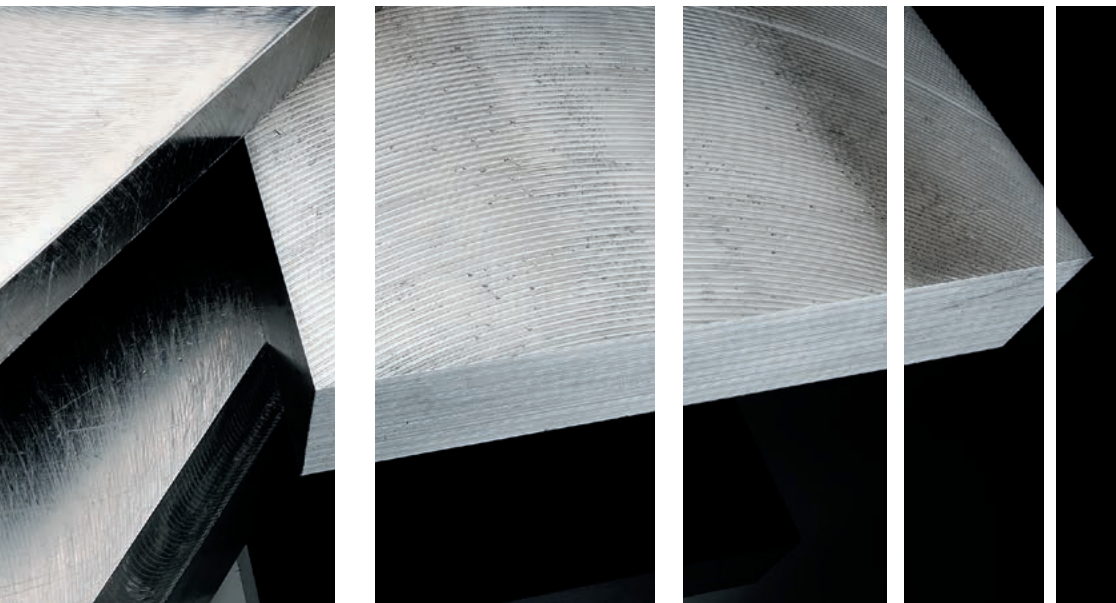
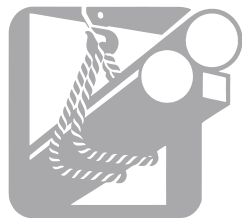


Hertsch AG

Edelstähle/Aciers fins



Stahl elementar gesehen

Hertsch AG
Edelstähle
General Wille-Strasse 19
8002 Zürich

Telefon 044 208 16 66
Fax 044 201 46 15
info@hertsch.ch
www.hertsch.ch

Ausgabe 2016

Herausgeber:
Hertsch AG, 8002 Zürich

Verfasser:
Paul Maser, dipl. Ing. ETH

Druckerei:
FO-Zürisee AG, 8712 Stäfa

Inhaltsverzeichnis

Einleitung	1
Begriffsbestimmung	2
Kleine Gefügelehre	3
Kurzes Repetitorium	11
Das Glühen	13
Das Härten	16
Das TTT-Diagramm	20
Das Anlassen	28
Das Vergüten	30
Das Einsetzen	31
Legierte Stähle	33
Schwefel und Phosphor	35
Mangan	35
Silizium	35
Chrom	36
Wolfram	36
Molybdän	37
Vanadin	37
Kobalt	37
Nickel	38

Einleitung

Wenn man täglich Gelegenheit hat, Unterhaltungen über Stahl zu führen, gewinnt man Einblick in verschiedene Gruppen von «Stahlkennern»; solche, die wissen was Stahl ist, solche, die es nicht wissen und solche, die glauben es zu wissen.

Man wird uns vielleicht entgegenhalten, dass bereits genügend Bücher über Stahl geschrieben wurden; mag sein, aber diese Werke sind meistens sehr umfangreich, weil ihre Autoren das Thema Stahl sehr eingehend zu bearbeiten hatten. Wir wollen uns indessen damit begnügen, Ihnen auf ganz kleinem Raume zu erklären, *was Stahl ist*.

Damit wenden wir uns natürlich auch an jene Leser, die bereits wissen was Stahl ist, in der Meinung, dass sie eine kurze Rekapitulation, eine knappe Zusammenfassung ihres Wissens begrüßen werden. Besonders aber ist unsere Schrift für jene unserer Geschäftsfreunde gedacht, welche nicht wissen was Stahl ist und an alle diejenigen gerichtet, die es nicht wissen können, weil es ihnen nie erklärt wurde.

Wohl lässt sich die Ansicht vertreten, dass man täglich erfolgreich glühen, härten, einsetzen usw. könne, ohne von den Vorgängen, die diese Behandlungen im Stahl auslösen, Kenntnis zu haben. Wenn wir hierüber anderer Meinung sind, so deshalb, weil wir mithelfen wollen, das Gelingen der Behandlung von Stahl nicht dem Zufall zu überlassen, sondern ganz allgemein erfolgreicher zu gestalten.

Ein amerikanischer Slogan sagt sehr zutreffend etwa Folgendes: «Wenn du auf einen Knopf drücken kannst, kannst du auch fotografieren!» Das mag ja allerdings fürs Erste genügen. Aber abgesehen davon, dass ein denkender Mensch früher oder später wissen möchte, was im Fotoapparat beim Drücken auf den besagten Knopf überhaupt vor sich geht, wird ein blosser «Knopfdrücker» seine Kamera nie beherrschen lernen. Erst wenn er den ganzen Vorgang der fotografischen Bildwerdung begreift, wird er auch die allfällig dabei auftretenden Schwierigkeiten zu erkennen vermögen. Je nach Veranlagung wird er dann entweder diesen Schwierigkeiten zum vornherein ausweichen oder die richtigen Mittel ergreifen, um sie zu meistern.

Ganz ähnlich verhält es sich beim Arbeiten mit Stahl. Sicher wird der erfahrene Routinier auch ohne theoretische Kenntnisse mit Stahl fertig; denn erstens ist Stahl glücklicherweise ziemlich geduldig und zweitens ist man schon gewohnt, gelegentliche Misserfolge in Kauf zu nehmen. Wo aber Kenntnisse und Routine fehlen, kann die Behandlung von Stahl oft katastrophale Folgen nach sich ziehen.

Wenn wir mit dieser Broschüre erreichen, unseren Lesern eine Vorstellung über die nicht ganz einfachen Vorgänge im Stahl beim Glühen, Härten usw. zu vermitteln, und wenn es uns gelingt, mit unserer Schrift einiges Verständnis und Mitgefühl für den Stahl zu wecken, dann hat unser kleiner Beitrag zum Thema Stahl seinen Zweck in hohem Masse erfüllt.

Hertsch AG

Begriffsbestimmung

Was ist Stahl?

Sie wissen bestimmt, was Eisen ist: Ein Element, ein Metall. Chemisches Zeichen Fe (von Ferrum).

Sie wissen auch was Kohlenstoff ist: Ebenfalls ein Element, ein Nichtmetall. Chemisches Zeichen C (von Carbonum).

Stahl ist eine Legierung von Eisen und max. 1,7% Kohlenstoff.

Eisen mit mehr als 1,7% C wird nach den deutschen Industrienormen als Roh- und Gusseisen bezeichnet.

Der Gehalt an Kohlenstoff beeinflusst in entscheidendem Masse die Eigenschaften des Stahles. Mit wachsendem C-Gehalt sinkt die Schmelztemperatur, die Härtebarkeit nimmt zu und die Schmiedbarkeit nimmt ab. Nach den deutschen Industrienormen gilt die Schmiedbarkeit als Kriterium für die Bezeichnung Stahl, und diese hört praktisch bei 1,7% C auf. Eindeutig ist die Sache aber noch immer nicht. Wir erwähnen gleich zwei Ausnahmen: Es gibt hochlegierte Chromstähle mit über 1,7% C (wie z. B. 1.2436, C = 2,05%), die trotz des hohen C-Gehaltes schmiedbar sind. Es gibt aber auch hochlegierte Nickel-Aluminium-Magnetstähle, die nicht schmiedbar sind und trotzdem als Stahl bezeichnet werden.

Die alte Bezeichnung «Eisen», für Stahl mit wenig Kohlenstoff, wurde fallengelassen, da der Übergang zum härteren Stahl ein allmählicher ist und daher als Begriffstrennung nicht eindeutig war.

Kleine Gefügelehre

Am Anfang eines jeden Lehrbuches über Stahl steht das *Eisen-Kohlenstoff-Diagramm*, und es ist die Ursache, welche bewirkt, dass diese Bücher schon nach der Lektüre von 2–3 Seiten resigniert beiseite gelegt werden. Graue, unverständliche Theorie. Auch wir werden uns mit diesem bedeutungsvollen Diagramm befassen müssen, denn es bildet die Grundlage jeglichen Verständnisses der Vorgänge im Stahl beim Glühen, Härten usw. Aber die Theorie braucht gar nicht so furchtbar grau zu sein.

Legen Sie jetzt bitte diese Broschüre nicht beiseite. Nehmen Sie sich Zeit, die nachfolgenden Seiten aufmerksam zu lesen, und sollten Sie nicht gleich alles richtig verstehen, so lesen Sie bitte die Sache nochmals durch. Sie werden sehen, es lohnt sich.

Das ist das *Eisen-Kohlenstoff-Diagramm*, soweit es uns interessiert.

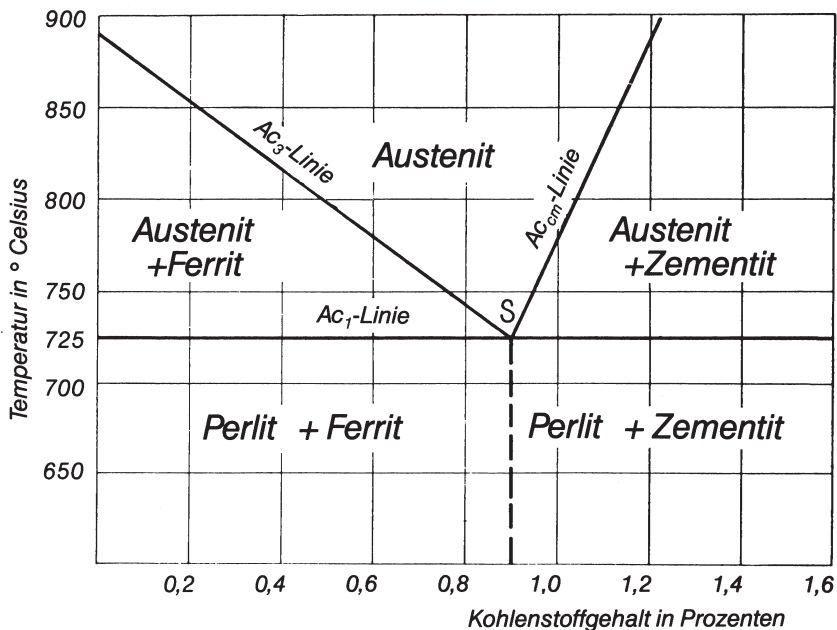
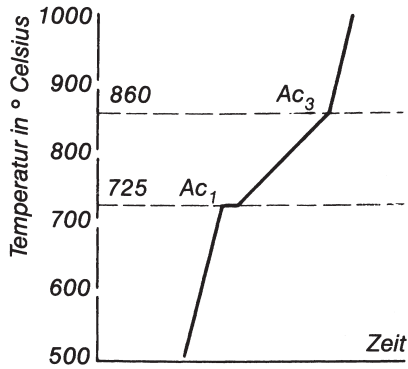
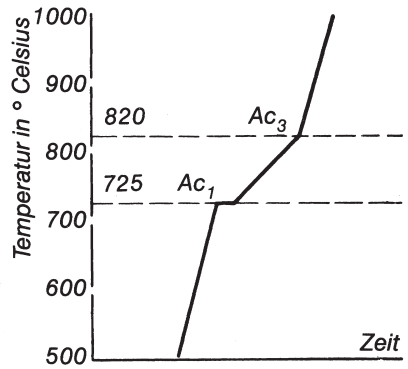


Fig. 1

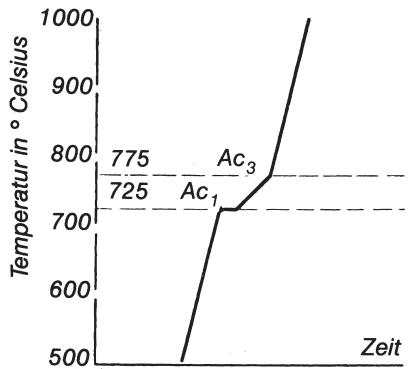
Vorläufig verstehen wir noch nichts und nehmen das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm ganz einfach als bestehende Tatsache zur Kenntnis.



