

Grundpraktikum

Versuchsreihe: Materialwissenschaft

Härten

B404

Stand: 22.05.2013

Ziel des Versuchs:

Die Härtebarkeit verschiedener Werkstoffe soll miteinander verglichen und die Einflussfaktoren auf die Härtebarkeit bestimmt werden.

Inhalt

1	Einleitung	1
2	Theorie	2
2.1	Härten	2
2.1.1	Bedingungen des Härtens	2
2.2	Abschrecken und Abschreckmedien	2
2.3	Abkühlprozesses	3
2.4	Jominy-Versuch	3
2.5	Gefüge	5
2.5.1	Abschreckgefüge	5
2.6	ZTU-Diagrammen	7
2.7	Einfluss von Legierungselementen	9
2.8	Technische Bedeutung	11
3	Versuchsdurchführung	11
3.1	Geräte / Proben	11
3.2	Ablauf	12
4	Versuchsauswertung	12
4.1	Bestimmung der Härtebarkeit	12
4.2	Gefügeuntersuchung	12
5	Literatur	13
6	Anhang	13

1 Einleitung

Verschiedene metallische Werkstoffe werden in der Industrie benutzt, wobei die Eigenschaften wie Duktilität, Zähigkeit und Härte entscheidenden Faktoren für verschiedene Applikationen sind. Je nach der Zielstellung sind manche Eigenschaften wichtiger als andere. Durch seine Eigenschaften, Vorhandensein und Preis, ist der Stahl der häufigste benutzte metallische Werkstoff. In verschiedenen Anwendungen sind manchmal die gegenteiligen Eigenschaften nötig, wie eine harte Oberfläche mit einem zähen Kern. Durch Optimierung können in dem Werkstoff solche Eigenschaften verwirklicht und somit solche Anforderungen erfüllen werden.

Die Eigenschaften können bis zu einem gewissen Punkt durch die Mikrostruktur verändert werden. Die Mikrostruktur, sprich „das Gefüge“, lässt sich durch Wärmebehandlung verändern. Für die Wärmebehandlung sind die Temperatur und die Zeitspanne von Bedeutung. Durch die Veränderung dieser Faktoren, können das Gefüge und im Endeffekt die Eigenschaften des Werkstoffs verändert werden. Neben der Mikrostruktur kann auch die chemische Zusammensetzung die Eigenschaften beeinflussen. Hinzu kommt, dass durch verschiedene chemische Zusammensetzungen sich verschiedene Ansprechverhalten für die Wärmebehandlung ergeben. Eine von diesen Eigenschaften, die von dem Gefüge und der chemischen Zusammensetzung beeinflusst wird, ist die Härte.

Jede Anwendung braucht eine bestimmte Härte. Um die Härtebarkeit verschiedener Stähle miteinander vergleichen zu können und um die Einflussfaktoren auf die Härtebarkeit des Werkstoffs zu bestimmen, werden verschiedene Verfahren benutzt. Eines von ihnen ist der Jominy-Versuch, auch Stirnabschreckversuch genannt. Dieses Verfahren wird nach DIN EN ISO 642 (veraltet DIN 50191) durchgeführt.

In dem Versuch B404 werden drei Proben zur Austenitisierungstemperatur aufgeheizt und dann in eine Abschreckanlage eingehängt und von der unteren Seite abgeschreckt. Danach werden die Härtewerte entlang dieser Proben gemessen. Um die Veränderung des Gefüges entlang der Proben zu beobachten, wird das Gefüge unter dem Lichtmikroskop untersucht.

Dieses Praktikumsript besteht aus vier Kapiteln. Das erste Kapitel enthält die Einleitung, das zweite Kapitel erklärt die Theorie, das dritte Kapitel beschreibt die Versuchsdurchführung und das vierte Kapitel erklärt die Versuchsauswertung.

2 Theorie

2.1 Härten

Unter Härten versteht man eine Verfahrenskombination, die zu einer erheblichen Härtesteigerung entweder des gesamten Bauteils (Volumenhärten) oder seiner Oberfläche (Oberflächenhärten) führt. In der Oberflächenhärten sind zwei Verfahren von Bedeutung: Randschichthärten und Einsatzhärten.

Dem Volumenhärten und Oberflächenhärten wird in der Regel ein entspannendes Anlassen in der 1. Anlassenstufe nachgeschaltet.

Im folgendes wird die Volumenhärten beschrieben:

2.1.1 Bedingungen des Härtens

Ein Stahlwerkstoff ist durch Abschrecken härtbar, wenn er folgende Bedingungen erfüllt:

- Der Stahl muss der α - γ - Umwandlung unterliegen.
- Es muss ein Mindestkohlenstoffgehalt vorhanden sein. Er beträgt für unlegierten Stahl 0.25%, für legierten Stahl 0.22%.
- Beim Abschrecken muss der Kohlenstoff in Lösung bleiben, so dass statt Ferrit und Perlit vorwiegend Martensit gebildet wird.
- Im Falle untereutektoider Stähle muss der Kohlenstoff beim Austenitisieren vollständig in Lösung gehen, d.h. ggf. vorhandene Carbide (Zementit, Sonder- oder Doppelcarbide) müssen soweit wie möglich gelöst werden.
- Übereutektoider Stähle werden nach dem Weichglühen (zur globularen Einformung des Zementits) aus dem Zweiphasengebiet "Austenit + Zementit" gehärtet.

Stahl wird zur vollständigen *Austenitisierung* (α - γ - Umwandlung) geblüht. Für *untereutektoider* Stähle liegt die Glüh- oder Austenitisierungstemperatur T_A 30 - 50 K oberhalb A_3 (siehe Anhang 1), d.h. oberhalb der Linie G - S im Einphasengebiet γ des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms (EKD). Für *übereutektoider* Stähle liegt T_A dagegen 30 - 50 K oberhalb von A_1 , d.h. oberhalb der Linie S - K im Zweiphasengebiet $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$ des EKD. (Für das EKD siehe Anhang 1).

2.2 Abschrecken und Abschreckmedien

Ein Eisenwerkstoff ist durch Abschrecken härtbar. Das Abschrecken ist ein wichtiger Schritt. Dieser Schritt besteht darin, den Werkstoff mit mindestens seiner kritischen Abkühlgeschwindigkeit von der Austenitisierungstemperatur T_A so abzuschrecken, dass keine Diffusion im Werkstoff stattfinden kann. Dadurch kann man davon ausgehen, dass weitgehend Martensit gebildet wird. Als *kritische Abkühlgeschwindigkeit* v_{krit} bezeichnet man die Abkühlgeschwindigkeit, die mindestens zur Martensitbildung notwendig ist; sie ist eine Werkstoffkonstante.

