



Merkblatt 450

Wärmebehandlung von Stahl – Härten, Anlassen, Vergüten, Bainitisieren



Stahl-Informations-Zentrum

Das Stahl-Informations-Zentrum ist eine Gemeinschaftsorganisation Stahl erzeugender und verarbeitender Unternehmen. Markt- und anwendungsorientiert werden firmenneutrale Informationen über Verarbeitung und Einsatz des Werkstoffs Stahl bereitgestellt.

Verschiedene **Schriftenreihen** bieten ein breites Spektrum praxisnaher Hinweise für Konstrukteure, Entwickler, Planer und Verarbeiter von Stahl. Sie finden auch Anwendung in Ausbildung und Lehre.

Vortragsveranstaltungen schaffen ein Forum für Erfahrungsberichte aus der Praxis.

Messebeteiligungen und Ausstellungen dienen der Präsentation neuer Werkstoffentwicklungen sowie innovativer, zukunftsweisender Stahlanwendungen.

Als **individueller Service** werden auch Kontakte zu Instituten, Fachverbänden und Spezialisten aus Forschung und Industrie vermittelt.

Die **Pressearbeit** richtet sich an Fach-, Tages- und Wirtschaftsmedien und informiert kontinuierlich über neue Werkstoffentwicklungen und -anwendungen.

Das Stahl-Informations-Zentrum zeichnet besonders innovative Anwendungen mit dem **Stahl-Innovationspreis** aus (www.stahl-innovationspreis.de). Er ist einer der bedeutendsten Wettbewerbe seiner Art und wird alle drei Jahre ausgelobt.

Für die Aus- und Weiterbildung von Bauingenieuren steht das **Stahlbau-Lehrprogramm** mit Fachbeiträgen und Berechnungsbeispielen auf CD-ROM zur Verfügung.

Die **Internet-Präsentation** (www.stahl-info.de) informiert u. a. über aktuelle Themen und Veranstaltungen und bietet einen Überblick über die Veröffentlichungen des Stahl-Informations-Zentrums. Schriftenbestellungen sowie Kontaktaufnahme sind online möglich.

Impressum

Merkblatt 450

„Wärmebehandlung von Stahl – Härten, Anlassen, Vergüten, Bainitieren“

Ausgabe 2005

ISSN 0175-2006

Herausgeber:

Stahl-Informations-Zentrum,
Postfach 10 48 42,
40039 Düsseldorf

Autor:

Dr.-Ing. Dieter Liedtke,
71636 Ludwigsburg

Redaktion:

Stahl-Informations-Zentrum

Die dieser Veröffentlichung zugrunde liegenden Informationen wurden mit größter Sorgfalt recherchiert und redaktionell bearbeitet. Eine Haftung ist jedoch ausgeschlossen.

Ein Nachdruck – auch auszugsweise – ist nur mit schriftlicher Genehmigung des Herausgebers und bei deutlicher Quellenangabe gestattet.

Titelbild:

Stirnabschreckversuch zur Prüfung der Härtebarkeit.

Mitglieder des Stahl-Informations-Zentrums:

- AG der Dillinger Hüttenwerke, Dillingen
- Agozal Oberflächenveredelung GmbH, Neuwied
- Arcelor RPS Sàrl, Esch-sur-Alzette
- Benteler Stahl/Rohr GmbH, Paderborn
- EKO Stahl GmbH, Gruppe Arcelor, Eisenhüttenstadt
- Gebr. Meiser GmbH, Schmelz-Limbach
- Georgsmarienhütte GmbH, Georgsmarienhütte
- ISPAT Germany GmbH, Duisburg
- Rasselstein GmbH, Andernach
- Remscheider Walz- und Hammerwerke Böllinghaus u. Co. KG, Remscheid
- Saarstahl AG, Völklingen
- Salzgitter AG Stahl und Technologie, Salzgitter
- Stahlwerke Bremen GmbH, Gruppe Arcelor, Bremen
- ThyssenKrupp Electrical Steel GmbH, Essen
- ThyssenKrupp GfT Bautechnik GmbH, Essen
- ThyssenKrupp Stahl AG, Duisburg
- ThyssenKrupp VDM GmbH, Werdohl
- Wickeder Westfalenstahl GmbH, Wickede

Inhalt

	Seite		Seite
1 Härten, Anlassen, Vergüten und Bainitisieren zum Verbessern der Gebrauchseigenschaften von Bauteilen und Werkzeugen aus Stahl	4	3.3.3 Tiefkühlen	20
1.1 Zweck des Wärmebehandelns	4	3.4 Eigenschaften gehärteter Werkstücke ..	20
1.2 Ziel des Härten, Anlassens, Vergütens, Bainitisierens	4	3.4.1 Festigkeit und Härte	20
1.3 Ablauf des Wärmebehandelns	5	3.4.2 Formänderungsvermögen	21
2 Einfluss einer Zeit-Temperatur-Folge auf den Gefügestand der Stähle	5	3.4.3 Eigenspannungen	21
2.1 Aufbau des Stahlgefüges ..	5	3.4.4 Einfluss des Härten auf die Werkstückform und -abmessung	21
2.2 Gefügeänderungen beim Erwärmen – das ZTA-Schaubild	6	Bainitisieren	22
2.3 Gefügeänderungen beim Abkühlen – das ZTU-Schaubild	8	4.1 Ziel des Bainitisierens ...	22
2.4 Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten	12	4.2 Durchführung des Bainitisierens	22
3 Härten durch Gefügewandlung im Martensitbereich	12	4.3 Eigenschaften bainitischer Werkstücke	23
3.1 Härbarkeit als Voraussetzung für erfolgreiches Härten	12	5 Anlassen	23
3.1.1 Aufhärbarkeit	12	5.1 Zweck des Anlassens – Begriffe	23
3.1.2 Einhärbarkeit	13	5.2 Der Anlassvorgang	24
3.1.3 Messen der Härbarkeit	13	5.3 Anlassverhalten der Stähle	24
3.1.4 Anwendung des Stirnabschreckversuchs für die Stahlauswahl	15	5.4 Eigenschaften angelassener Werkstücke	25
3.1.5 Beurteilung der Härbarkeit mit Hilfe des ZTU-Schaubildes	16	5.5 Anlassversprödung	26
3.2 Austenitisieren	17	6 Praxis des Härten, Bainitisierens, Anlassens und Vergütens von Bauteilen und Werkzeugen	26
3.3 Abkühlen bzw. Abschrecken	18	6.1 Vorbereiten und Vorbehandeln	26
3.3.1 Stetiger Abkühlverlauf ..	18	6.1.1 Spannungsarmglühen ...	26
3.3.2 Gestuftes Abschrecken – Warmbadhärten	19	6.1.2 Vor-Vergüten	26
		6.1.3 Vorbereiten der zu härtenden Bauteile und Werkzeuge	27
		6.2 Härten von Bauteilen	27
		6.3 Härten von Werkzeugen	28
		6.3.1 Werkzeuge aus unlegierten Werkzeugstählen	28
		6.3.2 Werkzeuge aus legierten Kaltarbeitsstählen und Warmarbeitsstählen	29
		6.3.3 Werkzeuge aus Schnellarbeitsstählen	30
		6.4 Bainitisieren	31
		6.5 Anlassen	31
		6.5.1 Anlassen gehärteter Bauteile	31
		6.5.2 Anlassen gehärteter Werkzeuge	31
		6.6 Wärmebehandlungsmittel	32
		6.6.1 Mittel zum Wärmen	32
		6.6.1.1 Flüssigkeiten	32
		6.6.1.2 Gase	32
		6.6.1.3 Vakuum	32
		6.6.2 Mittel zum Abkühlen bzw. Abschrecken	33
		6.6.2.1 Flüssigkeiten	33
		6.6.2.2 Gase	33
		6.6.3 Mittel zum Tiefkühlen ..	33
		6.7 Einrichtungen zum Wärmebehandeln	33
		6.7.1 Wärmebehandlungsofen	33
		6.7.2 Einrichtungen zum Abkühlen bzw. Abschrecken	34
		6.7.3 Einrichtungen zum Tiefkühlen	34
		6.8 Hinweise zum Richten ..	34
		7 Hinweise für die Konstruktion	34
		7.1 Stahlauswahl	34
		7.2 Wärmebehandlungsgerechte Formgestaltung	34
		7.3 Zeichnungsangaben	35
		8 Mängel durch Fehler beim Härten und Anlassen	35
		9 Hinweise zum Prüfen der wärmebehandelten Bauteile und Werkzeuge	36
		10 Quellennachweis	36
		10.1 Schrifttum	36
		10.2 Bildnachweis	37
		11 Normenübersicht	37

1 Härten, Anlassen, Vergüten und Bainitisieren zum Verbessern der Gebrauchseigenschaften von Bauteilen und Werkzeugen aus Stahl

1.1 Zweck des Wärmebehandelns

Der Werkstoffzustand, in dem Bauteile und Werkzeuge aus Stahl hergestellt und bearbeitet werden, erfüllt nur selten gleichzeitig auch die Anforderungen, die sich aus dem Verwendungszweck ergeben. Es ist daher notwendig, den Werkstoffzustand durch Wärmebehandeln so zu verändern, dass z. B. die Härte, die Festigkeit, die Zähigkeit oder der Verschleißwiderstand den unterschiedlichen Bedingungen der jeweiligen Anwendung optimal angepasst sind. Damit lässt sich auch das Verhältnis zwischen Beanspruchbarkeit, Werkstückgeometrie und Abmessung optimieren. Das heißt, die Sicherheit gegen einen frühzeitigen Ausfall oder ein Versagen wird vergrößert, oder bei gleich großer Sicherheit kann die Abmessung verringert werden.

Wärmebehandeln heißt nach DIN EN 10052, „ein Werkstück ganz oder teilweise Zeit-Tempera-

tur-Folgen zu unterwerfen, um eine Änderung seiner Eigenschaften und/oder seines Gefüges herbeizuführen. Gegebenenfalls kann während der Behandlung die chemische Zusammensetzung des Werkstoffs geändert werden.“

Je nach dem Ziel des Wärmebehandelns stehen mehrere unterschiedliche Verfahren zur Auswahl. Bei einigen Verfahren wird der Werkstoffzustand gezielt über den gesamten Querschnitt verändert: beim Glühen, Härten, Anlassen, Vergüten oder Bainitisieren. Bei anderen Verfahren ist nur eine Veränderung der Randschicht beabsichtigt, wie beim Randschicht härten, Nitrieren oder Nitrocarburieren. Bei manchen Verfahren wird zwar gezielt die Randschicht verändert, jedoch erfolgt auch eine Beeinflussung des Werkstoffzustandes im gesamten Querschnitt. Dies trifft z. B. auf das Einsatzhärten oder die Diffusionsbehandlungen Chromieren und Borieren zu.

In **Bild 1** ist eine Übersicht über die derzeit industriell gebräuchlichsten Verfahren dargestellt. Sie sind in vier Gruppen eingeteilt. Im Folgenden werden aus der ersten Gruppe das Härten über den gesamten Querschnitt und das Bainitisieren sowie aus der zweiten Gruppe das Anlassen behandelt. Die thermochemischen

Behandlungen Aufkohlen und Carbonitrieren und das Härten aufgekohlter oder carbonitrierter Teile sind im Merkblatt 452 beschrieben, das Nitrieren und Nitrocarburieren im Merkblatt 447.

1.2 Ziel des Härstens, Anlassens, Vergütens, Bainitisierens

Ziel des Härstens ist es, möglichst einen martensitischen Werkstoffzustand herzustellen, der durch eine höhere Härte gekennzeichnet ist. Nach der Definition in DIN EN 10052 schließt das Härten auch die Zustände ein, bei denen neben Martensit im Gefüge auch geringe Anteile an Bainit auftreten, da je nach Stahl und den Gegebenheiten beim Härten eine Umwandlung ausschließlich in Martensit nicht immer erreichbar ist.

Ziel des Bainitisierens ist es dagegen, einen Werkstoffzustand herzustellen, in dem Bainit der allein vorherrschende Gefügebestandteil ist. Auch dies führt zu einer höheren Härte und Festigkeit, jedoch werden nicht in jedem Fall die gleich hohen Härtewerte erreicht wie beim Härten.

In den meisten Fällen hat es sich als zweckmäßig erwiesen, Bauteile und Werkzeuge nach

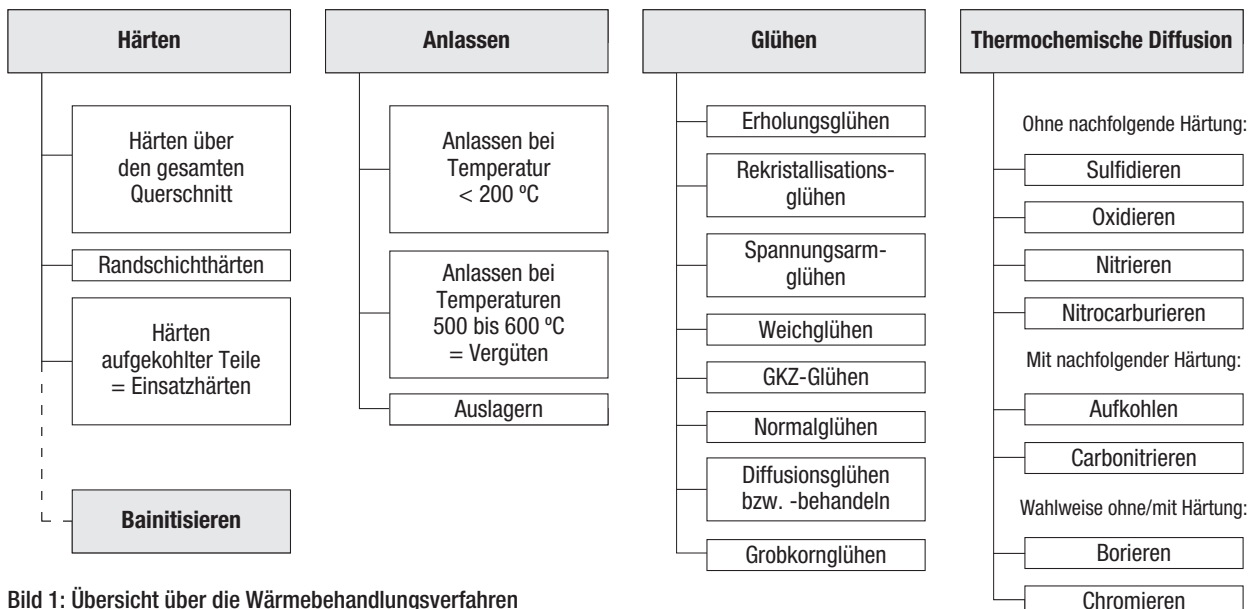


Bild 1: Übersicht über die Wärmebehandlungsverfahren

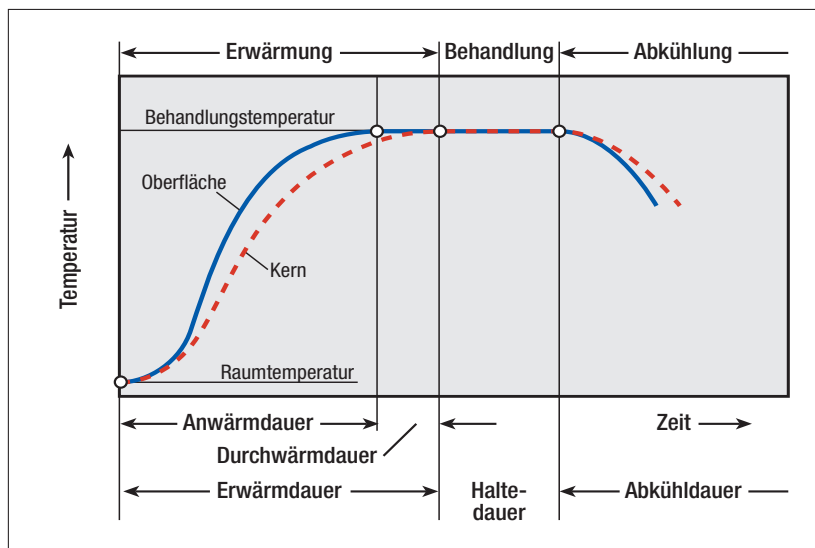


Bild 2: Zeitlicher Ablauf einer Wärmebehandlung (schematisch)

dem Härten einem zusätzlichen Anlassen zu unterziehen, um entweder ihr Festigkeitsverhalten den jeweiligen Beanspruchungsbedingungen optimal anzupassen oder das Risiko der Rissbildung beim nachfolgenden Schleifen zu vermindern. Insbesondere dient ein Anlassen bei höheren Temperaturen dazu, ein beanspruchungsgerechtes Verhältnis zwischen Festigkeit und Formänderungsvermögen einzustellen. Im letztgenannten Fall wird für die Kombination der beiden Verfahren Härten und Anlassen der Begriff „Vergüten“ benutzt.

Nach dem Bainitisieren wird dagegen nicht mehr angelassen.

1.3 Ablauf des Wärmebehandelns

Der Ablauf des Wärmebehandelns lässt sich durch die Zeit-Temperatur-Folge darstellen. Diese läuft bei allen Wärmebehandlungsverfahren prinzipiell wie in **Bild 2** schematisch dargestellt in drei Schritten ab:

1. Erwärmen auf die erforderliche Behandlungstemperatur,
2. Halten auf der Behandlungstemperatur,
3. Abkühlen von Behandlungs- auf Raumtemperatur.

Im ersten Zeitabschnitt wird zwischen der Anwärmdauer und der Durchwärmdauer unterschieden. Unter Anwärmdauer ist die Zeitspanne zu verstehen, die beim Wärmen eines Werkstücks vergeht, bis die Behandlungstemperatur in der äußersten Randschicht erreicht ist. Die Durchwärmdauer ist die Zeitspanne, nach der auch im Kern die Solltemperatur vorliegt. Anwärmdauer und Durchwärmdauer zusammen ergeben die Erwärmdauer.

Die entsprechende Zeitspanne für die Dauer des zweiten Zeitabschnittes ist die Halte-dauer, und für den dritten Abschnitt gilt die Abkühl-dauer.

Bei der praktischen Durchführung kann diese klare Trennung häufig nur unter entsprechendem

messtechnischem Aufwand vorgenommen werden, so dass statt dessen meist die Ofenverweildauer als Kontrollgröße herangezogen werden muss. Bei der Verwendung von Salzschnmelzen für die Wärmeübertragung ist in diesem Zusammenhang der Begriff Tauchdauer üblich, womit die Zeitspanne vom Einbringen eines Werkstücks in die Salzschnmelze bis zu seiner Entnahme gemeint ist.

2 Einfluss einer Zeit-Temperatur-Folge auf den Gefügestand der Stähle

2.1 Aufbau des Stahlgefüges

Eisen ist in seinem atomaren Aufbau als Metall dadurch gekennzeichnet, dass die Eisenatome durch metallische Bindung zusammengehalten werden. Die Bindungskraft resultiert aus der Anziehung zwischen den positiv geladenen Atomrümpfen und den negativ geladenen freien Elektronen der äußeren Elektronenschale. Im festen Zustand sind Metalle in der Regel kristallin aufgebaut, d. h., dass die räumliche Anordnung jedes Atoms festgelegt ist. Das Kristallsystem des Eisens ist kubisch, und je nach Temperatur liegt ein kubisch raumzentriertes (krz) oder ein kubisch flächenzentriertes (kfz) Gitter vor, siehe die **Bilder 3 und 4**; Eisen verhält sich polymorph.

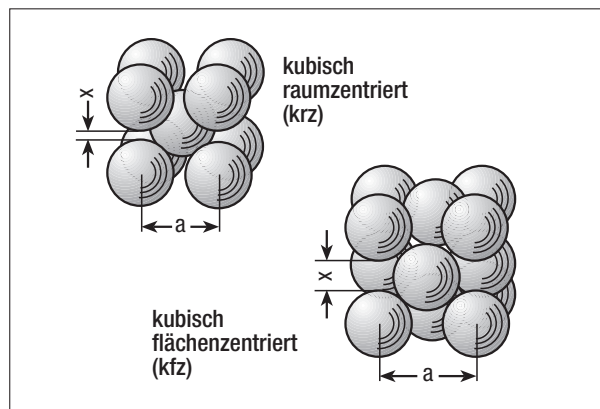


Bild 3: Das kubisch raumzentrierte und das kubisch flächenzentrierte Eisengitter

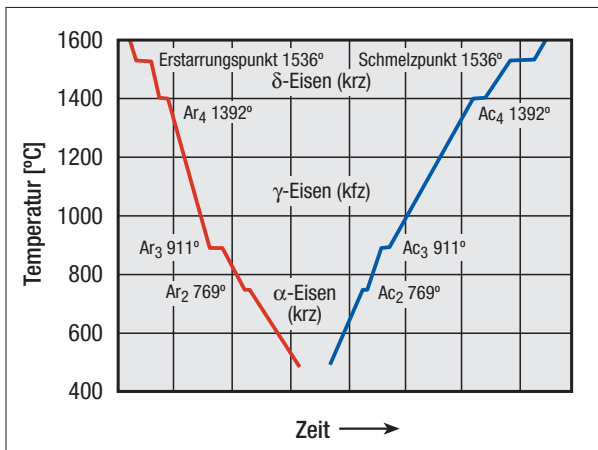


Bild 4: Abkühlkurve (links) und Erwärmskurve (rechts) von reinem Eisen

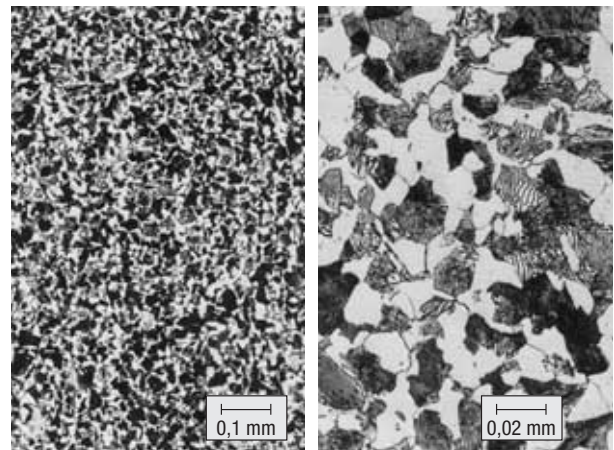


Bild 5: Lichtmikroskopische Aufnahmen des normalisierten Stahls C45

Das kubisch raumzentrierte Gittersystem enthält zwei Eisenatome je Elementarzelle. Der Abstand der Eckatome voneinander beträgt 0,286 nm. Im kubisch flächenzentrierten System ist die Packungsdichte der Eisenatome größer: Vier Eisenatome zählen zur Elementarzelle, und der Abstand der Eckatome ist mit 0,357 nm größer als im kubisch raumzentrierten System.

Die technisch verwendeten Eisenwerkstoffe Stähle, Gusseisen oder Sinterisen sind Legierungen, bei denen in das Eisengitter entweder an der Stelle eines Eisenatoms (substitutiv) oder in Gitterlücken (interstitiell) Fremdatome eingefügt - gelöst - sind, so dass kein Reineisenkristall, sondern ein Mischkristall vorliegt. Substitutionsmischkristalle entstehen, wenn die Fremdatome eine ähnliche Größe wie die Eisenatome aufweisen. Dies trifft z. B. auf die Elemente Chrom, Molybdän, Vanadium und andere metallische Elemente zu. Fremdatome, die kleiner als die Eisenatome sind, wie z. B. Kohlenstoff, Stickstoff oder Wasserstoff, werden dagegen interstitiell eingelagert.

Die Menge der im Eisengitter „löslichen“ Fremdatome ist beschränkt. Wird das Lösungsvermögen überschritten, bilden Fremdatome eine zweite Phase oder eine neue Kristallart (Verbindungskristall) mit einem gegen-

über den Eisen-Mischkristallen unterschiedlichen Gitteraufbau.

Der Polymorphismus des Eisengitters sowie die unterschiedliche Art der Legierungsbildung bewirken einen unterschiedlichen Aufbau des Gefüges von Eisenwerkstoffen und der davon abhängigen Eigenschaften und eröffnen Möglichkeiten zu einer gezielten Beeinflussung durch eine Wärmebehandlung.

2.2 Gefügeänderungen beim Erwärmen – das ZTA-Schaubild

Das Gefüge unlegierter Stähle mit einem C-Gehalt bis 0,8 Masse-% (untereutktoid) besteht im normalisierten Zustand aus Ferrit und Perlit, bei ca. 0,80 Masse-% (eutektoid) aus Perlit und bei höherem C-Gehalt (übereutktoid) aus Perlit und Zementit. Ferrit ist ein Eisen-(α)Mischkristall mit einem Kohlenstoffgehalt von höchstens 0,02 Masse-%. Bei Raumtemperatur ist das Eisengitter kubisch raumzentriert. Perlit besteht aus einem Gemenge der beiden nebeneinander entstandenen Bestandteile Ferrit und Eisencarbid. Letzteres wird auch als Zementit bezeichnet. Zementit ist ein Verbindungskristall aus drei Eisenatomen und einem Kohlenstoffatom. Der

Kohlenstoffgehalt beträgt maximal 6,67 Masse-%. Das lichtmikroskopische Aussehen eines ferritisch-perlitischen Gefügestands ist in **Bild 5** abgebildet. Bei legierten Stählen enthält das Gefüge außerdem Carbide metallischer Legierungselemente wie z. B. Chrom, Molybdän, Wolfram, Vanadium, Mangan, Silizium usw.