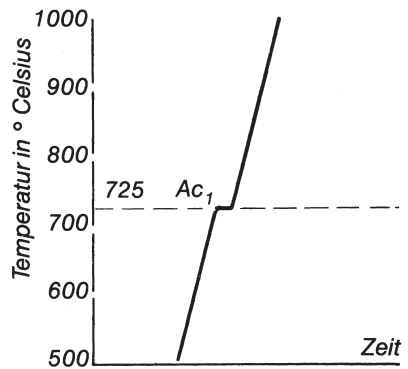
Versuch Nr 1



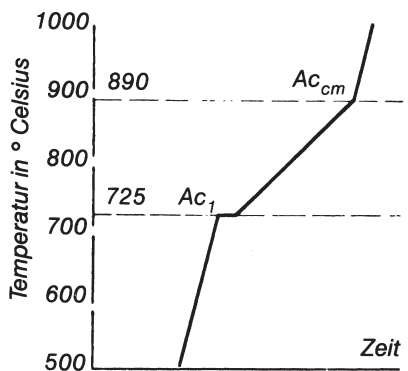
Versuch Nr 2



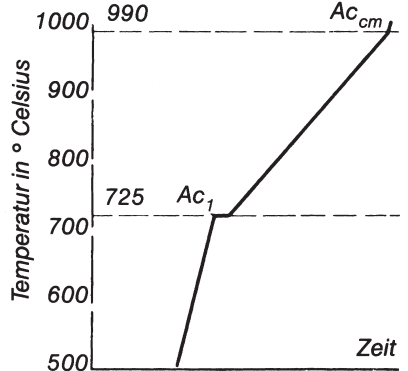
Versuch Nr 3



Versuch Nr 4



Versuch Nr 5



Versuch Nr 6

Fig. 2

Machen wir im Geiste eine Reihe ganz einfacher Versuche. Stellen wir uns vor, dass uns dazu 6 Stahlproben zur Verfügung stehen, die wir wie folgt bezeichnen:

- Probe 1: C-Gehalt = 0,2%
- Probe 2: C-Gehalt = 0,4%
- Probe 3: C-Gehalt = 0,6%
- Probe 4: C-Gehalt = 0,9%
- Probe 5: C-Gehalt = 1,2%
- Probe 6: C-Gehalt = 1,4%

Versuch Nr 1 mit Stahlprobe 1 (C = 0,2%).

Wir erwärmen diese unter konstanter Wärmezufuhr und messen in regelmässigen Zeitabständen, sagen jede Minute, die Temperatur des Stahles. Diese tragen wir dann als Funktion der Zeit in ein Koordinatensystem ein (Fig. 2): Waagrechte Linie = Zeit, senkrechte Linie = Temperatur. Dabei stellen wir fest, dass die Temperatur des Stahles mit der Zeit ziemlich regelmässig ansteigt. Etwas anderes haben wir auch gar nicht erwartet. Der Stahl wird wärmer und wärmer. Jetzt misst er 300°, jetzt 500°C. Alles geht ganz normal vor sich. Pflichtbewusst tragen wir die gemessenen Temperaturen als Funktion der Zeit in unserem Diagramm ein. Schon ist die Temperatur auf ca. 725°C angelangt, und nun stellen wir plötzlich etwas äusserst Seltsames fest. Trotzdem wir regelmässig weiterheizen, wird unser Stahlstück nicht mehr wärmer. Ein Irrtum ist ausgeschlossen; während 5–10 Minuten bleibt die Temperatur konstant. Endlich steigt sie weiter, aber wie wir gleich feststellen, bedeutend langsamer als während der ersten Periode. Von ca. 860°C an steigt die Temperatur wieder rascher.

Merkwürdige Sache. Das hätten wir nicht erwartet. Wir schauen uns unser Diagramm nochmals an und halten fest: Regelmässiges Ansteigen der Temperatur bis ca. 725°C. Verbleiben auf dieser Temperatur während einiger Zeit. Dann langsameres Ansteigen bis auf 860°C und von dort an wieder rascherer Anstieg. Die Punkte 725° und 860°C bezeichnen wir als «Haltepunkte» und kennzeichnen sie mit den Buchstaben Ac_1 (Arrêt chauffage 1) und Ac_3 (Arrêt chauffage 3).

Eine Erklärung für dieses merkwürdige Verhalten des Stahles haben wir vorläufig keine. Wir nehmen auch diese Tatsachen als solche zur Kenntnis, und da wir bei unserer Systematik bleiben, tragen wir gleich die zwei Haltepunkte (725° und 860°C) als Funktion des Kohlenstoffgehaltes in unserer Tabelle (Fig. 3) ein.

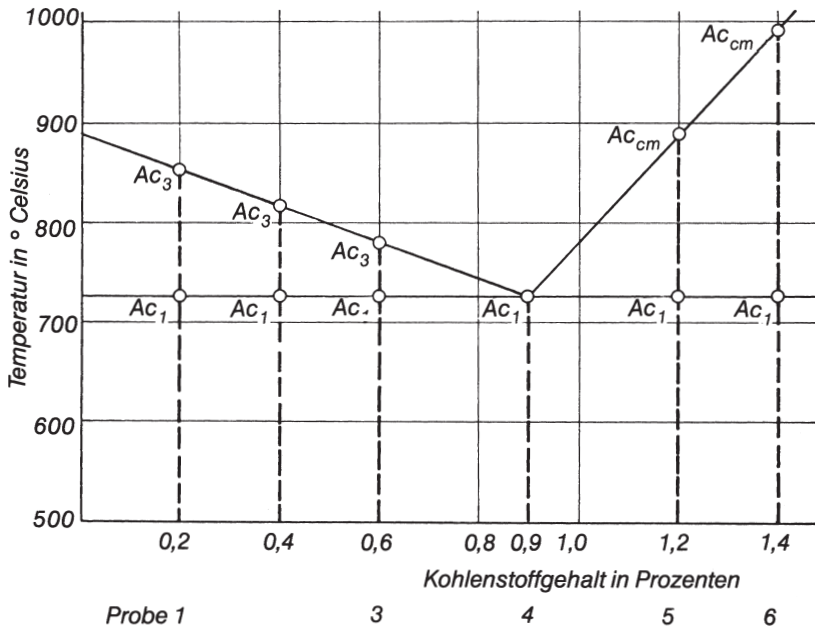


Fig. 3

Versuch Nr 2 mit Stahlprobe 2 (C = 0,4%)

Zunächst steigt die Temperatur wie erwartet proportional mit der Erwärmungszeit. Merkwürdig: bei 725°C bleibt der Temperaturanstieg stehen, genau wie bei Versuch Nr 1. Nach einiger Zeit wieder Ansteigen, jedoch ebenfalls wie bei Versuch Nr 1, d.h. langsamer. Diesmal beginnt der raschere Anstieg jedoch nicht erst bei 860°C, sondern bereits bei 820°C. Auch das Ergebnis von Versuch 2 tragen wir in Figur 3 ein. Also bei C = 0,4% erster Haltepunkt (Ac₁) bei 725°, zweiter Haltepunkt (Ac₃) bei 820°C.

Versuch Nr 3 (C = 0,6%).

Gleichmäßiges Ansteigen der Temperatur bis 725°C, dann Haltepunkt. Weiteres, langsames Ansteigen bis 775°C (Haltepunkt Ac₃). Wir markieren in Fig. 3 über C = 0,6%, Ac₁ 725°, Ac₃ 775°C.

Versuch Nr 4 (C = 0,9%).

Wir haben nun schon einige Erfahrung, erwarten und erhalten Ac₁ bei 725°C (erster Haltepunkt). Aber wir warten diesmal vergeblich auf Ac₃. Also tragen wir in Fig. 3 bei C-Gehalt 0,9% nur Ac₁ bei 725°C ein.

Was wird nun der nächste Versuch ergeben?

Versuch Nr 5 ($C = 1,2\%$).

Haltepunkt 1 bei 725°C , also normal. Wird es aber einen zweiten Haltepunkt geben? Tatsächlich, bei 890°C tritt wieder der bekannte Knick in der Erwärmungskurve ein. Wir tragen wie gewohnt in Fig. 3 ein: bei $C = 1,2\%$, $A_{c_1} 725^{\circ}$, $A_{c_{cm}} 890^{\circ}\text{C}$ (denn anstatt von A_{c_3} sprechen wir bei Stählen mit über $0,9\%$ C von $A_{c_{cm}}$).

Versuch Nr 6 ($C = 1,4\%$).

Wir stellen fest: $A_{c_1} = 725^{\circ}$, $A_{c_{cm}} 990^{\circ}\text{C}$ und tragen diese Werte in Fig. 3 ein.

Langsam verstehen wir und verbinden wir alle Punkte A_{c_1} und alle Punkte A_{c_3} , resp. $A_{c_{cm}}$, oder mit anderen Worten, ziehen wir die Linie aller unteren Haltepunkte und die Linie aller oberen Haltepunkte, so erhalten wir das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm. Damit erkennen wir nun einen Teil seiner Bedeutung. Die Bezeichnung Ferrit, Perlit, Zementit und Austenit verbleiben uns jetzt noch unerklärt. Wir möchten auch gerne wissen, was eigentlich im Stahl beim Erwärmen vor sich geht. Wir haben sein besonderes Verhalten lediglich festgestellt und die Haltepunkte im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm registriert; aber noch fehlt uns die Erklärung.

Sehen wir uns die Sache einmal näher an! Legen wir zu diesem Zweck Stahlprobe Nr 4 vor dem Erwärmen unter das Mikroskop. Wir vermuten mit Recht, dass bei Nr 4 die Verhältnisse am einfachsten sein werden, denn bei dieser Probe ($C = 0,9\%$) haben wir ja beim Erwärmungsversuch nur einen Haltepunkt festgestellt.



Fig. 4

Perlit, 1000fache Vergrößerung

Und nun werfen wir einen erwartungsvollen Blick in unser Mikroskop. Was wir dabei erkennen, zeigt Fig. 4. Dieses, einem Fingerabdruck nicht unähnliche Gebilde wird in der Metallographie seines perlmutterartigen Glanzes wegen als *Perlit* bezeichnet. Es ist nichts Einheitliches, was wir da unter dem Mikroskop erblicken, sondern ein lamellenartig ineinandergeschachteltes Gemisch. Die hellen Streifen sind reines Eisen, genannt *Ferrit* (weiches Gefüge), die dunklen Streifen sind ein Eisenkarbid (Fe_3C), das in der Metallographie als *Zementit* (sehr hartes Gefüge) bezeichnet wird.

Erwärmen wir diese Stahlprobe, so ändert sich am Gefüge bis zum Haltepunkt A_{c1} , also bei $725\text{ }^\circ\text{C}$, nichts. Bei dieser Temperatur findet eine Umkristallisation des Ferrit statt. Aus sogenanntem α (Alpha)-Eisen wird γ (Gamma)-Eisen. Mit anderen Worten, das Eisenkristall verändert sich in seinem Aufbau. Aus dem massiven Alpha-Kristall-Würfel bildet sich der geräumigere, sozusagen hohle Gamma-Kristall-Würfel. Und kaum hat sich diese Änderung vollzogen, so schlüpft das bisher daneben liegende Eisenkarbid (der Zementit) in das Gamma-Eisen hinein.

Für die Umwandlung von Alpha- in Gamma-Eisen bei so niedriger Temperatur ist die unmittelbare Nachbarschaft von Kohlenstoff, wie das im Perlitgefüge der Fall ist (abwechselnd Lamellen von Ferrit und Zementit) unbedingt erforderlich. Es scheint, dass der Kohlenstoff das Eisen zu dieser Umwandlung anregt, um möglichst rasch einen angenehmen Aufenthalt im Gamma-Kristall zu finden. Wie wir im Nachfolgenden noch sehen werden, benötigt das Alpha-Eisen, sobald die Nachbarschaft von Kohlenstoff fehlt, d.h. sobald es als selbständiger Gefügebestandteil auftritt, wesentlich höhere Umwandlungstemperaturen.

Damit haben wir auch die Erklärung für den Haltepunkt A_{c1} gefunden. Die Umkristallisation des Eisens erfordert Wärme und deshalb steigt die Temperatur unserer Stahlprobe so lange nicht weiter an, bis die Umkristallisation beendet ist.

Die Gamma-Mischkristalle werden in der Metallographie nach dem Forscher Austen als *Austenit* bezeichnet.

Bei weiterer Wärmezufuhr steigt die Temperatur unserer Stahlprobe bis zum beginnenden Schmelzen regelmässig an. Am homogenen Austenitgefüge ändert sich in diesem Bereiche nichts mehr.

Studieren wir jetzt das Gefüge von Stahlprobe Nr 3 ($C = 0,6\%$) sowie dessen Verhalten bei der Erwärmung. Was wir unter dem Mikroskop wahrnehmen, zeigt Fig. 5. Wir haben jetzt schon einige Erfahrung und erkennen in den gestreiften Partien unschwer den Perlit. Wenn wir Ihnen noch verraten, dass das Perlitgefüge immer $0,9\%$ C enthält, werden Sie bei scharfsinnigem Überlegen die weisse Grundmasse als reines Eisen, d. h. als Ferrit identifizieren. Da unsere Stahlprobe nur $0,6\%$ C verlangt, wird sich eben ein Teil des Ferrits ausserhalb des Perlit-Vereins vergnügen müssen. Wir werden also in einem Stahl mit weniger als $0,9\%$ C (der Perlit-Mischung) neben Perlit immer auch noch Ferrit vorfinden, und zwar um so mehr, je kohlenstoffärmer der Stahl ist.



Fig. 5

Perlit + Ferrit, 1000fache Vergrösserung

Erwärmen wir Probe 3, so verändert sich bis 725°C nichts am Gefüge. Bei dieser Temperatur verwandelt sich der Perlit unter Wärmeaufnahme (daher der Haltepunkt) in Austenit, während der Ferrit vorläufig noch unverändert bleibt. Erst beim weiteren Ansteigen der Temperatur geht der Ferrit allmählich in Austenit über. Da auch hierzu Wärme erforderlich ist, steigt die Temperatur etwas langsamer. Bei Punkt A_{c_3} ist aller Ferrit umgewandelt. Wir haben dann ein einheitliches Austenitgefüge vor uns und daher auch wieder ein normales, rascheres Ansteigen der Temperatur unserer Stahlprobe.

Und zuletzt noch Probe 5 (C = 1,2%). Das Gefüge zeigt Fig. 6.

Wir erkennen vor allem wieder den 0,9% C enthaltenden Perlit. Das weisse Netzwerk ist der Überschusszementit, der die Perlitgruppen schalenförmig umschliesst. Was bei der Erwärmung geschehen wird, können wir voraussagen. Bei 725 °C, Umwandlung Perlit-Austenit, Haltepunkt Ac_1 . Bei weiterem Ansteigen der Temperatur Lösung des Überschusszementits unter Wärmeaufnahme im Austenit. Bei Ac_3 ist alles gelöst und über dieser Temperatur werden wir einheitliches Austenitgefüge vorfinden.