Technisch genutzte Abschreckmedien sind: ruhende Luft, bewegte Luft (Lüfter, Pressluft), Mineralöl und Wasser. Die Abschreckintensität nimmt in der angegebenen Reihenfolge zu. Man wählt immer das mildeste Abschreckmedium, mit dem einerseits die kritische Abkühlgeschwindigkeit noch erreicht wird und andererseits thermische Spannungen zwischen Rand und Kern vermieden werden. Im Bereich der Perlitbildung sollte die Wärme möglichst

schnell abgeleitet werden, im Bereich der Martensitbildung dagegen möglichst langsam, um der Rissgefahr aufgrund von Umwandlungsspannungen entgegenzuwirken. Letztere entstehen, da der Martensit gegenüber dem Ausgangsgefüge ein größeres Volumen besitzt.

Da der Wärmeübergang nur an der Werkstückoberfläche erfolgt, hängt die Abkühlgeschwindigkeit von der Wärmeleitfähigkeit des Materials ab. Sie sinkt mit steigendem Gehalt an Legierungselementen.

2.3 Abkühlprozesses

Je nach Führung des Abkühlprozesses unterscheidet man (Abbildung 1):

- *Direkthärtung (Abschreckhärtung)*: Das Bauteil wird von der Austenitisierungstemperatur T_A unmittelbar auf Raumtemperatur RT abgeschreckt. Wegen der Verzugs- und Rissgefahr wendet man dieses Verfahren nur auf einfach geformte Bauteile aus legiertem Stahl an, die eine geringere Abkühlgeschwindigkeit benötigen.
- *Gebrochene Härtung*: Der Bauteil wird von T_A schnell auf eine Temperatur oberhalb der Martensit-Starttemperatur M_S abgeschreckt und von dort sofort in einem milderen Medium weiter abgeschreckt, um die Rissneigung herabzusetzen.
- *Warmbadhärtung*: Der Bauteil wird von T_A in einem Warmbad abgekühlt, dessen Temperatur um M_S liegt, und dort bis zum Temperatúrausgleich gehalten. Bei der langsamen Abkühlung auf RT entsteht unter geringen Umwandlungsspannungen Martensit.

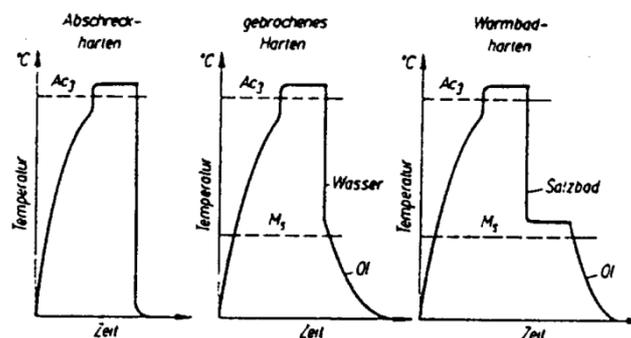


Abbildung 1: Verfahren des Abschreckens

Das Härten eines Stahls wird von verschiedenen Faktoren wie Austenitisierungstemperatur und -zeit, Abkühlgeschwindigkeit, Zusammensetzung sowie den Abmessungen des Bauteils bestimmt. So erfährt ein Bauteil bezogen auf seinen Querschnitt lokal unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeiten. Eine martensitisches Härten findet nur dort statt, wo mindestens die kritische Abkühlgeschwindigkeit v_{krit} erreicht wurde, d.h. das Durchhärten des gesamten Werkstücks erfolgt nur, wenn sie bis in den Kern reicht.

2.4 Jominy-Versuch

Um die Härtebarkeit, d.h. das Ausmaß der Härteannahme verschiedener Stähle miteinander vergleichen zu können, wurde der **Stirnabschreckversuch** (Jominy-Versuch) nach DIN 50191 eingeführt.

Aus dem zu prüfenden Stahl wird eine zylindrische Probe mit 25 mm Durchmesser und 100 mm Länge geformt und diese mit einer Rille versehen, um sie in die Abschreckvorrichtung einzuhängen. Der Aufbau der Anlage ist Abbildung 2 zu entnehmen. Die Probe wird innerhalb von 20 Minuten auf T_A aufgeheizt und 30 Minuten bei dieser Temperatur gehalten.

Anschließend wird die Probe innerhalb von 5 Sekunden in die Anlage eingehängt und ihre Stirnseite 10 Minuten lang mit dem Wasserstrahl abgeschreckt. Die Abkühlgeschwindigkeit sinkt mit dem Abstand von der Stirnfläche.

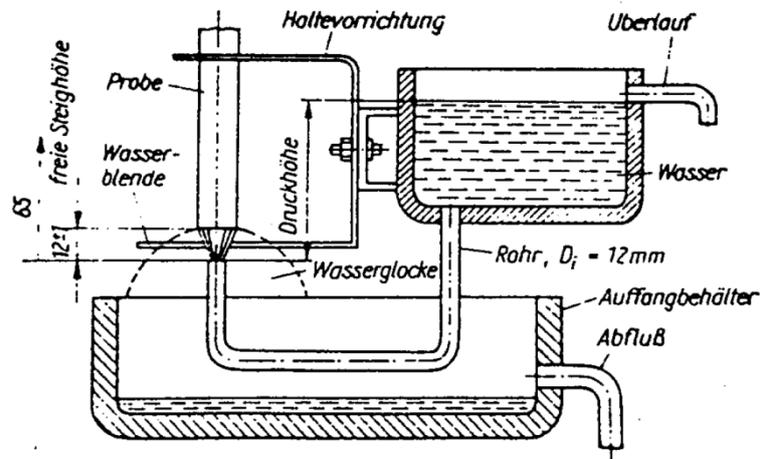


Abbildung 2: Stirnabschreckanlage nach Jominy

Zuletzt werden auf zwei parallel zur Zylinderachse angeschliffenen Flächen in regelmäßigem Abstand zur Stirnfläche Härtemessungen durchgeführt.

Trägt man die Härte als Funktion des Abstandes auf, so ergibt sich eine *Härteverlaufskurve* (Abbildung 3).

In diesem Zusammenhang sind folgende Begriffe von Bedeutung:

- *Aufhärbarkeit*: maximal erreichbare Härte an der Stirnseite; abhängig vom C-Gehalt
- *Härteverlauf*: charakteristischer Härteabfall längs der Probe
- *Einhärtetiefe*: senkrechten Abstand von der Werkstückoberfläche bis zu dem Punkt, an dem die Härte einem festgelegten Grenzwert entspricht

