

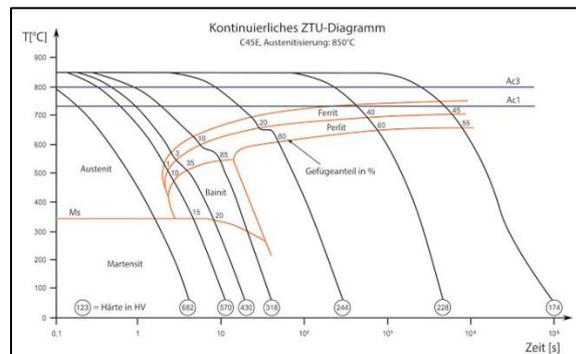
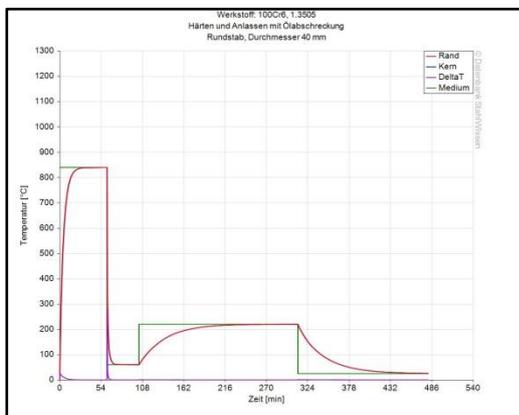
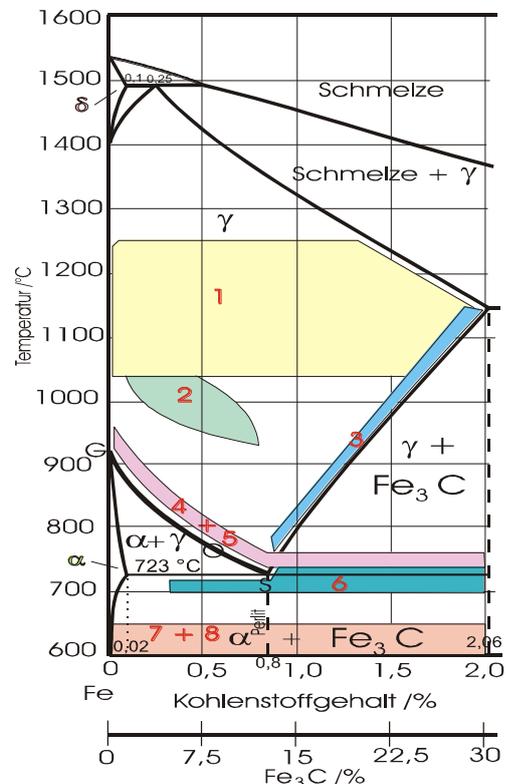
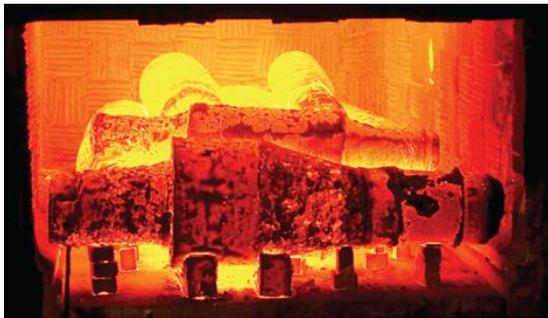
Prof. Dr.-Ing. H.-G. Heinrich

## Vorlesung FEV, Fertigungsverfahren“ (MB+PA, SS 2014)

### Teil 3 „Stoffeigenschaften ändern“

Die Arbeitsblätter sind bestimmt als vorlesungsbegleitende Unterlagen. Sie enthalten nur einen Teil (bzgl. Anzahl und Inhalt!) der in der Vorlesung besprochenen Folien und sind deshalb zum Eigenstudium des Faches nur bedingt geeignet.

Beachten Sie bitte auch die vorlesungsergänzenden Aufsätze auf meiner [Homepage](#)



Der Ausdruck des Skriptes auf DIN-A4-Größe und in Farbe ist empfehlenswert !

## **FEV: Gliederung des Teils „Stoffeigenschaften ändern“**

- 5.5 Die Wärmebehandlung der Stähle**
  - 5.5.1 Diffusions-Glühen
  - 5.5.2 Grobkorn-Glühen
  - 5.5.3 Auflösung von Karbiden
  - 5.5.4 Normal-Glühen (Normalisieren)
  - 5.5.5 Weich-Glühen
  - 5.5.6 Spannungsarm-Glühen
  - 5.5.7 Rekristallisations-Glühen (nach Kaltverfestigung und Erholung)
    - 5.5.7.1 Kaltverfestigung
    - 5.5.7.2 Erholung
    - 5.5.7.3 Rekristallisation
  - 5.6 Umwandlungsstufen (Nicht-GG → Perlit, Bainit, Martensit → Das Abschreckhärten)
  - 5.7 Umwandlungsschaubilder, die die Abkühl - bzw. Aufheizgeschwindigkeit berücksichtigen
    - 5.7.1 Die Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (ZTU-Schaubilder)
      - 5.7.1.1 Thermomechanische Behandlung (TM)
    - 5.7.2 Die Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubilder (ZTA-Schaubilder)
  - 5.8 Härteverfahren
    - 5.8.1 Begriffe zum Abschreckhärten von Stahl (DIN 17014)
    - 5.8.2 Härteverfahren nach EN 10052
    - 5.8.3 Einfaches- gebrochenes- und Warmbadhärten im ZTU-Schaubild
    - 5.8.4 Randschicht-Härten
    - 5.8.5 Prüfung auf Auf- und Einhärtbarkeit → Jomini-Probe
      - 5.8.5.1 Induktions- und Flamm-Härten
      - 5.8.5.2 Einsatz-Härten
  - 5.9 Vergüten + Vergütungsschaubilder)
    - 5.9.1 Anlaßvesprödung

## 5.5 Wärmebehandlung (WB) der Stähle

Dieses Kapitel wird in Anlehnung an B/S, S. 152 ff. behandelt.

**Die WB ist für einen Werkstoff essentiell !** Durch sie können die Eigenschaften in weitem Maß beeinflusst werden. Unter WB versteht man in der Werkstoffkunde:

WB-Verfahren und damit erreichbare Eigenschaftsänderungen:

Verbesserte spanende Bearbeitung

→

Festigkeit ⇕

→

Auswirkungen der Kaltverformung beseitigen

→

Verminderung oder Beseitigung von Seigerungen

→

Änderung der Korngröße ⇕

→

Verminderung von Eigenspannungen

→

Erzeugen bestimmter Gefügestände (Nicht-GG)

→

Ermöglichung der Aufhärtung der Randschicht ( $x/10$  mm)

→

[Härten: direkt (N) oder durch Abschrecken (C), s. u.]

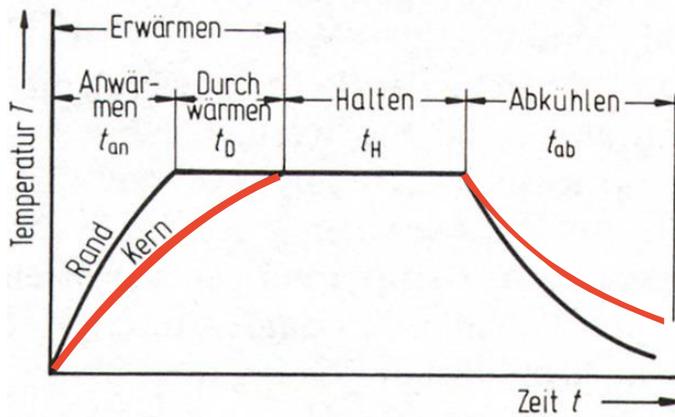


Abb. 1:  
Schematische Darstellung der T-Führung bei einer Wärmebehandlung

Beachte unterschiedliche Kurvenverläufe für Rand und Kern → Zeit, thermische Spannungen →  $\lambda \dots!$

Faustregel für die WB von Stahl:

