

Merkblatt 452

# Einsatzhärten



Um den Außenauftritt der Verbandsorganisationen der Stahlindustrie in Deutschland für alle Zielgruppen einheitlicher zu gestalten und die Aktivitäten in den Bereichen Information und Kommunikation zusammenzuführen, hat sich das Stahl-Informations-Zentrum zu Beginn 2014 in die Wirtschaftsvereinigung Stahl integriert. Die bekannten Leistungen, insbesondere die firmenneutralen sowie markt- und anwenderorientierten Informationen über Verarbeitung und Einsatz des Werkstoffs, werden innerhalb der Organisation weitergeführt.

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

**Vortragsveranstaltungen** bieten ein Forum für Erfahrungsberichte aus der Praxis. Die Themen reichen von Konstruktion über Anwendung und Verarbeitung bis hin zur Ökologie.

**Messen und Ausstellungen** dienen der Präsentation spezifischer Leistungsmerkmale von Stahl. Neue Werkstoffentwicklungen sowie innovative, zukunftsweisende Stahlanwendungen werden exemplarisch dargestellt.

Bei **Anfragen** vermitteln wir auch als individuellen Service Kontakte zu Instituten, Fachverbänden und Spezialisten aus Forschung und Industrie.

Die **Pressearbeit** richtet sich in erster Linie an Fachmedien und informiert kontinuierlich über neue Werkstoffentwicklungen und -anwendungen.

**Marketing-Aktivitäten** dienen der Förderung des Stahleinsatzes in verschiedenen Märkten, beispielsweise im Automobilbau sowie im Industrie- und Wirtschaftsbau.

Der **Newsletter** informiert Abonnenten per E-Mail über Neuerscheinungen, Veranstaltungen und Wissenswertes.

Seit 1989 zeichnet die Organisation besonders innovative Anwendungen mit dem **Stahl-Innovationspreis** aus. Der Wettbewerb dient dazu, Innovationen aus Stahl zu fördern und die Qualitäten des Werkstoffs einer breiteren Öffentlichkeit ins Bewusstsein zu bringen. Er ist einer der bedeutendsten Wettbewerbe seiner Art und wird alle drei Jahre ausgelobt.

Die **Internet-Präsentation** unter der Adresse [www.stahl-online.de](http://www.stahl-online.de) informiert über aktuelle Themen und Veranstaltungen und bietet u. a. einen Überblick über Veröffentlichungen. Zahlreiche Publikationen sind als PDF-Files abrufbar, Schriftenbestellungen sind online möglich.

## Impressum

Merkblatt 452  
„Einsatzhärten“  
Ausgabe 2008  
ISSN 0175-2006

**Herausgeber:**  
Wirtschaftsvereinigung Stahl,  
Sohnstraße 65,  
40237 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:**  
Einsatzgehärtetes Zahnrad

## Inhalt

|     | Seite   |        | Seite  |        | Seite   |
|-----|---|--------|--|--------|---|
| 1   | Zweck des Einsatzhärtens, Begriffe ..... 4          | 8      | Diffusionsbehandeln ... 17   | 13     | Stähle zum Einsatzhärten ..... 33                             |
| 2   | Das Verhältnis Eisen - Kohlenstoff ..... 4          | 9      | Voraussetzungen zum Härten - die Härbarkeit ..... 18                                 | 14     | Hinweise für die Praxis des Einsatzhärtens ..... 34           |
| 3   | Das Aufkohlen ..... 5                               | 10     | Eigenschaften einsatzgehärteter Werkstücke ..... 21                                  | 14.1   | Vorbereiten und Vorbehandeln der Werkstücke ..... 34          |
| 3.1 | Die Kohlenstoffaktivität ..... 5                    | 10.1   | Struktur einsatzgehärteter Werkstücke ... 21   | 14.1.1 | Vorangehende Wärmebehandlungen ..... 34                       |
| 3.2 | Der Kohlenstoffpegel ... 5                          | 10.2   | Härte und Härtetiefe ... 23  | 14.1.2 | Reinigen der Werkstücke ..... 35                              |
| 3.3 | Der Aufkohlungsvorgang ..... 7                      | 10.3   | Formänderungsvermögen, Zähigkeit ... 23  | 14.1.3 | Vorbereiten für ein örtlich begrenztes Einsatzhärten ..... 35 |
| 3.4 | Berechnen des Kohlenstoffprofils ..... 9            | 10.4   | Festigkeitsverhalten .... 24   | 14.2   | Chargieren der Werkstücke ..... 35                            |
| 3.5 | Ermitteln der Aufkohlungstiefe At ..... 9           | 10.5   | Verschleißverhalten .... 26  | 14.3   | Erwärmen auf Behandlungstemperatur ..... 36                   |
| 4   | Carbonitrieren ..... 11                             | 11     | Mittel zum Aufkohlen und Carbonitrieren .... 27                                      | 14.4   | Regeln des C-Pegels .... 36                                   |
| 5   | Das Härten aufgekohlter Werkstücke . 12             | 11.1   | Pulver und Granulat ... 27   | 14.5   | Öfen zum Einsatzhärten ..... 37                               |
| 5.1 | Allgemeines ..... 12                                | 11.2   | Salzschmelzen ..... 27   | 14.6   | Zeichnungsangaben .... 38                                     |
| 5.2 | Direkthärten (Typ A) ... 13                         | 11.3   | Gase ..... 27  | 14.7   | Hinweise zur Fehlersuche ..... 39                             |
| 5.3 | Einfachhärten (Typ B) ..... 14                      | 12     | Messen und Regeln beim Aufkohlen ..... 30  | 15     | Anwendungsbeispiele ..... 39                                  |
| 5.4 | Härten nach isothermischem Umwandeln (Typ C) ... 15 | 12.1   | Pulver und Granulat .... 30  | 16     | Literaturangaben ..... 39                                     |
| 5.5 | Doppelhärten (Typ D) ..... 15                       | 12.2   | Salzschmelzen ..... 30   |        |   |
| 5.6 | Warmbadhärten ..... 15                              | 12.3   | Gase ..... 30  |        |   |
| 6   | Tiefkühlen ..... 16                                 | 12.3.1 | Ermitteln des C-Pegels aus der Taupunkttemperatur ... 31                             |        |   |
| 7   | Anlassen einsatzgehärteter Werkstücke ... 17        | 12.3.2 | Ermitteln des C-Pegels über den CO <sub>2</sub> -Anteil ..... 31                     |        |   |
|     |   | 12.3.3 | Ermitteln des C-Pegels aus dem Sauerstoffpartialdruck ..... 33                       |        |   |
|     |   | 12.4   | Allgemeines zum Festlegen des C-Pegels beim Gasaufkohlen und -carbonitrieren .... 33 |        |   |

## 1 Zweck des Einsatzhärtens, Begriffe

Bauteile und Werkzeuge lassen sich dann besonders wirtschaftlich zerspanen und umformen, wenn sie aus Stählen mit niedrigen Kohlenstoffgehalten hergestellt werden. In Frage kommende Stähle sind hauptsächlich die so bezeichneten Einsatzstähle, siehe DIN EN 10084, oder die Automateinsatzstähle, siehe DIN EN 10087, mit Massenanteilen an Kohlenstoff im Bereich zwischen 0,1 und 0,3%.

Sollen Werkstücke aus diesen Stählen durch Härten eine hohe Härte und Festigkeit erhalten, ist es notwendig, sie entsprechend der Gesetzmäßigkeit der Aufhärbarkeit, vgl. Kapitel 9, mit einem höheren Kohlenstoffgehalt zu versehen. Dies geschieht durch ein thermochemisches Behandeln, das *Aufkohlen*. Anschließend daran folgt ein *Härten*. Diese beiden zusammengehörigen Behandlungsschritte werden als *Einsatzbärten* bezeichnet. In **Bild 1** ist die Ein-

ordnung innerhalb der industriell wichtigsten Wärmebehandlungsverfahren zur gezielten Beeinflussung der Randschichteigenschaften dargestellt.

Wird die Werkstückrandschicht simultan zum Kohlenstoff auch mit Stickstoff angereichert, was von der Art und Zusammensetzung des zum Aufkohlen verwendeten Aufkohlungsmittels abhängt, wird die Behandlung als *Carbonitrieren* bezeichnet. Einsatzhärtens besteht demnach aus Aufkohlen oder Carbonitrieren und Härten, vgl. DIN EN 10052.

## 2 Das Verhältnis Eisen – Kohlenstoff

Die Kohlenstoffatome sind etwa halb so groß wie die Eisenatome. Das ermöglicht, sie auf Zwischenplätzen des Eisengitters einzulagern. Aus energetischen Gründen sind dies vorzugsweise die Oktaederlücken. Die *interstitiell* lösbare Menge Kohlenstoff

ist nicht beliebig, sondern ergibt sich aus dem Lösungsvermögen der beiden Strukturen Ferrit und Austenit. Im Ferrit sind bei 723 °C höchstens 0,02 % Massenanteile an Kohlenstoff löslich, im Austenit des reinen Eisens je nach Temperatur 0,8 (723 °C) bis 2,06 % (1147 °C). Anwesende Legierungselemente wie z.B. Chrom oder Nickel verändern das Lösungsvermögen zu geringeren oder größeren Mengen.

Kohlenstoff besitzt außerdem die Fähigkeit, mit dem Eisen oder den metallischen Legierungselementen wie Chrom, Molybdän, Vanadin u.a. Verbindungen, die *Carbide*, zu bilden. Das Eisencarbid  $Fe_3C$  wird metallkundlich als Zementit bezeichnet. Dabei entstehen auch vielfach Mischcarbide der Form  $Fe_xM_yC_z$ . Diese haben im Vergleich zu den Eisenmischkristallen Ferrit und Austenit einen völlig anderen Kristallaufbau, sind z. T. sehr schwer löslich und besitzen eine relativ hohe Härte.

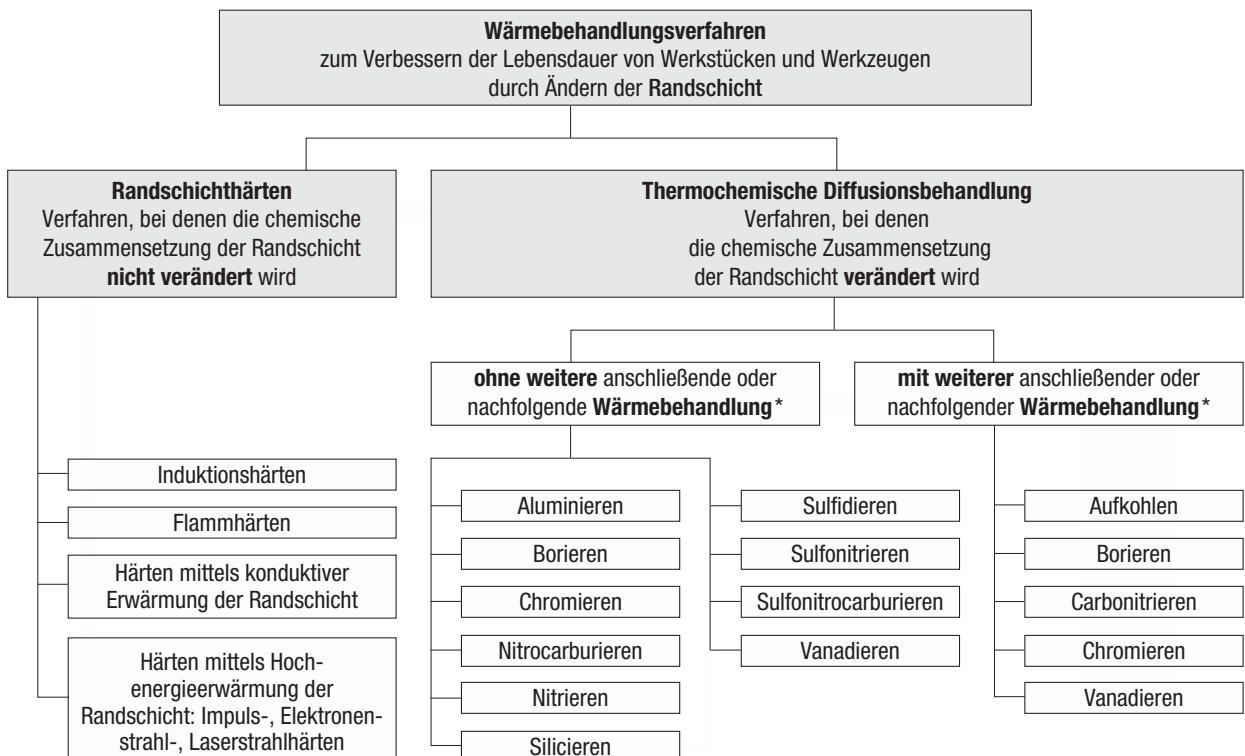


Bild 1: Übersicht über die Verfahren zum Ändern der Randschichteigenschaften

\* Zwecks Härtung der Randschicht und gegebenenfalls des Grundwerkstoffs.

### 3 Das Aufkohlen

#### 3.1 Die Kohlenstoffaktivität

Zum Aufkohlen werden die Werkstücke in einem Gas, in flüssigen oder in körnigen, Kohlenstoff enthaltenden Mitteln bei Temperaturen geglüht, bei denen das Stahlgefüge austenitisch ist. In diesem Zustand ist das Lösungsvermögen für Kohlenstoff besonders groß. Dabei diffundiert Kohlenstoff aus dem Aufkohlungsmittel in die Werkstückrandschicht. Die Behandlungsdauer richtet sich prinzipiell nach der erforderlichen Aufkohlungstiefe (kurz: At).

Die Triebkraft für die Kohlenstoffaufnahme im Eisen ist die Differenz zwischen dem Potential des Kohlenstoffs im Austenit und dem chemischen Potential des reinen Kohlenstoffs. Diese Potentialdifferenz entspricht der freien Enthalpie des Kohlenstoffs und hängt daher auch von der Temperatur und der *Kohlenstoffaktivität*  $a_c$  ab. Diese ist thermodynamisch definiert als:

$$a_c = \exp \left[ \frac{5287,38}{T} + 0,347 \cdot \%C + \ln \left( \frac{\%C}{0,785 \cdot \%C + 21,5} \right) - 1,989 \right] \quad (1)$$

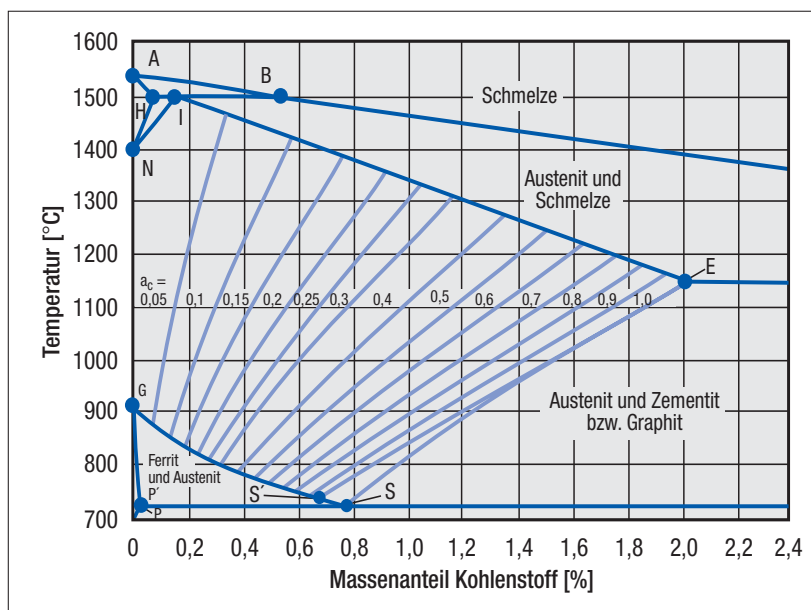


Bild 2: Eisen-Kohlenstoff-Zustandsschaubild mit den Kohlenstoff-Isoaktivitäts-Linien

Aus der Beziehung ist zu entnehmen, dass die Aktivität des Kohlenstoffs bei gleichbleibender Temperatur mit seiner Konzentration steigt bzw. bei gleichbleibendem C-Massenanteil mit zunehmender Temperatur abnimmt. Im **Bild 2** sind in den für das Aufkohlen relevanten Ausschnitt des Eisen-Kohlenstoff-Zustandsschaubildes die Kurven gleicher Kohlenstoffaktivität für verschiedene  $a_c$ -Werte in Abhängigkeit von der Kohlenstoffkonzentration eingezeichnet.

Wichtig für das Aufkohlen in der industriellen Praxis ist die Linie S'-E. Sie ist die temperaturabhängige Grenze der Löslichkeit des Austenits für Kohlenstoff. Wird sie überschritten, kann es zum Ausscheiden von Kohlenstoff als Graphit kommen. Normalerweise tritt dies jedoch wegen stark erschwerter Keimbildung für eine Graphitausscheidung nicht ein. Entlang dieser Grenze befindet

sich der im Austenit gelöste Kohlenstoff im Gleichgewicht, der Austenit ist maximal mit Kohlenstoff gesättigt und die Kohlenstoffaktivität ist  $a_c = 1,0$ .

Wird die Linie S-E überschritten, so bildet sich bei unlegierten Stählen das Eisenkarbid *Zementit*. Anwesende Legierungselemente verschieben diese Grenze und können in das entstehende Carbid eingebaut werden, so dass Mischcarbide entstehen oder sie bilden eigene Carbide.

Legierungselemente beeinflussen die Kohlenstoffaktivität: Silicium, Nickel, Bor und Stickstoff erhöhen die Aktivität, Chrom, Mangan, Molybdän, Wolfram, Titan, Vanadium und Aluminium verringern sie. Dies wirkt sich auf die Kohlenstoffkonzentration aus, die sich im Stahl einstellt, vgl. Kapitel 3.2.

#### 3.2 Der Kohlenstoffpegel

Während das Werkstück der Wirkung des Aufkohlungsmittels ausgesetzt ist, ist die Kohlenstoffaktivität des Stahls bestrebt, sich an diejenige des Aufkohlungsmittels anzugleichen. Handelt es sich bei dem Werkstück um eine Folie oder einen dünnen Draht aus Reineisen, so wird dessen Kohlenstoffgehalt bereits nach relativ kurzer Zeit, d.h. etwa 15 bis 20 min, im Gleichgewicht mit dem Aufkohlungsmittel stehen. Der dann erreichte Kohlenstoffgehalt ist als *Kohlenstoffpegel*, *C-Pegel* oder *C-Pegel-Wert*, kurz  $C_p$ , festgelegt. Er wird als Maß für die Wirkung des Aufkohlungsmittels, in dem der Kohlenstoff fast immer in gebundener Form vorliegt, betrachtet.

Nach DIN EN 10052 ist der C-Pegel der Kohlenstoffgehalt, angegeben in Massenanteilen an Kohlenstoff in %, den eine Probe aus Reineisen innerhalb des Löslichkeitsgebiets des Austenits bei einer bestimmten Temperatur im Gleichgewicht mit dem umgebenden Mittel annimmt [1].



Der Kohlenstoffpegel wird in der Praxis des Aufkohlens dazu benutzt, den Aufkohlungsvorgang zu regeln. Mit ihm wird die Aufkohlungswirkung des Aufkohlungsmittels so eingestellt, dass sich in der Werkstückrandschicht bei gegebener Temperatur der erforderliche Randkohlenstoffgehalt  $C_R$  bzw. ein vorgegebenes Kohlenstoffprofil einstellt. Dabei ist davon auszugehen, dass das oben beschriebene Gleichgewicht in der äußersten Randschicht von Werkstücken bei der in der Praxis üblichen Aufkohlungsdauer nicht vollständig erreicht wird. Tatsächlich kommt es lediglich zu einer Annäherung zwischen dem Randkohlenstoffgehalt  $C_R$  und dem C-Pegel-Wert.

Beim Aufkohlen legierter Stähle führen Legierungselemente, welche die Kohlenstoffaktivität des Stahls erhöhen, bei gegebenem C-Pegel und konstanter Kohlenstoffaktivität des Aufkohlungsmittels zu einem geringeren Randkohlenstoffgehalt als bei Reineisen. Legierungselemente, welche die Aktivität verringern, führen dagegen zu einem höheren Kohlenstoffgehalt. Am Beispiel eines Legierungsgehaltes von 1,2 % Massenanteilen an Silicium bzw. 2 % Massenanteilen an Chrom ist dies in **Bild 3** dargestellt.

Soll dieselbe Gleichgewichtskonzentration bzw. derselbe Randkohlenstoffgehalt wie bei unlegiertem Eisen erreicht werden, muss daher der C-Pegel, mit dem das Aufkohlen vorgenommen, d.h. geregelt wird, entsprechend angepasst werden. Die Korrektur geschieht mit dem so bezeichneten *Legierungsfaktor*  $k_L$ , der die Wirkung der Legierungselemente berücksichtigt. Es gilt:

$$\text{Gleichgewichtskohlenstoffgehalt } C_L = k_L \cdot C_P$$

bzw.

$$C_{P\text{-erforderlich}} = \frac{C_L}{k_L} \quad (2)$$

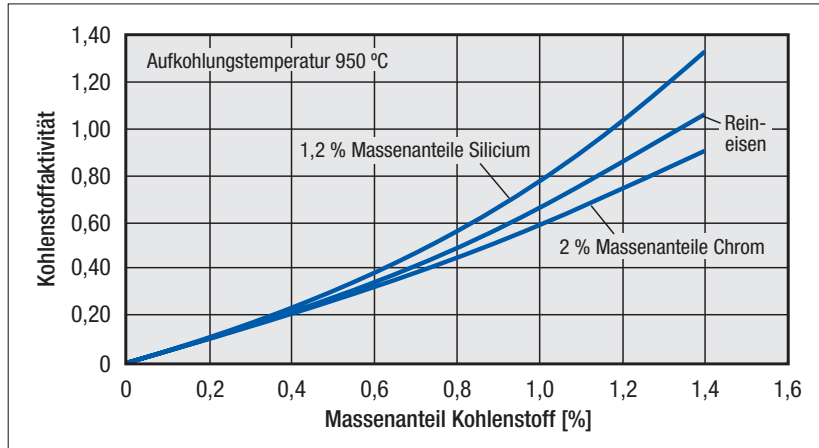


Bild 3: Einfluss von Legierungselementen auf die Kohlenstoffaktivität

| Stahl                         |                             | Legierungsfaktor $k_L$         |              |
|-------------------------------|-----------------------------|--------------------------------|--------------|
| alter Kurzname                | neuer Kurzname              | Streubreite                    | Mittelwert   |
| C 10/Ck 10<br>C 15/Ck 15<br>– | –/C10E<br>–/C15E<br>C16E    | 0,95 bis 1,02                  | 0,99         |
| 17 Cr 3                       | 17Cr3                       | 0,99 bis 1,12                  | 1,06         |
| 20 Cr 4<br>–                  | –<br>28Cr4                  | 1,05 bis 1,16                  | 1,10         |
| 16 MnCr 5                     | 16MnCr5                     | 1,05 bis 1,16                  | 1,11         |
| –                             | 16MnCrB5                    | (ähnlich 16MnCr5)              |              |
| 20 MnCr 5                     | 20MnCr5                     | 1,07 bis 1,19                  | 1,13         |
| –                             | 18CrMo4                     | 1,05 bis 1,17                  | 1,11         |
| –                             | 20MoCr3                     | 1,00 bis 1,12                  | 1,06         |
| 20 MoCr 4                     | 20MoCr4                     | 1,00 bis 1,11                  | 1,05         |
| 22 CrMoS 3-5                  | 22CrMoS3-5                  | 1,04 bis 1,16                  | 1,10         |
| –                             | 16NiCr4                     | 0,99 bis 1,12                  | 1,06         |
| –                             | 18NiCr5-4                   | 1,04 bis 1,15                  | 1,10         |
| 21 NiCrMo 2                   | 20NiCrMo2-2                 | 0,98 bis 1,10                  | 1,04         |
| –                             | 17NiCrMo6-4                 | 1,00 bis 1,13                  | 1,06         |
| –                             | 20NiCrMoS6-4                | 0,98 bis 1,10                  | 1,04         |
| 15 CrNi 6                     | –                           | 1,05 bis 1,17                  | 1,11         |
| –                             | 17CrNi6-6                   | 1,05 bis 1,18                  | 1,12         |
| –                             | 15NiCr13                    | 1,04 bis 1,15                  | 1,10         |
| 17 CrNiMo 6<br>–              | 18CrNiMo7-6<br>14NiCrMo13-4 | 1,06 bis 1,19<br>0,94 bis 1,01 | 1,13<br>0,98 |

Tabelle 1: Legierungsfaktoren für die Korrektur des C-Pegels

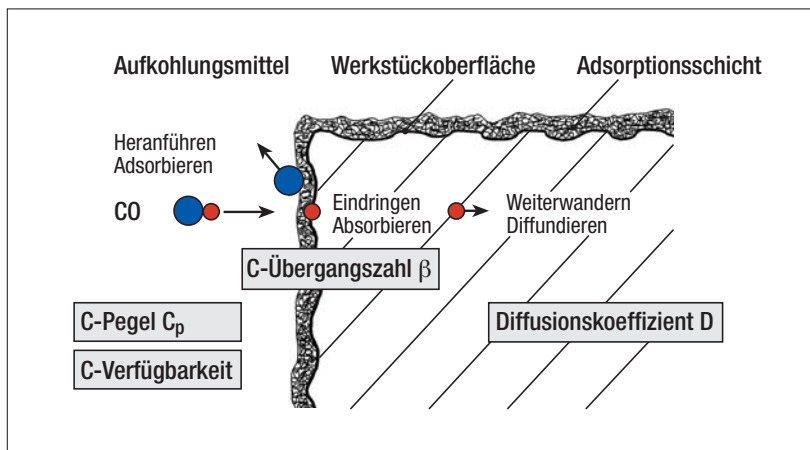


Bild 4: Modell der Vorgänge beim Gasaufkohlen (schematisch)

$C_L$  ist der Kohlenstoffmassenanteil, der sich im Gleichgewichtszustand in einer Folie aus dem jeweiligen legierten Stahl einstellen würde. Die für das Aufkohlen von Einsatzstählen nach DIN EN 10084 erforderlichen Legierungsfaktoren sind in **Tabelle 1** aufgeführt. Darin ist neben dem Streubereich, der sich ergibt, wenn die Grenzwerte der nach der Norm zulässigen Legierungsanteile berücksichtigt werden, auch der jeweilige Mittelwert angegeben. Für praktische Belange genügt es im Allgemeinen, mit diesem Mittelwert zu arbeiten.

### 3.3 Der Aufkohlungsvorgang

Das Übertragen des Kohlenstoffs läuft in mehreren Teilschritten ab:

- Heranbringen des Aufkohlungsmittels an die Werkstückoberfläche. Die Kohlenstoff übertragenden Komponenten des Aufkohlungsmittels gelangen an die Werkstückoberfläche und bilden dort eine Übergangs- oder Grenzschicht.
- Die Komponenten zerfallen unter der katalytischen Wirkung des Eisens. Dabei werden Kohlenstoffatome frei und von der Werkstückoberfläche adsorbiert. Bestimmte beim Zerfall entstehende Radikale oder Elemente

können miteinander unter Bildung neuer Verbindungen reagieren (Phasengrenzreaktion). Teilweise werden sie von der Werkstückoberfläche auch wieder entfernt.

- Freigesetzte Kohlenstoffatome durchdringen die Werkstückoberfläche (Absorption) und werden im Eisen gelöst.
- Kohlenstoffatome diffundieren/wandern im Eisen, bevorzugt entlang der Korngrenzen, in das Werkstückinnere. Dabei entsteht ein nach innen abfallendes Konzentrationsgefälle.