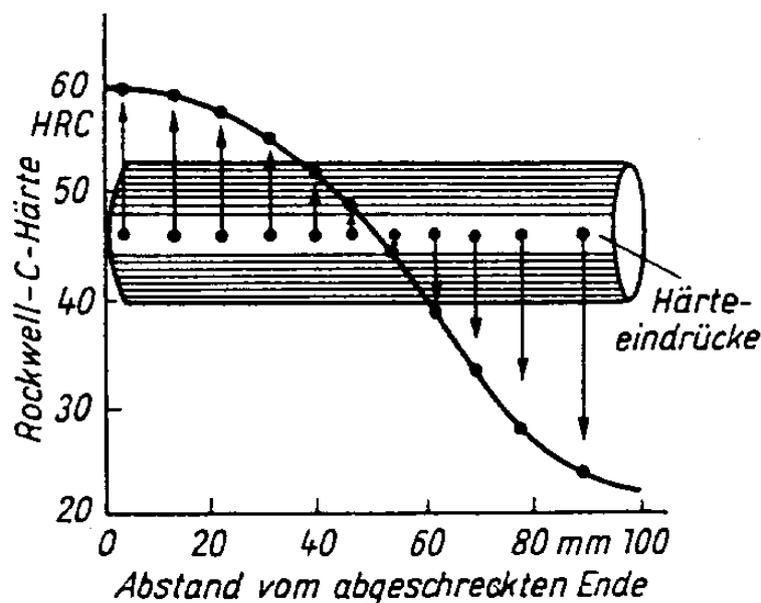


Abbildung 3: Härteverlauf längs der abgeschreckten Probe (Einhärtbarkeit)

2.5 Gefüge

2.5.1 Abschreckgefüge

Kühlt man γ -Fe sehr langsam ab, so bilden sich unterhalb von A_1 die Gleichgewichtsphasen α -Fe und Fe_3C . Das Mengenverhältnis der Gefügebestandteile Ferrit und Perlit (untereutektoide Stähle) bzw. Perlit und Zementit (übereutektoide Stähle) ist dem EKD zu entnehmen.

Wie jede Diffusion ist auch die dazu notwendige Bewegung der C- und Fe-Atome nicht nur temperatur-, sondern auch zeitabhängig. Daher können unter Berücksichtigung der Parameter Abkühlgeschwindigkeit und Zeit unterschiedliche Gefüge entstehen, die aus dem EKD, welches sich nur auf die Einstellung eines thermodynamischen Gleichgewichts bezieht, nicht hervorgehen. Die Erzeugung von Ungleichgewichtsgefügen hat bei der Herstellung von Eisenwerkstoffen mit definierten Eigenschaften besondere technische Bedeutung!

Je nach der Heftigkeit des Abkühlprozesses treten drei Unterkühlungsstufen des Austenits auf:

- Perlit (Siehe Anhang 2, Abbildung a)
- Zwischenstufe (Siehe Anhang 2, Abbildungen b und c)
- Martensit (Siehe Anhang 2, Abbildungen d und e)

Perlitstufe:

Der Perlit weist feine, lichtmikroskopisch eben noch auflösbare Lamellen auf und wird als *Sorbit* bezeichnet. Höhere Abkühlgeschwindigkeiten führen am Ende der Perlitstufe zur Bildung extrem feiner Perlitlamellen (*Troostit*), die nur noch unter dem Elektronenmikroskop sichtbar sind. Der Lamellenabstand nimmt wegen der zunehmend behinderten C-Diffusion in der Reihenfolge Perlit - Sorbit - Troostit ab, die Härte von ca. 180 HV auf 400 HV zu.

Nimmt die Abkühlgeschwindigkeit zu, so verschieben sich die das Austenitgebiet begrenzenden Kurven GSE (A_3 und A_{cm}) im EKD zu immer niedrigeren Temperaturen (Abbildung 5). Die Verschiebung des A_{r3} -Punktes verläuft schneller als diejenige des A_{r1} -Punktes (Abbildung 4). In diesem Bereich wird immer weniger Ferrit ausgeschieden; außerdem geht er von einer körnigen in eine bandartige Form über.

Ab einer für jeden Stahl charakteristischen Abkühlgeschwindigkeit fallen beide Kurven zu A_1 zusammen; in diesem Fall wird die voreutektoide Ferritausscheidung bei Stählen mit $0.25\% < C < 0.8\%$ völlig unterdrückt, bei übereutektoiden Stählen unterbleibt die voreutektoide Ausscheidung von Sekundärzementit.

Zwischenstufe (Bainitstufe):

Das Bainit ist eine interessante Gefügeform, die nach ihrem Entdecker Bain *Bainit* genannt wurde. Der Temperaturbereich der Bainitstufe ist dadurch gekennzeichnet, dass die Fe-Diffusion nicht mehr und die C-Diffusion nur noch unter erschwerten Bedingungen möglich ist (vgl. A_{rz} -Punkt in Abbildung 4). Bainit besteht aus einem Gemenge aus Ferrit und Carbiden; sein Gefüge ist nicht einheitlich, sondern stark von Abkühlgeschwindigkeit und Bildungstemperatur abhängig.

Bei der Bainitbildung klappt der Austenit langsam in einen an Kohlenstoff übersättigten Martensit um; es handelt sich um eine martensitische Umwandlung. Gleichzeitig scheiden sich jedoch Carbide aus. Je niedriger die Bildungstemperatur des Bainits liegt,

desto feiner sind die Carbide verteilt und desto höher ist die Härte des Gefüges. Oberhalb von etwa 300°C handelt es sich um Zementit, unterhalb von 300 °C um ein ϵ -Carbid.

Oberer Bainit: Bei höheren Bildungstemperaturen entstehen grobe Carbide, da der Kohlenstoff noch in der Lage ist, bis an die Korngrenzen zu wandern (siehe Anhang 2, Abbildung b).

Unterer Bainit: Aufgrund der niedrigen Bildungstemperaturen scheidet sich im Ferrit feinverteiltes Carbid in orientierter Form aus (Anhang 2, Abbildung c). Er ist nur mit Hilfe des Elektronenmikroskops auflösbar.

In beiden Fällen ist das Bainitgefüge nadelig ausgebildet. Körniger Bainit setzt kontinuierliche Abkühlung voraus (Anhang 2, Abbildungen c und d).

Martensitstufe:

In diesem Bereich ist die Unterkühlung so groß, dass weder die Fe- noch die C-Diffusion stattfinden kann. Beim Überschreiten der unteren kritischen Abkühlgeschwindigkeit v_u tritt im Gefüge erstmals Martensit auf. Beim Überschreiten der oberen kritischen Abkühlgeschwindigkeit v_o ist es fast ausschließlich martensitisch (siehe Anhang 2).

Bei der Martensitbildung klappt das kubisch flächenzentrierte (kfz) Gitter des Austenits durch eine konzertierte Translation der Fe-Atome in ein kubisch raumzentriertes (krz) Gitter um. Das raumzentrierte Gitter ist aufgrund der C-Übersättigung auf den Zwischengitterplätzen nicht kubisch, sondern tetragonal verzerrt, wobei die Verzerrung mit dem C-Gehalt zunimmt. Da die Elementarzelle des Martensits um 35 % größer ist als diejenige des Austenits, kommt es zu Volumenspannungen, welche durch die Bildung von Versetzungen und Zwillingen innerhalb der Körner verringert wird. Das so entstandene martensitische Gefüge weist plattenförmige Kristalle auf, die im Schliiff als Nadeln zu sehen sind.