Wird Stahl auf Temperaturen über 723 °C erwärmt, ändert sich sein Gefügestand; bei untereutktoidem Stahl beginnend im Perlit. Dessen Eisencarbid zerfallen, und das kubisch raumzentrierte Gitter des Ferrits wird kubisch flächenzentriert, es entsteht der Gefügebestandteil Austenit. Die flächenzentrierte Anordnung der Eisenatome erlaubt, wesentlich mehr Kohlenstoffatome auf Zwischengitterplätzen aufzunehmen (einzu-lagern). Der durch den Zerfall des Zementits freigesetzte Kohlenstoff kann daher vom Austenit in Lösung genommen werden. Im weiteren Verlauf des Wärmens wird auch aus dem restlichen Ferrit Austenit. Bei übereutktoidem Stahl beginnt die Umwandlung ebenfalls mit der Auflösung des Perlits und wird mit dem Zerfall des Zementits abgeschlossen. Bei Temperaturen über rd. 900 °C zerfallen bei den legierten Stählen die Carbide.

Die erforderliche Dauer für das Austenitisieren wird von der Art und der Geschwindigkeit des Er-

wärmens bestimmt. Nach raschem Erwärmen auf Temperaturen über 723 °C und Aufrechterhalten der Temperatur (isothermische Umwandlung) laufen die beschriebenen Teilvorgänge umso rascher ab, je höher die Temperatur ist. Dieser Zusammenhang lässt sich aus dem so bezeichneten Zeit-Temperatur-Austenitisier(ZTA)-Schaubild für isothermisches Austenitisieren, siehe **Bild 6**, ablesen.

Aus dem Schaubild ist zu entnehmen, dass auch der Beginn der Umwandlungsvorgänge temperaturabhängig ist: je höher die Temperatur, umso früher beginnt die Umwandlung und umgekehrt. Dabei ist zu beachten, dass bei zu niedrigen Temperaturen auch nach verhältnismäßig langer Haltedauer keine vollständige Auflösung aller Carbide erreicht werden kann. Nach erfolgter Umwandlung des Ausgangsgefüges in Austenit ist der Kohlenstoff zunächst noch ungleichmäßig verteilt → „inhomogener“ Austenit. Erst durch weiteres Halten wird die Verteilung durch Diffusion des Kohlenstoffs gleichmäßig → „homogener Austenit“. Gleichzeitig beginnen die Austenitkörner zu wachsen → „Kornwachstum“. Das Wachstum ist umso stärker, je länger die Haltedauer und je höher die Austenitisiertemperatur ist.

Der Ausgangsgefügezustand wirkt sich auf den Ablauf des Austenitisierens aus: je größer die Carbide und je weiter sie voneinander entfernt sind, desto länger muss die Haltedauer bzw. umso höher muss die Temperatur sein, um das Gefüge vollständig in Austenit umzuwandeln und den Kohlenstoff gleichmäßig zu verteilen. In der Praxis wird eine vollständige Auflösung sämtlicher Carbide jedoch nicht in jedem Fall angestrebt.

Bei einem stetigen Wärmen laufen die beschriebenen Vorgänge kontinuierlich ab. Für diesen Fall gelten ZTA-Schaubilder für kontinuierliches Erwärmen. In **Bild 7** ist ein solches ZTA-Schaubild für den Stahl 34CrMo4 wiedergegeben.

Der Ablauf des Austenitisierens ist hier entlang der eingezeichneten Erwärmungskurven abzulesen. Es ist zu erkennen, dass die Umwandlung zwar früher einsetzt, aber höhere Temperaturen erfordert, wenn das Erwärmen rascher vorgenommen wird. Der Darstellung ist auch zu entnehmen, dass bei einem stetigen Erwärmen schon etwas Austenit entsteht, bevor die Endtemperatur erreicht wird. Dies ist für die prak-

tische Durchführung des Wärmebehandelns wichtig.

Mit zunehmendem Gehalt an Legierungselementen verschieben sich die Grenzlinien für Beginn und Ende der Austenitbildung zu längeren Zeiten und höheren Temperaturen: Die Legierungselemente machen den Stahl umwandlungsträge. Dies ist am Vergleich der beiden ZTA-Schaubilder in den **Bildern 7 und 8** deutlich zu erkennen.

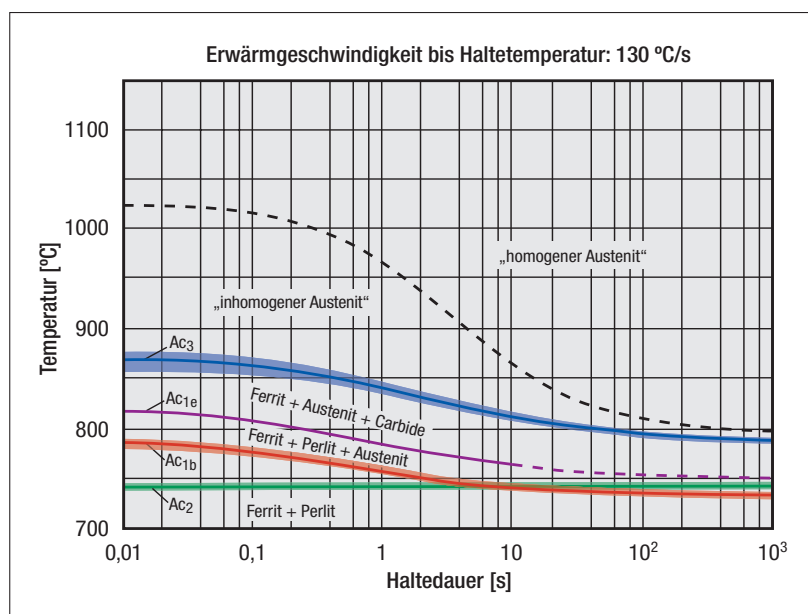


Bild 6: ZTA-Schaubild für isothermisches Austenitisieren des Stahls 34CrMo4

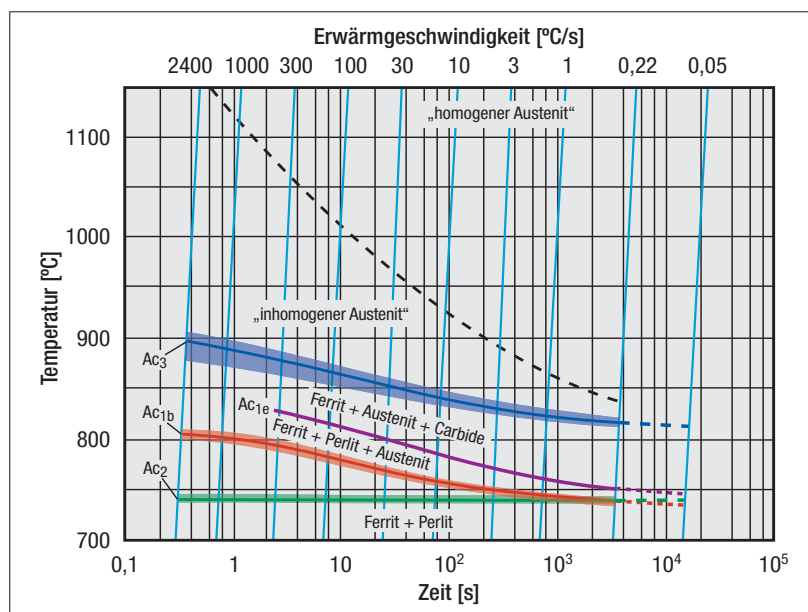


Bild 7: ZTA-Schaubild für kontinuierliches Erwärmen des Stahls 34CrMo4

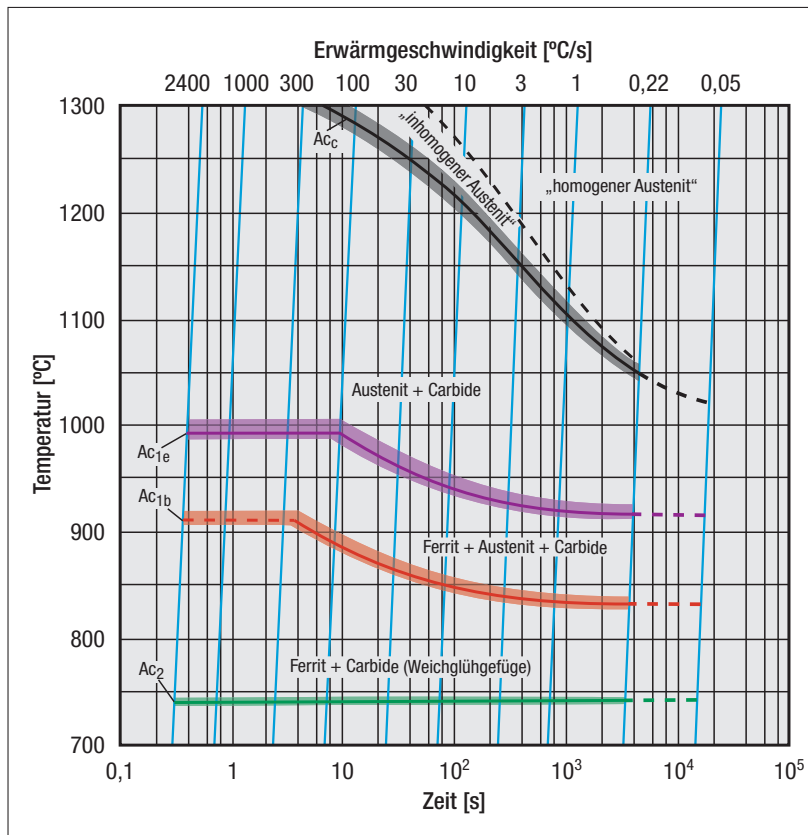


Bild 8: ZTA-Schaubild für kontinuierliches Erwärmen des Stahls X37CrMoV5-1

Es ist zu beachten, dass jedes ZTA-Schaubild nur für eine ganz bestimmte Stahlzusammensetzung und ein bestimmtes Ausgangsgefüge gültig ist. Die Schaubilder sind jedoch für die Wärmebehandlung sehr nützlich, da aus ihnen angenähert die erforderliche Austenittemperatur und Haltedauer entnommen werden kann.

2.3 Gefügeänderungen beim Abkühlen – das ZTU-Schaubild

Entsprechend der in Bild 4 dargestellten Abhängigkeit des Eisengittersystems von der Temperatur verändert sich beim Abkühlen auf Raumtemperatur auch das Stahlgefüge. Bei sehr geringer Abkühlgeschwindigkeit beginnt bei Stählen mit Kohlenstoffgehalten unter 0,8 Masse-% (untereutektoiden Stählen) unterhalb von 900 °C, nach einer Entmischung des Kohlen-

stoffs, in den kohlenstoffärmeren Bereichen die Umwandlung von Austenit (Gitter: kfz) in Ferrit (Gitter: krz). Da dieser nur ein sehr geringes Lösungsvermögen für Kohlenstoff besitzt, wird der noch vorhandene Austenit weiter mit Kohlenstoff angereichert. Bei 723 °C weist er schließlich rd. 0,8 Masse-% Kohlenstoff auf und wandelt sich in Perlit (Ferrit und Carbide) um. Bei unlegierten Stählen mit mehr als 0,8 Masse-% Kohlenstoff beginnt in den durch Entmischung mit Kohlenstoff angereicherten Austenitbereichen die Ausscheidung von Zementit. Bei legierten Stählen werden Carbide ausgeschieden. Dabei wird dem Austenit der Kohlenstoff bis auf rd. 0,8 Masse-% entzogen, so dass er sich bei 723 °C ebenfalls in Perlit umwandeln kann.

Die beschriebenen Vorgänge setzen voraus, dass der Kohlenstoff im Eisengitter (Austenit) beweglich ist und diffundieren kann.

Bei sehr langsamer Abkühlung steht hierfür ausreichend Zeit zur Verfügung, und der erreichte Gefügestand entspricht einem Gleichgewichtszustand. Bei höherer Abkühlgeschwindigkeit als 1 °C/s wird die Bewegung der Kohlenstoffatome eingeschränkt und die Diffusion (Entmischen) behindert. Ab etwa 15 °C/s wird die Umwandlung von Austenit in Ferrit bzw. die Ausscheidung von Carbiden mehr oder weniger vollständig unterdrückt, und die Umwandlung in Perlit erfolgt erst unterhalb von 723 °C und auch bei geringeren Kohlenstoffgehalten als 0,8 Masse-%.

Bei noch höherer Abkühlgeschwindigkeit wird die Umwandlung in Perlit abgelöst durch die Bildung von Bainit. Bainit entsteht dadurch, dass die Unterkühlung des Austenits und damit der Zwang zur Umwandlung des Eisengitters in das kubisch raumzentrierte System so groß geworden ist, dass der Austenit sich ohne vorangehende Kohlenstoffverarmung in Ferrit umwandelt. Dessen Gitter weicht jedoch im Unterschied zu dem bei langsamer Abkühlung entstehenden Ferrit von der kubischen Form etwas ab, und der Kohlenstoffgehalt ist höher. Gleichzeitig werden Carbide ausgeschieden.

Eine noch größere Abweichung vom Gleichgewichtszustand ergibt sich durch sehr hohe Abkühlungsgeschwindigkeiten, bei denen eine Austenitumwandlung bzw. Diffusion des Kohlenstoffs bis herab zu Temperaturen von 400 °C oder weniger unterbleibt. Aufgrund der starken Unterkühlung erfolgt dann innerhalb von Sekundenbruchteilen eine Gitteränderung, bei der ein tetragonal raumzentriertes System entsteht, siehe **Bild 9**. Die Verzerrung des Eisengitters gegenüber der kubischen Form wird von den Kohlenstoffatomen verursacht, die sich von ihren Plätzen im Austenitgitter nicht entfernen konnten und quasi eingefroren wurden. Der Gefügestand unterscheidet sich lichtmikrosko-

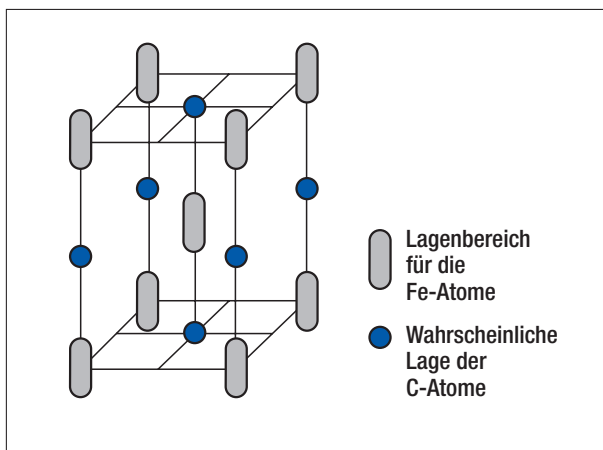


Bild 9: Martensitgitter

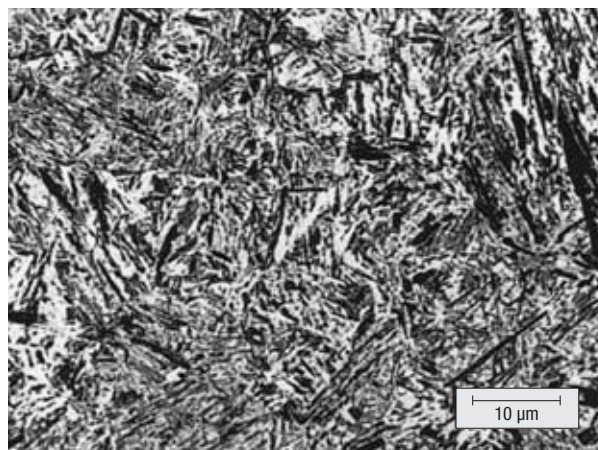


Bild 10: Lichtmikroskopische Aufnahme von Martensit

pisch deutlich von dem von Ferrit, Perlit oder Bainit und wird als Martensit bezeichnet, siehe **Bild 10**.

Der Zusammenhang zwischen Beginn und Ende der Umwandlungsvorgänge beim kontinuierlichen Abkühlen eines Stahls aus dem austenitischen Zustand wird in einem Zeit-Temperatur-Umwandlungs(ZTU)-Schaubild für kontinuierliches Abkühlen dargestellt, siehe **Bild 11**.

Der Ablauf der Umwandlung lässt sich am Verlauf der eingezeichneten Abkühlkurven für unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeiten ablesen. Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit ergeben sich in dem gezeigten Beispiel nach erreichter Raumtemperatur Gefüge, die aus Ferrit und Perlit, Ferrit, Perlit und Bainit, Bainit und Martensit oder nur aus Martensit bestehen. Am Ende jeder Abkühlkurve können die jeweils erreichte Härte in HV oder HRC sowie die Gefügezusammensetzung abgelesen werden. Aus der Darstellung ist zu entnehmen, welche (kritische) Abkühlgeschwindigkeit mindestens erforderlich ist, um z. B. einen nur aus Martensit bestehenden Gefügestand zu erreichen, oder bei welcher Umwandlung erstmals im Gefüge auch etwas Martensit zu erwarten ist. Damit können für die praktische Durchführung des Wärmebehandelns wichtige Voraussagen getroffen werden.

Ist die Abkühlgeschwindigkeit so hoch, dass die Umwandlung in Bainit unterdrückt wird, beginnt die Umwandlung des Austenits in Martensit immer bei derselben Temperatur, vgl. die horizontal verlaufende Linie in Bild 11. Diese wird kennzeichnenderweise als Martensit-Starttemperatur M_s bezeichnet und ist von der Stahlzusammensetzung abhängig. Für Stähle mit Kohlenstoffgehalten bis 0,5 Masse-%, Mangan bis 1,7 Masse-%, Chrom bis 3,5 Masse-%, Molybdän bis 5,0 Masse-% und Nickel bis 5,0 Masse-% kann sie mit der nachstehenden Beziehung abgeschätzt werden:

$$\vartheta_{M_s} = 561 - 474 \cdot C - 33 \cdot Mn - 17 \cdot Cr - 21 \cdot Mo - 17 \cdot Ni \text{ [}^\circ\text{C]}$$

In die Formel sind die Gehalte der jeweiligen Legierungselemente in Masse-% einzusetzen. Für andere Stähle kann der M_s -Punkt dem jeweiligen ZTU-Schaubild entnommen werden. Entstehen Ferrit, Perlit oder Bainit vor der Umwandlung des Austenits in Martensit, erfolgt die Martensitbildung erst bei niedrigeren Temperaturen.

Es ist zu beachten, dass jedes ZTU-Schaubild streng genommen nur für diejenige Zusammensetzung der Stahlschmelze und die Austenitisierung gilt, für die es ermittelt wurde.

Analog zum oben beschriebenen isothermischen Austenitisieren lassen sich auch die Zusammen-

hänge für ein isothermisches Umwandeln des Austenits darstellen. Hierzu stehen ZTU-Schaubilder für isothermisches Umwandeln, siehe das Beispiel in **Bild 12**, zur Verfügung.

In dieser Darstellung sind die Umwandlungsvorgänge nach sehr rascher Abkühlung auf eine beliebige Temperatur, die bis zum Ende der Umwandlung konstant gehalten wird (= isothermisch), parallel zur horizontal verlaufenden Zeitachse abzulesen. Es ist auch hier zu erkennen, dass die Umwandlung je nach Temperatur erst nach einer gewissen Anlaufdauer beginnt und nach Ablauf einer gewissen Umwandlungsdauer beendet ist. Im Bereich von etwa 550 °C ist sowohl die Anlauf- als auch die Umwandlungsdauer kürzer als bei höherer oder niedrigerer Temperatur. Beim Stahl C45E beginnt die Umwandlung sofort (0,6 s), quasi ohne Anlaufdauer. Aus dem ZTU-Schaubild für isothermische Umwandlung geht hervor, dass im Unterschied zur kontinuierlichen Abkühlung ein Gefügestand, der nur aus der Gefügestandart Bainit besteht, erreichbar ist. Im Schaubild für den Stahl C45E sind außerdem Temperaturen eingetragen, bei denen z. B. 50 % bzw. 90 % Martensit im Gefüge entstehen, vgl. Bild 12.

Die **Bilder 13 und 14** geben entsprechende Schaubilder für den Stahl 42CrMo4 wieder.