Vorausgesetzt, der Transport der Kohlenstoff übertragenden Stoffe an die Werkstückoberfläche und die Diffusion durch die Grenzschicht erfolgen rasch genug, dann bestimmt der Vorgang, durch den Kohlenstoffatome freigesetzt werden, die Geschwindigkeit, mit der Kohlenstoff übertragen wird.

Für das Freisetzen von Kohlenstoffatomen und deren Adsorption an der Werkstückoberfläche sind chemische Reaktionen der im Aufkohlungsmittel enthaltenen Komponenten sowohl untereinander als auch mit der Werkstückoberfläche maßgebend. Darüber hinaus beeinflusst der Zustand der Werkstückoberfläche, z.B. die Rauheit, Rückstände von Fremdstoffen, Oxidschichten, das Reaktionsgeschehen.

In **Bild 4** sind die Vorgänge schematisch dargestellt und es sind die für die mathematische sowie mess- und regelungstechnische Behandlung des Aufkohlens maßgeblichen Größen eingetragen: neben dem C-Pegel auch die Kohlenstoffverfügbarkeit, die Kohlenstoffübergangszahl  $\beta$  und der Diffusionskoeffizient  $D$ .

Die ausreichende Versorgung mit dem Kohlenstoffspender ist in flüssigen und festen Mitteln durch den direkten Kontakt mit der Werkstückoberfläche gegeben. Gase müssen ausreichend umgewälzt und ausgetauscht werden. Die Eignung der verschiedenen Aufkohlungsmittel lässt sich an ihrer Kohlenstoffverfügbarkeit ablesen. Das ist diejenige Kohlenstoffmenge in Gramm, die vom Mittel abgegeben werden kann, wenn sein C-Pegel von 1,0 auf 0,9 abfällt. In **Bild 5** ist die C-Verfügbarkeit verschiedener Aufkohlungsmittel in Abhängigkeit von der Temperatur gegenübergestellt. Daraus ist zu entnehmen, dass reines Kohlenmonoxid vergleichsweise die höchste C-Verfügbarkeit besitzt [2].

Die Adsorption des Kohlenstoffs ist maßgebend dafür, wie rasch die Kohlenstoffkonzentration in der äußeren Randschicht ansteigt und sich dem Wert des C-Pegels des Aufkohlungsmittels annähert. Sie beeinflusst also die Geschwindigkeit des Aufkohlens. Kennzeichnende Größe für diesen Vorgang ist die Kohlenstoffübergangszahl  $\beta$ . Sie gibt an, wieviel Gramm Kohlenstoff durch eine Werkstückoberfläche von  $1 \text{ cm}^2$  pro Sekunde eindiffundieren, bezogen auf die jeweilige Differenz zwischen dem C-Pegel im Aufkohlungsmittel und dem Randkohlenstoffgehalt.

Je nach Art und Zusammensetzung des Kohlenstoffspenders sind unterschiedliche Reaktionen für die Kohlenstoffübertragung maßgebend. In Gasen und im Pulver oder Granulat erfolgt das Freisetzen von Kohlenstoff hauptsächlich

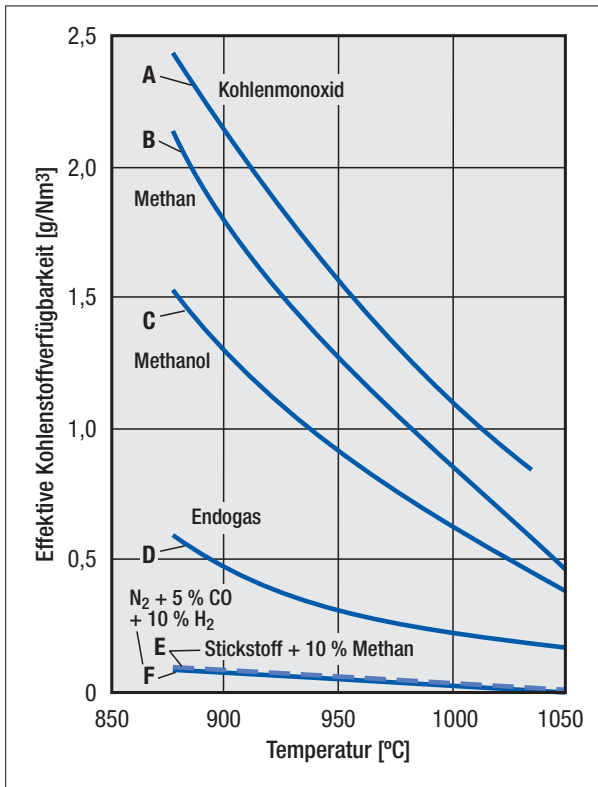


Bild 5: Gegenüberstellung der Kohlenstoffverfügbarkeit verschiedener Gase [24]

lungskinetik der verschiedenen Kohlenstoff freisetzenden Reaktionen zusammen. Sie ist daher auch mitbestimmend für die Geschwindigkeit, mit der sich der Randkohlenstoffgehalt eines Werkstücks dem Gleichgewichtskohlenstoffgehalt nähert.

Die Kohlenstoffübergangszahl lässt sich mit Hilfe von Folien oder dünnen Drähten, die bis zum Gleichgewichtskohlenstoffgehalt aufgekohlt werden, oder aus den Kohlenstoffprofilen unterschiedlich lange aufgekohlter Eisenproben und der Kohlenstoffmenge, die innerhalb eines bestimmten Zeitintervalls aufgenommen wurde, bestimmen. Der im Gleichgewichtszustand erreichte Kohlenstoffgehalt entspricht dann dem C-Pegel, der bei legierten Eisenwerkstoffen mit dem Legierungsfaktor zu korrigieren ist. In der Praxis wurden beim Gasaufkohlen für  $\beta$  Werte zwischen 1,0 und  $4,0 \cdot 10^{-5}$  cm/s gemessen.

lich aus dem Zerfall von Kohlenmonoxid (Boudouard-Reaktion):



Im Vergleich zu den übrigen Reaktionen, die sich je nach der Art des Aufkohlungsmittels ergeben, verläuft diese Reaktion aber auch am schnellsten. Zum Kennzeichnen der Kinetik des Aufkohlens ist es jedoch zweckmäßig, nicht die Reaktionen zu betrachten, sondern den Kohlenstoffmassenstrom  $\dot{m}$ . Dieser ergibt sich aus der Beziehung:

$$\dot{m} = \frac{M}{A \cdot dt} = \beta \cdot (C_p - C_R) \frac{\text{g}}{\text{cm}^2 \cdot \text{s}} \quad (4)$$

In dieser Gleichung ist M die Kohlenstoffmenge in g, die durch die Fläche A in cm<sup>2</sup> hindurchdiffundiert, dt ist das Zeitintervall in s,  $\beta$  ist die Kohlenstoffübergangszahl in cm/s.  $C_p$  ist der Kohlenstoffpegel und  $C_R$  der jeweilige Kohlenstoffgehalt der äußersten Randschicht des aufzukohlenden Werkstücks.

Die Differenz  $C_p - C_R$  in g Kohlenstoff/cm<sup>3</sup> ist die thermodynamische Triebkraft für die Kohlenstoffdiffusion innerhalb der Werkstückrandschicht. Die Kohlenstoffübergangszahl  $\beta$  fasst die Aufkoh-

Die in der Werkstückrandschicht ansteigende Konzentration des Kohlenstoffs begünstigt seine fortwährende Diffusion in das Werkstückinnere. Die Kohlenstoffatome sind nur etwa halb so

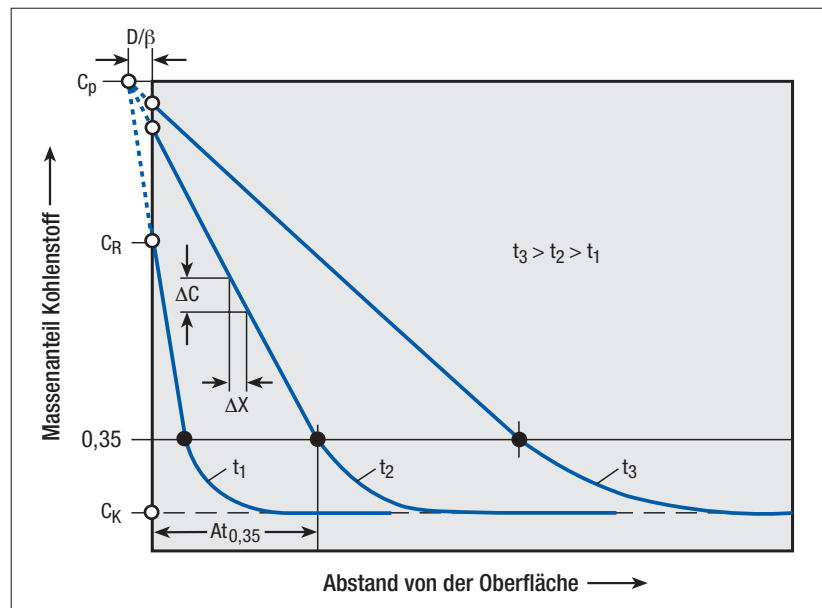


Bild 6: Zeitabhängige Kohlenstoffkonzentration in einem aufgekohlten Werkstück (schematisch) [3]



groß wie die Eisenatome, so dass sich der Kohlenstoff relativ leicht durch Lücken und über Fehlstellen im Eisengitter, aber auch entlang der Korngrenzen bewegen kann. Die Diffusionsgeschwindigkeit wird im Wesentlichen durch die Temperatur und die jeweilige Differenz zwischen der Kohlenstoffkonzentration am Rand und im Kern des Werkstücks bestimmt. Je höher die Temperatur und je größer das Konzentrationsgefälle, umso rascher diffundiert der Kohlenstoff.

Im zeitlichen Verlauf des Kohlenstoffmassenstroms entstehen Kohlenstoffverlaufskurven, wie sie schematisch in **Bild 6** für die drei Zeiten  $t_1$ ,  $t_2$  und  $t_3$  wiedergegeben sind. Mit zunehmendem Abstand von der Oberfläche nimmt die Kohlenstoffkonzentration mehr oder weniger stetig bis auf den Ausgangswert (= Kernkohlenstoffgehalt  $C_K$ ) ab.

### 3.4 Berechnen des Kohlenstoffprofils

Während des Aufkohlens stellt sich an der Werkstückoberfläche ein stationärer Zustand ein, bei dem die übertragene Menge Kohlenstoff gleich der durch die Diffusion in das Werkstückinnere abwandernden ist. Die eindiffundierende Menge Kohlenstoff ist nach dem 1. Fick'schen Diffusionsgesetz durch die Beziehung

$$\frac{M}{A \cdot dt} = D \cdot \frac{dC}{dx} \quad (5)$$

gegeben. Darin ist  $D$  der Diffusionsbeiwert oder Diffusionskoeffizient in  $\text{cm}^2/\text{s}$  und  $dC/dx$  das Kohlenstoffkonzentrationsgefälle in  $x$ -Richtung. Zusammen mit der Beziehung für die Kohlenstoffübergangszahl ergibt sich daraus die Gleichung:

$$D \cdot \frac{dC}{dx} = \beta \cdot (C_p - C_R) \quad (6)$$

Da sich während des Aufkohlens der Randkohlenstoffgehalt im zeitlichen Verlauf ändert, ist das Aufkohlen in Wirklichkeit kein stationärer Vorgang und es muss das 2. Fick'sche Diffusionsgesetz herangezogen werden:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \cdot \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (7)$$

Dabei ist angenommen, dass der Diffusionskoeffizient unabhängig vom Kohlenstoffgehalt ist und die Diffusion nur in  $x$ -Richtung verläuft. Die Lösung dieser Differentialgleichung lautet dann:

$$C = C_0 \cdot \left[ 1 - \Psi \left( \frac{x}{2 \cdot \sqrt{D \cdot t}} \right) \right] \quad (8)$$

$\Psi$  oder  $\text{erf}(x/2 \cdot \sqrt{D \cdot t})$  ist hierbei das Gauß'sche Fehlerintegral,  $C_0$  ist die Kohlenstoff-Gleichgewichtskonzentration unmittelbar an der Werkstückoberfläche. Unter der Berücksichtigung, dass der aufzukohlende Werkstoff im Ausgangszustand den Kohlenstoffgehalt  $C_K$  besitzt, ist  $C_0$  durch  $C_R - C_K$  zu ersetzen. Mit Hilfe der für Werte  $(x/2 \cdot \sqrt{D \cdot t})$  tabellierten Gauß'schen Fehlerfunktion kann für bekannte Werte von  $D$  das Konzentrationsprofil für vorgegebene Werte von  $x$  und  $t$  berechnet werden.

Dabei muss jedoch berücksichtigt werden, dass der Randkohlenstoffgehalt  $C_R$  nicht sofort nach Beginn des Aufkohlens seine endgültige Höhe erreicht, da die Phasengrenzreaktion nicht mit unendlich großer Geschwindigkeit abläuft. Stattdessen steigt der Randkohlenstoffgehalt allmählich mit fortschreitender Aufkohlung an. Aus diesem Grund muss die Gleichung korrigiert werden und erhält die Form (9).

$$C(x,t) = C_K + (C_K - C_R) \cdot \left[ 1 - \Psi \left( \frac{x + \frac{D}{\beta}}{2 \cdot \sqrt{D \cdot t}} \right) \right] \quad (9)$$

$$D = (1 - 0,23) \cdot \exp \left[ \frac{4300 \cdot C_p^{1,5} - 18900}{T} - 2,63 \cdot C_p^{1,5} - 0,38 \right] \frac{\text{cm}^2}{\text{s}} \quad (10)$$

Auch der Diffusionsbeiwert  $D$  ändert sich während des Aufkohlens, da er vom örtlich jeweils vorliegenden Gefälle der Kohlenstoffkonzentration abhängt. In der Fachliteratur sind für die Ermittlung von  $D$  unterschiedliche Angaben zu finden. Eine für die Praxis im Allgemeinen befriedigende Berechnung mit einem gemittelten Diffusionsbeiwert kann nach Wüning [3] mit der Beziehung (10) vorgenommen werden. Mit Hilfe der heute verfügbaren Rechner ist es leicht möglich, den Ablauf des Aufkohlens „online“ zu verfolgen und das Kohlenstoffkonzentrationsprofil zu jedem gewünschten Zeitpunkt zu berechnen und auf einem Monitor anzuzeigen.

### 3.5 Ermitteln der Aufkohlungstiefe At

Für die Praxis ist neben dem Kohlenstoff-Konzentrationsprofil die Aufkohlungstiefe von besonderem Interesse. Sie ist die eigentliche Zielgröße des Aufkohlens und ist gekennzeichnet als derjenige Abstand von der Oberfläche eines aufgekohlten Werkstücks, an dem der Kohlenstoffgehalt einem vorgegebenen Grenzmerkmal entspricht (DIN EN 10052). Es hat sich im Allgemeinen bewährt, als Grenzmerkmal einen Kohlenstoffmassenanteil von 0,35 % zu benutzen. Er würde nämlich, entsprechend der Aufhärbarkeit, bei vollmartensitischem Gefüge zu einer Härte von 52,5 HRC respektive 550 HV führen. Dieser Wert wird nach DIN EN ISO 2639 im Regelfall als Grenzhärte zum Ermitteln der Einsatzhärtungstiefe  $A_t$

benutzt. Vom Fachausschuss 5 der AWT angestellte Untersuchungen haben ergeben, dass zum Erzielen einer Härte von 550 HV bzw. 52,5 HRC in der Randschicht aufgekohlter Werkstücke je nach Stahl auch ein geringerer C-Massenanteil ausreichen kann [4].

Die Aufkohlungstiefe  $A_t$  kann damit aus dem Kohlenstoff-Konzentrationsprofil abgelesen werden. Rechnerisch lässt sie sich mit der im Abschnitt 3.4 angegebenen Formel für die Kohlenstoffkonzentration  $C(x,t)$  nach entsprechendem Umstellen ermitteln:

$$\frac{(0,35 - C_K)}{(C_R - C_K)} = 1 - \Psi \left( \frac{A_{t0,35} + \frac{D}{\beta}}{2 \cdot \sqrt{D \cdot t}} \right) \quad (11)$$

Näherungsweise lässt sich stattdessen eine quadratische Gleichung der Form

$$A_t = K \cdot \sqrt{t} - \frac{D}{\beta} \quad [mm] \quad (12)$$

benutzen. Darin ist  $K$  ein Faktor, der die Aufkohlungstemperatur, den C-Pegel, das Aufkohlungsmittel und die Stahllegierung berücksichtigt. Die Beziehung bringt zum Ausdruck, dass die Aufkohlungstiefe zur Quadratwurzel aus der Aufkohlungsdauer proportional ist. Wird die Dauer  $t$  in h eingesetzt,  $D$  in  $mm^2/s$  und  $\beta$  in  $mm/s$ , ergibt sich die Aufkohlungstiefe in Millimetern.

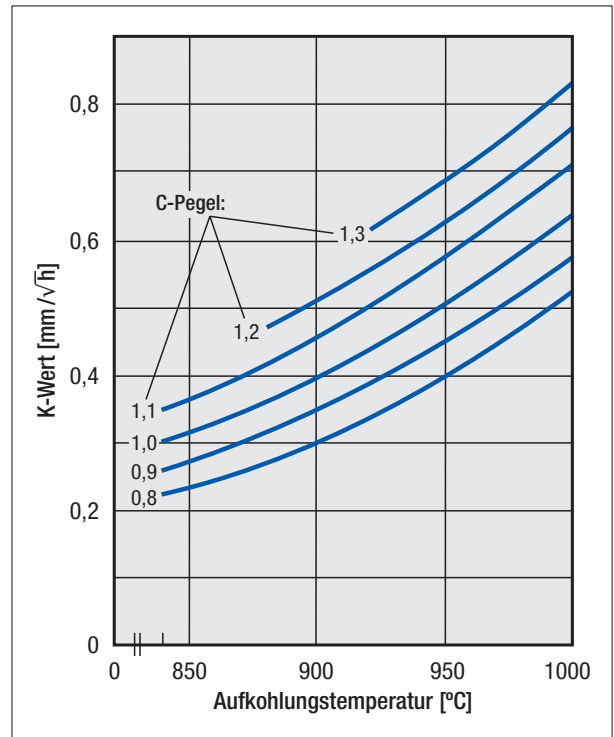
In den **Bildern 7 und 8** sind für das Beispiel des Gasaufkohlens nach dem Endoträgergasverfahren Werte für  $K$  und das Verhältnis  $D/\beta$  angegeben [3].

Werden die Werte  $K$  und  $D/\beta$  nicht aus den Bildern 7 und 8 entnommen und stattdessen die Zahlenwerte für  $D$  in  $cm^2/s$  bzw. für  $\beta$  in  $cm/s$  eingesetzt, muss die Formel (12) lauten:

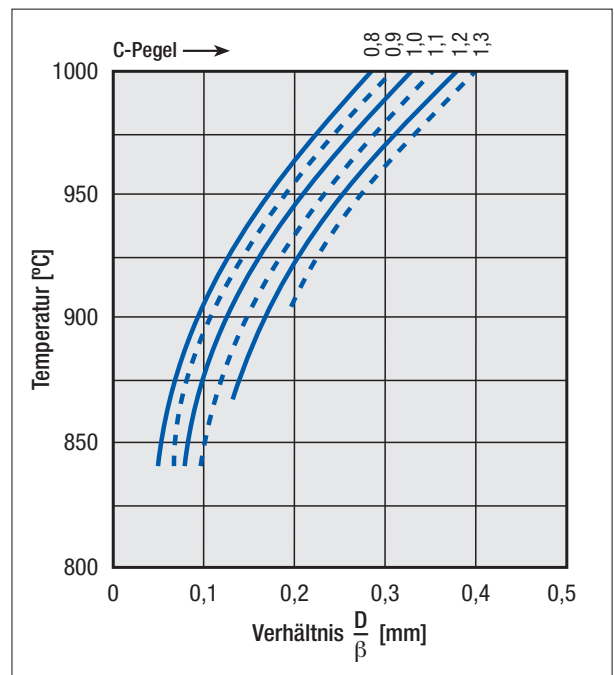
$$A_t = K \cdot \sqrt{t} - 0,1 \cdot \frac{D}{\beta} \quad [mm] \quad (12a)$$

In **Bild 9** sind nach dem zuvor Beschriebenen die Aufkohlungstiefen in Abhängigkeit vom C-Pegel für bestimmte Temperaturen dar-

**Bild 7:**  
K-Werte für das Gasaufkohlen mit Endoträgergas aus Propan und Propanzugabe bei einem Kernkohlenstoffmassenanteil von 0,15% [24]



**Bild 8:**  
Werte für das Verhältnis  $D/\beta$  für das Gasaufkohlen mit Endoträgergas aus Propan und Propanzugabe [24]



gestellt. Daraus wird die Rolle der Aufkohlungstemperatur für das Aufkohlungsgeschehen deutlich: Eine Erhöhung der Temperatur z.B. um 50 °C verringert die Aufkohlungsdauer um rd. 30 bis 40 %.

Für die bisher dargestellten Zusammenhänge wird davon ausgegangen, dass die Oberfläche der aufzukohlenden Werkstücke eben

ist. Bei konvex gekrümmten Oberflächen ist die Einsatzhärtungstiefe allerdings etwas größer und bei konkav gekrümmten etwas geringer als die rechnerisch zu erwartende. Auf Versuchsergebnisse von [5] geht die Darstellung in **Bild 10** zurück, womit die Aufkohlungsdauer entsprechend korrigiert werden kann.

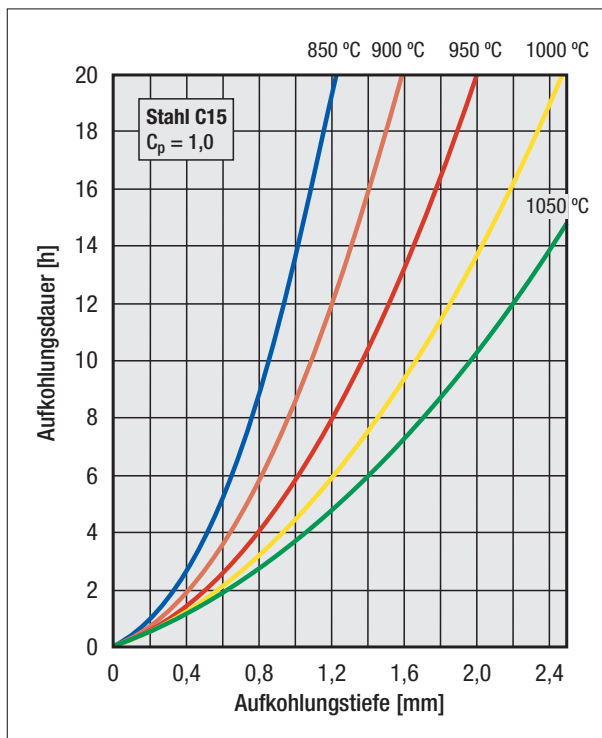


Bild 9:  
Zusammenhang  
zwischen Aufkoh-  
lungstiefe, Auf-  
kohlungstemperatur  
und -dauer

#### 4 Carbonitrieren

Werden Behandlungsmittel verwendet, welche der Werkstückrandschicht nicht nur Kohlenstoff, sondern auch Stickstoff anbieten, kommt es zu einer simultanen Eindiffusion von Kohlenstoff und Stickstoff. Das trifft insbesondere auf die Cyanid oder Cyanat enthaltenden Salzschnmelzen oder Ammoniak enthaltende Gase zu. In diesem Fall wird anstatt von Aufkohlen von *Carbonitrieren* gesprochen.

Grundsätzlich kann das Carbonitrieren im gleichen Temperaturbereich wie das Aufkohlen durchgeführt werden. Es ist jedoch möglich, auch unterhalb des  $A_{c3}$ -Punktes, bis herab zu rd. 720 °C, zu arbeiten. In diesem Fall wird durch die Stickstoffanreicherung die Gleichgewichtslinie  $A_{c3}$  zu niedrigeren Temperaturen verschoben. Ein Randschichtgefüge, das zu Beginn des Carbonitrierens aus den beiden Phasen Ferrit und Austenit bestand, wird somit vollständig austenitisch, wodurch sich auch das Lösungsvermögen für Kohlenstoff erhöht.

Die beiden unterschiedlichen Temperaturbereiche führen zu verschiedenen Ergebnissen. Das Carbonitrieren *oberhalb* des  $A_{c3}$ -Punktes des Ausgangszustands unterscheidet sich vom Aufkohlen darin, dass die Randschicht infolge der zusätzlichen Stickstoffaufnahme ein deutlich trägeres Umwandlungsverhalten erhält. Daraus resultiert eine höhere Härtebarkeit. Andererseits wächst damit auch das Risiko, dass in der gehärteten Randschicht größere Mengen von Restaustenit auftreten.

Beim Carbonitrieren *unterhalb* des  $A_{c3}$ -Punktes des Ausgangszustandes wird deutlich mehr Stickstoff aufgenommen, so dass die Randschicht auch mehr oder weniger vollständig austenitisch wird. Das nicht von der Aufstickung erfasste Kerngefüge besteht jedoch aus den beiden Phasen Austenit und Ferrit und nach

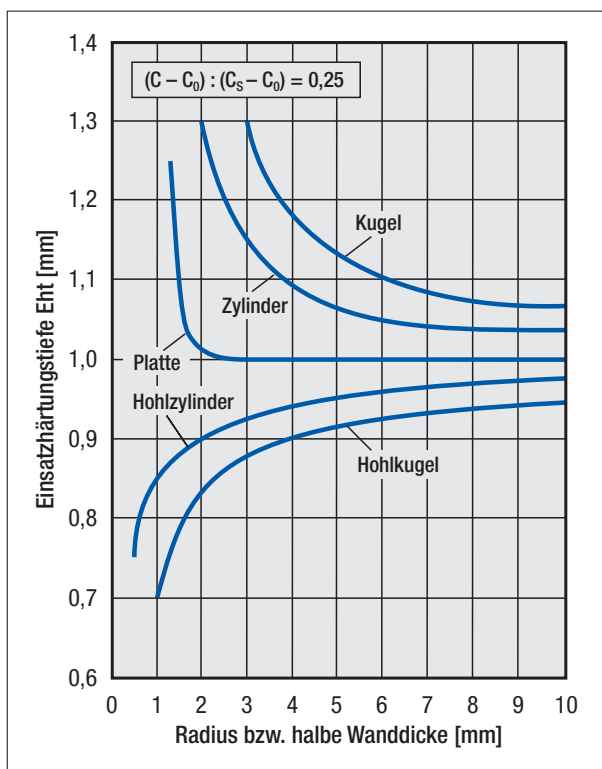


Bild 10:  
Einfluss der Ober-  
flächenkrümmung  
auf die Einsatz-  
härtungstiefe [5]

dem Härten aus Martensit und Ferrit; es ist: „unterhärter“.

Für die Aufkohlungstiefe beim Carbonitrieren gelten prinzipiell die gleichen Gesetzmäßigkeiten wie beim Aufkohlen, siehe Kapitel 3.5. Das Regeln erfolgt ebenfalls über den C-Pegel, da ein dem C-Pegel analoger Kohlenstoff-Stickstoff-Pegel nicht definierbar ist. Jedoch muss beim Carbonitrieren in Gasen berücksichtigt werden, dass durch den höheren Wasserstoffanteil ein anderer CO<sub>2</sub>-Anteil vorliegt und sich ein anderer C-Pegel-Wert ergibt.