Die Ursachen der Härtesteigerung des Martensits sind durch den C-Gehalten beeinflusst. Bei geringen C-Gehalten entsteht *Massivmartensit*, dessen Härte vor allem durch die hohe Versetzungsdichte verursacht wird. Bei höheren C-Gehalten entsteht *Plattenmartensit*, dessen Härte und Sprödigkeit in erster Linie auf der Gitterverspannung durch den zwangsgelösten Kohlenstoff beruht (Abbildung siehe Anhang). Ein Martensit mit 0.8 % C erreicht maximale Härte; bei höheren C-Gehalten wird Zementit ausgeschieden, so dass die Härte sinkt.

Die Martensitbildung setzt nach dem Unterschreiten der Martensit-Starttemperatur M_s ein und ist beim Erreichen der Endtemperatur M_f (f = finish) abgeschlossen. Da M_s und M_f jedoch mit zunehmendem Gehalt an Kohlenstoff u.a. austenitstabilisierenden Elementen zu tieferen Temperaturen verschoben werden, so ist zumindest M_f unter technischen Bedingungen nicht mehr erreichbar. Daher bleibt nach dem Abschrecken meistens ein restlicher Austenitanteil ("Restaustenit") im Martensit erhalten, insbesondere bei einem C-Gehalt > 0.8 %.

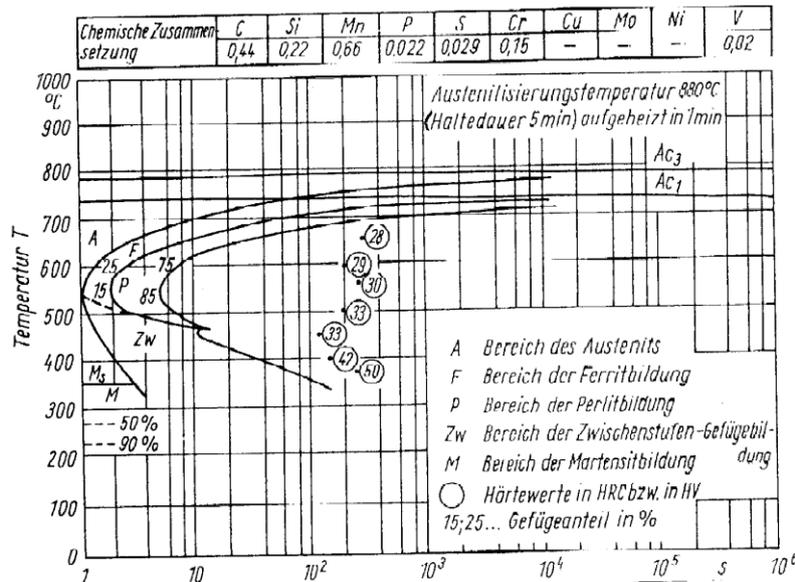


Abbildung 6: Isothermes ZTU-Diagramm für einen unlegierten Stahl C 44

Kontinuierliches ZTU-Diagramm:

Zur Aufstellung eines kontinuierlichen ZTU-Diagramms werden Proben einer Stahlsorte von der Austenitisierungstemperatur mit unterschiedlicher Geschwindigkeit kontinuierlich abgekühlt. Auf jeder Abkühlkurve werden die einzelnen Umwandlungspunkte vermerkt und die Punkte gleicher Umwandlung zu Kurven verbunden. Dort, wo sich die erhaltenen Umwandlungskurven mit den Abkühlkurven schneiden, sind die prozentualen Anteile der Gefügebestandteile aufgetragen; auch hier ist die ermittelte Härte am Ende der Abkühlkurven vermerkt. Kontinuierliche ZTU-Diagramme sind ausschließlich entlang der Abkühlkurven zu lesen.

Von links nach rechts nimmt die Abkühlgeschwindigkeit ab. Gemäß Abbildung 7 besteht das Gefüge der nach Abkühlkurve I abgeschreckten Stahlprobe aus 1% Ferrit, 10% Perlit, 20% Bainit sowie 69% Martensit (Härte 533 HV); die Martensitbildung setzt nach 6 Sekunden ein. Eine nach Kurve II abgekühlte Probe desselben Stahls weist zu je 50% Ferrit und Perlit auf; seine Härte beträgt nur noch 210 HV.

Hat man für eine bestimmte Stahlprobe den Härteverlauf längs der Zylinderachse (Einhärtbarkeit) ermittelt, so kann aus den Härtewerten mit Hilfe des ZTU-Diagramms auf das dort vorliegende Gefüge geschlossen werden. Häufig wird bei der kontinuierlichen Abkühlung während der Perlitbildung ein Wiederanstieg der Temperatur beobachtet (Rekaleszenz); es handelt sich um freigesetzte Umwandlungswärme.

Jeder Stahl mit definierter chemischer Zusammensetzung hat sein spezielles ZTU-Diagramm. Dieses bezieht sich stets ausschließlich auf die angegebenen Parameter Aufheizgeschwindigkeit v_A , Austenitisierungstemperatur T_A und Haltezeit bei T_A , da auf diese Weise ein Austenit mit bestimmter Korngröße und Homogenität erzeugt wird, der das spätere Umwandlungsgefüge stark beeinflusst.

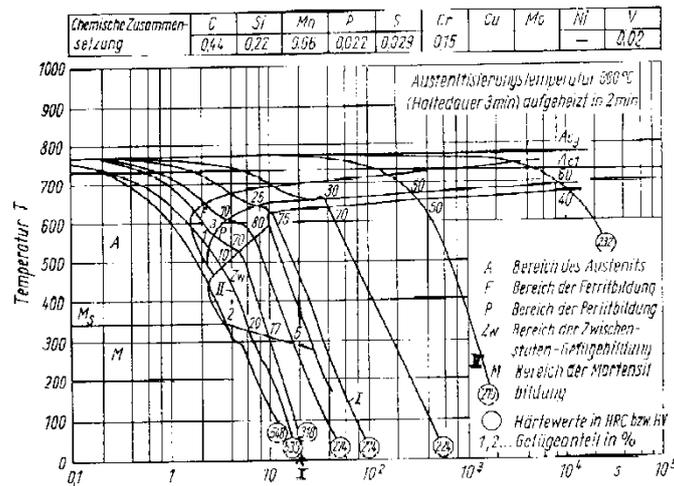


Abbildung 7: Kontinuierliches ZTU - Diagramm für einen unlegierten Stahl C 44

2.7 Einfluss der Legierungselementen

Während unlegierte Stähle nur Kohlenstoff und Eisenbegleiter (Verunreinigungen) enthalten, enthalten legierte Stähle außer Kohlenstoff einen Zusatz an Legierungselementen in bestimmter Konzentration, um die mechanischen, elektrischen oder chemischen Eigenschaften zu verbessern. Legierungselemente (mit X bezeichnet) beeinflussen die Lage der Temperaturen A_3 und A_4 im System Fe - X.