Damit beim Aufheizen oder Abkühlen keine thermischen Spannungen entstehen, muß die Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffes berücksichtigt werden:

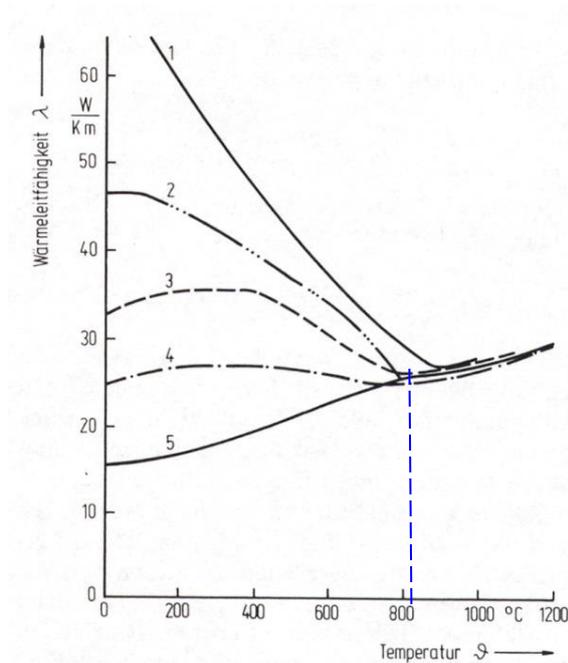


Abb. 2: Wärmeleitfähigkeit des Eisens und verschiedener Stähle als  $f(T)$

Nr.	Zusammensetzung in %						Wärmebehandlung
	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	
1	reines Eisen 99,95 % Fe						geglüht
2	0,43	0,20	0,69	-	-	-	geglüht
3	0,32	0,25	0,55	0,71	3,40	-	geglüht + 640°C/Ofen
4	0,27	0,18	0,28	13,7	0,20	0,25	960°C + 2h/750°C/Luft
5	0,08	0,68	0,37	19,1	8,10	0,60	1100°C/Wasser



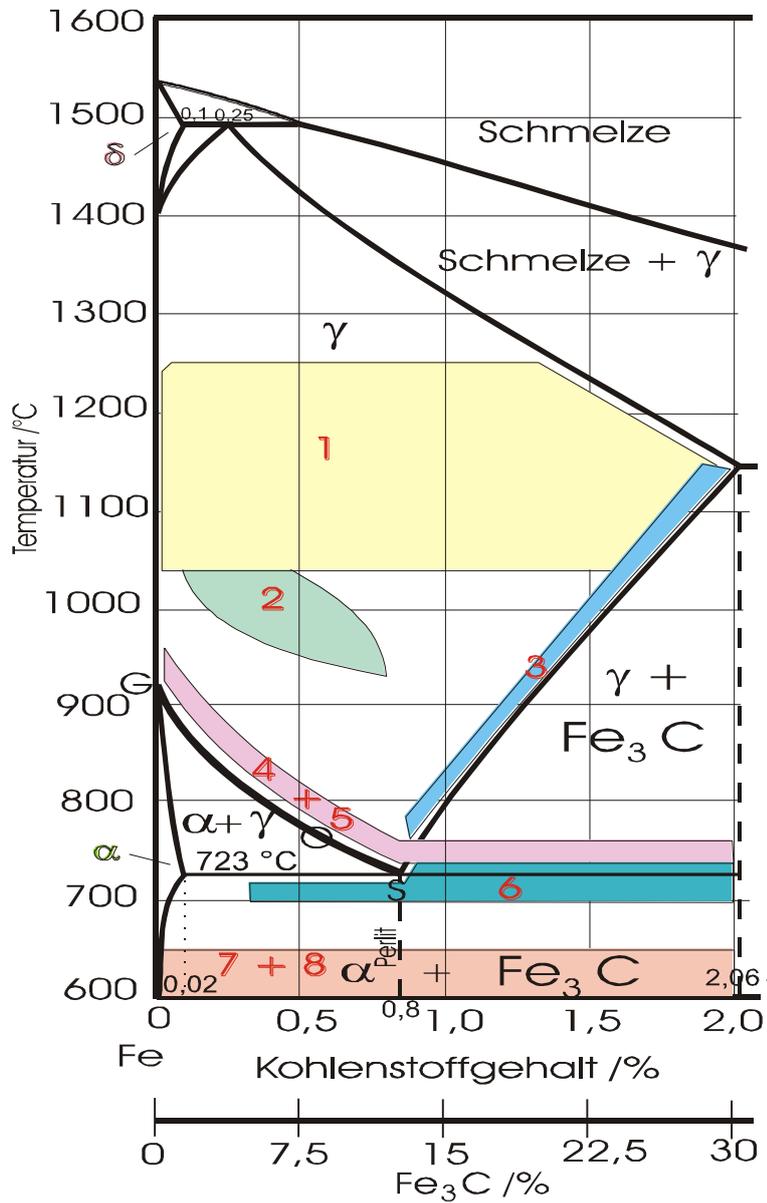


Abb. 3:  
T- und c-Bereiche der verschiedenen Wärmebehandlungen im Fe-Fe<sub>3</sub>C-Diagramm („Stahlecke“)

- 1:
- 2:
- 3:
- 4:
- 5:
- 6:
- 7:
- 8:

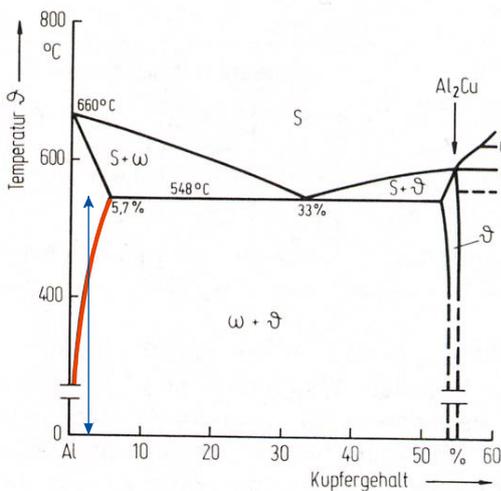
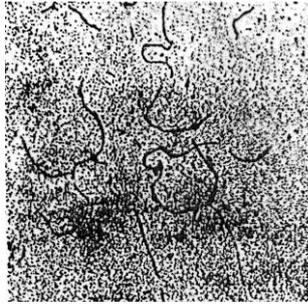


Abb. 4:  
Das Aushärten von Al-Legierungen besteht aus 3 Schritten:

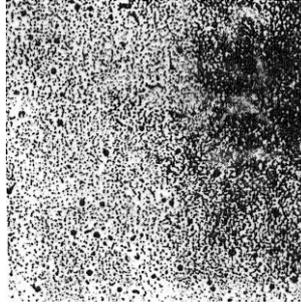
- $T > T_{Seg.}$
- RT
- (t, T)  $T < T_{Seg.}$

Erläuterungen der einzelnen Verfahren in der VL, s.u.

