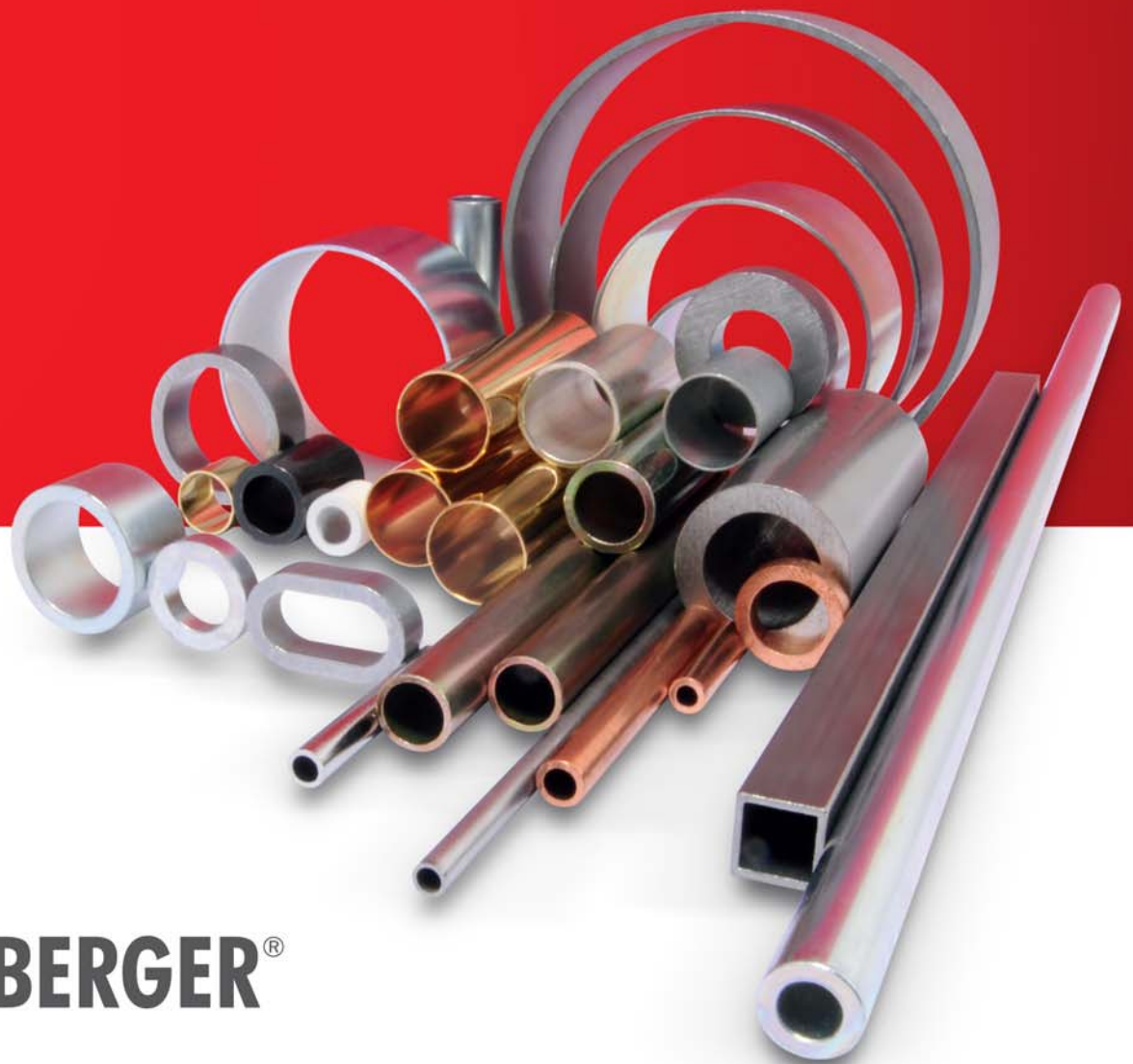


Technische Information

Beeinflussung des Gefüges durch Wärmebehandlungen (DIN 17014)



Beeinflussung des Gefüges durch Wärmebehandlungen (DIN 17014)

Bei keinem anderen Werkstoff kann man so vielfältige Verfahren der Wärmebehandlung durchführen wie beim Stahl. Das hat insbesondere seinen Grund in den Gitterumwandlungen bei erhöhter Temperatur. Die Zielsetzung bei den einzelnen Verfahren ist recht unterschiedlich.

- Erhöhung der Festigkeit: Härten, Vergüten
- Verringerung der Festigkeit: Weichglühen, Rekristallisation
- Bessere Vorbereitung auf eine spätere Weiterverarbeitung: Weichglühen, Normalisieren
- Beseitigung von Fehlern: Diffusionsglühen, Spannungsarmglühen, Normalisieren.

Alle Wärmebehandlungen bestehen aus den folgenden Schritten: Das fertig bearbeitete Werkstück oder auch das Vormaterial wird im festen Zustand auf eine bestimmte Temperatur erwärmt, die dann so lange gehalten wird, bis die gewünschten Vorgänge abgelaufen sind. Danach wird mit einer bestimmten Geschwindigkeit abgekühlt.

Die verwendeten Öfen sollen zur exakten Einstellung der Temperatur regelbar sein und zur Vermeidung von Verzunderung oder Aufkohlung möglichst Schutzgas oder Vakuum enthalten. Die verschiedenen Bauarten unterteilt man nach kontinuierlichem Beschicken (Durchlauf-, Drehherd-, Rollenherd- und Hubbalkenöfen) sowie absatzweisem Beschicken (Hauben-, Herdwagen- und Topfglühöfen).