## 5 Das Härten aufgekohlter Werkstücke

### 5.1 Allgemeines

Die gewünschten Gebrauchseigenschaften erhalten aufgekohlte oder carbonitrierte Werkstücke erst durch ein Härten und gegebenenfalls Anlassen.

Das Härten kann in unterschiedlicher Weise durchgeführt werden und sich direkt oder nach Zwischenschalten einer Bearbeitung (z. B. Zwischenrichten, Zerspanen) an das Aufkohlen anschließen. Nach dem Carbonitrieren wird jedoch meist direkt gehärtet.

Entsprechend dem Kohlenstoff-Konzentrationsprofil unterscheidet sich das Umwandlungsverhalten innerhalb der aufgekohl-

ten Randschicht gegenüber dem nicht aufgekohlten Kern. Dies erfordert eigentlich graduell abgestufte, unterschiedliche Temperaturen, von denen aus zum Härten abgeschreckt wird. Der höhere Randkohlenstoffgehalt benötigt eine niedrigere Temperatur als der im Kohlenstoffgehalt unveränderte Kern. Unterschiedlich sind außerdem Start- und Endtemperatur der Martensitbildung in Rand und Kern. Im Kern beginnt und endet die Austenitumwandlung bei höherer Temperatur als im Rand. Das in **Bild 11** als Beispiel wiedergegebene Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild für den Kern und in **Bild 12** für den auf einen Kohlenstoffmassenanteil von 1,0 % aufgekohlten Bereich der Randschicht des Stahls 16MnCr5 las-

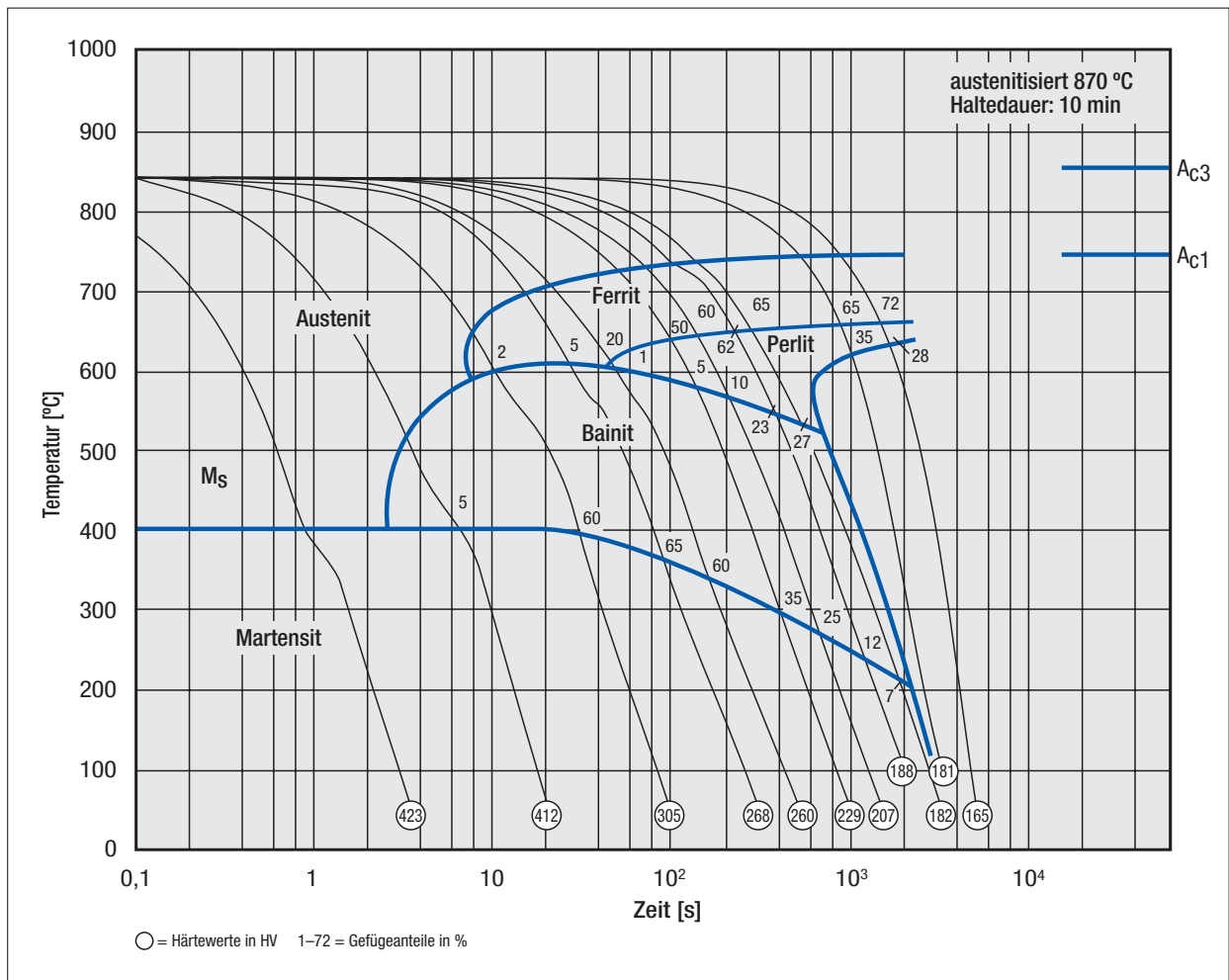


Bild 11: Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild (ZTU) für kontinuierliches Abkühlen des Stahls 16MnCr5 [6]

sen dies deutlich erkennen. Außerdem besitzt die aufgekohlte Randschicht gegenüber dem Kern eine höhere Härbarkeit.

Daraus ergibt sich die Möglichkeit, zum Härten von einer entweder an den Rand- oder an den Kernkohlenstoffgehalt angepassten Temperatur aus abzuschrecken. Für den Rand genügen z. B. bei den Einsatzstählen Temperaturen zwischen 780 und 860 °C, für den Kern sind 800 bis 900 °C notwendig. Die erforderliche Abkühlgeschwindigkeit hängt davon ab, welche Gefügestände in Rand und Kern erreicht werden sollen, und richtet sich nach der Werkstückabmessung und der Härbarkeit des verwendeten Stahls. In **Bild 13** sind die allgemein üblichen Verfahrensweisen gegen-

übergestellt. Daraus geht hervor, dass für den Prozess des Härten auch die Aufkohlungstemperatur und das geforderte Gefüge in Rand und Kern für das Festlegen der Prozessparameter maßgebend sind.

## 5.2 Direkthärten (Typ A)

Die Temperatur beim Aufkühlen ist meist auch identisch mit der erforderlichen Härtetemperatur oder sogar höher. Daher liegt es nahe, nach Abschluss des Aufkühlens unverzüglich von dieser Temperatur aus abzukühlen bzw. abzuschrecken. Dies wird als *Direkthärten* bezeichnet. Nach dem Carbonitrieren ist dies die übliche Vorgehensweise.

Damit bei den niedrig kohlenstoffhaltigen ferritisch-perlitischen Einsatzstählen auch im nicht aufgekohlten Kernbereich beim Härten ein vollmartensitisches Gefüge entsteht, ist zum Austenitisieren eine Temperatur von ca. 900 °C notwendig. Wird bei einer höheren Temperatur aufgekühlt und anschließend abgeschreckt, entspricht dies einem *Direkthärten von Kernbärtetemperatur*, kurz: *Kernbärten*. Das dabei entstehende Randgefüge ist relativ grob ausgebildet, wie bei einem „überhitzten“ Härten zu erwarten. Außerdem können größere Anteile von Restaustenit im Gefüge der Randschicht auftreten.

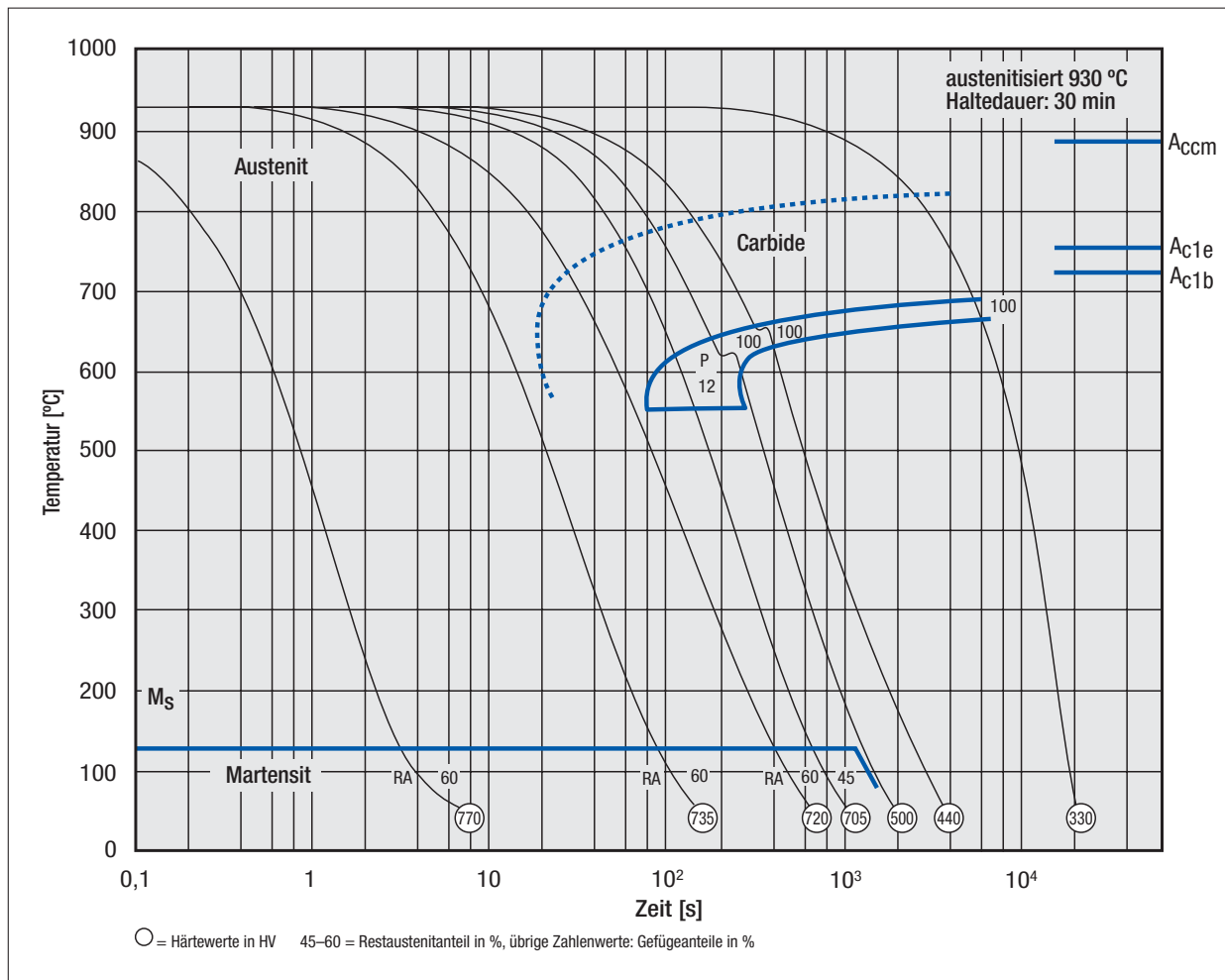
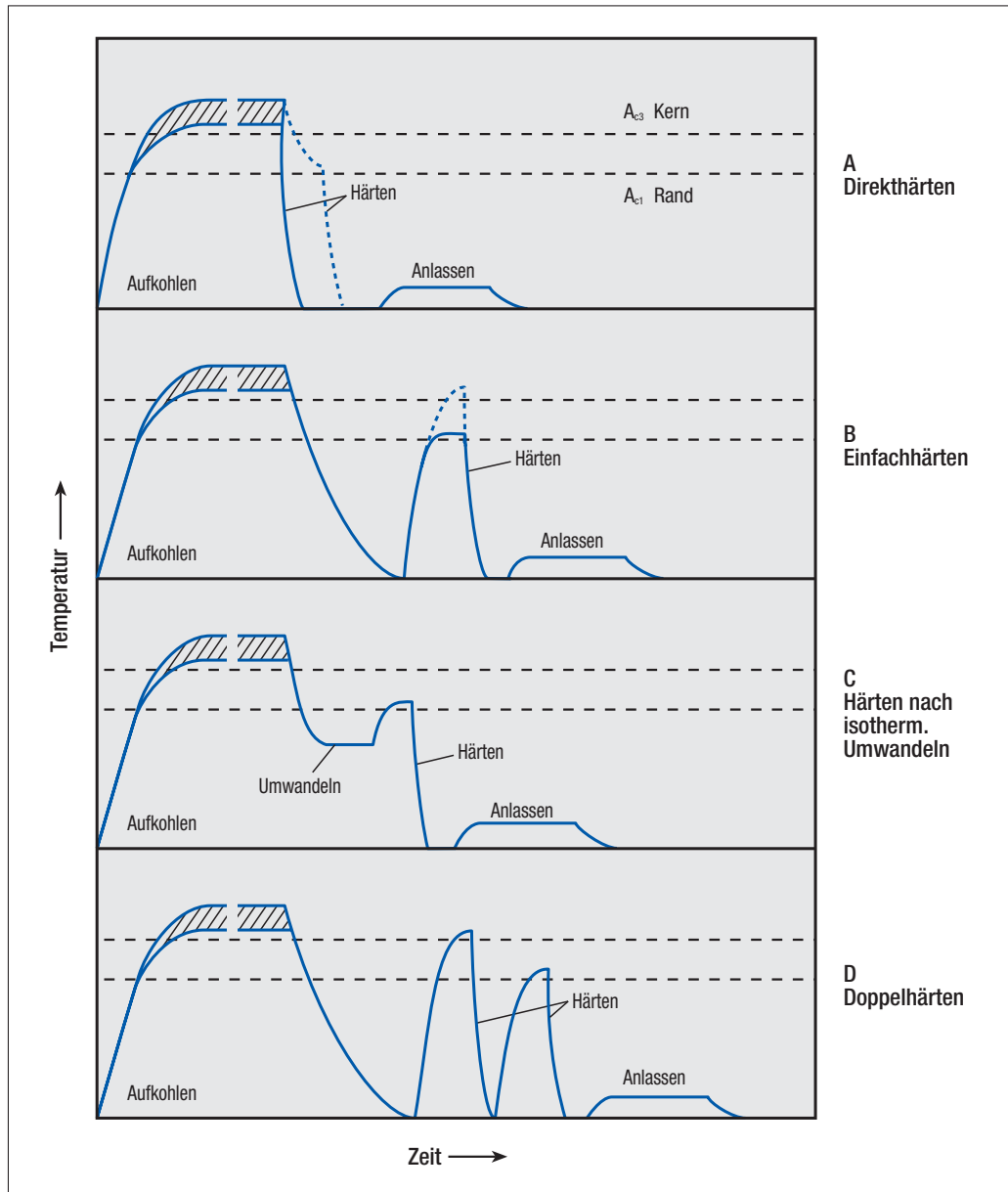


Bild 12: ZTU-Schaubild für kontinuierliches Abkühlen des auf 1,0 % Masseanteile aufgekohlten Randschichtbereichs des Stahls 16MnCr5 [6]



Bild 13:  
Mögliche Verfahrensläufe für  
das Härten auf-  
gekohlter Teile



Deutlich feiner wird das Randgefüge ausgebildet, wenn vor dem Abschrecken die Temperatur an den aufgekohlten Rand angepasst wird, wozu die Temperatur auf ca. 780 bis 840 °C abzusenken ist. Dies entspricht einem *Direkthärten von Randhärte-temperatur*, kurz: *Randbärten*. Hierbei wird der Kern „unterhärten“, da sich bereits durch das Absenken der Temperatur das beim Aufkohlen zunächst austenitische Kerngefüge teilweise in Ferrit, Perlit und/oder Bainit umwandelt und dann nur der Rest in Martensit.

Das Direkthärten ist eine besonders wirtschaftliche Methode. Es setzt jedoch voraus, dass möglichst nicht bei höheren Temperaturen als 950 °C und nicht zu lange aufgekühlt wurde. Anderenfalls muss während des Aufkohlens mit einem Wachsen des Austenitkorns und einem dementsprechend größeren Gefüge gerechnet werden, was ungünstigere Festigkeitseigenschaften zur Folge haben kann. In solchen Fällen sollten mit speziellen Elementen gegen ein Kornwachstum legierte Stähle verwendet werden → *Feinkornstäble*.

### 5.3 Einfachhärten (Typ B)

Beim Einfachhärten wird nach dem Aufkohlen zunächst so auf Raumtemperatur abgekühlt, dass keine Härtung eintritt. Das aufgekohlte Werkstück kann in diesem Zustand leichter zwischenbearbeitet oder gerichtet werden. Danach erfolgt das Erwärmen auf Härte-temperatur und Abschrecken zum Härten. Auch hierbei besteht die Möglichkeit, die Härte-temperatur dem aufgekohlten Rand oder dem nicht aufgekohlten Kern anzupassen und ein Rand- oder Kernhärten

vorzunehmen. Im letztgenannten Fall enthält das Kerngefüge je nach Temperatur mehr oder weniger viel Ferrit, der sich beim Austenitisieren nicht in Austenit umgewandelt hat („Unterhärtung“).

Das Unterschreiten der Austenitumwandlungstemperatur ( $A_{C3}$ -Punkt) beim Abkühlen nach dem Aufkohlen und das Überschreiten beim Wiedererwärmen auf Härte-temperatur bewirken eine Umkristallisation, das Gefüge wird neu formiert. Ein beim Aufkohlen eventuell zu grob gewordenes Gefüge kann dadurch verfeinert werden → „Rückfeinen“. Dieser Verfahrensablauf wird deshalb bevorzugt nach einem Aufkohlen bei Temperaturen oberhalb von 950 °C angewendet.

#### 5.4 Härten nach isothermischem Umwandeln (Typ C)

Bei diesem Verfahren wird das Werkstück nach dem Aufkohlen auf eine Temperatur, meist im Umwandlungsbereich des Perlit, d. h. also ca. 600 bis 650 °C, abgekühlt und auf dieser Temperatur isothermisch bis zum Ende der Umwandlung des Austenits in Perlit gehalten. Je nach dem Kohlenstoffgehalt in der Randschicht

werden dabei mehr oder weniger viele - relativ sehr feine - Carbide ausgeschieden und der Austenit wandelt sich in Perlit um. Nach dem Umwandlungsende wird wieder auf die gewünschte Härte-temperatur erwärmt und dabei angestrebt, nicht sämtliche Carbidausscheidungen wieder aufzulösen. Anschließend wird auf Raumtemperatur abgeschreckt.

Ähnlich wie beim Einfachhärten wird auch bei diesem Verfahrensablauf das Gefüge verfeinert. Im Unterschied zum Einfachhärten ist aber der Energieaufwand geringer, da nicht bis auf Raumtemperatur abgekühlt wird.

#### 5.5 Doppelhärten (Typ D)

Beim Doppelhärten wird zweimal gehärtet. Das erste Mal meist direkt von Kernhärte-temperatur nach dem Aufkohlen und ein zweites Mal von Randhärte-temperatur. Damit soll zweierlei erreicht werden: ein homogenes Kerngefüge nach dem ersten Härten und ein optimales Randgefüge nach dem zweiten Härten. Der nicht aufgekohte Kern wird beim Wiedererwärmen zum abschließenden Randhärten nur zum Teil austenitisiert und ist dann „unter-

härter“. Das Randschichtgefüge wird durch das zweimalige Umwandeln verfeinert und ist optimal ausgebildet.

Gegenwärtig wird das Doppelhärten in der industriellen Praxis nur wenig angewendet. Das kommt nicht zuletzt daher, dass der Aufwand für die notwendige Anlagentechnik und die Energie relativ hoch sind. Auch sind die Maß- und Formänderungen größer als nach den zuvor beschriebenen Verfahren. Vor einem Anwenden ist es daher zweckmäßig, die Vor- und Nachteile sorgfältig gegeneinander abzuwägen.

#### 5.6 Warmbadhärten

Mit diesem Begriff wird eine Vorgehensweise beim Abschrecken gekennzeichnet, die darin besteht, dass zunächst nicht bis auf Raumtemperatur abgekühlt wird, sondern auf eine Temperatur, die zweckmäßigerweise dicht oberhalb der Martensit-Starttemperatur der aufgekohten Randschicht liegen sollte. Dies ist je nach Stahl und Kohlenstoffgehalt eine Temperatur zwischen 180 und 220 °C, vgl. **Bild 14**. Im Kernbereich findet dagegen bereits eine Umwandlung statt, da wegen

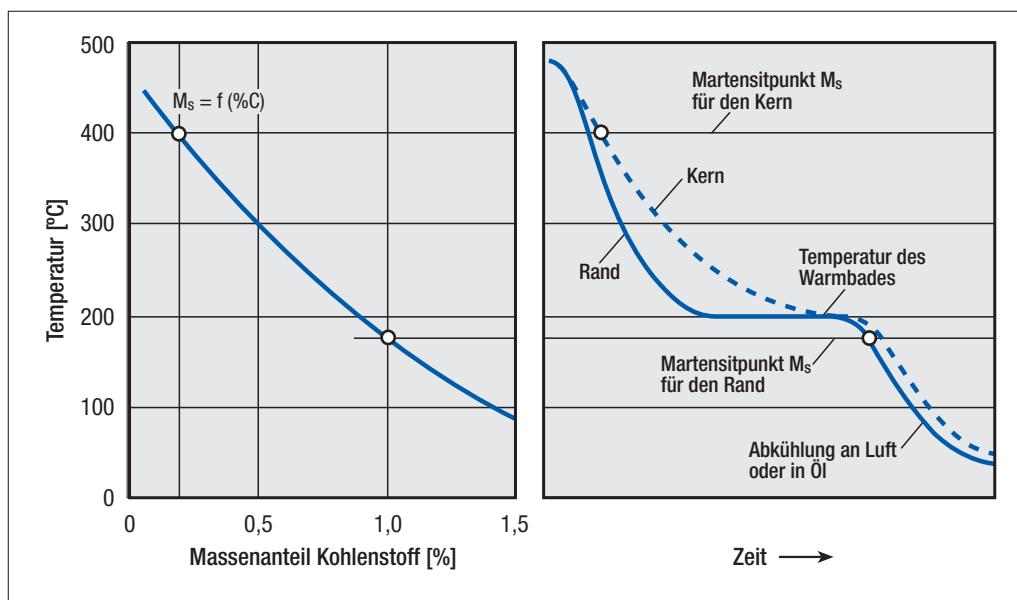


Bild 14:  
Zeit-Temperatur-  
Folge beim Warm-  
badhärten auf-  
gekohter Teile

des niedrigeren Kohlenstoffgehaltes die Martensit-Starttemperatur, die etwa bei 400 °C liegt, bereits unterschritten wird.

Durch isothermisches Halten der Temperatur des Warmbades sollen Temperaturunterschiede im Werkstück ausgeglichen werden, so dass die beim Abkühlen und Umwandeln des Kernbereichs entstehenden Eigenspannungen möglichst niedrig bleiben. Nach dem Temperausgleich wird das Abkühlen fortgesetzt. Erst nach dem Unterschreiten der Martensit-Starttemperatur im Randbereich erfolgt dann hier die Umwandlung des Austenits in Martensit. Damit lassen sich umwandlungsbedingte Spannungen und daraus resultierende Maß- und Formänderungen minimieren.

Prinzipiell kann das Warmbadhärten bei allen zuvor beschriebenen Verfahren angewendet werden. In der Praxis werden zum Warmbadhärten meist Salzschnmelzen oder thermisch entsprechend belastbare Öle benutzt.

## 6 Tiefkühlen

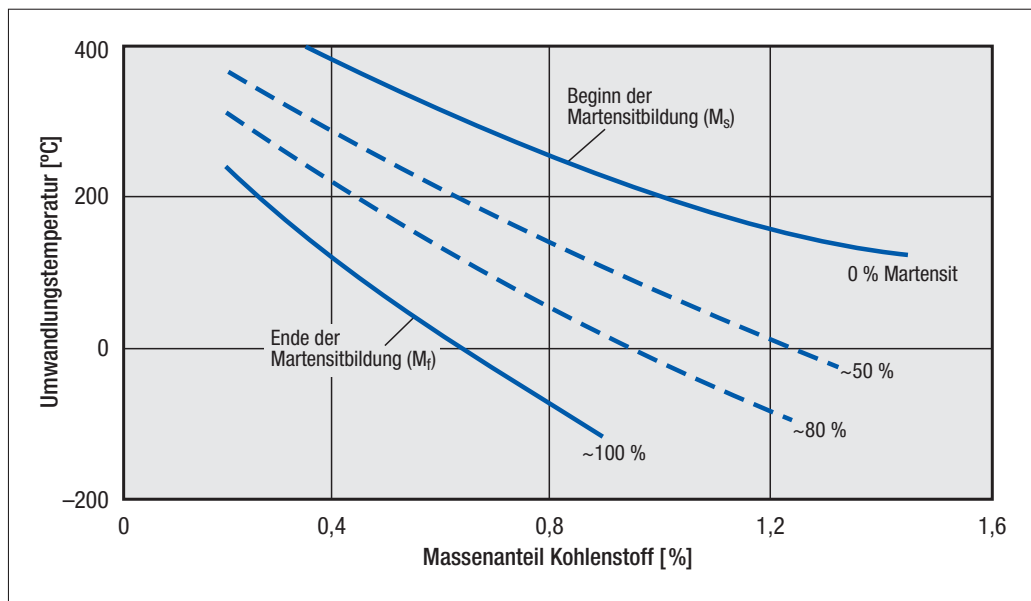
Liegt in der aufgekohlten Randschicht ein höherer Kohlenstoffmassenanteil vor als der zum Erreichen der Höchststärke mindestens erforderliche von rd. 0,60 %, muss nach dem Härten in der Randschicht mit der Anwesenheit von Restaustenit gerechnet werden. Aus **Bild 15** kann dieser Zusammenhang für unlegierte Stähle abgelesen werden. Bei legierten Stählen kann Restaustenit auch schon bei geringeren Kohlenstoffmassenanteilen entstehen. Auch ein Abschrecken von relativ hoher Härtetemperatur begünstigt die Restaustenitmenge.

Restaustenit im Gefüge verringert die Härte und beeinträchtigt das Verschleißverhalten. Je nach den späteren Betriebsbedingungen bzw. -beanspruchungen kann sich durch tiefe oder hohe Betriebstemperaturen, Temperaturwechsel, Verformungen oder Lastspannungen zu einem späteren Zeitpunkt der Restaustenit noch mehr oder weniger vollständig in Bainit und/oder Martensit umwandeln. Daraus resultieren u.U. weitere

Maß- und Formänderungen, die z.B. bei Bauteilen mit geringen Maßtoleranzen zu einem Festsitzen führen können. Restaustenit in der Einsatzhärtungsschicht führt zu Zugeigenspannungen und damit zu einer niedrigeren Schwingfestigkeit.

Damit diese negativen Folgen nicht eintreten, ist es erforderlich, so aufzukohlen, dass sich ein ausreichend niedriger Randkohlenstoffgehalt einstellt. Wo dies nicht gelingt oder auch kein Diffusionsbehandeln nach dem Aufkohlen möglich ist, kann es zweckmäßig sein, nach dem Abschrecken auf Raumtemperatur weiter auf noch niedrigere Temperaturen abzukühlen, um dem Ende der Martensitbildung möglichst nahe zu kommen, vgl. Bild 15. Das Tiefkühlen sollte möglichst unmittelbar nach dem Erreichen der Raumtemperatur vorgenommen werden, um den Restaustenit vollständig umzuwandeln. In der Praxis kann es gegebenenfalls notwendig sein, dazu flüssigen Stickstoff mit einer Temperatur von ca. -195 °C zu verwenden.