Was uns noch interessiert, ist das *Verhalten der Stähle bei der Abkühlung*.

Darüber brauchen wir nur wenige Worte zu verlieren, denn es sind die genau gleichen Vorgänge wie bei der Erwärmung, nur dass sie sich in umgekehrter Reihenfolge vollziehen. Wir sprechen dann bei der Abkühlung nicht von den Haltepunkten Ac_3 und Ac_1 , sondern von Ar_3 (Arrêt refroidissement 3) und Ar_1 (Arrêt refroidissement 1). Ar_3 liegt ca. 5° bis 20° tiefer als Ac_3 und Ar_1 finden wir zwischen 680° und 710 °C, also auch etwas unter Ac_1 . Erwähnen wir noch, dass ein analoger Temperaturunterschied bei $Accm$ nicht eintritt, so ist über das Verhalten des Stahles bei der Abkühlung alles gesagt.



Fig. 6

Perlit + Zementit, 1000fache Vergrößerung

Kurzes Repetitorium

- Ferrit:** Reines α - (Alpha)-Eisen (α bezeichnet die Kristallform).
- Zementit:** Chemische Verbindung von Eisen und Kohlenstoff, Eisenkarbid Fe_3C .
- Perlit:** Mischgefüge von Ferrit und Zementit. Enthält immer 0,9% C.
- Austenit:** γ - (Gamma)-Mischkristalle. Feste Lösung von Eisen und Eisenkarbid.

Im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm bedeuten:

- **Ac_1 -Linie** (resp. Ar_1 -Linie): die Linie aller untern Haltepunkte.
- **Ac_3 -Linie** (resp. Ar_3 -Linie): die Linie der obern Haltepunkte aller Stähle mit weniger als 0,9% C.
- **Ac_{cm} -Linie** die Linie der obern Haltepunkte aller Stähle mit mehr als 0,9% C.

Ein Stahl *mit weniger als* 0,9% C besteht *unter* Ac_1 (resp. Ar_1) aus Perlit + Ferrit, *zwischen* Ac_1 und Ac_3 (resp. Ar_3 und Ar_1) aus Austenit + Ferrit, und *über* Ac_3 (resp. Ar_3) aus homogenem *Austenit*.

Ein Stahl *mit* 0,9% C besteht *unter* Ac_1 (resp. Ar_1) aus Perlit und *über* Ac_1 (resp. Ar_1) aus Austenit.

Ein Stahl *mit mehr als* 0,9% C besteht *unter* Ac_1 (resp. Ar_1) aus Perlit + Zementit, *zwischen* Ac_1 und Ac_{cm} (resp. Ac_{cm} und Ar_1) aus Austenit + Zementit und *über* Ac_{cm} aus homogenem Austenit.

Glühdigramm für Kohlenstoffstahl

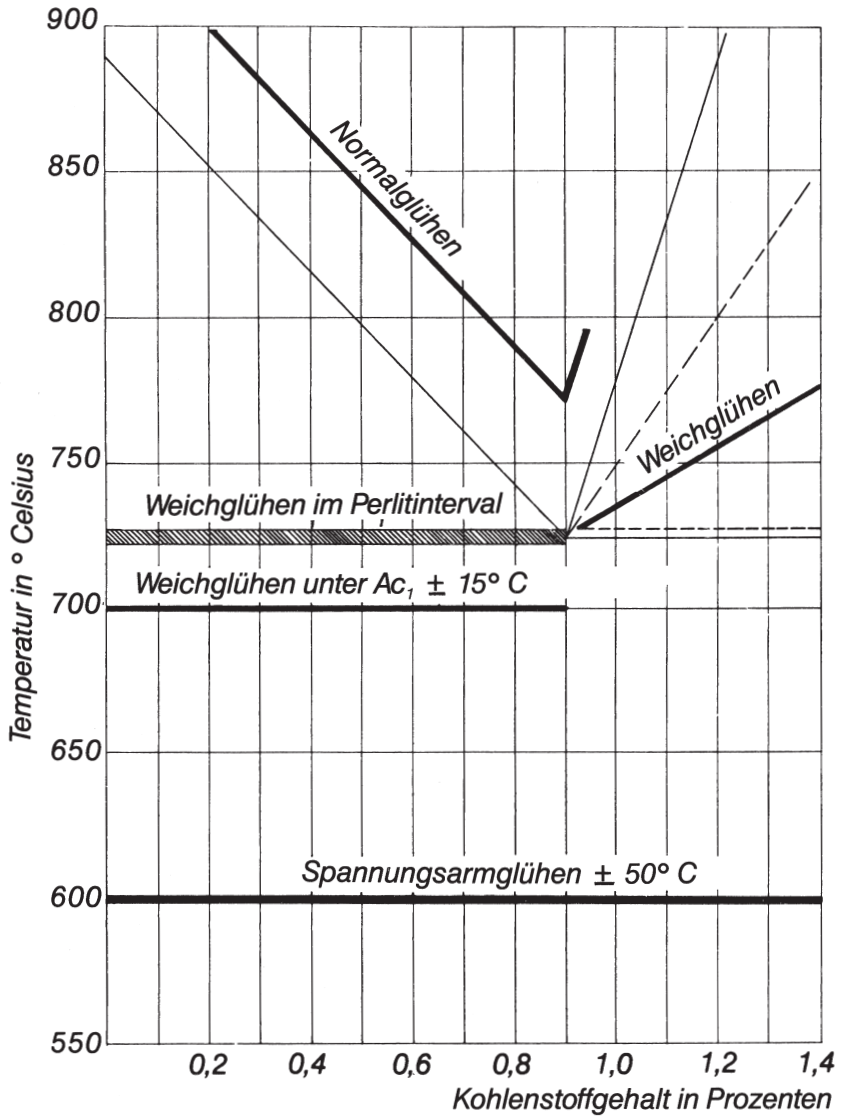


Fig. 7

Das Glühen

Wir unterscheiden drei Arten des Glühens:

- Normalglühen
- Weichglühen
- Spannungsarmglühen

Die zweckmässigen Temperaturen, bei denen das Normalglühen und das Weichglühen vorgenommen werden, sind vom C-Gehalt des Stahles abhängig und finden sich in Fig. 7 (Glühdiagramm) eingetragen.

Normalglühen

Normalgeglüht werden meist Stähle mit weniger als 0,9% C (Konstruktionsstähle). Es besteht in einem Erwärmen auf eine Temperatur knapp über dem oberen Haltepunkt während relativ kurzer Zeit mit nachfolgender Abkühlung in ruhiger Luft bis auf Raumtemperaturen. Durch diese Wärmebehandlung wird infolge der zweimaligen Umkristallisation (Erwärmung und Abkühlung) die Struktur des Stahles verfeinert und damit der ungünstige Gefügebau verbessert, der durch eine vorhergehende Bearbeitung bei hoher Temperatur (z. B. Gesenkschmieden) verursacht wurde. Das Normalglühen erlaubt kontrollierte Festigkeitswerte.

Weichglühen

Das Weichglühen bezweckt nicht nur, den Stahl, der nach dem Schmieden oder Walzen je nach Kohlenstoffgehalt eine Festigkeit von 685–1175 N/mm² aufweist (hochlegierte Qualitäten können sogar Glashärte besitzen), weich und leicht bearbeitbar zu machen, sondern man erreicht damit auch, dass der Stahl ein für die nachfolgende Härtung bestens geeignetes Gefüge erhält.

Wie wir bereits wissen, besteht Stahl in kaltem Zustand aus Perlit (+ Ferrit oder Zementit, je nachdem, ob es sich um ein Material mit weniger oder mehr als 0,9% C handelt). Dieser Perlit setzt sich, wie wir gesehen haben, aus Ferrit und harten Karbidplatten (Zementit) zusammen. Bei den Stählen mit über 0,9% C sind dann die ganzen Perlitkristalle noch von Zementitschalen umschlossen. Es ist leicht verständlich, dass eine solche Anordnung des harten Karbides jeder Kaltbearbeitung (Drehen, Hobeln, Fräsen usw.) grossen Widerstand entgegensetzt. Dazu kommt noch, dass bei den Stählen mit hohem C-Gehalt (z. B. 1,4%) bei der üblichen Härtetemperatur von 760 bis 780 °C laut Eisen-Kohlenstoff-Diagramm nur ein kleiner Teil des Überschusszementites im Austenit gelöst wird, während der Rest als grobes Netzwerk im Stahl erhalten bleibt und leicht zur Ursache von Härterissen werden kann. Es ist daher bei Stählen mit weniger als 0,9% C vorteilhaft, bei solchen mit mehr als 0,9% unerlässlich, die Verteilung des Zementites günstigster zu gestalten.

Durch das Weichglühen gelingt es, den plattenförmigen Zementit im Perlit und den schalenförmigen Überschusszementit in der Weise umzuwandeln, dass er die Form von kleinen Kugeln annimmt. Man spricht dann von *sphäroidisiertem* Zementit.

Für das Weichglühen müssen wir unterscheiden zwischen Stahl mit weniger als 0,9% C (*untereutektoider* Stahl) und solchem mit mehr als 0,9% C (*übereutektoider* Stahl).

a) Der Glühvorgang beim untereutektoiden Stahl

Es gibt zwei Möglichkeiten, und zwar:

- 1) Erwärmen des Materials auf eine Temperatur knapp unter A_{c_1} (ca. 700 °C). Auf dieser Temperatur muss das Stück sehr lange, d.h. je nach Grösse 20 bis 30 Stunden gehalten werden. Kleinere Temperaturschwankungen von $\pm 15^\circ$ sind dabei ohne Bedeutung. Es ist bei diesem Verfahren nicht nötig, den Stahl aus dieser Temperatur besonders langsam erkalten zu lassen.
- 2) Erwärmen des Stahles auf eine Temperatur *knapp* oberhalb des A_{c_1} -Punktes, bzw. Pendeln um diesen Punkt (722–727 °C). Hierauf folgt ein langsames Abkühlen im Ofen (20 bis 30° pro Stunde) bis auf eine Temperatur von ca. 600 °C. Bei diesem Verfahren braucht der Stahl nur gerade so lange auf Glühtemperatur gehalten zu werden, bis er gut durchwärmt ist. Diese zweite Glühart hat in weitgehendem Masse das frühere Verfahren verdrängt, da sie zu kürzeren Gesamtglühzeiten führt. Unnötig, besonders zu erwähnen, dass dazu ein Glühofen mit sehr genauer und zuverlässiger Temperaturregulierung zur Verfügung stehen muss. Wird ein untereutektoider Stahl auch nur 20 bis 30° *über* A_{c_1} erhitzt, so erhält man niemals sphäroidisierten Zementit, wie lange man auch auf Glühtemperatur bleibt und wie langsam auch die Abkühlung erfolgen mag.

b) Der Glühvorgang beim übereutektoiden Stahl

Hier geht es nicht nur darum, den Perlit-Zementit in kugelige Form zu überführen, sondern vor allem, den Überschuss-Zementit zu sphäroidisieren. Dies wird laut Glühdiagramm erreicht bei Temperaturen, die zwischen A_{c_1} und $A_{c_{cm}}$ liegen. Je höher der C-Gehalt, um so höher die Glühtemperatur und um so länger die Glühzeit. Auch grosse Querschnitte erfordern etwas höhere Temperaturen und verlängerte Glühzeiten.

Wie aus dem Glühdiagramm ersichtlich ist, tritt beim übereutektoiden Stahl ein grösserer Glühbereich an Stelle des sehr knappen Temperaturintervalls beim untereutektoiden Stahl. Dazu sei bemerkt, dass bei höherer Temperatur ein grösserer sphäroidisierter Zementit entsteht, mit Materialstruktur, welche eine besonders leichte Kaltbearbeitung durch schneidende Werkzeuge zulässt. Beim Glühen an der untern Temperaturgrenze dagegen bildet sich ein äusserst feinkörniger sphäroidisierter Zementit und damit das für eine nachfolgende Härtung erforderliche ideale Stahlgefüge.

Am leichtesten gelingt es, *gehärteten* Stahl weich zu glühen, da der Zementit aus dem ohnehin feinen Härtegefüge sehr leicht Kugelform annimmt. Es genügt daher, gehärteten Stahl während relativ kurzer Zeit auf ca. 700 °C zu halten und ihn dann an ruhiger Luft langsam abkühlen zu lassen.

Spannungsarmglühen

Diese Art der Glühung wird bei niedriger Temperatur durchgeführt, am zweckmäßigsten zwischen 550 bis 650 °C. Sie bezweckt, die aus einer vorhergehenden Warm- oder Kaltbearbeitung herrührenden Spannungen im Stahl zu beseitigen. Kristallinische Umwandlungen oder Änderungen der Festigkeit finden indessen nicht statt.

Alle komplizierten Werkzeuge, die durch Biegen, Eindrücken oder durch spanabhebende Bearbeitung ihre endgültige Form erhalten haben, sollten vor dem Härten spannungsfrei geglüht werden. Es wird im allgemeinen viel zu wenig beachtet, dass auch durch Drehen, Fräsen, Hobeln usw. im Stahl Spannungen erzeugt werden, welche, auch wenn sie noch so klein sind, Ursache sein können, dass sich Werkzeuge im Moment, wo die grossen Härtespannungen hinzutreten, stark verziehen oder gar reissen.