Manche Legierungselemente lösen sich bevorzugt im kfz-Austenitgitter (wie Ni und C), andere vor allem im krz-Ferritgitter (wie Cr, Mo und C) jeweils unter Substitution von Fe-Atomen.

Die Elemente Cr, W, Mo, V, Ti u.a. schränken als starke Carbidgebner das Austenitgebiet sehr ein. Sind zusätzlich Elemente wie Kohlenstoff, Stickstoff oder Bor vorhanden, so können sich die Einlagerungsverbindungen Carbide, Nitride bzw. Boride bilden.

Im Fall eines legierten Stahls sind folgende Reaktionen möglich:

- Reaktion zwischen Legierungselement X und Zementit \rightarrow Mischcarbid $(\text{Fe},\text{X})_3\text{C}$
- Reaktion zwischen Legierungselement X und C \rightarrow Sondercarbid X_mC_p
- Reaktion zwischen Legierungselement X, Fe und C \rightarrow Doppelcarbid $\text{X}_m\text{Fe}_n\text{C}_p$

Durch die X-Atome wird die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs sowohl im austenitischen als auch ferritischen Mischkristall vermindert. Daher verlaufen Umwandlungen in Zusammenhang mit der C-Diffusion in legiertem Stahl langsamer als in unlegiertem; der Kohlenstoff wirkt zusätzlich austenitstabilisierend. Für den Austenitfall werden stärkere Unterkühlungen notwendig; die diffusionslose Umwandlung Austenit \rightarrow Martensit verschiebt sich zu tieferen Temperaturen. Infolgedessen zeigen die ZTU-Diagramme legierter Stähle gegenüber unlegierten Stählen deutliche Unterschiede:

Die meisten Legierungselemente sowie die Erhöhung des C-Gehalts bis unterhalb von 0,8 % verlängern die Inkubationszeit (Anlaufzeit) der Umwandlung des unterkühlten Austenits, da sie die Bildung wachstumsfähiger Keime erschweren. Die kritische Abkühlgeschwindigkeit v_{krit} wird erheblich verringert: Während ein unlegierter Stahl zur Martensitbildung innerhalb einer Sekunde von T_A auf M_S abgeschreckt werden muss, können für einen entsprechend legierten Stahl u.U. vierzig Sekunden gebraucht werden!

Die ZTU-Diagramme unlegierter oder nur mit Nickel legierter Stähle weisen keine ausgeprägte Trennung zwischen der Umwandlung in der Perlitstufe und derjenigen in der Zwischenstufe auf.

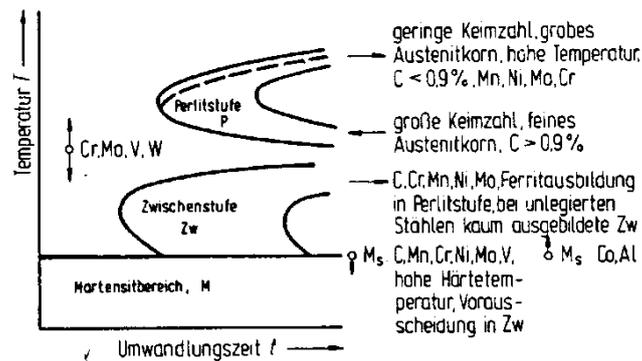


Abbildung 8: Einfluss der Legierungselemente und anderer Faktoren auf das Umwandlungsverhalten des Austenits

Dagegen zeigen Stähle mit höheren Gehalten an Sondercarbidgebildnern (Cr, Mo, V, W) zwischen beiden Stufen einen umwandlungsträgen Bereich: Die Umwandlung in der Perlitstufe verschiebt sich zu höheren, die in der Bainitstufe zu geringeren Temperaturen. Die wichtigsten Legierungselemente bewirken eine Herabsetzung der Bainitstufe. Austenitstabilisatoren wie Co, Mn und Ni (verschieben die Perlitstufe zu niedrigen Temperaturen, Ferritstabilisatoren wie Si, Mo oder Cr bewirken eine Verlagerung zu höheren Temperaturen.

Die Elemente Cr, Mn, Ni, Si, Mo und C senken die Martensit-Starttemperatur M_s , Co und Al erhöhen sie. So besitzt jede Stahlsorte mit ihrem speziellen Gehalt an Legierungselementen und/oder Kohlenstoff ein eigenes ZTU-Diagramm mit einer entsprechenden Lage der Umwandlungsstufen sowie M_s/M_f .

Aufgrund der Senkung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit v_{krit} nehmen legierte Stähle schon bei milderem Abschreckmedien die volle Martensithärte an (Ölhärter); Stähle mit höherem Kohlenstoff- und Legierungsgehalt bilden sogar bereits bei Luftabkühlung Martensit (Lufthärter). Dagegen sind unlegierte Stähle stets Wasserhärter.

Während die Aufhärbarkeit vor allem vom C-Gehalt abhängt, wird die Einhärbarkeit in erster Linie vom Legierungsgehalt bestimmt (Abbildung 9). Folglich ist bei legiertem Stahl mit milden Abschreckmedien eine wesentlich größere Einhärtung erreichbar; mit Abnahme von v_{krit} nimmt die Einhärtungstiefe zu. Daher sind auch dickwandige Bauteile aus legiertem Stahl gut durchhärterbar; ebenso können kompliziert geformte Teile ohne Riss- und Verzuggefahr gehärtet werden. Einen weiteren Vorteil stellt die Möglichkeit dar, ganz gezielt ein spezielles Gefüge mit den gewünschten Eigenschaften zu erzeugen.

Da die M_s - und M_f -Temperaturen bei den entsprechenden Legierungsgehalten oft sehr niedrig liegen, so bleibt ein Anteil an Restaustenit erhalten.

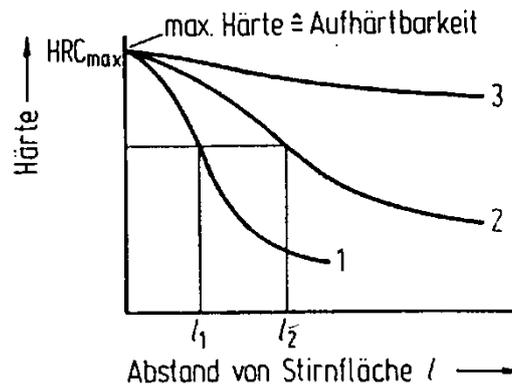


Abbildung 9: Schematischer Verlauf der Einhärtbarkeit für 1) unlegierten, 2) niedriglegierten und 3) hochlegierten Stahl. Mit l werden die zugehörigen Einhärtungstiefen bezeichnet.