Die verschiedenen Verfahren der Wärmebehandlung kann man zu den folgenden Gruppen zusammenfassen: Glühen, Härten und Vergüten.

Glühbehandlungen

Das Diffusionsglühen soll Konzentrationsunterschiede der Begleitelemente, also Seigerungen, beseitigen, und zwar besonders von Schwefel, Phosphor, Kohlenstoff und Mangan. Grundsätzlich sind alle Atome bestrebt, sich in der Grundsubstanz Eisen gleichmäßig zu verteilen, wenn die Temperatur und Zeit zur Diffusion ausreichen. Deshalb werden beide so hoch wie möglich eingestellt: die Temperatur bis knapp unter der Soliduslinie (1100 bis 1300°C, je nach dem Kohlenstoffgehalt des Stahles) und mehrere Stunden Haltezeit (bis 40, je nach der Wandstärke des Materials). Trotzdem gelingt es nur, die Kristallseigerung, kaum aber die Blockseigerung zu beseitigen, weil dafür die Diffusionswege der Elemente zu lang sind. Anwendung findet das Verfahren sehr vielseitig, insbesondere jedoch bei Automatenstählen und Stahlguss. Wegen der sehr hohen Werte für Temperatur und Zeit diffundiert auch die Substanz auf den Korngrenzen. Es tritt also eine Kornvergrößerung ein. Deshalb muss sich im allgemeinen ein Normalglühen anschließen.

Das Spannungsarmglühen soll im Stahl enthaltene Spannungen vermindern. Diese entstehen insbesondere durch ungleichmäßiges Abkühlen, wie es sich z.B. nach dem Schweißen in der Wärmeeinflusszone, nach dem Giessen, Warmverformen oder einer Wärmebehandlung oftmals nicht vermeiden lässt, oder auch durch ungleichmäßiges Biegen und anderes Kaltverformen. Die Folge von im Stahl verbleibenden Spannungen

Beeinflussung des Gefüges durch Wärmebehandlungen (DIN 17014)

gen wären Formänderungen (Verzug) oder sogar Rissbildung, die eventuell erst stark verzögert auftreten können. Die Glüh­temperatur liegt bei 600°C, so dass sich Gefüge­änderungen nicht einstellen. Anschließend muss im Ofen so langsam abgekühlt werden, dass z.B. in Schweißkonstruktionen keine neuen Spannungen entstehen können.

Das Normalisieren (Normalglühen) soll ein feinkörniges und gleichmäßiges Gefüge einstellen, das die besten Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften in sich vereint («Normalgefüge»). Das ursprüngliche «unnormale» Gefüge kann insbesondere entstanden sein bei großen Schmiedeteilen und Schweißverbindungen (stark ungleichmäßiges Gefüge), bei Stabstahl, Grob- und Mittelblechen (die relativ langsam abkühlen und deshalb grobkörnig sind) oder bei Stahlgussteilen. Untereutektoide Stähle bis zu 0,8 % C werden auf eine Temperatur knapp oberhalb der Linie G-O-S (=A3) im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm erwärmt, also auf 750 bis 950°C je nach C-Gehalt, nicht länger als nötig gehalten und danach an der Luft abgekühlt. Um die Bildung von Grobkorn zu vermeiden, darf man den Stahl weder überhitzen noch überzeiten. Das Ergebnis des zweimaligen Überschreitens der Umwandlungslinien ist ein feinkörniges Ferrit-Perlit-Gefüge. Übereutektoide Stähle mit mehr als 0,8 % C werden nicht etwa auch im Austenitgebiet geglüht, sondern tiefer: knapp oberhalb der Linie S-K (= A1), also bei ca. 750°C. Dadurch formt sich auch der grobe Zementit auf den Korngrenzen um. Moderne Walzenstrassen bieten in zunehmendem Masse die Möglichkeit, die Walzendtemperaturen und die Abkühlung genau einzustellen, so dass das Normalglühen durch dieses «Walzen mit geregelter Temperaturführung» ersetzt werden kann.

Das Weichglühen soll den Stahl optimal auf eine nachfolgende zerspanende Bearbeitung vorbereiten. Dazu muss die Härte verringert werden. Man erreicht das durch Umformen des streifigen in körnigen Zementit. Die Glüh­temperatur liegt knapp unter der Linie P-S-K (= 721°C = A1), oder sie pendelt um diesen Wert. Bei übereutektoiden Stählen kann sie ihn auch etwas überschreiten, um auch den groben Korngrenzenzementit einzuformen. Die Haltezeit muss mehrere Stunden betragen und die Abkühlung langsam erfolgen. Eine Anwendung dieses Glühens auf Stähle unter 0,4 % C wäre nicht sinnvoll. Sie würden dadurch zu weich, so dass sie bei der zerspanenden Bearbeitung zum «Schmieren» neigen würden. Bei diesen Stählen zieht man das Grobkornglühen vor.

Das Grobkorn- oder Hochglühen erleichtert die spanende Bearbeitung von weichen Stählen. Durch Einstellen von hohen Glüh­temperaturen weit über A3 (950 bis 1150°C) und langsame Abkühlung erzielt man eine starke Kornvergrößerung. Damit unterbleibt das «Schmieren» beim Zerspanen. Die Oberfläche bleibt glatt, und der Span reißt kürzer ab.