Schutz vor Entkohlung beim Glühen

Wir haben schon eingangs erwähnt, dass Stahl eine Legierung von Eisen und Kohlenstoff ist, und wir werden im Abschnitt über das Härten erfahren, dass für die Härtefähigkeit die Anwesenheit von Kohlenstoff unerlässlich ist. Tritt nun der Stahl bei hoher Temperatur mit Sauerstoff (oder auch mit Kohlensäure oder Wasserdampf) in Berührung, so verbindet sich der Kohlenstoff des Stahles mit Sauerstoff. Es tritt eine Oxydation ein, wie das der Chemiker nennt, d. h. der Kohlenstoff verbrennt. Dadurch verliert aber der Stahl an der Oberfläche seine Härtefähigkeit.

Man vermeidet die Entkohlung, indem man eine Berührung des Stahles mit Sauerstoff verhindert (Schutzgasatmosphäre oder Vakuum)

Das Mass der Entkohlung hängt von der Temperatur ab, daneben aber auch von der Dauer, während welcher der Stahl auf dieser Temperatur gehalten wird. Unter dem Umwandlungspunkt Ac1 ist die Gefahr äusserst gering. Spannungsarmglühen können wir daher unbedenklich, ohne besondere Vorsichtsmassnahmen zu ergreifen. Beim Weichglühen von übereutektoiden Stählen und vor allem auch beim Normalglühen muss dagegen, entsprechend den hohen Temperaturen, einige Vorsicht angewendet werden. Keine oxydierende Atmosphäre! Immerhin ist es in den meisten Fällen beim Weichglühen oder Normalglühen belanglos, ob eine minime Entkohlung der Oberfläche stattfindet, da diese Glüharten praktisch nur im Anschluss an Walz- und Schmiedeprozesse vorgenommen, d. h. an Stücken, die nachher ohnehin noch überarbeitet werden.

Das Härten

Wenn wir im Nachfolgenden versuchen wollen, die Vorgänge beim Härten zu erklären, so müssen wir nochmals zuerst etwas Gefügelehre treiben. Im ersten Abschnitt dieser Abhandlung haben wir bereits erkannt, welches die Vorgänge im Stahl bei der Erwärmung sind. Wir haben gesehen, dass sich bei ca. 725° C das Alpha-Eisen in Gamma-Eisen verwandelt und wir haben dabei festgestellt, dass sich bei dieser Gelegenheit der Kohlenstoff im Eisenkristall einlagert. Es wurde auch schon erwähnt, dass bei langsamer Abkühlung die gleichen Vorgänge in umgekehrter Reihenfolge stattfinden. Wenn sich bei sinkender Temperatur der Stahl der kritischen Phase nähert, spürt der Kohlenstoff, dass etwas im Tun ist. Es ist ihm nicht mehr wohl im Gamma-Eisen und er tritt aus dem Mischkristall aus. Erst jetzt verwandelt sich der «hohle» Gamma-Eisen-Würfel in den «massiven» Alpha-Eisen-Würfel. *Für diesen Vorgang, für dieses Ausscheiden benötigt aber der Kohlenstoff Zeit.*

Bei äusserst langsamer Abkühlung findet der Kohlenstoff, resp. das Karbid (Fe_3C) Zeit, sich in kugelige Form einzurollen (kleinste Oberfläche). Wir haben diesen Vorgang beim Weichglühen besprochen. Ist die Abkühlungsgeschwindigkeit normal, so scheidet sich der Zementit in Form von Platten aus. Lamellarer Perlit. Wird die Abkühlungsgeschwindigkeit noch grösser, so wird die Temperatur des Stahles bereits bedeutend unter die normale Umwandlungstemperatur gesunken sein, bis der schwerfällige Kohlenstoff begreift, dass er ausziehen habe und beginnt sich aus dem Gamma-Eisen zu entfernen. Der Austenit wird unterkühlt. Das Gamma-Eisen ist dabei so freundlich, mit seiner Umwandlung so lange zu warten, bis sich der Zementit ausgeschieden hat. Ist die Abkühlungsgeschwindigkeit so gross, dass die Temperatur des Stahles bereits auf 650°C abgesunken ist bis der Kohlenstoff endlich wahrnimmt, dass er eigentlich schon längst hätte ausziehen müssen, dann allerdings treibt ihn das schlechte Gewissen, in sehr kurzer Zeit auszuscheiden.

Der ganze Umwandlungsprozess geht daher jetzt viel rascher vor sich. Es entsteht dabei ein Gefüge, das grundsätzlich gleich aufgebaut ist wie der Perlit, dessen Lamellen aber, da ihnen die Zeit zum Wachstum fehlte, äusserst fein sind. Dieses Gefüge heisst *Abschreck-Sorbit*. Bei weiterer Zunahme der Abkühlungsgeschwindigkeit wird aus den oben angeführten Gründen die Umwandlungstemperatur noch mehr absinken und der Umwandlungsvorgang in noch kürzerer Zeit beendet sein. Ist die Umwandlungstemperatur auf ca. 550°C gesunken, so entsteht ein Gefüge, das so fein ist, dass wir auch mit dem Mikroskop keine einzelnen Lamellen mehr unterscheiden können. Wir nennen das bei dieser Temperatur entstehende Gefüge *Abschreck-Troostit*. Abschreck-Troostit ist bereits bedeutend härter als lamellarer Perlit.

Typisch für alle diese Phasen ist jedoch, dass wir grundsätzlich immer die gleichen Vorgänge haben: Ausscheiden des Karbides aus dem Gamma-Eisen und dann «Umklappen» des hohlen Gamma-Würfels in den massiven Alpha-Würfel.

Bis zur sogenannten *kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit* reagiert der Kohlenstoff ganz vernünftig. Dann aber erleidet er einen Schock. Er reagiert überhaupt nicht mehr und wartet bewegungslos auf das Unheil, das ihm droht. Wohl wartet auch jetzt noch das Eisen rücksichtsvoll mit seiner Umwandlung; aber bei einer Temperatur von ca. 200° C ist dann auch seine Langmut zu Ende. Jetzt klappt das «hohle» Gamma-Kristall zum kubisch raumzentrierten Alpha-Kristall um. Dabei wird der Kohlenstoff im engen Alpha-Kristall jämmerlich eingeklemmt. Wohl gelingt es ihm, durch Zerren und Drücken den kubischen Kristall zu einem tetragonalen Kristall zu deformieren; aber er kommt aus dem Käfig nicht mehr heraus. Die hierbei entstehenden grossen Spannungen sind die *Härte*, und das neuartige Gefüge heisst *Martensit*.

Die Temperatur, bei der die Martensitbildung beginnt, ist abhängig vom Kohlenstoffgehalt des Stahles. Sie liegt bei einem C-Gehalt von 0,6% bei 250°, bei C = 0,9% bei ca. 220° und bei 1,5% C ungefähr bei 140 °C.

Fig. 8 zeigt das nadelige Martensitgefüge einer Stahlprobe mit ca. 1,2% C.

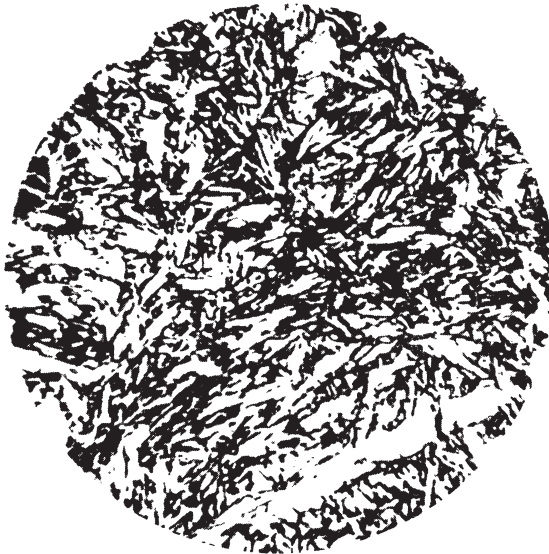


Fig. 8

Martensit, 1000fache Vergrößerung

Die Frage nach der günstigsten Härtetemperatur beantwortet das Härtediagramm (Fig. 9). Diese Temperatur ist vom Kohlenstoffgehalt abhängig. Sie sinkt mit wachsendem C-Gehalt von ca. 940 auf ca. 760° bei C = 0,9% und bleibt dann beim übereutektoiden Stahl auf dieser Höhe. Der Grund hierfür ist leicht einzusehen, wenn wir uns dessen erinnern, dass Ferrit weich ist, Zementit dagegen sehr hart (Zementit ist ungefähr 270 Mal härter als Ferrit). Würden wir einen Stahl mit weniger als 0,9% C nicht bis über die Ac_1 -Linie erhitzen, so wäre nur ein Teil des Ferrits im Austenit gelöst. Dieser Letztere würde sich wohl beim Abschrecken in Martensit umwandeln, aber der ungelöste Ferrit würde als solcher erhalten bleiben und damit als weicher Gefügebestandteil die Härte des Stahles beeinträchtigen. Mehr als 40 bis 50° über die Ac_3 -Linie hinauszugehen wäre unzweckmässig, da dadurch nur die Feinkörnigkeit beeinträchtigt, nicht aber die Härte erhöht würde.

Diagramm der günstigsten Härtetemperatur für Kohlenstoffstahl

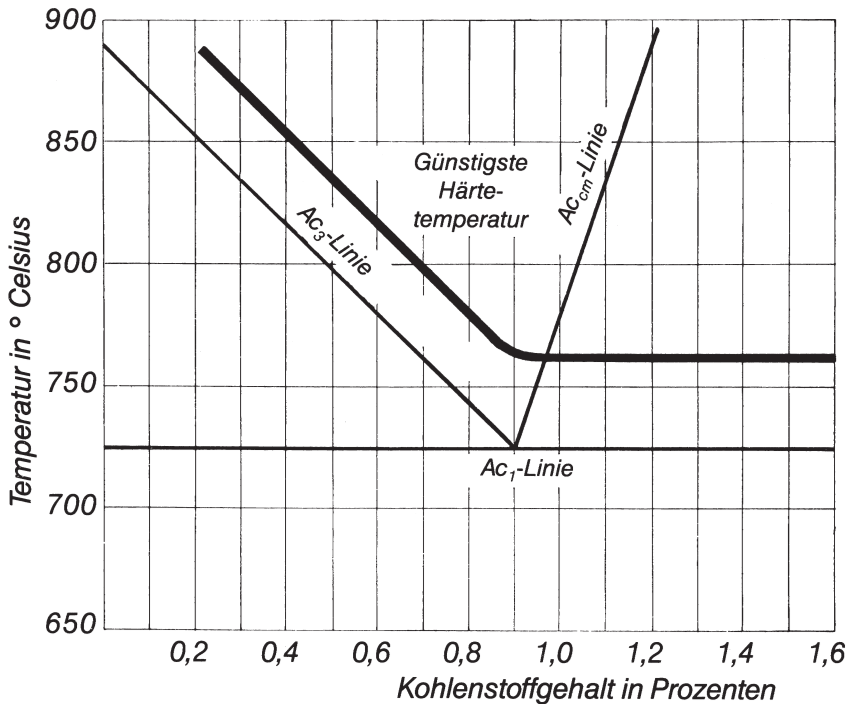


Fig. 9

Bei einem über 0,9% C enthaltenden Stahl liegen die Verhältnisse anders. Hier ist es nicht nötig, dass aller Überschusszementit im Austenit gelöst ist, was ja erst bei der Ac_{cm} -Linie der Fall wäre. Wohl haben wir dann nach dem Abschrecken im Mar-

tensit noch unveränderten Zementit. Aber da dieser sehr hart ist, härter sogar noch als Martensit, so wird dadurch die Härte des Stahles nicht in ungünstigem Sinne beeinflusst. Es dürfte jetzt auch klar sein, dass es besonders bei übereutektoiden Stählen von grösster Wichtigkeit ist, den Überschusszementit vor dem Härten in die günstigste Form, d. h. in Kugelform zu bringen, was, wie früher besprochen, durch Weichglühen erreicht wird.

Es ist aus dem Gesagten wohl verständlich, dass ein Mindestgehalt an Kohlenstoff vorhanden sein muss, um im Kristall die Zwangslage zu schaffen, die wir als Härte bezeichnen. Diese untere Grenze der Härbarkeit liegt praktisch bei 0,3 bis 0,4% C. Dass der Übergang vom unhärtbaren zum härtbaren Stahl ein allmählicher ist, dürfte klar sein.

Die Erhitzung des Stahles auf Härtetemperatur kann auf verschiedene Arten erfolgen und zwar: Im offenen Feuer (nicht zu empfehlen, wegen Entkohlung), im Muffelofen (mit Schutz vor Entkohlung – wovon später noch gesprochen wird), im Schutzgasofen, im Salzbad, im Wirbelbettofen ($Al_2O_3 + N_2$) oder im Vakuumofen.

Stets aber muss darauf geachtet werden, dass eine gleichmässige Erwärmung des Arbeitsstückes erreicht wird. Am zweckmässigsten ist es, den Stahl langsam auf 600–650°C vorzuwärmen, dann die Hitze möglichst rasch auf Härtetemperatur zu steigern. Auf dieser Temperatur soll das Arbeitsstück nur so lange bleiben, bis es gut und gleichmässig durchwärmt ist. Zu langes Halten auf Härtetemperatur beeinträchtigt die Feinheit des Gefüges. Grössere Stücke bedingen etwas höhere Temperaturen. Daher wird vom Werk für jede Stahlqualität auch nicht eine Härtetemperatur, sondern ein Härteintervall angegeben (z. B. 760–790°C). Aus dem Ofen genommen, wird das Arbeitsstück *sofort* in die Härteflüssigkeit getaucht, und zwar mit seiner längsten Symmetrieachse senkrecht zum Flüssigkeitsspiegel (wegen des Verziehens). Gegenstände mit ungleichmässigen Querschnitten, d. h. mit ungleichmässiger Massenverteilung werden so eingetaucht, dass der gröbere Teil zuerst mit der Härteflüssigkeit in Berührung kommt. Das Werkstück soll auch nicht einfach in die Abschreckflüssigkeit eingetaucht, sondern lebhaft darin bewegt werden, um eine möglichst gleichmässige und intensive Berührung zwischen Stahl und Flüssigkeit zu erreichen (Dampfblasen). Im Vakuumofen wird das Härtegut unter Druck mit Stickstoff abgekühlt. Vakuumgehärtete Teile weisen eine blanke und saubere Oberfläche auf.