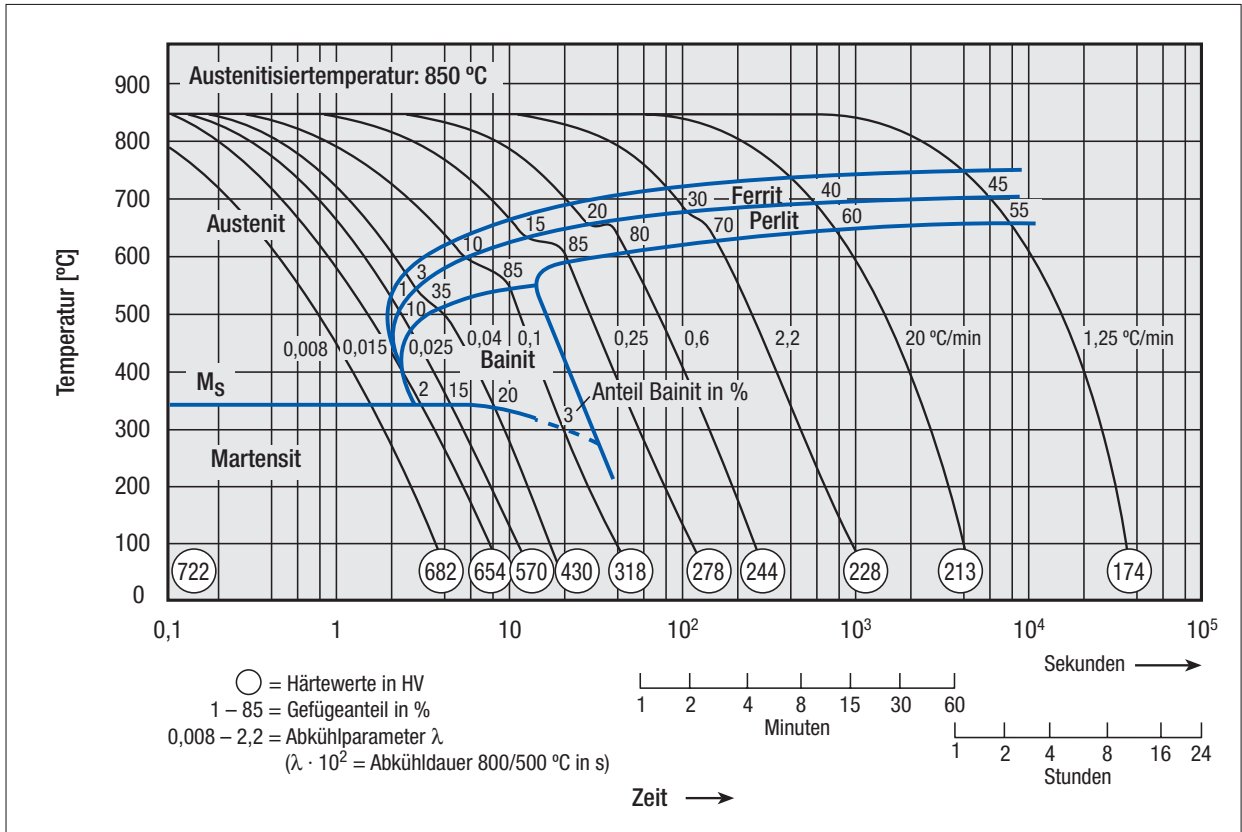


Bild 11: ZTU-Schaubild für kontinuierliches Abkühlen des Stahls C45E

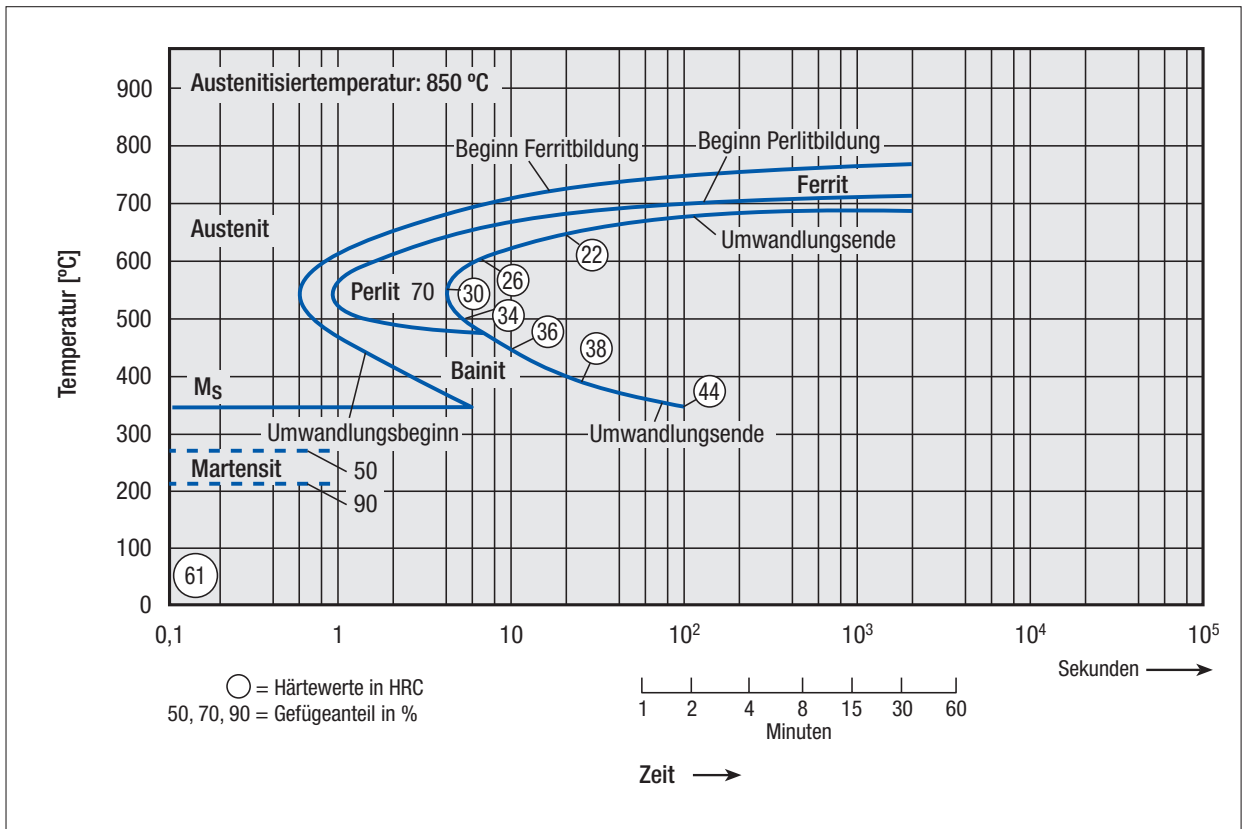


Bild 12: ZTU-Schaubild für isothermisches Umwandeln des Stahls C45E

Wärmebehandlung von Stahl – Härten, Anlassen, Vergüten, Bainitisieren

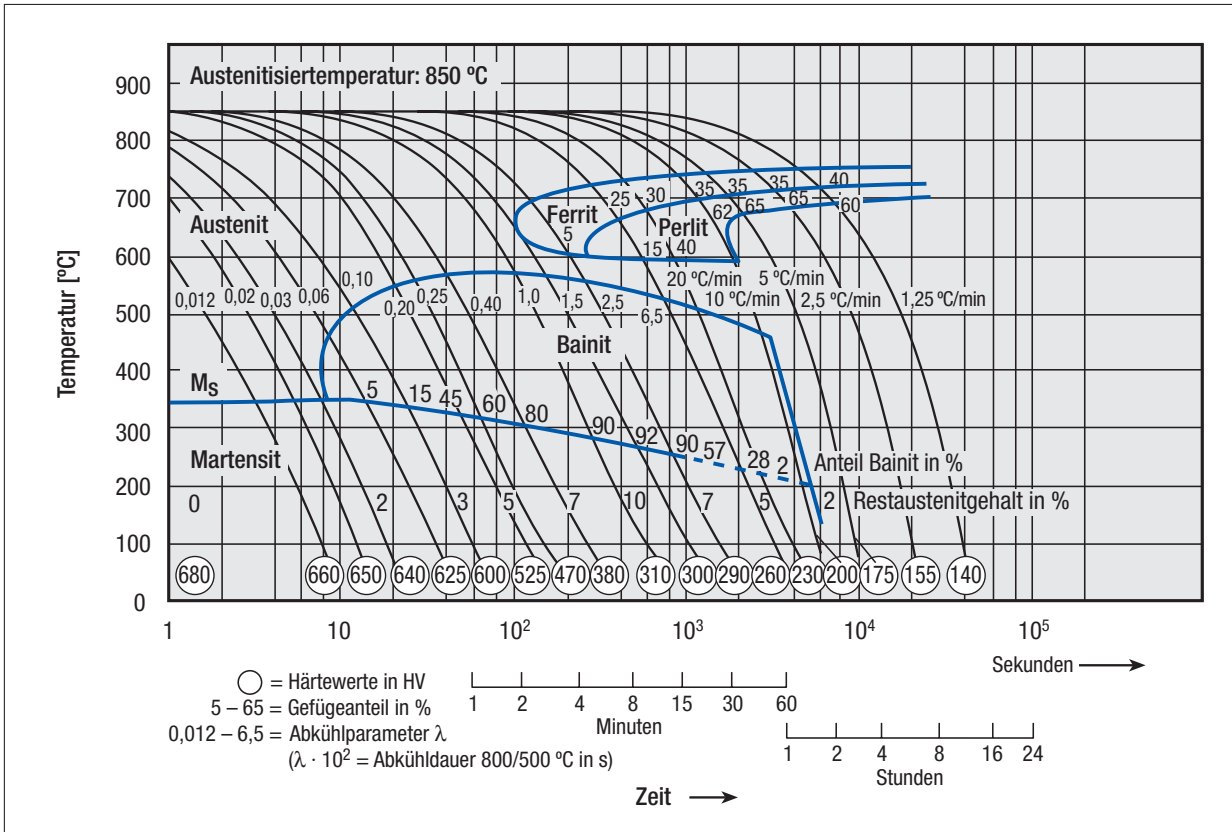


Bild 13: ZTU-Schaubild für kontinuierliches Abkühlen des Stahls 42CrMo4

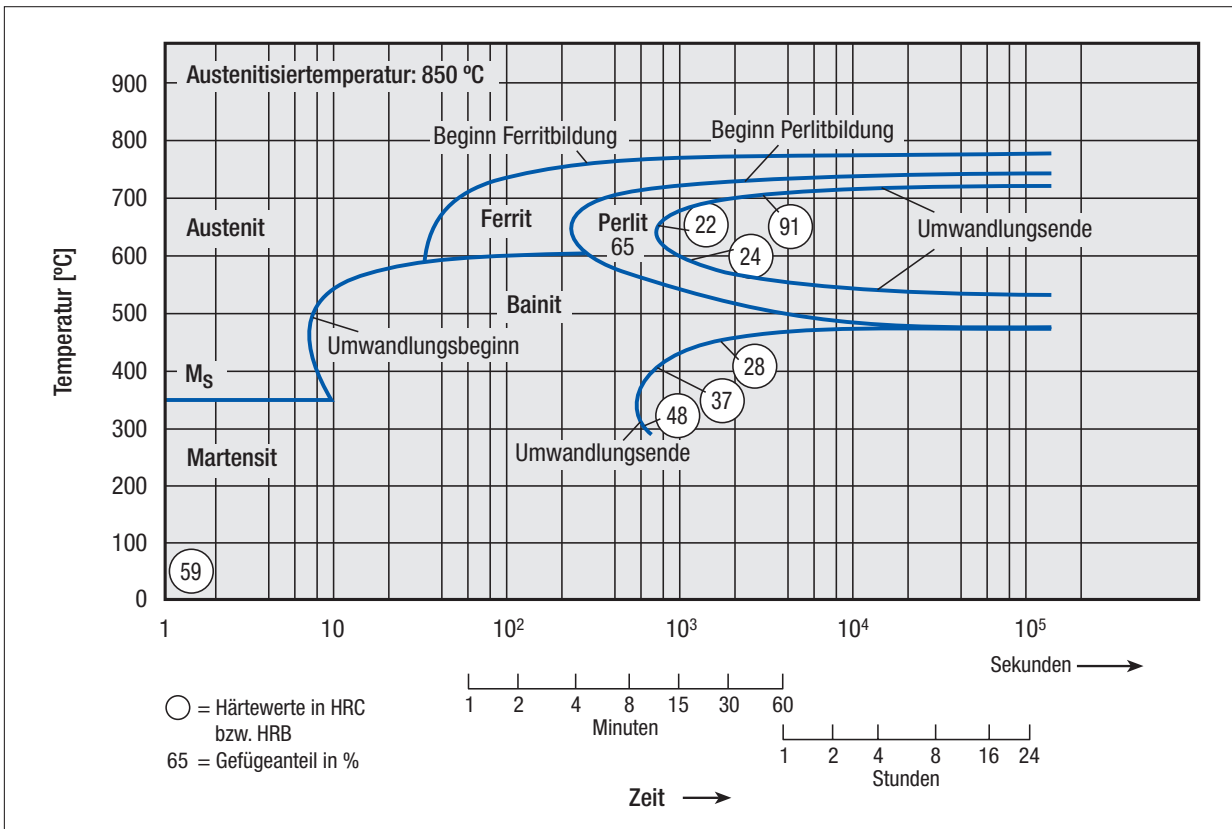


Bild 14: ZTU-Schaubild für isothermisches Umwandeln des Stahls 42CrMo4

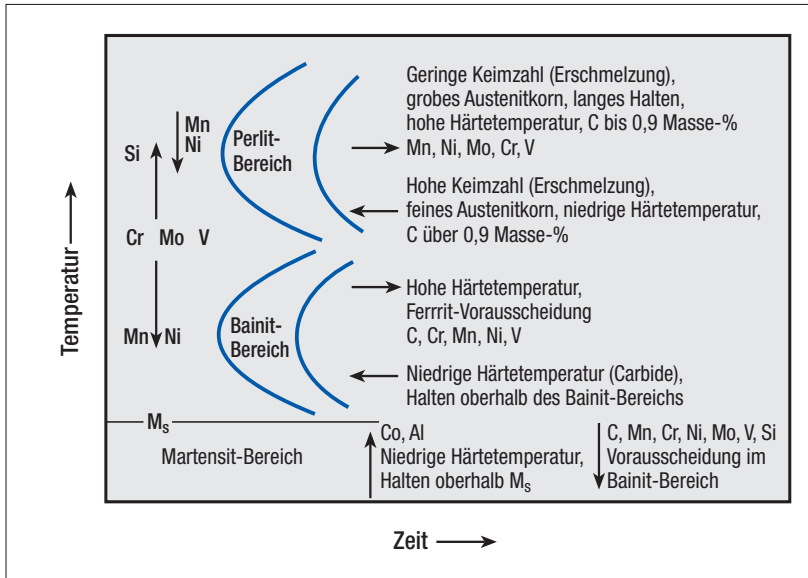


Bild 15: Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten

Im Vergleich zum Stahl C45E ist zu erkennen, dass Beginn und Ende der Umwandlungen zu längeren Zeiten verschoben sind. Dies bedeutet, dass der Stahl 42CrMo4 umwandlungsträger ist. Ursächlich dafür sind die Legierungselemente Chrom und Molybdän.

2.4 Einfluss der Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten

Die im Stahl enthaltenen Legierungselemente beeinflussen die Umwandlung sowohl bei kontinuierlichem als auch bei isothermischem Verlauf. In **Bild 15** ist der Einfluss der wichtigsten Legierungselemente auf das Umwandlungsverhalten beim Abkühlen schematisch dargestellt.

Hieraus ist ersichtlich, dass z. B. die Elemente Mangan, Nickel, Molybdän, Chrom und Vanadium die Umwandlung in Perlit verzögern und zu einer deutlichen Trennung des Perlit- vom Bainitbereich führen; auch die Ms-Temperatur wird abgesenkt. Der Beginn der Bainitbildung wird demgegenüber durch Kohlenstoff, Chrom und Mangan verzögert, durch Nickel und Vanadium beschleunigt. Das

dadurch geänderte Umwandlungsverhalten bewirkt z. B. eine höhere Härtebarkeit, vgl. 3.1.

Es ist zu beachten, dass das Umwandlungsverhalten nicht nur von den Legierungselementen, sondern auch von den Austenitisierungsbedingungen (Temperatur, Haltedauer) beeinflusst wird.

3 Härten durch Gefügeumwandlung im Martensitbereich

3.1 Härtebarkeit als Voraussetzung für erfolgreiches Härten

Die Eignung der Stähle für ein Härten durch Umwandlung im Martensitbereich wird durch die Härtebarkeit gekennzeichnet. Diese ist eine werkstoffspezifische Eigenschaft und bestimmt, welche Härte erreicht werden kann. Es wird zwischen Aufhärtebarkeit und Einhärtebarkeit unterschieden.

3.1.1 Aufhärtebarkeit

Unter der Aufhärtebarkeit wird der Zusammenhang zwischen dem Kohlenstoffgehalt und der maximal möglichen Härte - diese ergibt sich, wenn das Gefüge nahezu vollständig aus Martensit (99,9 %) besteht - verstanden. Hierbei zählt jedoch nur die Kohlenstoffmenge, die beim Austenitisieren im Austenit gelöst wurde. In **Bild 16** ist dieser Zusammenhang dargestellt.

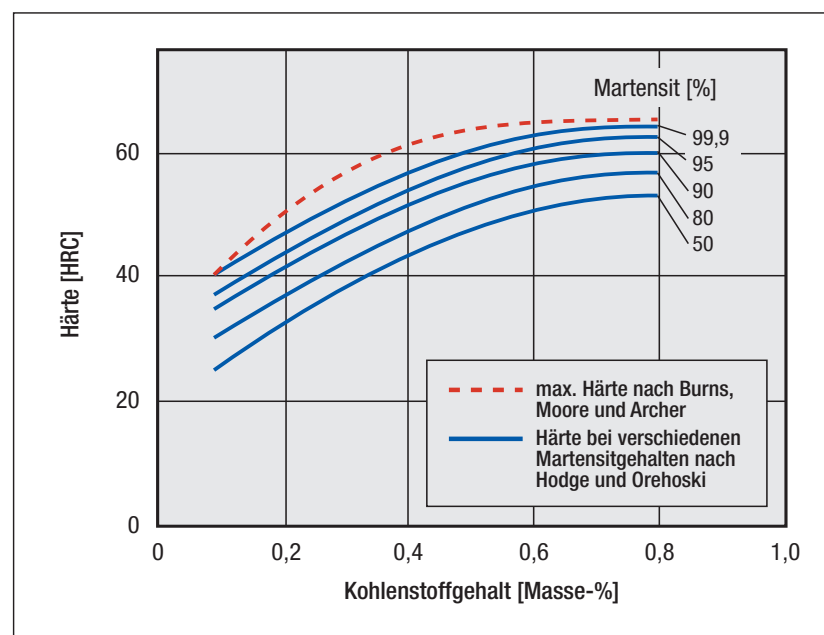


Bild 16: Zusammenhang zwischen Kohlenstoffgehalt und erreichbarer Höchst Härte in Abhängigkeit vom Martensitgehalt nach einem Härten

Es ist zu erkennen, dass z. B. bei einem Kohlenstoffgehalt von rd. 0,15 Masse-% bei einem vollständig martensitischen Gefüge (99,9 % Martensit) höchstens 42 HRC, bei 0,6 Masse-% C höchstens 65 HRC erreichbar sind. Höhere Kohlenstoffgehalte führen zu keiner weiteren Steigerung. Dazwischenliegende Werte können mit Hilfe der nachstehenden Beziehung abgeschätzt werden:

$$\text{Erreichbare Höchst Härte} = 35 + 50 \cdot \text{C-Gehalt in Masse-\%} \pm 2 \text{ [HRC]}$$

Der Zusammenhang gilt für legierte Stähle ebenso wie für unlegierte.

Enthält das Gefüge nach dem Härten außer Martensit auch andere Gefügebestandteile, kann die oben angegebene Beziehung ebenfalls zur Abschätzung der erreichbaren Härte benutzt werden, wenn der Wert 35 durch einen niedrigeren Wert ersetzt wird.

Abgeleitet von der unterbrochenen Linie, kann alternativ die nachstehende Formel benutzt werden:

$$\text{Erreichbare Höchst Härte} = 20 + 60 \cdot \sqrt{\text{C-Gehalt in Masse-\%}} \text{ [HRC]}$$

3.1.2 Einhärtbarkeit

Die Einhärtbarkeit bestimmt die erreichbare Härte im Kern eines Werkstückes und kennzeichnet damit das Verhalten eines Stahls gegenüber den in den einzelnen Werkstückbereichen unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten, die entsprechend dem ZTU-Schaubild des betrachteten Stahls zu unterschiedlichen Ergebnissen der Austenitumwandlung führen.

Wenn auch noch bei relativ geringer Abkühlgeschwindigkeit die Umwandlung von Austenit in Perlit und/oder Bainit unterbleibt, bedeutet dies eine hohe Einhärtbarkeit, und umso eher wird die vorgegebene Kernhärte erreicht. Eine

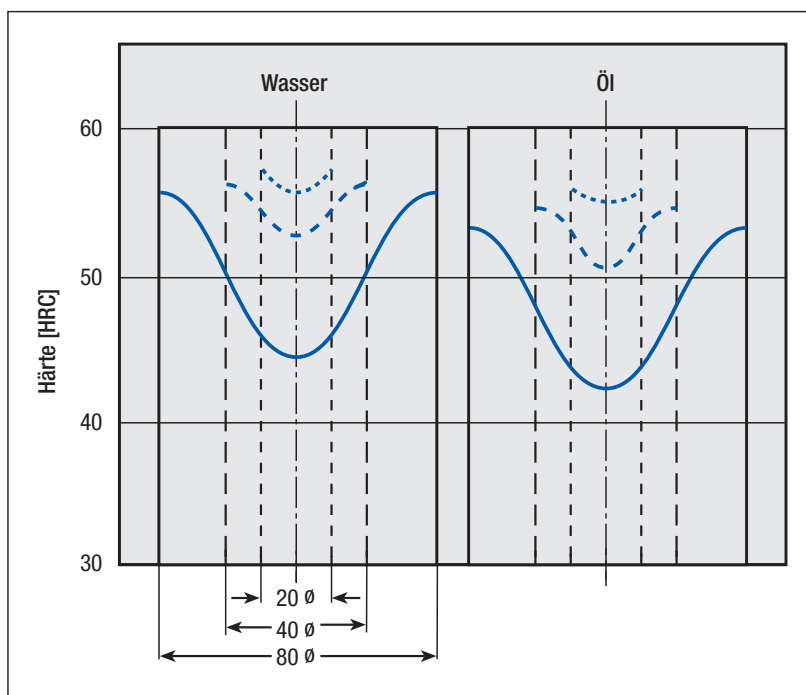


Bild 17: Härteverlaufskurven in Öl bzw. in Wasser abgeschreckter Rundproben unterschiedlicher Abmessung aus dem Stahl 42CrMo4

niedrige Einhärtbarkeit liegt dagegen dann vor, wenn auch bei sehr scharfer Abkühlung die Umwandlung nicht vollständig im Martensitbereich erfolgt.

In **Bild 17** sind die Härteverlaufskurven von Rundproben aus dem Vergütungsstahl 42CrMo4 mit unterschiedlicher Abmessung wiedergegeben, die nach dem Austenitisieren in Öl bzw. in Wasser abgeschreckt wurden. Sie veranschaulichen die Bedeutung der Einhärtbarkeit für das Erreichen einer vorgegebenen Kernhärte.

Wie aus dem Verlauf der Kurven zu entnehmen ist, muss grundsätzlich damit gerechnet werden, dass auch bei größtmöglicher Abkühlwirkung im Kern eines Werkstückes bei Abmessungen über 10 mm die Härte deutlich geringer als die Oberflächenhärte wird. Der Unterschied wird umso größer, je mehr die Abmessung zu- und die Abkühlwirkung abnimmt, wobei damit zu rechnen ist, dass auch die Oberflächenhärte nicht mehr die höchstmöglichen Werte annimmt.

Während die Aufhärtbarkeit direkt vom Kohlenstoffgehalt abhängt, ergibt sich die Einhärtbarkeit aus Art und Menge der Legierungselemente, die das Umwandlungsverhalten der Stähle verzögern. Daher werden Molybdän, Chrom und Mangan dazu benutzt, die Einhärtbarkeit der Stähle gezielt zu erhöhen. (Auch der Kohlenstoff erhöht, wenn auch nur gering, die Einhärtbarkeit.) Eine ähnliche, jedoch geringere Wirkung besitzt auch die Austenitkorngröße: Mit zunehmender Korngröße erhöht sich die Härtbarkeit.

3.1.3 Messen der Härtbarkeit

Hierfür wird der in DIN EN ISO 642 genormte Stirnabschreckversuch benutzt. Eine zylindrische Probe mit 25 mm Durchmesser und 100 mm Länge wird austenitisiert und anschließend, senkrecht hängend, mit einem - nach Größe und Druck festgelegten - Wasserstrahl, der senkrecht auf die untere

Stirnfläche der Probe gerichtet ist, abgeschreckt. Dadurch wird der Probe die Wärme hauptsächlich so entzogen, dass sich in Längsrichtung, mit zunehmendem Abstand von der abgeschreckten Stirnfläche, abnehmende Abkühlgeschwindigkeiten ergeben. Dementsprechend unterschiedlich verläuft die Umwandlung über die Probenlänge. An der abgekühlten Probe wird die Mantelfläche leicht angeschliffen und auf dieser Fläche in festgelegten Abständen von der abgeschreckten Stirnfläche die Härte (im Regelfall in HRC) gemessen. Die Messergebnisse werden, wie in **Bild 18** als Beispiel zu sehen ist, in Abhängigkeit von den zugehörigen Stirnabständen aufgezeichnet; die verbindende Linie stellt die Härteverlaufskurve dar.

Wird der Stirnabschreckversuch für mehrere Schmelzen einer Stahlsorte durchgeführt, so lassen

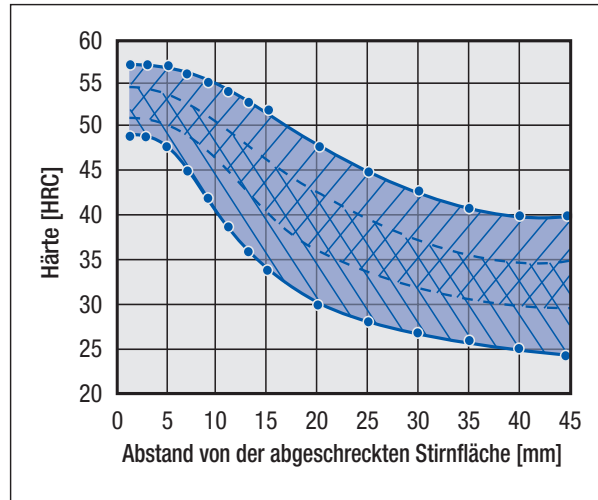


Bild 19: Härteverlaufskurve des Stahls 34CrMo4

sich die einzelnen Stirnabschreckkurven zu einem Härteverlaufskurve zusammenfassen, wie in **Bild 19** am Beispiel des Stahls 34CrMo4 dargestellt.

Bei der Beschaffung kann der betreffende Stahl mit einer gegenüber dem Streifen eingeschränkten Härte bestellt werden. Die Einschränkung kann sich entweder auf die oberen oder die unteren zwei Drittel beziehen (siehe Schraffur in Bild 19).

In den einschlägigen Technischen Lieferbestimmungen der Stähle, z.B. DIN EN 10083-1 (Vergütungsstähle) oder DIN EN 10085-1 (Nitrierstähle), sind die zugehörigen Streifen festgelegt, wonach die Auswahl, die Qualitätssicherung und die Beschaffung vorgenommen werden können.

Je rascher die Härte mit zunehmendem Abstand von der abgeschreckten Stirnfläche abfällt, desto geringer ist die Einhärtbarkeit. Bei den legierten Werkzeugstählen ist die Einhärtbarkeit so groß, dass sie sich mit der üblichen Stirnabschreckprobe kaum noch differenzieren lässt.

In der Praxis sind die Stahlhersteller inzwischen dazu übergegangen, die Stirnabschreckkurve/Härteverlaufskurve aus der Stahlzusammensetzung/-analyse zu berechnen. Hierzu wurden für verschiedene Stahlgruppen vom VDEh-Werkstoffausschuss Formelsätze erstellt (SEP 1664).

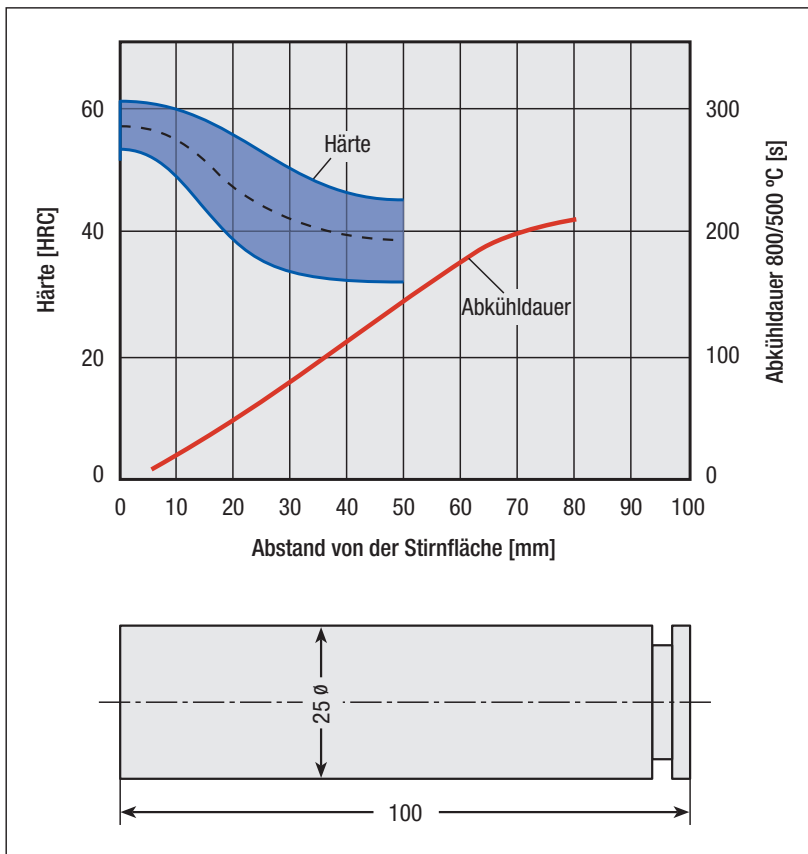


Bild 18: Gegenüberstellung des Streifen von Härteverlaufskurve und der Abkühldauer längs einer abgeschreckten Stirnabschreckprobe aus dem Stahl 42CrMo4

3.1.4 Anwendung des Stirnabschreckversuchs für die Stahlauswahl

Die von der Härte abhängenden Bauteileigenschaften lassen sich nur dann mit hoher Sicherheit erreichen, wenn die Härtebarkeit des verwendeten Stahls auf die in der Fertigung vorliegenden Bedingungen beim Härten sorgfältig abgestimmt ist. Um dies zu erreichen, ist es für eine optimale Stahlauswahl notwendig, neben der erforderlichen Aufhärtebarkeit auch die Einhärtebarkeit zu berücksichtigen. Der für eine ausreichende Aufhärtebarkeit erforderliche Kohlenstoffmindestgehalt ergibt sich aus der in 3.1.1 angegebenen Beziehung, wenn diese in die nachstehende Form gebracht wird:

$$\text{Kohlenstoffmindestgehalt} = \frac{\text{erforderliche Härte} - 35}{50} \pm 0,04 \text{ [Masse-\%]}$$

bzw.

$$\text{Kohlenstoffmindestgehalt} = \left(\frac{\text{erforderliche Härte} - 20}{60} \right)^2 \text{ [Masse-\%]}$$

Hierbei ist vorausgesetzt, dass beim Härten eine vollständige Umwandlung des Austenits in Martensit erfolgt und die erforderliche Härte in HRC eingesetzt wird.