**Bild 15:** Beginn und Ende der Martensitbildung in Abhängigkeit vom Kohlenstoffmassenanteil unlegierter Stähle beim Abschrecken von Härtetemperatur



## 7 Anlassen einsatzgehärteter Werkstücke

Es ist üblich, einsatzgehärtete Werkstücke oberhalb von 150 °C, vorzugsweise aber bei 180 °C oder höher anzulassen. Dadurch wird Kohlenstoff aus dem Martensit ausgeschieden und bildet mit dem Eisen und seinen metallischen Legierungselementen Carbide. Das verringert die Verzerrung des martensitischen Gitters und damit auch die Härte. Durch Anlasstemperaturen im Bereich zwischen 180 und 250 °C und eine Haltezeit von einer Stunde ist mit einer Abnahme um 1 bis 5 HRC zu rechnen.

Das Anlassen bei Temperaturen um 180 °C vermindert die Rissempfindlichkeit, ohne eine wesentliche Abnahme der Eigenspannungen. Das wirkt sich z. B. günstig auf das Verhalten bei einem nachfolgenden Schleifen aus. Der Einfluss auf die Gebrauchseigenschaften, z. B. das Verschleiß- oder das Festigkeitsverhalten bei Schwingbeanspruchungen, kann dagegen positiv oder negativ sein.

Es ist daher zu empfehlen, gegebenenfalls durch entsprechende Versuche zu ermitteln, ob ein Anlassen zweckmäßig ist oder nicht.

Müssen einsatzgehärtete Werkstücke gerichtet werden, so ist es nach den bisher vorliegenden Erfahrungen der Praxis günstiger, das Richten vor dem Anlassen vorzunehmen.

## 8 Diffusionsbehandeln

Randkohlenstoffmassenanteile über 0,60% können beim Härten zu einem unzulässig hohen Restaustenitanteil im Gefüge führen, vgl. Kapitel 6. Besonders ausgeprägt ist dies bei Einsatzstählen, die mit Nickel, Chrom oder Molybdän legiert sind.

Beim Aufkohlen in Salzschnmelzen oder im Pulver ist das Kohlenstoffangebot meist so hoch, dass ein höherer Randkohlenstoffmassenanteil erreicht wird. Ausgenom-

men hiervon sind spezielle Salzschnmelzen, deren Kohlenstoffangebot so weit reduziert ist, dass ein Randkohlenstoffmassenanteil von ca. 0,60% erreicht wird. Nur beim Aufkohlen in Gasen kann das Kohlenstoffangebot über den C-Pegel so eingestellt werden, dass sich kein zu hoher Randkohlenstoffmassenanteil ergibt. Je nach Verfahrensablauf muss dies dann aber mit einer längeren Aufkohlungsdauer erkauft werden.

In der Praxis hat es sich beim Gasaufkohlen bewährt, mit zwei unterschiedlichen C-Pegel-Werten aufzukohlen. Auf eine erste Periode mit einem höheren C-Pegel, um rasch die erforderliche Aufkohlungstiefe zu erhalten, folgt eine zweite Periode, in welcher der C-Pegel so weit abgesenkt wird, dass sich ein Randkohlenstoffmassenanteil in der gewünschten Höhe einstellt → *Zwei-Stufen-Aufkohlung*. Dabei verändert sich das Kohlenstoffprofil, wie es schematisch in **Bild 16** zu sehen ist: Der Randkohlenstoffgehalt wird reduziert und die Aufkohlungstiefe nimmt weiter zu.

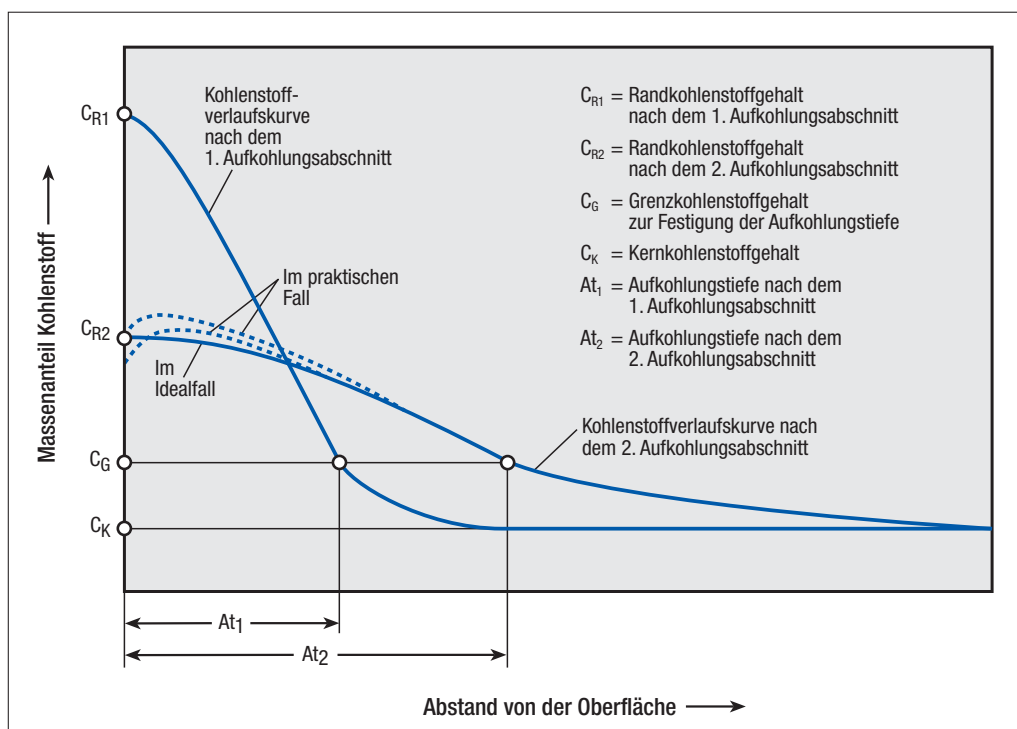


Bild 16:  
Kohlenstoffprofile  
beim Zwei-Stufen-  
Aufkohlen

Das Gleiche lässt sich im Prinzip auch erreichen, indem anschließend an das Aufkohlen ein so bezeichnetes *Diffusionsbehandeln* durchgeführt wird. Es besteht aus einem „Glühen“ der aufgekohlten Werkstücke mit einem C-Pegel, der so gewählt wird, dass ein zu hoher Randkohlenstoffgehalt verringert werden kann. Der Kohlenstoff diffundiert dabei nach allen Richtungen weiter, also auch nach außen → *Effusion*. Einer dadurch zu starken Entkohlung am äußersten Rand muss durch Festlegen geeigneter Behandlungsbedingungen begegnet werden. Günstiger ist es dagegen, das Diffusionsbehandeln in einem Vakuumofen vorzunehmen.

## 9 Voraussetzungen zum Härten – die Härbarkeit

Die Härbarkeit ist eine spezifische Eigenschaft der Stähle. Sie kennzeichnet das Ansprechen auf das Härten und ergibt sich aus der Stahlzusammensetzung. Dabei wird zwischen der durch den Kohlenstoff bestimmten *Aufhärbarkeit* und der durch die Legierungselemente – hauptsächlich Molybdän, Chrom und Mangan – bestimmten *Einbärbarkeit* unterschieden. Da nach dem Aufkohlen der Kohlenstoffgehalt in Rand und Kern unterschiedlich hoch ist, ist dementsprechend auch die Aufhärbarkeit im Rand- und Kernbereich unterschiedlich.

Die Aufhärbarkeit, gekennzeichnet durch die höchste erreichbare Härte, kann mit der Beziehung (13) [7, 8] berechnet werden.

Die Formel ist für einen Kohlenstoffmassenanteil zwischen ca. 0,10 und 0,60 % gültig; unter der

Voraussetzung, dass ein vollständig martensitisches Gefüge vorliegt. Der Zusammenhang gilt für unlegierte und legierte Stähle. Anstelle der Formel (13) kann auch die Formel (14) benutzt werden. Nach Untersuchungen des AWT-Fachausschusses 5 ergibt sich eine noch bessere Treffsicherheit, wenn mit der Formel (15) gerechnet wird [4].

$$\text{Erreichbare Höchst Härte} = 35 + \frac{\text{C-Massenanteil (\%)} \cdot 100}{2} \pm 2 \text{ HRC} \quad (13)$$

$$\text{Erreichbare Höchst Härte} = 20 + 60 \cdot \sqrt{\text{C-Massenanteil (\%)}} \text{ HRC} \quad (14)$$

$$\text{Erreichbare Höchst Härte} = 32,87 + 83,86 \cdot (\%C) - 49,75 \cdot (\%C)^2 \text{ HRC} \quad (15)$$

Durch Umstellen ergeben sich daraus die Beziehungen für den mindestens erforderlichen Kohlenstoffmassenanteil:

$$\text{C-Massen-Mindestanteil} = \frac{2 \cdot (\text{HRC}_{\text{erforderlich}} - 35)}{100} \pm 0,04 \% \quad (13a)$$

und

$$\text{C-Massen-Mindestanteil} = \left( \frac{\text{HRC}_{\text{erforderlich}} - 20}{60} \right)^2 \% \quad (14a)$$

Soll also eine Oberflächenhärte von 65 HRC erreicht werden, muss demnach so aufgekühlt werden, dass der Randkohlenstoffmassenanteil mindestens 0,60 % beträgt.

Im Unterschied zu der durch den Kohlenstoffmassenanteil vorgegebenen Aufhärbarkeit bestimmt die Einbärbarkeit, welche Härte im Inneren eines Werkstückes erreicht werden kann, d.h., welchen Verlauf die Härte über den Querschnitt nimmt. Dies ergibt sich aus dem Umwandlungsverhalten des Stahls. Wenn also beim Abschrecken von Härtetemperatur die kritische Abkühlgeschwindigkeit für die Martensitbildung nicht erreicht wird, entstehen neben Martensit auch die Gefügearten Bainit, Perlit und Fer-

rit, die weniger hart sind. Da die Abkühlwirkung mit zunehmendem Abstand von der Werkstückoberfläche abnimmt, ist dementsprechend mit abnehmendem Martensitanteil und zunehmenden Anteilen von Bainit, Perlit und Ferrit zu rechnen.

Mit zunehmender Einbärbarkeit nimmt die Kernhärte zu und der Härteabfall zwischen Rand und Kern wird geringer. Ist die Einbärbarkeit niedriger, ergibt sich eine geringere Kernhärte und eine größere Differenz zwischen Rand- und Kernhärte.



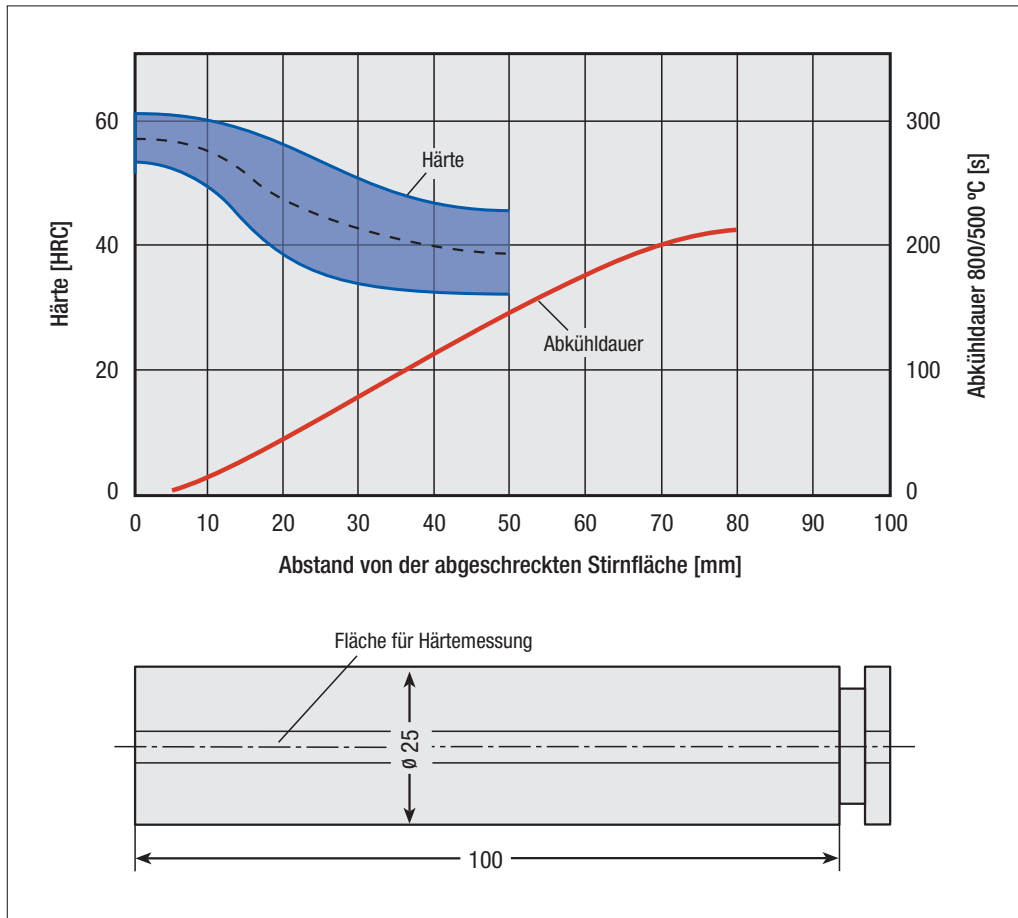


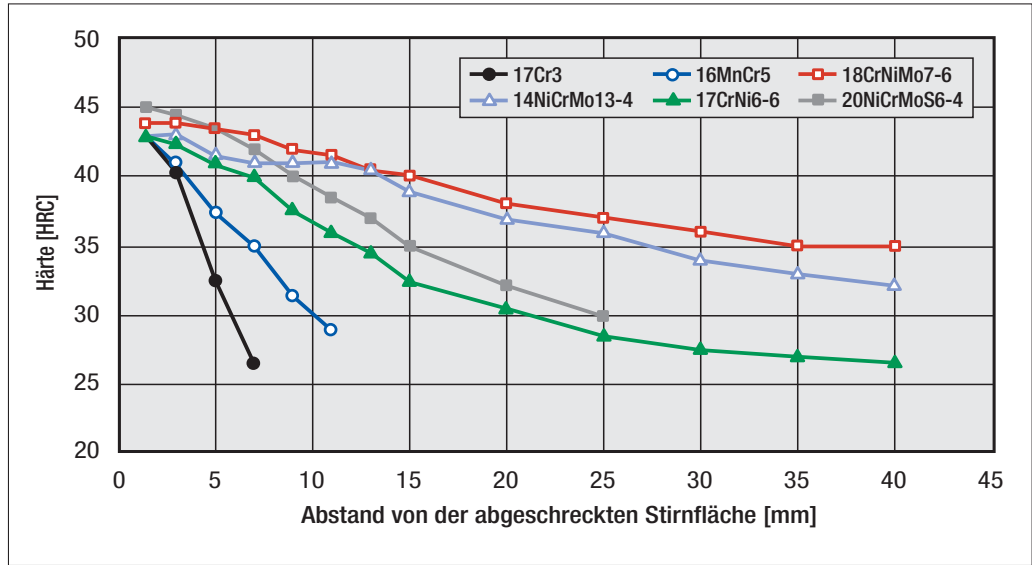
Bild 17:  
Stirnabschreck-  
probe (unten) und  
Härtbarkeits-  
streuband (oben)

Für das Umwandlungsverhalten sind die Legierungselemente verantwortlich, sie verzögern den Beginn der Umwandlung in Bainit, Perlit, Ferrit, wie man anhand der Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder feststellen kann, sie machen den Stahl umwandlungsträger. Um die Einhärbarkeit gezielt zu erhöhen, werden üblicherweise hauptsächlich die Legierungselemente Molybdän, Chrom und Mangan benutzt. Weitere Elemente wie z.B. Silicium oder Nickel erhöhen zwar ebenfalls die Härbarkeit, sie werden aber legierungstechnisch aus anderen Gründen verwendet.

Um die Härbarkeit zu beurteilen, wird üblicherweise der in DIN EN ISO 642 [9] genormte Stirnabschreckversuch benutzt. Dabei werden zylindrische Proben des zu untersuchenden Stahls mit einem Durchmesser von 25 mm und einer Länge von 100 mm austenitisiert und senkrecht in einer Vorrichtung hängend, mit einem Wasserstrahl definierter Stärke, der auf die untere Stirnfläche auftritt, abgeschreckt, vgl. **Bild 17**. Dadurch wird der Probe die Wärme nahezu ausschließlich in axialer Richtung entzogen und es stellt sich ein dementsprechender Verlauf der Abkühlgeschwindigkeit mit dem daraus resultierenden Umwandlungsverlauf ein. Die höchste Härte weist dabei die dem Was-

serstrahl direkt ausgesetzte Stirnfläche auf. Die auf diese Weise für verschiedene Schmelzen einer Stahlart messbaren Stirnabschreckkurven lassen sich in einem Streuband zusammenfassen. Sie sind Bestandteil der Technischen Lieferbedingungen auch für die Einsatzstähle (DIN EN 10084) und können für die Gewährleistung der Härbarkeit im nicht aufgekohlten Zustand, d. h. also für den Kernbereich einsatzgehärteter Werkstücke, herangezogen werden.

Bild 18:  
Mittlere Stirn-  
abschreckkurven,  
entnommen den  
Härtbarkeits-  
streibändern in  
DIN EN 10084



Im **Bild 18** sind aus DIN EN 10084 entnommene Mittelwertskurven der Streubänder einander gegenübergestellt. In der Praxis sind die Stahlhersteller inzwischen allerdings dazu übergegangen, die Stirnabschreckkurven aus der Stahlzusammensetzung zu berechnen. Für verschiedene Stahlgruppen wurden vom VDEh-Werkstoffausschuss dazu Formelsätze erstellt [10].

Die Einhärtpbarkeit der aufgekohlten Randschicht lässt sich auf ähnliche Weise ermitteln. Hierzu kann nach der von [11] vorgeschlagenen Methode vorgegangen werden. Proben der in DIN EN ISO 642 festgelegten Form, siehe **Bild 19**, werden aufgekohlt und wie in der Norm beschrieben gehärtet. Danach wird die Probe entweder längs oder quer, wie in **Bild 20** zu sehen ist, sorgfältig ge-

trennt und auf den Trennflächen an verschiedenen Stellen wird das Härteprofil ermittelt. Eine Norm hierzu existiert bisher nicht.

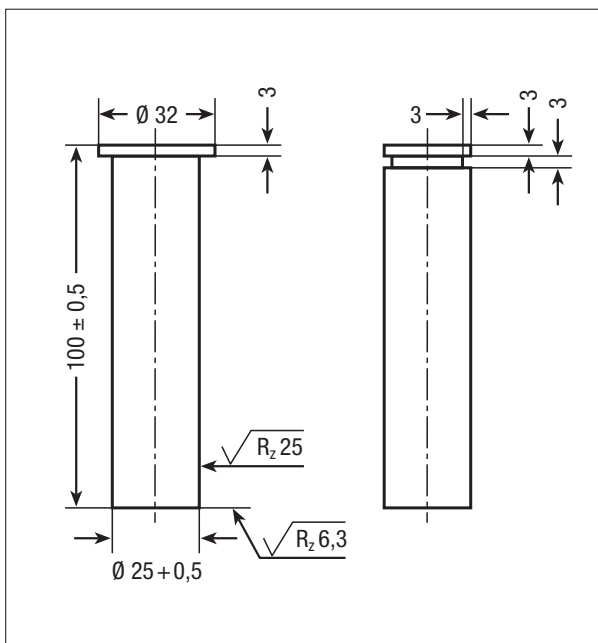


Bild 19: Proben für den Stirnabschreckversuch nach DIN EN ISO 642

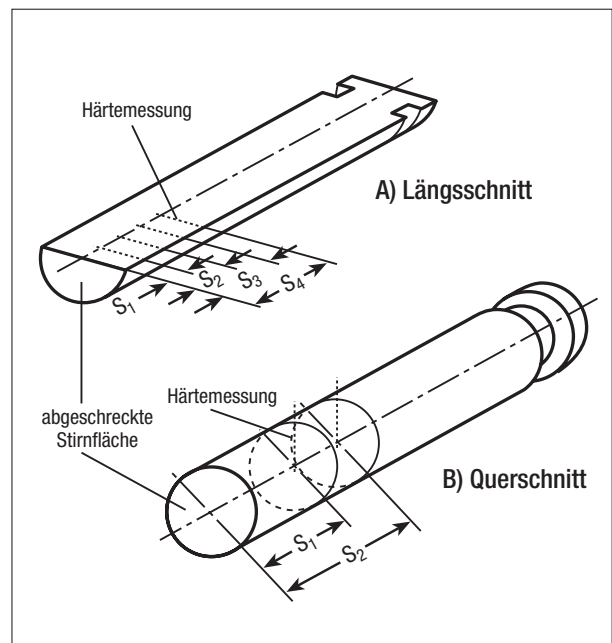


Bild 20: Vorgehensweise zum Ermitteln der Härtpbarkeit einsatzgehärteter Proben [11]

## 10 Eigenschaften einsatzgehärteter Werkstücke

### 10.1 Struktur Einsatzgehärteter Werkstücke

Die aufgekohlte bzw. Einsatzgehärtete Randschicht ist im einfachsten Fall an der Bruchfläche von Werkstücken oder Proben zu erkennen. **Bild 21** zeigt Bruchflächen Einsatzgehärteter Rundproben aus verschiedenen Einsatzstählen. Die Einsatzhärtungsschicht ist mehr oder weniger deutlich an einer feinkörnigeren Bruchfläche zu erkennen und ihre Dicke kann mit einer geeigneten Lupe gemessen werden. Allerdings ist die Messunsicherheit im Vergleich zum Ermitteln der Einsatzhärtungstiefe aus einer Härteverlaufskurve relativ groß.

Noch deutlicher erkennbar wird die Bruchfläche oder eine andere Trennfläche nach einem Schleifen, Polieren und Ätzen mit verdünnter Salpetersäure, z. B. Nital, wie in **Bild 22** zu erkennen ist.

Das Beurteilen des aufgekohlten, carbonitrierten oder Einsatzgehärteten Gefüges erfordert das Betrachten mit einem Lichtmikroskop. In **Bild 23** ist die Aufnahme der aufgekohlten Randschicht einer nach dem Aufkohlen langsam auf Raumtemperatur abgekühlten Probe wiedergegeben. Direkt unter der Oberfläche besteht das Gefüge vollständig aus Perlit. Mit zunehmendem Abstand von der Oberfläche nimmt der Perlitanteil ab und der Ferritanteil zu. Ein Abschätzen der Aufkohlungstiefe ist mit großer Messunsicherheit behaftet, zumal das Verhältnis Perlit:Ferrit von der Abkühlungsgeschwindigkeit abhängt.

Das Aussehen der Einsatzhärtungsschicht ist beispielhaft in **Bild 24** wiedergegeben. Das martensitische Gefüge unmittelbar unter der Werkstückoberfläche ist deutlich feiner ausgebildet als im Übergangsbereich zum Kern.

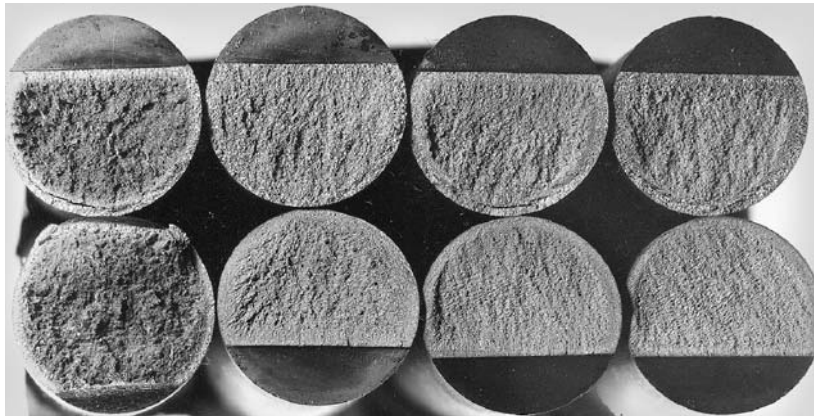


Bild 21: Bruchflächen Einsatzgehärteter Rundproben verschiedener Einsatzstähle

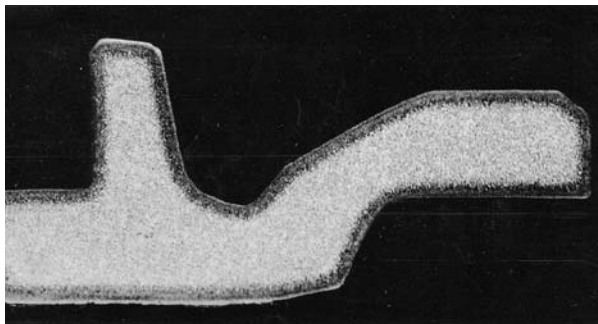


Bild 22:  
Makroschliff eines  
Einsatzgehärteten  
Werkstücks

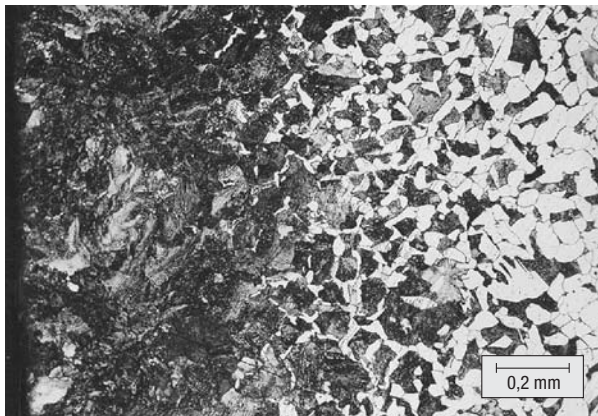


Bild 23:  
Randschicht einer  
aufgekohlten  
Probe unter dem  
Lichtmikroskop

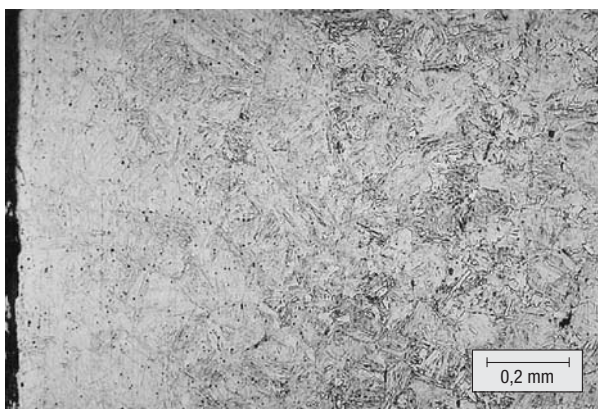
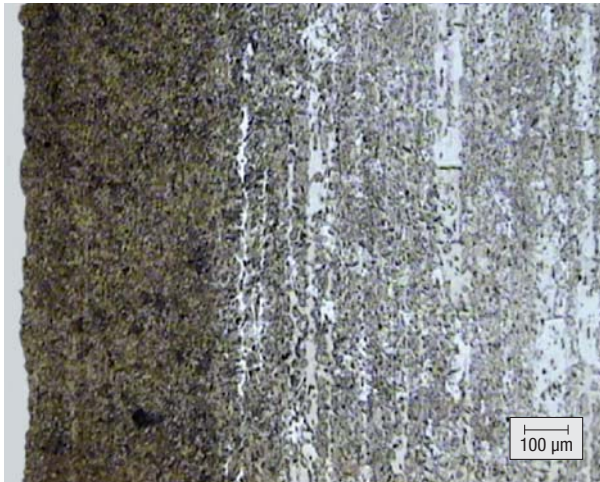


Bild 24:  
Randschicht einer  
Einsatzgehärteten  
Probe unter dem  
Lichtmikroskop





**Bild 25:**  
Lichtmikroskopisches Aussehen eines carbonitrierten Werkstücks

Das lichtmikroskopische Aussehen eines carbonitrierten Werkstücks zeigt **Bild 25**. Während die Randschicht ein vollständig martensitisches Gefüge aufweist, besteht das Gefüge im Kernbereich aus Ferrit und Martensit. Folge einer für den niedrigeren Kohlenstoffgehalt des Kerns zu niedrigen Härtetemperatur.