Ziel des Rekristallisationsglühens ist es, die Auswirkungen einer vorausgegangenen Kaltverformung, also die Verfestigung und Kornstreckung, wieder zu beseitigen. Die Glüh­temperatur hängt wesentlich vom Verformungsgrad ab, sie liegt im allgemeinen zwischen 500 und 700°C und damit unterhalb der unteren Umwandlung. Bei Beachtung der Zusammenhänge zwischen Temperatur, Verformungsgrad und Glühdauer lässt sich ein sehr gleichmäßiges feines Korn einstellen. Insbesondere ist das Re-

Beeinflussung des Gefüges durch Wärmebehandlungen (DIN 17014)

kristallisieren bei den hochlegierten austenitischen und ferritischen Stählen, die keine Umwandlung zeigen, die einzige Möglichkeit, die Korngröße zu verringern.

Das Härten

Genau genommen handelt es sich bei diesem Verfahren der Wärmebehandlung um die Umwandlungshärtung, denn es gibt daneben eine Vielzahl von weiteren Möglichkeiten, die Festigkeit von Stahl zu steigern:

- Kaltverfestigung durch Verformen
- Mischkristallhärtung durch Zusatzelemente, besonders Kohlenstoff, Mangan und Chrom
- Korngrenzenhärtung, also Feinkörnigkeit
- Ausscheidungs- oder Teilchenhärtung.

Die atomare Erklärung der höheren Härte ist im Grunde in allen Fällen die gleiche: Es werden Versetzungen blockiert und damit am Wandern behindert. Praktisch am wichtigsten ist die Umwandlungshärtung. Wie der Name sagt, kann man sie nur bei umwandlungsfähigen Stählen durchführen; das sind die meisten, jedoch nicht die hochlegierten ferritischen und austenitischen.

Das Verfahren besteht bei untereutektoiden Stählen bis 0,8 % C darin, das Stahlteil bis ins Austenitgebiet zu erwärmen, also oberhalb der Linie G-O-S = A3 im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (750 bis 900°C je nach C-Gehalt) und dann mit erhöhter Geschwindigkeit abzukühlen (abzuschrecken).

Wie ist die Steigerung der Härte während dieses Vorganges zu erklären? In dem kubisch flächenzentrierten Gamma-Eisen sind alle C-Atome gleichmäßig gelöst. Beim langsamen Abkühlen finden zwei Vorgänge statt: Das Gitter klappt in den kubisch raumzentrierten Ferrit um, und die C-Atome haben Zeit genug, aus diesen Bereichen zu diffundieren und Perlit-Lamellen zu bilden. Beim schnellen Abkühlen dagegen werden die Diffusionswege des Kohlenstoffs immer kürzer, weil die dazu notwendige Energie in Form von Wärme entzogen wird, während die Gitterumwandlung auf jeden Fall abläuft. Demnach unterscheidet man mit steigender Abkühlungsgeschwindigkeit aus dem Austenitgebiet die folgenden drei Umwandlungsstufen:

1. Perlitstufe: Die Bildung der Ferritkörner unterbleibt schon bei etwas erhöhter Geschwindigkeit. Es entsteht ausschließlich Perlit, der noch dazu immer feinstreifiger wird. Früher bezeichnete man dieses Gefüge als Sorbit (fein) und Toostit (noch feinstreifiger), da man sie mit den älteren Mikroskopen noch nicht als Perlit erkennen konnte.
2. Zwischenstufe: Sie tritt fast nur bei legierten Stählen auf, insbesondere dann, wenn man das Abschrecken in einem Warmbad abfängt und hier bei konstanter Temperatur (= isotherm) auslaufen lässt. Zuerst klappt dabei das Gitter um, danach diffundiert Kohlenstoff noch geringfügig, bildet jedoch keine Zementitlamellen sondern extrem kleine Körnchen. Dieses Zwischenstufengefüge wird auch Bainit genannt.

Beeinflussung des Gefüges durch Wärmebehandlungen (DIN 17014)

3. Martensitstufe: Von einer kritischen Abkühlgeschwindigkeit ab unterbleibt die Kohlenstoffdiffusion vollständig. In dem kubisch raumzentrierten Gitter haben die C-Atome eigentlich gar keinen Platz; sie bleiben jedoch auf Zwischengitterplätzen sitzen, verspannen das Gitter und verursachen dadurch die hohe Härte. Das Härtegefüge Martensit besteht im Schlibbild aus feinen Nadeln.

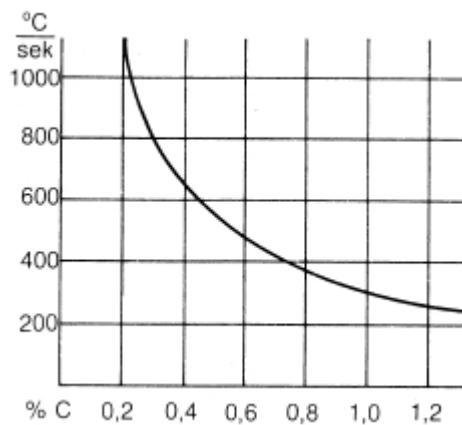


Bild 1: Kritische Abkühlgeschwindigkeit bei verschiedenen Kohlenstoffgehalten im Stahl.

