgeschrecktem Zustande verwendet werden, wie sie auch schon von den Stahlwerken zur Lieferung kommen. Eine Erwärmung auf 600 bis 800° muß beim Verbraucher unbedingt vermieden bleiben oder der Stahl muß nachträglich aus 1100° abgeschreckt werden, was häufig nicht möglich sein wird.

In vielen Fällen wird nun eine Erwärmung nicht zu umgehen sein. Das trifft vor allem für Teile zu, die geschweißt werden. An den Schweißstellen treten außerordentlich hohe Temperaturen auf, die von der Schweißung weg mit der Entfernung abnehmen und schließlich auf Raumtemperatur sinken. Bei diesem allmählich verlaufenden Wärmeabfall von der Schweißhitze auf Raumtemperatur muß es natürlich in einem gewissen Abstand von der Schweißstelle immer irgendwo einen parallel zur Schweißnaht laufenden Bereich geben, in dem die Temperatur gerade 600 bis 800° beträgt. Hier fallen die Karbide aus, und hier tritt dann bei einem chemischen Angriff auch die „interkristalline Korrosion“ auf. Große geschweißte Behälter kann man aber nach dem Schweißen nicht mehr glühen und abschrecken. Selbst wenn die Einrichtungen dafür ausreichen sollten, wird sich eine solche Wärmebehandlung dennoch verbieten, weil die betreffenden Gegenstände dadurch einen stärkeren Verzug erleiden.

Die Metallurgen haben auch hier Abhilfe geschaffen. Sie haben den Chrom-Nickelstählen noch weitere Legierungselemente zugesetzt, und zwar solche, die eine größere chemische Verwandtschaft zum Kohlenstoff haben. Derartige Grundstoffe sind: Tantal (Ta), Niob (Nb), Titan (Ti) usw. Sind solche Elemente im Stahl anwesend, dann verbindet sich der Kohlenstoff mit ihnen, das Chrom dagegen bleibt ungebunden und seiner Bestimmung erhalten. Diese Tantal-, Niob-, Titankarbide sind außerdem im Austenit der Chrom-Nickelstähle nicht löslich. Sie können daher auch nicht bei den kritischen Temperaturen von 600 bis 800 ° in der schädlichen Form ausgeschieden werden. Die interkristalline Korrosion ist damit wirksam unterbunden, die Stähle sind „schweißfest“¹ geworden (Abb. 31, s. Bildanhang).

Ein weiterer Weg, die interkristalline Korrosion zu vermeiden, liegt noch in der Veränderung des austenitischen Gefüges an sich. Durch Zusatz von Silizium tritt neben Austenit auch Ferrit im Gefüge auf und es zeigt sich eine merkliche Minderung der Neigung zur interkristallinen Korrosion. Die Ursachen für diese Wirkung des Ferrits sind noch nicht geklärt. Auf eine Erörterung des Problems muß verzichtet werden, weil es über den Rahmen dieses Buches hinausgeht.

Eine weitere Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit der Chrom-Nickelstähle wird durch die Grundstoffe Molybdän (Mo) und Kupfer (Cu) erzielt. Molybdän wirkt vor allem den Angriffen von Salzsäure, Schwefelsäure und schwefliger Säure entgegen. Kupfer dagegen verbessert den Widerstand gegen Rosten, indem es auf der Oberfläche des Stahles einen dünnen unsichtbaren Niederschlag — eine ergänzende Schutzschicht — bildet.

Die vorhin beschriebene „interkristalline Korrosion“ kann man auch dadurch einschränken — wenn auch nicht ganz unterdrücken —, daß man den Kohlenstoffgehalt möglichst tief — etwa bei 0,04 bis 0,07 % — hält. Das ist leicht zu verstehen, denn der Kohlenstoff ist es ja, der die Karbide bildet, welche dann interkristallin ausgeschieden werden. Am besten wäre es natürlich, den Kohlenstoff ganz fernzuhalten, was sich aber praktisch nicht durchführen läßt.

¹ Diese Stähle werden manchmal auch als „schweißbar“ bezeichnet. Das ist aber unrichtig und gibt zu Mißverständnissen Anlaß. Auch die anderen Qualitäten ohne den angegebenen Legierungszusatz sind verhältnismäßig gut schweißbar, nur tritt bei ihnen eben nachher die interkristalline Korrosion auf, wenn sie einem chemischen Angriff ausgesetzt werden.

Aus dem gleichen Grunde sind auch die verschiedenen Sonderweicheisen (wie Armco-Eisen usw.) ohne jeden Legierungsgehalt — höchstens mit einem geringen Kupferzusatz — weit rostbeständiger als die gewöhnlichen Stähle. Den korrosionsbeständigen Stählen stehen sie allerdings weit nach.

Die „schweißfesten“ Stähle haben leider auch Nachteile: Vor allem eignen sie sich weniger für Hochglanzpolitur. Auch ist ihre Tiefziehfähigkeit geringer.

Der bekannteste und am häufigsten verwendete korrosionsbeständige Chrom-Nickelstahl ist wohl der Stahl mit 18 % Chrom, 8 % Nickel und 0,10 % Kohlenstoff, sowie die schweißfeste Gegenqualität hierzu mit dem entsprechenden Legierungszusatz für die Abbindung des Kohlenstoffes. Zahlreich sind die Verwendungsmöglichkeiten im Haushalt, in der chemischen Industrie (Ausnahme: Salpetersäure-Industrie) und in der Nahrungs- und Genußmittelindustrie.

Eine ansehnliche Steigerung der Beständigkeit erfahren die beiden genannten Parallelqualitäten durch Zusatz von etwa 2 % Molybdän. Als Anwendungsgebiete für die so verbesserten Stähle seien Färbereien und Bleichereien sowie die Sprengstoff- und die Zellstoff-Industrie angeführt.

Werden außer den 2 % Molybdän auch noch etwa 2 % Kupfer zulegiert, dann erhält man Stähle, die hoch gesteigerter Beanspruchung gewachsen sind, wie sie z. B. in Beizereien und auch in Färbereien auftritt. Diese Stähle besitzen eine ausreichende Beständigkeit gegen warme Schwefelsäure.

Für Tiefziehzwecke eignet sich sehr gut ein Stahl mit etwa 12 % Chrom, 12 % Nickel und 0,10 % Kohlenstoff. Seine Säurebeständigkeit ist allerdings etwas geringer, und er wird hauptsächlich als rost-sicherer Stahl für Uhrengehäuse verwendet.

Zu erwähnen wäre noch, daß die korrosionsbeständigen Chrom-Nickelstähle als austenitische Stähle unmagnetisch sowie ferner nicht härtbar sind. Für Messer sind sie daher nicht zu gebrauchen.

Da Mangan, wie wir wissen, auf den Stahl eine ähnliche Wirkung ausübt wie Nickel, ergab es sich von selbst, korrosionsbeständige Stähle zu schaffen, bei denen das Nickel durch Mangan ersetzt ist. Bei den Chrom-Manganstählen wurden die Legierungsgehalte ähnlich angesetzt wie bei den Chrom-Nickelstählen, also z. B. mit etwa 18 bis 20 % Chrom, 8 % Mangan und 0,10 % Kohlenstoff. Man erzeugt

aber auch Stähle im umgekehrten Legierungsverhältnis, also mit etwa 18% Mangan und 9% Chrom. Die Chrom-Manganstähle sind in vielen Fällen ein vollwertiger Ersatz für die Chrom-Nickelstähle. Sie sind auch schweißbar. Manchmal wird allerdings die etwas schwerere Verarbeitbarkeit empfunden.

Eine weitere Bereicherung hat die Reihe der korrosionsbeständigen Sonderstähle durch die Legierungsmöglichkeit mit Stickstoff gefunden. Rapatz¹ faßt die dabei erzielbaren Verbesserungen der Stahleigenschaften in folgender Weise zusammen: Stickstoff erweitert den Beständigkeitsbereich des Austenits und verleiht diesem darüber hinaus höhere Streckgrenze, Dehnung, Zähigkeit, Warmfestigkeit und Dauerstandfestigkeit. Korrosionsbeständige Chrom-Nickel-Stickstoffstähle werden als nickelsparende Legierungen gebraucht. Chrom-Mangan-Stickstoffstähle haben gegenüber den korrosionsbeständigen Chrom-Manganstählen den Vorteil größerer Zähigkeit, im Korrosionsverhalten sind sie praktisch gleich.

Chemische Zusammensetzung einiger stickstofflegierter korrosionsbeständiger Stähle¹.

C %	Cr %	Mn %	Ni %	Mo %	N ₂ %	b+Ta %	Bemerkung
0,10	18	—	—	—	0,20	—	Schweißfester Chromstahl
0,20	18	—	—	—	0,20	—	Vergütbarer, lochfraßbeständiger Austauschstahl für Stahl mit 18% Cr und 1,5% Ni
0,12	18	10	1,5	—	0,20	—	Beständig wie entsprechender stickstofffreier Stahl, aber besser verformbar
0,12	22	3,5	4	—	0,20	1,0	Beständig wie Stahl mit 18% Cr und 8% Ni, schweißfest
0,07	20	—	5,5	—	0,20	—	Beständig wie Stahl mit 18% Cr, 8% Ni und 1,5% Mo, schweißfest
0,12	22	—	5,5	1,5	0,20	1,0	
0,07	22	—	5,5	1,5	0,20	—	

Schließlich wären noch die korrosionsbeständigen Siliziumstähle zu erwähnen. Ihre Wirkung beruht darauf, daß sich auf der Oberfläche der mit Silizium legierten Qualitäten bei einem chemischen Angriff eine dünne Schutzschicht aus Kieselsäure ausbildet — ein ganz ähnlicher Vorgang also, wie er bei den chromhaltigen Stählen in Form des Chromoxydfilms auftritt. Es handelt sich dabei in der Hauptsache um Siliziumgehalte von etwa 12 bis 15%. Diese Legierungen sind jedoch nicht schmiedbar.

¹ Rapatz: Stahl und Eisen 48, S. 1073/1078 (1941).

Wir haben uns bis jetzt nur mit der Korrosion bei Raumtemperatur beschäftigt. Ähnliche Verhältnisse liegen aber auch bei höheren Temperaturen von etwa 600 bis 1300° vor, nur daß die Oxydation hierbei rascher fortschreitet. Es werden sich daher die bisher besprochenen rost- und säurebeständigen Stähle in gewissem Ausmaße auch als hitzebeständig erweisen. Allerdings ist zu berücksichtigen, daß diese — wie man sie auch nennt — „feuerfesten“ Sonderstähle nicht nur zunderfest, d. h. korrosionsbeständig zu sein brauchen, sondern überdies eine große Warmfestigkeit und auch einen genügenden Verschleißwiderstand besitzen müssen, wenn sie wirklich als hitzebeständige Stähle brauchbar sein sollen.

Unlegierter Stahl wird bei höheren Temperaturen durch Verzunderung (Oxydation) rasch zerstört. Diese Zerstörung schreitet bei solchen Stählen aus dem Grunde so schnell fort, weil der sich bildende Zunder immer sofort abspringt und die Stahloberfläche daher dauernd weiteren Angriffen schutzlos ausgesetzt ist. Soll ein Stahl hitzebeständig sein, dann muß der erste Zunder, der nun einmal nicht zu vermeiden ist, erhalten bleiben und als schützende Decke fest an der Oberfläche haften. Diese Wirkung wird wieder in erster Linie durch Chromzusatz erzielt. Es bildet sich auch bei hohen Temperaturen eine feste Schicht von Chromoxyden, die das darunterliegende Material vor weiterer Korrosion bewahrt.

Die Wirkung des Chroms in den hitzebeständigen Stählen verstärkt man häufig durch Zugabe von Silizium und Aluminium.

Zur Erhöhung der Festigkeitseigenschaften in der Wärme wird den hitzebeständigen Stählen Nickel zulegiert. Hierdurch werden die an sich ferritischen Chromstähle in den austenitischen Zustand übergeführt und damit sowohl die für die Verarbeitung als auch für die Verwendung wichtigen Eigenschaften bei Raumtemperatur und hohen Temperaturen verbessert.

Lfd. Nr.	Chemische Zusammensetzung in Proz.							hitzebeständig bis ° C
	C	Si	Mn	Al	Cr	Ni	Ti	
1	0,1	0,75	—	0,75	6,5	—	—	800
2	0,1	1,0	—	0,95	13,0	—	—	900
3	0,1	0,95	—	0,95	18,0	—	—	1050
4	0,1	0,75	—	5,0	8,0	—	1,0	900
5	0,1	1,5	—	1,5	24,0	—	—	1200
6	0,1	0,75	—	4,5	21,0	—	1,0	1200
7	0,15	0,4	0,65	—	25,0	3,5	—	1100
8	0,15	2,0	—	—	19,5	9,5	—	1050
9	0,15	2,0	0,5	—	24,0	19,0	—	1200
10	0,15	3,5	1,0	—	21,0	30,0	—	1200

Auch bei den hitzebeständigen Stählen hat man mit Erfolg von der Legierungsmöglichkeit mit Stickstoff Gebrauch gemacht. Einen Überblick über stickstofflegierte hitzebeständige Stähle gibt die folgende Zahlentafel.

Chemische Zusammensetzung einiger stickstofflegierter hitzebeständiger Stähle¹.

C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	N ₂ %	Dauerstand- festigkeit ² bei 700° kg/mm ²	Zunderbestän- digkeit bis ° C
0,20	1	—	25	3	0,20	3,5	1200
0,14	—	18	13	—	0,20	10	850
0,10	1	—	17	15	0,20 ²	13	900

Die Beurteilung, welcher rost-, säure- oder hitzebeständige Stahl für einen bestimmten Fall am besten geeignet ist, hängt oft von vielen Begleitumständen ab. Man wird daher immer am besten fahren, wenn man vor Verwendung solcher Stähle den Rat eines erfahrenen Edelfabrikanten einholt.

28. Die Schnellarbeitsstähle.

Was die Erfindung der Schnellarbeitsstähle für die Entwicklung von Industrie und Technik bedeutet, davon macht sich der Nichttechniker meistens nicht einmal annähernd eine Vorstellung. Wollte man heute die Schnellarbeitsstähle aus unseren Fabriken nehmen, so würden damit gleichzeitig alle unsere modernen und hochleistungsfähigen Dreh- und Bohrmaschinen überflüssig werden, ja ganze Industriezweige zum Erlahmen kommen — der Stand der Technik würde um Jahrzehnte zurückgeschraubt.

Die Eigenart des Schnellarbeitsstahles wird schon durch seinen Namen angedeutet: man kann mit diesem Stahl schneller als mit anderen Werkzeugstählen arbeiten, d. h. drehen, bohren, fräsen. Diese Möglichkeit ergibt sich nicht so sehr aus der größeren Härte des Schnellstahles. Ein gut gehärteter Kohlenstoffstahl mit höherem Kohlenstoffgehalt steht bei Raumtemperatur einem gehärteten Schnellstahl in der Härte keinesfalls nach. Der große Unterschied liegt darin, daß der gehärtete Kohlenstoffstahl beim Erwärmen (An-

¹ Rapatz: Stahl und Eisen 48, S. 1073/1078 (1941).