Die erforderliche Einhärtebarkeit zum Erzielen einer ausreichend

hohen Kernhärte bei Werkstückabmessungen über 10 mm bzw. bei relativ geringer Abkühlgeschwindigkeit, um z. B. das Verzugs- und Rissrisiko gering zu halten, wird mit Hilfe des Härtebarkeitsstreubandes des Stirnabschreckversuchs ermittelt. Dies wird dadurch möglich, weil in einem Werkstück mit zunehmendem Abstand von der Oberfläche ebenso wie entlang der Stirnabschreckprobe die Abkühlgeschwindigkeit abnimmt. Da gleiche Abkühlverläufe zu demselben Umwandlungsergebnis, d. h. zu gleicher Härte, führen, kommt es darauf an, eine entsprechende Beziehung zwischen dem Abstand von der Oberfläche bzw. der Abmessung eines Bauteils und dem Abstand von der abgeschreckten Stirnfläche einer Stirnabschreckprobe

herzustellen. Üblicherweise wird hierzu die Abkühldauer von 800 auf 500 °C benutzt: Bei der Stirnabschreckprobe muss zu diesem Zweck für bestimmte Abstände von der abgeschreckten Stirnfläche und z. B. bei Rundstäben mit unter-

schiedlichem Durchmesser für bestimmte Stellen des Querschnitts (z. B. Kern, 1/2-Radius, 3/4-Radius, Oberfläche) der jeweilige Abkühlverlauf ermittelt und hieraus die entsprechende Abkühldauer entnommen werden. Einer bestimmten Abkühldauer kann danach ein zugehöriger Abstand von der abgeschreckten Stirnfläche oder für eine bestimmte Stelle eines Rundstabs ein zugehöriger Durchmesser zugeordnet werden. Die graphische Darstellung dieses Zusammenhangs unter Berücksichtigung der Streuung ist nach DIN 17021-1 in **Bild 20** für den Kern und die Oberfläche von in Wasser und in **Bild 21** für in Öl abgeschreckte Rundstäbe wiedergegeben.

Es ist ersichtlich, dass z. B. beim Abschrecken in Wasser der Kern eines Rundstabs mit 50 mm Durchmesser im Mittel ebenso rasch abkühlt wie die Stirnabschreckprobe im Abstand 12,5 mm von der abgeschreckten Stirnfläche; für die Oberfläche ergibt sich ein entsprechender Wert von ca. 3,5 mm. Die beiden Bilder können nun sowohl dazu benutzt werden, die Stelle der Stirnabschreckprobe anzugeben, an der sich dieselbe Härte einstellt wie an einer bestimmten Stelle des Rundstabs, als auch dazu, mit Hilfe der Härte-

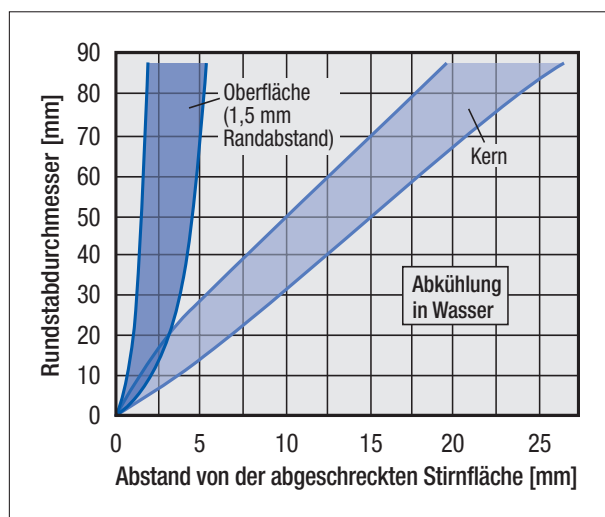


Bild 20: Zusammenhang zwischen in Wasser abgeschreckten Rundstäben und der Stirnabschreckprobe

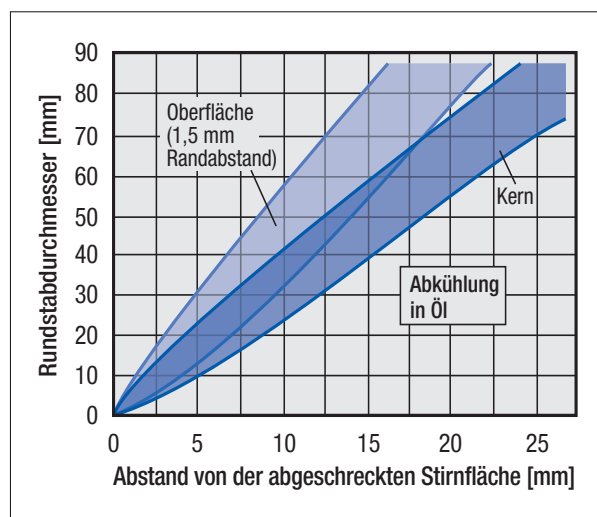


Bild 21: Zusammenhang zwischen in Öl abgeschreckten Rundstäben und der Stirnabschreckprobe

barkeitsstreubänder verschiedener Stähle die am Rundstab zu erwartende Härte vorauszusagen. Damit lässt sich eine gezielte Auswahl eines Stahls unter dem Gesichtspunkt der Härte vornehmen.

Soll ein Bauteil mit kreisrundem Querschnitt gegebener Abmessung nach einem Abschrecken z. B. in Wasser im Kern (oder an der Oberfläche) eine bestimmte Härte erreichen, so ist aus Bild 20 der entsprechende Stirnabstand zu entnehmen. Durch Vergleich der Härtebander verschiedener Stähle (z. B. DIN EN 10083-1) lässt sich dann feststellen, welches Streuband im fraglichen Stirnabstand die geforderte Härte mindestens aufweist. Dieser Stahl wird die Forderung optimal erfüllen, vgl. DIN 17021-1, in der hierzu Beispiele dargestellt sind.

Die Zusammenhänge können mit Hilfe bestimmter Verhältniszahlen auch für andere als kreisrunde Querschnitte benutzt werden. Allerdings ist z. B. die Wirkung unterschiedlicher Zusätze zum Wasser, unterschiedlicher Ölsorten oder die Wirkung einer Relativbewegung zwischen dem Abschreckmittel und der Werkstückoberfläche nicht berücksichtigt.

3.1.5 Beurteilung der Härte mit Hilfe des ZTU-Schaubildes

Eine grobe Abschätzung der nach einem Härten zu erwartenden Härte kann auch mit Hilfe des ZTU-Schaubildes des betreffenden Stahles vorgenommen werden. Dies setzt jedoch voraus, dass der Abkühlverlauf bzw. die Abkühlgeschwindigkeit an den maßgeblichen Stellen des Querschnitts eines Bauteils bekannt ist. Häufig kann der Abkühlverlauf unter Betriebsbedingungen nicht gemessen werden, so dass man auf eine Abschätzung angewiesen ist. Hierzu können die Darstellungen in den **Bildern 22 bis 24** herangezogen

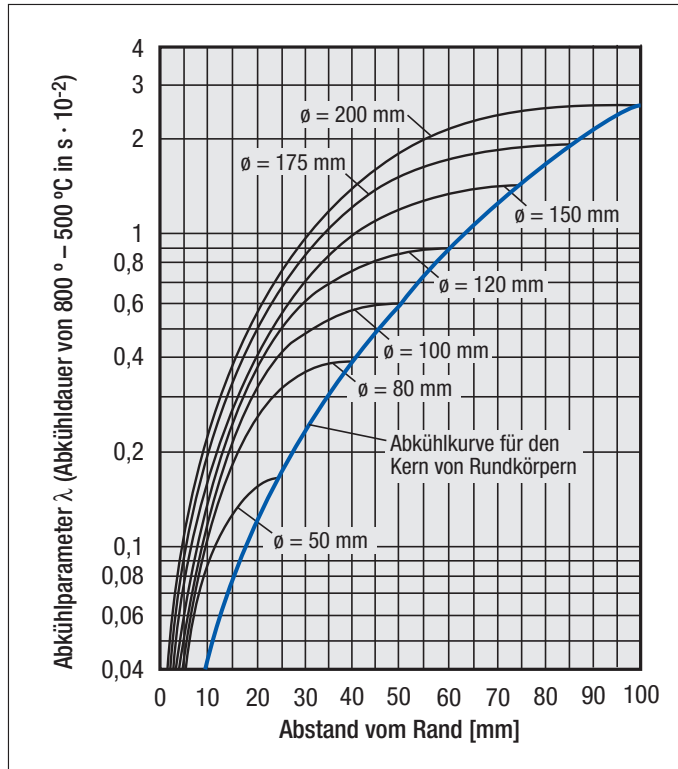


Bild 22: Abkühlparameter für das Abkühlen von Rundstäben in Wasser

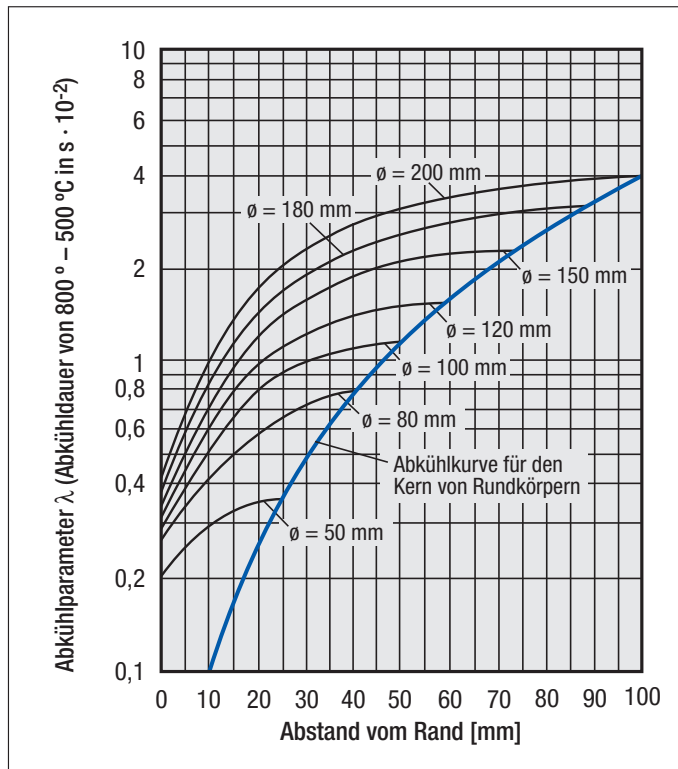


Bild 23: Abkühlparameter für das Abkühlen von Rundstäben in Öl

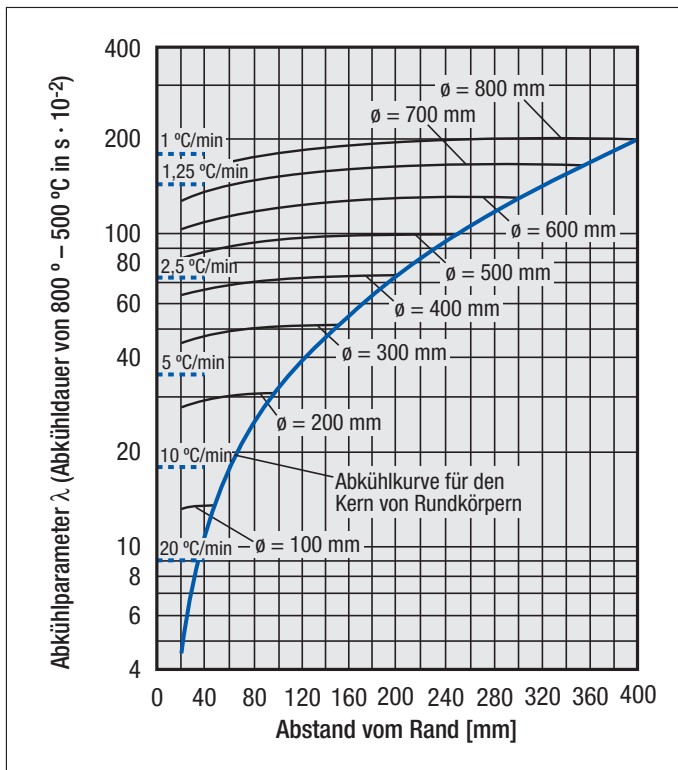


Bild 24: Abkühlparameter für das Abkühlen von Rundstäben an Luft

werden, aus denen für verschiedene Durchmesser bei Abkühlung in Wasser, Öl oder Luft der jeweilige Abkühlparameter λ für die Abkühldauer des Kerns oder der Oberfläche von 800 auf 500 °C entnommen werden kann.

Mit Hilfe dieses Abkühlparameters oder durch Einzeichnen der gemessenen Abkühlkurve in das ZTU-Schaubild des jeweiligen Stahls kann der Abkühlverlauf verfolgt und abgelesen werden, ob das gewünschte Umwandlergebnis erreichbar ist.

3.2 Austenitisieren

Das Austenitisieren wird durch Erwärmen auf die Austenitisiertemperatur und ausreichend langes Halten, vgl. 2.2, vorgenommen. Dabei kommt es darauf an, in Abhängigkeit von der Werkstoffzusammensetzung und dem Ausgangsgefügezustand eine ausreichende Menge Kohlenstoff in den

Austenit in Lösung zu bringen, wozu insbesondere bei den Werkzeugstählen ein Teil der Carbide (bei Gusseisen ein Teil der Graphitabscheidungen) aufgelöst werden muss. Aus den ZTA-Schaubildern können für die verschiedenen Stähle Anhaltswerte für die Mindesthaltedauer in Abhängigkeit von der Temperatur bzw. die Mindesttemperaturen in Abhängigkeit von der Erwärmsgeschwindigkeit entnommen werden. Daraus ist auch ersichtlich, dass bei Stählen eine vollständige Auflösung sämtlicher Carbide meist eine sehr lange Haltedauer bzw. eine sehr hohe Austenitisiertemperatur erfordert. In der Praxis wird dies meist nicht angestrebt, um den Gehalt des im Austenit gelösten Kohlenstoffs möglichst nicht über rd. 0,65 Masse-% ansteigen zu lassen bzw. das Kornwachstum in Grenzen zu halten.

Die Austenitisiertemperatur sollte bei unlegierten und niedrig legierten Stählen mit Kohlenstoffgehalt unter 0,8 Masse-% etwa

30 bis 50 °C über der A_{c3} -Temperatur des betreffenden Stahls liegen. Für Vergütungsstähle kann dieser auch mit der nachstehenden Beziehung nach Just abgeschätzt werden (Gehalt der Legierungselemente in Masse-%):

$$\vartheta_{Ac_3} \approx 947 - 264 \cdot \sqrt{C} - 8 \cdot Mn + 45 \cdot Si + 5 \cdot Cr + 74 \cdot Al + 10 \cdot Mo - 23 \cdot Ni + 94 \cdot V \text{ [}^\circ\text{C]}$$

Bei unlegierten und niedrig legierten Stählen mit Kohlenstoffgehalt über 0,8 Masse-% liegt die Austenitisiertemperatur üblicherweise zwischen 780 und 820 °C (bei Gusseisen zwischen 850 und 880 °C).

Hoch legierte Werkzeugstähle sind im Bereich zwischen 950 und 1100 °C (Warm-, Kaltarbeitsstähle) bzw. zwischen 1150 und 1230 °C (Schnellarbeitsstähle) zu austenitisieren, nichtrostende härtbare Stähle bei 1000 bis 1050 °C.

Die geeigneten Temperaturen können für jeden Stahl aus den Technischen Lieferbedingungen, z. B. für Vergütungsstähle aus DIN EN 10083-1, für Nitrierstähle aus DIN EN 10085, für Werkzeugstähle aus DIN EN ISO 4957 oder geeigneten anderen Unterlagen (Kataloge der Stahlhersteller, Stahlschlüssel usw.) entnommen werden.

Da beim Austenitisieren mit einem Kornwachstum zu rechnen ist, das die Gebrauchseigenschaften im gehärteten Zustand beeinträchtigen kann, sind zu hohe Austenitisiertemperaturen und zu langes Halten (= „Überzeiten“) möglichst zu vermeiden. Extrem hohe Temperaturen (= „Überhitzen“) können irreversible Gefügeschäden durch Aufschmelzungen bewirken.

3.3 Abkühlen bzw. Abschrecken

3.3.1 Stetiger Abkühlverlauf

Um die Härtung herbeizuführen, muss nach dem Austenitisieren so abgekühlt werden, dass die Umwandlung möglichst ausschließlich im Bereich der Martensitstufe erfolgt. Die hierfür erforderliche Abkühlgeschwindigkeit wird als kritische Abkühlgeschwindigkeit für die Martensitstufe bezeichnet. Hierbei wird zwischen einer oberen kritischen, diese führt zu einem Abkühlverlauf, bei dem die Umwandlung ausschließlich im Martensitbereich erfolgt, und einer unteren kritischen Abkühlgeschwindigkeit, diese führt zu einem Abkühlverlauf, bei dem neben Ferrit, Perlit und/oder Bainit erstmals auch Martensit entsteht, unterschieden. Sie kann aus den ZTU-Schaubildern der Stähle für kontinuierliches Abkühlen abgelesen werden. Erfolgt das Abkühlen mit einer größeren Geschwindigkeit als an ruhender Luft, wird von einem Abschrecken gesprochen.

Die Temperatur, von der aus das Abkühlen oder Abschrecken vorgenommen wird, heißt Härte-temperatur; sie ist meist mit der Austenitisiertemperatur identisch.

Bei Unterschreiten der M_s -Temperatur erfolgt die Umwandlung in Martensit. Sie ist erst beim Erreichen der so bezeichneten M_f -Temperatur abgeschlossen. Für unlegierte Stähle sind die M_s - und M_f -Temperaturen in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt in **Bild 25** dargestellt.

Die Darstellung lässt erkennen, dass es bei Kohlenstoffgehalten ab etwa 0,6 Masse-% notwendig ist, das Abkühlen/Abschrecken bis unter Raumtemperatur fortzusetzen, um dem Ende der Umwandlung von Austenit in Martensit möglichst nahe zu kommen.

Inwieweit der beim Abschrecken in einem Werkstück tatsächlich erreichte Abkühlverlauf dem für das Erreichen der gewünschten Umwandlung erforderlichen entspricht, hängt im Wesentlichen von der beim Abkühlen oder Abschrecken an der Werkstückoberfläche erzielten Wärmestromdichte ab. Diese ergibt sich hauptsächlich aus Art und Temperatur des benutzten Abschreckmittels, der Form, der Masse und dem Oberflächenzustand des abzukühlenden Werkstücks sowie der Relativgeschwindigkeit zwischen Abschreckmittel und Werkstückoberfläche.

Das Abkühlen/Abschrecken kann auch abgestuft oder mit zwei unterschiedlichen Geschwindigkeiten vorgenommen werden, vgl. 3.3.2.

Werden flüssige Abschreckmittel, deren Siedepunkt unterhalb der Härtetemperatur liegt, verwendet, läuft der Abkühlvorgang in drei Phasen ab, wie in **Bild 26** veranschaulicht ist.

1. Phase: Dampfhaupphase - in dieser Phase entsteht durch den Effekt des „Filmsiedens“ eine wärmeisolierende Dampfhaup an der Werkstückoberfläche (Leidenfrost-Phänomen); die Abkühlwirkung ist relativ gering.
2. Phase: Kochphase - in dieser Phase bricht die Dampfhaup zusammen, und der Wärmeübergang wird sehr intensiv („Blasen-sieden“); die Abkühlwirkung ist relativ hoch.
3. Phase: Konvektionsphase - in dieser Phase findet kein Blasen-sieden mehr statt, der Wärmeübergang erfolgt durch Konvektion; die Abkühlwirkung ist relativ gering.

Die zum Abschrecken benutzten Mittel Salzwasser, Öle, Emulsionen, Salzschnmelzen, Wirbelbetten oder Gase unterscheiden sich

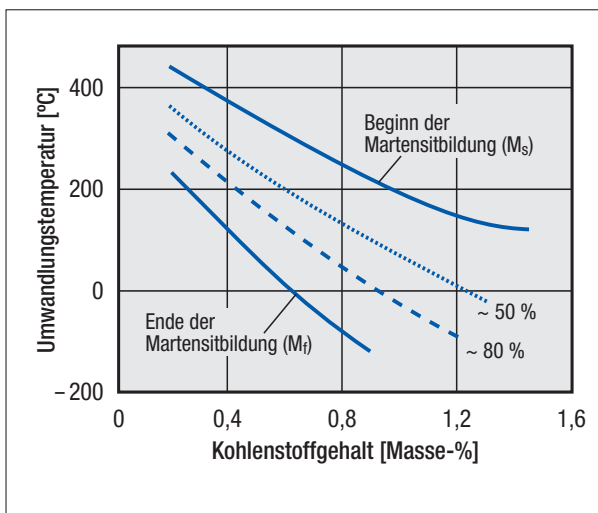


Bild 25: Zusammenhang zwischen dem Kohlenstoffgehalt und den M_s - und M_f -Temperaturen unlegierter Stähle

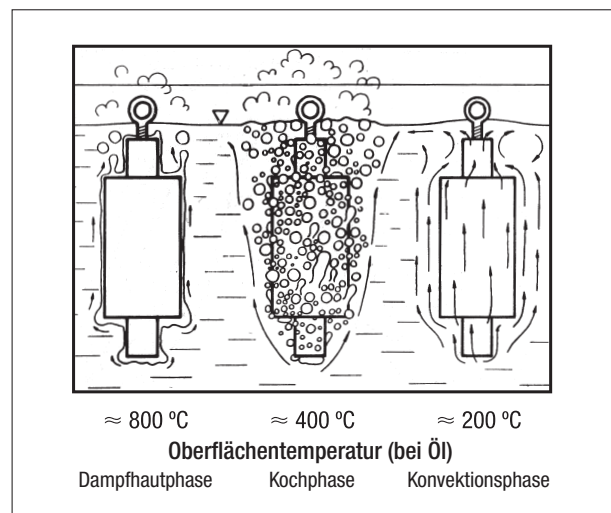


Bild 26: Phasen der Abkühlung bei flüssigen Abschreckmitteln mit Siedetemperatur < Härte-temperatur

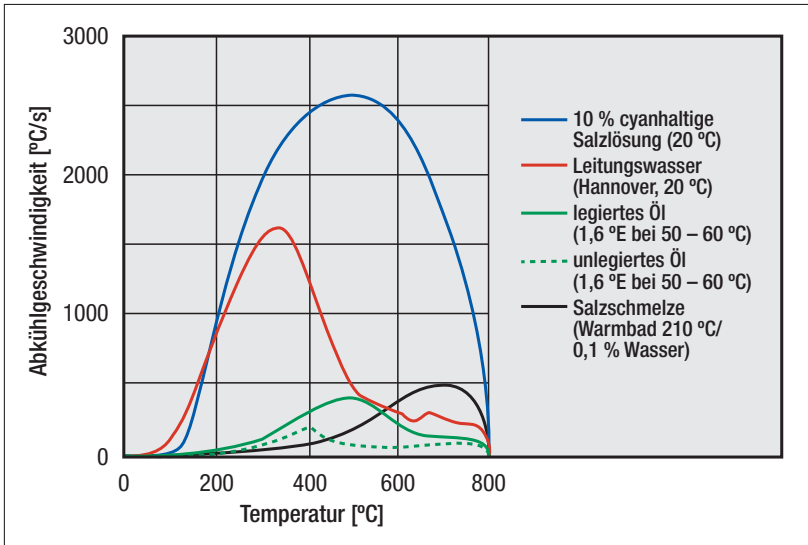


Bild 27: Abkühlkurven flüssiger Abschreckmittel

charakteristisch durch ihre Abkühlwirkung in den verschiedenen Temperaturbereichen. In **Bild 27** sind einige mit einem speziellen Prüfkörper (Silberkugel) gemessene Abkühlkurven („Silberkugelkurven“) verschiedener flüssiger Mittel gegenübergestellt.

Sie zeigen ganz deutlich die unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeit im Temperaturbereich zwischen Beginn und Ende des Abschreckvorgangs. Es ist ersichtlich, dass die maximale Geschwindigkeit und damit die Abkühlwir-

kung der einzelnen Mittel unterschiedlich hoch ist und bei einer für das jeweilige Mittel charakteristischen Temperatur liegt.

Diese Charakteristik kann zur Auswahl eines geeigneten Abschreckmittels herangezogen werden. In grober Näherung gilt, dass mit zunehmender Werkstückabmessung das Maximum der Abkühlgeschwindigkeit zu niedrigeren Temperaturen verschoben werden sollte, wie es schematisch in **Bild 28** wiedergegeben ist.