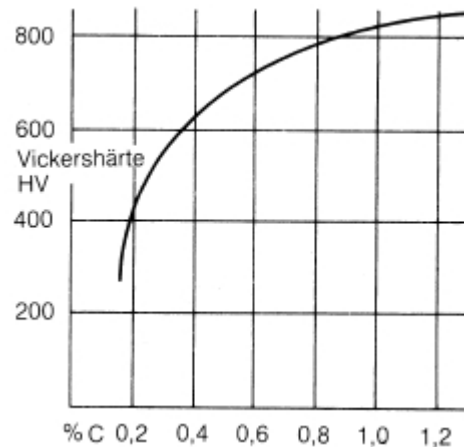


Bild 2: Höhe der erreichbaren Härte bei verschiedenen Kohlenstoffgehalten im Stahl.

Angestrebt wird im allgemeinen diese letzte Stufe. Da für die Gitterverspannung Kohlenstoff erforderlich ist, lassen sich nur Stähle mit mindestens 0,2 % C härten. Die anzuwendende kritische Abkühlgeschwindigkeit liegt um so höher, je niedriger der C-Gehalt ist (s. Bild 1). Danach müssen C-arme Stähle in Wasser abgeschreckt werden. Ab etwa 0,4 % C reicht Öl als Abschreckmittel aus. Viele Legierungselemente verringern die kritische Abkühlgeschwindigkeit, insbesondere Mangan, Chrom und Nickel, so dass je nach dem C- und Legierungs-Gehalt schon eine Abkühlung an der Luft zu Martensit führen kann. Man spricht z.B. von Wasser- oder Ölhärtung, oder von lufthärtenden Stählen (Lufthärtern).

Auch die Höhe der erreichbaren Härte ist vom C-Gehalt des Stahles abhängig, wie Bild 2 zeigt. Man erkennt, dass eutektoider Stahl mit 0,8 % C die maximale Härte erreicht. Höhere Kohlenstoffgehalte sind ohne Wirkung. Das wird besonders durch den steigenden Anteil an Restaustenit im Stahl verursacht. Bei höheren C-Gehalten wandelt sich während des Abschreckens ein zunehmender Anteil an Austenit nicht mehr um, so dass diese Stähle neben Martensit bis zu 30 % von diesem weichen und zähen Gefügebestandteil enthalten. Um diese Werte nicht noch weiter ansteigen zu lassen, dürfen übereutektoide Stähle nicht auch aus dem Austenitgebiet abgeschreckt werden. Bei ihnen liegt die Härtetemperatur knapp oberhalb der Linie S-K (= A1) im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm, also bei ca. 750°C.

Es ergibt sich weiter die Frage nach Einhärtetiefe, d.h. wie weit die Martensithärte in ein Stahlteil eindringt (= Härtebarkeit). Nur am Rand steht das Stahlteil mit dem Abschreckmittel in Berührung, deshalb liegt nur hier die maximale Abkühlgeschwindigkeit vor, so dass in einer bestimmten Entfernung zum Kern hin die kritische Abkühlge-

Beeinflussung des Gefüges durch Wärmebehandlungen (DIN 17014)

schwindigkeit unterschritten wird. Bei unlegierten Stählen beträgt die Einhärtetiefe ca. 5 mm. Bauteile von etwa 10 mm Wanddicke härten demnach vollständig durch. Diese Werte werden von solchen Legierungselementen erhöht, die die kritische Abkühlgeschwindigkeit senken. Bei vielen Baustählen ist das insbesondere Mangan. Wasserhärtende Stähle werden deshalb auch als Schalenhärter bezeichnet, Öl- bzw. Lufthärter bewirken auch bei dickwandigen Bauteilen eine vollständige Durchhärtung.

Gemessen wird die Härtebarkeit im Stirnabschreckversuch nach Jominy (DIN 50191). Dabei erwärmt man einen Rundstab von 25 mm \varnothing und 100 mm Länge auf Härtetemperatur, hängt ihn in eine Abschreckvorrichtung und besprüht die Stirnfläche mit einem Wasserstrahl. Anschließend wird die Härte entlang der Längsseite gemessen (s. Bild 3 und 4).

Nach jedem Härten entstehen im Stahl Spannungen, verursacht durch die über den Querschnitt ungleichmäßig erfolgende Abkühlung. Folgen dieser Härtenspannungen sind Verziehen des Bauteiles oder sogar Rissbildung. Zu deren Vermeidung muss das Werkstück unmittelbar nach dem Härten auf etwa 150° C angelassen werden (jedes Erwärmen nach dem Härten wird Anlassen genannt).