### 5.5.1 Diffusions-Glügen:



vorher (Sulfidseigerungen auf KG)



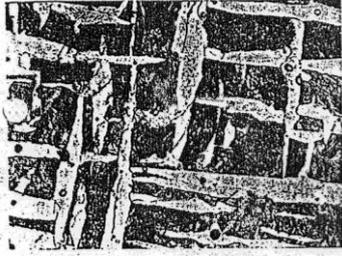
nachher: Seigerungen eingeformt

Abb. 5:  
Diffusionsglü-  
hen: Gefüge

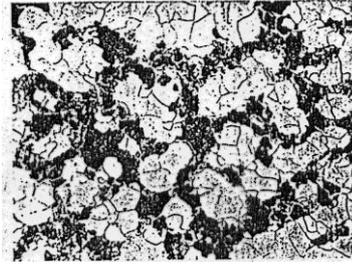
### 5.5.2 Grobkorn-Glügen:

### 5.5.3 Auflösung von Karbiden (Sekundär- $\text{Fe}_3\text{C}$ ):

### 5.5.4 Normalglühen (Normalisieren):



vorher: Gußgefüge (Widmannstetten)



nachher: „normales“ globulares Ferrit-Perlit-Gefüge

Abb. 6: Normalisieren: Gefüge

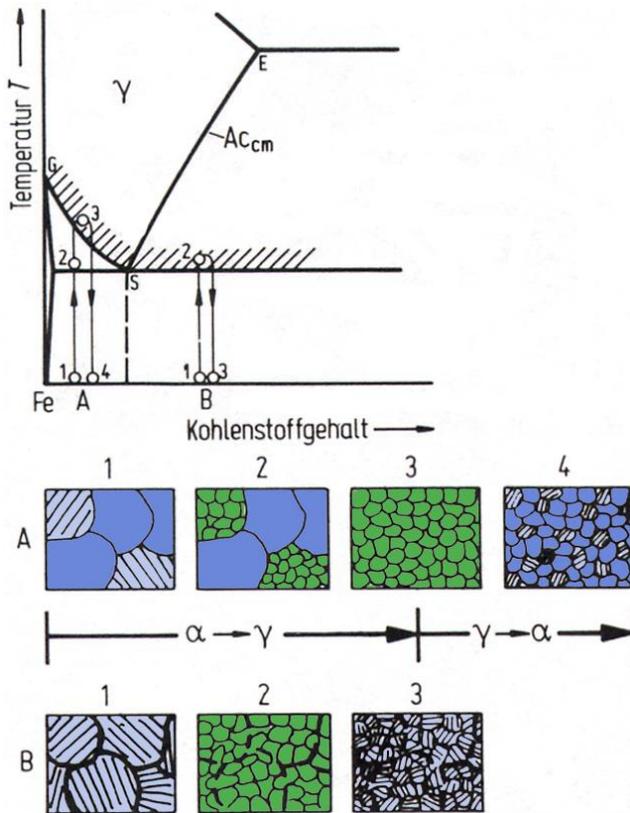
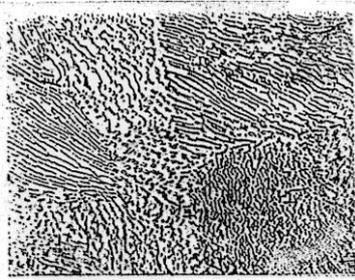
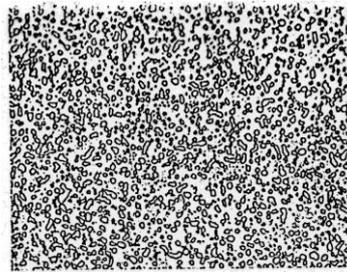


Abb. 7: Verdeutlichung der Vorgänge beim Normalisieren eines Stahles und einer Gußlegierung

### 5.5.5 Weich-Glühen:



vorher: Perlit normal



nachher: Zementitlamellen eingeformt

Abb. 8: Weichglühen: Gefüge

### 5.5.6 Spannungsarm-Glühen:

### 5.5.7 Rekristallisations-Glühen [Details, nach Kaltverfestigung (KV) und Erholung]

#### 5.5.7.1 Kaltverfestigung: (als Voraussetzung für die Rekristallisation) → Ursache

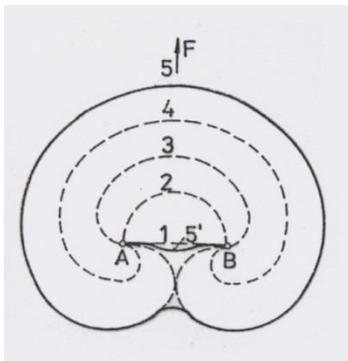


Abb. 9:

Franck-Read-Mechanismus:

- Vervielfältigung der Versetzungen → z.B.  $10^6$ -fach
- gegenseitige Behinderung
- Erhöhung der zur plastische Verformung nötigen Spannung
- Kaltverfestigung

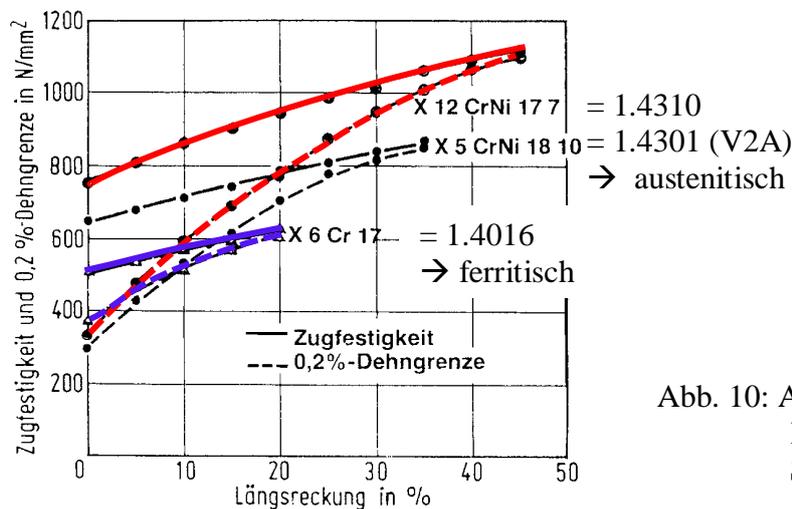


Abb. 10: Auswirkung der KV anhand von  $\sigma$ - $\epsilon$ -Kurven verschiedener nichtrostender Stähle

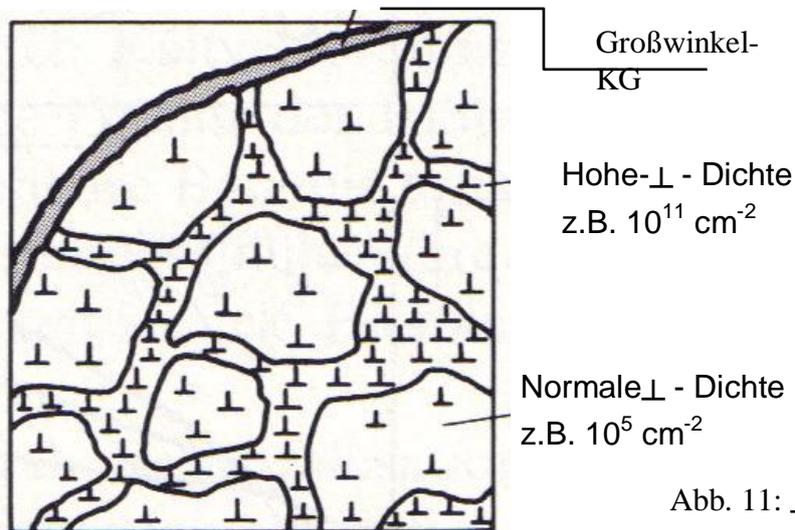


Abb. 11:  $\rho$  - Dichteverteilung nach Kaltumformung (schematisch)

### 5.5.7.1 Erholung:

Unter Erholung versteht man in der Werkstoffkunde das Ausheilen oder Umlagern von Gitterfehlern. Die Antriebskraft dabei ist die Erniedrigung der Energie. Für die Erholung ist ebenfalls eine Aktivierungsenergie nötig, die i.A. durch Erhöhung der Temperatur (bei Stahl ca. 200 – 300 °C) eingebracht wird → thermisch aktivierter Vorgang.