Die *Entkohlungsgefahr*, von der schon beim Glühen gesprochen wurde, ist beim Härten entsprechend den höheren Temperaturen wesentlich grösser. Auch hier kann diese Gefahr gebannt werden durch eine reduzierende Atmosphäre, damit der Kohlenstoff an der Stahloberfläche nicht verbrennt. Während im modernen Härteofen (mit Schutzgasanlage) dieser Zustand herrscht, muss im Muffelofen ohne Schutzgas die reduzierende Atmosphäre an der Werkstückoberfläche geschaffen werden mittels Einpacken des Härtegutes in wahlweise

- eine enganliegende, nichtrostende Härtefolie,
- unbedrucktes Zeitungspapier sowie in ausgebranntem Spezialglühkoks mit/oder ausgebranntem Holzkohlegranulat

Dies erfordert insbesondere im zweiten Fall längere Anwärm- und Haltezeiten, damit der Stahl auch im Kern vollständig austenitisiert wird.

Das TTT-Diagramm

Wie wir aus den früheren Abschnitten bereits wissen, besteht ein eutektoider Stahl ($C = 0,9\%$) bei einer Temperatur von über 725°C aus homogenem Austenit. Dieser Austenit ist stabil. Das heisst, er verändert sich nicht mit der Zeit. Im letzten Kapitel haben wir gezeigt, dass es durch rasche Abkühlung gelingt, den Austenit weit unter den normalen Umwandlungspunkt (725°C) zu unterkühlen. Dieser unterkühlte Austenit ist jedoch nicht mehr stabil. Einen tiefen Einblick in das Wesen der Gefügeumwandlung bietet uns nun das TTT-Diagramm (Time-Temperature-Transformation), häufig auch S-Kurve genannt. In diesem TTT-Diagramm halten wir die Umwandlungsvorgänge des auf verschiedene Temperaturen unterkühlten Austenits in Funktion der Zeit fest.

Wollen wir bei der Aufzeichnung dieser Vorgänge zu einem verständlichen und anschaulichen Bild gelangen, so müssen wir gleich zu einem Trick greifen. Es geht nämlich darum, im selben Diagramm Vorgänge festzuhalten, die sich teils nach wenigen Sekunden Anlaufzeit innert äusserst kurzer Zeit abspielen, während im gleichen Schaubild Vorgänge dargestellt werden müssen, die erst nach Minuten oder Stunden ablaufen, und zwar in sehr langsamer Art. Der Trick, den wir anwenden, um alle diese Vorgänge in einen vernünftigen Rahmen zu bringen, besteht darin, dass wir für die «Zeit» nicht eine lineare, sondern eine *logarithmische* Skala verwenden. D.h. wir tragen auf der Horizontalen nicht in gleichen Abständen gleiche Zeitintervalle auf, nämlich:

1 Sekunde 2 Sekunden 3 Sekunden 4 Sekunden 5 Sekunden

sondern:

1 Sekunde 10 Sekunden 10^2 Sekunden
(100) 10^3 Sekunden
(1000) 10^4 Sekunden
(10000)

Damit erhalten wir eine Art Perspektive, die uns zeitlich weitauseinanderliegende Vorgänge in stark verkürzter Form zeigt.

Um die Entstehung des TTT-Diagrammes (Fig. 10) zu erklären, wollen wir einige Fälle herausgreifen und an Hand von Versuchen das Verständnis für das äusserst wichtige Diagramm wecken, ähnlich wie wir das beim Eisen-Kohlenstoff-Schaubild getan haben.

TTT-Diagramm eines eutektoiden Stahles (C = 0,9%)

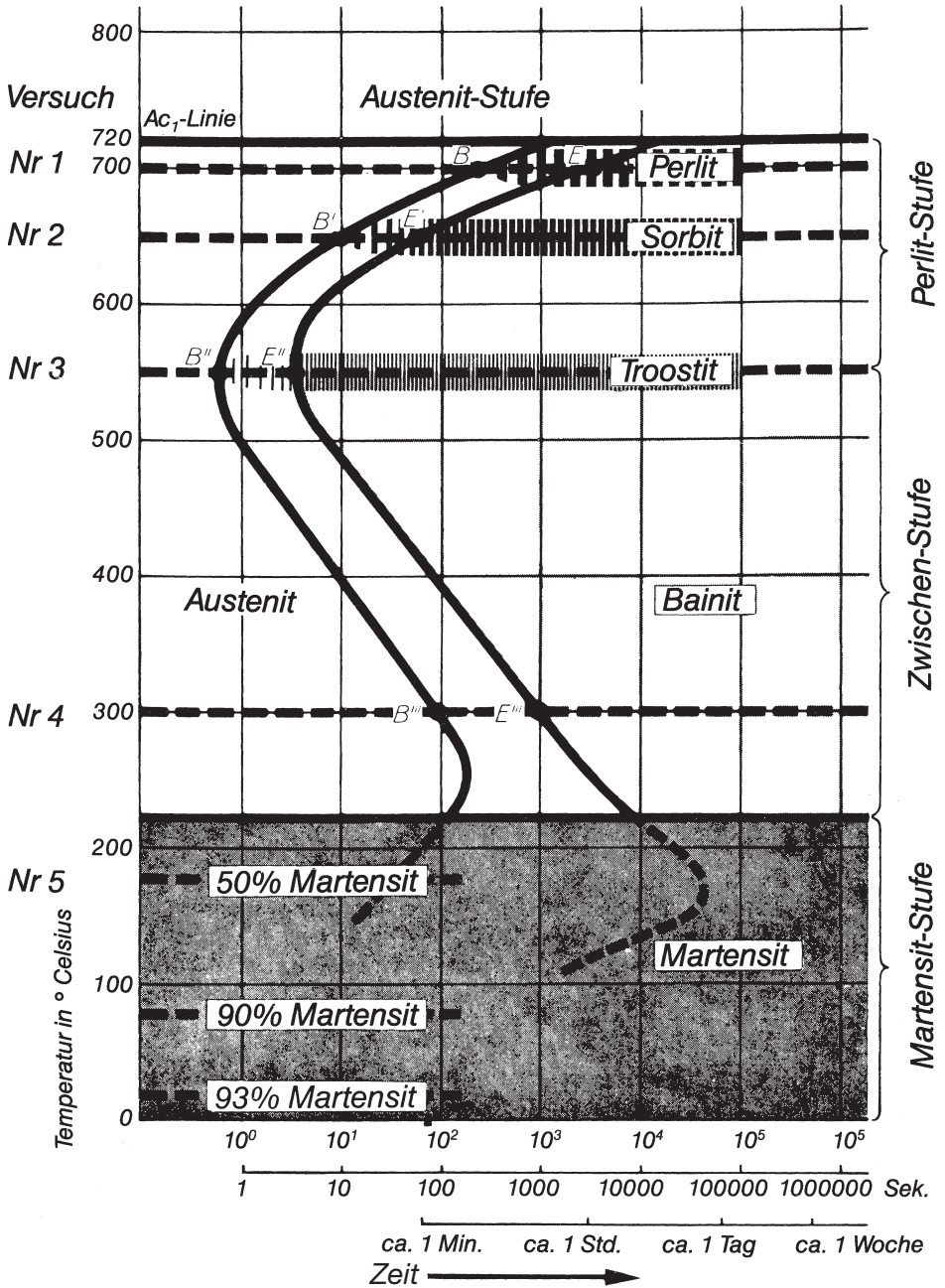


Fig. 10

Versuch Nr 1

Ein kleines Probestäbchen (C = 0,9%) wird auf normale Härtetemperatur, d. h. etwa 50 °C über die A_{c1} -Linie erhitzt, dann plötzlich auf eine Temperatur von 700 °C abgekühlt und auf dieser Temperatur gehalten. Wir beobachten dabei das Verhalten des unterkühlten Austenits.

Bei Punkt B, d. h. erst nach etwa 240 Sekunden (*Anlaufzeit*) beginnt aus dem bisher homogenen Austenitgefüge das Ausscheiden von Eisenkarbid, und zwar in Form von Lamellen, wobei gleichzeitig ein entsprechender Anteil von Gamma-Eisen zu Alpha-Eisen umklappt. Diese Umwandlung beginnt wie gesagt bei Punkt B, also nach ungefähr 240 Sekunden und ist erst bei Punkt E, nach etwa einer Stunde, beendet. Wir halten also fest, dass die Umwandlung bei ca. 700 °C nach einer Anlaufzeit von ca. 4 Minuten einsetzt und beinahe eine Stunde (56 Minuten) dauert. Das Gefüge, das entsteht, ist ein breitstreifiger, *lamellarer Perlit*.

Versuch Nr 2

Stahlprobe abgeschreckt auf 650 °C und Halten auf dieser Temperatur. Nach einer Anlaufzeit von 10 Sekunden beginnt bei Punkt B' der Zerfall des unterkühlten Austenits ganz wie bei Versuch Nr 1 wieder durch Ausscheiden von Karbidlamellen bei gleichzeitiger Umwandlung von Gamma- zu Alpha-Eisen. Diesmal geht die Umwandlung wesentlich rascher vor sich und ist bei Punkt E' nach total 65 Sekunden (vom Moment des Abschreckens an gerechnet) beendet. Der eigentliche Umwandlungsvorgang vollzieht sich somit in ungefähr 55 Sekunden. Das Gefüge, das jetzt entsteht, ist ein äusserst feinlamellarer Perlit, weil den einzelnen Lamellen die Zeit zum Wachstum fehlte. Dieser Perlit wird auch als *Abschreck-Sorbit* bezeichnet.

Versuch Nr 3

Stahlprobe abgeschreckt auf ca. 550 °C. Hier vollzieht sich nun der Umwandlungsvorgang mit äusserster Schnelligkeit. Nach einer Anlaufzeit von weniger als einer Sekunde beginnt bei B'' die Umwandlung. Nach ca. 3 Sekunden (E'') hat sich der ganze unterkühlte Austenit nach dem gleichen Umwandlungsmechanismus wie bei den Versuchen Nr 1 und 2 in einen äusserst feinlamellaren, praktisch strukturlosen Perlit umgewandelt, der auch *Abschreck-Troostit* genannt wird.

Halten wir zusammenfassend fest, dass sich unterkühlter Austenit bis auf Temperaturen von ca. 550 °C immer nach dem gleichen Prinzip in Perlit verwandelt, wobei mit zunehmender Unterkühlung (absinkende Umwandlungstemperatur) sowohl Anlaufzeit wie auch Umwandlungszeit sehr stark abnehmen. Das Gefüge ändert von einem breitstreifig lamellaren Perlit zu einem praktisch strukturlosen Perlit (Abschreck-Troostit). Das ganze Gebiet wird als *Perlitstufe* bezeichnet.

Versuch Nr 4

Stahlprobe abgeschreckt auf ca. 300 °C. Auffallend ist zunächst die bei diesem Versuch wieder viel längere Anlaufzeit. Erst nach ungefähr 100 Sekunden beginnt der sehr stark unterkühlte Austenit zu zerfallen, und zwar nach einem Mechanismus, der sich grundsätzlich von demjenigen der Perlitstufe unterscheidet. Hatte sich dort aus dem Austenit zuerst das Karbid ausgeschieden und erst *nachher* das Gamma- zum Alpha-Eisen verwandelt, so klappt hier (ähnlich wie beim Martensit) das Gamma- zum Alpha-Eisen um, bevor die Ausscheidung des Karbids erfolgt, wobei jedoch unmittelbar darauf das Karbid in äusserst feiner Form ausgeschieden wird. Da bei diesem Vorgang, der übrigens nicht schlagartig, wie beim Martensit, sondern relativ langsam fortschreitend vor sich geht, das Alpha-Raumgitter stark verzerrt wird, weist das entstehende Gefüge bedeutend grössere Härte als das Gefüge der Perlitstufe auf. Dieses neuartige Gefüge wird als *Bainit* bezeichnet.

Wir bezeichnen den ganzen Bereich von ca. 550 °C bis zur Martensitlinie, die beim eutektoiden Stahl bei ca. 220 °C liegt, als Zwischenstufe. Die Umwandlungsvorgänge sind in dieser ganzen Zwischenstufe grundsätzlich die gleichen. Je niedriger die Umwandlungstemperatur, desto länger wird die Anlaufzeit und um so langsamer vollzieht sich die eigentliche Umwandlung. Andererseits ist zu beachten, dass die Karbidausscheidung um so unvollständiger ist, je tiefer die Umwandlungstemperatur gewählt wird, was dementsprechend eine um so grössere Härte des entstehenden Gefüges zur Folge hat.

Versuch Nr 5

Stahlprobe abgeschreckt auf ca. 180 °C. Dabei bildet sich *schlagartig* ca. 50% Martensit, während die restlichen 50% als Austenit erhalten bleiben. Hier muss besonders darauf hingewiesen werden, dass in der Martensitstufe die Bildung des neuen Gefüges *schlagartig*, also ohne jede Anlaufzeit vor sich geht. Dies ganz im Gegensatz zu den bisher besprochenen Umwandlungsvorgängen sowohl der Perlit- als auch der Zwischenstufe, bei welchen sich die Umwandlung mit fortschreitender Zeit vollzieht und bei konstanter Temperatur aus 100%igem Austenit ein 100%iges neuartiges Gefüge entsteht. Der Anteil des umgewandelten Gefüges bzw. des sich gebildeten Martensits ist beim Versuch Nr 5 also einzig abhängig von der Abschrecktemperatur und beträgt bei einem eutektoiden Stahl bei 180 °C ca. 50%, bei 80 °C ca. 90% und bei Raumtemperatur ca. 93%. Es bleiben auch bei einem einwandfrei gehärteten C-Stahl (C = 0,9%) ca. 7% *Restaustenit* vorhanden.