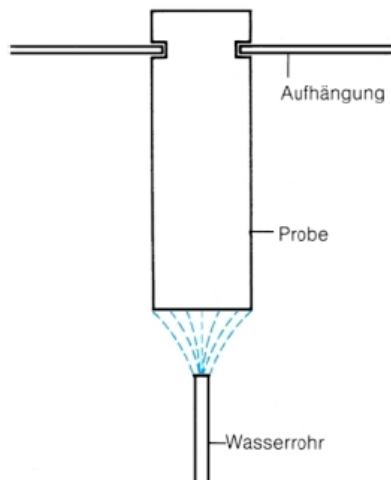


Bild 3: Stirnabschreckversuch nach Jominy

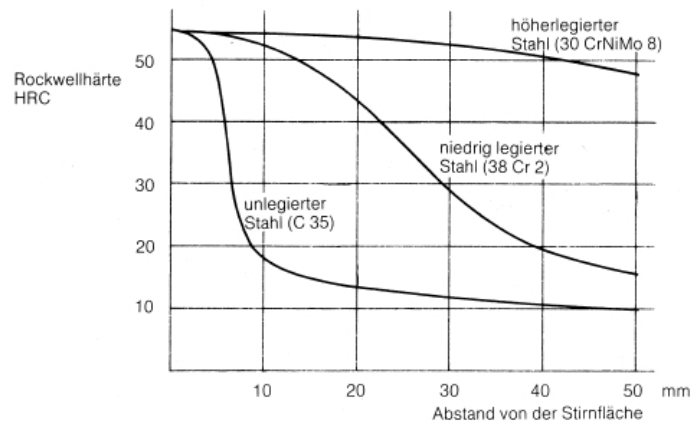


Bild 4: Einhärtetiefe verschiedener Stähle

Manche Stähle neigen zur Überhitzungsempfindlichkeit: Sobald die Härtetemperatur etwas überschritten wird, entstehen eine Kornvergrößerung und als Folge Härteriss. Das ist besonders bei manganlegierten und Schnellarbeitsstählen der Fall. Der Fehler Weichfleckigkeit ist die Folge einer zu niedrigen Härtetemperatur oder einer zu geringen Bewegung des Stahlteiles im Abschreckmittel. In beiden Fällen besteht die Oberfläche nicht einheitlich aus dem Härtegefüge sondern aus weichen Bereichen, im ersten Fall verursacht durch nicht in Austenit umgewandelte Ferritkörner, im zweiten Fall durch örtliche Dampfblasenbildung und dadurch zu geringe Abkühlgeschwindigkeit.

Beeinflussung des Gefüges durch Wärmebehandlungen (DIN 17014)

Das Oberflächenhärten (Randschichthärten)

Für viele Bauteile ist nicht die durchgehende Härte erwünscht, weil sie gleichzeitig erhöhte Sprödigkeit und Bruchempfindlichkeit bedeutet («Glashärte»), sondern angestrebt werden hoher Widerstand gegen Druckbelastung, Reibung und Verschleiß nur in der Randschicht, während der Kern zäh bleiben soll. Typische Beispiele: Zahnräder oder Wellen. Die gehärtete Randschicht hat im allgemeinen eine Dicke von nur 0,1 bis 2 mm, so dass die Härtespannungen verringert auftreten. Es ist auch eine örtliche Härtung möglich, z.B. nur an der Lagerstelle einer Welle.

Das Oberflächenhärten wird nach verschiedenen Verfahren durchgeführt.

Beim Flammhärten erwärmen Gasbrenner das Werkstück nur kurz und damit wenig eindringend; sofort danach wird mit einer Wasserbrause abgeschreckt. Beim Induktionshärten erfolgt das Aufheizen mit Hochfrequenzspulen. Beide Verfahren werden im allgemeinen bei Serienfertigung auf Härtemaschinen durchgeführt, indem die Aufheizeinrichtungen und Brausen der Form der jeweiligen Stahlteile angepasst sind. Beim Tauchhärten dagegen taucht man die Werkstücke kurz in heiße Metallschmelzen, z.B. Bronze, so dass auch unterschiedliche und kompliziert geformte Teile in dem selben Bad gehärtet werden können.

Alle drei Verfahren ähneln sich also insofern, als nur die Randschicht so kurz erwärmt wird, dass die tieferen Schichten nicht mitgehärtet werden. Außerdem ist in diesen Stählen ein Mindestkohlenstoffgehalt von 0,2 % erforderlich.

Beim Einsatzhärten, dem in der Praxis wichtigsten Verfahren des Oberflächenhärtens, werden eine extrem hohe Randhärte und extrem hohe Kernzähigkeit angestrebt. Deshalb geht man von einem Stahl mit maximal 0,25 % C aus (Einsatzstahl), der also eigentlich gar nicht härtbar ist. In einem ersten Schritt wird nun die Randschicht aufgekühlt (=eingesetzt) und nur diese danach gehärtet.

Das Einsetzen erfolgt in festen (Holzkohle + Zusatz), flüssigen (geschmolzene Zyanalze) oder überwiegend in gasförmiger Aufkohlungsmitteln (Erdgas + Zusätze; Propan). Die erforderliche Temperatur liegt im Austenitgebiet, also oberhalb A3 (etwa 900°C), die Zeit beträgt mehrere Stunden. Angestrebt wird ein C-Gehalt in der Randschicht von 0,6 bis 0,8%, denn damit erreicht man die maximale Härte (vgl. Bild 2). Das Härten der Randschicht nach dem Einsetzen erfolgt am einfachsten «direkt aus dem Einsatz», d.h. durch Abschrecken von der Einsatztemperatur aus. Man erhält jedoch einen grobkörnigen Kern, der wegen des langen Einsetzens überzeitet ist, und grobkörnigen Martensit am Rand, da von einer zu hohen Temperatur abgeschreckt wurde. Diese qualitativen Nachteile kann man auf zwei Arten vermeiden: Entweder man verwendet legierte und damit feinkörnige Einsatzstähle für eine Direkthärtung, oder es wird anders gehärtet. Bei der Einfachhärtung kühlt man das Stahlteil nach dem Aufkohlen an der Luft ab, heizt auf die dem aufgekohlten Rand entsprechende Härtetemperatur auf (etwa 750°C) und schreckt ab. Um den Kern noch zusätzlich feinkörniger einzustellen, kann man diesen vor dem Randhärten noch normalisieren: Kurzzeitiges Erwärmen auf ca. 900°C und langsames Abkühlen (Kernrückfeinen). Das

Beeinflussung des Gefüges durch Wärmebehandlungen (DIN 17014)

noch aufwendigere Verfahren der Doppelhärtung wird kaum noch angewendet. In jedem Fall muss zur Vermeidung von Härtespannungen auf etwa 150°C angelassen werden.