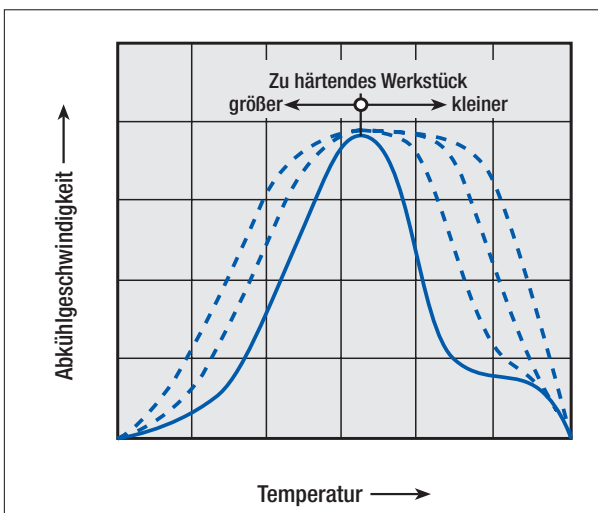


Bild 28: Optimale Lage der maximalen Abschreckwirkung (schematisch)

3.3.2 Gestuftes Abschrecken – Warmbadhärten

Zur Minimierung von Maß- und Formänderungen, Eigenspannungen und der Rissgefahr sollte nicht schroffer als notwendig und so mild wie möglich abgeschreckt werden. Um die beim Abkühlen im Werkstück entstehenden Spannungen möglichst gering zu halten, werden riss- und verzugempfindliche Werkstücke bevorzugt gestuft abgekühlt.

Die verbreitetste Methode hierfür ist das Warmbadhärten. Hierbei werden die Werkstücke in eine Salzschnmelze, ein Wirbelbett oder ein Warmbadöl, dessen Temperatur möglichst dicht oberhalb der Martensit-Starttemperatur liegen sollte, eingetaucht, wodurch der Abkühlvorgang in der Werkstückrandschicht unterbrochen wird. Der Kern des Werkstücks kühlt sich jedoch so weit ab, dass ein Temperaturengleich zwischen Rand und Kern eintreten kann, siehe **Bild 29**.

Beim Abkühlen entstandene Spannungen können sich so durch plastische Verformung des noch „weichen“ Austenits weitestgehend abbauen. Nach ausreichend langem Halten wird das Abkühlen fortgesetzt, wozu die Werkstücke dem Warmbad entnommen und an Luft bis auf Raumtemperatur

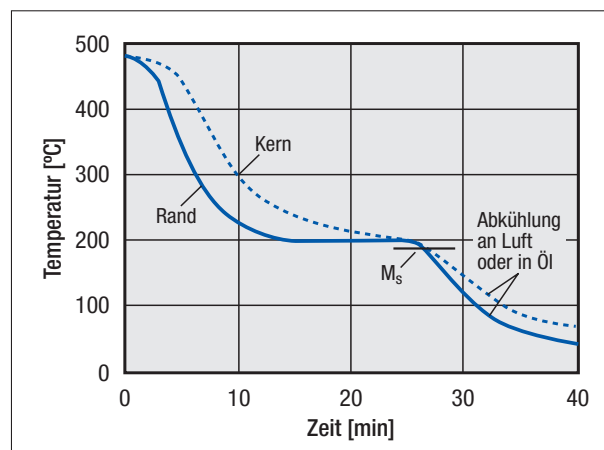


Bild 29: Abkühlverlauf eines Werkstücks beim Warmbadhärten

abgekühlt werden. In dieser Phase erfolgt dann die Umwandlung des Austenits in Martensit.

Das Warmbadhärten setzt jedoch eine ausreichende Härbarkeit voraus, d. h. ein Umwandlungsverhalten des Stahls, das eine Verzögerung des Abkühlens ohne Beeinträchtigung der Umwandlung in Martensit gestattet. Dies ist im Allgemeinen nur bei legierten Stählen möglich, wenn eine vollständige Umwandlung in Martensit erforderlich ist.

3.3.3 Tiefkühlen

Aus Bild 25 ist zu entnehmen, dass das Ende der Martensitumwandlung bei unlegierten Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt über ca. 0,6 Masse-% bei Raumtemperatur noch nicht erreicht ist. Soll der Austenit vollständig umgewandelt werden, so muss bis zur Martensit-Endtemperatur weiter unterkühlt werden. Dies kann in Tiefkühltruhen oder -schränken mit Luft, speziellen Kältemischungen oder in flüssigem Stickstoff (-196 °C) vorgenommen werden.

Das Tiefkühlen sollte unmittelbar nach Erreichen der Raumtemperatur erfolgen, da längeres Verweilen (ab etwa 4 bis 6 Stunden) zu einem Stabilisieren des noch nicht umgewandelten Austenits führt. Diese Stabilisierung erschwert die Umwandlung des Restaustenits und kann sie sogar verhindern.

Das Tiefkühlen ist immer dann zweckmäßig, wenn

- aus Verschleißgründen eine sehr hohe Härte und ein restaustenit-freies Gefüge erforderlich sind,
- höchste Anforderungen an die Maß- und Formgenauigkeit gestellt werden und wenn während des Gebrauchs gehärteter Werkstücke Temperaturen unterhalb der Raumtemperatur, oberhalb von 150 °C oder Verformungen zu erwarten sind, wodurch sich Restaustenit umwandeln kann.

Anstatt durch Tiefkühlen kann Restaustenit auch durch Anlassen beseitigt werden, jedoch sind hierzu bei unlegierten und niedrig legierten Stählen Temperaturen über 200 °C und bei hoch legierten (Werkzeugstählen) Temperaturen über 500 °C erforderlich.

3.4 Eigenschaften gehärteter Werkstücke

3.4.1 Festigkeit und Härte

Das durch Härten angestrebte Ziel ist eine möglichst vollständige Umwandlung in der Martensitstufe. Die dadurch erreichbare Härte ergibt sich aus der Martensitmenge und dem Kohlenstoffgehalt, der im Austenit gelöst war, und kann nach dem in 3.1.1 dargestellten Zusammenhang ermittelt werden. Dabei ist zu beachten, dass die erreichbare Härte bei Stählen höchstens 65 HRC betragen kann. Enthält das Gefüge neben Martensit Restaustenit, Ferrit, Perlit oder Bainit, ist mit niedrigeren Werten zu rechnen. Das Gefüge von Gusseisen enthält dagegen außer Martensit Graphit-ausscheidungen, so dass selbst bei einer vollständigen Umwandlung in der Martensitstufe die Härte unter derjenigen von Stahl liegt. Bei Sinterwerkstoffen sind die Poren

für eine niedrigere Härte verantwortlich.

Die Härte ist gleichzeitig ein Maß für die Festigkeit eines gehärteten Werkstücks. Mit zunehmender Härte erhöht sich auch die Festigkeit und umgekehrt. Nach Umwertungstabellen in DIN EN ISO 18265 kann die Härte in Zugfestigkeitswerte umgewertet bzw. aus Zugfestigkeitswerten auf die Härte geschlossen werden. Dabei ist allerdings der Einfluss der Legierungselemente zu beachten. Dementsprechend sind verschiedenen Stahlgruppen unterschiedliche Umwertungstabellen zugeordnet. Als Faustformel ohne Anspruch auf Exaktheit können die beiden nachstehenden Beziehungen zum Umwerten benutzt werden:

$$R_m \approx (3,2 \text{ bis } 3,35) \cdot \text{Vickershärte} \quad [\text{N/mm}^2]$$

bzw.

$$R_m \approx (32 \text{ bis } 38) \cdot \text{Rockwell-C-Härte} \quad [\text{N/mm}^2]$$

Dabei gilt der Multiplikator 3,2 bis zu einer Härte von etwa 460 HV, und es gelten Multiplikatoren zwischen 3,2 und 3,35 für den Bereich 465 bis 650 HV. Der Multiplikator 32 gilt für den Bereich 31 bis 45 HRC, und Multiplikatoren zwischen 32 und 38 gelten für den Bereich zwischen 46 und 58 HRC.

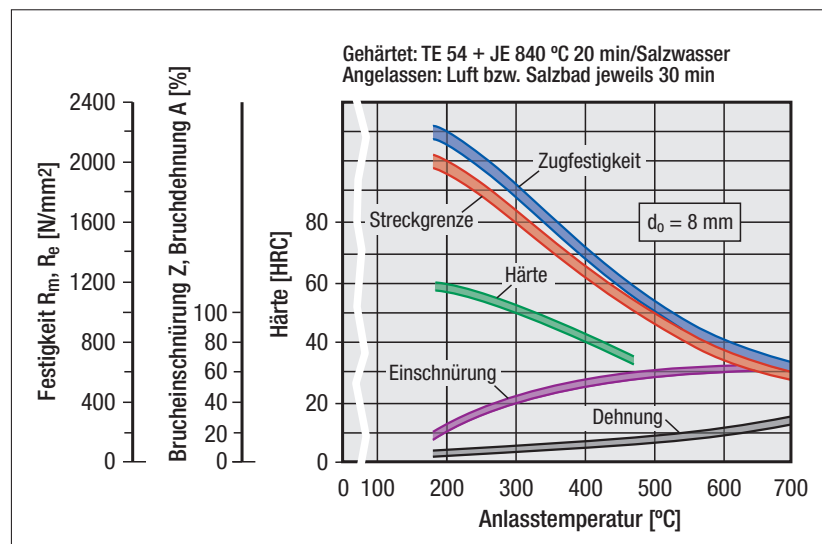


Bild 30: Mechanische Eigenschaften des Stahls C45 nach der Wärmebehandlung

3.4.2 Formänderungsvermögen

Das Formänderungsvermögen nimmt im Allgemeinen mit steigender Festigkeit ab, wie am Beispiel des Zusammenhangs zwischen der Bruchdehnung A_5 und der Bruchdehnung Z mit der Festigkeit in **Bild 30** zu sehen ist.

Das bedeutet, dass mit steigender Härte die plastische Verformbarkeit abnimmt, was besonders bei stark gekerbten Bauteilen und beim Richten verzogener Teile durch Biegen zum Bruch führen kann. Kritisch sind auch hohe Formänderungsgeschwindigkeiten oder Belastungsschläge. Dadurch können hochharte Werkstücke leicht versagen. Aus **Bild 30** ist zu entnehmen, dass akzeptable Zähigkeitswerte erst ab Anlasstemperaturen oberhalb von 550 °C erreichbar sind. Dies ist die Grundlage für das Anwenden des Vergütens.

3.4.3 Eigenspannungen

Durch das Austenitisieren werden im Werkstück bereits vorhandene Eigenspannungen reduziert; beim Abkühlen/Abschrecken können jedoch neue Eigenspannungen entstehen. Dies geht auf thermisch bedingte Volumenkontraktionen und umwandlungsbedingte Volumendilatationen entsprechend dem Temperaturprofil über den Werkstückquerschnitt zurück.

Während des Austenitisierens ist die Werkstofffestigkeit so gering, dass sich vorhandene oder entstehende Spannungen durch plastische Verformungen verringern können. Mit abnehmender Temperatur und beginnender Umwandlung des Austenits nimmt die Festigkeit zu, was plastische Verformungen erschwert oder unmöglich macht, so dass es zwischen Werkstückbereichen mit unterschiedlichen Volumenänderungen zu Spannungen kommen kann. Die rein thermisch bedingten Volumenänderungen führen im Normalfall nach dem Abkühlen zu Druck-

spannungen im Rand und Zugspannungen im Kern.

Die umwandlungsbedingten Spannungen kommen dadurch zustande, dass das spezifische Volumen durch die Bildung von Martensit (und/oder Bainit) wächst. Abhängig vom Zeitpunkt, in dem sich diese Volumenvergrößerung in den einzelnen Werkstückbereichen der thermisch bedingten Volumenabnahme überlagert, und der dann vorliegenden Festigkeit bzw. dem plastischen Verformungsvermögen, resultiert ein Eigenspannungszustand, bei dem am Rand sowohl Zug- als auch Druck-, im Kern sowohl Druck- als auch Zugeigenspannungen herrschen können.

Die Werkstückform und -abmessung, das Umwandlungsverhalten (Härtbarkeit), die Wärmeleitfähigkeit und die Warmfestigkeit des jeweiligen Stahls sowie der Abkühlverlauf bestimmen die Form des Spannungsprofils im gehärteten Zustand. Im Normalfall herrschen nach dem Härten im Randbereich Zug- und im Kernbereich Druckspannungen.

3.4.4 Einfluss des Härten auf die Werkstückform und -abmessung

Wegen der beschriebenen Volumenänderungen ändern sich durch das Härten Maße und Form

eines Werkstückes. Für die Maßänderungen ist hauptsächlich das Volumenwachstum infolge der Martensitbildung verantwortlich, wie aus **Bild 31** zu entnehmen ist, in dem das spezifische Volumen verschiedener Gefügestände – bezogen auf den Zustand bei Raumtemperatur – am Beispiel eines Stahls mit rd. 0,8 Masse-% Kohlenstoff gegenübergestellt ist.

Die Darstellung lässt erkennen, dass das spezifische Volumen des martensitischen Gefüges um rd. 1 % größer als das des perlitischen Ausgangszustandes ist. Hieraus ergibt sich eine Änderung der linearen Abmessungen von rd. 3,3 %.

Theoretisch wird hiernach eine Welle mit 1000 mm Länge durch das Härten gegenüber dem Ausgangszustand um 3 mm länger. Bei Stählen mit niedrigerem Kohlenstoffgehalt ist die Volumenzunahme allerdings geringer, und auch Martensitgehalte unter 100 %, insbesondere durch größere Anteile von Restaustenit im Gefüge, führen zu geringerem Wachstum.

Die Auswirkung dieser Volumenzunahme auf die Werkstückform wird dadurch bestimmt, ob die Austenit-Martensit-Umwandlung gleichmäßig über den gesamten Werkstückquerschnitt oder zeitlich versetzt erfolgt. So können z. B. Volumenvergrößerungen aufgrund des Entstehens von Martensit im rascher abkühlenden Werk-

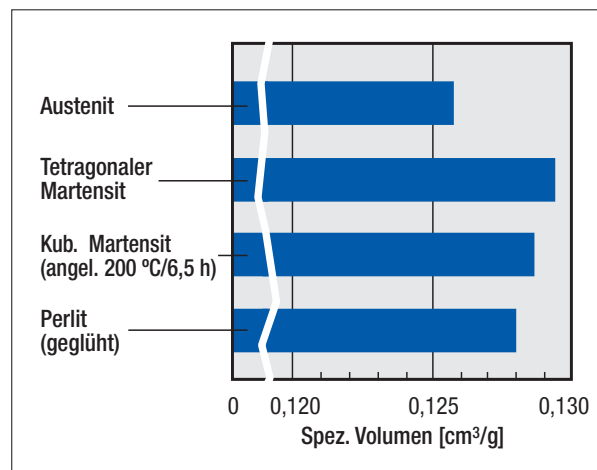


Bild 31: Spezifisches Volumen eines Stahls mit 0,8 Masse-% Kohlenstoff in verschiedenen Gefügeständen

stückrand Spannungen hervorru- fen, die zu plastischen Verformun- gen des langsamer abkühlenden, noch voll austenitischen - und „weicheren“ - Werkstückinneren führen. Dazu kommt die Überla- gerung mit den Volumenkontrak- tionen infolge der Temperaturab- nahme beim Abkühlen, die ihrer- seits ebenfalls Spannungen erzeu- gen können.

Entsprechend diesen Wechsel- beziehungen sind die auftretenden Maß- und Formänderungen ganz unterschiedlich. Die thermisch- und umwandlungsbedingten Volumen- änderungen können sich sowohl gegenseitig kompensieren als auch verstärken. Analoges gilt für die Eigenspannungen im Werkstück nach dem vollständigen Abkühlen.

Allgemein lässt sich sagen: Je größer die Abmessung und je gerin- ger die Härbarkeit, umso mehr überwiegt der Einfluss der Wärme- spannungen. Dadurch werden pris- matische Körper kürzer und dicker („Tonnenform“). Bei größerer Här- barkeit und kleiner Abmessung überwiegen die durch das Um- wandeln entstehenden Volumen- änderungen. Sie führen zu einer allseitigen Abmessungsvergröße- rung. Dazwischen liegen die Ab- messungen, bei denen prismati-

sche Körper länger und dünner werden und sich die Kanten auf- werfen („Spulenform“).

Beeinflusst werden die Verhält- nisse noch zusätzlich durch den Werkstoffzustand vor dem Härten. Vorhandene Eigenspannungen in- folge des Walzens, Schmiedens oder Ziehens, der spanenden Bear- beitung, des Umformens oder des Schweißens werden beim Auste- nitisieren ausgelöst und können bereits beim Erwärmen zu plasti- schen Verformungen führen.

Darüber hinaus bestimmen die Werkstückgeometrie sowie Walz- oder Ziehtexturen die Vorzugsrich- tung, in der die Formänderungen stattfinden. Das Resultat wird land- läufig als „Verzug“ bezeichnet und ist z. B. durch ovale statt kreisrunde Bohrungen, unebene Platten, krum- me Wellen und Achsen usw. ge- kennzeichnet.

Die derzeit verfügbare Rechner- technik hat es ermöglicht, Program- me zu entwickeln, mit denen an- hand des Abkühlverlaufs in Ver- bindung mit spezifischen Werk- stoffkennndaten die zeitlichen Volu- menänderungen und entstehen- den Eigenspannungen simuliert werden können und die sich dar- aus nach einem Härten ergebende Werkstückgeometrie abgeschätzt

werden kann. Die Entwicklung ist zurzeit noch nicht abgeschlossen, und die Programme sind noch nicht allgemein verfügbar.

4 Bainitisieren

4.1 Ziel des Bainitisierens

Das Bainitisieren von Stählen dient dazu, das Gefüge mehr oder weniger vollständig in den bainiti- schen Zustand zu überführen. Dies ist, ebenso wie das martensitische Härten, mit einer Steigerung der Härte und der Festigkeit gegenüber dem Ausgangszustand verbunden. Die dabei eintretenden Maß- und Formänderungen sind geringer als beim Härten. Von großem Vorteil für die Gebrauchseigenschaften ist das größere Formänderungsvermö- gen des Bainits gegenüber Marten- sit gleicher Härte.

4.2 Durchführung des Bainitisierens

Zum Bainitisieren muss ebenso wie beim Härten zunächst auf Aus- tenitiser- oder Härtetemperatur

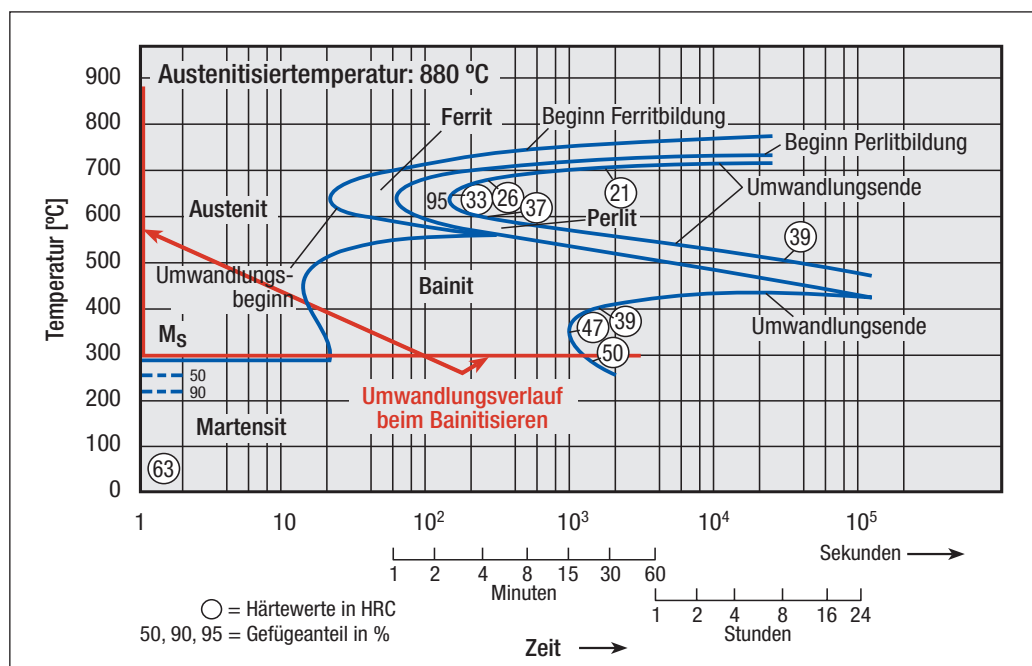


Bild 32:
ZTU-Schaubild für
isothermisches
Umwandeln des
Stahls 51CrV4

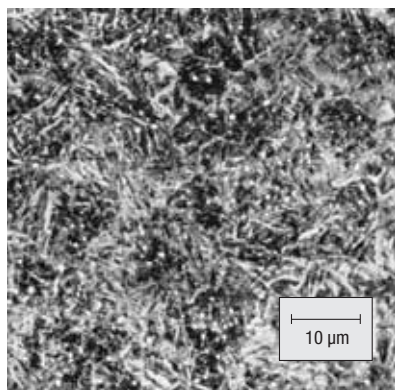


Bild 33: Lichtmikroskopische Aufnahme von Bainit beim Stahl 100Cr6

erwärmt und gehalten werden, um den austenitischen Zustand herbeizuführen und eine ausreichende Menge Kohlenstoff im Austenit in Lösung zu bringen. Als Austenitisiertemperatur wird meist die untere Grenze des für das Härten zweckmäßigen Temperaturbereichs gewählt.

Die Anwendung des Bainitisierens setzt die Verwendung von Stählen voraus, die durch Zulegieren von Chrom, Molybdän und Mangan eine ausreichend hohe Härbarkeit und damit eine Umwandlungscharakteristik aufweisen, durch die beim Abkühlen eine Umwandlung des Austenits in Ferrit und/oder Perlit unterdrückt werden kann.

Der bainitische Zustand kann durch Abkühlen mit einer für ein kontinuierliches Umwandeln abschließend im Bainitbereich ausreichenden Geschwindigkeit – abzulesen aus den ZTU-Schaubildern für kontinuierliches Abkühlen – oder durch isothermisches Umwandeln im Bainitbereich erreicht werden.

Zum isothermischen Umwandeln ist von der Austenitisiertemperatur rasch auf eine Temperatur unterhalb von etwa 500 °C, jedoch oberhalb der Martensittemperatur des betreffenden Stahls, gelegentlich auch knapp darunter, abzukühlen und auf dieser Temperatur bis zur mehr oder weniger vollständigen Umwandlung des Austenits in Bainit zu halten. Anschließend

kann beliebig schnell auf Raumtemperatur abgekühlt werden.

In **Bild 32** ist ein typischer Zeit-Temperatur-Verlauf schematisch in das ZTU-Schaubild des Stahls 51CrV4 eingezeichnet. Daraus ist zu ersehen, dass die Umwandlungsdauer je nach Temperatur mehrere Stunden betragen kann.

Da bei einem kontinuierlichen Abkühlen meist nicht zu vermeiden ist, dass sich ein Teil des Austenits bereits vor Erreichen des Bainitbereichs in Ferrit und/oder Perlit umwandelt und je nach Abkühlgeschwindigkeit unterschiedlich strukturierter Bainit entsteht, wird in der Praxis das isothermische Umwandeln vorgezogen. Für die Durchführung ist ein Salzbadtiegelofen oder ein Wirbelbett wie beim Warmbadhärten erforderlich.

4.3 Eigenschaften bainitischer Werkstücke

Wie oben beschrieben, besteht das Bainitgefüge ähnlich dem des Martensits aus einem mit Kohlenstoff übersättigten Ferrit, dessen raumzentriertes Eisengitter durch den Kohlenstoff tetragonal verzerrt ist. Jedoch entstehen nahezu gleichzeitig mit dem Ferrit sehr feine Carbidausscheidungen, wodurch die Gitterverzerrung geringer als beim Martensit ist. Dementsprechend ergeben sich auch geringere umwandlungsbedingte Volumenänderungen als beim Härten. Lichtmikroskopisch ist die Unterscheidung zwischen Martensit und Bainit nicht immer zweifelsfrei möglich. In **Bild 33** ist eine lichtmikroskopische Gefügaufnahme vom bainitischen Zustand des Stahls 100Cr6 wiedergegeben.

Der bainitische Zustand zeichnet sich, ähnlich wie der martensitische auch, durch eine höhere Härte gegenüber dem Ausgangszustand aus. Allerdings werden nicht ganz die Werte erreicht, die durch eine martensitische Härtung möglich sind. Sie nähern sich diesen jedoch umso mehr, je näher bei

einer isothermischen Umwandlung die Umwandlungstemperatur am Martensitpunkt M_s liegt.

Im Vergleich zu einem vergüteten Zustand gleicher Härte ist die Dehngrenze bainitischer Gefüge höher. Optimale Werte ergeben sich dabei, wenn das Gefüge vollständig aus Bainit besteht.

Im bainitischen Zustand ist auch das Formänderungsvermögen größer als im martensitischen Zustand, so dass höhere Werte erreicht werden können als nach einem Vergüten auf gleich hohe Härte. Als besonders vorteilhaft erweist es sich, dass zum Erzielen hoher Zähigkeit nicht, wie nach dem Härten, angelassen werden muss.