² Dazu noch 2 % Cu, 2 % Mo und 1 % Ta + Nb.

³ Nach DIN-Vornorm DVM-Prüfverfahren A 117/118.

lassen) schon bei etwa 250° weich wird und damit seine Schneidfähigkeit verliert, während der Schnellarbeitsstahl nach richtiger Wärmebehandlung bis nahezu 700° seine volle Härte und Schneidkraft behält. Diese Eigenschaften werden durch das Anlassen sogar noch gesteigert. Das hervorstechende Merkmal des Schnellarbeitsstahles ist somit seine außergewöhnlich hohe Anlaßbeständigkeit.

Die hohe Anlaßbeständigkeit, die den Schnellarbeitsstahl über alle anderen Stähle heraushebt, ist aber gerade für die Dreh- und Bohrarbeit von besonderer Bedeutung. Beim Zerspanen von Metallen und anderen harten Stoffen in kaltem Zustande tritt infolge der Reibung eine oft beträchtliche Erwärmung des Werkzeuges auf, wodurch die Schneiden schnell weich, stumpf und unbrauchbar werden. Die Höhe der Erwärmung hängt vorwiegend von der sog. Schnittgeschwindigkeit ab. Je schneller gedreht oder gebohrt wird, desto schneller werden die Schneiden weich und stumpf. Vor der Erfindung der Schnelldrehstähle mußte man darauf bedacht sein, das Drehmesser nicht zu warm werden zu lassen; man mußte langsam schneiden und durfte nur ganz dünne Schichten von dem zu bearbeitenden Werkstück abtragen, mit anderen Worten: man mußte die Schnittgeschwindigkeit und die Spantiefe möglichst gering halten. Das war ein recht zeitraubendes und unwirtschaftliches Arbeiten.

Mit der Einfindung der Schnellarbeitsstähle wurde das anders. Jetzt konnten die großen, leistungsfähigen Maschinen gebaut werden, die auch das letzte aus dem neuen Stahl herausholten. Bei dem modernen Arbeitstempo nimmt der Meißel oft eine ganz bedeutende Eigenwärme an, die sich bis zur Dunkelrotgluthitze steigern kann, aber trotzdem „steht“ er, d. h. die Schneide bleibt hart und scharf.

Die hohe Anlaßbeständigkeit der Schnellarbeitsstähle wird durch entsprechendes Legierung mit geeigneten Grundstoffen erzielt. Alle Schnellstähle sind hoch und mehrfach legierte Stähle mit ledeburitischem Gefüge.

Der Kohlenstoffgehalt bewegt sich bei diesen Stählen im allgemeinen zwischen 0,65 und 0,90 %.

Das wichtigste Legierungselement ist für den Schnellstahl zweifellos das Wolfram. Es ist in Verbindung mit Chrom der eigentliche Träger der Rotgluthärte und macht den Stahl erst zum Schnellstahl. Das Wolfram bildet im Stahl verschiedene Verbindungen, von denen die wichtigste ein hartes Doppelkarbid ist, dessen Härte fast

an jene des Diamanten heranreicht. Die Wolframgehalte bewegen sich bei Schnellstahl derzeit zwischen 8 und 19%, sofern man von dem in den letzten Jahren entwickelten sogenannten „Dreierstahl“ absieht, der nur mehr einen Wolframgehalt von 2,5% aufweist.

Chrom wird den Schnellstählen im Ausmaße von etwa 3 bis 4% beigegeben. Es unterstützt das Wolfram in seinem Einfluß und erhöht wesentlich die Härte und Schnittleistung. Auch verfeinert es, ähnlich dem Wolfram, das Gefüge des Stahles.

Molybdän übt im Schnellarbeitsstahl eine ähnliche Wirkung wie Wolfram und Chrom aus. Man hat daher im Weltkriege 1914/18 als Ersatz für die mit Wolfram legierten Stähle Molybdänschnellstähle hergestellt, die den Wolframstählen in der Leistung kaum nachstanden. Die Molybdänstähle sind aber etwas schwieriger zu schmieden, sie werden leicht überhitzt und sind somit empfindlich bei der Wärmebehandlung. Man ist daher nach dem Kriege von den Molybdänstählen wieder abgekommen. Ganz verzichtet man im Schnellstahl aber auch heute nicht auf dieses Element, weil es die Härte und die Schnittleistung erhöht. Später hat man sich übrigens wieder mehr auf dieses Legierungselement besonnen, und vor allem in Amerika werden Schnellstähle mit Mo-Gehalten bis 8% und darüber gegossen. Der Wolframgehalt kann dadurch, wie bereits oben erwähnt, ganz wesentlich zurückgehen. Auch in Deutschland hat man vorübergehend Schnellstähle mit hohen Molybdän-Gehalten erzeugt, mit Rücksicht auf die Rohstofflage dürfen sie jedoch jetzt nicht mehr hergestellt werden.

Vanadin wird den Schnelldrehstählen in Mengen von etwa 1,5 bis 5,0% beigegeben. Es steigert ganz wesentlich die Leistungen. Zu berücksichtigen ist jedoch, daß Vanadin fast ausschließlich an den Kohlenstoff gebunden wird, weshalb es notwendig ist, mit steigendem Vanadiningehalt auch den Kohlenstoffgehalt zu erhöhen. Das hat in neuerer Zeit zu der Herstellung von Schnellarbeitsstählen mit Legierungen von etwa 1,2% Kohlenstoff und über 3% Vanadin geführt.

Eine ganz außerordentliche Steigerung der Leistungen des Schnellstahles hat man durch Zusatz von Kobalt erzielt. Nach Oertel und Grützn er (Die Schnelldrehstähle, Verlag Stahleisen 1931) steigt die Leistung eines 18proz. Wolframstahles bei einem Kobaltzusatz von 5% um 100%, bei einem Zusatz von 10% Co um etwa

200 % gegenüber einem kobaltfreien Stahl, verglichen bei der Bearbeitung von Chrom-Nickel-Baustahl mit 85 kg/mm² Festigkeit. Mit kobaltlegierten Schnellstählen kann man sogar Manganhartstahl bearbeiten, was mit anderen Stählen nicht möglich ist. Je höher der Kobaltgehalt steigt, desto spröder wird der Stahl. Dieser Wirkung arbeitet jedoch Vanadin entgegen. Man wird daher in den Kobaltschnelldrehstählen immer einen entsprechenden Vanadinzusatz finden. Wichtig ist, daß Kobalt den Härtebereich erweitert (d. h. die Härtung durch weniger eng gezogene Hitzegrenzen erleichtert) und die Härte-temperatur erniedrigt. Aus Ersparnisgründen wird heute die Möglichkeit einer Leistungssteigerung durch Kobaltzusätze nur bis 3 % Co ausgenützt.

Die Leistung der Schnelldrehstähle hängt jedoch nicht allein von der Legierung ab, auch die richtige Wärmebehandlung spielt eine große Rolle. In der Härtung unterscheiden sich die Schnellstähle auffallend dadurch von anderen Stählen, daß sie aus wesentlich höheren Temperaturen gehärtet werden müssen.

Wie uns vom Eisen-Kohlenstoff-Diagramm her bekannt ist, weisen die ledeburitischen Kohlenstoffstähle drei Arten von Karbid auf: das Plattenkarbid innerhalb der einzelnen Perlitkristalle, ferner das Schalenkarbid, das die Perlitkristalle umschließt, und schließlich die eingestreuten ledeburitischen Karbidkörner. Das Plattenkarbid löst sich beim Perlitpunkt auf, das Schalenkarbid bei den höheren Temperaturen im Bereich bis zu den Grenzlinien *S-E* und *E-C* im Diagramm. Das Ledeburitkarbid dagegen kann im Stahl im festen Zustande überhaupt nicht gelöst werden — es geht erst im flüssigen Stahl, d. h. in der Schmelze auf. Diese Zustände und Veränderungen sind im großen und ganzen auf die Schnellarbeitsstähle übertragbar, wenngleich bei diesen infolge der Anwesenheit größerer Mengen von Legierungselementen die Verhältnisse doch anders liegen und vor allem andere Karbide auftreten, die viel schwerer löslich sind als die reinen Eisenkarbide.

Um die größtmögliche Härte und Anlaßbeständigkeit zu erreichen, ist es notwendig, den Schnelldrehstahl für das Härten auf so hohe Temperaturen zu erwärmen, daß die unterledeburitischen Sonderkarbide alle in Lösung gehen. Dazu braucht man Temperaturen von 1220 bis 1300 °, die von der Schmelztemperatur nicht mehr weit entfernt sind (Abb. 32, s. Bildanhang). Um die für die verschiedenen

Qualitäten vorgeschriebenen Härtetemperaturen genau einhalten zu können, verläßt man sich beim Härten der Schnellstähle nicht auf bloße Schätzung auf Grund der Glühfarbe, wie dies bei anderen Stählen vielfach ausreicht, sondern man bedient sich genau registrierender Meßwerkzeuge.

Im derart gehärteten Zustande ist das Gefüge des Schnellstahles nicht so gleichartig wie etwa bei mittelharten Kohlenstoffstählen. Neben der martensitischen Grundmasse, der Trägerin der Spannungshärte, ist auch ein austenitischer Anteil festzustellen, der die Umwandlung nicht mitgemacht hat, sondern in beständiger Form erhalten geblieben ist. Darüber hinaus sind noch die ledeburitischen Körner vorhanden, die selbst bei der hohen Härtungstemperatur nicht in Lösung gekommen waren und die jetzt in der Meißelschneide wie aufgesetzte Schneidzähne wirken.

Wird der richtig gehärtete Schnelldrehstahl auf 550 bis 600° angelassen, so wird er, wie schon erwähnt, nicht weich, es tritt im Gegenteil eine weitere Steigerung der Härte ein. Das ist auf zweierlei Umstände zurückzuführen: Einerseits treten Ausscheidungs-

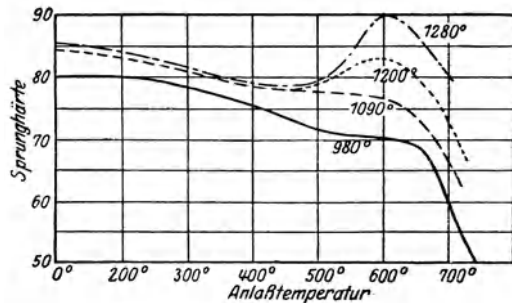


Abb. 34. Härteverlauf von gehärtetem Schnellstahl beim Anlassen.

vorgänge auf, mit denen, wie wir wissen, immer eine Härtezunahme verbunden ist; andererseits zerfällt der oben erwähnte, beim Härten zurückgebliebene Restaustenit und wandelt sich in Martensit um (Abb. 33, s. Bildanhang). Einen ähnlichen Vorgang haben wir bei der Besprechung des Mangan-Hartstahles im Abschnitt 10 kennengelernt. Durch dieses härtesteigernde Anlassen erhöht sich die Härte des Schnellstahles noch um etwa 50 bis 60 Brinelleinheiten, aber nur dann, wenn die vorangegangene Härtung bei den angegebenen hohen Temperaturen durchgeführt wurde. War die Härtetemperatur niedriger, dann läßt auch die härtesteigernde Wirkung des Anlassens nach, wie aus Abb. 34 ersichtlich ist.

Das Härten des Schnellstahles stellt eines der schwierigsten Kapitel in der ganzen Wärmebehandlung der Edelmetalle dar, und

es ist nicht möglich, im Rahmen dieses Buches darauf näher einzugehen¹.

Wegen des hohen Preises der Schnelldrehstähle und zur Einsparung von Legierungsmetallen werden die Werkzeuge vielfach aus billigem Siemens-Martinstahl angefertigt, und auf diese „Halter“ wird dann die arbeitende Schneide aus Schnellstahl in Form eines Plättchens aufgelegt (aufgelötet oder aufgeschweißt).

29. Die Schneidmetalle.

Die unter vorstehendem Sammelnamen zusammengefaßten Legierungen sind keine Stähle mehr. Ihre Besprechung fügt sich aber doch gut in den Rahmen dieses Buches, da sie sozusagen eine Fortsetzung der Schnellarbeitsstähle darstellen, deren höchstlegierte Arten sie in ihren Leistungen noch überbieten.

Grundsätzlich sind zwei Hauptgruppen von Schneidmetallen zu unterscheiden:

a) die Stellite,

b) die Hartmetalle (Karbidschneidmetalle).

Bei den ersteren handelt es sich um Legierungen des Kobalts mit Chrom, Wolfram und ähnlichen Elementen; die Hartmetalle dagegen bestehen in der Hauptsache aus Karbiden einiger besonders geeigneter Grundstoffe, wie z. B. des Wolframs, des Titans, des Tantals oder des Molybdäns.

a) Die **Stellite** sind aus Amerika zu uns gekommen und haben von dort auch ihren Sammelnamen mitgebracht. Als deutsche Erzeugnisse haben sie bei den verschiedenen Herstellerfirmen besondere Markenbezeichnungen erhalten.

Die Stellite sind gegossene Legierungen, die etwa zur Hälfte aus Kobalt bestehen, während sich die andere Hälfte aus verschiedenen Elementen — Chrom, Molybdän, Tantal u. a. — zusammensetzt. Auch Kohlenstoff ist meistens mit etwa 1,5 bis 3,0 % vertreten.

Die Stellite lassen sich nicht schmieden, sie müssen gleich in die endgültige Form gegossen werden. Wegen ihres Gußgefüges sind sie sehr spröde. Sie werden daher selten als Vollmesser verwendet, sondern auf Halterstähle in Plättchenform aufgelötet.

¹ Wer sich darüber unterrichten will, dem stehen eine Reihe guter Spezialwerke zur Verfügung. Vor allem sei in dem Zusammenhange auf das Buch „Das Härten des Stahles“ von Rapatz-Reiser, Leipzig 1932, hingewiesen.

Auf dem Gebiete der spangebenden Formung sind die Stellite allerdings vielfach von den gesinterten Hartmetallen verdrängt worden. Man verwendet sie aber in Gestalt von Formstücken für Werkzeuge und Teile, die hohe Verschleißfestigkeit besitzen müssen, so z. B. für Preß- und Ziehmatrizen für die Stabstahl- und Drahterzeugung, Sandstrahldüsen, Führungen usw.

Darüber hinaus sind den Stelligen weitere wichtige Anwendungsgebiete erschlossen worden. Wegen ihrer guten Verschweißbarkeit eignen sie sich vorzüglich zum Panzern von Verschleißteilen. Man hat eine ganze Reihe von Härteabstufungen entwickelt, um den verschiedenartigen Ansprüchen gerecht zu werden. Die härtesten Sorten nimmt man für Werkstücke, die auf groben Verschleiß beansprucht werden, so zum Panzern von Schrämwerkzeugen, Förderschnecken, Verschleißteilen für Mahlanlagen usw. Eine zähere Abart eignet sich vor allem zum Auftragen von Ventilkegeln und Ventilsitzen. Eine andere Legierung gibt Warmarbeitswerkzeugen verschleißfeste Arbeitsflächen und Schneidkanten, z. B. Ziehringen, Abgratwerkzeugen, Schnitten usw.