Bei legierten Stählen kann dieser Restaustenit-Anteil sehr bedeutend werden und wir müssten Abschrecktemperaturen von weit unter 0 °C wählen, um eine restlose Umwandlung des Austenits in Martensit zu erhalten.

Das bis jetzt besprochene TTT-Diagramm gilt, wie ausdrücklich erwähnt, für einen eutektoiden Kohlenstoffstahl (= 0,9%). Veränderter C-Gehalt und vor allem Legierungselemente verändern das Bild weitgehend. Im Nachfolgenden sollen einige typische TTT-Diagramme anderer Stahlqualitäten kurz erläutert werden.

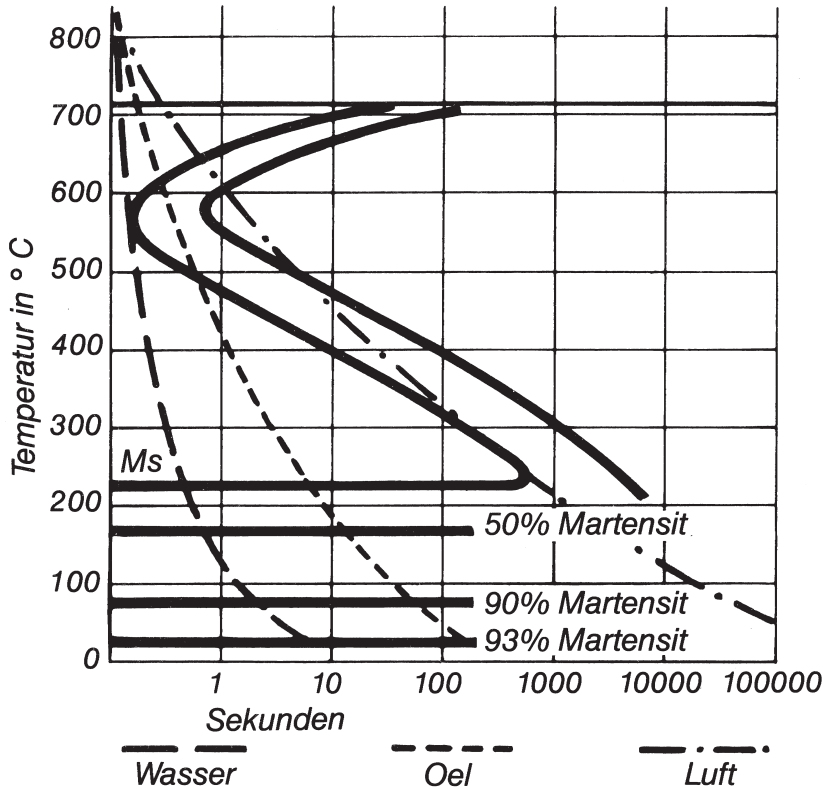


Fig. 11

Typisches TTT-Diagramm eines ca. 1%igen C-Stahles (Fig. 11). Im Gebiet von 550 °C Austenit äusserst instabil. Beginnender Zerfall nach Bruchteilen einer Sekunde. Martensitpunkt ca. 220 °C. Bis auf Raumtemperatur ausgekühlt erhalten wir etwa 93% Martensit; also sehr wenig Restaustenit.

Im Diagramm sind *schematisch* eingetragen: Abkühlungskurven bei Abschreckung im Wasser, in Öl und an der Luft. Dazu ist zu sagen, dass diese Abkühlungskurven selbstverständlich weitgehend von der Dimension des zu härtenden Werkstückes abhängig sind.

Dieser Stahl eignet sich *nur* für Wasserhärtung. Beim Abschrecken in Öl würden sich nämlich im Gebiet von 550°C ca. 50% des Austenits in Perlit (Troostit) verwandeln und nur die restlichen 50% Austenit könnten unterhalb 220°C zu Martensit werden, was die Gesamthärte stark reduzieren würde. Bei Abkühlung an der Luft würde der Austenit im Perlitgebiet vollständig (100%) zerfallen. Es wäre keinerlei Härte zustande gekommen.

Dieser Stahl könnte zwecks Milderung der Härtespannungen im Wasser bis auf eine Temperatur von ca. 300°C abgeschreckt und dann in Oel vollständig ausgekühlt werden. Dieses Verfahren ist insofern unsicher, weil praktisch nicht kontrollierbar und Härteannahme ungewiss.

1.2510

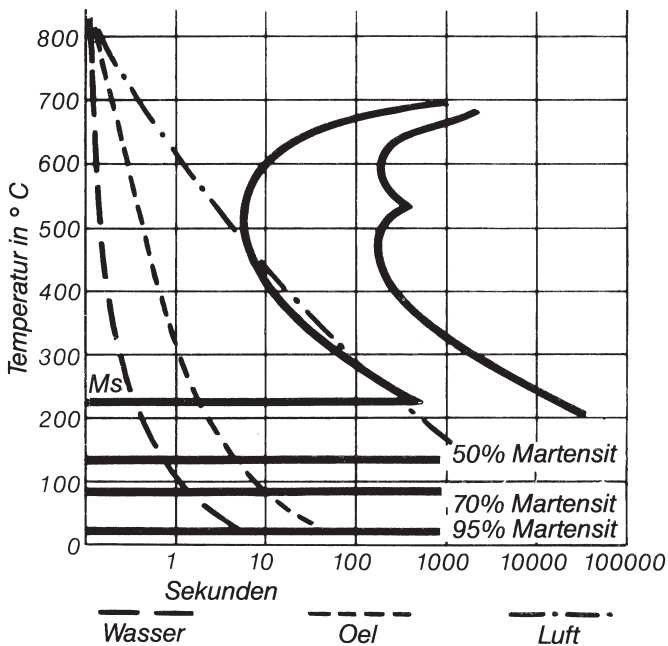


Fig. 12

TTT-Diagramm eines ausgesprochenen Ölhärter-Stahles (Fig. 12). Im Perlitbereich ist der Austenit wesentlich stabiler als beim reinen C-Stahl. Beginn des Zerfalls erst nach ca. 6 Sekunden. Bei Abkühlung in Öl kein vorzeitiger Zerfall in der Perlitstufe. Martensitbildung ab 220°C. Bis Raumtemperatur entstehen ca. 95% Martensit.

Bei Abkühlung an der Luft teilweiser Zerfall des Austenits in Zwischenstufengefüge mit verminderter Gesamthärte.

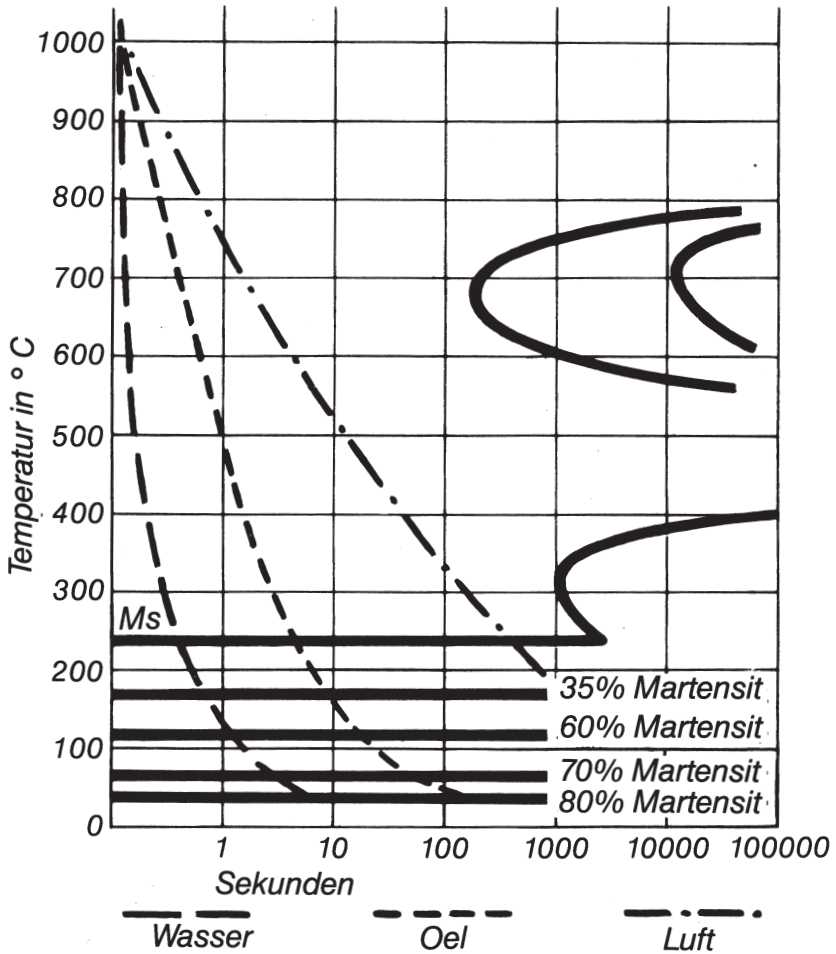


Fig. 13

Ausgesprochener Luft- oder Ölhärterstahl (Fig. 13). Perlitstufe in höherem Temperaturbereich (ca. 750–650 °C). Austenit im Perlitgebiet wesentlich stabiler. Anlaufzeit ca. 2 Minuten. Umwandlungszeit mehrere Stunden. Weder beim Abschrecken in Öl noch bei langsamer Abkühlung an der Luft (keine Querschnitte) irgendwelcher Austenit zerfall vor der Martensitstufe. Beginn der Martensitbildung bei ca. 220 °C. Bis Raumtemperatur haben sich ca. 80% Martensit gebildet. Es verbleibt also ein bedeutender Teil Restaustenit (ca. 20%). Je höher die Härtetemperatur gewählt wird, um so grösser ist der Anteil an Restaustenit.

Der im Härtegut verbliebene Restaustenit wandelt sich über die Zeit in neugebildeten Martensit um. Da nun Martensit ein grösseres Volumen als Austenit hat, ändern sich die Masse des gehärteten Teils. Hochlegierte Stähle werden aus diesem Grund mindestens dreimal im Sekundärbereich (über 500 °C) angelassen. Damit wird der Restaustenit fast gänzlich in angelassenen Martensit umgewandelt. Da bei vielen Stählen die Martensitumwandlung erst weit unter 0 °C abgeschlossen ist, ist auch eine Tieftemperaturbehandlung zu empfehlen, d. h. sofort im Anschluss an die Abkühloperation werden die Teile in Stufen auf -80 °C (optimal wäre -180 °C) gebracht.

Aus der Kenntnis der TTT-Diagramme lässt sich auch das Prinzip der Stufenhärtung ohne weiteres verstehen. Bei jeder gewöhnlichen Härtung ist es unvermeidlich, dass sich die Aussenschichten eines Werkstückes, die sich natürlich rascher abkühlen als der Kern, bereits in Martensit umwandeln, während der Kern noch das Austenitgefüge aufweist. Die Umwandlung von Austenit in Martensit ist mit einer Volumenvergrößerung verbunden. Tritt nun die Umwandlung auch im Kern ein, so entstehen durch die damit verbundene Volumenvergrößerung starke Spannungen, denn die Aussenschichten sind bereits hart und unelastisch geworden.

Schreckt man aber bei der Stufenhärtung einen solchen Stahl auf eine Temperatur knapp über dem Martensitpunkt ab, so kann er so lange auf dieser Temperatur gehalten werden, bis zwischen Kern und Oberfläche ein Temperatúrausgleich stattgefunden hat. Bekanntlich bleibt nämlich innerhalb des genannten Temperaturbereiches der Austenit recht stabil. Nach Herausnahme des Werkstückes aus dem Warmbad wird nun bei langsamem, weiterem Absinken der Temperatur die Martensitbildung an der Oberfläche und im Innern des Werkstückes gleichzeitig erfolgen. Dadurch werden die inneren Spannungen wesentlich herabgesetzt. Die Gefahr der Rissbildung lässt sich bei diesem Verfahren praktisch vermeiden und der Verzug wird auf ein Minimum beschränkt.

Bedingung für die Durchführbarkeit dieser Methode ist, dass die durch die hohe Temperatur des Abschreckbades verminderte Abkühlungsgeschwindigkeit noch ausreichend ist, um die kritische Zone im Perlitbereich zu passieren, ohne dass ein teilweiser Austenitfall in diesem Gebiet einsetzt und damit die Gesamthärte vermindert. Entscheidenden Einfluss auf die Abkühlungsgeschwindigkeit haben die Temperatur des Abschreckbades, die Wärmeleitfähigkeit des Bades und natürlich die Grösse des Werkstückes. Je voluminöser ein Werkstück ist, desto mehr Wärme hat es aufgespeichert und um so langsamer wird es sich daher abkühlen.

Das Anlassen

Nach dem Abschrecken ist der Stahl bei äusserster Härte sehr spröde und daher für die meisten Verwendungsarten ungeeignet. Um die maximalen Spannungen etwas zu mildern und dem Werkstück zum mindesten einige Zähigkeit zu verleihen, wird es sofort nach dem Härten je nach Erfordernis auf eine Temperatur zwischen 100 und 650 °C erwärmt. Diesen Prozess nennt man das *Anlassen*.

Die Vorgänge im Gefüge sind einfach und nach dem schon Gesagten leicht zu verstehen. Bis ca. 100 °C passiert dem Martensitgefüge, das wie früher erläutert, aus einem tetragonal deformierten Alpha-Würfel mit eingeschlossenem Kohlenstoff besteht, nichts. Zwischen 100° und 200 °C geht der tetragonale Martensit langsam in ein kubisches Alpha-Eisen über, das infolge des noch immer eingeschlossenen Kohlenstoffes ein gestörtes Gitter aufweist. Bei ca. 250 °C beginnt bei gleichzeitig einsetzender merklicher Härteabnahme eine Ausscheidung von feinverteiltem Karbid. Ungefähr im gleichen Temperaturbereich zerfällt auch der vorhandene Restaustenit im Bainit.