Es gibt verschiedene Erholungsmechanismen:

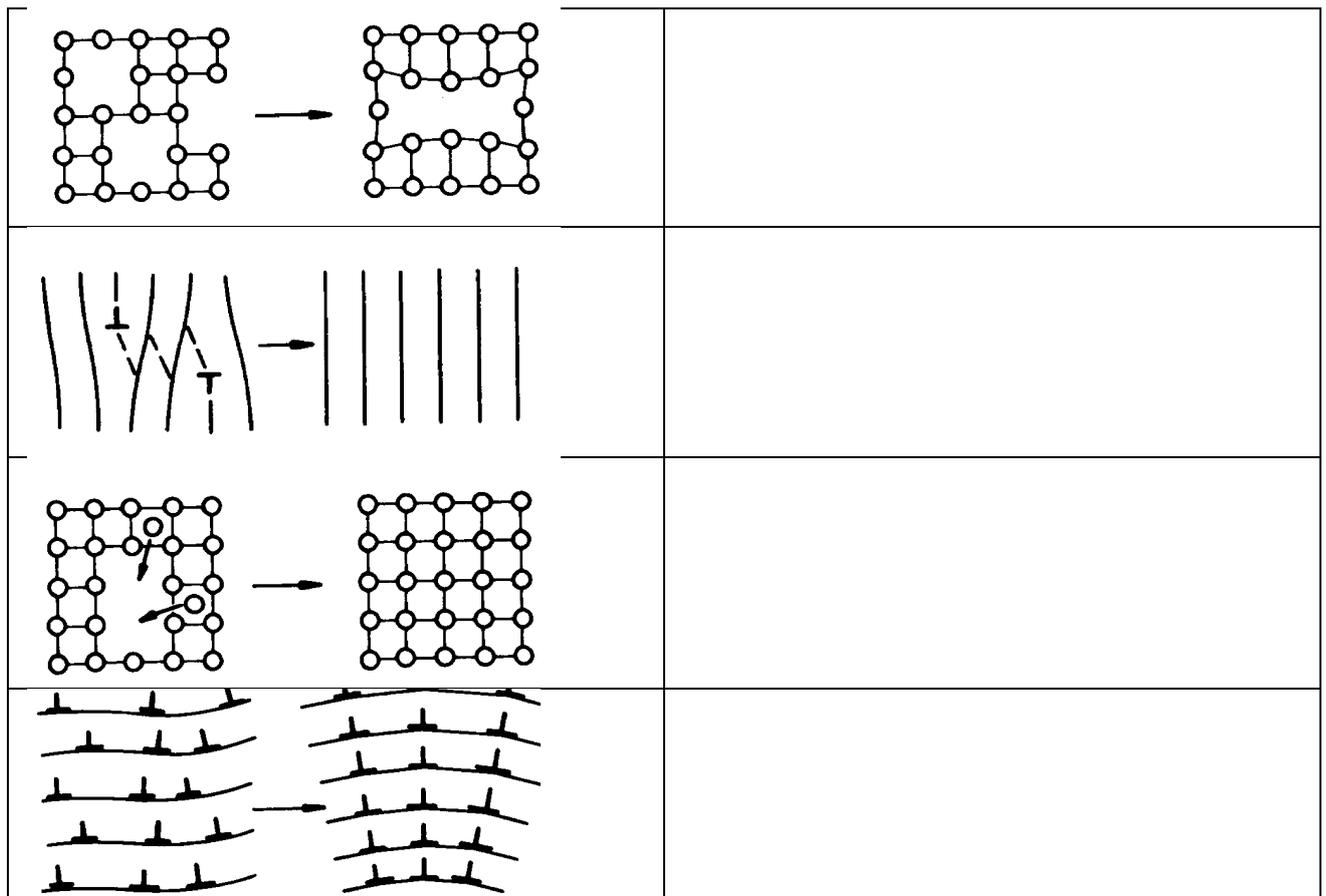


Abb. 12: Erholungsmechanismen bei Metallen

Praktische Anwendung:

### 5.5.7.2 Rekristallisation:

Die Rekristallisation ist eine Wärmebehandlung (Kap. s.u.), die bei einem verformten Werkstoff zu einer Neubildung der Körner führt. Dies ist nötig, wenn bei der Fertigung das Umformvermögen des Werkstoffs aufgebraucht ist, der Werkstoff aber noch weiter umgeformt werden soll. Triebkraft ist hierbei wiederum die Erniedrigung der Energie, hier in Form des Abbaus der Verzerrungsenergie der Versetzungen.

Die Zeit bis zum Beginn der primären Rekristallisation kann mit Hilfe einer Arrhenius-Gleichung bestimmt werden.

**Voraussetzungen für die Rekristallisation sind:**

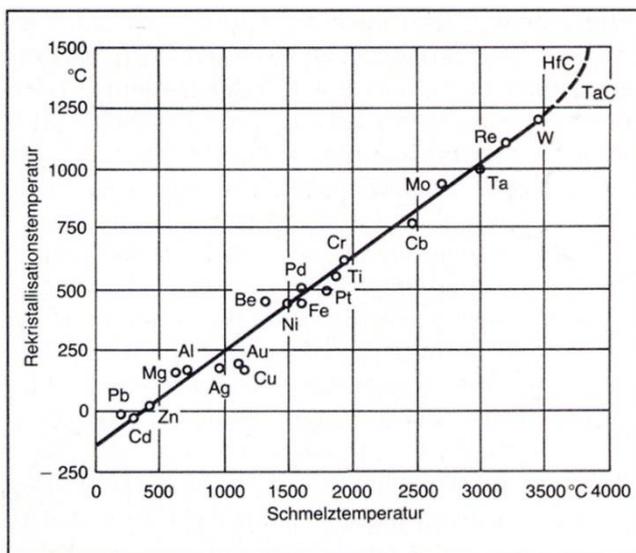


Abb. 13:  $T_R = f(T_S)$

Bei der Rekristallisation ist auf folgende Einflußgrößen besonders zu achten:

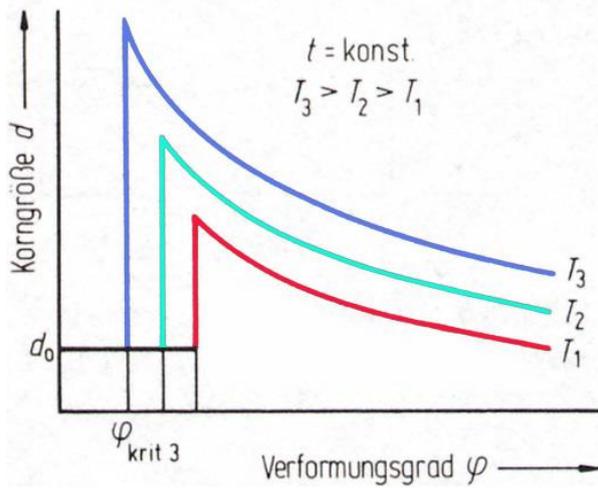


Abb. 14:  
Korngröße nach der Rekristallisation =  $f(\varphi)$

Optimale Bedingungen für die Rekristallisation:

-  
-

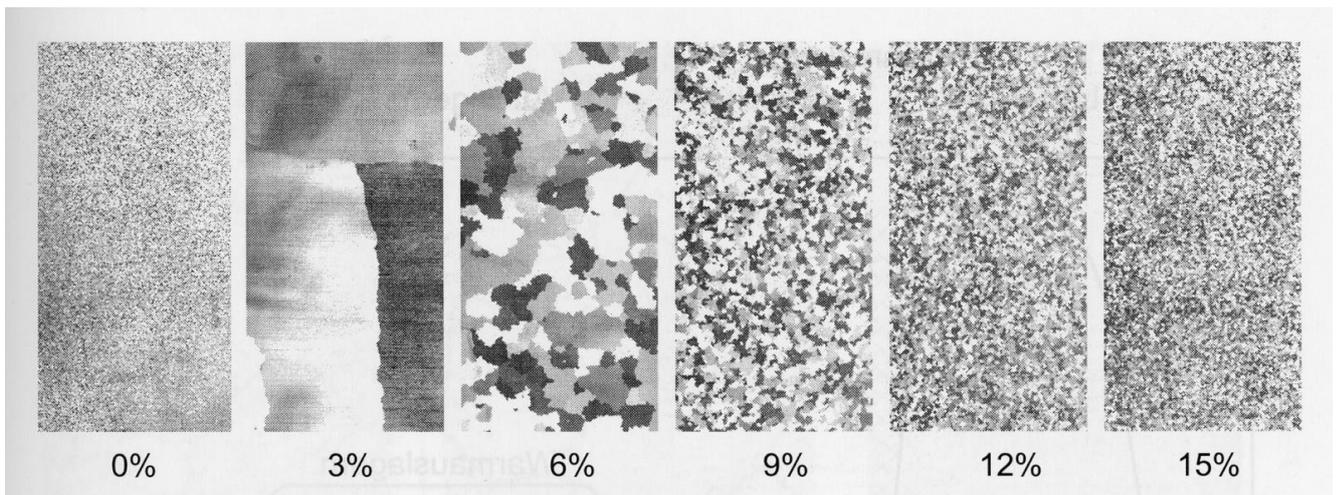


Abb. 15: Korngröße von Rein-Al nach der Rekristallisation als  $f(\varepsilon)$ ,  $t, T = \text{const.}$  [ $(\varphi = \ln(1 + \varepsilon))$ ]