Das Nitrierhärten beruht nicht auf der durch Kohlenstoff hervorgerufenen Martensithärte. Bei einer Temperatur von ca. 550°C lässt man Stickstoff in den Stahl eindiffundieren, und zwar entweder aus dem Gas Ammoniak (Gasnitrieren; Dauer etwa 50 Stunden) oder aus Zyanbädern (Badnitrieren; Dauer etwa 2 Stunden). Dabei dringt der Stickstoff in atomarer Form ein, wie er im reinen N₂-Gas nicht vorliegt. Die verwendeten Stähle müssen speziell legiert sein, denn die Bildung von Eisennitriden muss wegen erhöhter Sprödigkeit vermieden werden. Nur Aluminium- und Chrom-Nitride führen in ihrer feinkörnigen Form zur Härtesteigerung (Ausscheidungshärtung). Ein nachträgliches Abschrecken wie beim Martensithärten ist nicht erforderlich, weil die Nitrierschicht selbst schon hart ist. Deshalb treten auch keine Härtespannungen auf. Daraus ergibt sich ein wichtiger Vorteil des Nitrierens: Das Verfahren kann am fertig bearbeiteten Werkstück durchgeführt werden. Im Vergleich zum Einsatzhärten ist die Randschicht dünner und wesentlich härter (s. Bild 5). Außerdem bleibt die Härte der Nitrierschicht bis zu Betriebstemperaturen von etwa 550°C konstant, während die Einsatzschicht ab 300°C weich wird.

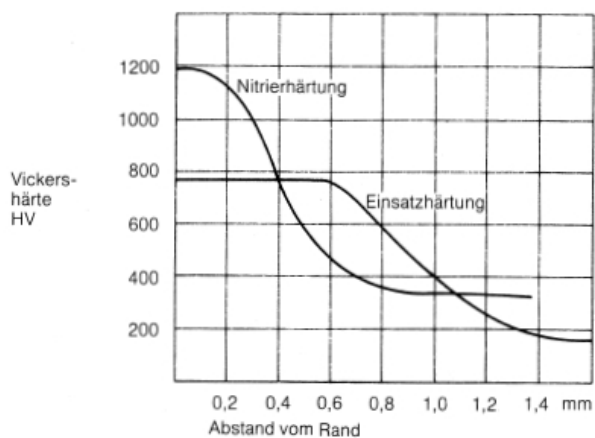


Bild 5: Härteverlauf beim Einsatz- und Nitrierhärten

Beim Karbonitrieren dringen Kohlenstoff und Stickstoff gemeinsam in die Oberfläche des Stahlteiles ein, und zwar aus einem Salzbad (Zyan, z.B. Kaliumzyan KCN) oder Gasgemisch bei 650 bis 800°C. Je höher die Temperatur liegt, um so mehr Kohlenstoff diffundiert ein. Der Stahl braucht nichtlegiert zu sein, aber es muss nach dem Karbonitrieren abgeschreckt werden. Der Vorteil gegenüber dem Einsatzhärten besteht darin, dass die niedrigere Härtetemperatur und das mildere Abschreckmittel zu geringeren Härtespannungen führen.

Beim Borieren dringt das Element Bor aus pulverigen Borverbindungen (besonders Borkarbid) bei 800 bis 1000°C in den Stahl ein. Die Eisenboride in der Randschicht haben noch höhere Härte und Temperaturbeständigkeit als die Nitrierschicht zur Folge (1600 bis 2500 HV, Schichtdicke je nach Glühzeit 0,1 bis 0,8 mm).

Beeinflussung des Gefüges durch Wärmebehandlungen (DIN 17014)

Alle Verfahren des Oberflächenhärtens verbessern die Dauerfestigkeit der Stahlteile erheblich, da die harte Randschicht die Entstehung von Ermüdungsanrissen vermindert.

Das Vergüten

Wie bereits beim Randschichthärten besprochen, ist in vielen Stahlteilen die «Glas-härte» des Martensits wegen erhöhter Sprödigkeit und damit Bruchempfindlichkeit nicht erwünscht. Optimal wäre eine Kombination aus hoher Härte und gleichzeitig hoher Zähigkeit, die jedoch in keinem Werkstoff realisierbar ist. Beim Stahl lassen sich gute Kompromisse schließen: neben dem Randschichthärten durch das Vergüten und durch Legieren (besonders Chrom-Nickel-Baustähle).

Das Vergüten besteht aus den beiden Stufen Härten und anschließendes Erwärmen (Anlassen) auf eine Temperatur unterhalb der Umwandlungen, im allgemeinen 400 bis 650°C. Wegen des Härtens ist in den Vergütungsstählen ein Mindestkohlenstoffgehalt von 0,2 % erforderlich. Durch das Anlassen werden die im Martensit zwangsweise festgehaltenen C-Atome zunehmend in die Lage versetzt, sich als Zementit auszuscheiden. Deshalb sinken zwar die Zugfestigkeit R_m und Streckgrenze R_e des Stahles gegenüber dem gehärteten Zustand ab, besonders die Kerbschlagarbeit A_v sowie die Bruchdehnung A und Brucheinschnürung Z nehmen jedoch erheblich stärker zu. Diese Eigenschaftsänderungen beim Anlassen werden für die einzelnen Stahlsorten in Vergütungsschaubildern dargestellt (s. Bild 6, schematisch). Der Stahlverbraucher kann sich demnach die für ihn geeigneten Festigkeitseigenschaften in einem sehr breiten Bereich aussuchen. Vergleicht man diese Werte mit dem normalgeglühten Ausgangszustand, so bleibt die Zugfestigkeit konstant, und es verbessert sich die Streckgrenze, Kerbschlagarbeit und Bruchdehnung. Das ist auf das feinkörnige, gleichmäßige Vergütungsgefüge zurückzuführen.