Bainitischen Bauteilen, die vergleichsweise dieselbe Härte wie martensitische aufweisen, wird außerdem ein günstigeres Verschleiß- und Schwingfestigkeitsverhalten nachgesagt. Durch das isothermische Umwandeln sind die Temperaturunterschiede zwischen Rand und Kern eines Werkstücks so gering, dass sich dadurch nur sehr niedrige Eigenspannungen ausbilden können. Im Normalfall liegen am Rand nach dem Bainitisieren Druck- und im Kernbereich Zugspannungen vor. Die Gitteraufweitung im Bainit ist geringer als im Martensit, woraus sich vergleichsweise geringere Volumenänderungen und somit geringere Maß- und Formänderungen als durch ein Härten ergeben.

5 Anlassen

5.1 Zweck des Anlassens – Begriffe

Das Anlassen dient dazu, das Formänderungsvermögen gehärteter Bauteile und Werkzeuge zu erhöhen und das Rissrisiko zu vermindern.

Unter Anlassen ist nach DIN EN 10052 ein Erwärmen auf Temperaturen zwischen Raumtempe-

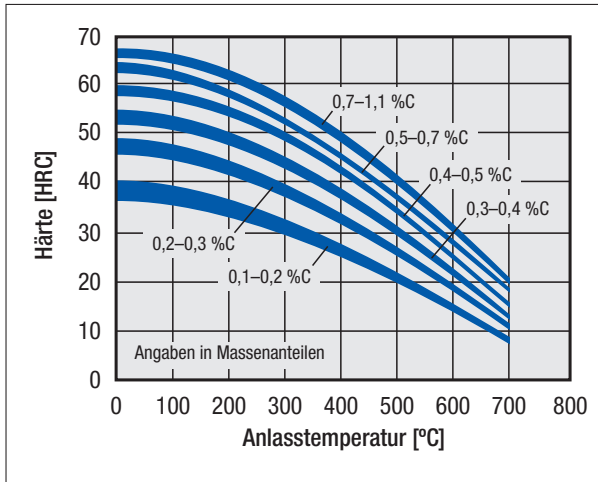


Bild 34: Anlasskurven unlegierter Stähle

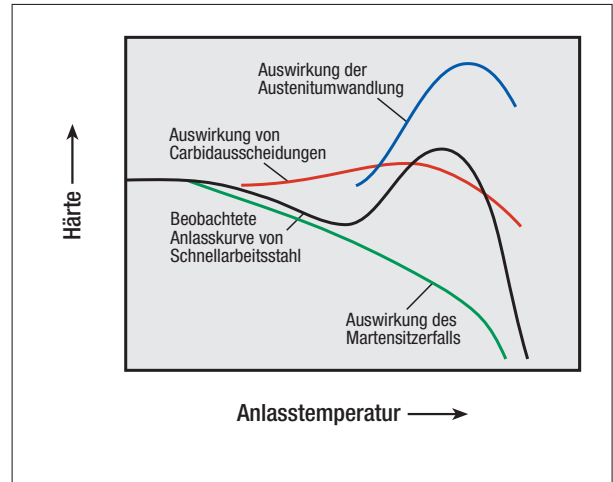


Bild 36: Entstehung des Sekundärhärtungseffektes beim Anlassen von Schnellarbeitsstählen (schematisch)

ratur und A_{c1} und Halten auf dieser Temperatur mit nachfolgendem zweckentsprechendem Abkühlen zu verstehen.

Im Unterschied dazu wird der Begriff Vergüten für eine kombinierte Behandlung, bestehend aus Härten und Anlassen auf Temperaturen meist oberhalb 500 °C benutzt, womit zu einer vorgegebenen Festigkeit ein höheres Formänderungsvermögen erreicht wird.

5.2 Der Anlassvorgang

Die Gefügebestandteile Martensit, Bainit und Restaustenit erfahren durch das Anlassen eine Verände-

rung. Aus dem Martensit und dem Bainit wird Kohlenstoff in Form von Carbiden ausgeschieden, und es werden Versetzungen abgebaut. Damit ist eine Härteabnahme verbunden.

Die wesentlichsten beim Anlassen im Werkstoff ablaufenden Vorgänge sind folgende:

- Bis zu Temperaturen von ca. 250 °C werden aus dem Martensitgitter ϵ -Carbide ausgeschieden. Dadurch nimmt die Gitterverzerrung ab und die Härte verringert sich (1. Anlassstufe).
- Ab etwa 260 °C wandeln sich ϵ -Carbide in Zementit um. Mit steigender Anlasstemperatur und zunehmender Anlassdauer

können die Zementitausscheidungen koagulieren.

- Bei Anlasstemperaturen über etwa 450 °C entstehen bei höher legierten Stählen mit Carbidbildnern (z. B. Chrom, Wolfram, Molybdän, Vanadium) Sondercarbide, und die Zusammensetzung vorhandener Carbide ändert sich.
- Bei Anlasstemperaturen bis ca. 230 °C wird vorhandener Restaustenit stabilisiert. Ab etwa 230 bis 280 °C wird bei unlegierten und niedrig legierten Werkzeugstählen der Restaustenit so beeinflusst, dass er beim Abkühlen auf Raumtemperatur unter Bildung neuer Martensit- und/oder Bainitanteile teilweise zerfällt. Bei höher legierten Kaltarbeitsstählen beginnt der Zerfall von Restaustenit erst bei Anlasstemperaturen oberhalb von 500 °C.

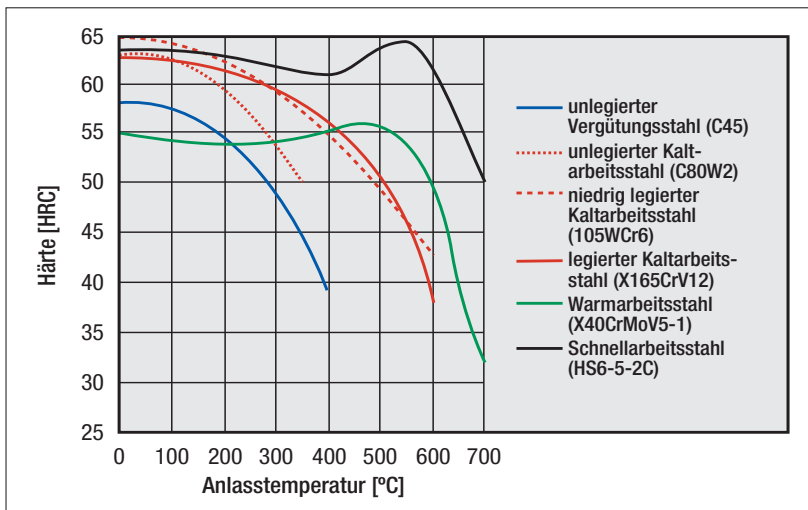


Bild 35: Anlasskurven unterschiedlich legierter Stähle

5.3 Anlassverhalten der Stähle

In **Bild 34** ist die Härte unlegierter Stähle mit unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten nach einem einstündigen Anlassen in Abhängigkeit von der Anlasstemperatur dargestellt.

Es ist erkennbar, dass mit zunehmender Anlasstemperatur die Härte stetig abfällt. Demgegenüber ändert sich das Anlassverhalten mit

zunehmendem Gehalt an Legierungselementen. Insbesondere sind Stähle mit Vanadium, Chrom, Molybdän oder Kobalt anlassbeständiger. In **Bild 35** ist das typische Anlassverhalten unterschiedlicher Stähle gegenübergestellt.

Die Härte der Kaltarbeitsstähle 105WCr6 und X165CrV12 fällt gegenüber dem unlegierten Vergütungsstahl C45 deutlich weniger stark mit zunehmender Anlasstemperatur ab. Beim Warmarbeitsstahl X40CrMoV5-1 und beim Schnellarbeitsstahl HS6-5-2C bleibt die Härte sogar bis zu Anlasstemperaturen von 500 °C nahezu unverändert und steigt danach sogar noch etwas an. Dies ist typisch für hoch legierte Stähle, bei denen durch Umwandlung von Restaustenit und Ausscheidung von Carbiden eine so bezeichnete „Sekundärhärtung“ stattfindet. Im **Bild 36** ist dieser Effekt schematisch dargestellt.

Bei diesen Stählen besteht das Gefüge nach dem Härten im Regelfall aus 20 bis 40 Volumenanteilen Restaustenit in %. Dieser lässt sich beim Anlassen auf Temperaturen über 500 °C in Martensit umwandeln. Die resultierende Anlasskurve ist nun das Ergebnis der Härte des Martensitanteils (dessen Härte nimmt mit zunehmender Temperatur ab), der Härte des aus dem Restaustenit entstandenen neuen Martensits und der Härte von Carbiden der Legierungselemente Chrom, Vanadium, Molybdän, Wolfram u. a., die in zunehmendem Maße mit steigender Anlasstemperatur ausgeschieden werden.

In der nachstehenden Tabelle ist die härtesteigende Wirkung der

Legierungselement	Temperaturerhöhung in °C
Vanadium	23
Molybdän	20
Chrom	9
Silizium	7
Mangan	5
Nickel	1

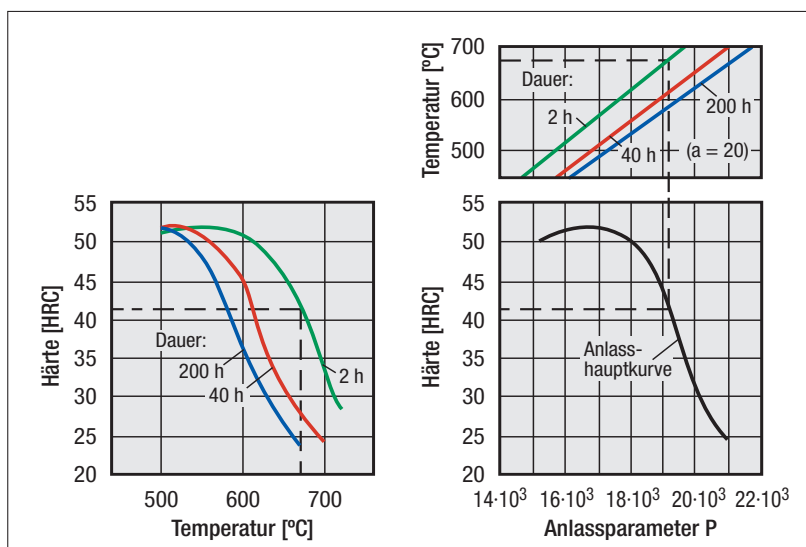


Bild 37: Zusammenhang zwischen Anlasstemperatur und Anlassdauer bei Warmarbeitsstählen

verschiedenen Legierungselemente gegenübergestellt. Für je 0,1 Massenanteile der Legierungselemente in % kann bei gleichem Härteabfall die Temperatur um die angegebenen °C erhöht werden. Dadurch erweisen sich Vanadium und Molybdän als besonders stabilisierend.

Die in der Praxis erforderliche Anlasstemperatur ergibt sich aus den geforderten Gebrauchseigenschaften der Bauteile und Werkzeuge. Anhaltswerte können den Anlassschaubildern der Technischen Lieferbedingungen, z. B. DIN EN 10083, Katalogen der Stahlhersteller oder anderen geeigneten Unterlagen entnommen werden. Bauteile werden üblicherweise zwischen 180 und 250 °C oder zwischen 550 und 600 °C, Werkzeuge zwischen 180 und 600 °C mit einer Haltedauer auf Temperatur von einer Stunde angelassen. Werkzeuge aus hoch legierten Werkzeugstählen sollten mindestens zweimal angelassen werden, um den beim ersten Anlassen aus dem Restaustenit entstandenen Martensit anzulassen.

Anlasstemperatur und -dauer stehen in einer Wechselbeziehung zueinander: Mit zunehmender Anlassdauer nimmt die zum Erreichen eines bestimmten Härtewertes erforderliche Anlasstemperatur ab

und umgekehrt. Besonders deutlich wird dies am Verhalten der Warmarbeitsstähle, für die gilt:

$$P = T \cdot (a + \lg t)$$

wobei
 P = Anlassparameter,
 T = Anlasstemperatur in K,
 t = Anlassdauer in h und
 a für Warmarbeitsstähle = 20 ist.

Mit Hilfe einer für den betreffenden Stahl gültigen Anlass-Hauptkurve können in Abhängigkeit von Temperatur und Dauer der Temperatureinwirkung die zu erwartenden Härtewerte näherungsweise ermittelt werden, siehe **Bild 37**.

Mit Hilfe der Kurven für 40 und 200 Stunden kann außerdem abgeschätzt werden, welche Härte nach einer entsprechenden Betriebsdauer noch zu erwarten ist.

5.4 Eigenschaften angelassener Werkstücke

Das Anlassen nach einem Härten (und gegebenenfalls Tiefkühlen) bewirkt vor allem eine

- Änderung der Härte und der Festigkeit,
- Änderung des Formänderungsvermögens,
- Abnahme von Eigenspannungen,
- Verringerung der Rissgefahr,
- Abnahme der Restaustenitmenge,
- Änderung der Maße und eventuell der Form.

Im Allgemeinen nehmen durch das Anlassen Härte und Festigkeit ab, und das Formänderungsvermögen nimmt zu, auch die Eigenspannungen können sich verringern. Das spezifische Volumen nimmt bei restaustenitfreien Gefügen ab, vgl. Bild 31. Bei restaustenithaltigen Gefügen finden bei einer Umwandlung von Restaustenit zu Martensit jedoch eine Härtesteigerung und eine Volumenzunahme statt. Dadurch kann das Formänderungsvermögen weiter abnehmen und die Eigenspannungen können zunehmen, wodurch das Rissrisiko vergrößert wird.

Beim Vergüten werden durch Anlasstemperaturen von 500 °C und mehr die Härte und die Festigkeit so weit verringert und dadurch das Formänderungsvermögen so stark verbessert, dass das Risiko eines spröden Bruchs erheblich abnimmt. In Anwendungsfällen, in denen eine hohe Festigkeit verlangt wird, sind zu diesem Zweck entsprechend legierte Stähle mit ausreichender Anlassbeständigkeit zu verwenden.

5.5 Anlassversprödung

Bei verschiedenen Werkstoffen tritt durch Anlassen in bestimmten Temperaturbereichen eine Versprödung ein, die sich durch Abnahme der Kerbschlagzähigkeit oder der Biegeschlagzähigkeit ohne Änderung der anderen mechanischen Kennwerte bemerkbar macht. Man unterscheidet dabei:

- die irreversible Anlassversprödung (300 °C-Versprödung), die bei legierten und unlegierten Stählen durch Anlassen im Temperaturbereich von etwa 200 bis 400 °C auftritt und durch die Umwandlung der ϵ -Carbide in Zementit verursacht wird.

Diese Versprödung ist abhängig von der Werkstoffzusammensetzung, sie kann nur unter Verzicht auf den genannten Temperaturbereich vermieden werden.

- die reversible Anlassversprödung (500 °C-Versprödung), die bei Stählen, die mit Chrom, Mangan oder Nickel bzw. Kombinationen dieser Elemente legiert sind und durch Anlassen im Temperaturbereich zwischen etwa 350 und 550 °C oder durch zu langsames Abkühlen durch diesen Bereich nach einem Anlassen oberhalb von 550 °C auftritt.

Die reversible Anlassversprödung kann durch bevorzugte Verwendung von Stählen mit 0,3 bis 0,6 Massenanteilen Molybdän in % oder der doppelten Menge Wolfram oder durch Anlassen außerhalb des genannten Temperaturbereichs vermieden werden.

Durch ein erneutes Anlassen oberhalb 550 °C, gefolgt von raschem Abkühlen auf Raumtemperatur, kann die 500 °C-Versprödung rückgängig gemacht werden. Wird oberhalb von 550 °C angelassen, so ist nach Ablauf der Anlassdauer in Öl, Emulsion oder Wasser abzuschrecken.

6 Praxis des Härtens, Bainitisierens, Anlassens und Vergütens von Bauteilen und Werkzeugen

6.1 Vorbereiten und Vorbehandeln

Das Vorbereiten und Vorbehandeln der Bauteile und Werkzeuge dient dazu, unerwünschte Einflüsse von Eigenspannungen auf die Formänderung oder des Oberflächenzustandes auf den Endzustand zu beseitigen und den Wärmebehandlungsablauf abzusichern.

6.1.1 Spannungsarmglühen

Ein Spannungsarmglühen ist dann angebracht, wenn damit zu rechnen ist, dass die Form- und Maßänderungen der zu härtenden Bauteile oder Werkzeuge durch vorhandene Eigenspannungen besonders ungünstig beeinflusst werden.

Das Spannungsarmglühen erfolgt im halbfertig bearbeiteten Zustand der Werkstücke, die mit einer ausreichenden Bearbeitungszugabe zu versehen sind, so dass eine Korrektur der eintretenden Maß- und Formänderungen vorgenommen werden kann.

Die Temperatur muss unterhalb der Umwandlungstemperatur A_{c1} liegen, sie sollte dieser Temperatur aber möglichst nahe sein. Unter dieser Voraussetzung ist nach dem Erwärmen ein Halten nicht erforderlich. Beim Erwärmen und Abkühlen ist darauf zu achten, dass keine neuen Eigenspannungen entstehen.

Für Bauteile und Werkzeuge, die durch Kaltumformung hergestellt oder kaltumformend bearbeitet wurden, eignet sich das Spannungsarmglühen nicht, da durch Rekristallisation eine Grobkornbildung im Gefüge eintreten kann, wodurch die Eigenschaften im gehärteten Zustand beeinträchtigt werden können. In solchen Fällen ist ein Normalglühen vorzuziehen.

6.1.2 Vor-Vergüten

Die im Rohteil vorhandenen Spannungen können auch durch Austenitisieren abgebaut werden, vgl. 3.4.3. Dies kann dazu benutzt werden, um die halbfertig bearbeiteten Teile einer Art Voraushärtung zu unterziehen und damit die beim Härten zu erwartenden Maß- und Formänderungen kennen zu lernen. In diesem Fall ist es zweckmäßig, die gehärteten Bauteile oder Werkzeuge mit einem ausreichenden Aufmaß zu versehen und sie nach Anlassen auf ausreichend hoher

Temperatur – im „vorvergüteten“ Zustand – weiter zu bearbeiten.

Erst im Anschluss hieran erfolgt das eigentliche Härten und Anlassen auf die erforderlichen Gebrauchseigenschaften. Diese Methode hat sich bewährt, wenn besonders hohe Ansprüche an das Maß- und Formänderungsverhalten gestellt werden.

6.1.3 Vorbereiten der zu härtenden Bauteile und Werkzeuge

Je nach dem Grad der Oberflächenverunreinigung und den Qualitätsanforderungen ist es notwendig, die Werkstücke vor dem Härten durch Waschen, Trocknen, Beizen, Strahlen, Entgraten, spanabhebendes Bearbeiten oder andere geeignete Maßnahmen so vorzubereiten, dass sie z. B.

- möglichst frei sind von Graten, anhaftenden Spänen, Rost, Zunder, Walz-, Schmiede- oder Gusschutt, Öl-, Fett- oder Farbresten, so dass die verwendeten Wärmebehandlungsmittel und -einrichtungen dadurch nicht beeinträchtigt werden,
- trocken sind, so dass durch das plötzliche Verdampfen von Feuchtigkeit keine Störungen – z. B. in Form von Salzeruptionen – auftreten, wenn Salzbadtiegelöfen benutzt werden,
- keine entkohnten Randschichten aufweisen, was zu Weichhaut, Weichfleckigkeit oder Rissen führen kann,
- keine Beschichtungen oder Rückstände aufweisen, aus denen durch Eindiffusion von Fremdelementen, z. B. Phosphor aus Phosphatschichten, die Randschichteigenschaften der Werkstücke beeinträchtigt werden.

Bolzen oder Schrauben, die zum Verschließen von Bohrungen oder Gewindelöchern benutzt werden, sind vor dem Härten, besser noch vor dem Reinigen, zu entfernen.

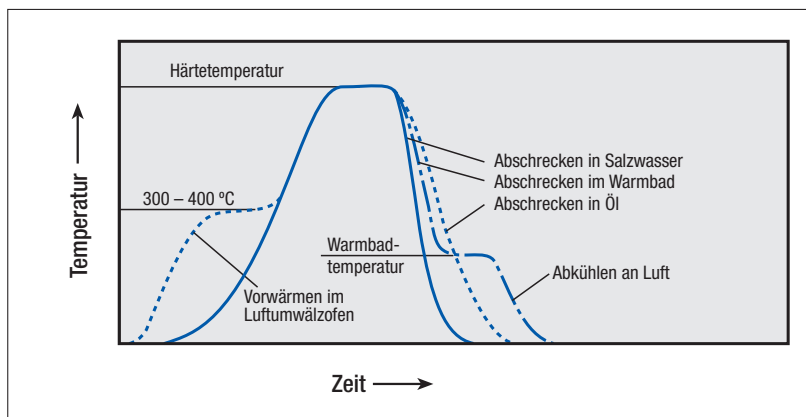


Bild 38: Zeit-Temperatur-Folge für das Härten und Anlassen bzw. das Vergüten von Bauteilen (schematisch)

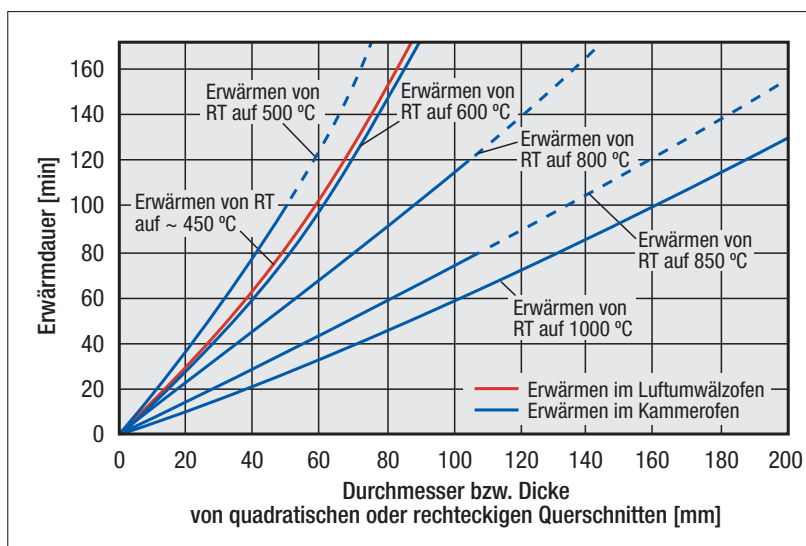


Bild 39: Erwärmdauer in Luftumwälzöfen und Kammeröfen

6.2 Härten von Bauteilen

In **Bild 38** ist schematisch die übliche Zeit-Temperatur-Folge beim Härten von Bauteilen dargestellt.

Das Austenitisieren erfolgt üblicherweise im Gas bei Atmosphärendruck (z. B. in Durchlauf- oder Kammeröfen), in Salzschnmelzen, in Wirbelbädern oder in Vakuumöfen.

Werden Werkstücke in Salzschnmelzen austenitisiert, liegen größere Querschnitte vor und/oder komplizierte Formen, ist es üblich, sie z. B. in einem Luftumwälzofen auf Temperaturen von 250 bis 450 °C vorzuwärmen. Dadurch soll gewährleistet werden,

dass absolut trockene Teile in die Salzschnmelze gelangen, so dass Salzeruptionen vermieden werden und die Temperatur der Salzschnmelze nicht zu sehr absinkt. Außerdem wird durch das Vorwärmen der Erwärmungsverlauf „gemildert“, wodurch die Wärmespannungen gering bleiben.

Die erforderliche Verweildauer beim Vorwärmen auf 450 °C in einem Luftumwälzofen in Abhängigkeit von der Abmessung kann aus **Bild 39** entnommen werden. Hierin sind auch Angaben über die Erwärmdauer in Kammeröfen auf höhere Temperaturen enthalten.

Die in **Bild 38** dargestellte Erwärmdauer kann als Anhalt für

das Festlegen von Wärmebehandlungsabläufen benutzt werden, wobei es im Einzelfall notwendig sein kann, dies durch auf den jeweils benutzten Ofen bezogene Messungen zu überprüfen.

Nach dem Durchwärmen auf Austenitisiertemperatur sind noch weitere 15 bis 30 Minuten zu halten, um eine für die Härtung ausreichende Menge von Carbiden aufzulösen.

Die zum Härten erforderliche Abkühlgeschwindigkeit kann mit Hilfe des ZTU-Schaubildes des betreffenden Stahls bestimmt werden. Hierbei ist zu berücksichtigen, dass je nach Abmessung für eine Härtung über den gesamten Werkstückquerschnitt der Abkühlverlauf für den Kern maßgebend ist. Bei unlegierten Stählen ist im Allgemeinen eine „Durchhärtung“ nur bis zu Abmessungen von 10 mm (Wanddicke bzw. Durchmesser) möglich. Für größere Abmessungen müssen legierte Stähle benutzt werden.

In diesem Zusammenhang ist es wichtig, darauf zu achten, dass die Werkstücke in einer Charge so gepackt sind, dass das Abkühlmittel ungehindert Zutritt zu allen Oberflächenbereichen der Werkstücke hat.

Das Abschrecken wird je nach Härbarkeit des betreffenden Stahls und je nach Abmessung und Form des Bauteils in Salzwasser (Temperatur 10 bis 60 °C), in Öl (40 bis 120 °C), im Warmbad (180 bis 220 °C), an Luft oder im Inertgas (Stickstoff) vorgenommen. Es kann zweckmäßig sein, die Werkstücke im Abschreckmittel zu bewegen und/oder das Abschreckmittel umzuwälzen, um eine ausreichende und gleichmäßige Abkühlwirkung zu gewährleisten.