2.8 Technische Bedeutung

Durch eine gezielte Wärmebehandlung kann ein Bauteil den jeweiligen Beanspruchungen spezifisch angepasst werden:

- Oberflächenhärten: Erzeugung einer harten, verschleißfesten Oberfläche bei elastischem Kern. Die Kennwerte sind durch die Werkstoffauswahl variierbar.
- Vergüten: Für Vergütungsstahl können angepasste Volumeneigenschaften erzielt werden; anschließend ist Oberflächenhärten möglich. Die Kennwerte sind einstellbar.
- Härten und Anlassen: Anpassung der Volumeneigenschaften; anschließend ist Oberflächenhärten möglich. Einsatz bei höheren Gebrauchstemperaturen ohne Festigkeitsverlust. Kennwerte einstellbar

3 Versuchsdurchführung

3.1 Geräte / Proben

Geräte: Um diesen Versuchen durchführen zu können, sind fünf Geräten nötig

- Stirnabschreckanlage
- Härteprüfer V 100 C2 (*Leco*)
- Härteofen N11/R (*Nabertherm*)
- Bandschleifgerät
- Auflichtmikroskop MeF3A (*Reichert-Jung*) oder Metallux 3 (*Leitz*)

Proben: Drei unbehandelten Proben mit verschiedener Zusammensetzung werden untersucht. Die Proben sind wie folgendes:

- Probe 1: C45
- Probe 2: 41Cr4
- Probe 3: X46Cr13

Um die Proben an die Stirnabschreckanlage einhängen zu können, wurden die Proben metallographisch präpariert.

3.2 Ablauf

1. Bestimmung der Härtebarkeit, folgende Schritte sind notwendig:
 - Zwei Stirnabschreckproben werden austenitisierend gegläht und in der Anlage abgeschreckt.
 - Es erfolgt eine Härtemessung in definiertem Abstand von der Stirnfläche;
 - die Härtewerte der dritten Probe werden vorgegeben.
2. Gefügeuntersuchung: Das Gefüge einer metallographisch präparierten Stirnabschreckprobe ist nach Vorgabe durch den Betreuer unter dem Lichtmikroskop zu untersuchen

4 Versuchsauswertung

4.1 Bestimmung der Härtebarkeit

- Stellen Sie die Härte in Abhängigkeit vom Stirnabstand (Härteverlauf) für alle drei Werkstoffe graphisch in einem Diagramm dar.
- Bestimmen Sie die Aufhärtebarkeit der drei Proben.
- Geben Sie die jeweilige Einhärtetiefe für 80 % der Aufhärtebarkeit an.
- Wählen Sie für die Proben C45 und 41Cr4 jeweils 5, für die Probe X46Cr13 2 typische Kurvenpunkte aus. Bestimmen Sie für diese Punkte mit Hilfe der kontinuierlichen ZTU-Diagramme jeweils die Abkühlgeschwindigkeit und die Gefügebestandteile in Prozent.
- Werten Sie Ihre Ergebnisse.

4.2 Gefügeuntersuchung

Interpretieren Sie das Ergebnis der mikroskopischen Gefügeuntersuchung der Stirnabschreckprobe.

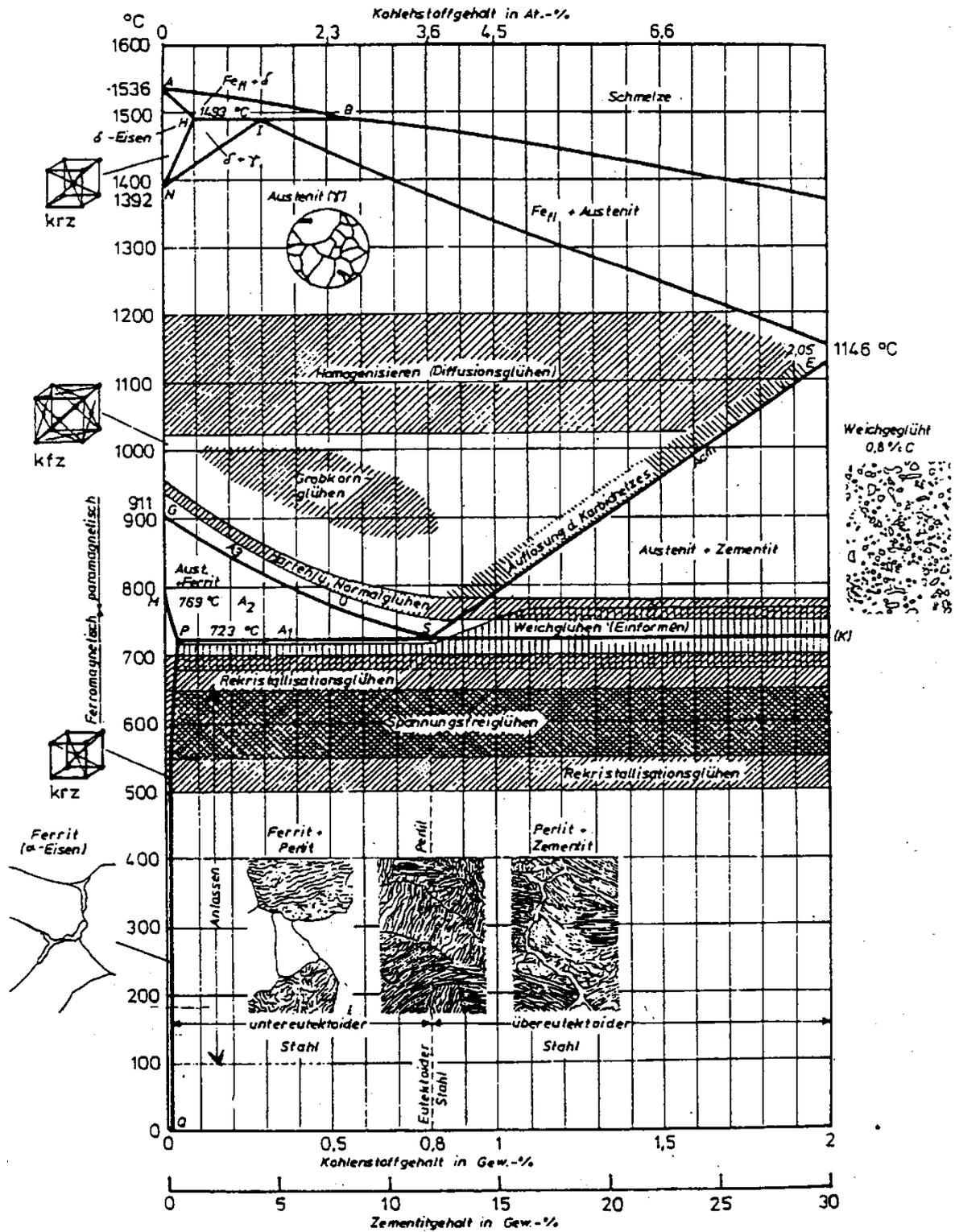
5 Literatur

- [1] H.-J. Eckstein (Hrsg.): „Technologie der Wärmebehandlung von Stahl“, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1976
- [2] Bergmann: „*Werkstofftechnik*“, Teil 1, Carl Hanser Verlag, München 1989
- [3] Macherauch: „*Praktikum in Werkstoffkunde*“, Vieweg Verlag, Braunschweig 1992
- [4] Schumann: „*Metallographie*“, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1990
- [5] Dahl (Hrsg.): „*Eigenschaften und Anwendungen von Stählen*“, Band 1: Grundlagen, Band 2: Stahlkunde, Verlag der Augustinus-Buchhandlung, Aachen 1993
- [6] Riehle, Simmchen: „*Grundlagen der Werkstofftechnik*“, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart 1997
- [7] Reinbold, Geschke: „*Stähle und ihre Wärmebehandlung, Werkstoffprüfung*“, Lehrbuchreihe Technische Stoffe, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1990
- [8] Härterei Ratgeber II 1994