In neuerer Zeit sind verschiedene „Sparmetalle“ auf den Markt gekommen, bei denen ein Teil der Legierungsmetalle, vor allem das Kobalt, eingespart, d. h. in der Hauptsache durch Eisen ersetzt wird.

Die Stellite sind naturhart und bedürfen keiner Wärmebehandlung. Für manche Fälle ist ihre Beständigkeit gegen Rost- und Säureangriffe wichtig.

b) Die Hartmetalle werden in zwei Ausführungen hergestellt, als Guß- sowie als Sintermetalle.

Die gegossenen Hartmetalle haben wegen ihrer Sprödigkeit nur eine beschränkte Verwendung gefunden, etwa als Drahtziehwerkzeuge u. dergl., nicht aber für Werkzeuge zu spanabhebender Bearbeitung.

Für die gesinterten Hartmetalle dagegen ergeben sich vielseitige Verwendungsmöglichkeiten. Ihr hauptsächlichstes Anwendungsgebiet haben sie jedoch in der Zerspanungsindustrie gefunden. In Gestalt von Schneidplättchen werden sie auf Halterstähle aufgelötet und ohne jede Wärmebehandlung in Gebrauch genommen.

Das Herstellungsverfahren, das „Sintern“, besteht im wesentlichen darin, daß man das betreffende Karbid, das den Hauptbestandteil des Hartmetalls bilden soll, durch Feinmahlen auf geeignete Korn-

größe bringt und so das erhaltene Pulver mittels eines zähen Hilfsmetalle — Kobalt mit Nickelzusatz — bei bestimmten hohen Temperaturen unter Luftabschluß zusammenbacken läßt und solcherart verkittet. Danach wird die Masse auch schon in die endgültige Form gepreßt.

Man kann wohl sagen, daß das Auftreten der Karbid-Hartmetalle geradezu revolutionierend im Werkstättenbetrieb gewirkt hat. Die Schnittgeschwindigkeiten wurden gegenüber Schnellstahl um ein Vielfaches erhöht und damit die Fertigungszeiten ganz beträchtlich herabgesetzt; dies unter anderem teilweise auch dadurch, daß infolge des jetzt auch wesentlich genaueren Schneidens oft jede Nacharbeit entfallen kann. Weitere Vorteile bei Verwendung von Hartmetall sind: längere Standzeiten der Werkzeuge, Verringerung der Einrichtungszeiten, Einsparung von Maschinen und Arbeitskräften, Steigerung und Verbilligung der Erzeugung. Auch ist das Zerspanen von vielen Werkstoffen überhaupt erst jetzt möglich geworden, so z. B. von Grauguß und Hartguß, von Manganhartstahl, von Kunstharz, Hartgummi, keramischen Stoffen und sogar von Glas.

In den letzten Jahren haben immer mehr Werke die Erzeugung von Sintermetall aufgenommen. Um dem Verbraucher den Einkauf zu erleichtern, haben sich die Herstellerfirmen vor einiger Zeit auf die nachstehenden gemeinsamen Markenbezeichnungen für die einzelnen Härteabstufungen geeinigt.

Hartmetall	Anwendung
S 1, S 2, S 3	Zum Abdrehen aller bekannten Stahllarten bis zu den höchsten Festigkeiten (geglüht, vergütet, gehärtet), ferner von Stahlformguß und von Manganhartstahl.
G 1, G 2, G 3	Für gewöhnlichen Maschinenguß bis zu einer Härte von 200 Brinelleinheiten, für Kupferlegierungen und Leichtmetalle sowie für Isolierstoffe; zum Bohren, Senken, Fräsen und Reiben auch von langspanenden Werkstoffen; für schlagende und bohrende Bergbauwerkzeuge für Kohle, Kali und Gestein; zum Belegen von Flächen, die starker Reibungsabnutzung unterworfen sind.
H 1, H 2	Für härtere Gußarten über 200 Brinelleinheiten und Hartguß, für nichtmetallische Werkstoffe wie Horn, Bein, Hartpapier, Schiefer, Marmor, Porzellan, Glas.
F 1	Zum Feinstbohren und maßgenauen Feinstschlichten von Stahl bei Arbeiten mit höchsten Schnittgeschwindigkeiten und kleinstem Spanquerschnitt.

Die gesinterten Hartmetalle haben eine immer größere Verbreitung gefunden. Sie erfordern nur eine besondere Sorgfalt beim Schleifen, wofür Sonderschleifscheiben verwendet werden müssen.

30. Prüfung der Stähle.

Obwohl der Stahl auf dem ganzen Herstellungsgang nach jedem Erzeugungsabschnitt bereits einer strengen Teilprüfung unterworfen worden ist, muß er vor der Ablieferung noch eine Gesamtprüfung über sich ergehen lassen. Es wird dabei festgestellt, ob er wirklich die Eigenschaften besitzt, die seine künftige Verwendung verlangt; ferner wird nochmals untersucht, ob sich nicht Fehler eingeschlichen haben, die sich im Gebrauch ungünstig auswirken könnten.

Bei der chemischen Prüfung wird festgestellt, ob die vorgeschriebene Zusammensetzung eingehalten worden ist und ob die nun einmal nicht ganz zu vermeidenden Verunreinigungen durch Schwefel, Phosphor usw. innerhalb der zulässigen Grenzen liegen. Die Zusammensetzung allein ist für die Güte des Stahles allerdings nicht ausschlaggebend. Jeder Verbraucher weiß, daß sich Stähle verschiedener Herkunft trotz praktisch gleicher Zusammensetzung recht verschieden verhalten können.

Nach der chemischen Prüfung werden Bruch- und Härteproben gemacht.

Hieran wird sich eine genaue Prüfung des Gefüges anschließen. Dazu werden kleine Probestücke aus dem Stahl herausgeschnitten, geschliffen, poliert und geätzt. Bei der nachfolgenden Untersuchung unter dem Mikroskop wird die Korngröße (Grobkörnigkeit) beurteilt, und es lassen sich auch Fehler, wie Seigerungen, Aufkohlung oder Entkohlung der Randes, Lunker, Risse und Blasen, genau erkennen.

Eine *Seigerung* liegt vor, wenn sich beim Erstarren des Stahles aus der Schmelze einzelne Bestandteile, vor allem Schwefel und Phosphor, aber auch Mangan und Kohlenstoff ungleichmäßig ausgeschieden und verteilt haben, wozu noch Schlackeneinschlüsse kommen können. Als *Lunker* bezeichnet man Hohlräume, die sich ebenfalls beim Erstarren durch das Schrumpfen des Stahles in seinem Innern bilden. Durch geeignete Maßnahmen beim Gießen können die Lunker nach oben in den sog. „verlorenen Kopf“ verlegt werden, der vor dem Auswalzen des Blockes entfernt wird. Sind Lunker im Block zurückgeblieben, dann werden sie durch das

Walzen und Schmieden gestreckt und machen den Stahl unbrauchbar. Treten diese Fehler nicht schon während der Bearbeitung zutage, dann machen sie sich längstens beim Härten unangenehm bemerkbar — die damit behafteten Stücke reißen. *Blasen* sind ähnliche Hohlräume, die aber durch Gase verursacht werden, die im flüssigen Stahl gelöst sind oder sich in der Schmelze neu bilden.

Werden schlackenhaltige Blöcke ausgewalzt, dann strecken sich die Schlackenteile mit und bilden im Stahl ein zeilenartiges Gefüge. Solcher Stahl ist in der Querrichtung nicht so zäh wie in der Längsrichtung und daher wenigerwertig. Ausnahmsweise kann Faserbildung aber auch erwünscht sein, wie z. B. im Federstahl, wo die Faserstruktur die Bruchgefahr der Feder vermindert.

In dem Zusammenhange sollen noch kurz einige Eigenschaften des Stahles besprochen werden, die der Fachmann mit Rot-, Schwarz-, Blaubrüchigkeit bezeichnet. Ein Stahl ist rotbrüchig, wenn er beim Schmieden oder Walzen in der Rotgluthitze, d. h. in dem Hitzebereich zwischen 700 und 900°, leicht reißt. Dabei treten hauptsächlich Querrisse auf. Verantwortlich dürfte für diese Erscheinung die Anwesenheit von Schwefel, Sauerstoff oder Arsen zu machen sein. Von Schwarzbruch spricht man, wenn in kohlenstoffreicheren Stählen die Bruchfläche teilweise ein mattschwärzliches, schuppig „marmoriertes“ Aussehen hat. An diesen Stellen nimmt der Stahl keine Härte an. Die Ursache dafür ist, daß sich in diesem Stahl der Kohlenstoff nicht als Karbid abgeschieden hat, sondern in ungebundener Form, d. h. als reiner Kohlenstoff. Diese Erscheinung tritt besonders dann auf, wenn höhergekohlter Stahl zu langsam abgekühlt wird. Die Blaubrüchigkeit ist eine gesteigerte Verminderung der Zähigkeit zwischen 300 und 500°. In diesem Temperaturbereich besitzt jeder Stahl sein Höchstmaß an Sprödigkeit, weshalb hierbei jede Formveränderung durch Schmieden, Biegen, Bördeln usw. nach Möglichkeit vermieden werden soll, weil sonst leicht Brüche auftreten. Dabei laufen die Bruchflächen blau an, woher die Erscheinung den Namen hat.

Bei der Endprüfung wird aber, wie schon erwähnt, nicht nur nach Fehlern gesucht, es werden vielmehr auch die geforderten Eigenschaften des Stahles genau gemessen. In der Hauptsache handelt es sich dabei um die Festigkeit, Streckgrenze, Dehnung, Einschnürung und Kerbschlagzähigkeit bei den Baustählen, sowie um die Härte bei den Werkzeugstählen.

Eine Reihe von physikalischen Werten erhält man durch den Zugversuch (Zerreißprobe). Aus dem zu prüfenden Stahl wird eine Probe herausgeschnitten und daraus der „Zerreistab“ angefertigt (Abb. 37, s. Bildanhang). Der mittlere Teil des Stabes, in dem er bei der Prüfung reißt, hat einen Durchmesser (d) von 20 mm; die Meßlänge beträgt den zehnfachen Durchmesser ($l = 10d = 200$ mm) oder auch nur den fünffachen ($l = 5d = 100$ mm). Über die vorgesehene Meßlänge hinaus nimmt die Stärke des Probestabes gegen die Enden hin zu. Man erreicht dadurch, daß der Stab auch wirklich innerhalb der schwächeren Meßlänge reißt. Der Zerreistab wird in die „Zerreißmaschine“ eingespannt und langsam belastet. Die Zunahme der Belastung kann man an dem eingeschalteten Manometer verfolgen, das dann beim Reien des Stahles stehenbleibt.

Die *Elastizitätsgrenze* ist jene höchste Belastung, bei welcher der Stab nach der Entspannung wieder seine ursprüngliche Form annimmt. Zur Bestimmung dieses Wertes wird der Stab so oft einer fortschreitend höheren Belastung ausgesetzt und nachfolgend wieder entspannt, bis eine *bleibende* Dehnung festzustellen ist.

Die *Proportionalitätsgrenze* ist jene Belastungsgrenze, bei welcher die Dehnung nicht mehr im gleichen Verhältnis zur Belastung zunimmt.

Die *Fließ- oder Streckgrenze* ist die Spannung, bei welcher die Dehnung des Stabes weiter zunimmt, ohne daß die Belastung erhöht wird. Nach Überschreiten der Streckgrenze tritt eine fortschreitende Verformung des Werkstoffes bis zum Bruch ein.

Bei weiterer Belastung reißt der Prüfstab schließlich. Das Manometer zeigt dann die *Zerrei- oder Bruchfestigkeit* des Stahles an. Ausgedrückt wird die Zerreißfestigkeit in kg/mm^2 , ebenso wie die Elastizitätsgrenze und wie die Streckgrenze.

Die *Dehnung* des Stahles gibt an, in welchem Ausmaße (um wieviel Prozente) die ursprüngliche Meßlänge bis zum Zerreißen des Stabes zugenommen hat.

Beim Belastungsvorgang dehnt sich der Zerreistab nicht gleichmäßig über die ganze Länge aus (Ausnahme: Mangan-Hartstahl). Es tritt vielmehr mit zunehmender Belastung kurz vor dem Bruch an einer Stelle eine stärkere Querschnittsabnahme ein, wo dann der Stab auch reißt. Das Verhältnis zwischen dem ursprünglichen Stabquerschnitt und dem verminderten Querschnitt an der Bruchstelle

bezeichnet man als die *Einschnürung* oder *Kontraktion*. Der Wert wird ebenfalls in Prozenten ausgedrückt.

Die *Kerbschlagzähigkeit* wird in Meterkilogramm (mkg) ausgedrückt. Das Meterkilogramm ist die Maßeinheit, mit der man die Arbeit mißt. Es stellt jene Arbeit dar, die notwendig ist, um ein Kilogramm einen Meter hoch zu heben. Vergleichsweise kann man aber dann auch die Größe einer jeden anderen mechanischen Arbeit in mkg angeben. Als Kerbschlagzähigkeit wird nun die Schlagarbeit bezeichnet, die erforderlich ist, um einen eingekerbten Flachstab durchzuschlagen, und zwar umgerechnet auf einen Querschnitt von

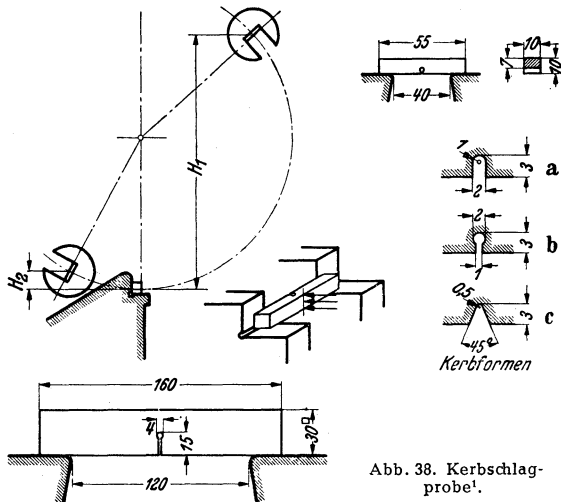


Abb. 38. Kerbschlagprobe¹.