Bei Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt über etwa 0,6 Massenanteilen in % liegt nach dem Härten ein aus Martensit und Restaustenit bestehendes Gefüge vor, eventuell ist auch etwas Bainit vorhanden. Der Restaustenit kann durch Tiefkühlen oder Anlassen bei Tempe-

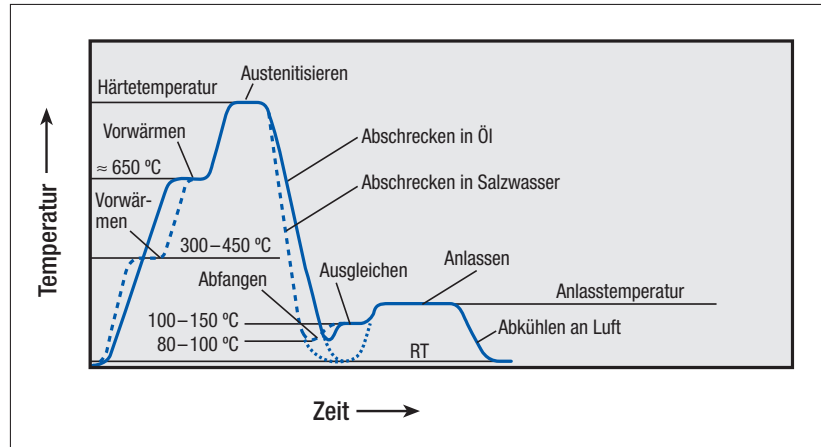


Bild 40: Zeit-Temperatur-Folge beim Härten von Werkzeugen aus unlegierten Werkzeugstählen (schematisch)

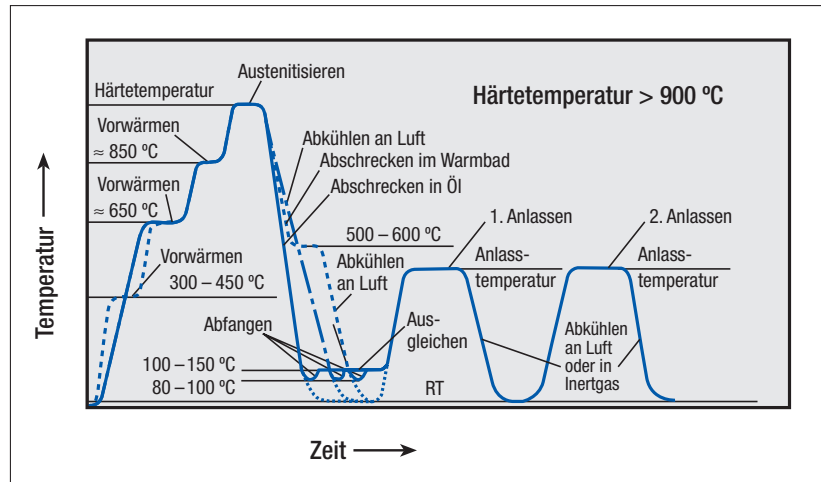


Bild 41: Zeit-Temperatur-Folge beim Härten und Anlassen von Werkzeugen aus legierten Kaltarbeitsstählen und Warmarbeitsstählen (schematisch)

raturen über rd. 200 °C beseitigt werden. Übereutektoidische Stähle können neben den ungelösten Carbiden auch voreutektoidisch ausgeschiedene Carbide enthalten.

6.3 Härten von Werkzeugen

6.3.1 Werkzeuge aus unlegierten Werkzeugstählen

Die übliche Zeit-Temperatur-Folge beim Härten und Anlassen von Werkzeugen aus unlegierten Werkzeugstählen ist in **Bild 40** zu sehen.

Das Austenitisieren erfolgt üblicherweise im Gas bei Atmosphärendruck (z. B. Durchlauf- oder

Kammeröfen), in Salzschnmelzen, in Wirbelbetten oder in Vakuumöfen.

Werkzeuge mit größeren Abmessungen bzw. größeren Querschnittsunterschieden sollten möglichst langsam bzw. gestuft erwärmt werden, damit die Temperaturunterschiede und die daraus möglicherweise entstehenden Spannungen möglichst klein bleiben. Für das Erwärmen in Kammeröfen können aus **Bild 39** Anhaltswerte für die erforderliche Erwärmdauer bei verschiedenen Abmessungen entnommen werden.

Erfolgt das Erwärmen auf Härtetemperatur in Kammeröfen und sind die Werkzeuge in Kästen gepackt, kann auf ein Vorwärmen

verzichtet werden. Bei unverpackten Werkzeugen ist es zweckmäßig, diese im Kammerofen bei ca. 500 °C bis zum Temperaturausgleich zu halten. Die erforderliche Verweildauer im Kammerofen bis zur ausreichenden Austenitisierung hängt von den Werkzeugabmessungen und der Ofengröße sowie dessen Heizleistung ab. Gegebenenfalls muss der Erwärmungsverlauf am Werkzeug gemessen werden.

Die Haltedauer auf Austenitisiertemperatur sollte 10 bis 20 Minuten betragen, um eine für das Härten ausreichende Menge von Carbiden zu lösen. Das Abschrecken erfolgt je nach Härbarkeit des Stahls sowie je nach Abmessung und Form des Werkzeugs in Wasser (10 bis 60 °C) oder Öl (40 bis 120 °C). Es kann zweckmäßig sein, die Werkzeuge im Abschreckmittel zu bewegen und/oder das Abschreckmittel umzuwälzen, um eine ausreichende und gleichmäßige Abkühlwirkung zu erreichen. Bei Verwendung von Wasser ist ein Zusatz von ca. 10 Masse-% Kochsalz üblich, um die Dampfblasenbildung an der Werkzeugoberfläche zu verringern und damit die Abschreckwirkung zu verbessern. Zur Verringerung des Rissrisikos sollten gefährdete Werkzeuge nur bis auf etwa 80 bis 100 °C abgeschreckt, anschließend bei 100 bis 150 °C bis zum Temperaturausgleich im Werkzeug gehalten und unmittelbar danach angelassen werden.

Vakuümöfen oder in Kammeröfen mit einer geregelten Prozessgasatmosphäre zur Verhinderung von Randschichtänderungen wie z. B. Entkohlung austenitisiert. Werden Vakuümöfen benutzt, erfolgt das Abschrecken meist mit Stickstoff unter einem Druck von 5 bis 20 bar. Die Verwendung von Salzbadtiegelöfen ist kaum noch üblich.

Es ist sehr zu empfehlen, das Wärmen abzustufen und auf jeder Temperaturstufe bis zum Temperaturausgleich im Werkzeug zu halten.

Erfolgt das Austenitisieren in Salzbadtiegelöfen, ist es üblich, für jede Temperaturstufe einen eigenen Ofen zu benutzen. In Kammer- oder Vakuümöfen erfolgt entweder ein gestuftes Erwärmen oder es werden Anlagen mit mehreren Kammern mit unterschiedlichen Temperaturen benutzt, die ein abgestuftes Erwärmen ermöglichen. Dies empfiehlt sich besonders wegen der geringeren Wärmeleitfähigkeit der Werkzeugstähle sowie bei kompliziert geformten und/oder dickwandigen Werkzeugen.

Anhaltswerte für die Erwärmdauer in Kammeröfen können aus **Bild 42** entnommen werden.

Nach dem Durchwärmen sind noch weitere 15 bis 30 Minuten auf Austenitisiertemperatur zu halten, um eine für die Härtung ausreichende Menge von Carbiden zu lösen.

Werkzeuge aus ledeburitischen Stählen, die eine besonders hohe Anlassbeständigkeit aufweisen

müssen, weil sie zusätzlich nitriert oder nitrocarburiert werden sollen, sind bei höheren als den sonst üblichen Temperaturen zu härten.

Die Wahl des Abschreckvorgangs richtet sich nach der Härbarkeit des verwendeten Werkzeugstahls, nach Abmessung und Form des Werkzeugs und nach dem zum Austenitisieren benutzten Ofen. Bei Kammeröfen erfolgt das Abschrecken meist in Öl (40 bis 120 °C), seltener im Warmbad (180 bis 220 °C bzw. 500 bis 600 °C). Bei Vakuümöfen wird meist in Stickstoff unter einem Druck von 5 bis 20 bar abgekühlt. Jedoch kommen auch Gasgemische aus Stickstoff und Wasserstoff oder Helium zur Anwendung. Beim Austenitisieren in Salzbadtiegelöfen wird in Salzwarmbädern mit 180 bis 220 °C bzw. 500 bis 600 °C abgeschreckt. Bei einigen Stählen mit ausreichend hoher Härbarkeit genügt gegebenenfalls auch ein Abkühlen an Luft oder in einem Gasstrom. Rissgefährdete Werkzeuge sollten nur bis auf etwa 80 bis 100 °C abgekühlt und anschließend bei 100 bis 150 °C bis zum Temperaturausgleich im Werkzeug gehalten und unmittelbar anschließend daran angelassen werden. Hierbei besteht allerdings das Risiko, dass im Gefüge größere Mengen Restaustenit verbleiben, die sich beim späteren Anlassen nicht umwandeln lassen.

6.3.2 Werkzeuge aus legierten Kaltarbeitsstählen und Warmarbeitsstählen

Die übliche Zeit-Temperatur-Folge beim Härten und Anlassen von Werkzeugen aus legierten Kaltarbeitsstählen oder Warmarbeitsstählen ist schematisch in **Bild 41** dargestellt.

Werkzeuge aus diesen Stählen werden heute vorzugsweise in

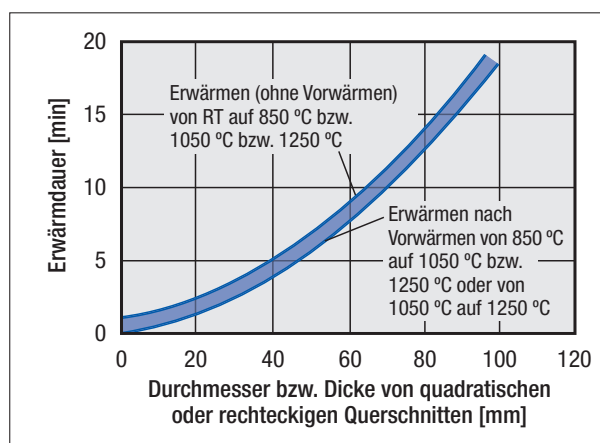


Bild 42: Erwärmdauer auf Austenitisiertemperatur (Anhaltswerte)

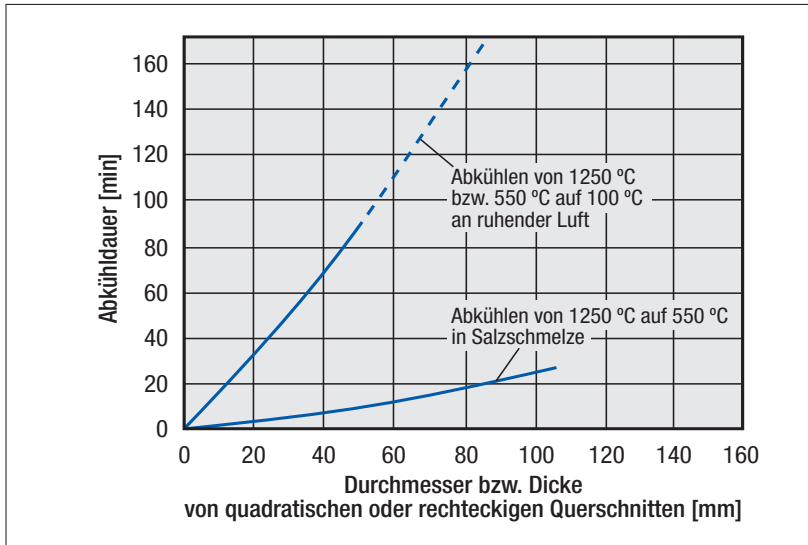


Bild 43: Abkühldauer im Kern von Werkzeugen mit kreisrundem Querschnitt an unbewegter Luft bzw. im Warmbad von 500 °C (Anhaltswerte)

Anhaltswerte für die Abkühl-
dauer im Kern verschiedener Ab-
messungen bei Warmbadabküh-
lung können aus **Bild 43** entnom-
men werden.

Werkzeuge aus Stählen mit
mehr als 0,6 Massen-% C müssen
bei besonders hohen Anforderun-
gen an die Maßstabilität oder den
Verschleißwiderstand auf Temper-
turen unterhalb der Raumtempe-
ratur, möglichst bis auf -75 °C
tiefgekühlt bzw. bei Temperatu-
ren > 500 °C angelassen werden,
um den Restaustenit zu beseitigen.
Nach dem Tiefkühlen sollte an-
gelassen werden.

Vermeidung einer Kornvergrößerung
möglichst kurz und die Tempera-
turunterschiede zwischen Rand
und Kern möglichst klein gehalten
werden können.

Werkzeuge aus Schnellarbeits-
stählen werden heute vorzugs-
weise in Vakuumöfen austeniti-
siert und in Stickstoff oder Gasge-
mischen aus Stickstoff und Was-
serstoff oder Helium unter einem
Druck von 5 bis 20 bar abge-
schreckt.

Werden zum Austenitisieren
Salzbadtiegelöfen benutzt, ist es üb-
lich, mehrere Vorwärmstufen, z. B.
300 bis 450 °C (Luftumwälzöfen),

600 bis 650 °C, 800 bis 850 °C,
1000 bis 1050 °C, vgl. Bild 44,
vorzusehen. Eine solche Abstufung
ab 650 °C ist meist auch beim Aus-
tenitisieren in Kammeröfen oder in
Vakuumöfen üblich. Anhaltswerte
für die Erwärmdauer können aus
Bild 39 bzw. Bild 42 entnommen
werden.

Beim Austenitisieren in Salz-
badtiegelöfen reicht eine Halte-
dauer auf Austenitisiertemperatur
von 80 Sekunden aus, lediglich
bei einer Forderung nach einer
stärkeren Auflösung der Carbide
ist eine Haltedauer von ca. 150
Sekunden zu empfehlen. Die Halte-
dauer sollte nicht zu lange ausge-
dehnt werden, da durch ein „Über-
zeiten“ irreparable Werkstoffschä-
digungen eintreten können.

Die Haltedauer auf den Vor-
wärmstufen sollte mindestens
gleich lang sein wie die Verweil-
dauer auf der Austenitisiertempe-
ratur.

In der Praxis ist es meist nicht
möglich, Erwär- und Haltedauer
exakt zu ermitteln. In solchen Fäl-
len kann es zweckmäßig sein,
durch Temperaturmessungen an
den Werkstücken die erforderliche
Verweildauer im Ofen zu ermitteln.

Nach dem Härten weisen
Werkzeuge aus Schnellarbeitsstahl
einen Restaustenitgehalt von 10 bis
40 Vol-% auf. Ein Tiefkühlen ist je-
doch nicht üblich, da der Rest-

6.3.3 Werkzeuge aus Schnellarbeitsstählen

Die übliche Zeit-Temperatur-
Folge beim Härten und Anlassen
von Werkzeugen aus Schnellar-
beitsstählen ist schematisch in
Bild 44 dargestellt.

Die erforderlichen Tempera-
turen zum Austenitisieren von
Schnellarbeitsstählen liegen im
Bereich zwischen rd. 1150 und
1250 °C. Es ist daher wichtig, Werk-
zeuge aus diesen Stählen genügend
vorzuwärmen, und zwar möglichst
in mehreren Stufen, damit die erfor-
derliche Austenitisierdauer zur Ver-

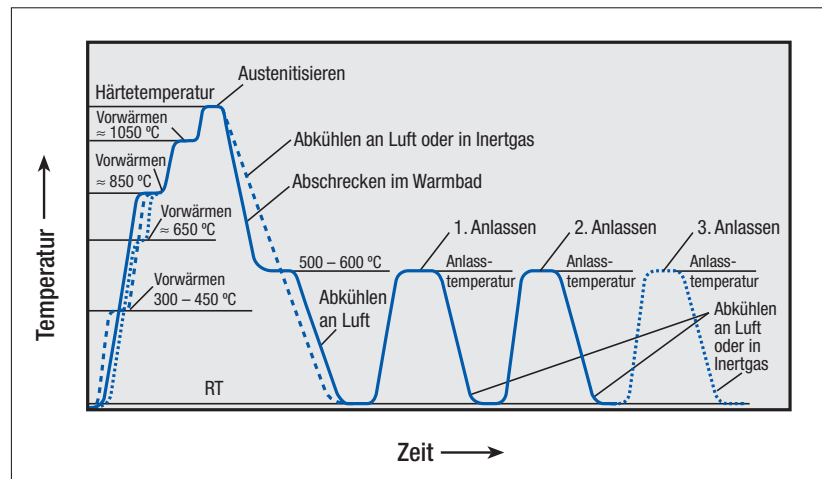


Bild 44: Zeit-Temperatur-Folge beim Härten und Anlassen von Werkzeugen aus Schnellarbeitsstählen (schematisch)

austenit durch das Anlassen bei den üblichen Temperaturen oberhalb von 550 °C nahezu vollständig umgewandelt wird.

6.4 Bainitisieren

Das Bainitisieren wird vorzugsweise bei Bauteilen angewendet. Für die erforderliche Zeit-Temperatur-Folge gelten die in 4.2 beschriebenen Zusammenhänge.

Die Vorgehensweise für den ersten Schritt des Bainitisierens, das Austenitisieren, entspricht der beim Härten, siehe 6.2.

Die zum Abschrecken auf die gewünschte Umwandlungstemperatur erforderliche Geschwindigkeit ist aus dem ZTU-Schaubild für isothermisches Umwandeln des betreffenden Stahls zu entnehmen.

Zum Abschrecken eignen sich am besten Salzschnmelzen in beheizten Tiegelöfen mit guter Temperaturregelung und Rückkühlung. Es ist zweckmäßig, die Werkstücke im Abschreckmittel zu bewegen und/oder das Abschreckmittel umzuwälzen, um eine ausreichende und gleichmäßige Abkühlwirkung zu erreichen.

Die erforderliche Haltedauer ergibt sich aus dem ZTU-Schaubild für isothermisches Umwandeln des betreffenden Stahls. Wegen der meist zwei bis sechs Stunden dauernden Umwandlung kann es zweckmäßig sein, das Umwandeln nach Abschrecken in der Salzschnmelze in einem Luftumwälzofen fortzusetzen und zu beenden. Durch bestimmte Variation der Umwandlungstemperaturen ist es möglich, die Umwandlungsdauer zu verkürzen.

Nach abgeschlossener Umwandlung wird auf beliebige Weise – meist an ruhender Luft – auf Raumtemperatur abgekühlt. Ein nachträgliches Anlassen ist nur dann erforderlich, wenn die Härte reduziert werden muss. Ein Tiefkühlen ist wegen des sehr geringen zu erwartenden Restaustenitgehalts nicht erforderlich.

6.5 Anlassen

6.5.1 Anlassen gehärteter Bauteile

Üblicherweise werden Bauteile nach dem Abschrecken auf Raumtemperatur auf einer Temperatur von 180 °C eine Stunde lang angelassen. Die Verweildauer beim Anlassen sollte mindestens eine Stunde je 20 mm Abmessung betragen. Bauteile mit höheren Anforderungen an die Zähigkeit sind bei höheren Temperaturen anzulassen, gegebenenfalls bei Temperaturen über 500 °C (= Vergüten), vgl. 5.3.

Das Anlassen wird an Luft, in Salzschnmelzen, im Gas, im Vakuum, gelegentlich auch in Öl vorgenommen. Beim Anlassen im Gas oder an der Luft ist eine Umwälzung zweckmäßig. Die Wahl der Umgebung beim Anlassen richtet sich danach, ob eine Beeinflussung der Oberfläche bzw. der Randschicht vermieden werden muss oder nicht.

Werden Bauteile aus Stählen, bei denen eine Versprödung zu befürchten ist, oberhalb von 550 °C angelassen, muss nach Ablauf der Anlassdauer rasch auf Raumtemperatur abgeschreckt werden. In allen anderen Fällen kann beliebig abgekühlt werden.

6.5.2 Anlassen gehärteter Werkzeuge

Bei Werkzeugen aus unlegierten Werkzeugstählen richtet sich die Höhe der Anlasstemperatur hauptsächlich nach der erforderlichen Gebrauchshärte. Anhaltenswerte sind aus den Anlassschaubildern in den Liefervorschriften der betreffenden Stähle oder aus den Unterlagen der Stahlhersteller zu entnehmen. Die Haltedauer sollte mindestens eine Stunde betragen.

Gehärtete Werkzeuge aus Warmarbeits-, legierten Kaltarbeits- oder Schnellarbeitsstählen weisen nach dem Härten einen Restaustenitgehalt von 10 bis 40 %

auf, der sich nach dem Anlassen in Martensit und/oder Bainit umwandelt. Dementsprechend sollte das Anlassen mindestens einmal wiederholt werden, um den nach dem ersten Anlassen aus dem Restaustenit entstandenen Martensit ebenfalls anzulassen. Bei Werkzeugen aus Stählen mit Sekundärhärtungseffekt ist ein zweites Anlassen sogar notwendig, um die geforderten Gebrauchseigenschaften sicher zu erreichen. Ist nach dem ersten Anlassen die geforderte Härte bereits erreicht, dann sollte die zweite Anlasstemperatur 30 bis 50 °C unterhalb der vorangegangenen liegen. Liegt die Härte nach dem ersten Anlassen oberhalb der geforderten Werte, so ist mindestens auf der Temperatur des ersten Anlassens oder etwas höher anzulassen.

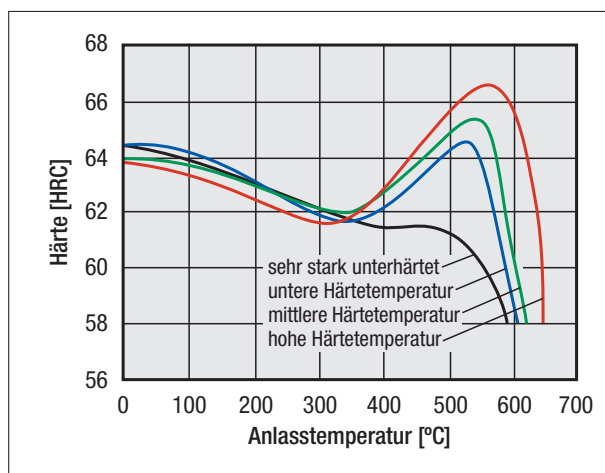
Beim Anlassen von Schnellarbeitsstählen tritt im Verlauf der Anlasskurve nach dem Abfall der Härte mit zunehmender Anlassdauer im Bereich von etwa 550 °C ein Maximum auf, was als Sekundärhärte bezeichnet wird, siehe 5.3 und Bild 36.

Der Effekt der Sekundärhärtung kann bei Schnellarbeitsstählen (und auch bei anderen Werkzeugstählen mit Sekundärhärtungseffekt) durch Modifikation der Austenitisierparameter Temperatur und Haltedauer beeinflusst werden, wie aus den Anlasskurven in **Bild 45** zu entnehmen ist.

Die Anlasstemperatur richtet sich nach den geforderten Gebrauchseigenschaften und liegt üblicherweise, je nach Stahlsorte und erforderlicher Härte, zwischen 540 und 590 °C. Die Haltedauer sollte mindestens eine Stunde betragen.

Die Wahl des Ofens zum Anlassen der Werkzeuge aus Schnellarbeitsstählen richtet sich nach dem Ofen, in dem das Austenitisieren vorgenommen wurde. Bei Vakuumöfen erfolgt es meist ebenfalls in einem Vakuum-Anlassofen, meist in Stickstoff, um eine konvektive Wärmeübertragung zu erreichen. Wird in Prozessgasanlagen gehärtet, wird meist unter Stickstoff

Bild 45:
Einfluss unterschiedlicher Härte-
temperaturen auf
den Verlauf der
Anlasskurve von
Schnellarbeitsstahl
(schematisch)



zum Schutz gegen Oxidation in Anlass-Kammeröfen angelassen. Salzbadgehärtete Werkzeuge werden meist auch in Salzbadtiegelöfen angelassen.

Werkzeuge aus Schnellarbeitsstählen sind mindestens zweimal anzulassen, mit Kobalt legierte Stähle jedoch mindestens dreimal. Ein drei- bis viermaliges Anlassen ist besonders dann vorteilhaft, wenn eine hohe Stabilität des Gefüges und eine optimale Kombination der Gebrauchseigenschaften verlangt werden.

6.6 Wärmebehandlungsmittel

6.6.1 Mittel zum Wärmen

Zum Wärmen beim Austenitisieren und Anlassen stehen flüssige oder gasförmige Mittel zur Verfügung, feste dagegen werden kaum noch benutzt. Das Wärmen in Vakuumöfen ist im Prinzip ein Wärmen in Gas bei einem Druck im Ofenraum im Bereich zwischen $1 \cdot 10^{-2}$ und $1 \cdot 10^{-1}$ mbar. Die Auswahl richtet sich hauptsächlich nach der gewünschten Wärmegeschwindigkeit sowie den Anforderungen an die Werkzeugrand-schicht. Für den letztgenannten Gesichtspunkt sind die möglichen Reaktionen mit dem Wärmemittel maßgebend, welche die Rand-schicht verändern und damit die Gebrauchseigenschaften in uner-

wünschtem oder nicht tolerierbarem Maße beeinträchtigen können, wie z. B. ein Entkohlen, Oxidieren, Verzundern u. a. m.

6.6.1.1 Flüssigkeiten

Für Temperaturen bis etwa 90 °C kommt Heißwasser in Frage, Öle können bis etwa 250 °C benutzt werden. Für Temperaturen zwischen 160 und 1300 °C werden Salzschnmelzen benutzt.