Wird bei gegebener Temperatur mit einem C-Pegel aufgekühlt, der höher ist als das Lösungsvermögen des Austenits bei dieser Temperatur, kommt es bereits während des Aufkühlens zum Ausscheiden von Carbiden, wie es in der lichtmikroskopischen Aufnahme in **Bild 26** zu sehen ist. In den meisten Anwendungsfällen ist diese Gefügeausbildung unerwünscht. Insbesondere dann,

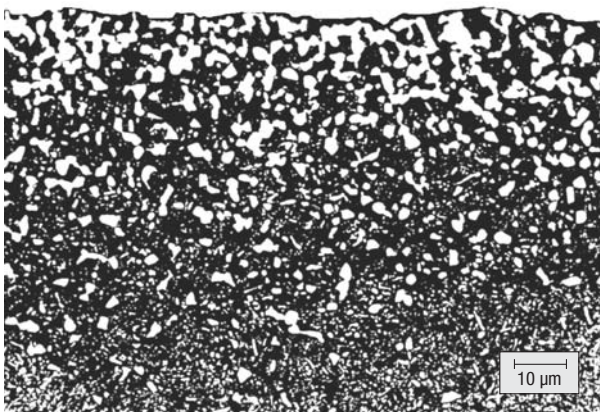
wenn die Werkstückoberfläche z.B. durch Polieren feinbearbeitet werden muss. Durch ein nachträgliches Glühen bei einer Temperatur von mindestens 900 °C mit ausreichender Dauer können die Carbide je nach Stahlzusammensetzung mehr oder weniger vollständig aufgelöst und der Kohlenstoff zur Weiterdiffusion veranlasst werden, so dass sich der Randkohlenstoffgehalt verringert. Dabei ist es allerdings nicht zu vermeiden, dass die Aufkühlungstiefe zunimmt. In Anwendungsfällen mit hohem Abrasionsverschleiß kann sich ein Gefüge mit Ausscheidungen z.B. von Chromcarbiden aber auch durchaus positiv auswirken.

Eine andere, ebenfalls meist unerwünschte Ausbildung der

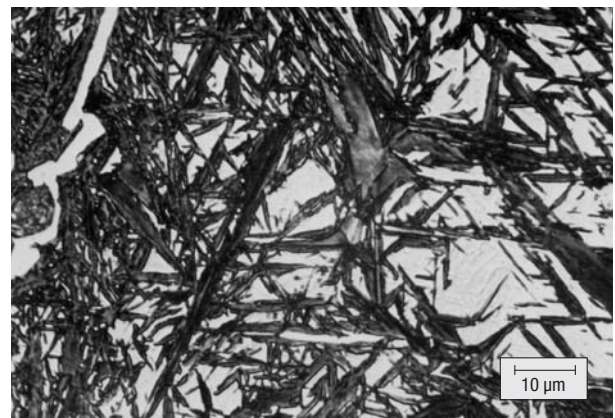
Einsatzhärtungsschicht zeigt die lichtmikroskopische Aufnahme in **Bild 27**. Hier wurde durch einen zu hohen Randkohlenstoffgehalt – Aufkohlen mit einem zu hohen C-Pegel – beim Härten ein Teil des Austenits nicht umgewandelt, der als Restaustenit zurückgeblieben ist. Dies kann das Verhalten bei Verschleißbeanspruchung oder bei schwingender Beanspruchung beeinträchtigen. Durch Tiefkühlen auf ausreichend niedrige Temperatur lässt sich der Restaustenitanteil mehr oder weniger vollständig beseitigen.

Beim Aufkohlen in Pulver, Granulat, Salzschnmelzen oder Gas lässt es sich nicht vermeiden, dass im Kohlenstoffspender anwesender Sauerstoff ebenfalls in die Werkstückrandschicht eindiffundiert. Die Folge davon ist die so bezeichnete innere Oxidation oder Randoxidation. Sauerstoffatome bilden mit dem Eisen oder seinen Legierungselementen Chrom, Mangan, Silicium u.a. Oxide, die sowohl innerhalb der Körner als auch auf den Korngrenzen ausgeschieden werden, wie in **Bild 28** zu sehen ist.

Die als Oxide abgebundenen Legierungselemente können in der Randschicht nicht mehr das Umwandlungsverhalten beim Härten beeinflussen, d.h., die Härtebarkeit wird verringert. Dadurch wird die Randschicht umwand-



**Bild 26:** Überkohlte Randschicht mit Carbiden unter dem Lichtmikroskop



**Bild 27:** Überkohlte Randschicht mit Restaustenit und Carbiden

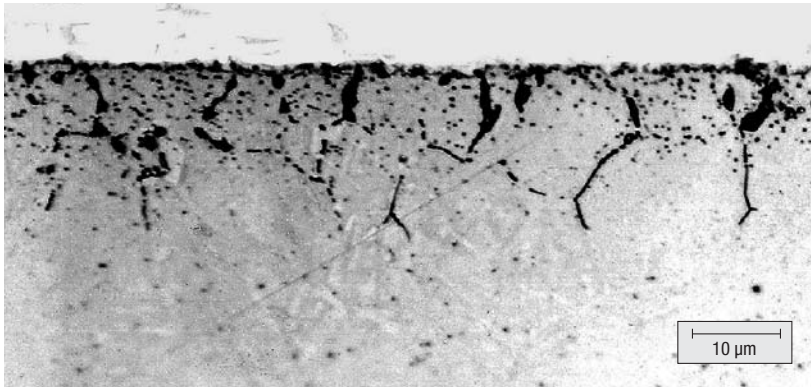


Bild 28: Lichtmikroskopisches Aussehen einer Einsatzhärtungsschicht mit Randoxidation (ungeätzt)

lungsfreudiger und beim Abkühlen wandelt sich der Austenit in Perlit und/oder Bainit um anstatt in Martensit. Die Oberflächen- und die Randhärte weisen niedrigere Werte auf → *Weichhaut*. Sofern die Weichhaut nicht abgeschliffen wird, muss mit einem geringeren Verschleißwiderstand gerechnet werden. Auch eine Beeinträchtigung der Schwingfestigkeit ist nicht auszuschließen, besonders dann, wenn die Randoxidation netzförmig ausgebildet ist. Vermeidbar ist die Randoxidation nur durch Aufkohlen im Vakuumofen oder beim Plasmaaufkohlen.

## 10.2 Härte und Härtetiefe

Durch das Einsatzhärten wird die Härte an der Werkstückoberfläche gegenüber dem Ausgangszustand im Normalfall auf ca. 60 bis 65 HRC bzw. 700 bis 800 HV erhöht. Im Kern ergeben sich je nach der Stahlzusammensetzung, den Bedingungen beim Härten und der Werkstückabmessung 30 bis 45 HRC. Für die Stahlauswahl nach der Einhärtbarkeit sind die Angaben in DIN EN 10084 heranzuziehen, vgl. Kapitel 9.

Der Übergang von der Härte am Rand zu der im Kern wird durch die *Härteverlaufskurve* respektive das *Härteprofil* gekennzeichnet, vgl. **Bild 29**. Um sie zu ermitteln, wird das zu prüfende

Werkstück unter Vermeidung von Wärmeentwicklung senkrecht zur Oberfläche getrennt, die Trennfläche geschliffen und poliert und auf dieser Fläche in zunehmendem Abstand von der Oberfläche – im Regelfall mit einer Prüflast von 9,8 N – die Vickershärte HV 1 gemessen. Der Abstand von der Oberfläche bis zu dem Punkt, an dem die Härte noch – im Regelfall – 550 HV 1 beträgt, war nach DIN 50190-1 als *Einsatzhärtungstiefe*, kurz: *Einsatzhärtungstiefe Ebt*, definiert. In DIN EN ISO 2639 ist stattdessen das Kurzzeichen „CHD“ (Case Hardening Hardness Depth) – festgelegt.

Anhand der Einsatzhärtungstiefe werden die zu erwartenden Gebrauchseigenschaften einsatz-

gehärteter Bauteile wie z.B. die Schwingfestigkeit oder das Wälzverschleißverhalten beurteilt.

## 10.3 Formänderungsvermögen, Zähigkeit

Das Einsatzhärten erhöht die Härte und die Festigkeit im Rand und im Kern einsatzgehärteter Werkstücke. Dadurch wird das Vermögen zu plastischen Formänderungen deutlich verringert und es können schon bei relativ geringen Verformungen Anrisse entstehen. Verstärkt wird die Anrissneigung noch durch das Vorhandensein von Kerben, z.B. in Form von Gewinden, schroffen Querschnittsübergängen oder Querbohrungen an den Bauteilen. Gewindebereiche sollten deshalb möglichst nicht aufgekohlt werden.

Anrisse in der Randschicht verlaufen überwiegend interkristallin [12]. Das ist ein Zeichen dafür, dass die Korngrenzenfestigkeit geringer ist als die Kornfestigkeit. Durch ein Anlassen, möglichst auf einer Temperatur von 180 °C oder höher, eine Haltedauer von mindestens zwei Stunden oder wiederholtes Anlassen kann die Korngrenzenfestigkeit erhöht und die Anrissneigung verringert werden.

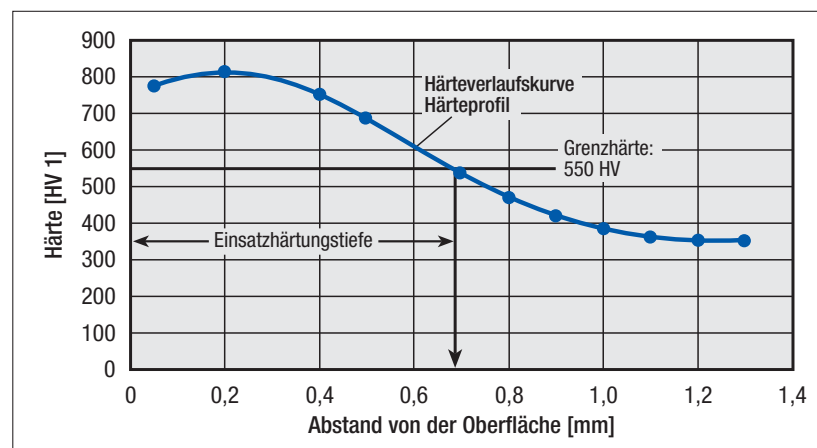


Bild 29: Härteprofil einsatzgehärteter Werkstücke (schematisch)



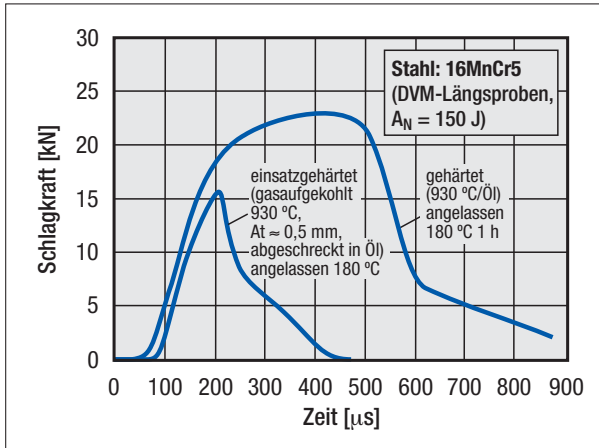


Bild 30: Vergleich des Formänderungsvermögens im Kerbschlagbiegeversuch gehärteter Proben aus dem Stahl 16MnCr5 mit und ohne Aufkohlung [13]

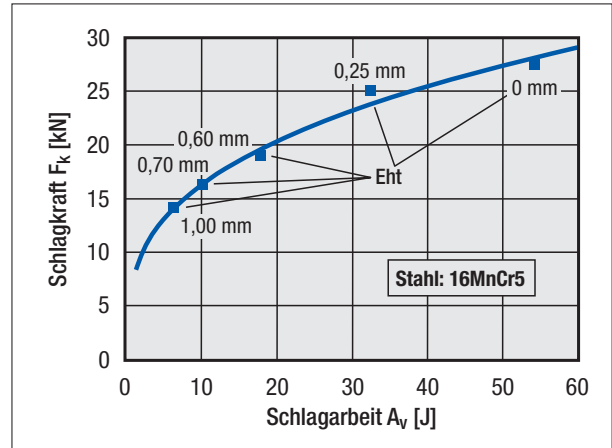


Bild 31: Einfluss der Einsatzhärtungstiefe auf die Schlagkraft im Kerbschlagbiegeversuch [13]

Wie rasch sich ein Anriss fortpflanzt und ob er schließlich zum Bruch führt, ergibt sich aus der Härte des Übergangs- und des Kernbereichs des einsatzgehärteten Bauteils, d. h. aus dem Zusammenwirken von Rand- und Kerngefüge. Die in der Praxis weit verbreitete Ansicht, dass mit dem Einsatzhärten eine optimale Kombination aus harter Randschicht und zähem Kern zu erreichen sei, trifft also nur bedingt zu.

Über die geringe Verformbarkeit der einsatzgehärteten Randschicht und die geringen bereits zu einem Anriss oder Bruch führenden Kräfte, geben z. B. die Ergebnisse von Kerbschlagbiegeversuchen Aufschluss. Am Beispiel einsatzgehärteter Proben aus dem Stahl 16MnCr5 ist an den Kraft-Zeit-Kurven von Kerbschlagbiegeversuchen in **Bild 30** die generelle Verringerung des Formänderungsvermögens abzulesen.

Der Einfluss der Einsatzhärtungstiefe auf das Zusammenwirken von Rand- und Kernbereich einsatzgehärteter Bauteile geht aus **Bild 31** hervor. Hier ist aus Kerbschlagbiegeversuchen die Schlagkraft zum Trennen der Proben in Abhängigkeit von der hierzu erforderlichen Schlagarbeit für verschiedene Einsatzhärtungstiefen am Beispiel des Stahls 16MnCr5 dar-

gestellt [13]. Es ist deutlich abzulesen, wie mit zunehmender Einsatzhärtungstiefe die zum Trennen der Proben erforderliche Schlagkraft und Schlagarbeit abnehmen.

Für die praktische Anwendung des Einsatzhärtens sollte dementsprechend auf die zu erwartende Art der Beanspruchung geachtet und sollten gegebenenfalls stark gekerbte, stoßartig beanspruchte Werkstücke nicht einsatzgehärtet werden. Werkstücke, die sich infolge des Einsatzhärtens stark verziehen und gerichtet werden müssen, sollten schon zwischen dem Aufkohlen und dem Härten gerichtet werden, um das Risiko des Anreißen zu verringern.

#### 10.4 Festigkeitsverhalten

Entsprechend dem Kohlenstoffverlauf über den Werkstückquerschnitt beginnt die Martensitbildung beim Abkühlen von Härte-temperaturen und damit zu unterschiedlichen Zeitpunkten. Der Kern mit seinem geringeren Kohlenstoffgehalt wandelt sich zuerst um. Infolge der dabei eintretenden Volumenvergrößerung wird der noch austenitische, weichere Randbereich plastisch gedehnt. Beim anschließenden Umwandeln

der Randschicht und der dort eintretenden Volumenzunahme lässt sich der gehärtete Kern nicht mehr dehnen. Dadurch wird der Rand unter Druck gesetzt. Wie hoch die Druckeigenspannungen werden, hängt von der Martensitmenge ab: Restaustenit oder eine Randoxidation verringert die Druckspannungen, es können sogar Zugspannungen am Rand entstehen. Die in der Randschicht vorliegenden Druckspannungen werden durch Zugspannungen im Kernbereich kompensiert. Auch durch das Anlassen können Druckeigenspannungen verringert werden.

Die Druckeigenspannungen vermindern die Kerbwirkung, so dass die Rissbildung an der Bauteiloberfläche verzögert oder sogar unterdrückt und ins Bauteilinnere verschoben wird. Dadurch kann auf eine stärkere Biegung oder Torsion belastet werden. In **Bild 32** sind die Verhältnisse schematisch dargestellt.

Im Fall zyklischer Beanspruchungen durch Biegung oder Torsion ist dies von besonderem Nutzen, weil dadurch die Dauerfestigkeit, d. h. die Anzahl der ertragbaren Zyklen bis zu einem Bruch, erhöht wird.

Beeinträchtigt wird die Schwingfestigkeit durch Carbide, Restaustenit und Randoxidation.

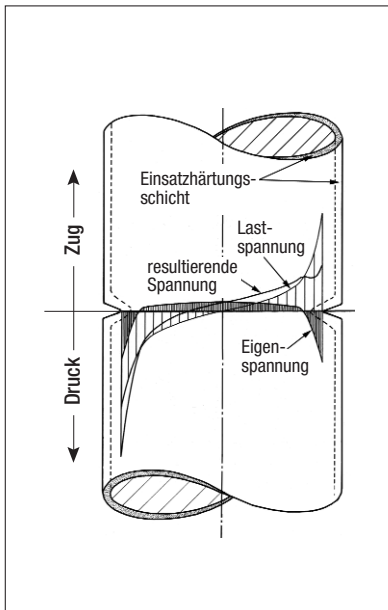


Bild 32: Reduzierung der durch Belastung erzeugten Zugspannungen durch Druckeigenspannungen

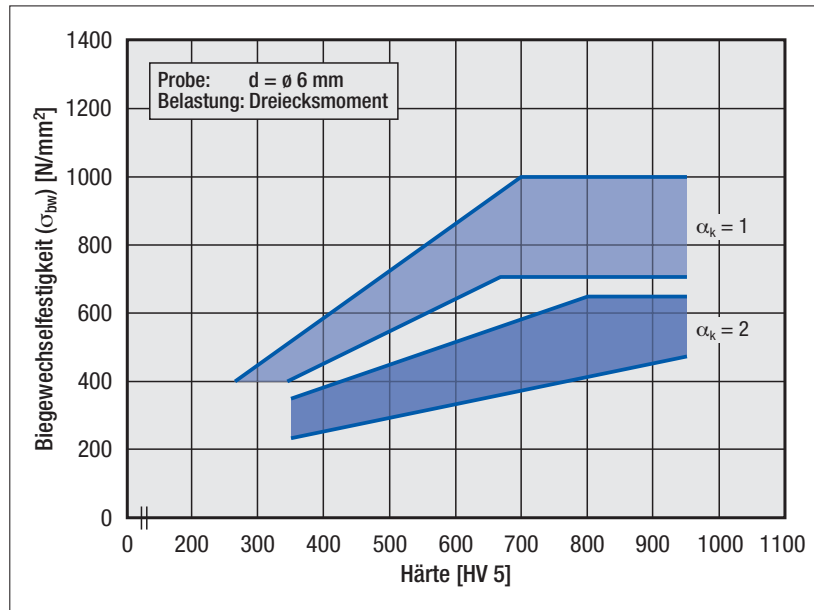


Bild 33: Einfluss der Oberflächenhärte auf die Dauerfestigkeit bei Biegewechselbeanspruchung [15]

In dem Zusammenhang haben Versuche ergeben, dass z. B. Restaustenitvolumenanteile von ca. 30% die Biegewechselspannung einsetzgehärteter Proben aus dem Stahl 16MnCr5 um rd. 15% vermindern können [14].

In Bild 33 ist beispielhaft die Biegewechselspannung einsetzgehärteter glatter und gekerbter

Proben in Abhängigkeit von der Oberflächenhärte dargestellt. Dar aus ist zu entnehmen, dass mit zunehmender Oberflächenhärte die Dauerfestigkeit zunimmt. Zunehmende Kerbwirkung verringert allerdings die festigkeitssteigernde Wirkung eines Einsatzhärtens. Dabei ist zu beachten, dass die Wirkung einer Einsatzhärtung nur

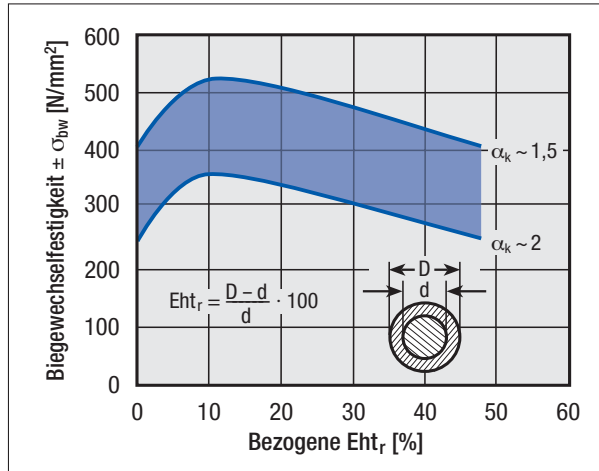
dann optimal ist, wenn der Kerbgrund ebenfalls einsetzgehärtet ist, vgl. die untere Hälfte der Tabelle 2.

Die Tabelle 2 verdeutlicht außerdem, dass die Höhe der Dauerfestigkeit von der Einsatzhärtungstiefe bzw. dem Verhältnis der Dicke der einsetzgehärteten Randschicht zum nicht aufgekohl-

| Probenform | Behandlung   | Biegewechselspannung [N/mm²] | Torsionswechselspannung [N/mm²] |
|------------|--|------------------------------|---------------------------------|
|            | nicht aufgekühlt, gehärtet + angelassen                                  | 620                          | 250                             |
|            | einsetzgehärtet, Eht entfernt  | 620                          | n. b.                           |
|            | einsetzgehärtet, Eht = 0,1 mm  | 660                          | n. b.                           |
|            | einsetzgehärtet, Eht = 0,2 mm  | 700                          | 320                             |
|            | einsetzgehärtet, Eht = 0,3 mm  | 650                          | n. b.                           |
|            | einsetzgehärtet, Eht = 0,3 mm, jedoch ungleichmäßig tief                 | 570                          | n. b.                           |
|            | nicht aufgekühlt, gehärtet + angelassen                                  | 340                          | 120                             |
|            | einsetzgehärtet, Eht = 0,3 mm, Bohrung nach dem Einsatzhärten angebracht | 210                          | 100                             |
|            | einsetzgehärtet, Eht = 0,3 mm, Bohrung vor dem Aufkohlen angebracht      | 440                          | 290                             |

Tabelle 2: Einfluss unterschiedlicher Ausbildung der Einsatzhärtungsschicht auf die Wechselspannung

Bild 34:  
Zusammenhang  
zwischen  
Schwingfestigkeit  
und Einsatz-  
härtungstiefe [13]



ten Kernbereich abhängt. Noch deutlicher wird dies in **Bild 34**, in dem die Biegewechselfestigkeit in Abhängigkeit vom Verhältnis des einsatzgehärteten Querschnitts zum nicht aufgekohlten Querschnitt eines Bauteils wiedergegeben ist. Neben dem festigkeitsvermindernden Einfluss der Kerbwirkung ist abzulesen, dass optimale Dauerfestigkeitswerte bei einem Verhältnis des einsatzgehärteten Querschnitts zum nicht einsatzgehärteten zwischen 10 und 20 % erreicht werden [13], dies ist auch aus Bild 34 abzulesen.

Für das Festlegen der optimalen Einsatzhärtungstiefe von Zahnrädern hat sich empirisch die Regel:  $Eht \approx 0,2 \text{ bis } 0,3 \cdot \text{Modul}$  bewährt.

Im Verhältnis zu anderen Verfahren zum Verfestigen der Randschicht nimmt das Einsatzhärten eine bevorzugte Stellung ein. Dies geht aus **Bild 35** hervor, in dem nach DIN 3990 die Dauerschwingfestigkeit einsatzgehärteter im Vergleich zu randschichtgehärteten, nitrierten und vergüteten geradzahnten Stirnrädern gegenübergestellt ist.

### 10.5 Verschleißverhalten

Die höhere Rand- und Oberflächenhärte erhöht den Widerstand gegen abrasiven Verschleiß (Furchungverschleiß, Abrieb) so-

wie Prall- und Stoßverschleiß (Erosion). Die Wirkung bei adhäsiivem Verschleiß ist dagegen weniger ausgeprägt und nur nach einem Carbonitrieren, auf Grund der Stickstoffanreicherung in der Randschicht, signifikant.

Die Einsatzhärtungsschicht bewährt sich besonders auch bei Wälzverschleißbeanspruchungen, bei denen es infolge einer Oberflächendruckbelastung zu hohen Schubspannungen unterhalb der Werkstückoberfläche kommt. Bei wechselnder oder schwellender Belastung wird dadurch die Rand-

schicht örtlich verformt und im Laufe einer zyklischen Beanspruchung die Randschicht allmählich zerrüttet → *Randschichtzerrüttung*, so dass ein Anriss entstehen kann. Dieser pflanzt sich bis zur Oberfläche fort und führt bei weiterer Wechselbeanspruchung zu einem Ausbruch von Werkstoffpartikeln und hinterlässt ein Grübchen oder Pitting. Das Einsatzhärten kann die Randschichtfestigkeit so weit erhöhen, dass der Widerstand gegen Zerrüttung zunimmt, so dass eine höhere Lastamplitude ertragen und die Lebensdauer verlängert wird.

Von wesentlicher Bedeutung für das Verschleißverhalten ist neben der Härte auch der Gefügezustand der Einsatzhärtungsschicht. Während in manchen Anwendungsfällen im Martensit ausgeschiedene Carbide den Abrasionswiderstand erhöhen, beeinträchtigen Restaustenit, Entkohlung und Randoxidation das Verschleißverhalten. Dieses entzieht sich dadurch einer rechnerischen Behandlung, weshalb es unerlässlich ist, das zu erwartende Gebrauchverhalten im Einzelfall bauteilbezogen durch Versuche zu ermitteln.

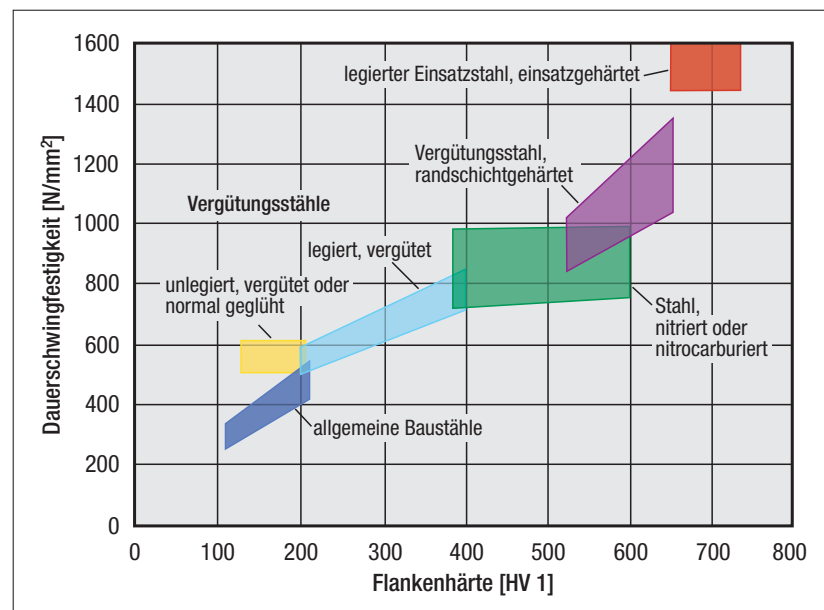


Bild 35: Möglichkeit zum Erhöhen der Dauerschwingfestigkeit durch Einsatzhärten im Vergleich zu anderen Wärmebehandlungsverfahren (aus DIN 3990)

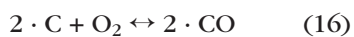
## 11 Mittel zum Aufkohlen und Carbonitrieren

Die zum Aufkohlen oder Carbonitrieren benutzten Kohlenstoffspender können pulverförmig, granulös, flüssig oder gasförmig sein.