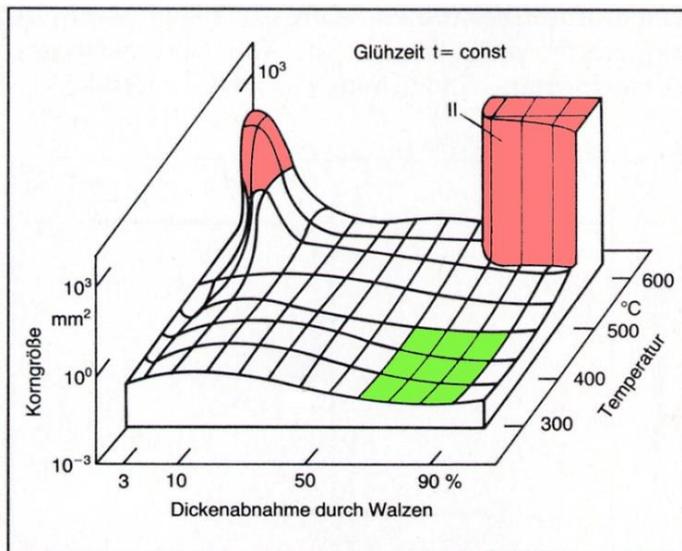
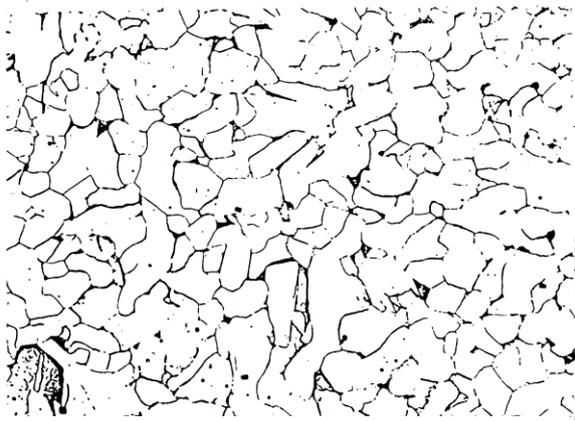


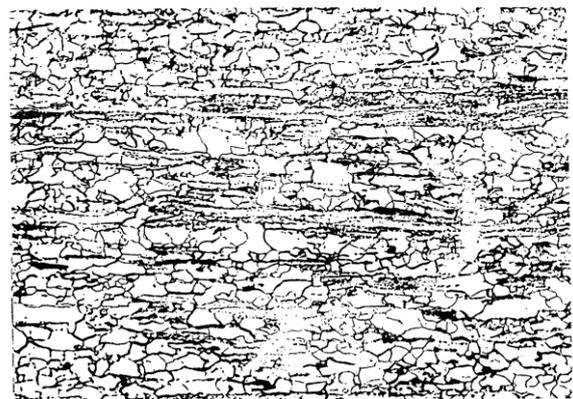
Abb. 16:  
3-dimensionales Rekristallisationsschaubild

Optimaler Bereich →

Die Rekristallisation ist im Lichtmikroskop anhand einer deutlichen Gefügeänderung zu erkennen:  
C-arter Stahl: Gefüge-Schliffbilder V = 500 X



Tiefziehstahl, Ausgangszustand



Teil-Rekristallisiert: T = 600 °C, t = 2 min



Ausgangszustand um  $\epsilon = 80\%$  kaltverformt



Voll rekristallisiert T = 600 °C, t = 3,3 h

Abb. 17: Gefüge von C-armem Stahl vor, während und nach der Rekristallisation

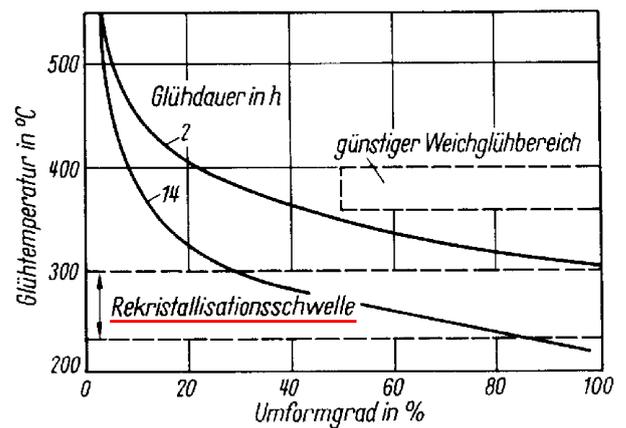
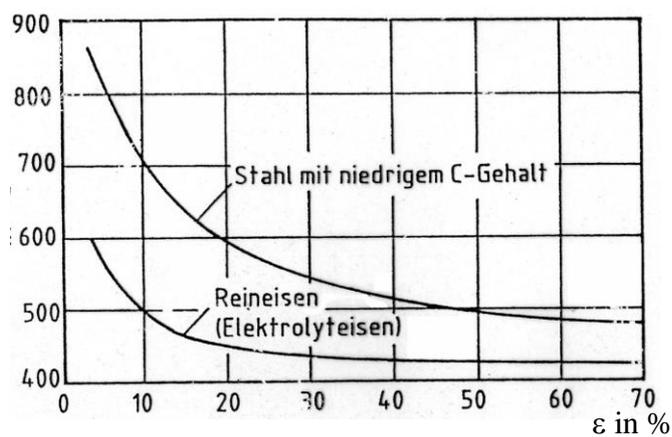


Abb. 18: Einfluss von Kaltumformung und Glüh-T auf die erforderliche Glüh-t

- ⇒ mit  $\varphi \uparrow$  sinkt die untere Rekristallisations-T (Rekristallisationsschwelle)  
(Bei gleichem  $\varphi$  nimmt die Korngröße mit der Glüh-T zu!)
- ⇒ die Rekristallisations-T ist f( )

Voraussetzung für die Berechnung der Glühzeit / -t beim Rekristallisieren:

**Arrhenius-Gleichung:**

$$M(t) = M_0 * e^{-\left(\frac{Q}{R*T}\right)}$$

M = kinetischer Messwert

M<sub>0</sub> = Werkstoffkonstante

R = allg. Gaskonstante

T = T in K

Q = Aktivierungs-E



t<sub>0</sub> =



**Übungsaufgabe zur Rekristallisation** (Anwendung der Arrhenius-Gleichung):

Ein Werkstück soll nach der Kaltverformung rekristallisierend gegläht werden. Versuche haben ergeben, dass die Glühzeit bei  $T = 500 \text{ °C}$  unzulässig lang ist.

Um wie viel Grad (auf  $1 \text{ °C}$  runden) müssen Sie die Temperatur erhöhen, damit die Rekristallisation doppelt so schnell abläuft ?