1 cm². — Ausgeführt wird der Kerbschlagversuch mittels des Pendelhammers. In Abb. 38 wird diese Prüfmethode schematisch dargestellt: Der Hammer fällt aus einer bestimmten Höhe bogenförmig herab und schlägt im Schwung den Prüfstab durch. Aus der Höhe, die der Hammer nach dem Brechen des Prüfstabes im Durchschwingen wieder erreicht, wird errechnet, welche Arbeit bei dem Versuch verbraucht worden ist. Eine Teilskizze in der Mitte der Abbildung zeigt, wie der Prüfstab in das Pendelschlagwerk eingelegt wird; er liegt nur an den beiden Enden auf. Daneben sind die üblichen Kerbformen dar-

¹ Aus Werkstattbücher Heft 34: Riebensahn-Traeger: Werkstoffprüfung (Metalle) 2. Aufl., Berlin 1936.

gestellt. — Der Kerbschlagversuch gibt die Zähigkeit des Stahles bei Schlagbeanspruchung an. Sie kann durch falsche Wärmebehandlung vermindert sein. Wir wissen ja bereits, daß überhitzter Stahl grobkörnig und damit spröde ist. Die Kerbschlagzähigkeit ist nun um so höher, je feiner das Gefüge ist. Aber auch Ungängen im Inneren des Stahles können die Kerbschlagwerte stark herabsetzen, da sie wie Einkerbungen wirken.

Ein Bau- oder Maschinenstahl kann bei wechselnder Beanspruchung nach längerer Betriebsdauer brechen, auch wenn die höchste Beanspruchung weit unter der Zerreißfestigkeit liegt. Man spricht dann von einer Ermüdung des Stahles. Es bilden sich dabei zuerst feine Querrisse, die von der Oberfläche ausgehen, sich nach und nach vergrößern und schließlich zum Dauerbruch führen. Mit *Dauerfestigkeit* wird jene größte Beanspruchung bezeichnet, die der Stahl bei dauerndem Belastungswechsel erträgt, ohne zu brechen. Ihr Wert wird in kg/mm^2 angegeben.

Als *Härte* kann man den Widerstand angeben, den ein Körper einem von außen eindringenden zweiten Körper, etwa der Spitze eines Diamanten u. dgl., entgegensetzt. Bei Stahl kann man zur Messung dieses Wertes die Brinellpresse oder den Rockwell-Härteprüfer verwenden. In der Brinellpresse wird eine harte Stahlkugel in den zu prüfenden Gegenstand gepreßt. Je größer bei einem ganz genau festgelegten Druck der Kugeleindruck ausfllt, desto weicher ist der Stahl. Der Durchmesser des Eindruckes wird mittels eines kleinen Mikroskopes ermittelt und mit einer zugehörigen Tabelle verglichen, die für jeden möglichen Eindruck die Brinellzahl angibt. Da der Widerstand gegen das Eindringen der Brinellkugel auf die gleiche Ursache zurückzuführen ist wie der Widerstand gegen das Zerreißen auf der Zerreißmaschine, wird man auch auf ein bestimmtes Verhältnis zwischen Zerreißfestigkeit und Brinellhärte schließen dürfen. Ein solches Verhältnis ist tatsächlich vorhanden, und zwar beträgt die Zerreißfestigkeit etwa ein Drittel der Brinellzahl. Wird die Stahlkugel der Brinellpresse durch eine Diamantpyramide mit einem Spitzenwinkel von 136° ersetzt, dann erhält man als Prüfergebnis die *Vickershärte*. Diese läßt sich genauer ermitteln als die Brinellhärte. Eine Abart des Brinellversuches ist die Feststellung der *Rockwellhärte*. Man bedient sich dabei des Rockwell-Hrteprfers, bei dem eine Diamantspitze (bei hartem Stahl) oder eine kleine hochharte Stahlkugel in den Stahl gepreßt

wird. An der mit dem Apparat verbundenen Meßuhr kann man die Rockwell-Härtezahle sofort ablesen. Dieses Prüfverfahren eignet sich besonders für gehärtete Stähle.

Shore geht bei seiner Härteprüfung von anderen Gedanken-gängen aus. In einer Glasröhre, die mit Teilstrichen versehen ist, läßt er aus einer bestimmten Höhe eine gehärtete Kugel oder ein Hämmerchen auf den zu prüfenden Stahl niederfallen und gibt die Höhe des Rückpralls der Kugel an. Der Apparat heißt *Skleroskop* und man spricht von der *Rückprall-* oder *Skleroskophärte* des Stahles.

Für die Bewährung eines in der Wärme beanspruchten Stahles ist die Widerstandsfähigkeit oder Festigkeit in der Wärme von ausschlaggebender Bedeutung. Unter *Warmfestigkeits-*werten versteht man im allgemeinen Streckgrenzen-, Festigkeits- und Dehnungswerte, wie sie durch den normalen Zugversuch ermittelt werden, der für die Prüfung bei Raumtemperatur üblich ist die Prüfdauer beim Warmzerreißeversuch beträgt jedoch etwa 20 bis 25 Minuten. Die so ermittelten Zahlenwerte, insbesondere die Warmstreckgrenze, sind aber bei Betriebstemperaturen oberhalb 400°C als Berechnungsgrundlage für den Konstrukteur ungeeignet. Schon oberhalb etwa 400°C wirkt der Faktor „Zeit“ bestimmend auf den Ablauf der Verformungen unter Belastung ein, so daß bereits bei Beanspruchungen unterhalb der Warmstreckgrenze ein Fließen des Stahles einsetzt und erst nach längerer Zeit oder überhaupt nicht mehr zum Stillstand kommt. Bisher ist es noch nicht gelungen, ein einfach und rasch durchzuführendes Prüfverfahren zu entwickeln, dessen Ergebnisse als unbedingt zuverlässige Berechnungs- und Konstruktionsunterlage bei beliebigen Temperaturen dienen könnten. Es sind heute erst für das Temperaturgebiet bis zu 600°C genauere Prüf- und Erfahrungsunterlagen vorhanden. In Deutschland hat sich der Begriff der *Dauerstandfestigkeit* eingeführt. Man versteht hierunter nach Vornorm A 117 und 118 des Deutschen Verbandes für die Materialprüfungen der Technik diejenige Beanspruchung, die in der 25. bis 35. Versuchsstunde eine Dehngeschwindigkeit von einem tausendstel Prozent je Stunde ergibt, wobei gleichzeitig die bleibende Dehnung nach 45 Stunden Gesamtversuchszeit nicht mehr als 0,2% betragen darf. Oberhalb 600°C fehlt ein einheitliches Prüfverfahren. Man ist hier auf die Durchführung von *Langzeitversuchen* angewiesen. Die damit ermittelten Werte

bezeichnet man als Dauerbelastbarkeit und versteht darunter z. B. die Belastung, die in 1000 Stunden etwa 1% bleibende Dehnung hervorruft.

Es sind noch andere Methoden zur Prüfung der physikalischen Eigenschaften des Stahles in Gebrauch, die aber im allgemeinen doch nicht die Bedeutung der oben angegebenen Verfahren gefunden haben.

31. Über die Erzeugung von Eisen und Stahl.

Nachdem wir uns beim Durcharbeiten dieses Büchleins bisher gründlich mit dem Wesen des Stahles auseinandergesetzt haben, wollen wir zum Abschluß in großen Zügen auch noch einen kurzen Überblick über die Erzeugung von Eisen und Stahl gewinnen. Wer sich eingehend mit dieser Frage befassen will, dem werden die nachfolgenden Ausführungen allerdings nicht genügen, der muß schon zu einer ausgesprochenen „Eisenhüttenkunde“ greifen.

Das Element Eisen kommt in der Natur nicht in gediegenem Zustande vor, man muß es aus den Eisenerzen gewinnen. Die Erze sind chemische Verbindungen des Eisens mit Sauerstoff und auch noch mit einigen anderen Grundstoffen — wir haben es, um in der Sprache der Chemiker zu reden, mit Eisenoxyden, mit Eisenhydroxyden, mit Eisenkarbonaten zu tun.

Die Gewinnung des Eisens besteht nun in der Hauptsache darin, daß man die chemischen Verbindungen sprengt und dann das freigewordene Eisen aus seiner Umgebung herauserschmilzt.

Bringt man Verbindungen des Sauerstoffs bei hohen Temperaturen mit Grundstoffen zusammen, die zu dem Sauerstoff eine größere „Affinität“, eine größere chemische Verwandtschaft haben, dann löst er sich aus seiner Verbindung, um sich mit dem näher verwandten Grundstoff sofort aufs neue zu verbinden. Der Chemiker bezeichnet eine solche Loslösung des Sauerstoffs als Reduktion, und wir sagen in unserem Fall, die Eisenerze werden zu Eisen reduziert. Stoffe, die den Sauerstoff aus einer chemischen Verbindung herauszulösen vermögen, bezeichnet man als Reduktionsmittel. Das wichtigste Reduktionsmittel bei der Eisengewinnung ist der Kohlenstoff.

Der chemische Prozeß der Eisengewinnung wird im Hochofen durchgeführt, einem 20—30 m hohen, mit feuerfesten Steinen ausgekleideten Schachtofen (Abb. 39, s. Bildanhang).

In wechselnden Lagen wird der Hochofen mit Erz und Koks „beschickt“. Ohne Unterlaß ziehen an einer riesigen Schrägleiter gewaltige Kübel hoch und entleeren ihren Inhalt durch die „Gicht“ in den Ofenschacht. Dem Erz hat man vorher in genau berechneten Mengen die „Zuschläge“ — meistens Kalkstein — beigemischt, und dieses Gemisch wird „Möller“ genannt. Die Zuschläge haben den Zweck, eine leicht schmelzende Schlacke zu bilden, die alle Verunreinigungen des Erzes und des Koks aufzunehmen soll.

Zum Verbrennen des Koks (in holzreichen Ländern nimmt man auch Holzkohle, wie z. B. in Schweden) ist natürlich Luft notwendig. Der Hochofen „zieht“ aber nicht, denn er besitzt keinen Kamin und ist außerdem von unten bis oben vollgestopft. Man muß daher die unentbehrliche Luft unter Druck einführen, und zwar in ganz beträchtlichen Mengen. In großen Gebläsemaschinen wird der „Wind“ erzeugt, der dann durch wassergekühlte Düsen in den unteren Teil des Hochofens hineingepreßt wird. Vorher wird der Wind in den „Winderhitzern“ auf 600 bis 800 ° erhitzt, wodurch man höhere Ofentemperaturen erzielt und auch wirtschaftlicher arbeitet.

Die bei der Verbrennung entstehenden Gase dringen durch die Erz- und Koksschichten nach oben zur Gicht durch und auf diesem Wege erleiden und bewirken sie mannigfache Umwandlungen und Reaktionen. Dabei werden im obersten Teil des Hochofens die Erze und der Brennstoff getrocknet und erhitzt, im mittleren Teil beginnt die Reduktion und zuunterst — im „Gestell“ — sammelt sich das geschmolzene Eisen an. Auf dem Eisen schwimmt die leichtere Schlacke und fließt durch eine in richtiger Höhe angebrachte Öffnung laufend ab. Das flüssige Eisen dagegen wird in Abständen von etwa 3—4 Stunden durch das am Boden des Ofens befindliche „Stichloch“ abgelassen — der Hochofen wird „abgestochen“, indem man das mit Ton verstopfte Stichloch mittels Stochstangen öffnet.

Das zur Gicht hochsteigende Gas entweicht früher ungenützt in die Luft, jetzt wird es aufgefangen und verwertet. Es besteht hauptsächlich aus brennbarem Kohlenoxyd (CO) und nichtbrennbarem Kohlendioxyd (CO₂). Mit Gichtgas betreibt man die Gebläsemaschinen, heizt man Kessel und vor allem auch die oben erwähnten „Winderhitzer“

Abb. 40 zeigt einen solchen Winderhitzer im Schnitt. Ein hoher Zylinder ist bis auf einen engen Verbrennungsschacht mit

einem Gitterwerk aus feuerfesten Steinen ausgefüllt. Das Gichtgas wird zuerst einmal in besonderen Vorrichtungen von dem aus der Gicht mitgerissenen Staub (Koksstaub und Feinerz) gereinigt, dann in den Verbrennungsschacht des Winderhitzers geleitet und darin verbrannt. Die heißen Verbrennungsgase steigen zur Kuppel hoch und ziehen dann durch das Gitterwerk, dessen Steine dabei auf fast 1000° erhitzt werden, zum Schornstein. Hat das Gitterwerk die notwendige Temperatur erreicht, dann wird umgesteuert. Das Gichtgas wird jetzt zu einem zweiten Winderhitzer geleitet, wo sich der geschilderte Vorgang in gleicher Weise wiederholt. Durch den aufgeheizten ersten Winderhitzer wird nun mit Hilfe der bereits erwähnten Gebläsmaschinen in umgekehrter Richtung Luft gepreßt, wobei die glühenden Steine des Gitterwerks die aufgespeicherte Hitze wieder abgeben. Die derweise hochoerhitzte Luft wird dann durch Rohre zu den Blasdüsen des Hochofens geleitet. Abb. 41 zeigt den ganzen Vorgang schematisch.

Das vom Hochofen kommende Roheisen läßt man entweder in Sandformen zu meterlangen Barren, zu „Masseln“ erstarren, oder es wird in flüssigem Zustande durch feuerfest ausgekleidete Pfannen zum Stahlwerk gebracht, wo es zu Stahl verarbeitet wird.

Das Roheisen hat vom Hochofen verschiedene Begleitelemente mitbekommen, die teils aus den Erzen, teils vom Brennstoff herrühren. Erwähnt seien Silizium, Mangan, Phosphor und vor allem Kohlenstoff. Der Gehalt an Kohlenstoff ist verhältnismäßig hoch, er schwankt zwischen 3 und 5%. Infolge dieser Beimengungen ist das Roheisen sehr spröde — es läßt sich weder schmieden noch walzen. Man vergießt es aber in den Eisengießereien auf die verschiedensten Formgußstücke, vor allem auf Konstruktionselemente für den Maschinenbau.

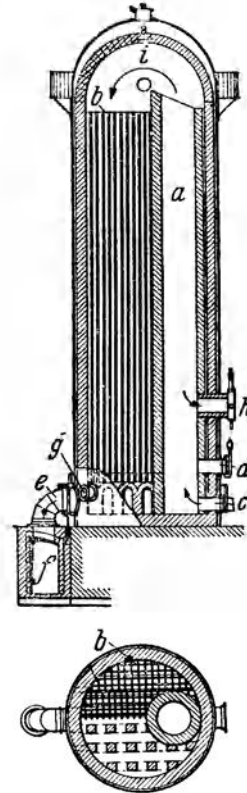


Abb. 40. Winderhitzer nach C o w p e r. a Verbrennungsschacht, b Gitterwerk, c Eintritt der Gase, d Eintritt der Verbrennungsluft, e Ventilkasten für Abgase, f Schornsteinfuchs, g Eintritt des Kaltwindes, h Austritt des Heißwindes, i Kuppel.

Die Stahlerzeugung besteht in der Hauptsache darin, daß man die erwähnten Beimengungen aus dem Roheisen herausbrennt. Den Vorgang nennt man Frischen. Das Frischen wird in der Thomasbirne (Bessemersbirne), im Siemens-Martinofen oder im Elektroofen durchgeführt, in selteneren Fällen auch noch im Puddelofen. In den erstgenannten Öfen gewinnt man den Stahl in flüssigem Zustande, im Puddelofen wird Schweißstahl in teigigem Zustande erzeugt.