Bei weiterem Ansteigen der Temperatur fangen die ausgeschiedenen Karbidkörnchen an zu wachsen, so dass wir aufeinanderfolgend über die Bereiche des Troostits und Sorbits nahe unter dem Umwandlungspunkt A_{c_1} (725 °C) ein Perlitgefüge erhalten, das aus Ferrit und körnigem Zementit (im Gegensatz zum lamellaren Zementit) besteht.

Alle diese Änderungen vollziehen sich nicht plötzlich, sondern mit fortschreitender *Anlasstemperatur* und *Anlassdauer*. Wir werden also in einem Werkstück bei bestimmter Anlasstemperatur Martensit, Anlass-Troostit und Anlass-Sorbit *gleichzeitig* vorfinden, vorausgesetzt, dass die Anlasstemperatur hoch genug war, um in den Sorbitbereich zu gelangen. Je länger die Anlasszeit, desto mehr wird sich Martensit in Anlass-Troostit und Anlass-Troostit in Anlass-Sorbit verwandeln. Daraus ersehen wir aber, dass der *Härteabfall* beim Anlassen nicht nur von der *Anlasstemperatur* abhängig ist, sondern auch von der *Anlassdauer*. Das Anlassen findet meistens in speziellen Anlassöfen- oder direkt im Vakuumofen (im sofortigen Anschluss an das Abkühlen) statt.

Die Anlasstemperaturen wurden früher häufig nach der Anlassfarbe beurteilt. Beim Erwärmen einer blanken Oberfläche entsteht eine Oxydschicht, die bei steigender Temperatur dicker wird und damit ihre Farbe ändert.

200 °C weissgelb
220 °C strohgelb
240 °C goldgelb
260 °C braunrot

280 °C violett
300 °C kornblumenblau
320 °C hellblau
340 °C blaugrau

Da jedoch die Dicke der Oxydschicht und damit die Farbe auch von der Anlassdauer abhängt, ist diese Art der Temperaturbestimmung ziemlich problematisch. Wenn z. B. ein Stahl lange genug auf 280 °C erwärmt wird, so wird er nicht nur am Anfang rasch die Farbenskala von hellgelb bis violett durchlaufen, um dann diese Farbe beizubehalten, sondern er wird mit der Zeit blau, hellblau usw. werden. Immerhin ist zu sagen, dass die Sache nicht so schlimm ist, weil sich ja auch das Gefüge und damit der Härteabfall nicht nur mit der Temperatur, sondern in analoger Weise mit der Zeit ändern, so dass man in der Anlassfarbe zwar nicht ein eindeutiges Mittel für die Bestimmung der Temperatur hat, aus ihr aber mit einiger Sicherheit auf den Härteabfall schliessen kann.

Um jegliches Missverständnis auszuschliessen, sei besonders betont, dass die obenstehende Tabelle nur für reine Kohlenstoffstähle und niedrig legierte Qualitäten zutrifft. Bei hochlegierten Stählen sind die einer bestimmten Anlassfarbe entsprechenden Temperaturen höher. Es ist dies z. B. besonders bei den nichtrostenden Stählen augenfällig, da bekanntlich eine Oxydschicht die Ursache der Anlassfarbe bildet und diese Oxydschicht bei derartigen Stählen viel schwerer, resp. erst bei höheren Temperaturen entsteht.

Das Vergüten

Unter Vergüten versteht man Härten und anschliessendes Anlassen auf hohe Temperatur, dass dadurch eine *wesentliche* Steigerung der *Zähigkeit* eintritt.

Meist werden die zur Vergütung geeigneten Stähle vom Werk bereits in vergütetem Zustande angeliefert, wodurch dem Verbraucher jede Warmbehandlung derartiger Stähle erspart wird. Immerhin muss er dafür die schwerere Bearbeitbarkeit in Kauf nehmen, was indessen für Dreh-, Hobel- und Fräsarbeiten nicht allzusehr ins Gewicht fallen dürfte.

Vergütetes Material wird vorzugsweise für Konstruktionsteile, die hohen Beanspruchungen ausgesetzt sind, wie Wellen, Achsen, Bolzen, Pleuel usw. verwendet.

Das Einsetzen

Häufig wird von Konstruktionsteilen (Wellen, Zahnrädern usw.) wegen der Verschleissfestigkeit eine glasharte Oberfläche gefordert, während es gleichzeitig unerlässlich ist, dass der Kern zur Aufnahme von Schlägen und Erschütterungen zäh und elastisch bleibt. Diese beiden Forderungen zu erfüllen gelingt dadurch, dass man einen kohlenstoffarmen und daher wenig härtbaren Stahl verwendet, dem man an der Oberfläche nachträglich soviel Kohlenstoff zuführt, dass ihr volle Härtefähigkeit verliehen wird. Wünscht man nur gewisse Teile des Werkstückes härtbar zu machen, so schützt man die übrigen Teile vor der Kohlenstoffaufnahme durch einen Aufstrich aus feuerfestem Ton oder galvanisch gefällttem Kupfer oder Spezialpaste. Dieses Verfahren kann aber nur im Muffelofen angewendet werden. In der Praxis wird auch oft die Einsatzschicht, nach dem Aufkohlen, stellenweise abgearbeitet.

Zur Aufkohlung von Stahl sind kohlenstoffabgebende Mittel bzw. Medien erforderlich und meistens auch Zusätze als Vermittler. Die Mittel bzw. Medien unterscheiden sich zwischen festen (Granulate, Pulver), flüssigen (Salze) und gasförmigen (C-Gase). Deren Anwendung erfolgt bei

- festen: im Muffel- bzw. Kammerofen nach Verpackung in hitzebeständiger Stahlkiste. Die Werkstücke sollen allseitig mit Granulat/Pulver umgeben sein. Bei durchwärmter Kiste auf 850–900 °C kann mit ungefähr 0,1 mm Einsatztiefe pro Std. Behandlungszeit gerechnet werden. Angaben über Prüfung der Brauchbarkeit der Einsatzmittel, bezogen auf C-Gehalt und Einsatzdauer, werden mit den im Handel angebotenen Produkten vermittelt. Diese Methode wird heute nur noch vereinzelt angewendet.
- flüssigen: im Salzbad (Tiegel). Zyan-Salze geben Kohlen- und Stickstoff bei Temperaturen von 830–900 °C gleichzeitig ab. Die Einsatztiefe ist abhängig von Temperatur und Behandlungszeit.
- gasförmigen: in der Retorte, wo die Aufkohlung der Werkstücke im Gasstrom durch Umwälzung erfolgt. Dazu finden stark C-haltige Gase Verwendung. Der C-Gehalt ist gut steuerbar. Die Aufkohlung findet bei 850–900 °C statt, bei Behandlungszeiten von mehreren Stunden im Zusammenhang mit der Einsatztiefe.

Es ist zweckmässig, den Kohlenstoffgehalt an der Oberfläche des Einsatzgutes nicht über 1% zu steigern, weil es sonst nur durch zeitraubende Sonderbehandlung (Weichglühen) möglich ist, die Randzone vor allzugrosser Sprödigkeit zu bewahren. Im Gegensatz zu den Chrom-Nickel-Einsatzstählen neigen die zur Verwendung gelangenden Chrom-Molybdän- und vor allem die Chrom-Mangan-Stähle zur «Überkohlung» der Randschicht, und es ist daher erforderlich, bei diesen Qualitäten besonders mild wirkende Einsatzmittel zu verwenden. Auch soll die Einsatzschicht nicht unnötig tief gemacht werden. Darüber später noch Einzelheiten.

Nehmen wir an, wir hätten jetzt ein Werkstück richtig eingesetzt, so dass der C-Gehalt in der Randzone 1% nicht wesentlich übersteigt. Bei welcher Temperatur sollen wir härten? Hier beginnt die Schwierigkeit. Wir wissen, dass die Härtetemperatur vom Kohlenstoffgehalt abhängig ist. (Siehe Diagramm der Härtetemperaturen – Fig. 9). Der Kern des Einsatzgutes besitzt ca. 0,15% C, die Oberflächenschicht jedoch ca. 1% C. Was machen? Entschliessen wir uns zuerst für den Kern und dann für die Oberfläche. Unser Stahl hat vom Einsetzen her eine Temperatur von ca. 900°C. Das passt ja ausgezeichnet. Laut Diagramm entspricht einem Stahl von ca. 0,15% C eine Härtetemperatur von 900°C. Also rasch das Stück vom Einsatzpulver sauber gebürstet und hinein in die Härteflüssigkeit! Bis sich das Stück abgekühlt hat, haben wir Zeit zu überlegen, was nun im Stahl eigentlich vor sich gegangen ist. Der Kern, der ja bei der ihm entsprechenden Temperatur gehärtet wurde, wird sich durch eine äusserst feinkörnige Struktur auszeichnen. Sehr hart wird er nicht sein, dazu genügt ja der geringe Kohlenstoffgehalt von nur 0,15% bei weitem nicht. Aber dafür ist er zäh geworden, also gerade das, was wir von ihm verlangen. Somit wäre das in Ordnung. Nun zur Oberfläche (Randzone). Hier sieht es weniger günstig aus. Hart ist sie ohne Zweifel, aber da ihrem C-Gehalt von ca. 1% eine Härtetemperatur von nur 770 bis 800°C entspricht, wurde sie stark überhitzt und ist nun dementsprechend spröde. Diesen Missstand zu beheben gelingt durch eine zweite Härtung bei einer Temperatur, die der Randschicht zukommt, d.h., wie schon erwähnt, bei 770 bis 800°C. Bei der Erwärmung auf diese Temperatur zerfällt der grobkörnige Martensit zunächst in Perlit, verwandelt sich bei ca. 720°C in Austenit und beim Härten aus obenerwähnter Temperatur in feinkörnigen Martensit. Dem Kern kann bei diesem Vorgang nicht viel passieren, höchstens, dass sich die ohnehin unbedeutende Härte noch etwas verringert. Durch diese zweimalige Härtung erreichen wir bestes Gefüge im Kern und in der Randschicht, also äusserste Zähigkeit im Kern, bei einer Oberflächenschicht, die glashart ist, ohne allzu spröde zu sein. Anschliessend anlassen auf 150–200°C.

Handelt es sich um besonders heikle Stücke, die sich nicht verziehen dürfen, ist es empfehlenswert, nach dem ersten Härten ein Zwischenglühen vorzunehmen (bei ca. 650°C).

Wie bereits erwähnt, soll möglichst vermieden werden, dass der C-Gehalt in der Randzone 1% übersteigt. Es kommt jedoch nicht selten vor, dass aus irgendwelchen Gründen eine tiefe Einsatzschicht erforderlich ist, und da werden wir bei den zur Überkohlung neigenden Stählen nicht vermeiden können, dass der Kohlenstoffgehalt an der Oberfläche wesentlich höher steigt als 1%. Wie früher gesagt, wird dadurch die ganze Prozedur nicht unwesentlich kompliziert, und wir werden auch leicht verstehen warum, sobald wir uns den Vorgang genau überlegen.

Bei der normalen Einsatztemperatur von 900°C löst sich gemäss Eisen-Kohlenstoff-Diagramm etwa 1,2% C im Austenit. Der restliche Teil des eindringenden Kohlenstoffes umschliesst in grober Schalenform den Austenit. Daran ändert auch die Härtung nichts. Der Schalenzementit bleibt im Martensit unverändert bestehen. Bei der zweiten Härtung, die ja von einer noch niedrigeren Temperatur aus erfolgt, löst sich sogar nur knapp 1% C. Es bleibt also noch mehr Überschusszementit vorhanden und die Situation wird dadurch eher verschlimmert.

Wie wir bereits im Abschnitt über das Glühen festgestellt haben, ist der schalenförmige Zementit sehr oft die Ursache von Härterissen. Beim Einsatzstahl wird durch ihn ausserdem das Abblättern der Randzone begünstigt. Wir wissen jetzt aber auch, wie wir der Gefahr begegnen können: durch Umwandlung des Schalenzementites in körnigen Zementit, d.h. durch Weichglühung vor der zweiten Härtung.

Legierte Stähle

Wenn wir unserem Grundsatz treu bleiben und diese Broschüre nicht zu einem umfangreichen Buche ausarten lassen wollen, müssen wir es uns leider versagen, ausführlich über legierte Stähle zu berichten. Wir betonen jedoch noch einmal, dass es nicht unsere Absicht ist, über alles zu berichten, was man über Stahl weiss oder nicht weiss, sondern wir wollen in unserer Abhandlung lediglich die eingangs gestellte Frage beantworten: «Was ist Stahl?»

Wir dürfen wohl als hinlänglich bekannt voraussetzen, dass durch Legierung mit anderen Metallen (Mangan, Chrom, Wolfram, Vanadium usw.) die mechanischen Eigenschaften des Stahles wesentlich und vielseitig verändert werden können. Ebenso ist es einleuchtend, dass diese Legierungsbestandteile auch einen Einfluss auf das Gefüge und die Gefügeumwandlungen ausüben. Ohne auf Einzelheiten einzugehen, seien drei der wesentlichsten Merkmale aus dem Gebiete der legierten Stähle herausgegriffen.

Gewisse Legierungselemente (Mangan, Nickel) setzen die Gamma-Alpha-Umwandlungstemperaturen stark herab, während andere Stahlveredler (Chrom, Wolfram, Molybdän, Silizium) höhere Umwandlungstemperaturen zur Folge haben. Je höher der Legierungsgehalt, um so grösser die Abweichung.