Je nach dem Abschreckmittel beim Härten spricht man vom Wasser-, Öl- oder Luftvergüten. Durch Durchvergütung eines Stahlteiles kann man auch ohne Durchhärtung erreichen, wenn sich im Kern Sorbit oder Troostit gebildet haben.

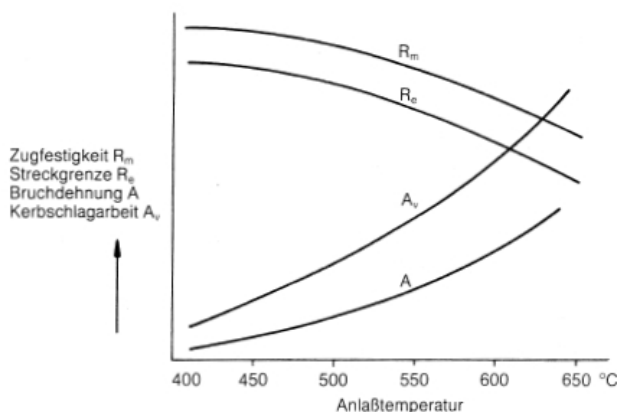


Bild 6: Vergütungsschaubild (schematisch)

Beeinflussung des Gefüges durch Wärmebehandlungen (DIN 17014)

ZTU-Schaubilder

Aus den vorigen Abschnitten ist der außerordentlich wichtige Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die erreichbaren Gefüge hervorgegangen. Diese Zusammenhänge lassen sich aus dem Eisen-Kohlenstoff-Diagramm nicht entnehmen, denn dieses gilt nur für sehr langsame Abkühlung. Für den praktischen Ablauf vieler Wärmebehandlungsverfahren sind die Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder bedeutungsvoller. Man unterscheidet zwei Arten von ZTUDiagrammen, kontinuierliche und isotherme, je nachdem ob die Abkühlung von der Austenittemperatur (knapp oberhalb A₃) mit gleichmäßiger Geschwindigkeit erfolgt, oder ob man das Stahlteil zunächst so schnell bis auf eine bestimmte Temperatur abschreckt, dass noch keine Umwandlung eintritt und dann hier bis zu der Umwandlung isotherm (bei konstanter Temperatur) hält. Bild 7 und 8 zeigen je ein Beispiel für einen Stahl mit etwa 0,4 % C. In beiden Fällen wird die Zeit, im logarithmischen Maßstab, gegen die Temperatur aufgetragen.

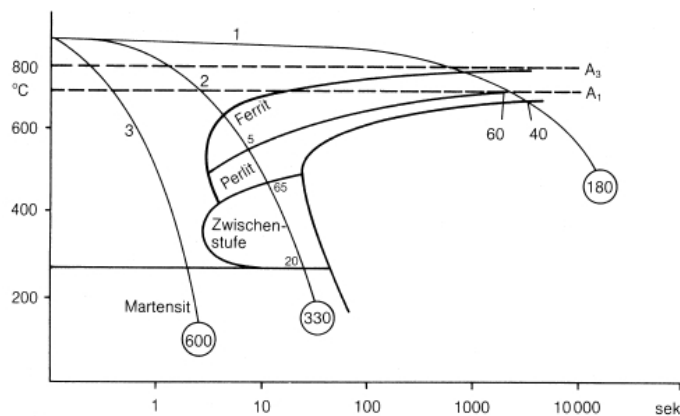


Bild 7: Kontinuierliches ZTU-Schaubild eines C 45

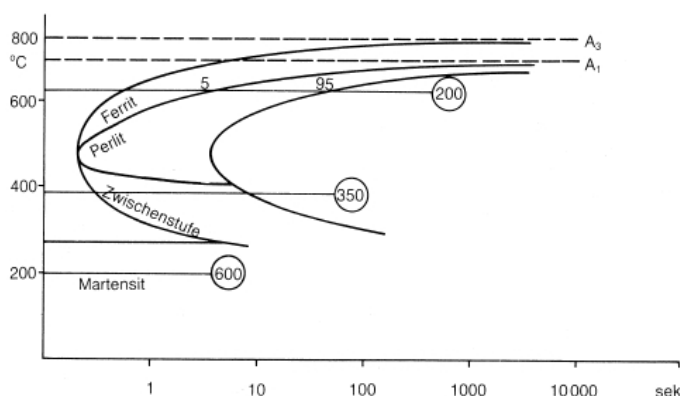


Bild 8: Isothermes ZTU-Schaubild eines C 45

Im kontinuierlichen ZTU-Diagramm dürfen die Vorgänge während des Abkühlens nur entlang den von der Austenittemperatur (ca. 820°C) ausgehenden geschwungenen Abkühlkurven abgelesen werden. Dabei bedeutet Kurve 1 sehr langsames, Kurve 3 schnelles Abkühlen. Verfolgt man die Kurve 1, die z.B. für Luftabkühlung gilt, so sieht man, dass nach etwa 1000 sek. bei ca. 750°C der Austenit beginnt, sich in Ferrit umzuwandeln. Es entstehen 60 % Ferrit, die restlichen 40 % Austenit wandeln sich da-

Beeinflussung des Gefüges durch Wärmebehandlungen (DIN 17014)

nach bei etwas tieferer Temperatur in Perlit um. Die Härte des Gefüges nach dieser Wärmebehandlung, die dem Normalisieren entspricht, beträgt 180 HV.