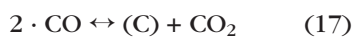
### 11.1 Pulver und Granulat

Die pulverigen oder granulösen Mittel bestehen im Wesentlichen aus Holzkohle unterschiedlicher Körnung und können mit aktivierenden Zusätzen oder Streckmitteln versetzt sein. Die aufzukohlenden Werkstücke werden in Kästen aus hitzebeständigem Stahl gepackt, die mit dem Pulver oder Granulat gefüllt und mit einem Deckel verschlossen werden, der jedoch nicht gasdicht schließen sollte. Die Kästen werden in Kammeröfen geglüht.

Bei Temperaturen über 800 °C bildet sich aus der Holzkohle mit dem Sauerstoff der Luft, die sich zwischen den körnigen Partikeln befindet, gegebenenfalls auch aus einem zugesetzten Aktivator, Kohlenmonoxid gemäß:



Das Kohlenmonoxid ist der eigentliche Lieferant für den in die Werkstückrandschicht eindiffundierenden Kohlenstoff. Die dafür maßgebende Reaktion – die Boudouard-Reaktion – lautet:



Der Stoffumsatz ist bei Granulaten auf Grund ihrer gegenüber den Pulverkörnern erheblich größeren Oberfläche sehr viel intensiver. Durch Abrieb und die Kohlenstoffabgabe verbraucht sich das Pulver teilweise, außerdem entsteht Asche. Dies kann durch Aus sieben der Asche und der kleiner gewordenen Körner und durch Zugabe von frischem Pulver wieder ausgeglichen werden, so dass eine mehrfache Verwendung mög-

lich ist. Granulate sind dagegen abriebfester und zum Regenerieren muss nicht unbedingt frisches Granulat zugegeben werden.

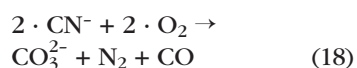
Das Kohlendioxid kann durch Kohlenstoff aus dem Pulver wieder zu Kohlenmonoxid regeneriert werden. Nach Ablauf der Aufkohlungsdauer, wobei bei 900 °C in einer Stunde eine Aufkohlungstiefe von ca. 0,1 mm erreicht wird, werden die Kästen dem Ofen entnommen und meist langsam, d. h. an ruhender Luft, abgekühlt. Danach können die Werkstücke entnommen, gegebenenfalls zwischenbearbeitet, zur Veränderung des Kohlenstoffprofils diffusionsbehandelt oder gehärtet werden.

Das Pulveraufkohlen wird vorzugsweise für Aufkohlungstiefen ab 0,8 mm angewendet. Mit Überzügen aus Kupfer, keramischen Pasten oder anderen geeigneten Mitteln kann das Aufkohlen örtlich begrenzt verhindert werden.

### 11.2 Salzschnmelzen

Salzschnmelzen enthalten Kohlenstoff- und Stickstoffspender sowie Barium- oder Strontiumchlorid als Aktivatoren. Sie werden in von außen beheizten Stahlteiegeln oder durch Einhängen von Elektroden aufgeschmolzen und gewärmt.

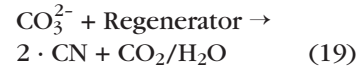
Die aufzukohlenden Werkstücke werden in die flüssige Salzschnmelze eingetaucht. Die maßgebenden chemischen Reaktionen sind das Umsetzen von Cyanid mit Sauerstoff zu Carbonat, Kohlenmonoxid und Stickstoff [16]:



Das Kohlenmonoxid zerfällt an der Werkstückoberfläche nach der Boudouard-Reaktion und gibt Kohlenstoff an den Stahl ab.

Gegenwärtig werden bevorzugt Salzschnmelzen benutzt, bei denen das Cyanid durch Zugabe eines Regenerators auf Kunststoffbasis erst unter Temperatur-

einwirkung in der Salzschnmelze entsteht, was besonders umweltfreundlich ist:



Die den Kohlenstoff liefernden Komponenten verbrauchen sich und müssen ersetzt werden. Dies geschieht durch Ausschöpfen von verbrauchtem Salz und Nachfüllen von Frischsalz. Bei den auf besondere Umweltverträglichkeit entwickelten Salzschnmelzen wird nur der Regenerator zugegeben, der das Carbonat wieder reduziert. Die Salzschnmelzen sind hinsichtlich ihrer Wirkung auf Randkohlenstoffmassenanteile von 0,5, 0,8 oder 1,1 % eingestellt.

Beim Aufkohlen in Salzschnmelzen handelt es sich genau genommen um ein Carbonitrieren, da der Werkstückrandschicht neben Kohlenstoff auch Stickstoff angeboten wird. Die aufkohlende Wirkung überwiegt jedoch. Die Stickstoffaufnahme wird durch die Behandlungstemperatur bestimmt. Bis zu Temperaturen von 750 °C überwiegt das Aufsticken. Dies kann durch eine entsprechende Aktivierung der Salzschnmelze noch verstärkt werden. Bei höheren Temperaturen nimmt die Stickstoffaufnahme dagegen deutlich ab.

Die Arbeitstemperaturen zum Aufkohlen liegen vorzugsweise im Bereich zwischen 900 und 930 °C, wobei eine Aufkohlungstiefe von 0,1 mm in ca. 20 min erreicht wird. Zum Carbonitrieren sind Temperaturen von 650 bis 850 °C üblich.

### 11.3 Gase

Grundsätzlich kommen alle kohlenstoffhaltigen gasförmigen Stoffe als Kohlenstoffspender in Betracht. Für den praktischen Einsatz haben sich jedoch nur wenige und zwar solche bewährt, die thermisch rasch genug zerfallen und bei denen das Kohlenstoff-Wasserstoff-Verhältnis nicht zu hoch ist.



Besonders geeignet sind Propan, Erdgas oder Methan, Ethin, Methanol, Aceton oder Isopropanol.

Bei den Kohlenwasserstoffen entstehen aus dem thermischen Zerfall Kohlenstoff und Wasserstoff, bei den C-O-H-Verbindungen kommt hierzu noch Kohlenmonoxid. Letzteres hat eine besondere Bedeutung, da es wesentlich rascher als z.B. Methan oder Propan dissoziiert, gemäß der oben angegebenen Boudouard-Reaktion.

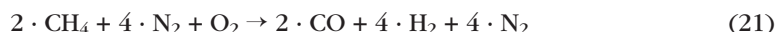
In der Praxis wird nicht mit reinem Kohlenmonoxid gearbeitet, da die freigesetzte Kohlenstoffmenge nicht rasch genug von der Werkstückoberfläche aufgenommen wird, so dass Ruß entstehen kann. Auch wäre es schwierig, die entstehende Menge Kohlendioxid rasch genug aus der Atmosphäre zu entfernen. Hinzu kommt außerdem, dass aus Sicherheitsgründen ein ausreichend hoher Ofendruck vorhanden sein muss, damit in den Ofen keine Luft eindringt. Hierzu wären unwirtschaftlich große Mengen Kohlenmonoxid erforderlich.

Es ist daher zweckmäßiger, Gasmischungen mit lediglich 20 bis 35 Vol.-% Kohlenmonoxid zu benutzen. Dadurch lässt sich das Kohlenstoffangebot auch leichter regeln. Das Regeln erfolgt durch Erhöhen oder Reduzieren der Zugabe von Kohlenwasserstoffen zu einem Basis- oder Trägergas, das den Ofen mit konstanter Menge durchströmt.

Das Trägergas kann auf unterschiedliche Weise hergestellt werden. In **Tabelle 3** sind die derzeit industriell üblichen Methoden einander gegenübergestellt. Dabei wird unterschieden zwischen Atmosphären, die über den C-Pegel regelbar und solchen, die nicht regelbar sind.

Am weitesten verbreitet ist das Herstellen des Trägergases aus Propan oder Erdgas. Dies erfolgt meist in einem separaten Reaktionsbehälter. Die eingeleiteten Kohlenwasserstoffe werden mit Luftzusatz bei rd. 1050 °C mit Hilfe

eines nickelhaltigen Katalysators zu einem unvollständig verbrannten Rauchgas umgesetzt. Die endotherme, d.h. wärmeverbrauchende Reaktion führte zu der Bezeichnung *Endoträgergas*:



Daraus ergibt sich die in **Tabelle 4** angegebene Zusammensetzung der beiden Trägergasarten. Das Trägergas enthält außerdem geringe Mengen Kohlendioxid, Wasserdampf und Spuren von freiem Sauerstoff. Bevor das Trägergas in den Ofen eingeleitet wird, wird es auf Raumtemperatur abgekühlt, damit die Gaskomponenten untereinander nicht weiterreagieren und die Zusammensetzung verändern.

Anstatt das Trägergas in einem Endogenerator zu erzeugen, kann es auch synthetisch erzeugt werden, wozu beispielsweise gasförmiges Methanol und Stickstoff im Verhältnis 60:40 gemischt wer-

den. Das Methanol zerfällt thermisch zu einem Drittel in Kohlenmonoxid und zu zwei Dritteln in Wasserstoff. Dadurch ergibt sich eine Gaszusammensetzung wie die von Trägergas aus Erdgas oder Methan. Eine weitere industriell nutzbare Methode zur Trägergasherstellung besteht darin, Erdgas und Luft direkt in den Ofen einzuleiten, um das Aufbereiten im Gasgenerator zu umgehen („Direktbegasen“).

| Mit Generator/Endoretorte:<br>Endogas/Endoträgergas   | Ohne Generator:<br>synthetische Atmosphären  |
|---|--|
| Verbrennen von Propan, Erdgas oder Methan mit Luft, Zugabe von Propan, Erdgas oder Methan   | Spalten von <b>Methanol</b> → Spaltgas, Mischen mit Stickstoff (60:40), Zugabe von Propan, Erdgas oder Methan  |
| Erdgas, Methan, Propan oder Butan und Kohlendioxid, Zugabe von Propan, Erdgas oder Methan   | <b>Eintropfverfahren:</b><br>Methanol und Aceton, Alkohole oder Ethylacetat  |
| <b>Niederdruckaufkohlen:</b><br>– Methan, Erdgas, Propan, Ethin<br>– Methan, Erdgas, Propan und Wasserstoff und Argon mit Plasmaunterstützung | <b>Direktbegasung:</b><br>– Methan, Erdgas, Propan oder Butan und Kohlendioxid, Zugabe von z. B. Propan<br>– Propan, Erdgas oder Methan und Luft<br>– Isopropanol oder Sauerstoffderivate und Luft<br>– Methanol und Stickstoff, Zugabe von Propan |

Tabelle 3: Übersicht über die industriell angewendeten Aufkohlungsatmosphären

| Trägergas aus: | Kohlenmonoxid | Wasserstoff | Stickstoff  |
|----------------|---------------|-------------|-------------|
| Propan         | 23,7 Vol.-%   | 31,5 Vol.-% | 44,8 Vol.-% |
| Erdgas/Methan  | 20,4 Vol.-%   | 40,9 Vol.-% | 38,7 Vol.-% |

Tabelle 4: Zusammensetzung der aus Propan bzw. Methan hergestellten Endoträgergase

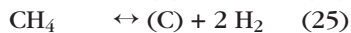
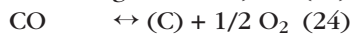
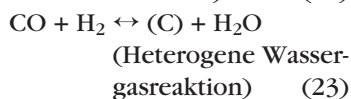
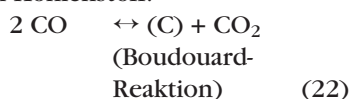


Dem Ofen wird das Trägergas kontinuierlich in einer Menge zugeführt, die ausreicht, um im Ofenraum einen Überdruck gegenüber der Außenatmosphäre von ca. 1,5 bis 2,5 mbar zu erzeugen. Damit wird dem Eindringen von Luft in den Ofen vorgebeugt, die mit dem Wasserstoff Knallgas bilden kann.

Die Trägergase besitzen gegenüber reinem Kohlenmonoxid eine geringere Kohlenstoffverfügbarkeit, wie aus Bild 5 zu entnehmen ist.

Der C-Pegel der Trägergase liegt bei Temperaturen zwischen 900 und 930 °C etwa bei 0,3 bis 0,4 %. Dies würde zum Aufkohlen der Stähle auf einen Randkohlenstoffmassenanteil von z. B. 0,6 % nicht ausreichen. Deshalb muss dem Trägergas ein Zusatzgas zugegeben werden. Hierfür kommen ebenfalls Kohlenwasserstoffe wie Propan, Erdgas oder Methan in Betracht. Durch Zugabe von z. B. 2 bis 3 Vol.-% Propan zum Trägergas ergibt sich die zum Aufkohlen erforderliche Wirkung. Mit der Zusatzgasmenge wird der C-Pegel geregelt.

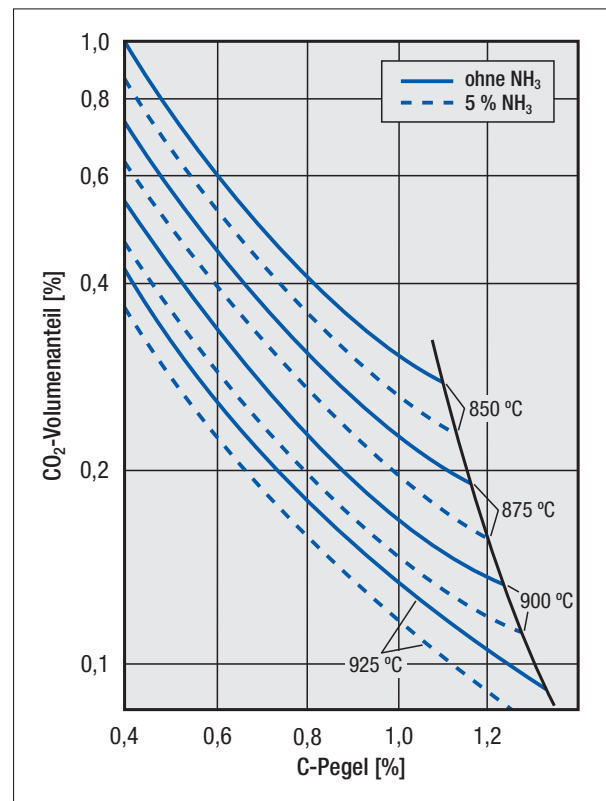
In der Aufkohlungsatmosphäre bestimmen im Wesentlichen folgende Reaktionen das Freisetzen von Kohlenstoff:



Das Gas durchströmt den Ofen und das im Ofen befindliche Wärmebehandlungsgut. Dieses muss so gepackt werden, dass alle Werkstücke in ausreichendem Maße vom Aufkohlungs gas umströmt werden.

Die beschriebenen Aufkohlungsatmosphären werden bei einem gegenüber dem Normaldruck geringfügig höheren Druck betrieben. Im Unterschied dazu kann das Aufkohlen jedoch auch unterhalb des Normaldrucks in

**Bild 36:**  
Einfluss des Ammoniaks auf die Regelgrößen [17]



Vakuumöfen erfolgen. Dazu wird üblicherweise Methan oder Propan in einen evakuierten Ofen eingeleitet und bei einem Ofendruck von ca. 5 bis 10 mbar aufgekocht. Im Vergleich zu den Trägergasatmosphären lässt sich jedoch bei dieser Technik kein C-Pegel definieren und regeln. Stattdessen wird der Prozess über den Druck und die Durchflussmenge des Gases gesteuert. Beim *Plasmaaufkohlen* wird zum Intensivieren der Aufkohlungs Wirkung eine stromstarke Glimmentladung zum verstärkten Aufspalten der Kohlenwasserstoffe aufgeschaltet.

Das zum Carbonitrieren erforderliche Stickstoffangebot erfordert die Zugabe von Ammoniakgas ( $\text{NH}_3$ ) zum Aufkohlungs gas, üblich sind 0,7 bis 10 Vol.-%. Dabei ist zu beachten, dass der durch die Ammoniakspaltung entstehende Wasserstoff die oben aufgeführten Reaktionen beeinflusst, so dass sich der Wasserstoffanteil erhöht und der Kohlenmonoxid- und Kohlendioxidanteil verringert. Dies muss bei der Sollwertvorgabe

für den C-Pegel entsprechend berücksichtigt werden. Anhaltswerte hierfür können aus dem **Bild 36** entnommen werden.

Das Gascarbonitrieren erfolgt im Temperaturbereich von etwa 750 bis 930 °C. Der obere Temperaturbereich wird bevorzugt, wenn durch die Stickstoffanreicherung die Härteerhöhung soll. Dies gilt insbesondere für unlegierte Stähle oder Sinterformteile aus Eisenlegierungen.

Die Ammoniakgas-Zugabemenge ist sorgfältig auf die jeweilige Carbonitrieretemperatur abzustimmen. Bei zu hoher Zugabe können durch eine innere Oxidation Poren entstehen und nach dem Härten in der Randschicht größere Mengen von Restaustenit auftreten. Dies verringert die maximal erreichbare Härte und kann stattdessen zu einem Härteabfall am äußeren Rand der Werkstücke führen. In **Bild 37** sind die Ergebnisse eines Versuchs wiedergegeben, bei dem der Stahl C15 bei 785 bzw. 815 °C mit unterschiedlichen Ammoniakanteilen gas-

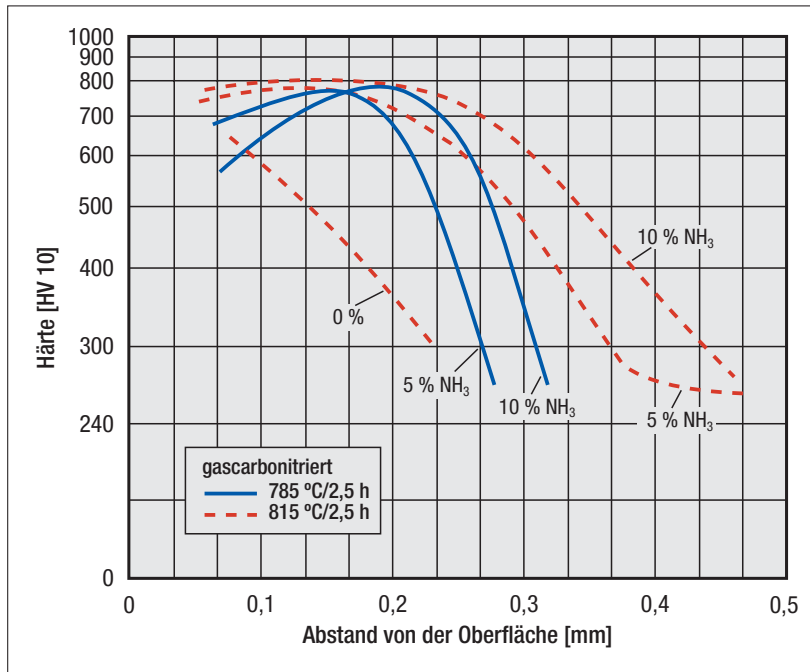


Bild 37: Einfluss der Ammoniakzugabe beim Gascarbonitrieren auf das Härteprofil [17]

carbonitriert wurde. Aus den Härteprofilen ist zu entnehmen, dass bei niedrigeren Temperaturen mit geringerer Ammoniakzugabe gearbeitet werden sollte, um einen zu großen Härteabfall am Rand zu vermeiden.

## 12 Messen und Regeln beim Aufkohlen

Die Zielgrößen für das Aufkohlen sind die Aufkohlungstiefe, der Randkohlenstoffgehalt und eventuell die Form des Kohlenstoff-Konzentrationsprofils. Wie im Kapitel 3 dargestellt, sind die für das Aufkohlungsergebnis maßgeblichen Prozessparameter

- die Temperatur
- die Dauer
- der C-Pegel
- die Werkstoffzusammensetzung
- die Art des Aufkohlungsmittels.

Die Aufkohlungstiefe lässt sich über den C-Pegel, die Temperatur und die Dauer steuern. Dabei kommt dem C-Pegel beson-

dere Bedeutung zu, da er die Aufkohlungsgeschwindigkeit und den Randkohlenstoffgehalt beeinflusst.

### 12.1 Pulver und Granulat

Während des Aufkohlens in Pulver oder Granulat lässt sich der C-Pegel nicht verändern. Bei den üblicherweise benutzten Pulvern ist bei Temperaturen von 900 bis 930 °C ein C-Pegel von 1,0 bis 1,2 zu erwarten. Dadurch stellt sich ein Randkohlenstoffmassenanteil meist von 0,8% und mehr ein, was nach dem Härten zu einem Randschichtgefüge führt, das Restaustenit und - insbesondere bei

legierten Stählen - Carbidausscheidungen enthält. Ein zu hoher Randkohlenstoffmassenanteil erfordert daher ein Nachbehandeln, z.B. durch ein Diffusionsbehandeln in einer Atmosphäre mit geringerem C-Pegel.

### 12.2 Salzschnmelzen

Auch bei Salzschnmelzen ist ein Regeln während des Aufkohlens bzw. Carbonitrierens nicht möglich. Der C-Pegel ergibt sich aus der Zusammensetzung der Salzschnmelze. Es gibt Salzschnmelzen mit unterschiedlich hohen C-Pegeln zwischen 0,5 und über 1,0%.

Bei den Salzschnmelzen ist es zweckmäßig, mit der Folienmethode den C-Pegel und die Zusammensetzung der Salzschnmelze chemisch zu kontrollieren. Dies ermöglicht es, die Streubreite der Aufkohlungswirkung möglichst klein zu halten.

### 12.3 Gase

In Gasen lässt sich der C-Pegel optimal regeln. Entsprechend der Zusammensetzung der Aufkohlungsatmosphäre wird dabei davon Gebrauch gemacht, dass die Partialdrucke der Gasbestandteile und die Kohlenstoffaktivität miteinander verknüpft sind. Mit Hilfe der im Kapitel 3.1 angegebenen Beziehung zwischen der Kohlenstoffaktivität und dem C-Pegel lassen sich dann folgende thermodynamische Beziehungen, Formeln (26), (27) und (28) aufstellen [18].

$$\lg p_{\text{CO}_2} = \frac{6521}{T} - 8,21 - 0,15 \cdot C_p + \lg \left[ \frac{p_{\text{CO}}^2 \cdot (0,785 \cdot C_p + 21,5)}{C_p} \right] \quad (26)$$

$$\lg p_{\text{H}_2\text{O}} = \frac{4807}{T} - 6,63 - 0,15 \cdot C_p + \lg \left[ \frac{p_{\text{CO}} \cdot p_{\text{H}_2} \cdot (0,785 \cdot C_p + 21,5)}{C_p} \right] \quad (27)$$

$$\lg p_{\text{O}_2} = -\frac{16446}{T} - 7,36 - 0,30 \cdot C_p - 2 \cdot \lg \left[ \frac{p_{\text{CO}} \cdot (0,785 \cdot C_p + 21,5)}{C_p} \right] \quad (28)$$

Aus diesen ergibt sich, dass durch Messen der Partialdrucke (Volumenanteile) der in der Ofenatmosphäre anwesenden Gaskomponenten Kohlendioxid, Wasserdampf und Sauerstoff der jeweilige C-Pegel ermittelt werden kann. Umgekehrt lässt sich damit ein bestimmter C-Pegel über die Gaszusammensetzung einstellen.

### 12.3.1 Ermitteln des C-Pegels aus der Taupunkttemperatur

Durch Messen der Taupunkttemperatur lässt sich der Wasserdampfanteil oder -partialdruck eines Gases bestimmen [19]. Dies kann kontinuierlich über das Beschlagen der Oberfläche eines gekühlten Spiegels oder mittels der elektrischen Leitfähigkeit einer Salzlösung erfolgen. Dazu muss dem Ofengas über eine Messgaspumpe Gas entnommen wer-

den. Die Sorgfalt, mit der dies geschieht - undichte Gasleitungen, Kondensation von Wasserdampf oder Gasreaktionen in der Messgasleitung -, bestimmt die Größe der Messunsicherheit. Das Regeln des C-Pegels beim Gasaufkohlen über die Taupunkttemperatur ist derzeit industriell kaum noch üblich.

Für Atmosphären aus Endoträgergas, das aus Propan hergestellt wird, ist der Zusammenhang zwischen Taupunkttemperatur und C-Pegel in Abhängigkeit von der Temperatur in **Bild 38** und in **Bild 39** für Endoträgergas aus Erdgas (Methan) oder Methanol-Stickstoff, dargestellt.

### 12.3.2 Ermitteln des C-Pegels über den CO<sub>2</sub>-Anteil

Hierfür hat sich fast ausschließlich die Infrarot-Absorptionsmessung bewährt. Das Prinzip gestat-

tet ein kontinuierliches Messen, was eine entsprechende Gasentnahme aus dem Ofen bedingt [19]. Beim Entnehmen des Messgases mögliche Fehler beeinträchtigen, genau wie beim Taupunktessen, das Ergebnis. Insbesondere muss auf die Querempfindlichkeit des im Gas enthaltenen Kohlenmonoxids, dessen Anteil, je nachdem, ob zum Herstellen des Endoträgergases Propan oder Methan/Erdgas verwendet wird, geachtet werden. Nach dem beschriebenen Prinzip lässt sich auch der Kohlenmonoxid-, der Methan- oder der Ammoniakanteil von Gasen messen.

Für Atmosphären aus Endoträgergas, das aus Propan hergestellt wird, ist der Zusammenhang zwischen CO<sub>2</sub>-Anteil und C-Pegel in Abhängigkeit von der Temperatur in **Bild 40** und in **Bild 41** für Endoträgergas aus Erdgas (Methan) oder Methanol-Stickstoff dargestellt.