Die erstgenannte Gruppe verdient besondere Aufmerksamkeit. Ist nämlich ein Stahl genügend hoch mit Mangan resp. Nickel legiert, so liegt seine Gamma-Alpha-Umwandlungstemperatur derart tief, dass die Umwandlung bis zum Eintritt der Raumtemperatur überhaupt nicht stattfinden kann. Wie wir aber im Abschnitt über das Härten gesehen haben, beruht die Härtefähigkeit eines Stahles auf der Unterdrückung der normalen Umwandlung. Wenn also die Gamma-Alpha-Umwandlung vor Eintritt der Raumtemperatur nicht erreicht ist und wir somit den Gamma-Alpha-Umwandlungsvorgang nicht unterdrücken können, ist der betreffende Stahl auch nicht härtbar. In diese Klasse gehören die mit 12 bis 14% Mangan legierten verschleissfesten Stähle und die hochlegierten Nickelstähle, die uns als rostfreie und hitzebeständige Stähle bekannt sind.

Anlässlich der Betrachtung der reinen Kohlenstoffstähle haben wir festgestellt, dass ein Stahl mit 0,9% C eine Vorzugsstellung einnimmt, indem sich bei ihm der Austenit ohne vorherige Ausscheidung von «Überschuss» (Ferrit oder Zementit) in Perlit umwandelt. Fast alle Legierungselemente verschieben diesen Punkt «S» im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm nach links, umso mehr, je höher der Legierungsgehalt ist. Ein mit 12% Chrom legierter Stahl ist bereits mit 0,2% C übereutektoid. Es ist wichtig, sich dieser Tatsache bewusst zu bleiben, weil übereutektoiden Stähle eine besonders sorgfältige Glühung erfordern.

Eine ganz besonders wichtige Beeinflussung der Stahleigenschaften durch Legierungselemente besteht in der Herabsetzung der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit. Wie im Abschnitt über das Härten ausführlich besprochen, muss die Abkühlungsgeschwindigkeit einen gewissen kritischen Wert erreichen, um den Kohlenstoff am rechtzeitigen Austreten aus dem Gamma-Kristall zu verhindern zu können und um damit eine Zwangslage im Stahl zu schaffen, die wir als «Härte» bezeichnen. Es ist nun ohne weiteres verständlich, dass, wenn im Gamma-Kristall neben Kohlenstoff auch noch andere Legierungselemente eingeschlossen sind, der Kohlenstoff wesentlich längere Zeit benötigt, um aus dem Kristall auszutreten, da ihm die anderen Legierungsbestandteile teilweise den Weg versperren. Es gelingt ihm also auch schon bei einer kleineren Abkühlungsgeschwindigkeit nicht mehr, sich innert nützlicher Frist aus dem Kristall ins Freie zu retten. Kleine Abkühlungsgeschwindigkeit ist aber gleichbedeutend mit milderem Abschrecken. Damit haben wir die Erklärung für den Ölhärter-, resp. den Lufthärterstahl. Noch eine weitere Konsequenz lässt sich aus dem soeben Gesagten ziehen. Während für den gewöhnlichen Kohlenstoffstahl die Abkühlungsgeschwindigkeit beim Abschrecken im Wasser wohl genügt, um an der Oberfläche des Stahles die Martensitstufe zu erreichen, bleibt der Stahl im Kern, wo die Abkühlung natürlich etwas langsamer erfolgt, weich. Die Abkühlung erreicht im Innern nicht mehr die erforderliche kritische Geschwindigkeit. Sind dagegen gewisse Legierungselemente vorhanden, so wird auch die herabgesetzte Abkühlungsgeschwindigkeit im Innern noch ausreichen, um die für legierte Stähle erforderliche, kleinere kritische Geschwindigkeit herbeizuführen. Der Stahl härtet durch.

Diese kurzen Ausführungen mögen genügen, um zu zeigen, wie die Gefügeveränderungen durch Legierungselemente gelenkt und beeinflusst werden können. Dass die Umwandlungsvorgänge bei Mehrstofflegierungen wesentlich komplizierter sein werden als bei einer Zweistofflegierung (Eisen-Kohlenstoff), dürfte klar sein. Wie aber die Vorgänge im Einzelnen sich auch abspielen mögen, selbst wenn das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm sich dabei bis zur Unkenntlichkeit verändert, die prinzipiellen Vorgänge bleiben die gleichen. Das Wesentliche für uns ist, über die grundsätzlichen Vorgänge im Stahl bei seiner thermischen Behandlung im Klaren zu sein.

Wenn wir im Nachfolgenden die Veränderungen der Eigenschaften des Stahles durch die bekanntesten Legierungselemente mit ein paar Stichworten zu skizzieren versuchen, so sind wir uns dessen bewusst, dass dieses Unterfangen äusserst problematisch ist. Es soll sich lediglich um Fingerzeige handeln, nach welcher Richtung neue Eigenschaften des Stahles durch das betreffende Legierungselement geschaffen werden. Auch sollen keine allzu weit gehenden Schlussfolgerungen gezogen werden, denn die Wirkungen, die von den einzelnen Legierungsbestandteilen ausgehen, sind nicht additiv. D. h. wenn das Legierungsmetall A dem Stahl die Eigenschaft 1 verleiht, das Legierungsmetall B aber die Eigenschaft 2, so ist damit noch lange nicht gesagt, dass ein mit den Legierungsmetallen A und B legierter Stahl nun die Eigenschaften 1 und 2 auch aufweist. Ausserdem muss man sich darüber im klaren sein, dass eine gute Eigenschaft, die der Stahl durch eine einprozentige Legierung mit einem bestimmten Element erhält, nicht in zehnfachem Massstabe vorhanden sein muss, wenn der Legierungsgehalt auf zehn Prozent erhöht wird. Im Gegenteil, mit der Erhöhung des Legierungsgehaltes treten fast immer *neue* wesentliche Eigenschaften hinzu.

Schwefel und Phosphor

Alle Stähle enthalten Schwefel (S) und Phosphor (P) in kleinen Mengen. Es handelt sich aber dabei nicht um Legierungsbestandteile im eigentlichen Sinne, sondern vielmehr um Reste von Unreinigkeiten, die schon im Eisenerz vorhanden waren und beim Veredlungsprozess nicht restlos ausgeschieden werden konnten. Es liegt im Bestreben eines jeden Stahlwerkes, den Gehalt an Schwefel und Phosphor auf ein Minimum herabzusetzen.

Schwefel in grösseren Mengen macht den Stahl im warmen Zustand äusserst brüchig. Wenn in gewissen Stahlqualitäten (Automatenstahl) der S-Gehalt absichtlich etwas höher gehalten wird, so geschieht dies nur um der besseren Verarbeitbarkeit willen, wobei dieser Vorteil jedoch nur auf Kosten der Stahlqualität erkaufte werden kann.

Phosphor andererseits macht den Stahl kaltbrüchig.

Mangan

Mangan (Mn) in kleinen Mengen enthält jeder Stahl; es ist für die Stahlerzeugung unentbehrlich. Von manganlegierten Stählen spricht man jedoch erst, wenn dem Stahl soviel Mn zugesetzt wird, dass dadurch die Eigenschaften des Stahles wesentlich beeinflusst werden (von 0,5–0,6 % an).

Mit steigendem Mn-Gehalt wird die für die Gamma-Alpha-Umwandlung erforderliche Temperatur stark herabgedrückt. Stahl mit 12% Mn bleibt auch bei Raumtemperatur austenitisch, d. h. er ist nicht härtbar. Trotzdem sind diese Stähle verschleissfest und daher äusserst schwer mechanisch zu verformen. Bearbeitung nur mittels Schleifen, Erodieren, Brennen und Laser möglich. Kaltverformung (Ziehen, Hämmern, Schlagen) verfestigt den Stahl ganz bedeutend. Daher sind diese Mn-Stähle bestens geeignet für Schläger in Steinmühlen, für Baggerbolzen usw.

Schon bei relativ niedrigem Mangan-Gehalt wird die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit stark vermindert. Deshalb sind bereits Stähle mit 1–1,2% Mn-Gehalt Oelhärter.

Silizium

Auch Silizium (Si) findet sich in jedem Stahl. Von Si-legierten Qualitäten spricht man jedoch erst, wenn der Gehalt mindestens 0,4% beträgt.

Silizium erhöht die Festigkeit des Stahles sowie dessen Streckgrenze.

Sie macht ihn etwas grobkörnig, gibt ihm jedoch ein sehniges Gefüge (Federstähle).

Ähnlich wie Mangan bewirkt auch dieses Legierungselement eine Verminderung der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit. Siliziumlegierte Stähle härten besser durch.

Chrom

Chrom (Cr) verschiebt den Punkt «S» im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm stark nach links. Wie bereits früher erwähnt, ist ein 12%-Cr-Stahl bereits bei 0,2% C über-eutektoid (Weichglühen).

Chrom wirkt stark karbidbildend, d.h. in chromlegierten Stählen finden wir neben Eisenkarbid (Zementit) auch Chromkarbid, und da dies ein äusserst harter Stoff ist, wird dadurch die Gesamthärte des Stahles erhöht. Auch die Schnittfähigkeit und die Verschleissfestigkeit werden in günstigem Sinne beeinflusst.

Chrom wirkt kornverfeinernd.

Cr vermindert die «kritische Abkühlungsgeschwindigkeit» in starkem Masse. Daher sind chromlegierte Stähle durchhärtend und auch schon bei niedrigem Legierungsgehalt (1,5%) im Öl härtbar.

Stahl mit mindestens 13% Cr und weniger als 0,6% C ist mehr oder weniger rostbeständig.

Wolfram

Wolfram (W) verschiebt, ähnlich wie Chrom, den Punkt «S» im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm nach links. Schnelldrehstähle mit 18% W und ca. 0,7% C sind bereits über-eutektoid, trotzdem sogar noch ein bedeutender Teil des Kohlenstoffes für die Bildung der Wolfram-, Chrom- und Vanadinkarbide benötigt wird und somit wesentlich weniger als 0,7% C für die Bildung des Eisenkarbides (Zementit) übrig bleibt.

Wolfram wirkt in starkem Masse karbidbildend und somit härtesteigernd sowie die Schneidfähigkeit und Verschleissfestigkeit erhöhend.

Die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit wird durch Wolfram nicht stark herabgesetzt. Daher sind auch reine Wolframstähle Wasserhärter.

Wolfram verfeinert das Korn und macht den Stahl anlassbeständig. Infolgedessen können W-Stähle bei entsprechendem Legierungsgehalt nach dem Härten auf ziemlich hohe Temperaturen erhitzt werden, ohne dass ihre Härte wesentlich abnimmt (Schnelldrehstähle und Warmarbeitsstähle).

W-legierte Stähle neigen wenig zur Grobkornbildung und sind daher ziemlich unempfindlich gegen Überhitzung.

Da Wolfram die Dehnung wenig herabsetzt, sind die W-Stähle zäher als die Chromstähle.

Wolfram verleiht dem Stahl gute magnetische Eigenschaften.

Molybdän

Molybdän (Mo) übt in noch stärkerem Masse auf den Stahl einen ähnlichen Einfluss aus wie Wolfram. Sehr stark karbidbildend. Punkt «S» wird stark nach links verschoben.

Molybdän erhöht die Festigkeit und die Streckgrenze sowie vor allem auch die Dauerfestigkeit (Baustähle).

Molybdän-legierte Stähle sind ziemlich unempfindlich gegen Überhitzung, da sie nicht zur Grobkornbildung neigen.

Mo erhöht die Anlassbeständigkeit.

Vanadin

Vanadin (V) hat eine ähnliche, jedoch noch stärkere Wirkung auf den Stahl wie Molybdän. Äusserst starke Karbidbildung. Vanadin-legierte Stähle verlangen einen relativ hohen Kohlenstoffgehalt, da ein grosser Teil davon durch das Vanadin gebunden wird und für die Stahlgrundmasse als solche so wenig übrig bleiben würde, dass sie ihre Härte verlieren könnte.

Durch Vanadin werden die Schneidfähigkeit und die Verschleissfestigkeit ausserordentlich erhöht.

Vanadin macht den Stahl unempfindlich gegen Überhitzung.

Die Festigkeit und die Streckgrenze werden durch Vanadin erhöht, *ohne* dass die Dehnung herabgesetzt wird. Wichtig für Konstruktionsstähle.

Vanadin macht den Stahl unempfindlich gegen Schläge.

Kobalt

Kobalt (Co) übt auf das Gefüge keinen grossen Einfluss aus. Weder wird der Punkt «S» stark verschoben, noch wird die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit vermindert.

Kobalt wird als Legierungselement eigentlich nur in Verbindung mit andern Stoffen verwendet (Wolfram, Chrom usw.) und kann dann, wie z. B. in den Schneldrehstählen, die Verschleissfestigkeit durch höhere Warmhärte sehr günstig beeinflussen.

Co wirkt der Grobkornbildung stark entgegen.

Die magnetischen Eigenschaften werden durch Kobalt sehr günstig beeinflusst.

Nickel

Nickel (Ni) setzt die Temperatur der Gamma-Alpha-Umwandlung stark herab. Stähle mit hohem Nickelgehalt (rostfreie und hitzebeständige Stähle) sind austenitisch, d. h. die Gamma-Alpha-Umwandlung findet bis Raumtemperatur nicht statt (unhärtbar).

Die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit wird durch Ni stark herabgesetzt. Ausserdem härten Nickelstähle tiefer ein. Öl- oder Lufthärter.

Nickel wirkt kornverfeinernd und erhöht damit die Zähigkeit des Stahles.

Nickelstähle werden ihrer guten Festigkeitseigenschaften wegen hauptsächlich als Baustähle verwendet, und zwar als Einsatz- oder Vergütungsstähle für hochbeanspruchte Maschinenteile (Zahnräder, Pleuel, Bolzen usw.).