Die Kurve 2 entspricht einer Ölabbkühlung. Nach etwa 5 sek. beginnt bei 650°C die Umwandlung des Austenit in Ferrit, aber nur 5 %, danach wechselt der größte Teil in Perlit um (65 %). Zwischen 550° und 300°C entsteht zu 20 % Zwischenstufengefüge und ab 300°C noch 10 % Martensit. Die Härte beträgt jetzt 330 HV. Erst bei der schnellen Wasserabkühlung nach Kurve 3 bildet sich ausschließlich Martensit mit 600 HV.

Die Umwandlung im isothermen ZTUSchaubild müssen dagegen auf den Waage-rechten abgelesen werden. So bilden sich bei 650°C Haltetemperatur 5 % Ferrit und 95 % Perlit mit einer Härte von 200HV, bei 400°C ausschließlich Zwischenstufengefüge mit 350 HV und bei 200°C nur Martensit mit 600 HV.

Im Vergleich beider Schaubilder erkennt man, dass eine vollständige Umwandlung in Perlit oder Zwischenstufe nur bei der isothermen Abkühlung möglich ist. Bei legierten Stählen ändert sich das ZTU-Diagramm hauptsächlich insofern, als die Gebiete der Perlit- und Zwischenstufe sich scharf voneinander trennen und beide Gebiete zu längeren Zeiten hin verschoben werden. Dadurch lassen sich diese Gefüge jetzt auch bei kontinuierlicher Abkühlung einstellen. Überhaupt gilt ein ZTU-Diagramm nur für eine bestimmte Stahlsorte, während das Eisen-Kohlenstoff-Schaubild für alle unlegierten Stähle gültig ist.

Einige weitere technisch wichtige Wärmebehandlungsverfahren lassen sich am besten am ZTU-Diagramm erklären.

Das Patentieren (Kurve 1 in Bild 9) wird durchgeführt, um Stahldraht beim nachfolgenden Ziehen auf hohe Zugfestigkeit zu bringen. Dazu schreckt man ihn von der Austenittemperatur in einem Blei- oder Salzbad mit etwa 500°C ab und hält ihn bis zur vollständigen Umwandlung in den feinstreifigen Perlit (Sorbit; Badpatentieren). Bei Luftpatentieren geht man von einer Temperatur hoch über A3 aus, kühlt kontinuierlich an der Luft ab und erhält das gleiche Gefüge. Beim Warmbadhärten (Kurve 2, Bild 9) wird der Stahl in einem Salz- oder Metallbad abgeschreckt, dessen Temperatur kurz oberhalb der Martensittemperatur liegt (ca. 200 bis 250°C). Während der Haltezeit gleichen sich die Härtespannungen weitgehend aus, so dass die Verzug- und Rissgefahr verringert sind. Bevor es zur Umwandlung in das Zwischenstufengefüge kommt, wird in Öl oder Luft weiter abgekühlt, wobei sich erst jetzt Martensit bildet. Beim Zwischenstufenvergüten (Kurve 3, Bild 9) wird ebenfalls in einem Salz oder Metallbad abgeschreckt, dessen Temperatur jedoch im Bereich der Zwischenstufe liegt. Auch dabei verringert sich die Härterissgefahr wesentlich, so dass ein nachträgliches Anlassen unterbleiben kann. Das Gefüge Bainit besitzt neben hoher Härte eine ausgezeichnete Zähigkeit.

Beeinflussung des Gefüges durch Wärmebehandlungen (DIN 17014)

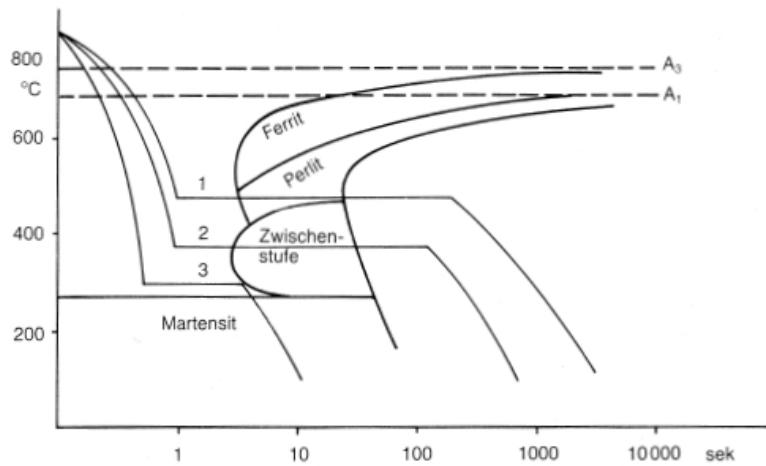


Bild 9: Einige Wärmebehandlungsverfahren im ZTU-Schaubild.

Seeberger GmbH & Co. KG
Zu den Hohlwegen 2
D-58513 Lüdenscheid
Telefon: +49 (0) 2351 9531-0
Telefax: +49 (0) 2351 9531-300
E-Mail: info@seeberger.net
Internet: www.seeberger.net