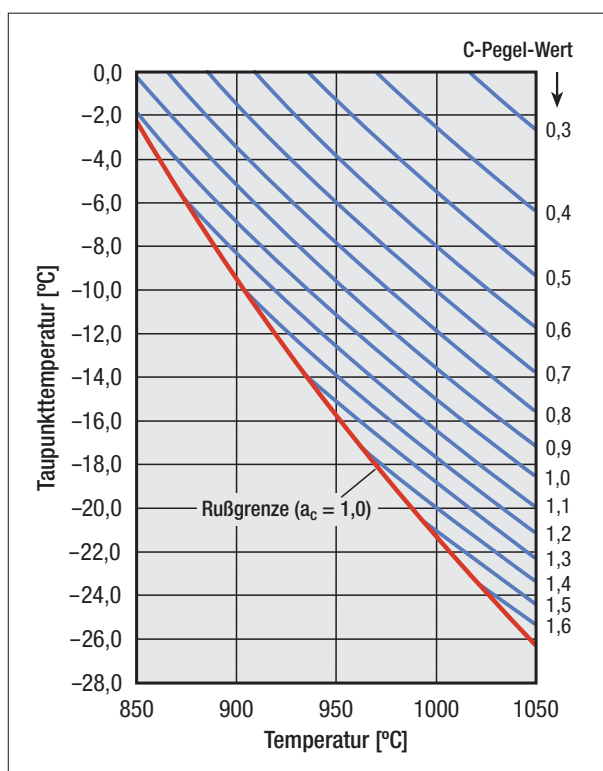


Bild 38: Zusammenhang zwischen Taupunkt, Temperatur und C-Pegel für ein Ofengas mit Trägergas aus Propan

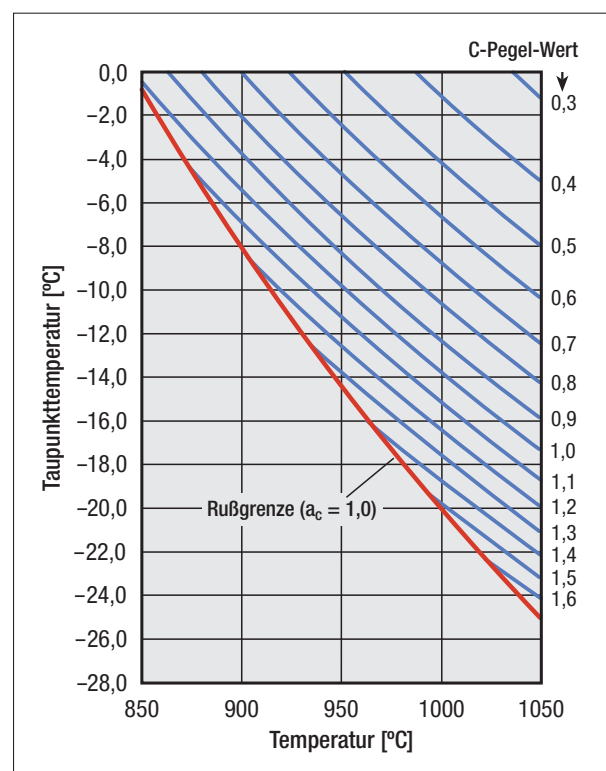


Bild 39: Zusammenhang zwischen Taupunkt, Temperatur und C-Pegel für ein Ofengas mit Trägergas aus Erdgas (Methan) oder Methanol-Stickstoff (60 : 40)

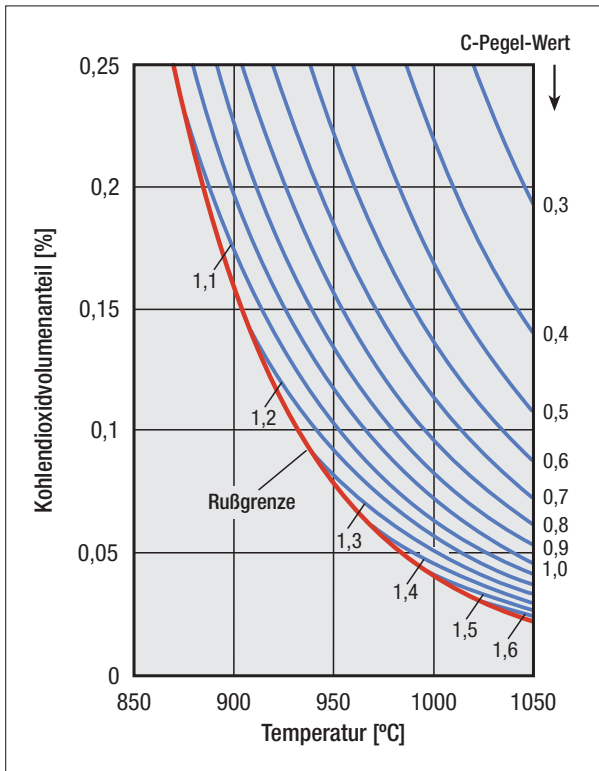


Bild 40: Zusammenhang zwischen CO<sub>2</sub>-Anteil, Temperatur und C-Pegel für ein Ofengas mit Trägergas aus Propan

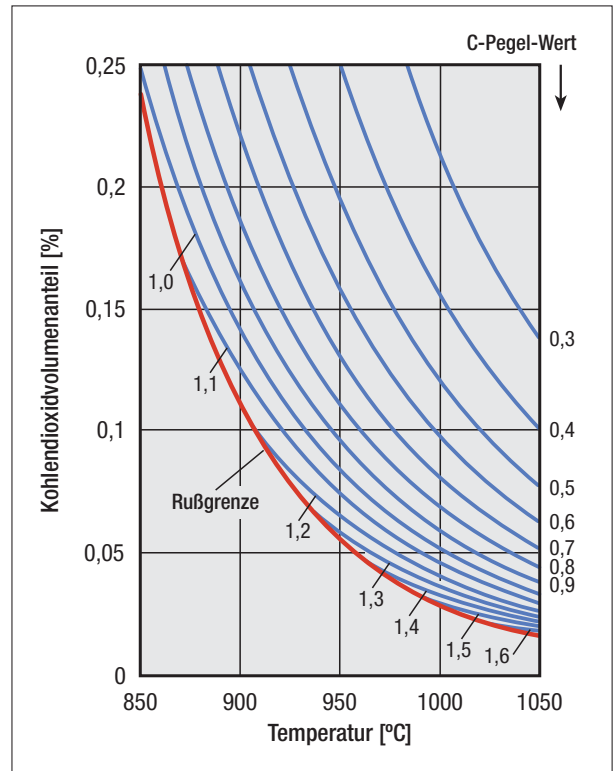


Bild 41: Zusammenhang zwischen CO<sub>2</sub>-Anteil, Temperatur und C-Pegel für ein Ofengas mit Trägergas aus Erdgas (Methan) oder Methanol-Stickstoff (60 : 40)

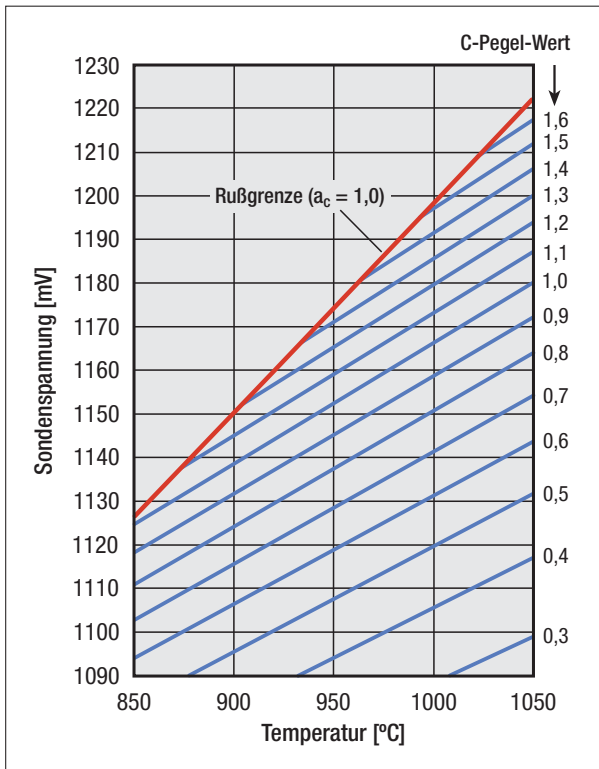


Bild 42: Zusammenhang zwischen Sondenspannung, Temperatur und C-Pegel für ein Ofengas mit Trägergas aus Propan

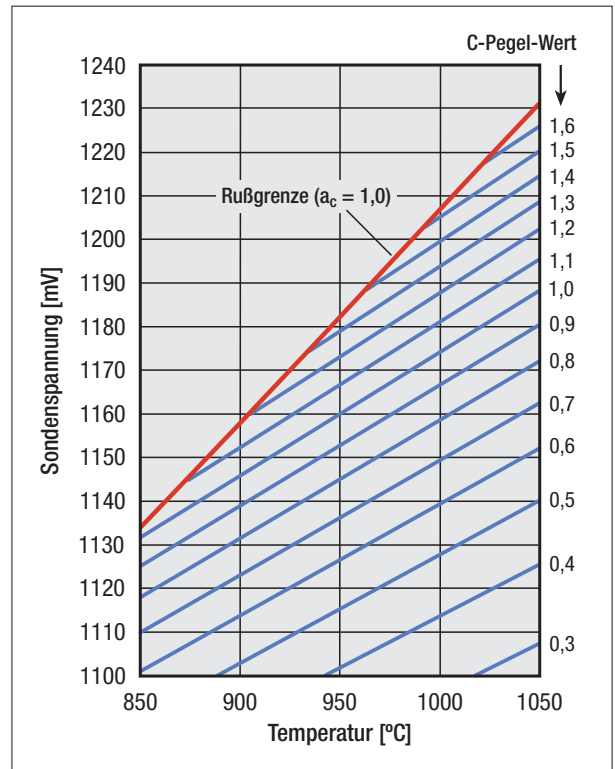


Bild 43: Zusammenhang zwischen Sondenspannung, Temperatur und C-Pegel für ein Ofengas mit Trägergas aus Erdgas (Methan) oder Methanol-Stickstoff (60 : 40)



### 12.3.3 Ermitteln des C-Pegels aus dem Sauerstoffpartialdruck

Der Sauerstoffpartialdruck in Gasen kann elektrochemisch mit Hilfe eines Festkörperelektrolyten gemessen werden. Bewährt hat sich hier die so bezeichnete *Sauerstoffsonde*, die direkt in die Aufkohlungskammer des Ofens eingeführt werden kann [19, 20]. Damit entfallen die Notwendigkeit einer Gasentnahme aus dem Ofen und eine Reihe von Fehlermöglichkeiten.

Durch den unterschiedlichen Sauerstoffanteil zwischen der Außenluft und dem Ofengas entsteht in der Sonde eine elektrische Spannung in der Größenordnung von bis zu 1,5 V. Der Zusammenhang zwischen der Spannung und dem Sauerstoffpartialdruck ist durch die nachstehende Beziehung gegeben:

$$E = 0,0496 \cdot T \cdot \lg \left( \frac{p_{O_2}}{p_{O_2}^0} \right) \text{ mV} \quad (29)$$

Dabei entspricht  $p_{O_2}$  dem Sauerstoffpartialdruck in der Ofenatmosphäre und  $p_{O_2}^0$  dem Sauerstoffpartialdruck der Umgebungsluft. Für Gleichgewichtsatmosphären oder Atmosphären aus CO, H<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>O und CO<sub>2</sub> wie der Endogasatmosphäre, die annähernd im thermodynamischen Gleichgewicht sind, lässt sich die Spannung der Sauerstoffsonde und der C-Pegel zueinander in folgende Beziehung setzen:

$$E = 815 + \frac{T}{100} \cdot \left\{ 33,3 + 1,5 \cdot C_p + 9,92 \cdot \lg \left[ \frac{p_{CO} \cdot (0,785 \cdot C_p + 21,5)}{C_p} \right] \right\} \text{ mV} \quad (30)$$

Für Atmosphären aus Endoträgergas, das aus Propan hergestellt wird, ist der Zusammenhang zwischen Sondenspannung und C-Pegel in Abhängigkeit von der Temperatur in **Bild 42** und in **Bild 43** für Endoträgergas aus Erdgas (Methan) oder Methanol-Stickstoff dargestellt.

### 12.4 Allgemeines zum Festlegen des C-Pegels beim Gasaufkohlen und -carbonitrieren

Der beim Aufkohlen zu regelnde C-Pegel ergibt sich primär aus der Höhe des erforderlichen Randkohlenstoffgehalt, der unmittelbar vor dem Härten nur so hoch sein sollte, dass möglichst kein Restaustenit übrig bleibt, vgl. Kapitel 5 und 6 und Bild 15. Außerdem ist die Stahlzusammensetzung zu berücksichtigen und gegebenenfalls die Sollwertvorgabe für den C-Pegel nach den Daten von Tabelle 1 zu korrigieren. Um bei großen Aufkohlungstiefen die Aufkohlungsdauer zu verkürzen, kann es zweckmäßig sein, die Zweistufenmethode anzuwenden, d. h., zu Beginn des Aufkohlens einen höheren C-Pegel vorzugeben und anschließend mit einem niedrigeren den erforderlichen Randkohlenstoffgehalt einzustellen, vgl. Bild 16 [21, 22].

Die Zugabe von Ammoniak erhöht den Wasserstoffanteil und verringert den Kohlenmonoxid- und -dioxidanteil. Dies muss beim Festlegen des C-Pegel-Sollwerts bzw. des CO<sub>2</sub>-Anteils für das Regeln berücksichtigt werden. Aus den Kurven in Bild 36 ist zu entnehmen, dass der CO<sub>2</sub>-Sollwert bei einer Ammoniakzugabe von 5 Vol.-% zum Ofengas niedriger eingestellt werden muss, um denselben C-Pegel zu erhalten wie ohne Ammoniakzugabe. Wird dies nicht berücksichtigt, ergibt sich ein niedrigerer C-Pegel. Wird da-

gegen der C-Pegel über den Taupunkt geregelt, dann lässt sich kein signifikanter Einfluss der Ammoniakzugabe auf den C-Pegel feststellen.

## 13 Stähle zum Einsatzhärten

Obwohl grundsätzlich alle Eisenwerkstoffe mit niedrigen Kohlenstoffgehalten einsatzgehärtet werden können, sind es doch in erster Linie die so bezeichneten Einsatzstähle, die zum Einsatzhärten verwendet werden. Sie sind nach DIN EN 10084 gekennzeichnet durch Kohlenstoffmassenanteile von rd. 0,10 bis 0,30 %. Daneben finden auch die Automateinsatzstähle nach DIN EN 10087 Verwendung, die den Vorteil einer leichteren Zerspanbarkeit bieten, sowie die in DIN EN 10263 beschriebenen Stähle zum Kaltstauchen und Kaltpressen. Außerdem gibt es nach DIN EN ISO 4759 einsatzhärtable Werkzeughähle.

Für die Auswahl sind unterschiedliche Gesichtspunkte maßgebend, die sich hauptsächlich aus der Werkstückform und -abmessung, den Bearbeitungsbedingungen, dem Verhalten beim Einsatzhärten und den geforderten Eigenschaften ergeben. Wichtiges Kriterium für das Einsatzhärten ist die chemische Zusammensetzung, welche die Härtebarkeit und die Anlassbeständigkeit bestimmt und darüber hinaus auch die Neigung zum Überkohlen in Form von Restaustenit und Carbiddbildung. In **Tabelle 5** sind die für das Einsatzhärten empfohlenen Temperaturen nach DIN EN 10084 aufgeführt.



| Stahlbezeichnung |                      | Stirnabschreck-<br>versuch  | Aufkohlungs-<br>temperatur | Kernhärte-<br>temperatur | Randhärte-<br>temperatur | Anlass-<br>temperatur |             |
|------------------|----------------------|-----------------------------|----------------------------|--------------------------|--------------------------|-----------------------|-------------|
| Kurzname         | Werkstoff-<br>nummer | Abschrecktemperatur<br>[°C] | [°C]                       | [°C]                     | [°C]                     | [°C]                  |             |
| C10E             | 1.1121               | –                           | 880 bis 980                | 880 bis 920              | 780 bis 820              | 150 bis 200           |             |
| C15E             | 1.1141               | –                           |                            |                          |                          |                       |             |
| C16E             | 1.1148               | –                           |                            |                          |                          |                       |             |
| 17Cr3            | 1.7016               | 880                         |                            | 860 bis 900              |                          |                       | 850 bis 890 |
| 28Cr4            | 1.7030               | 850                         |                            |                          |                          |                       |             |
| 16MnCr5          | 1.7131               | 870                         |                            |                          |                          |                       |             |
| 16MnCrB5         | 1.7160               | 870                         |                            |                          |                          |                       |             |
| 20MnCr5          | 1.7147               | 870                         |                            |                          |                          |                       |             |
| 18CrMo4          | 1.7243               | 880                         |                            |                          |                          |                       |             |
| 22CrMoS3-5       | 1.7333               | 900                         |                            |                          |                          |                       |             |
| 20MoCr3          | 1.7320               | 880                         |                            |                          |                          |                       |             |
| 20MoCr4          | 1.7321               | 910                         |                            |                          |                          |                       |             |
| 16NiCr4          | 1.5714               | 880                         |                            | 875 bis 925              |                          |                       | 830 bis 860 |
| 10NiCr5-4        | 1.5805               | 880                         |                            |                          |                          |                       |             |
| 18NiCr5-4        | 1.5810               | 880                         | 880 bis 980                | 840 bis 880              | 780 bis 820              |                       |             |
| 17CrNi6-6        | 1.5918               | 870                         |                            | 830 bis 870              |                          |                       |             |
| 15NiCr13         | 1.5752               | 880                         |                            | 840 bis 880              |                          |                       |             |
| 20NiCrMo2-2      | 1.6523               | 920                         |                            | 860 bis 900              |                          |                       |             |
| 17NiCrMo6-4      | 1.6566               | 880                         |                            | 830 bis 870              |                          |                       |             |
| 20NiCrMoS6-4     | 1.6571               | 880                         |                            |                          |                          |                       |             |
| 18CrNiMo7-6      | 1.6587               | 860                         |                            |                          |                          |                       |             |
| 14NiCrMo13-4     | 1.6657               | 880                         |                            |                          |                          | 840 bis 880           |             |

Tabelle 5: Anhaltsangaben für die Bedingungen zum Wärmebehandeln der Einsatzstähle nach DIN EN 10084

## 14 Hinweise für die Praxis des Einsatzhärtens

### 14.1 Vorbereiten und Vorbehandeln der Werkstücke

Das Vorbereiten bzw. Vorbehandeln der Werkstücke dient dazu, unerwünschte Einflüsse von Eigenspannungen oder des Oberflächenzustandes auf den Endzustand zu beseitigen, den Behand-

lungsablauf abzusichern oder gegebenenfalls das Aufkohlen oder Einsatzhärten örtlich zu begrenzen.

#### 14.1.1 Vorangehende Wärmebehandlungen

In den aufzukohlenden Werkstücken vorhandene Eigenspannungen werden beim Aufkohlen weitgehend reduziert. Dadurch können unerwünscht große Form- und Maßänderungen entstehen.

Dies lässt sich durch ein vorangehendes Spannungsarmglühen bei ca. 600 bis 650 °C mit einer Halte-dauer nach dem Durchwärmen von mindestens 30 min und lang-sames Abkühlen vorwegnehmen. Die dabei entstehenden Maß- und Formänderungen können dann durch ein spanendes Bearbeiten beseitigt werden, wozu ein aus-reichendes Aufmaß vorgesehen werden muss. Das Glühen sollte in einer inerten Atmosphäre erfol-gen, um Verzundern zu vermeiden.

Bei kaltumgeformten Werkstücken ist stattdessen ein Normalglühen vorzuziehen, wenn infolge Rekristallisation in unterkritisch verformten Bereichen eine Grobkornbildung eintreten kann. Die zum Normalglühen erforderlichen Behandlungsdaten sind den Technischen Lieferbedingungen für die Stähle oder entsprechenden Unterlagen der Stahlhersteller zu entnehmen.

### 14.1.2 Reinigen der Werkstücke

Rückstände von der spanenden oder spanlosen Bearbeitung, z.B. Kühlschmiermittel, Oxidschichten, Rückstände von Wasch- und Konservierungsmitteln, Zunder, Rost, Farb- oder Lötflussmittel, können je nach ihrer Beschaffenheit die Kohlenstoffaufnahme, speziell beim Pulver- oder Gasaufkohlen, be- oder sogar verhindern. Salzschnmelzen können durch diese Rückstände sowie Späne, Grate, Rost, Zunder oder Nichteisenmetalle in ihrer Zusammensetzung und damit in ihrer Wirkung beeinträchtigt werden. Deshalb ist es notwendig, die Werkstücke vor dem Aufkohlen oder Carbonitrieren je nach Verschmutzungsgrad auf geeignete Weise zu reinigen. Dies kann durch Waschen, Entgraten, Beizen, Strahlen, Voroxidieren, Zerspanen oder andere geeignete Maßnahmen geschehen. Üblich ist das Waschen in heißem Wasser mit geeigneten Reiniger-Zusätzen. Um einen ausreichenden Reinigungseffekt zu erreichen, kann es zweckmäßig sein, den Waschvorgang mechanisch zu unterstützen (Druckstrahlen, Ultraschall, Spritzen usw.). Nach dem Waschen müssen die Werkstücke und die Werkstückträger oder Chargiervorrichtungen getrocknet werden. Bolzen oder Schrauben, die zum Verschließen von Bohrungen oder Löchern angebracht wurden, sind vor dem Reinigen unbedingt zu entfernen.

Grate, Zunder, Rost, Walz- oder Schmiedehaut, Farb- oder Lötflussmittelreste lassen sich durch Strahlen, chemisches oder thermisches Entgraten entfernen. Es ist jedoch zu beachten, dass beim thermischen Entgraten die Werkstückoberfläche oxidiert wird und beim chemischen Entgraten der Werkstoff mit dem Elektrolyten reagieren kann, was die Kohlenstoffdiffusion beeinträchtigen kann. Strahlmittelreste sollten möglichst vollständig von der Werkstückoberfläche entfernt werden, da sie die Wirkung der Aufkohlungsmittel beeinträchtigen können.

Beizen eignet sich ebenfalls zum Entfernen von Zunder, Rost, Walz- oder Schmiedehaut oder Lötflussmittelresten. Die Rückstände des Beizmittels sollten jedoch vollständig entfernt werden, damit die Werkstücke nicht rosten. Auch sollte darauf geachtet werden, dass die Beizwirkung nicht intensiver als unbedingt notwendig ist, damit Beiznarben an der Werkstückoberfläche vermieden werden.

In manchen Anwendungsfällen hat es sich als nützlich erwiesen, die Werkstücke vor dem Gasaufkohlen gezielt zu oxidieren. Damit können u.U. gewisse Rückstände abdampfen und die Werkstückoberfläche aktiviert werden, was die Kohlenstoffaufnahme verbessern kann.

### 14.1.3 Vorbereiten für ein örtlich begrenztes Einsatzhärten

Ein örtlich begrenztes Einsatzhärten verursacht zusätzliche Kosten, ist jedoch nicht immer zu umgehen. Sollen bestimmte Bereiche eines Werkstücks nicht aufgekühlt, carbonitriert oder einsatzgehärtet sein, kann ein schützender Überzug, z. B. eine Paste oder eine galvanisch erzeugte Kupferschicht, aufgebracht oder ein Schutzkörper in Form einer Hülse angebracht werden. Letzteres ist

allerdings nur beim Aufkohlen oder Carbonitrieren im Gas oder Pulver wirksam. Schutzkörper besitzen darüber hinaus nur eine begrenzte Wirksamkeit. Beim Behandeln in Salzschnmelzen können die Werkstücke u.U. unvollständig eingetaucht werden. Die Breite des Übergangs vom aufgekühlten zum nicht aufgekühlten Bereich hängt von der gewählten Schutzmethode ab. Die schmalsten Übergänge ergeben sich durch Schutzüberzüge. Im nicht aufgekühlten oder nicht carbonitrierten Bereich ergibt sich nach dem Härten eine Oberflächenhärte entsprechend dem Kohlenstoffgehalt des Ausgangszustands des verwendeten Stahls.

Eine andere Möglichkeit besteht darin, nach dem Aufkohlen oder Carbonitrieren die Diffusionsschicht spanend abzarbeiten, z. B. um Löcher oder Gewinde anzubringen. Des Weiteren ist ein örtlich begrenztes Anlassen nach dem Einsatzhärten z. B. induktiv oder mit der Flamme oder ein örtlich begrenztes Entfernen der Einsatzhärtungsschicht durch Schleifen oder Hartdrehen möglich.

Für welche Methode man sich entscheidet, hängt von den geforderten Eigenschaften und der Beschaffenheit des Werkstücks, dem Wärmebehandlungsverfahren und den betrieblichen Gegebenheiten ab und kann von Fall zu Fall unterschiedlich sein.

### 14.2 Chargieren der Werkstücke

Beim Chargieren sind die Werkstücke so anzuordnen, dass alle aufzukohlenden bzw. zu carbonitrierenden Werkstückbereiche vom Behandlungsmittel ungehindert erreicht und beim Abschrecken vom Abschreckmittel möglichst gleichmäßig und mit ausreichender Strömungsgeschwindigkeit beaufschlagt werden.

Schüttgut sollte nicht zu hoch und nicht zu dicht geschüttet werden. Gegebenenfalls ist das Hauf-

werk durch Zwischengitter aufzulockern bzw. sind die Werkstücke mit ausreichendem Zwischenabstand anzuordnen. Flächiges Berühren der Werkstücke ist zu vermeiden. Auch linienförmiges Berühren kann nachteilig sein; punktförmiges Berühren ist dagegen meist unbedenklich.

Einseitig geschlossene oder napfförmige Werkstücke müssen beim Abschrecken so angeordnet sein, dass ihre Öffnungen möglichst nach oben weisen, damit verdampfende Feuchtigkeit entweichen kann.

Die Werkstücke sind so zu packen, dass sie durch das Gewicht aufliegender anderer Teile nicht verformt werden.

### 14.3 Erwärmen auf Behandlungstemperatur

Der Zeit-Temperatur-Verlauf im Rand und im Kern eines Werkstücks wird beim Erwärmen von seiner Geometrie und der Erwärmgeschwindigkeit bestimmt. Bei unterschiedlichen Querschnittsabmessungen ergeben sich in jedem Querschnitt andere Erwärmungskurven für den Rand und den Kern. Die dabei entstehenden Temperaturunterschiede sind umso größer, je größer die Abmes-

sung und je höher die Erwärmgeschwindigkeit ist. Dies kann in Verbindung mit den beim Erwärmen gleichzeitig stattfindenden Gefügeänderungen Spannungen hervorrufen, weshalb es vorteilhaft sein kann, das Erwärmen stufenförmig vorzunehmen.

### 14.4 Regeln des C-Pegels

Das Regeln des C-Pegels erfolgt entsprechend der vorgegebenen Zielgrößen Aufkohlungstiefe, Randkohlenstoffgehalt und Kohlenstoff-Konzentrationsprofil. Wird mit einem konstanten C-Pegel aufgekohlt, ergeben sich je nach dem Verhältnis von Kohlenstoffübergangszahl zur Diffusionsgeschwindigkeit und Höhe des C-Pegels unterschiedliche Kohlenstoffprofile. Im **Bild 44** ist dies schematisch dargestellt.

Typ A und B der Aufkohlungskurven sind dadurch gekennzeichnet, dass der C-Pegel kleiner ist als die - von der Temperatur abhängige - Löslichkeit des Austenits für Kohlenstoff  $C_s$ . Im Fall von Typ C und D ist der C-Pegel höher. Aufkohlungskurven des Typs A und D ergeben sich, wenn der Kohlenstoffübergang im Verhältnis zur Diffusion des Kohlenstoffs im Werkstück stärker ist. Dann wird

bereits unmittelbar nach Beginn des Aufkohlens der größtmögliche Randkohlenstoffgehalt erreicht. Kurven des Typs A entstehen in stark aktivierten Salzschnmelzen. In schwach aktivierten Salzschnmelzen, beim Granulatgasaufkohlen und in regelbaren Gasatmosphären erhält man dagegen Kurven des Typs B. Hier erreicht der Randkohlenstoffgehalt erst allmählich Werte in der Nähe des C-Pegels. In den Fällen C und D ist der C-Pegel rein fiktiv. Das heißt, bereits unmittelbar nach Beginn des Aufkohlens (Typ D) oder erst nach einiger Zeit (Typ C) wird ein Randkohlenstoffgehalt erreicht, der größer ist als die Löslichkeit des Austenits, so dass es zu einer Zementit- bzw. Carbiddbildung kommt. Aufkohlen im Pulver oder in sehr schwach oder niedrig aktivierten Salzschnmelzen führt zu Kurven des Typs C. Kurven des Typs D entstehen z. B. beim Vakuumaufkohlen.