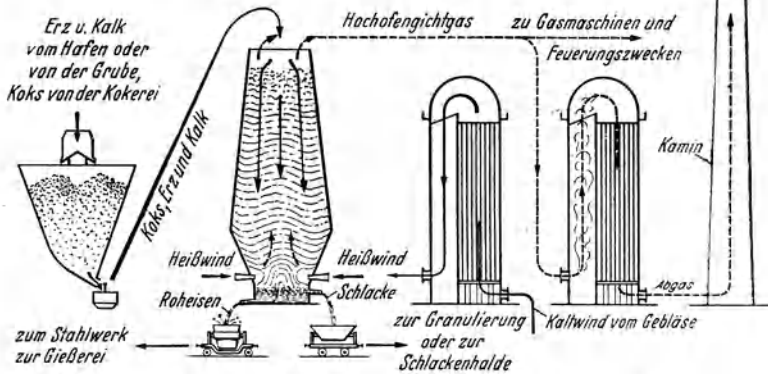


Abb. 41. Schematische Darstellung einer Hochofenanlage.

Die Arbeitsweise der Thomasbirne zeigt die Abb. 42. Die Birne wird nach dem Füllen mit dem aus dem Hochofen kommen-

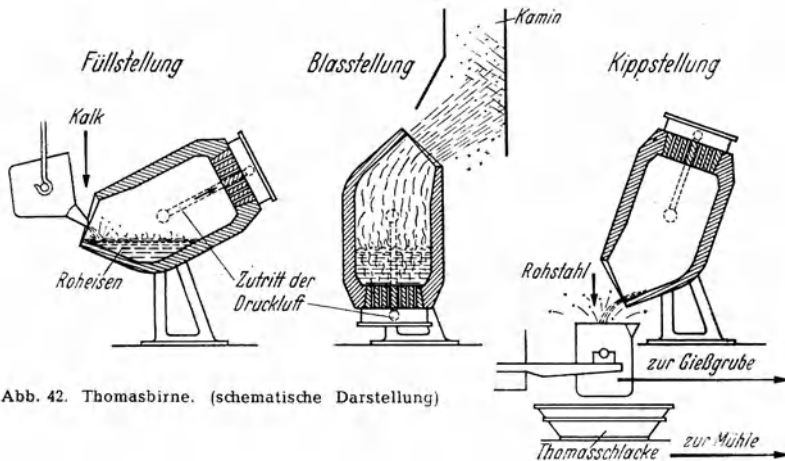


Abb. 42. Thomasbirne. (schematische Darstellung)

den Roheisen aufgerichtet und vom gleichen Augenblick an wird durch die im Boden der Birne befindlichen zahlreichen Luftzuleitungen Luft in das Roheisenbad gepreßt — „geblasen“. Dabei brennt der Luftsauerstoff die Beimengungen — das Silizium, den Kohlenstoff, das Mangan, den Phosphor — zum größten Teil heraus. Ein mächtiges Flammenbündel schießt aus dem Schlund des hochgerichteten Konverters und bietet besonders zur Nachtzeit ein prächtiges Schauspiel. Bei diesem Verbrennungsprozeß entwickeln sich ganz beträchtliche Wärmemengen und die Temperatur des flüssigen Bades erhöht sich um mehrere hundert Grad. Diese Temperatursteigerung kommt sehr erwünscht, denn ohne sie wäre es gar nicht möglich, das Stahlbad flüssig zu halten. Aus dem Eisen-Kohlenstoff-Diagramm ersehen wir den Grund hierfür: flüssiges Roheisen erstarrt im Punkt C des Diagramms. Je mehr wir aber mit dem Kohlenstoffgehalt nach links zurückgehen, desto mehr steigt die Liquiduslinie gegen die Punkte B—A an. Mit anderen Worten: soll das Stahlbad flüssig bleiben, dann muß seine Temperatur um so mehr ansteigen, je geringer der Kohlenstoffgehalt wird. In etwa 20 Minuten ist der ganze Prozeß beendet und damit sind — je nach der Größe der Birne — bis zu 40 Tonnen Roheisen in Stahl verwandelt (Abb. 43, s. Bildanhang).

Die herausgebrannten Beimengungen entweichen entweder in gasförmigem Zustande — als Kohlenoxyd und Kohlendioxyd — aus der Birne, oder sie setzen sich in der Schlacke ab, z. B. als Phosphorsäure. Dadurch wird übrigens die Schlacke zu einem wertvollen Nebenprodukt. Sie wird zu „Thomasmehl“ vermahlen, das wegen seines hohen Phosphorgehaltes ein hochwertiges Düngemittel abgibt.

Die ursprüngliche Konverterausführung ist aber nicht die Thomas- sondern die Bessemerbirne. Der Unterschied liegt hauptsächlich in der feuerfesten Auskleidung. Bei der Bessemerbirne besteht sie aus Sand (Kieselsäure — saures Futter), bei der Thomasbirne dagegen aus Dolomit (basisches Futter). Dieser Unterschied ist bedeutungsvoller, als man auf den ersten Blick glauben möchte. Man kann nämlich in der Bessemerbirne nur aus phosphorarmem Roheisen, wie es z. B. die englischen und schwedischen Erze liefern, guten Stahl herstellen. Die phosphorreichen deutschen und französischen Erze sind für den sauren Konverter unbrauchbar. Den Phosphor kann man nämlich nur durch Kalk verschlacken. Wollte man aber in die mit Kieselsäure ausgekleidete Bessemerbirne Kalk-

zuschläge geben, dann würden diese das saure Futter auflösen und zerstören. Das basische Dolomitfutter dagegen wird von dem ebenfalls basischen Kalk nicht angegriffen.

Zwischen Hochofen und Konverter schaltet man immer einen Roheisenmischer ein. Man macht sich dadurch von den Hochofenabstichen unabhängig und außerdem werden die in der Zusammensetzung verschieden ausfallenden Abstiche gut durchgemischt und man erhält ein auf die Dauer gleichartigeres Roheisen. Die Roheisenmischer sind riesige drehbare Trommeln, die ebenfalls feuerfest ausgekleidet sind und auch geheizt werden können, um den Inhalt flüssig zu halten (Abb. 44, s. Bildanhang).

Vom Windfrischverfahren in der Birne unterscheidet sich grundsätzlich das Herdfrischverfahren im Siemens-Martinofen (Abb. 45, s. Bildanhang). Während dem Konverter, wie wir gesehen haben, von außen keine Wärme zugeführt wird und die notwendige Temperatursteigerung sich durch das Verbrennen der Beimengungen des Roheisens ergibt, wird der Siemens-Martinofen regelrecht geheizt, indem man ein Gemisch von Generatorgas und Luft verbrennt und die heißen Gase über die Herdmulde streichen läßt, in der sich der Einsatz befindet. Auch wird der Siemens-Martinofen weniger zum Umwandeln von Roheisen in Stahl verwendet, sondern in der Regel zum Umschmelzen der großen Mengen anfallenden Schrotts (Alteisen, wie auch Abfälle der Stahlverarbeitung). Nur zu einem kleinen Teil besteht der Einsatz aus Roheisen. Da aber Stahl einen wesentlich höheren Schmelzpunkt hat als Roheisen, muß man hierbei mit besonders hohen Temperaturen arbeiten. Man erzielt sie durch die Siemens-Regenerativfeuerung. Die Abb. 46 macht uns den Arbeitsvorgang verständlich. Links oben mischt sich heißes Gas mit heißer Luft und verbrennt. Die Verbrennungsgase streichen über die Herdmulde und bewirken das Schmelzen und das Frischen des Einsatzes. Damit ist ihre Arbeit aber noch nicht ganz getan; durch Kanäle werden sie in zwei tieferliegende Kammern rechts unten geleitet, wo sie ihre Hitze an Gitterwerke abgeben und dann erst zum Schornstein abziehen. Sind diese Kammern genügend aufgeheizt, dann wird mittels Ventilen umgesteuert. Jetzt ziehen in umgekehrter Richtung durch die beiden rechten Kammern Gas und Luft, erhitzen sich in dem Gitterwerk und verbrennen rechts oben an der Verbrennungsstelle. Diesmal streichen die Verbrennungsgase nach links

über die Herdmulde und heizen sodann die beiden linken Kammern worauf aufs neue umgesteuert wird.

Wie der Konverter kann auch der Siemens-Martinofen sauer oder basisch ausgekleidet sein.

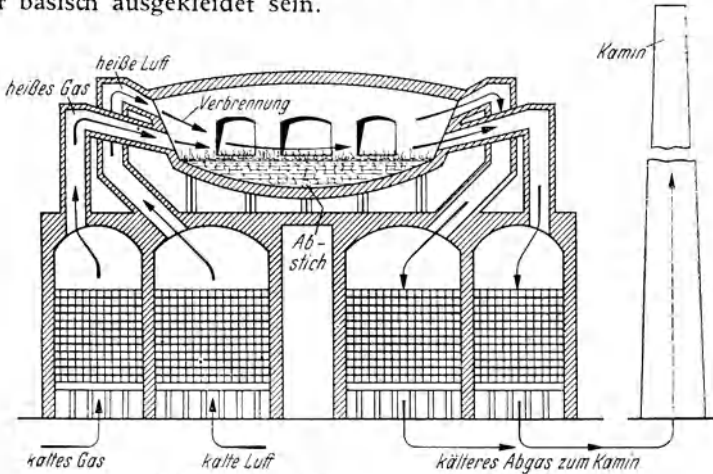


Abb. 46. Schema eines Siemens-Martinofens.

Hochwertige Stähle erzeugt man im Elektroofen. Die notwendigen Schmelzwärmemengen werden in diesem durch den elektrischen Lichtbogen zwischen Kohlelektroden erzielt. Der Hauptzweck des Elektroofens ist das Umschmelzen und Verfeinern des Stahls. Für legierte Stähle (Schnelldrehstähle, Sonderstähle) läßt sich der Legierungszusatz gut regeln (Abb. 47).

Eine Weiterentwicklung des Elektroverfahrens bedeutet der Induktionsofen. Wir können uns in dem Zusammenhange leider nicht eingehend mit der Wirkungsweise dieser Ofenart befassen. Für unsere Zwecke genügt, daß es sich dabei um eine Art Transformator handelt. Der Induktionsofen erlaubt ein noch reineres Arbeiten als der Lichtbogenofen. Seine Erzeugnisse sind besonders hochwertige Stähle.

Durch die Elektroöfen wird die jetzt rund 200 Jahre alte Tiegelstahlerzeugung immer mehr zurückgedrängt. Hierbei setzt man in Graphittiegel von etwa 400 mm Höhe Stücke aus schmiedbarem Stahl irgendeiner Erzeugungsart ein, verschließt sie mit Deckel gleicher Graphitmasse und erhitzt sie serienweise in einem besonderen

gasgefeuerten Schmelzöfen. Die chemische Zusammensetzung des Tiegelinhaltes wird dabei wenig verändert. Der Hauptzweck dieses Verfahrens ist, den Stahl unter Luftabschluß umzuschmelzen, wodurch er gleichförmiger und damit besser wird. Will man legierte Stähle erzeugen, dann lassen sich die vorgesehenen Mengenanteile der Legierungselemente natürlich gerade auch hierbei genau einhalten.

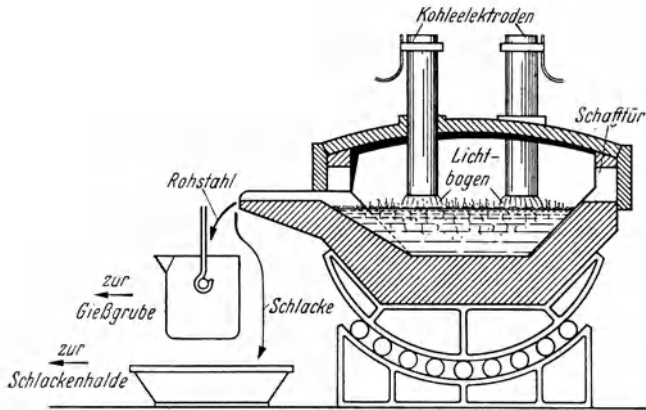


Abb. 47. Schema eines Elektrolichtbogen-Ofens.

In den bisher besprochenen Schmelzöfen wird Stahl in flüssigem Zustande erzeugt. Nach dem Ausgaren wird der Ofen abgestochen, der fertige Stahl wird von einer großen Gießpfanne aufgenommen und dann in Kokillen abgegossen (Abb. 48 s. Bildanhang). Kokillen sind gußeiserne Blockformen von rundem oder quadratischem Querschnitt, in denen der Stahl erstarrt.

Kurz erwähnt sei noch die Erzeugung von S c h w e i ß s t a h l. Sie wird im P u d e l o f e n durchgeführt, einem Flammofen, ähnlich dem Siemens-Martinofen, jedoch mit Kohlenfeuerung. Der Ofen ist so gebaut, daß die Feuerung von der Herdmulde vollkommen getrennt liegt, so daß nur die Heizgase mit dem Einsatz in Berührung kommen. Der Arbeitsgang ist kurz folgender: Das Roheisen wird von den heißen Gasen zum Schmelzen gebracht. Sein Schmelzpunkt liegt, wie wir wissen, verhältnismäßig niedrig. Die sauerstoffreichen Heizgase brennen dabei teilweise die Beimengungen Kohlenstoff, Silizium, Mangan und Phosphor aus dem Eisen heraus. Zur Unterstützung rühren die Ofenarbeiter das Schmelzbad mit langen Stangen dauernd um. Davon hat das ganze Verfahren seinen Namen, denn

Umrühren heißt in englischer Sprache „to puddle“. Je mehr aber bei diesem Frischprozeß der Gehalt an Kohlenstoff abnimmt, desto höher müßte die Temperatur ansteigen, wenn die Schmelze flüssig bleiben soll. Im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm kommt das durch das beträchtliche Ansteigen der Liquiduslinie von C nach links gegen A, dem Schmelzpunkt des reinen Eisens, zum Ausdruck. Beim Siemens-Martinofen gibt die Regenerativfeuerung genügend Hitze her, die Kohlenfeuerung des Puddelofens reicht aber bei weitem nicht aus den Stahl flüssig zu halten. Das Schmelzbad wird um so dickflüssiger und teigiger, je mehr der Kohlenstoffgehalt abnimmt. Dadurch kann sich aber die Schlacke nicht mehr von der Eisenmasse gut absondern weshalb Schweißstahl immer einen wesentlich höheren Schlackengehalt aufweist als Gußstahl. Der Eisenteig wird schließlich vom Puddler noch im Ofen in mehrere Stücke, in sog. „Luppen“, geteilt diese werden einzeln herausgeholt und unter den Hammer gebracht. Beim Durchkneten unter dem Schmiedehammer wird dann die Schlacke zum großen Teil aus dem Stahl herausgepreßt. Gleichzeitig werden dadurch die Eisenkristalle innig miteinander verschweißt.