Übung zur Rekristallisation: Bestimmung von  $T_R$  oder  $t_r$  ohne Arrhenius-Gleichung

$R. = f(\dots)$

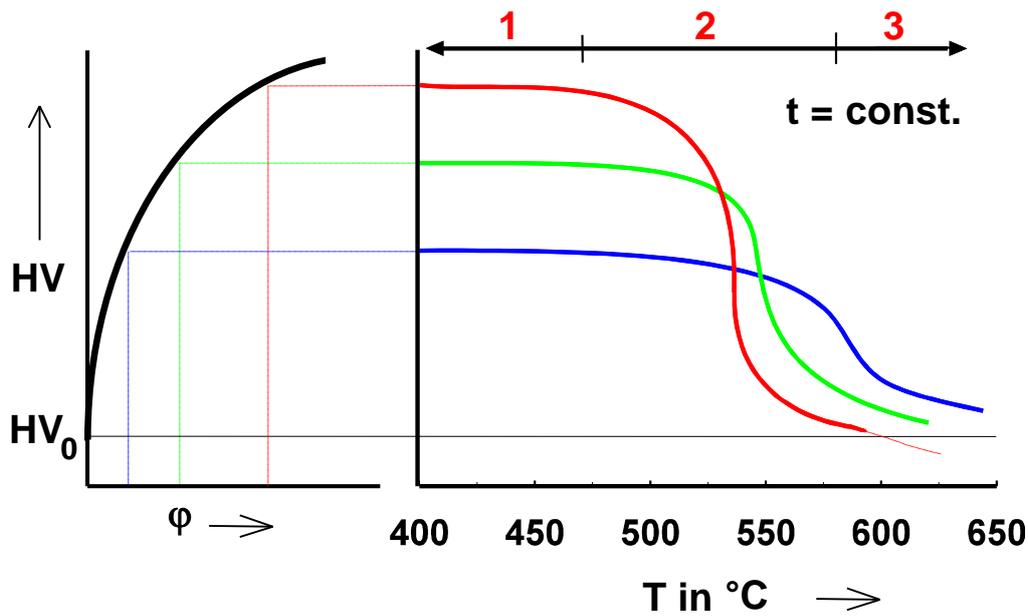


Abb. 19: praktische Ermittlung der Rekristallisationstemperatur

- 1** keine Änderungen der mechanischen Eigenschaften (Erholung  $\Rightarrow \sigma \uparrow, \lambda \uparrow$  durch Ausheilung u./o. Umlagerung von Gitterdefekt., s.o.)
- 2** Rekristallisation  $\Rightarrow \rho \downarrow, HV \downarrow$ , durch Bildung neuer Körner ( $\perp$ -arm)
- 3** sekundäre Rekristallisation  $\Rightarrow HV \downarrow, R_p \downarrow$ , durch Kornwachstum (vermeiden!)

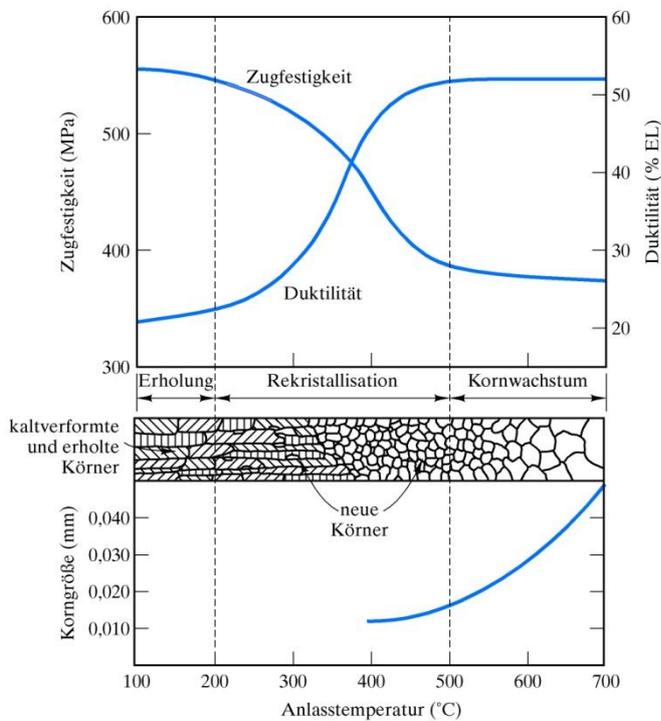


Abb. 20: Korn- und Eigenschaftsänderungen bei der Rekristallisation

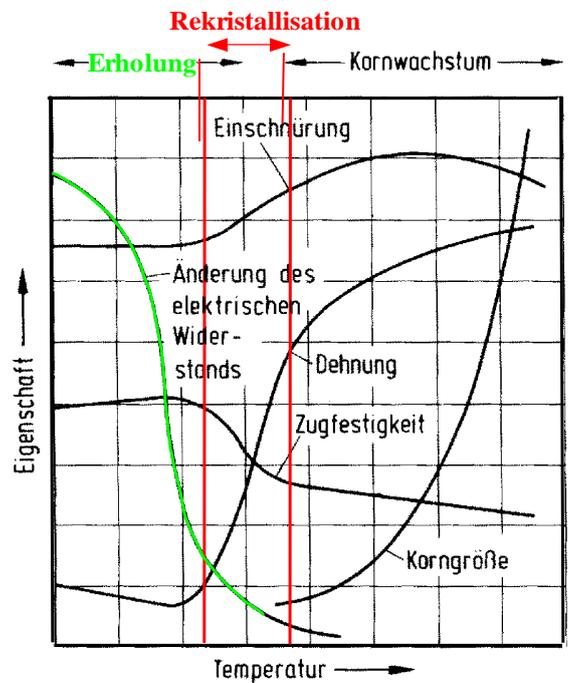


Abb. 21: Änderung der Eigenschaften bei der Rekristallisation von Metallen als  $f(T)$  bei  $t = \text{const.}$

**Härten** von Stahl (Abschreckhärten)  $\rightarrow$  Extrkapitel, s.u.

5.6 Abschreckhärten → Umwandlungsstufen → Nicht-Gleichgewichts-Zustände

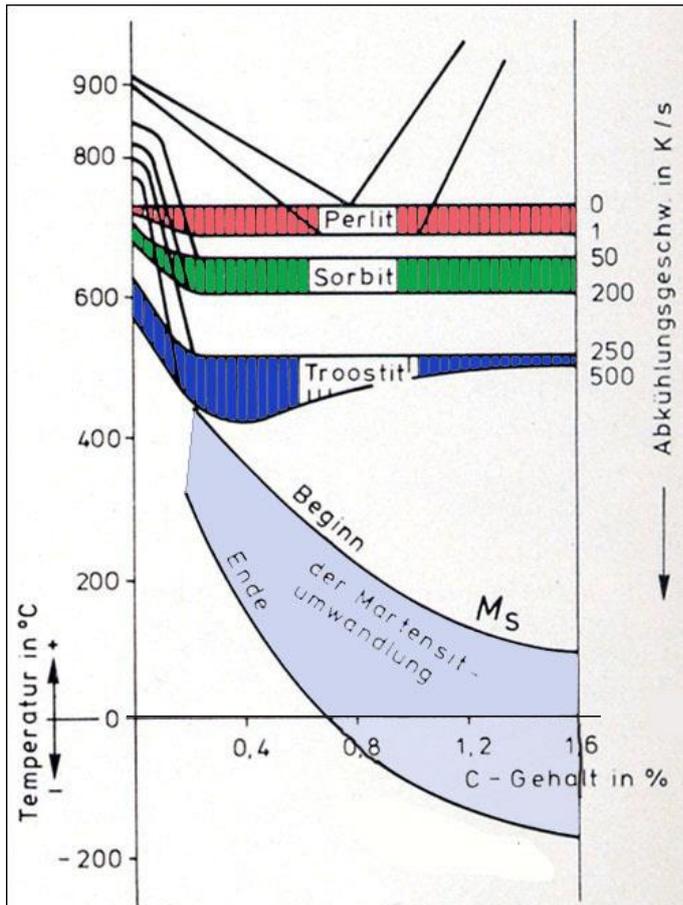


Abb. 22:  
Verschiebung der Umwandlungspunkte im Fe-Fe<sub>3</sub>C-Diagramm in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit

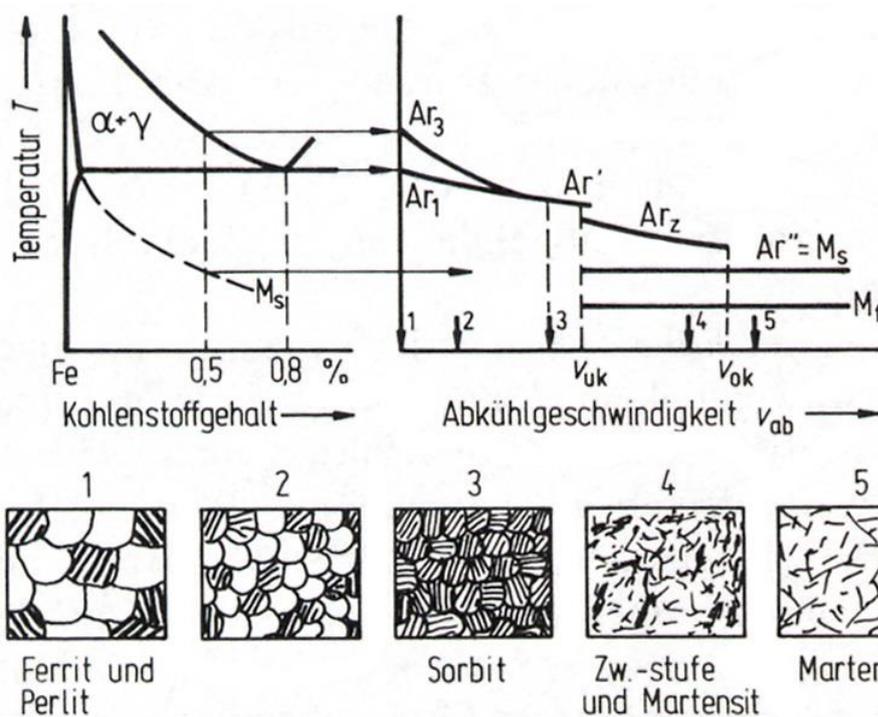


Abb. 23:  
Ungleichgewichtszustände:  
Verschiebung der Umwandlungspunkte und Gefügeausbildung eines unlegierten Stahles mit 0,5 % C

Ursache:

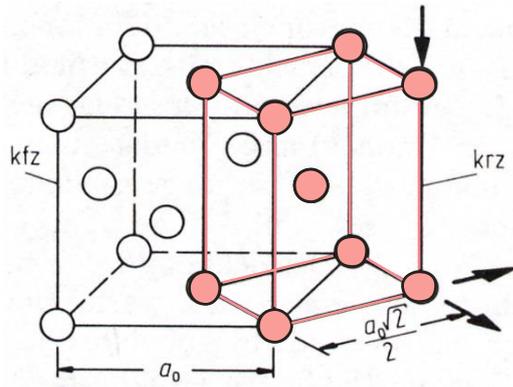


Abb. 24: Martensitbildung: Entstehung des Martensitgitters aus dem kfz-Gitter

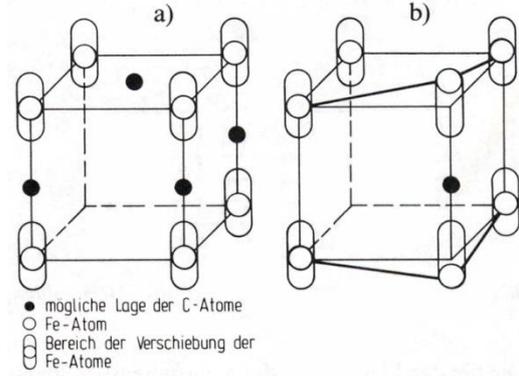


Abb. 25: Martensitbildung  
a) Tetragonale Verzerrung  
b) Versetzungsdipol

### Umwandlungsstufen (Nicht-GG-Zustände):

#### Umwandlung in der Perlitstufe

#### Umwandlung in der Zwischenstufe

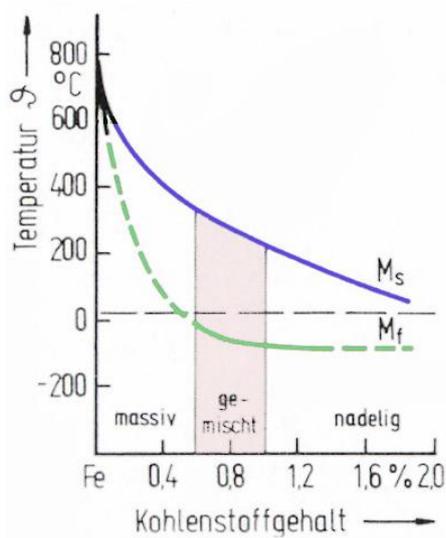
#### Umwandlung in der Martensitstufe



Abb. 26 a,b,c: Stahlgefüge

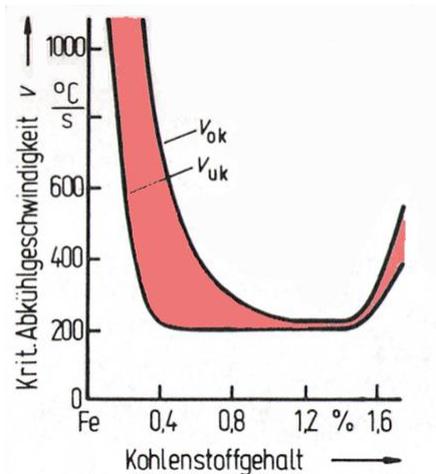
- a) Troostit (dunkel) + Martensit (hell)
- b) Martensit
- c) Martensit (dunkel) + Restaustenit (hell)

**Bemerkungen zu Härte und C-Gehalt bei der Martensitbildung:**



**A:**

Abb. 27:  
Martensit-Temperatur =  $f(\%C)$



**B:**

Abb. 28:  
Kritische Abkühlgeschwindigkeit =  $f(\% C)$

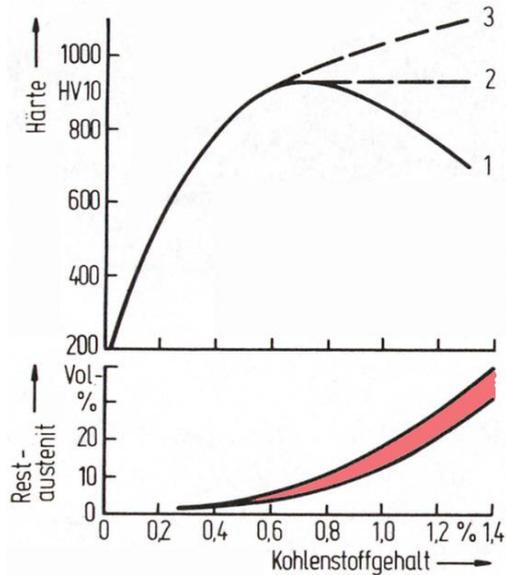


Abb. 29:  
Einfluß des C-Gehaltes auf die Maximalhärte nach unterschiedlicher Wärmebehandlung

1

2

3

C:

## 5.7 Umwandlungsschaubilder, die die Abkühl - bzw. Aufheizgeschwindigkeit berücksichtigen

### 5.7.1 ZTU-Schaubilder

⇒ Darstellung des Umwandlungsverhaltens von Stählen als  $f(v_{\text{Abk.}})$

Unterschied zum ZSD (s.o.) →



Abb. 30: Entstehung des C-förmigen Aussehens der ZTU-Schaubilder

→ Die C-förmigen Kurven ergeben sich als Überlagerung thermodynamischer (Drang zum GG) und kinetischer (Diffusion) Komponenten; sie stellen einen Kompromiss aus Umwandlungsbestreben und Diffusionsvermögen dar.

→ Im Unterschied zum ZSD

Kurz: ZSD → Umwandlungen für

Leg. bei

Abk.-v

ZTU → Umwandlungen bei

Leg. für

Abk.-v.