Insbesondere bei den Salzschnmelzen ist auf die Verträglichkeit der verschiedenen Salzschnmelzen untereinander zu achten, wenn beim Wärmen oder Abkühlen Werkstücke aus einem Salzbadtiegelofen in einen zweiten transferiert werden. Unerwünschte Veränderungen der Randschicht durch Entkohlen, Aufsticken, Aufkohlen oder Oxidieren lassen sich durch Auswahl geeigneter reaktionsträger Salzschnmelzen vermeiden oder minimieren.

Die Wirkung flüssiger Wärmemittel lässt sich – mit gewissen Einschränkungen – auch in Wirbelbettanlagen erreichen.

6.6.1.2 Gase

Für die Auswahl gasförmiger Wärmemittel steht neben einer unzulässigen Veränderung der Randschichtzusammensetzung die erforderliche Temperatur im Vordergrund. Durch Verwendung von Spaltgasen sowie endotherm oder exotherm erzeugten „Schutzgasen“

lässt sich ein Entkohlen oder Oxidieren vermeiden. Wegen des Gehalts an brennbaren Bestandteilen ist besonders bei Temperaturen unterhalb von 750 °C auf den Zündbereich zu achten.

Stickstoff wird benutzt, um ein Oxidieren zu verhindern, jedoch ist die Schutzwirkung besonders bei geringem Reinheitsgrad des Gases und hohen Temperaturen bezüglich eines Entkohlens oder Aufstickens begrenzt.

Das Erwärmen von Bauteilen und Werkzeugen an Luft ist wegen der unvermeidbaren Oxidation und einer Entkohlung heute kaum noch üblich.

6.6.1.3 Vakuum

Das Wärmebehandeln in Vakuumöfen wird bei einem Druck im Bereich zwischen 1 und etwa 10 mbar durchgeführt. In diesem Bereich finden keine Reaktionen zwischen einer sauberen metallischen Oberfläche der Werkstücke und den wenigen noch anwesenden Sauerstoffmolekülen statt. Daraus ergibt sich, dass das technische Vakuum ein idealer Schutz gegen unerwünschtes Auf- oder Abkohlen oder Oxidieren darstellt. Beachtet werden muss jedoch, dass je nach Temperatur und Ofendruck Legierungselemente wie z. B. Chrom oder Mangan aus der Werkstückrandschicht mehr oder weniger stark und tief herausdiffundieren („effundieren“) können. Eine Abschätzung des Risikos kann anhand der Dampfdruckkurven der verschiedenen Elemente vorgenommen werden.

Zur effektiveren Wärmeübertragung im Temperaturbereich von 500 bis 600 °C wird üblicherweise im so bezeichneten „Teildruckbereich“, d. h. bei einem Ofendruck von ca. 10 mbar, in Stickstoff gearbeitet.

6.6.2 Mittel zum Abkühlen bzw. Abschrecken

Das Abkühlen bzw. Abschrecken erfolgt in gasförmigen oder flüssigen Mitteln. Für die Auswahl sind hauptsächlich Form und Abmessungen der Werkstücke, die Härbarkeit der Werkstoffe, die Härtetemperatur, die erforderliche Abkühlwirkung sowie der zur Wärmebehandlung verwendete Ofen maßgebend.

6.6.2.1 Flüssigkeiten

Flüssige Mittel werden dann benutzt, wenn besonders hohe Abkühlgeschwindigkeiten erreicht werden sollen.

Verwendet werden: Wasser mit und ohne Zusätze, Öle oder Salzschnmelzen. In der nachstehenden Tabelle sind die üblichen Arbeitstemperaturen der Abschreckmittel aufgeführt.

Abschreckmittel	Übliche Arbeitstemperatur in °C
Wasser ohne Zusätze	bis 25
Wasser mit Zusätzen	bis 70
Öle	bis 70
Warmbadöle	bis 150
Salzschnmelzen	ab 160
Wirbelbetten	20 bis > 600

Sollen in Salzschnmelzen erwärmte Werkstücke in Salzschnmelzen abgeschreckt werden, ist besonders auf die gegenseitige Verträglichkeit der Salze zu achten, um unerwünschte Reaktionen beim Abschrecken, die u. U. zu Salzeruptionen führen können, auszuschließen.

Bei hohen Härtetemperaturern können die Abschreckmittel mit der Werkstückrandschicht reagieren und ihre Zusammensetzung z. B. durch Oxidation oder Aufkohlung verändern. Werden die Werkstücke anschließend nicht mehr ausreichend bearbeitet, können dadurch die Gebrauchseigenschaften beeinträchtigt werden.

Vermieden werden sollte eine unzulässig hohe Erwärmung des Abschreckmittels durch die abzukühlenden Werkstücke, weil dadurch die Wirkung verschiedener Abschreckmittel nachlassen kann.

Zunder oder Salzfilme auf der Oberfläche abzukühlender Werkstücke können den Wärmeübergang mehr oder weniger stark behindern, was den Abkühlverlauf beeinträchtigt.

6.6.2.2 Gase

Als gasförmige Abkühlmittel kommen ruhende oder bewegte, trockene oder befeuchtete Luft, Stickstoff, Wasserstoff bzw. Helium oder Gemische aus Stickstoff und Wasserstoff oder Stickstoff und Helium zur Verwendung. Ihre Abkühlwirkung ist deutlich geringer als die flüssiger Mittel; sie lässt sich jedoch in druckdichten separaten Kammern von Vakuumöfen unter Drücken bis 20 bar, hoher Strömungsgeschwindigkeit und wirksamer Rückkühlung der im Kreislauf geführten Gase steigern. Dabei wird eine Abkühlwirkung erreicht, die der Abschreckwirkung von Ölen nahe kommt. Es ist dabei wichtig, sowohl auf die Ausrichtung der abzuschreckenden Werkstücke zur Strömungsrichtung des Gases zu achten als auch darauf, die Ofencharge so zu packen, dass

das Gas ungehindert durch die Charge hindurchströmen kann und alle Werkstücke im gleichen Maße vom Gasstrom beaufschlagt werden. In diesem Zusammenhang ist es außerdem wichtig, die Härbarkeit des vorliegenden Werkstoffes der zu härtenden Werkstücke sowie deren Form und Maße entsprechend zu berücksichtigen.

6.6.3 Mittel zum Tiefkühlen

In gekühlter Luft kann bis auf etwa -60 °C tiefgekühlt werden, bei Sonderausführungen lassen sich -140 °C erreichen. Niedrigere Temperaturen als -60 °C können unter Verwendung von Trockeneis, Alkoholmischungen oder in verflüssigten Gasen (flüssiger Stickstoff: -196 °C) erzielt werden.

6.7 Einrichtungen zum Wärmebehandeln

6.7.1 Wärmebehandlungsöfen

Bei der Auswahl eines geeigneten Ofens sind mehrere Gesichtspunkte zu berücksichtigen. Insbesondere sind maßgebend:

- die Behandlungstemperatur, zulässige Abweichungen gegenüber der Solltemperatur und die Temperaturstreuung im Ofenraum,



Bild 46: Automatisch gesteuerte Prozessgasanlage zum Härten unter Schutzgas



Bild 47: Vakuumofen zum Härten

- die Art des Mittels beim Erwärmen und Halten,
- die Art des erforderlichen Abkühlmittels,
- die Form und Abmessung der Werkstücke sowie deren Stückzahl,
- der erforderliche Verfahrensablauf sowie seine Steuerung und die gewünschte Art der Kontrolle.

In DIN 17022 sind in Teil 1 und 2 hierzu nähere Angaben für das Härten und Anlassen von Bauteilen und Werkzeugen zu finden. **Bild 46** zeigt eine typische Prozessgasanlage zum Austenitisieren im Prozessgas und Abschrecken in Öl. **Bild 47** einen Vakuumofen zum Härten.

6.7.2 Einrichtungen zum Abkühlen bzw. Abschrecken

Die üblicherweise zum Abkühlen bzw. Abschrecken benutzten Einrichtungen sind prinzipiell gekennzeichnet durch Behälter mit einem innen oder außen liegenden Kühler zum Abführen der von den abgeschreckten Werkstücken aufgenommenen Wärme, einer Um-

wälzeinrichtung (bei gasförmigen Mitteln einem Gebläse), die dem Abschreckmittel eine ausreichende Strömungsgeschwindigkeit verleiht, sowie gegebenenfalls einer geregelten Heizung zum Einstellen der gewünschten Arbeitstemperatur des Abschreckmittels. Das Fassungsvermögen von Ölabschreckbehältern sollte mindestens dem sechsfachen Gewicht der abzuschreckenden Charge entsprechen.

6.7.3 Einrichtungen zum Tiefkühlen

Übliche Einrichtungen zum Tiefkühlen sind Truhen oder Schränke mit flüssigen oder gasförmigen Kühlmitteln, in denen sich Temperaturen bis höchstens -140 °C erreichen lassen. Für tiefere Temperaturen werden entsprechend wärmeisolierte Tauchbehälter benutzt.

6.8 Hinweise zum Richten

Durch das Härten verursachte Maß- und Formänderungen können in begrenztem Maße durch Richten korrigiert werden. Dies kann durch

„Dengeln“ (Erzeugen von Druckstellen) mit einem Richthammer oder Verformen (Biegen des abgeschreckten bzw. gerade abkühlenden Werkstücks) unter einer Richtpresse, in einer Richtmaschine, auf einer Richtbank, durch örtlich begrenztes Erwärmen oder Abkühlen von Härtetemperatur in Vorrichtungen („Quetten“), die Maß- und/oder Formänderungen verhindern, vorgenommen werden.

Je nach Art und Größe des Verzugs, der Form und der Abmessung der Werkstücke, der Werkstoffzusammensetzung, dem Gefügezustand und den praktischen Erfahrungen erfolgt das Richten vor oder nach dem Anlassen. In der Praxis hat es sich in vielen Fällen als zweckmäßig erwiesen, das Richten vor dem Anlassen durchzuführen.

7 Hinweise für die Konstruktion

7.1 Stahlauswahl

Im Hinblick auf das Härten wird das Erreichen der erforderlichen Härte maßgeblich durch die Härbarkeit der verwendeten Werkstoffe bestimmt. Die Auswahl des geeigneten Werkstoffs aufgrund der Härbarkeit ist in 3.1 beschrieben, vgl. auch DIN 17021-1.

7.2 Wärmebehandlungsgerechte Formgestaltung

Die Abmessung und die Form der Werkstücke bestimmen maßgeblich die beim Härten entstehenden Spannungen und die dadurch hervorgerufenen Maß- und Formänderungen. Durch geeignete Gestaltung können Maß- und Formänderungen günstig beeinflusst, das Rissrisiko vermindert und oft auch die Lebensdauer der Werkstücke verbessert werden. Dazu

sind hauptsächlich folgende Grundregeln zu beachten:

- Günstige Massenverteilung, z. B. durch Zusatzbohrungen oder Aussparungen, anstreben, siehe z. B. **Bild 48**.
- Zu schroffe Querschnittsübergänge durch ausreichendes Abrunden oder Abschrägen vermeiden. Dadurch kann die Spannungsspitzen hervorrufende Kerbwirkung vermindert werden, siehe **Bild 49**. Gegebenenfalls ist es zweckmäßig, die endgültige Form erst nach dem Härten herzustellen.
- Formsymmetrie anstreben.
- Möglichkeiten zum Anbringen von Vorrichtungen vorsehen, z. B. Bohrungen zum Aufhängen, Gewindebohrungen zum Anschrauben von Aufhängeösen u. Ä., mit denen die Werkstücke einwandfrei beim Wärmebehandeln gehandhabt werden können.

7.3 Zeichnungsangaben

In Zeichnungen ist der gehärtete und angelassene Zustand von Bauteilen und Werkzeugen nach DIN 6773 anzugeben. Im Allge-

meinen umfassen die Angaben die Kennzeichnung des Zustands durch die Wortangabe: „gehärtet“, „gehärtet und angelassen“ oder „vergütet“ sowie Angabe der Härte als Rockwell-, Vickers- oder Brinellhärte mit der zulässigen Toleranz und der Stelle, an der die Härte gemessen werden soll. Festigkeitswerte sind nur dann anzugeben, wenn auch tatsächlich eine derartige Messung vorgenommen wird; in diesem Fall entfällt die Angabe einer Härte.

Beispiele:

- gehärtet
60 + 4 HRC
- gehärtet und angelassen
650 + 75 HV 30
- vergütet
350 + 50 HBW 2,5/187,5

Die Art und Weise, auf welchem Wege der vorgeschriebene Zustand zu erreichen ist, kann in ergänzenden Unterlagen wie z. B. einer Wärmebehandlungsanweisung (WBA, siehe DIN 17023) bzw. einem Wärmebehandlungsplan angegeben werden.

8 Mängel durch Fehler beim Härten und Anlassen

Mängel oder Fehler an wärmebehandelten Bauteilen oder Werkzeugen sind selten ausschließlich auf eine Ursache allein zurückzuführen. Sie können außer an der Wärmebehandlung auch am Werkstoff, der Gestalt des Werkstücks, der Bearbeitung oder den Bedingungen bei der Verwendung der Bauteile und Werkzeuge liegen.

Die am häufigsten in der Praxis auftretenden Mängel sind zu hohe oder zu niedrige Härte, zu große Maß- und Formänderungen, Risse, Anschmelzungen oder Anfressungen an der Oberfläche.

Zu niedrige Härte kann verschiedene Ursachen haben: Unvollständiges Austenitisieren durch zu niedrige Temperatur, zu kurze Haltedauer oder unzureichende Abschreckwirkung führt zu Gefügen mit einem zu geringen Martensitanteil. Bei zu hoher Austenitisiertemperatur und/oder zu langer Haltedauer, zu langem Halten im Warmbad, unbeabsichtigtem Aufkohlen oder Aufsticken kann ein zu hoher Restaustenitanteil entstehen. Entkohlung oder die Aufnahme von Sauerstoff beim Austenitisieren („innere Oxidation“) setzen ebenfalls die Härte herab. Stähle mit einem C-Gehalt über etwa 0,6 Massenanteilen in %, insbesondere die hoch legierten Kaltarbeitsstähle, die Warmarbeitsstähle und die Schnellarbeitsstähle, enthalten nach dem Härten immer Restaustenit und müssen daher tiefgekühlt oder angelassen werden, um die volle Gebrauchshärte zu erreichen. Schließlich bewirkt auch ein Anlassen bei zu hoher Temperatur und/oder eine zu lange Anlassdauer eine zu niedrige Härte.

Zu hohe Härte ist meist auf ungenügendes Anlassen (zu niedrige Temperatur und/oder zu kurze Dauer), unbeabsichtigtes Aufkohlen oder Aufsticken während des Austenitisierens zurückzuführen.

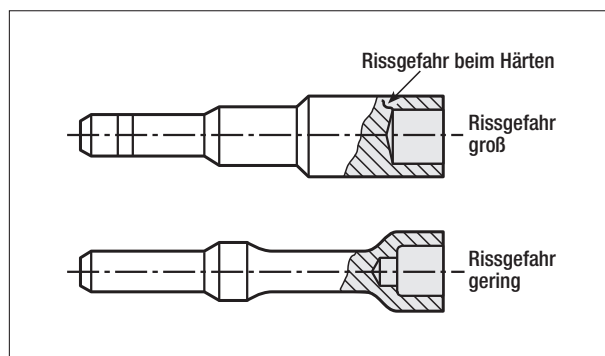


Bild 48:
Beispiel für günstige Massenverteilung

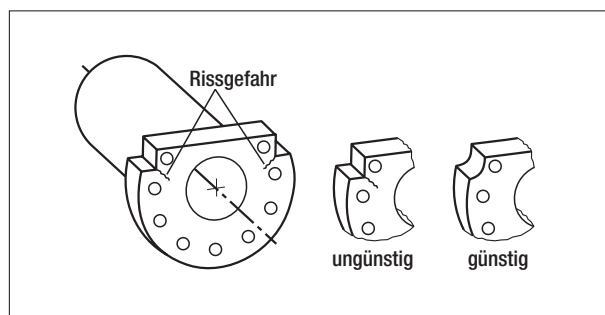


Bild 49:
Beispiel für günstige Querschnittsübergänge

Zu großer Verzug entsteht durch zu große und meist ungleichmäßig verteilte Wärme- und/oder Umwandlungsspannungen infolge eines zu raschen oder ungleichmäßigen Erwärms, ungleichmäßigen Austenitisierens, eines örtlichen Auf- oder Entkohlens oder eines zu raschen bzw. ungleichmäßigen Abkühlens. Diese Ursachen, in Verbindung mit einem unzureichenden oder nicht rechtzeitigen Anlassen, können in ungünstigen Fällen auch zu Rissen führen.

Lochartige oder flächige Anfressungen sind meist die Folge einer Korrosion durch mangelhaftes Reinigen vor bzw. nach dem Härten, Erwärmen in verunreinigten Salzschnmelzen oder Reinigen in aggressiven Reinigungsmitteln. Aufschmelzungen entstehen beim Erwärmen in Elektrodensalzbadöfen, wenn die Abstände der Werkstücke zu den Elektroden zu gering sind oder vagabundierende elektrische Ströme auftreten. Aber auch zu hohe Temperaturen oder unbeabsichtigtes Aufkohlen beim Austenitisieren können örtlich zu Aufschmelzungen führen, vgl. DIN 17022 Teil 2, Tabelle 2.

9 Hinweise zum Prüfen der wärmebehandelten Bauteile und Werkzeuge

Die Härte bainitisierter oder gehärteter und angelassener Bauteile und Werkzeuge wird üblicherweise nach dem Rockwellverfahren (DIN EN ISO 6508-1) oder dem Vickersverfahren (DIN EN ISO 6507-1) gemessen. Bei vergüteten Werkstücken kommt auch das Brinellverfahren (DIN EN ISO 6506-1) in Frage. Für das Messen sind die Festlegungen in den angegebenen Normen zu beachten.

Darüber hinaus kann es in besonderen Fällen aus Qualitätsgründen zweckmäßig sein, mit Hilfe metallographischer Untersuchungen den Gefügestand (Art, Ausbildung, Menge und Anordnung der Gefügebestandteile Martensit, Bainit, Perlit, Ferrit, Restaustenit und Carbide), die Korngröße und -form (speziell bei Schnellarbeitsstählen, siehe hierzu DIN EN ISO 643) oder den Randzustand in Bezug auf Entkohlung, Aufkohlung oder Randoxidation zu beurteilen.

Risse lassen sich durch eine Sichtprüfung der gereinigten Oberfläche oder mit Hilfe von Farbeindringverfahren, Ultraschall, Wirbelstrom-Methoden oder magnetischen Messmethoden feststellen.

10 Quellennachweis

10.1 Schrifttum

DIN-Taschenbuch 218:
„Wärmebehandlung metallischer Werkstoffe“,
Beuth-Verlag GmbH Berlin, Wien,
Zürich, 4. Auflage 2004

Eckstein, H.-J.:
„Wärmebehandlung von Stahl – Metallkundliche Grundlagen“,
VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1969

Eckstein, H.-J.:
„Technologie der Wärmebehandlung von Stahl“,
VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie,
Leipzig, 1987, 2. Auflage

Finnern, B., Jönsson, R.:
„Wärmebehandlung von Werkzeugen und Bauteilen – Erkennen und Vermeiden von Fehlern“,
Carl Hanser Verlag, München, 1969

Horstmann, D.:
„Das Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff und die Grundlagen der Wärmebehandlung der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen“,
Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1985, 5. Auflage

Krauss, G.:
„Principles of Heat Treatment of Steel“,
American Society for Metals,
Metals Park, Ohio, 1985, 3. Auflage

Liedtke, D./Jönsson, R.:
„Wärmebehandlung – Grundlagen und Anwendung für Eisenwerkstoffe“,
expert-verlag, Band 349,
Kontakt & Studium Verfahrenstechnik, 2004

Orlich, J., Rose, A., Wiest, P.:
„Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Band 3“,
Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1975

Orlich, J., Pietrzenik, H.-J.:
„Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Band 4“,
Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1976

Rose, A., Wever, F., Peter, W.,
Straßburg, W., Rademacher, L.:
„Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Band 1“,
Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1961

Spur, G., Stöferle, Th.:
„Handbuch der Fertigungstechnik, Band 4/2 – Wärmebehandeln“,
Carl Hanser Verlag, München,
Wien, 1987

Thehning, K.-E.:
„Steel and its Heat Treatment“,
Bofors Handbook, Butterworths,
London and Boston, 1975

VDEh, verschiedene Autoren:
„Werkstoffkunde Stahl –
Band 1: Grundlagen“,
Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1984

Wegst, C. W.:
„Stahlschlüssel“,
Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH,
Marbach, 2004, 20. Auflage

10.2 Bildnachweis

Bild 4: Horstmann
Bilder 6 bis 8: Atlas zur Wärmebe-
handlung der Stähle
Bild 9: Scheil u. Lipson
Bilder 11 bis 14: Handbuch der
Bau- und Werkzeugstähle,
Saarstahl AG
Bild 16: Gerber u. Wyss Bilder
Bild 19: DIN EN 10083*
Bilder 20 und 21: Rose u. Brandis
Bilder 22 bis 24: Handbuch für
Werkzeugstähle, Saarstahl AG
Bild 25: Brandenberger
Bild 26: Kopietz
Bild 31: Piwowarsky
Bild 32: Handbuch der Baustähle,
Saarstahl AG
Bild 34: Hollomon u. Jaffe
Bild 36: Haufe
Bilder 38 bis 44, Bilder 48 und 49:
DIN 17022, Teil 1 und 2*
Bild 46: Ipsen Industries
Bild 47: Aichelin Ges.m.b.H.
Übrige Bilder: Verfasser

*) Wiedergegeben mit Erlaubnis
des DIN Deutsches Institut für
Normung e.V. Maßgebend für
das Anwenden der DIN-Norm ist
deren Fassung mit dem neuesten
Ausgabedatum, die bei der Beuth
Verlag GmbH, www.beuth.de,
Burggrafenstraße 6, 10787 Berlin,
erhältlich ist.

11 Normenübersicht

DIN EN ISO 642,
Ausgabe: 2000-01
Stahl – Stirnabschreckversuch (Jo-
miny-Versuch) (ISO 642:1999)

DIN EN ISO 643,
Ausgabe: 2003-09
Stahl – Mikrophotographische Be-
stimmung der scheinbaren Korn-
größe
DIN EN ISO 643 Berichtigung 1,
Ausgabe: 2004-07
Berichtigung zu DIN EN ISO 643:
2003-09

DIN EN ISO 4957,
Ausgabe: 2001-02
Werkzeugstähle (ISO 4957:1999)

DIN EN ISO 6506-1,
Ausgabe: 1999-10
Metallische Werkstoffe – Härteprü-
fung nach Brinell – Teil 1: Prüfver-
fahren (ISO 6506-1:1999)

DIN EN ISO 6507-1,
Ausgabe: 1998-01
Metallische Werkstoffe – Härteprü-
fung nach Vickers – Teil 1: Prüfver-
fahren (ISO 6507-1:1997)

DIN EN ISO 6508-1,
Ausgabe: 1999-09
Metallische Werkstoffe – Härte-
prüfung nach Rockwell (Skalen A,
B, C, D, E, F, G, H, K, N, T) – Teil 1:
Prüfverfahren (ISO 6508-1:1999)

DIN 6773,
Ausgabe 2001-04
Wärmebehandlung von Eisenwerk-
stoffen – Darstellung und Angaben
wärmebehandelter Teile in Zeich-
nungen

DIN EN 10052,
Ausgabe: 1994-01
Begriffe der Wärmebehandlung
von Eisenwerkstoffen

DIN EN 10083-1,
Ausgabe: 1996-10
Vergütungsstähle – Teil 1: Techni-
sche Lieferbedingungen für Edel-
stähle (enthält Änderung A1:1996)

DIN EN 10083-2,
Ausgabe: 1996-10
Vergütungsstähle – Teil 2: Techni-
sche Lieferbedingungen für unleg-
ierte Qualitätsstähle (enthält Än-
derung A1:1996)

DIN EN 10085,
Ausgabe: 2001-07
Nitrierstähle – Technische Liefer-
bedingungen

DIN 17021-1,
Ausgabe: 1976-02
Wärmebehandlung von Eisenwerk-
stoffen; Werkstoffauswahl, Stahl-
auswahl aufgrund der Härbarkeit

DIN 17022-1,
Ausgabe: 1994-10
Wärmebehandlung von Eisenwerk-
stoffen; Verfahren der Wärmebe-
handlung – Teil 1: Härten, Bainiti-
sieren, Anlassen und Vergüten von
Bauteilen

DIN 17022-2,
Ausgabe: 1986-06
Wärmebehandlung von Eisenwerk-
stoffen; Verfahren der Wärmebe-
handlung; Härten und Anlassen
von Werkzeugen

DIN 17023,
Ausgabe: 2000-03
Wärmebehandlung von Eisenwerk-
stoffen; Wärmebehandlungs-An-
weisung (WBA) – Vordruck

DIN EN ISO 18265,
Ausgabe: 2004-02
Metallische Werkstoffe – Umwer-
tung von Härtewerten (ISO 18265:
2003)

Stahl-Eisen-Prüfblatt (SEP) 1664,
2. Ausgabe
Ermittlung von Formeln durch
multiple Regression zur Berech-
nung der Härbarkeit im Stirnab-
schreckversuch aus der chemi-
schen Zusammensetzung von
Stählen



Stahl-Zentrum

Stahl-Informations-Zentrum
Postfach 10 48 42
40039 Düsseldorf

E-Mail: siz@stahl-info.de · Internet: www.stahl-info.de