Mit dem Gießen der Blöcke und dem Durcharbeiten der Luppen ist aber noch kein verkaufsfertiges Erzeugnis geschaffen, mit dem der Stahlverbraucher schon etwas anfangen könnte. In den Betrieben, die dem Stahlwerk meistens angeschlossen sind, muß sich der Stahl noch mannigfache Behandlungen und Umformungen gefallen lassen. Durch Schmieden, Pressen und Walzen (vgl. Abb. 49, s. Bildanhang) wird er auf Formstücke oder auf Stabstahl, auf Bandstahl, Draht oder Bleche verarbeitet. Ein weiter Weg ist bereits zurückgelegt, wenn der Stahl bei den Sonderindustrien einlangt, die sich mit seiner Weiterverarbeitung befassen.

32. Schlußwort.

Hat der Leser diese kleine „Einführung in die Stahlkunde“ ernsthaft durchgearbeitet, dann darf er wohl von sich behaupten, eine allgemeine Kenntnis des Wesens von „Stahl und Eisen“ zu besitzen. Was ist aber Sinn und Zweck solchen Wissens?

Nun, der geistig regsame Mensch wird sich in unserem technischen Zeitalter schon ohne bestimmte Nebenabsichten eben auch mit technischen Dingen befassen, genau so wie er sich etwa über geschichtliche Fragen oder über die Grundbegriffe der Astronomie

unterrichtet, um seiner Zeit gerecht zu werden. Er wird gern auch eine technisch richtige Vorstellung von „Stahl“ gewinnen wollen.

Dem im Stahlfach tätigen Kaufmann werden darüber hinaus Kenntnisse, wie sie das vorliegende Buch vermitteln will, auch zu einer wertvollen praktischen Hilfe im täglichen Berufsleben werden. Mancher mag allerdings solches Fachwissen überhaupt als überflüssig befinden — vielleicht auch in der Ansicht, daß seine technischen Beurteilungen von einem „zünftigen“ Techniker ja doch niemals für voll genommen würden. Natürlich werden solche Kenntnisse nicht ausreichen, technische Streitfragen mit eingehenden wissenschaftlichen Begründungen zu entscheiden, ein Nutzen ist aber doch unbestreitbar vorhanden. So wird der theoretisch vorgebildete Stahlverkäufer sicherlich manche Anfragen seiner Kunden ohne vorherige — meist schriftliche — Rückfrage bei technischen Stellen erledigen können. Oder ein wirklich notwendiger Schriftwechsel wird auf ein erträgliches Maß beschränkt bleiben. Auch die Arbeit des Technikers kann erleichtert werden, wenn sich der Kaufmann der Schwierigkeiten bewußt ist, die bei der Wahl des richtigen Werkstoffes für einen bestimmten Verwendungszweck manchmal auftreten, oder wenn er in bestimmten Fällen den Besteller schon bei der ersten „unverbindlichen“ Anfrage dazu veranlaßt, alle wichtigen Angaben über die beabsichtigte Verarbeitungsart, Wärmebehandlung usw. zu machen.

Für den rein theoretisch interessierten Laien wird das im Rahmen dieses Buches Gebrachte genügen. Der im Stahlfach arbeitende Kaufmann wird aber vielleicht auf dieser Stufe nicht stehenbleiben wollen. Ihm seien im folgenden einige Winke gegeben.

Zur Vertiefung und Verfestigung des Erworbenen greife der Weiterstrebende zu dem schon mehrmals angeführten Werk von Dr.-Ing. F. R a p a t z „Die Edelmehle“ 3. Aufl., Berlin: Springer-Verlag 1942. Es ist zwar nicht für Kaufleute geschrieben, wird aber für jeden lesbar sein, der sich durch das vorliegende Einführungsbuch schon eine Grundlage geschaffen hat.

Eine mehr praktische Unterweisung gibt der gleiche Verfasser in seinem auch bereits genannten Werk „Das Härten des Stahles“ (R a p a t z - R e i s e r, 1932). Es ist hauptsächlich der Wärmebehandlung gewidmet und in erster Linie für die Stahlverbraucher bestimmt.

Als weitere grundlegende Werke seien genannt: Houdremont: „Handbuch der Sonderstahlkunde“, Berlin: Springer 1943, und Oberhoffer: „Das technische Eisen“ 3. Aufl., von W. Eilender und H. Esser, Berlin: Springer 1936. Beide Werke behandeln den Stoff sehr ausführlich. Wer sich im besonderen über Werkzeugstähle (Stähle für Kalt- und Warmarbeitswerkzeuge) unterrichten will, beschaffe sich das Stahleisen-Buch „Werkzeugstähle“ von Max Schmidt, Düsseldorf, Verlag Stahleisen 1943.

Einen Überblick über die Vielfalt der geforderten und hergestellten Eisenwerkstoffe bietet die vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute aufgestellte und herausgegebene **S t a h l - E i s e n - L i s t e**, Düsseldorf: Verlag Stahleisen m. b. H. 1948. Zur Unterrichtung über die Gebrauchseigenschaften der in der Liste enthaltenen Eisenwerkstoffe sollen, soweit nicht DIN-Normen vorhanden sind, die ebenfalls vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute herausgegebenen oder in Vorbereitung befindlichen **W e r k s t o f f - b l ä t t e r** dienen. (Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf.)

Auch das Lesen von Fachzeitschriften, vor allem der ausgezeichneten Wochenschrift „Stahl und Eisen“, sollte der im Stahlfach tätige Kaufmann nicht unterlassen. Zwar sind auch die Fachzeitschriften in erster Linie für den Fachmann geschrieben, doch wird auch der Kaufmann aus ihnen manche wertvolle Anregung schöpfen können. Im übrigen ist es ja nicht nötig, wahllos alles zu lesen, was in den Heften gebracht wird. Eine umfangreiche Abhandlung z. B. über Ofenauskleidungen wird dem Stahlverkäufer natürlich kaum etwas sagen.

Mit diesen kurzen Hinweisen verabschiedet sich der Verfasser von seiner Arbeit und ihren Lesern. Er gibt sich der Hoffnung hin, daß das Buch auf die im Titel gestellte Frage „Was ist Stahl?“ dem Nichtfachmann in leichtverständlicher Fassung eine befriedigende Antwort gibt und damit seinen Zweck erfüllt.

Namen- und Sachverzeichnis.

- Abkühlungsgeschwindigkeit 19, 28, 29, 39, 46.
Abschrecken 1, 18, 21, 23, 29, 38, 63.
Abszisse 8.
Affinität 83.
Alitieren 55.
Alpha-Eisen 5, 9, 12, 18, 30.
Altern 57.
Aluminium 31, 55, 57.
Ammoniak 57.
Anlassen 20, 27.
—, härtesteigerndes 73.
Anlaßbeständigkeit 49, 53, 70, 72.
Anlaßfarbe 21.
Anlaßsprödigkeit 53, 58.
Anlaßtemperaturen 21.
Armco-Eisen 1, 66.
Arsen 78.
Atome 3
Aufkohlen 22, 77.
Ausscheidungshärtung (Aushärtung) 18, 26, 56, 58.
Austenit 10, 11, 13, 14, 15, 65, 67.
Austenitgitter 10.
Austenitische Stähle 29, 31, 32, 37, 39, 47, 56.
Austenitkristalle 13, 14.
Automatenstähle 57.
- Bariumkarbonat** als Einsatzmittel 22.
Baustähle 27, 36, 37, 39, 46, 48, 53, 54.
Beryllium 27, 58.
Bessemerbirne 86, 87.
Beta-Eisen 10.
Blasen im Stahl 77, 78.
Blaubrüchigkeit 78.
Bor 58.
Brinellhärte 38.
Brinellpresse 25, 38, 81.
Brinellzahl 81.
- Bruchfestigkeit 79.
Bruchproben 77.
- Chrom 1, 31, 40, 55, 61, 71, 74.
Chromkarbid 47, 61.
Chrom-Manganstähle 48, 62.
Chrom-Mangan-Stickstoffstähle 67.
Chrom-Molybdänstähle 62.
Chrom-Molybdän-Vanadinstahl 53.
Chrom-Nickelstähle 47, 56, 61.
Chrom-Nickel-Molybdänstähle 53, 54.
Chrom-Nickel-Stickstoffstähle 67.
Chrom-Oxyd 61.
Chrom-Siliziumstahl 50, 62.
Chrom-Silizium-Vanadinstahl 50
Chromstähle 33, 40, 61.
- Dauerbelastbarkeit 83.
Dauerbruch 81.
Dauerfestigkeit 24, 81.
Dauerstandfestigkeit 53, 56, 67, 82.
Dehnung 32, 48, 49, 51, 53, 54, 55, 67, 79.
Delta-Eisen 6, 10, 30.
Desoxydationsmittel 36, 54, 55, 58.
Desoxydieren 57.
Deutscher Normenausschuß 36.
Dolomit 87.
Doppelduro 24.
„Dreierstahl“ 71.
Druckgußformen 54.
Durchhärtung 47.
Durferrit 23.
Dynamoblech 50.
- Edelstähle (Begriffserklärung) 1.
Eilender 93.
Einsatzhärtung 22.
Einsatzstähle 34, 36, 40.
Einschnürung 32, 53, 80.
Eisen 1, 3, 4, 6, 8, 11, 12, 25, 83.

Eisenerze 49.
 Eisengießerei 85.
 Eisenhüttenkunde 83.
 Eisenhüttenleute, Verein Deutscher 93.
 Eisenhydroxyd 59, 83.
 Eisen-Karbid 2, 3, 7, 8, 9, 11.
 Eisenkarbonate 83.
 Eisen-Kohlenstoff-Diagramm 7, 23, 72, 87, 91.
 Eisenkristalle 6, 25, 32.
 Eisen-Oxyd 83.
 Elastizitätsgrenze 79.
 Elastizitätsmodul 48.
 Elektrolyse 1.
 Elektrofen 36, 86, 89.
 Element, Galvanisches 59.
 Elinvarstahl 48.
 Entkohlung 19, 77.
 Ermüdung des Stahles 81.
 Erzeugung von Eisen und Stahl 83.
 Esser 93.
 Eutektoider Stahl 9.

Faserbildung 78.
 Federstähle 37, 44, 49, 54.
 Ferrit 6, 9, 65.
 Ferritische Stähle 30, 32.
 Ferritisch-perlitische Stähle 47.
 Ferrit-Kristall 7, 9, 12, 13, 14, 15, 32.
 Ferrooxyd 57.
 Feste Lösung 11, 13, 14, 18, 20, 26, 28, 30, 32, 49.
 Festigkeit 1, 17, 27, 32, 39, 41, 49, 53, 54, 55, 79.
 Flächenzentriert 5, 18.
 Fließen 82.
 Fließgrenze 79.
 Frischen 86.
 Futter, saures 87, 89.
 —, basisches 87, 89.

Galvani 59.
 Gamma-Eisen 5, 12, 18.
 Gasblasen 56.
 Gebläsemaschinen 84.
 Gefüge 77.
 —, Prüfung des 77.
 Gesättigte Lösung 26.
 Gestell 84.
 Gicht 84.
 Gichtgas 84.
 Gießen 17.

Gitterspannungen 17.
 Gitterwerk 85, 88.
 Glas 76.
 Gleitflächen 25.
 Glühen 16.
 Graphit 49, 55.
 Grauguß 1.
 Grobkörniger Stahl 49, 55, 81.
 Grobkornbildung 33, 50, 52, 77.
 Grönegreß 24.
 Grütznern (Oertel und) 71.
 Grundstoffe 2, 28, 31, 58.
 Guillet 37, 39.
 Gußstahl 91.

Härtbarkeit 1, 46, 52.
 —, Verlust der 52, 54.
 Härte 19, 21, 25, 28, 32, 41, 73, 81.
 Härtemaschine 24.
 Härten 16, 17, 37, 54.
 —, des Schnellstahles 73.
 Härteproben 77.
 Härtespannungen 21, 27.
 Härtetemperatur 20, 23.
 Haltepunkt 10, 31, 51.
 Hardenit 19.
 Hartgummi 76.
 Hartguß 1.
 Hartmetalle 74.
 Herdfrischverfahren 88.
 Hitzebeständige Stähle 59
 Hitzebeständigkeit 55, 68.
 Hochbaustahl 55.
 Hochfrequenzerhitzung 24.
 Hochofen 83.
 Homogenisieren 17.
 Houdrémont 93.

Induktionsofen 89.
 Interkristalline Korrosion 64, 65.
 Invarstahl 40.

Kalk 88.
 Kaltkärtung 18, 25, 38.
 Karbidschalenwerk 7, 13, 14, 15, 30, 32.
 Karbid-schneidmetalle 74.
 Kerbschlagzähigkeit 80.
 Kieselsäure 87.
 Knochenkohle als Einsatzmittel 22.
 Kobalt 31, 50, 71, 74.
 Kobaltstähle 50.
 Körniger Zementit 16.

Kohlendioxyd 84, 87.
 Kohlenoxyd 84, 87.
 Kohlenstoff 1, 6, 8, 9, 14, 18, 19,
 22, 27, 28, 40, 54, 61, 78, 83, 85.
 Kohlenstoffstahl 1, 15, 29, 30, 32,
 33, 52, 69.
 Kohlenwasserstoff 24.
 Kokillen 90.
 Koks 84.
 Kontraktion 80.
 Konverter 87.
 Kornverfeinerung (s. Normalglühen)
 23.
 Kornvergrößerung 37.
 Korrosion 59.
 Kritische Abkühlungsgeschwindig-
 keit 19, 28, 37, 39, 49, 51.
 Kunstharz 76.
 Kupfer 3, 27, 55, 65, 66.

Längenbeständigkeit 40, 48.
 Langzeitversuch 82.
 Ledeburitstähle 14; 31, 33, 41, 46.
 Lederkohle als Einsatzmittel 22.
 Legierte Stähle 28.
 Leuchtgas 24.
 Liquiduslinie 11, 13.
 Lösungsvermögen 26.
 Lokalelement 61.
 Lufthärter 29, 47.
 Lufthärtung 29.
 Lunker 77.
 Luppen 91.

Magnetische Eigenschaften 47, 50,
 51, 54.
 Magnetismus 9, 50.
 Magnetstahl 47.
 Mangan 31, 36, 48, 57, 66, 85.
 Manganfederstahl 37, 49.
 Mangan-Hartstahl 32, 38, 72, 79.
 Mangan-Siliziumstahl 50.
 Manganstähle 36, 37.
 Martensit 19, 22, 38, 73.
 Martensitische Stähle 29, 32, 37,
 39, 47.
 Martensitpunkt 19, 21.
 Masseln 85.
 Massenstähle 1.
 Metallschutz, Reichausschuß für
 59.
 Meterkilogramm 80.