6 Anhang

- 1. EKD
- 2. Abkühl- / Abschreckgefüge
- 3. Anlassgefüge
- 4. ZTU-Diagramme

Anhang 1



Anhang 2



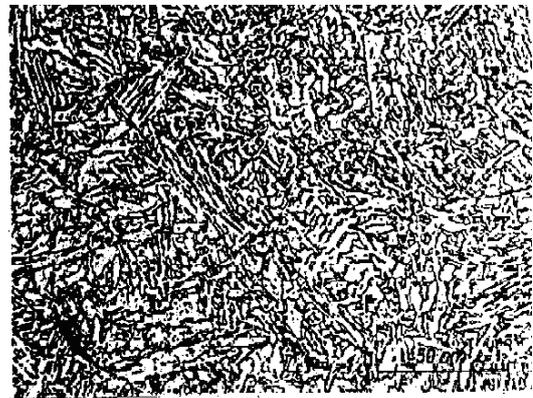
Lamellarer Perlit (eutektoides Gemenge aus α -Fe + Fe_3C), 0.8 % C

(a)



Oberer Bainit (– 1.5 % C, 1.5 % Mn)

(b)



Unterer Bainit (0.15 % C, 1.5 % Mn)

(c)



Massivmartensit (0.05 % C)

(d)



Plattenmartensit (1.5 % C)

(e)

Anhang 3

Der Ablauf der Umwandlungen des Austenits bei Unterkühlung

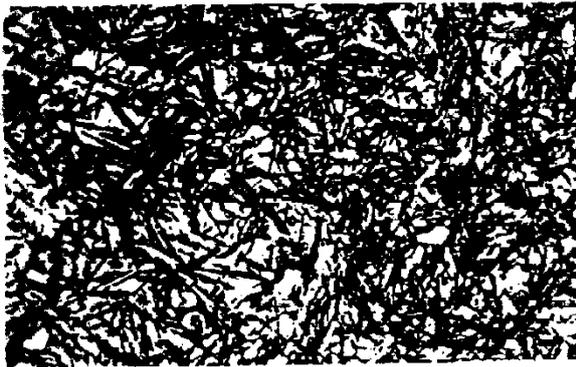


Bild 51. 500 : 1

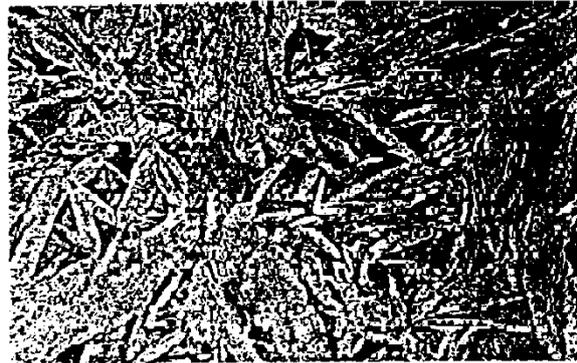


Bild 52. (Lackabzug) 6000 : 1

Erste Anlaßstufe (Anlaßtemperatur 180° C)



Bild 53. 500 : 1

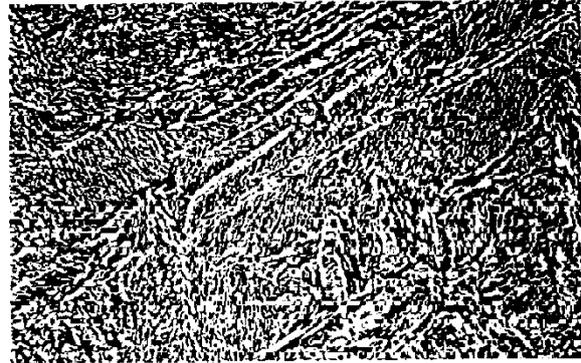


Bild 54. (Lackabzug) 6000 : 1

Zweite Anlaßstufe (Anlaßtemperatur 220° C)



Bild 55. 500 : 1



Bild 56. (Lackabzug) 6000 : 1

Dritte Anlaßstufe (Anlaßtemperatur 400° C)



Bild 57. 500 : 1



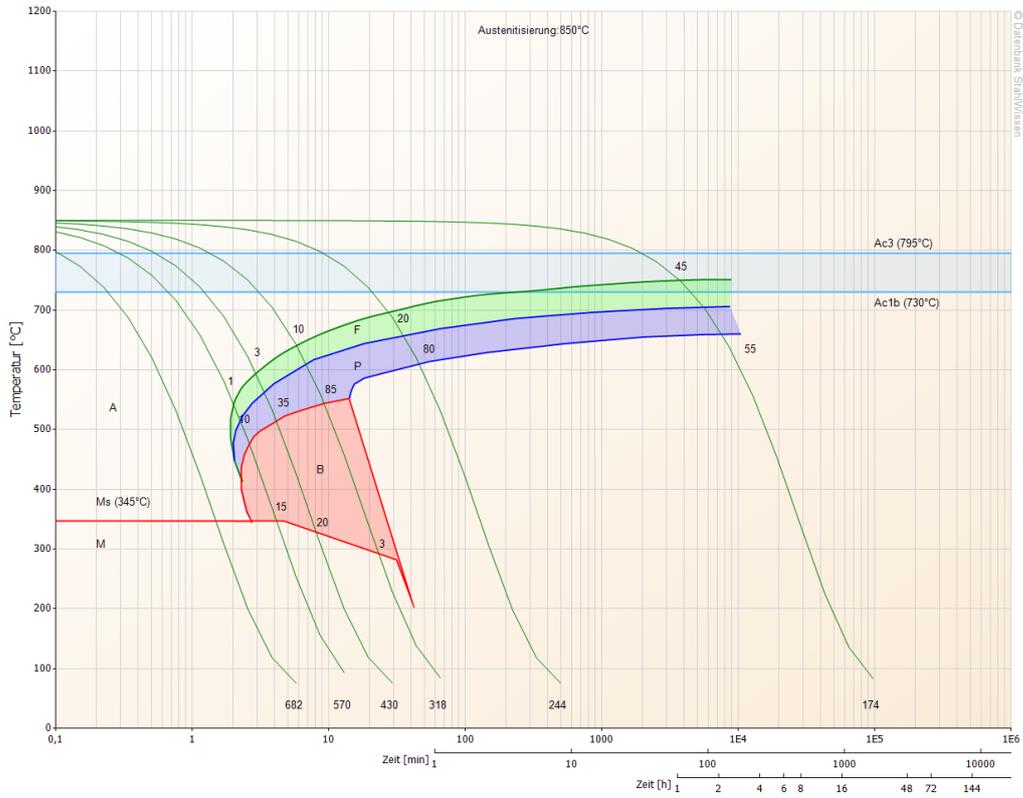
Bild 58. (Lackabzug) 6000 : 1

Vierte Anlaßstufe (Anlaßtemperatur 600° C)