Das Aufkohlen verläuft umso schneller, je eher ein hoher Randkohlenstoffgehalt erreicht wird und je höher der C-Pegel bei gegebener Temperatur ist. Damit lässt sich die Aufkohlungsdauer gezielt verkürzen. Andererseits darf der Randkohlenstoffgehalt nicht so hoch werden, dass Carbide ausgeschieden werden oder beim

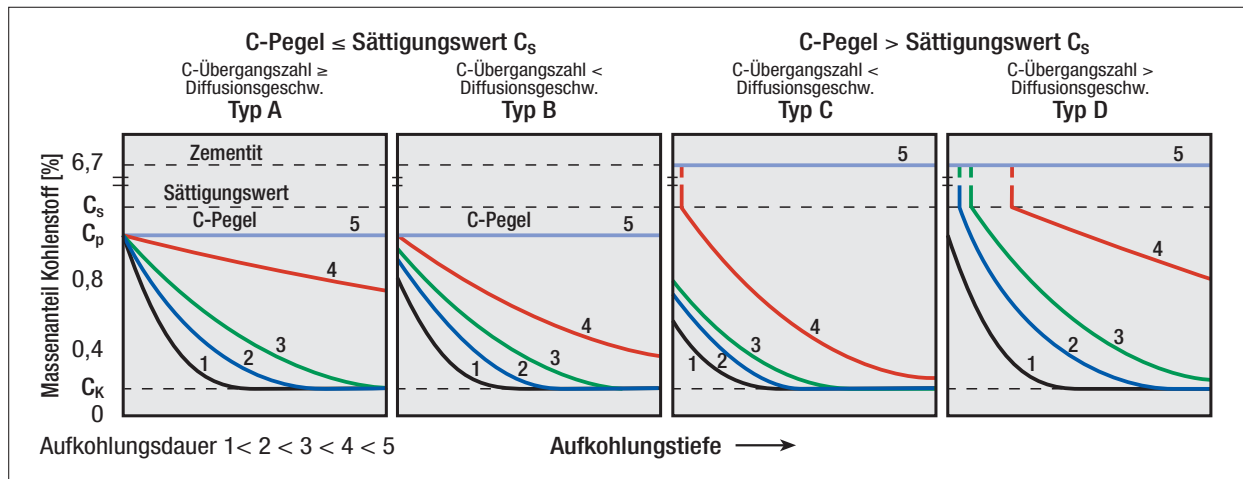


Bild 44: Zusammenhang zwischen Kohlenstoffübergangszahl, Sättigungswert des Austenits für Kohlenstoff, C-Pegel, Aufkohlungsdauer, Diffusionsgeschwindigkeit und Aufkohlungskurven [23]





Bild 45: Prozessgas-Kammerofen zum Einsatzhärten (Fa. Ipsen)



Bild 47: Vakuumofen zum Einsatzhärten (Fa. Aichelin)

Härten Restaustenit übrig bleibt. Um dennoch das Aufkohlen wirtschaftlich zu machen, ist es sinnvoll, den Aufkohlungsvorgang in zwei Schritte zu unterteilen. Im ersten wird mit einem möglichst hohen C-Pegel – in der Nähe des Kohlenstoff-Sättigungsgehalts des Austenits – aufgekocht, bis die vorgegebene Aufkohlungstiefe nahezu erreicht ist. In einem zweiten Schritt wird der C-Pegel auf einen niedrigeren Wert eingestellt, so dass der gewünschte Randkohlenstoffgehalt und die vorgegebene Aufkohlungstiefe erreicht werden, vgl. Bild 16.

#### 14.5 Öfen zum Einsatzhärten

Die beiden Teilprozesse Aufkohlen oder Carbonitrieren und Härten werden entweder in ein und derselben Anlage oder in zwei getrennten Anlagen durchgeführt. Die erforderliche Anlage besteht im Prinzip aus:

- dem Ofen zum Aufkohlen oder Carbonitrieren
- dem Ofen zum Härten
- der Ofensteuerung
- den Mess-, Regel- und Registriergeräten
- der Beschickungseinrichtung
- den Werkstückträgern, Rosten, Chariervorrichtungen

Hinzu kommen gegebenenfalls:

- die Gasversorgungs-/aufbereitungsanlage
- eine Reinigungsanlage
- der Vorwärmofen
- die Tiefkühleinrichtung
- der Anlassofen

Nach dem Ofentyp ist zu unterscheiden zwischen diskontinuierlich arbeitenden Öfen, in denen die Aufkohlungscharge während des Aufkohlens nicht bewegt wird, und kontinuierlich arbeitenden Öfen, durch welche die Chargen oder die Werkstücke kontinuierlich oder schubweise hindurchgeführt werden.

Die größte Vielfalt ist bei den zum Gasaufkohlen benutzten Öfen

anzutreffen, hier stehen Kammeröfen, Topf- oder Vertikalretortenöfen, Haubenöfen, Glockenöfen oder Vakuumöfen zur Verfügung. Für das Durchlaufprinzip können Durchstoßöfen, Förderbandöfen, Schwingretortenöfen, Drehretortenöfen, Drehherdöfen, Schubschalenöfen u. a. benützt werden. In **Bild 45** ist ein typischer Prozessgas-Kammerofen zum Einsatzhärten abgebildet. Charakteristisch ist bei Prozessgasanlagen die externe Gasversorgungseinrichtung, gegebenenfalls mit einem Endogasgenerator, siehe **Bild 46**, oder Flüssiggastanks für Propan, Methanol und Stickstoff.

Vakuumöfen, siehe **Bild 47**, erfordern einen Vakuumpumpensatz und einen Druckgas-Speicher; bei Plasmaanlagen ist neben einer Vakuumpumpe noch ein Plasma-generator erforderlich.

Für das Aufkohlen mit Pulver oder Granulat ist ein Speicher-Silo für das Pulver oder Granulat zweckmäßig und es werden ein Abstellplatz zum Abkühlen der Kästen und ein Packplatz benötigt. Es wird üblicherweise in elektrisch beheizten Kammeröfen durchgeführt. Ofenraum und Heizung sollten so bemessen sein, dass ein möglichst gleichmäßiges Erwärmen der nicht zu dicht gestellten, möglichst runden Kästen erreicht wird.



Bild 46: Endogasgenerator (Fa. Ipsen)

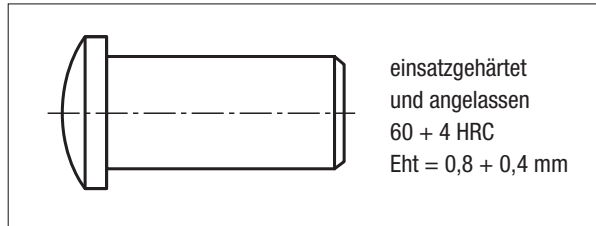


Für das Aufkohlen bzw. Carbonitrieren in Salzschnmelzen werden Tiegel- oder Wannenöfen benutzt, die meist elektrisch, entweder von außen oder durch eingetauchte Elektroden, beheizt werden. Es ist unerlässlich, die anfallenden Salzstäube und -dämpfe abzusaugen und zu filtern.

### 14.6 Zeichnungsangaben

Um die Qualität beim Einsatzhärten zu sichern, ist es notwendig, auch die Zeichnungsangaben normgerecht zu gestalten. Hierzu ist die DIN 6773 „Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen - Darstellung und Angaben wärmebehandelter Teile in Zeichnungen“ heranzuziehen. In dieser Norm ist festgelegt, dass in der Zeichnung folgende Angaben enthalten sein sollen:

- der Werkstoff und sein Ausgangszustand
- die Verfahrensbenennung, z.B. „aufgekohlt“, „carbonitriert“, „einsatzgehärtet“, „angelassen“
- gegebenenfalls die Aufkohlungstiefe mit zulässiger Grenzabweichung, z.B. beim Einfachhärten
- die Oberflächenhärte mit zulässiger Grenzabweichung
- die Einsatzhärtungstiefe mit zulässiger Grenzabweichung
- gegebenenfalls die Bereiche, die bei örtlich begrenztem Einsatzhärten einsatzgehärtet sein müssen, gegebenenfalls die Bereiche, die einsatzgehärtet sein dürfen
- der Hinweis darauf, auf welche Weise ein örtlich begrenztes Einsatzhärten durchgeführt wird
- die Messstelle, an der die Härte gemessen oder die Einsatzhärtungstiefe ermittelt werden muss
- gegebenenfalls Angaben über weitere Prüfkriterien, z.B. zulässiger Restaustenitanteil, zulässige Randoxidationstiefe u. a. m.
- gegebenenfalls ein Hinweis auf ergänzende Dokumente, z.B. Wärmebehandlungsanweisung (WBA) oder Wärmebehandlungsplan (WBP)



**Bild 48:**  
Beispiel für Angaben über ein einsatzgehärtetes Teil in der Zeichnung nach DIN 6773

Ein Beispiel für den einfachsten Fall einer Zeichnungsangabe ist in **Bild 48** dargestellt.

Zum Absichern der kompletten Wärmebehandlung ist es zweckmäßig, weitere Angaben, z.B. über die Wärmebehandlungseinrichtung, Wärmebehandlungs-

mittel (z.B. Abschrecköl u.Ä.), Temperaturen, Behandlungsdauer, Parameter für das Einstellen der Ofenregelung usw. in ergänzenden Dokumenten wie WBA oder WBP festzuschreiben und in der Zeichnung auf diese hinzuweisen.

| Beanstandung                          | Mögliche Ursache  |
|---------------------------------------|---|
| <b>Härte zu niedrig</b>               | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Randkohlenstoffgehalt zu niedrig</li> <li>– Weichhaut infolge Randoxidation</li> <li>– Härtetemperatur zu niedrig</li> <li>– Abkühlwirkung zu gering</li> <li>– Weichhaut durch beim langsamen Abkühlen oder Härten entkohlte Randschicht</li> <li>– Hoher Restaustenitanteil</li> <li>– Nicht tiefgekühlt</li> <li>– Anlasstemperatur zu hoch</li> <li>– Anlassdauer zu lang</li> <li>– Einsatzhärtungstiefe zu niedrig</li> <li>– Falsche Prüfkraft für die Härtemessung</li> </ul>  |
| <b>Einsatzhärtungstiefe zu gering</b> | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Isolierend wirkende Beläge auf der Werkstückoberfläche</li> <li>– Aufkohlungstemperatur zu niedrig</li> <li>– Aufkohlungsdauer zu kurz</li> <li>– C-Pegel falsch eingestellt</li> <li>– C-Verfügbarkeit des Aufkohlungsmittels zu gering</li> <li>– Teile in der Charge zu dicht gepackt oder flächige Auflage</li> <li>– Härtetemperatur zu niedrig</li> <li>– Austenitisiertemperatur zu niedrig</li> <li>– Austenitisiervdauer zu kurz</li> <li>– Abschreckgeschwindigkeit zu niedrig</li> <li>– Anlasstemperatur zu hoch</li> <li>– Anlassdauer zu lang</li> </ul> |
| <b>Härte zu hoch</b>                  | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Anlasstemperatur zu niedrig</li> <li>– Nicht angelassen</li> <li>– Anlassdauer zu kurz</li> </ul>  |
| <b>Einsatzhärtungstiefe zu groß</b>   | <ul style="list-style-type: none"> <li>– Aufkohlungstemperatur zu hoch</li> <li>– Aufkohlungsdauer zu lang</li> <li>– C-Pegel zu hoch</li> <li>– Anlasstemperatur zu niedrig</li> <li>– Anlassdauer zu kurz</li> <li>– Nicht angelassen</li> </ul>  |

Tabelle 6: Zusammenhang zwischen Beanstandungen einsatzgehärteter Teile und möglichen Ursachen beim Wärmebehandeln

## 14.7 Hinweise zur Fehlersuche

Beanstandungen an wärmebehandelten Teilen sind prinzipiell nicht ausschließlich auf Fehler beim Wärmebehandeln in der Härterei zurückzuführen, sondern oft auch ebenso auf Ursachen, die mit dem Wärmebehandeln selbst nichts zu tun haben. Dies kann eine falsche Werkstoffauswahl, eine nicht wärmebehandlungsgerechte Werkstückgeometrie, Weichbearbeiten mit stumpfen Werkzeugen u. a. m. sein.

In **Tabelle 6** sind einige der am häufigsten auftretenden Fehler und ihre Ursachen zusammengestellt. Die Übersicht erhebt keinen Anspruch auf Vollständigkeit, aber sie erleichtert die Zuordnung der Erscheinungsformen verschiedener häufig vorkommender Fehler zu den möglichen Ursachen. Damit ist es möglich, Maßnahmen festzulegen, die Wiederholungen vermeiden helfen.

Darüber hinaus sind in DIN 17022-3 Beispiele für eine wärmebehandlungsgerechte Formgestaltung für einsatzgehärtete Werkstücke zu finden.

## 15 Anwendungsbeispiele

Das Einsatzhärten zum Verbessern der Funktionseigenschaften Verschleißwiderstand und Schwingfestigkeit wird heute in nahezu allen industriellen Bereichen für eine Vielzahl von Bauteilen und Werkzeugen angewendet. Es ist daher unmöglich, mehr als ein paar wenige typische Anwendungsbeispiele aufzuzeigen.

Bei den in **Bild 49** abgebildeten Teilen handelt es sich beispielsweise um Bauteile aus dem Bereich des Automobilzubehörs. Charakteristisch sind hier die große Stückzahl der hergestellten Teile und die meist komplizierte Bauteilgeometrie. Dies und die geforderten Funktionseigenschaften zwingen dazu, den Werkstoff, die Bearbei-

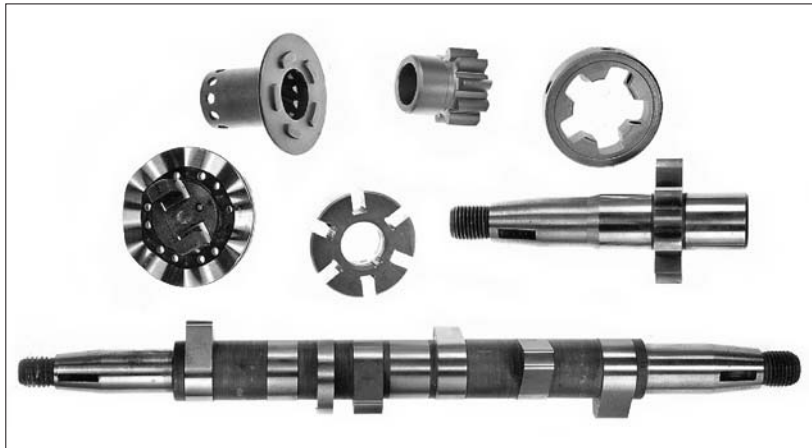


Bild 49: Beispiele für einsatzgehärtete Bauteile aus Einsatzstahl aus dem Bereich des Automobilzubehörs

tung und die Wärmebehandlung sorgfältig aufeinander abzustimmen, um eine wirtschaftliche Fertigung zu erreichen.

Die Beanspruchung besteht bei den gezeigten Teilen aus einer hohen Verschleißbeanspruchung, kombiniert mit einer schwingenden Belastung in Form einer Wechsel- oder Schwellbeanspruchung.

Auf Grund der hohen Stückzahlen und der Werkstückgeometrie ist es zweckmäßig, einen im Ausgangszustand leicht bearbeitbaren Stahl zu verwenden. Hierzu eignen sich besonders die Einsatzstähle, die sich relativ leicht auch kalt umformen lassen und, selbst wenn es sich um legierte Einsatzstähle handelt, ein akzeptables Weichbearbeiten gestatten. Die gegen den Verschleiß der Bauteile erforderliche hohe Härte, z.B. im Bereich der Verzahnung bei Zahnrädern und Ritzeln, der Nockenflanken von Nockenwellen oder der Lagerstellen von Wellen, lässt sich durch Einsatzhärten erreichen. Dadurch ergibt sich außerdem, je nach den Wärmebehandlungsbedingungen, auch eine höhere Kernfestigkeit. Die Druckeigenstressungen in der Einsatzhärtungsschicht und deren hohe Festigkeit ergeben die erforderliche Dauerfestigkeit für die schwingende Beanspruchung.

## 16 Literaturangaben

### Zitierte Literatur

- [1] DIN:  
„Werkstofftechnologie 1 - Wärmebehandlungstechnik“,  
Taschenbuch Nr. 218,  
Beuth-Verlag, Berlin/Köln, 2007
- [2] Neumann, F./Wyss, U.:  
„Thermodynamische Grundlagen zur Prozeßkontrolle beim Aufkohlen in Gasen“,  
Härterei-Techn. Mitt. 49 (1994) 3,  
S. 207-214
- [3] Wüning, J.:  
„Gasaukohlungsverfahren“,  
Z. f. wirtsch. Fertigung 64 (1969) 9,  
S. 456-464
- [4] Liedtke, D.:  
„Über den Zusammenhang zwischen dem Kohlenstoffgehalt in Stählen und der Härte des Martensits“,  
Mat.-wiss. und Werkstofftechnik 34 (2003), S. 1-7
- [5] Coll, R./Gunnarson, S./  
Thulin, D.:  
„Ein mathematisches Modell zur Berechnung von Aufkohlungsprofilen bei der Gasaukohlung“,  
Härterei-Techn. Mitt. 25 (1984) 2,  
S. 50-54

- [6] Orlich, J./Rose, A./Wiest, P.: „Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle – Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder, Band 3“, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1973
- [7] Schmidt, P. W.: „Zeit-Temperatur-Auflösungs- und Umwandlungs-Schaubilder“, Das Industrieblatt 63 (1963) 5, S. 383–390
- [8] Just, E.: „Formeln der Härbarkeit“, Härtereitechn. Mitt. 23 (1968) 2, S. 85–99
- [9] DIN EN ISO 642: „Stahl – Stirnabschreckversuch (Jominy-Versuch)“, Beuth-Verlag, Berlin/Köln
- [10] SEP 1664: „Ermittlung von Formeln durch multiple Regression zur Berechnung der Härbarkeit im Stirnabschreckversuch aus der chemischen Zusammensetzung von Stählen“, Stahlinstitut VDEh, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, und [www.stahl.dat.de](http://www.stahl.dat.de)
- [11] Chatterjee-Fischer, R./Schaaber, O.: „Einige Betrachtungen zur Frage der Einsatzhärbarkeit“, Härtereitechn. Mitt. 21 (1966) 3, S. 186–189
- [12] Streng, H.: „Zähigkeit einsatzgehärteter Gefüge“, in „Einsatzhärten“, Band 356, expert verlag, Renningen/Malmsheim, 1994, S. 132–160
- [13] Wicke, D.: „Das Festigkeitsverhalten von legierten Einsatzstählen bei Schlagbeanspruchung“, Dissertation TU Berlin, 1976
- [14] Beumelburg, W.: „Das Verhalten von einsatzgehärteten Proben mit verschiedenen Oberflächenzuständen und Randkohlenstoffgehalten im Umlaufbiege-, statischen Biege- und Schlagbiegeversuch“, Dissertation TU Karlsruhe, 1973
- [15] Wiegand, J./Tolasch, G.: „Dauerfestigkeitsverhalten einsatzgehärteter Proben“, Härtereitechn. Mitt. 22 (1967) 4, S. 330–338
- [16] Baudis, U./Kreutz, M.: „Technologie der Salzschnmelzen“, Die Bibliothek der Technik, Band 224, Verlag moderne industrie, Landsberg a. Lech, 2001
- [17] Chatterjee-Fischer, R./Schaaber, O.: „Einige Betrachtungen zum Carbonitrieren im Gas“, Härtereitechn. Mitt. 24 (1969) 2, S. 121–124, 24 (1969) 4, S. 292–295 und 26 (1971) 2, S. 108–110
- [18] AWT-Fachausschuss 5/Arbeitskreis 4: „Die Prozeßregelung beim Gasaufkohlen“, expert verlag, Renningen/Malmsheim, 1997
- [19] Grabke, H. J./Grassl, D./Schachinger, H./Weissohn, K. H./Wünning, J./Wyss, U.: „Methoden zum Messen des Kohlenstoffpegels beim Gasaufkohlen“, Härtereitechn. Mitt. 49 (1994) 5, S. 306–317
- [20] Weissohn, K. H.: „Die Technik der C-Pegel-Regelung“, Härtereitechn. Mitt. 49 (1994) 6, S. 393–398
- [21] Liedtke, D./Neumann, F.: „Der zum Aufkohlen legierter Stähle erforderliche Kohlenstoffpegel“, Härtereitechn. Mitt. 49 (1994) 2, S. 83–87
- [22] Hoffmann, F./Liedtke, D./Wyss, U./Zoch, H.-W.: „Der Aufkohlungsvorgang“, Härtereitechn. Mitt. 50 (1995) 1, S. 86–93
- [23] Kopietz, K. H.: „Der Einfluß des Kohlungsverhaltens von Kohlsmitteln und Stahl auf die Ausbildung der Kohlungskurve“, Das Industrieblatt 54 (1954) 6, S. 223–228
- [24] Wyss, U.: „Die Wärmebehandlung der Bau- und Werkzeugstähle“, BAZ Buchverlag, Basel, 1978, S. 237–240
- [25] Brandis, H./Kroy, P.: „Einfluß höherer Aufkohlungstemperaturen auf das Aufkohlungs- und Härtungsverhalten von Rundproben verschiedener Einsatzstähle“, Draht-Welt 51 (1965) 9, S. 501–509
- [26] Bungardt, K./Brandis, H./Kroy, P.: „Aufkohlung von Einsatzhärtestählen bei Temperaturen von 900 bis 1000 °C im Salzbad“, Härtereitechn. Mitt. 19 (1964) 3, S. 146–153
- [27] Bungardt, K./Kunze, E./Brandis, H.: „Betrachtungen zur Direkthärtung von Einsatzstählen“, DEW-Technische Berichte 5 (1965) 1, S. 1–12
- [28] Chatterjee-Fischer, R./Müller, H./Schaaber, O.: „Versuche zur Regelung von Gasatmosphären“, Härtereitechn. Mitt. 15 (1960) 3, S. 134–140, 17 (1962) 1, S. 10–11, 19 (1964) 4, S. 220–223 und 20 (1965) 4, S. 38–40
- [29] Eckstein, H.-J., u. a.: „Grundlagen der Wärmebehandlung“, VEB Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1977

### Ergänzende Literatur

- Eysell, F. W.:  
„Grundlagen der Granulat-Gaskohlung“,  
Techn. Zentralblatt f. Prakt. Metallbearbeitung 58 (1964) 10,  
S. 553-557
- Grosch, J./Bomas, H./Liedtke, D./Streng, H.:  
„Einsatzhärten - Grundlagen - Verfahren - Anwendungen - Eigenschaften einsatzgehärteter Gefüge und Bauteile“,  
expert verlag, Renningen/Malmsheim, 1993
- Hoffmann, R./Neumann, F.:  
„Gedanken zum Kohlenstoffübergang beim Aufkohlen von Stahl“,  
Härtereitechn. Mitt. 27 (1972) 3,  
S. 157-162
- Hoffmann, F./Liedtke, D./Wyss, U./Zoch, H.-W.:  
„Der Aufkohlungsvorgang“,  
Härtereitechn. Mitt. 50 (1995) 2,  
S. 86-93
- Liedtke, D.:  
„Rationalisierung durch verbesserte Wärmebehandlungsangaben in Zeichnungen und Fertigungsunterlagen“,  
Zeitschrift f. wirtschaftl. Fertigung 75 (1989) 1, S. 33-48
- Liedtke, D./Jönsson, R.:  
„Wärmebehandlung - Grundlagen und Anwendungen“, Band 349,  
expert verlag, Renningen/Malmsheim, 2004
- Neumann, F./Wyss, U.:  
„Aufkohlungswirkung von Gasgemischen im System  $H_2/CH_4/H_2O-CO/CO_2-N_2$ “,  
Härtereitechn. Mitt. 25 (1970) 4,  
S. 253-266
- Neumann, F.:  
„Metallurgische Gesichtspunkte zur Prozeßkontrolle bei der Gaskohlung von Stahl“,  
Härtereitechn. Mitt. 30 (1975) 1,  
S. 12-20
- Neumann, F./Wyss, U.:  
„Thermodynamische Grundlagen zur Prozeßkontrolle beim Aufkohlen in Gasen“,  
Härtereitechn. Mitt. 49 (1994) 3,  
S. 207-214
- Neumann, F./Wyss, U.:  
„Thermodynamische Grundlagen zum indirekten Messen des C-Pegels“,  
Härtereitechn. Mitt. 49 (1994) 4,  
S. 255-263
- Randak, A./Kiderle, E.:  
„Aufkohlung von Einsatzstählen im Temperaturbereich von 920 bis 1100 °C“,  
Härtereitechn. Mitt. 21 (1965) 3,  
S. 190-198
- Razim, C.:  
„Über den Einfluß von Restaustenit auf das Festigkeitsverhalten einsatzgehärteter Probekörper bei schwingender Beanspruchung“,  
Härtereitechn. Mitt. 23 (1968) 1,  
S. 1-9
- Tauscher, H./Stecher, E.:  
„Das Verhalten der Einsatzstähle bei Dauerschwingbeanspruchung“,  
Maschinenbautechnik 11 (1962) 1,  
S. 37-44
- Wahl, G.:  
„Ceconstant-80 Kohlungsbäder“,  
Durferrit-Hausmitteilungen (1974),  
Heft 41, S. 12-17
- Wiegand, H./Tolasch, G.:  
„Der Einfluß der Randoxidation auf die Ausbildung der Oberflächenzone und auf die Biegewechselfestigkeit einsatzgehärteter Proben“,  
Werkstatt und Betrieb 99 (1965) 5,  
S. 327-333
- Wiegand, H./Tolasch, G.:  
„Über das Zusammenwirken einzelner Faktoren zur Steigerung der Biegewechselfestigkeit einsatzgehärteter Proben“,  
Härtereitechn. Mitt. 22 (1967) 3,  
S. 213-220
- Wünning, J.:  
„Weiterentwicklung der Gasaufkohlungstechnik“,  
Härtereitechn. Mitt. 23 (1968) 2,  
S. 101-110
- Wyss, U.:  
„Regelung des Härteverlaufs in der aufgekohlten Werkstück-Randschicht“,  
Härtereitechn. Mitt. 50 (1995) 4,  
S. 259-264

### Einschlägige Normen

DIN 6773  
Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen - Darstellung und Angaben wärmebehandelter Teile in Zeichnungen

DIN 17022-3  
Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen - Verfahren der Wärmebehandlung - Einsatzhärten

DIN EN 10052  
Begriffe der Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen

DIN EN 10084  
Einsatzstähle - Technische Lieferbedingungen

DIN EN ISO 642  
Stahl - Stirnabschreckversuch (Jominy-Versuch)

DIN EN ISO 2639  
Stahl - Bestimmung und Prüfung der Einsatzhärtungstiefe

DIN EN ISO 6506  
Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Brinell

DIN EN ISO 6507  
Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers

DIN EN ISO 6508  
Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Rockwell





**Wirtschaftsvereinigung Stahl**

Postfach 10 54 64 · 40045 Düsseldorf

Sohnstraße 65 · 40237 Düsseldorf

E-Mail: [marketing@wvstahl.de](mailto:marketing@wvstahl.de) · [www.stahl-online.de](http://www.stahl-online.de)