Mischkristall 11.
 Möller 84.
 Molybdän 27, 31, 53, 63, 66, 71, 74.
 Molybdänstähle 53.

Nickel 1, 31, 48, 56, 63.
 Nickelstähle 39.
 Niob 58, 65.
 Nitridverbindungen 56.
 Nitrieren 56.
 Nitrierstähle 55.
 Normalglühen (Normalisieren)
 16, 23, 54.
 Normenausschuß 36.

Oberflächenentkohlung 19.
Oberflächenhärtung 24.
 —, örtliche 24.
 Oberhoffer 93.
 Oertel (und Grützner) 71.
 Ordinate 9; 13, 14.
 Oxydation 21, 55.
 Oxydfilm 61.

Pendelhammer 80.
 Perlit 7, 9, 12.
 Perlitische Stähle 32, 37, 39.
 Perlitkristall 7, 12, 13, 15, 16, 20,
 30, 32.
 Perlitpunkt 13, 14, 16, 41, 51.
 Phase 6.
 Phosphor 31, 36, 58, 85.
 Phosphorsäure 87.
 Pilgerdorne 54.
 Potential, elektrisches 59.
 Potentialdifferenz 59.
 Prägewerkzeuge 48.
 Preßdorne und -matrizen 52.
 Preßmuttereisen 58.
 Proportionalitätsgrenze 79.
 Prüfung der Stähle 77.
 Puddelofen 86.

Rapatz 67, 92.
 Raumbitter 4, 6, 17, 18, 29.
 Raumzentriert 5, 18.
 Reduktion 83.
 Reduktionsmittel 83.
 Regenerativfeuerung 88, 91.
 Reichausschuß für Metallschutz 59.
 Rezipientenbüchsen 54.
 Riebensahm-Traeger 80.

- Riffelstähe 52.
 Rockwellhärte 81.
 Rockwell-Härteprüfer 81.
 Röntgenstrahlen 4.
 Roheisen 85.
 Roheisenmischer 88.
 Rostbeständige Stähle 32, 59.
 Rosten 59.
 Rotbrüchigkeit 57, 78.
 Rückprallhärte 82.

 Salzsäure 63, 65.
 Säurebeständige Stähle 32, 59.
 Säurebeständigkeit 56.
 Sauerstoff 2, 57, 59, 78.
 Schälzementit 15, 20.
 Schlacken 84, 87.
 Schmelzpunkt 6, 12.
 Schmidt 93.
 Schmieden 17, 37.
 Schneidmetalle 74.
 Schnellarbeitsstähle 33, 50, 55, 69.
 Schnittgeschwindigkeit 70.
 Schrott 88.
 Schwarzbruch 78.
 Schwarzbrüchig 49, 78.
 Schwefel 36, 57, 78.
 Schwefelige Säure 65.
 Schwefelsäure 65, 66.
 „Schweißbar“ 65.
 Schweißfeste säurebeständige
 Chromnickelstähle 65.
 Schweißstahl 86, 90, 91.
 Seigerung 58, 77.
 Shore 82.
 Siemens-Martinofen 36, 86, 88.
 Siemens-Martinistähle 36.
 Siemens-Regenerativfeuerung 88.
 Silizium 31, 36, 49, 55, 57, 65, 85.
 Silizium-Federstahl 49.
 Siliziumstähle 49, 67.
 —, korrosionsbeständige 67.
 Sintermetalle 75.
 Sintern 75.
 Skleroskop 82.
 Soliduslinie 11, 13.
 Sorbit 19.
 Spannungsfreiglühen 17.
 Spannungsreihe, elektrische 59.
 Sprödigkeit 78.
 Stahl (Begriffserklärung) 1.
 Stahleisen-Liste 93.
 Stahlerzeugung 83.

 Stellite 74.
 Stickstoff 31, 55, 56, 67.
 Strangpressen 52.
 Streckgrenze 32, 41, 49, 53, 54, 55,
 67, 79.
 Stufenhärtung 21.

 Tantal 31, 58, 65, 74.
 Temperkohle 49.
 Thermalhärtung 21.
 Thomasbirne 36, 86, 87.
 Thomasmehl 87.
 Tiegelstahlerzeugung 89.
 Titan 27, 31, 58, 65, 74.
 Transformatorenblech 50.
 Troostit 19.
 Turbinenläufer 53.

 Übereutektoide Stähle 9, 20, 41.
 Überhitzter Stahl 16, 81.
 Überhitzung 23, 50, 54.
 Überperlitische Stähle 41.
 Umkristallisation 17, 23.
 Umwandlung 6, 11, 12, 17, 30, 32,
 40, 49.
 Umwandlungs-Härtbarkeit,
 Grenze der 19.
 Umwandlungshärtung 18, 25, 52.
 Umwandlungspunkt 39, 50.
 Untereutektoide Stähle 9, 12, 32, 41.
 Unterperlitische Stähle 32, 41.

 Vanadin 1, 31, 54, 57, 71.
 Vanadinistähle 54.
 Verbindung, chemische 2.
 Vergüten 16, 27.
 Vergütungsstähle 28, 36, 39, 40, 42.
 Verschleiß 38.
 Verschleißhärte 38.
 Verschleißstahl 32, 39.
 Versticken 56.
 Verstickungsstähle 55.
 Verunreinigungen im Stahl 1.
 Verzunderung 55.
 Vickershärte 81.

 Wärmebehandlung 8, 15, 23, 37, 72.
 — des Schnellstahles 72.
 Walzen 17.
 Warmarbeitsstähle 55.
 Warmbadhärtung 21.
 Warmbeständigkeit 54.
 Warmfestigkeit 56, 67, 68, 82.

- Warmstreckgrenze 82.
Warmverformung 33, 63.
Warmzerreiversuch 82.
Wasserharter 29.
Wasserstoff 2.
Weichgluhen 16, 20.
Werkzeugstahle 2, 33, 37, 48, 52.
Widerstandsdrahle 40.
Wind 84.
Winderhitzer 84.
Windfrischverfahren 88.
Witterungsbestandigkeit 55.
Wolfram 1, 27, 31, 51, 55, 70, 74.
Wolframkarbid 51.
Wolframstahle 51.
Zahigkeit 23, 27, 32, 39, 53, 57, 67, 81.
Zeilenbildung 78.
Zementationsmittel 22, 23.
Zementit 2, 16.
—, korniger 16.
Zerreißfestigkeit 38, 79.
Zerreißprobe (Zugversuch) 79.
Zieheisen 33.
Zirkon 58.
Zunder 68.
Zunderbestandigkeit 55, 68.
Zuschlage 84.
Zustands-Schaubild 8, 30.
Zwischengluhung 26.
Zwischenstufenvergutung 28.

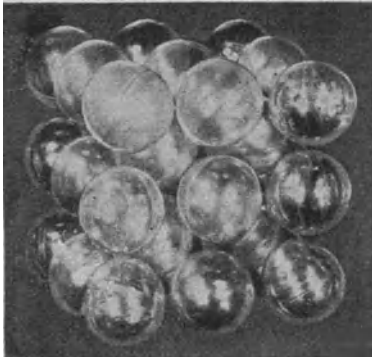


Abb. 1. Raumgitter. Beispiel einer Anordnungsmöglichkeit von Atomen zueinander. Bei dieser Darstellungsweise sind hintereinanderliegende Atomkugeln teilweise oder ganz verdeckt.

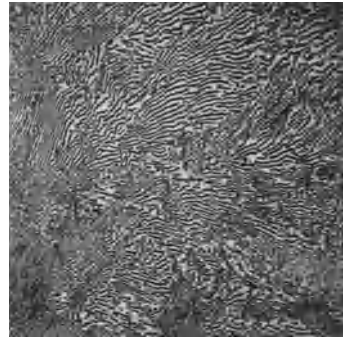


Abb. 6. Perlitgefüge. Kohlenstoffstahl mit etwa 0,9 % C.



Abb. 4. Ferritgefüge.

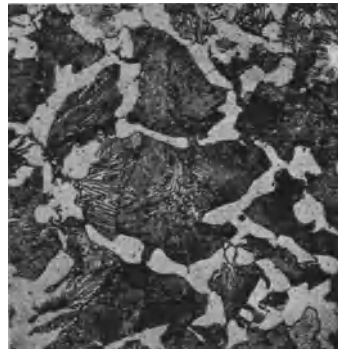


Abb. 7. Kohlenstoffstahl mit etwa 0,5 % C. Ferrit- und Perlitgefüge.



Abb. 5. Einzelner Perlitkristall, schematisch. Kohlenstoffgehalt etwa 0,9 %.

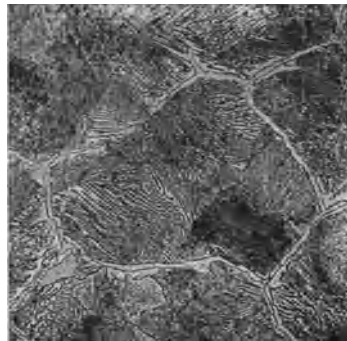


Abb. 8. Kohlenstoffstahl mit etwa 1,2 % C. Perlitgefüge und Korngrenzenzementit.



Abb. 9. Kohlenstoffstahl mit etwa 2,2 % C.

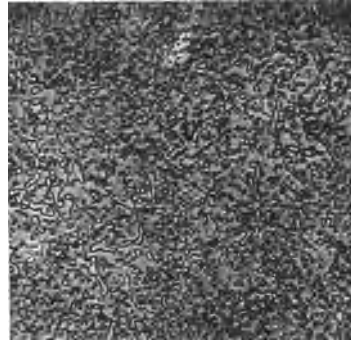


Abb. 13. Weichgeglühter Stahl: kugelige Karbidausbildung.



Abb. 11. Austenit.

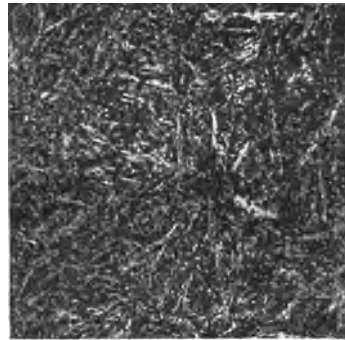


Abb. 14. Martensit.

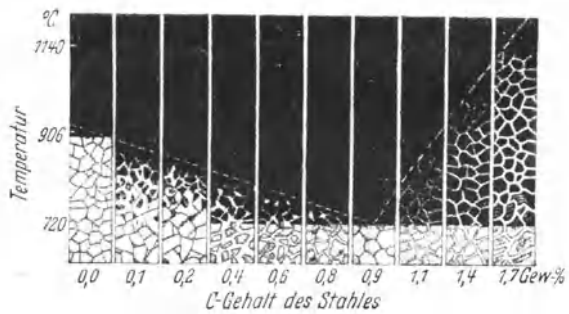


Abb. 12. Ausschnitt aus dem Eisen-Kohlenstoff-Diagramm, gefügemäßig dargestellt.

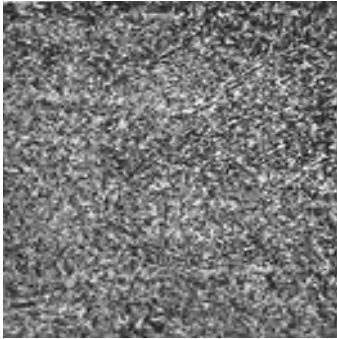


Abb. 15. Hardenit.

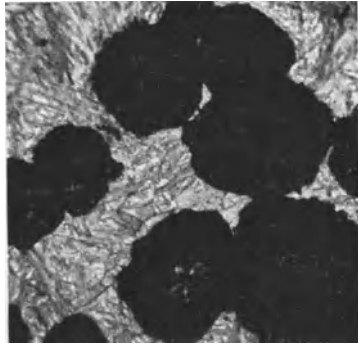


Abb. 17. Troostit (dunkel), eingestreut in Martensit (hell).



Abb. 16. Sorbit.

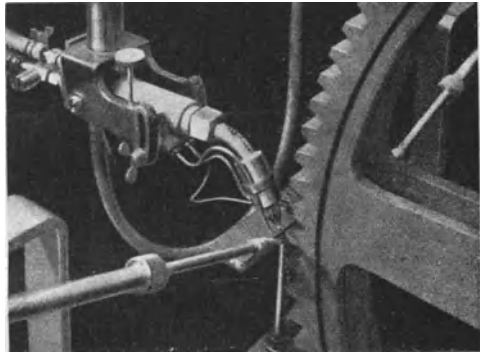


Abb. 19. Härtemaschine für Zahnräder (Griesogen).
(aus dem AWF.-Härtebuch, AWF. 261, 1. Aufl.)

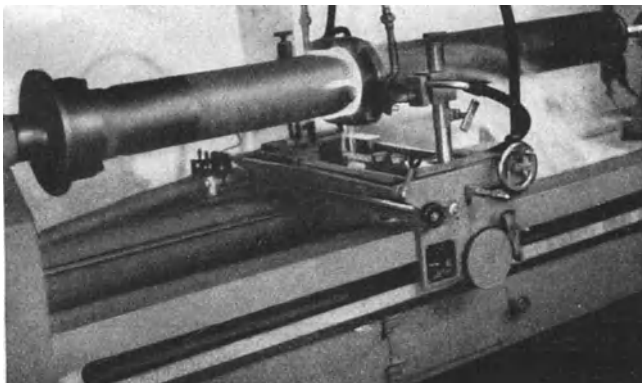


Abb. 20. Wellen-Härtemaschine (Paul Ferd. Peddinghaus, Gevelsberg i. W.).

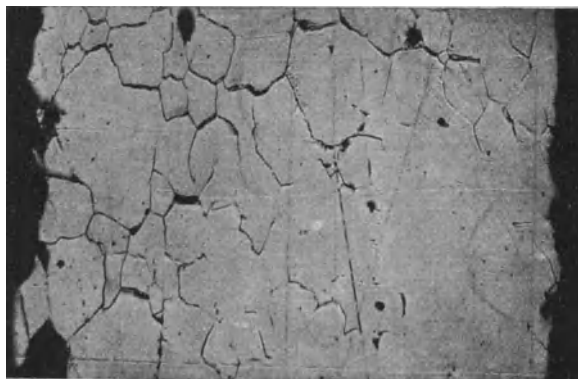


Abb. 30. Interkristalline Korrosion.

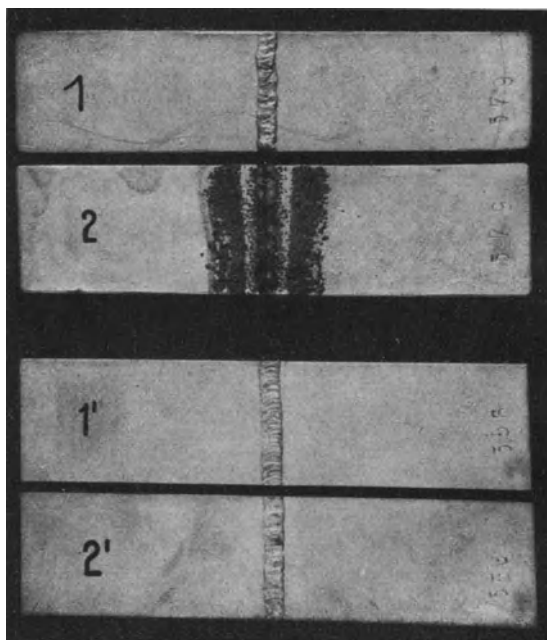


Abb. 31. Geschweißte Chrom-Nickelstähle, nicht abgeschreckt.