Bilder 51 bis 58. Einfluß eines zweistündigen Anlassens bei verschiedenen Temperaturen auf das Gefüge eines von 970° C abgeschreckten unlegierten Stahles mit 1,5% C (Ätzung: alkoholische Salpetersäure)

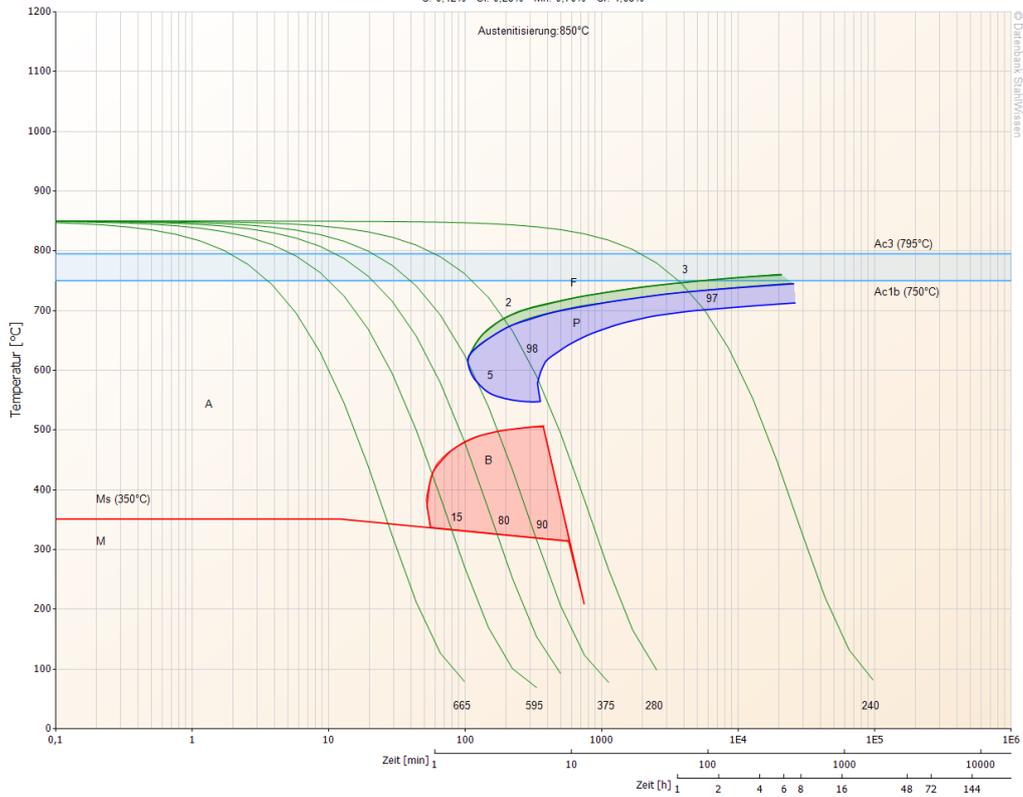
Anhang 4

Werkstoff: C45, 1.0503

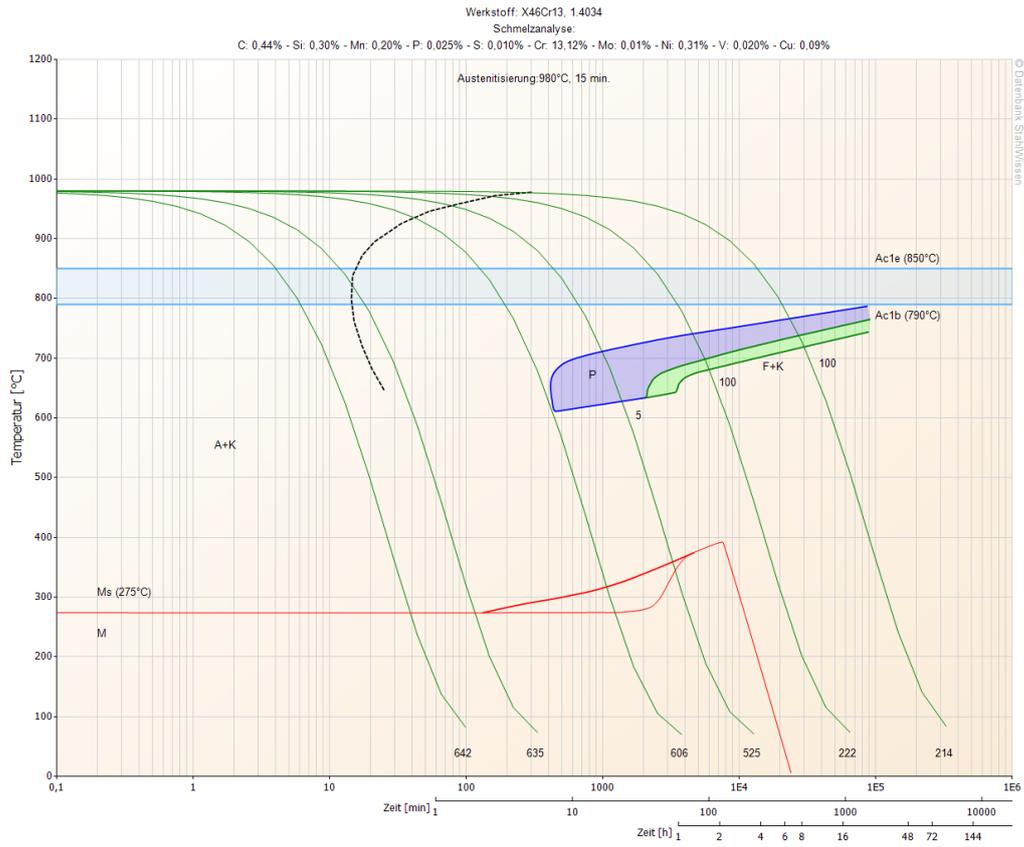


ZTU Diagramm C45 Stahl

Werkstoff: 41Cr4, 1.7035
Schmelzanalyse:
C: 0.42% - Si: 0.25% - Mn: 0.70% - Cr: 1.05%



ZTU Diagramm 41Cr4 Stahl



ZTU Diagramm X46Cr13 Stahl