Teilbild 1 und 2: Stahl mit 18 % Cr und 8 % Ni vor und nach der Einwirkung einer Lösung von Kupfersulfat + 10 % Schwefelsäure; Teilbild 1' und 2': „Schweißfeste“ Parallelqualität vor und nach der Einwirkung der gleichen Säurelösung.

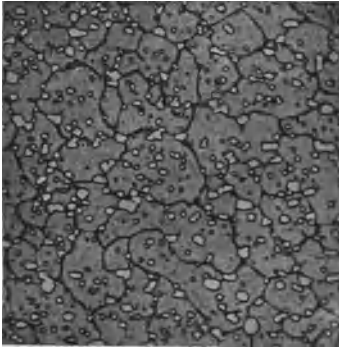


Abb. 32. Richtiges Härtegefüge eines Schnellarbeitsstahles bei etwa 1300 ° Härtetemperatur.

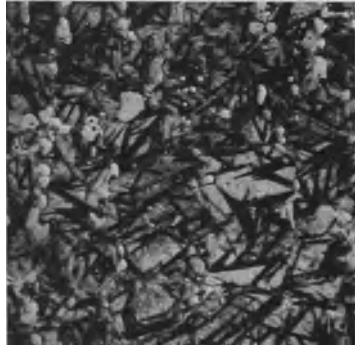


Abb. 33. Gefüge eines richtig gehärteten und auf etwa 600 ° angelassenen Schnellarbeitsstahles.

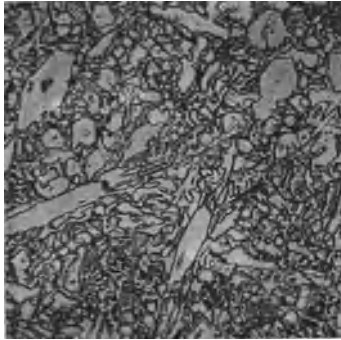


Abb. 35. Gegossene Stellite-Hartlegierung.



Abb. 36. Gefüge eines gesinterten Karbidschneidmetalles.

Abb. 37a.

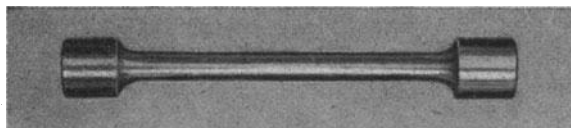


Abb. 37b.

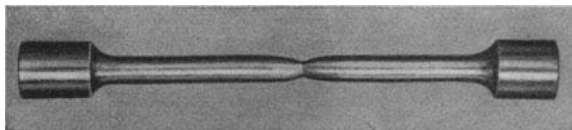


Abb. 37a u. b. Zerreistab vor und nach dem Zerreiversuch.

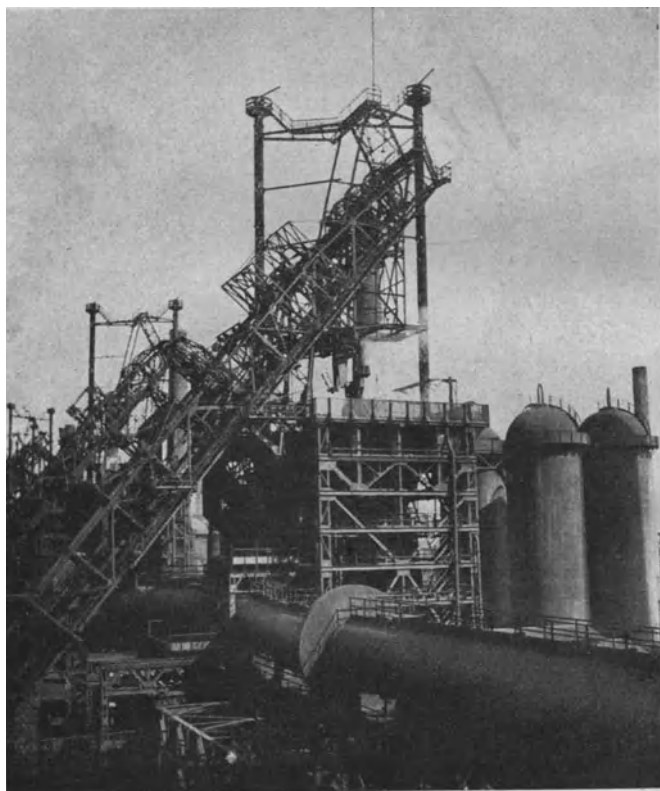


Abb. 39. Hochofenanlage.

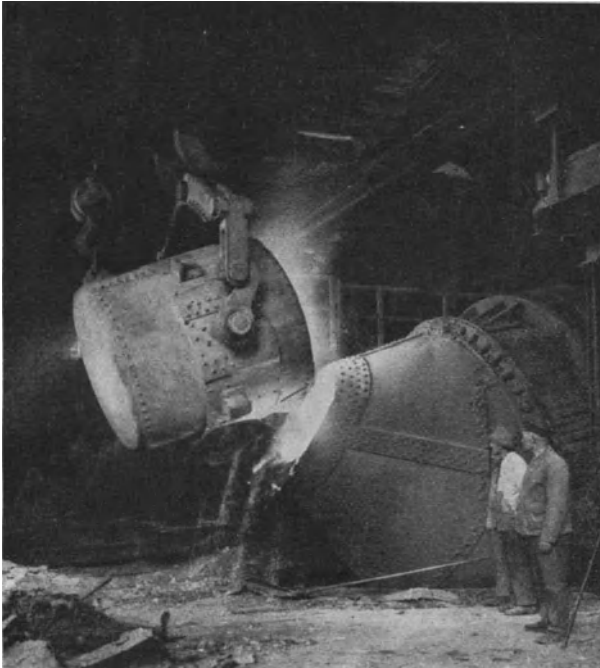


Abb. 43. Beschicken einer Thomasbirne.

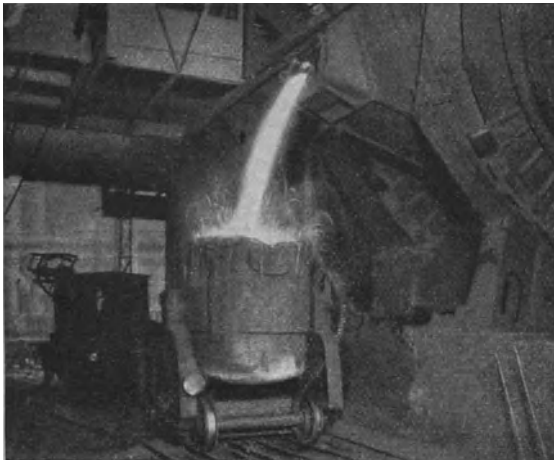


Abb. 44. Ausgießen von Roheisen aus dem Mischer.

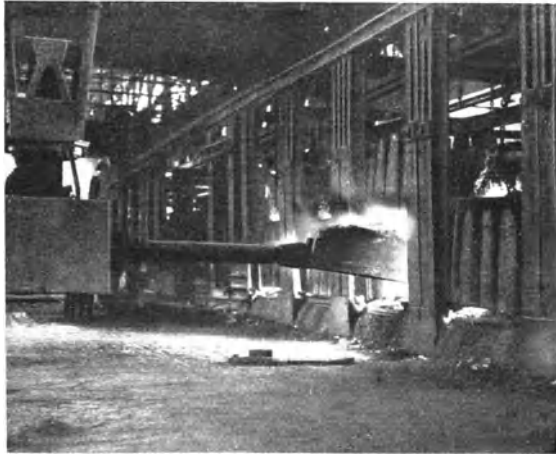


Abb. 45. Beschicken eines Siemens-Martinofens.

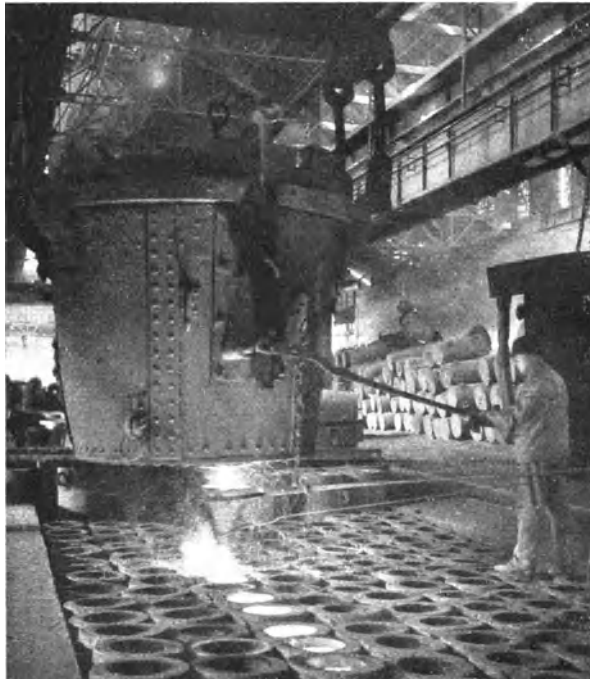


Abb. 48. Kokillenguß im Siemens-Martin-Stahlwerk.

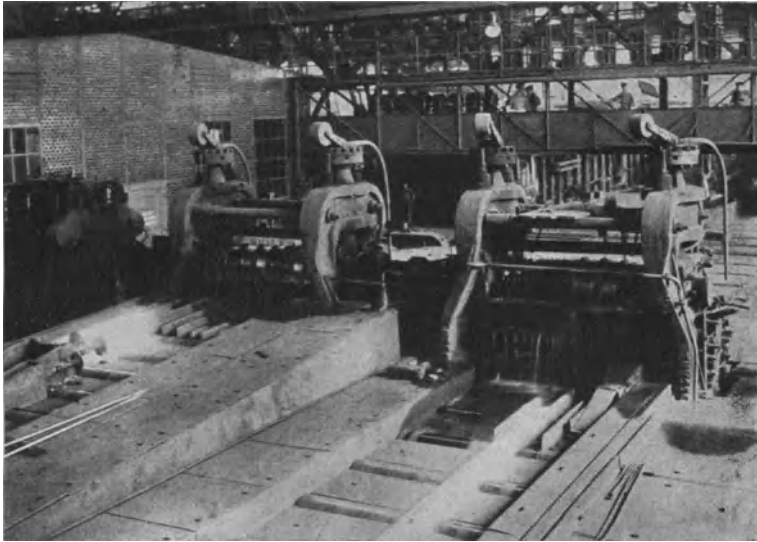
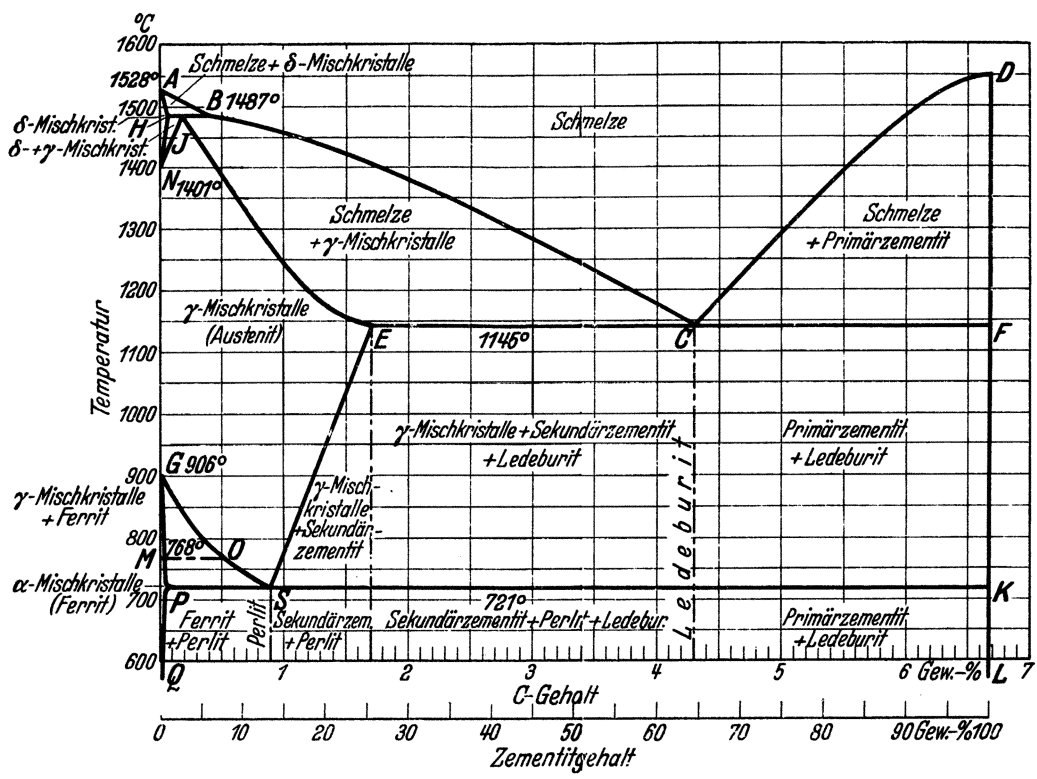
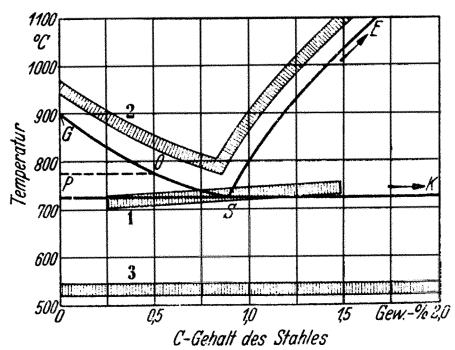


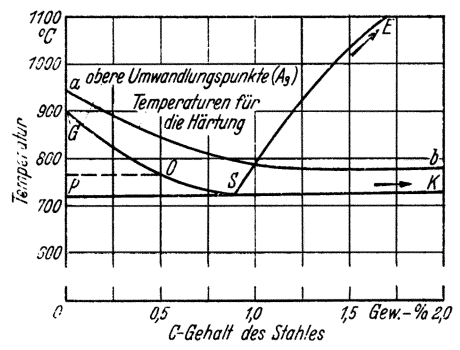
Abb. 49. Teilansicht der Blockstraße eines Walzwerkes.



Eisen-Kohlenstoff-Diagramm.



Glühtemperaturen der Kohlenstoffstähle.
 1 Weichglühen, 2 Normalglühen,
 3 Spannungsfreiglühen.



Härtetemperaturen der Kohlenstoffstähle bei mittlerer Stückgröße.