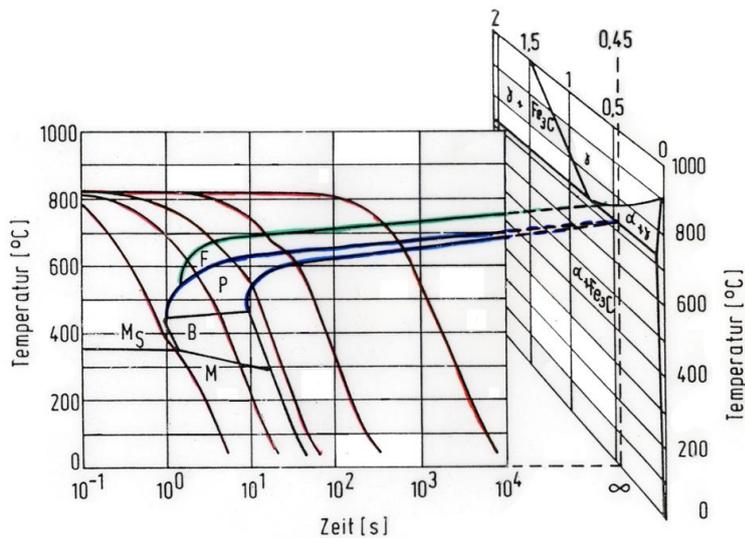


Abb. 31:  
Entwicklung des ZTU-Schaubildes aus dem Fe-Fe<sub>3</sub>C-Diagramm  
⇒ Veränderung der Linien mit steigender  $v_{Abk.}$  als Kompromiß aus Umwandlungsbestreben und Diffusionsvermögen, Beispiele s. VL.

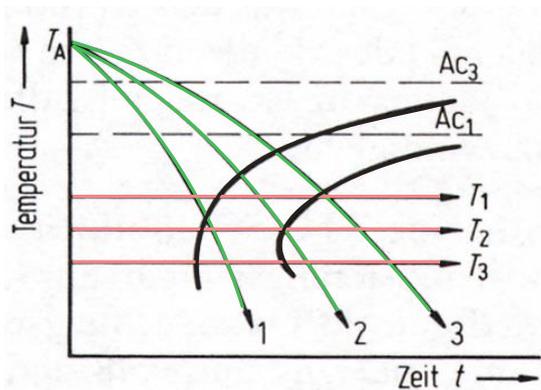


Abb. 32:  
2 Methoden zur Erstellung eines ZTU-Schaubildes:

A:

B:

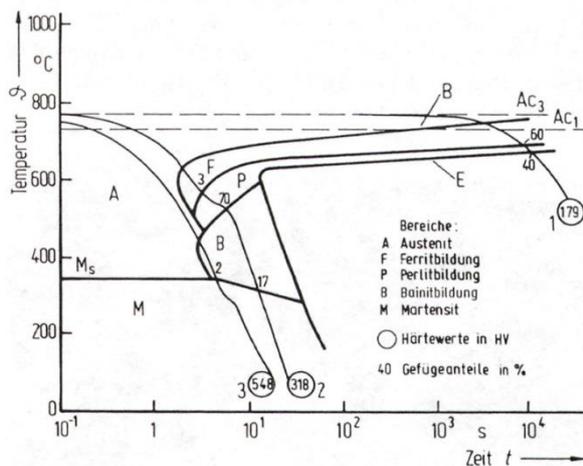


Abb. 33:  
ZTU-Schaubild nach kontinuierlicher Abkühlung

Ermittlung:

Gefüge:

Umwandlungspunkte:

Härte:

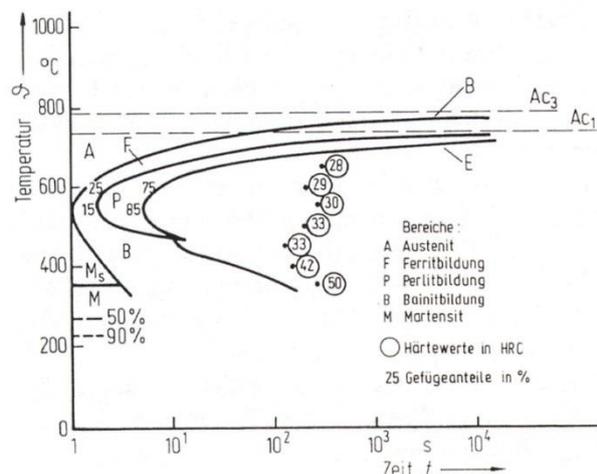


Abb. 34:  
ZTU-Schaubild nach „isothermer“ Abkühlung  
Unterschied/Begründung:

Das Lesen der ZTU-Schaubilder erfolgt:

bei kontinuierlicher Abkühlung:

bei „isothermen“ Diagrammen:

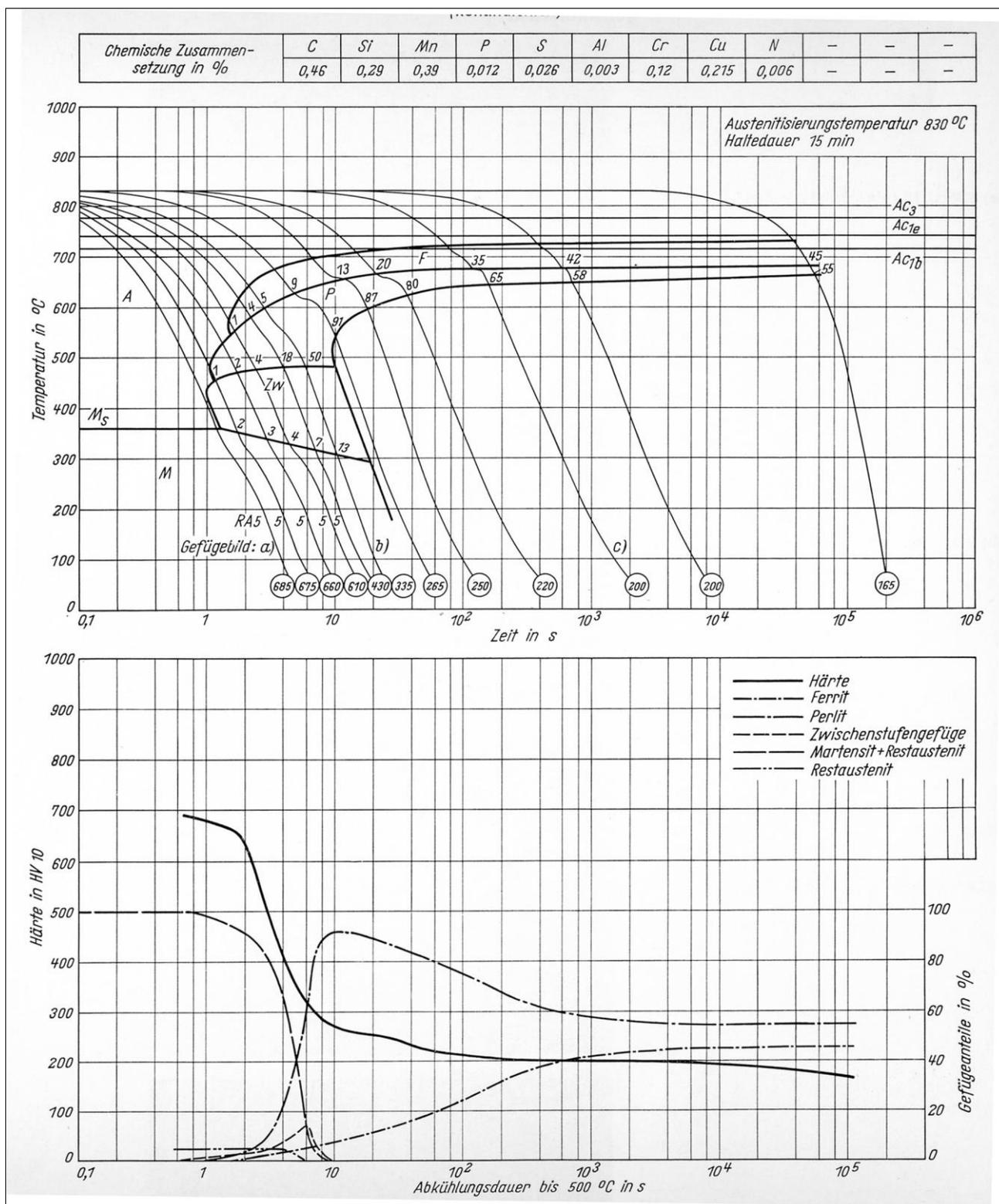
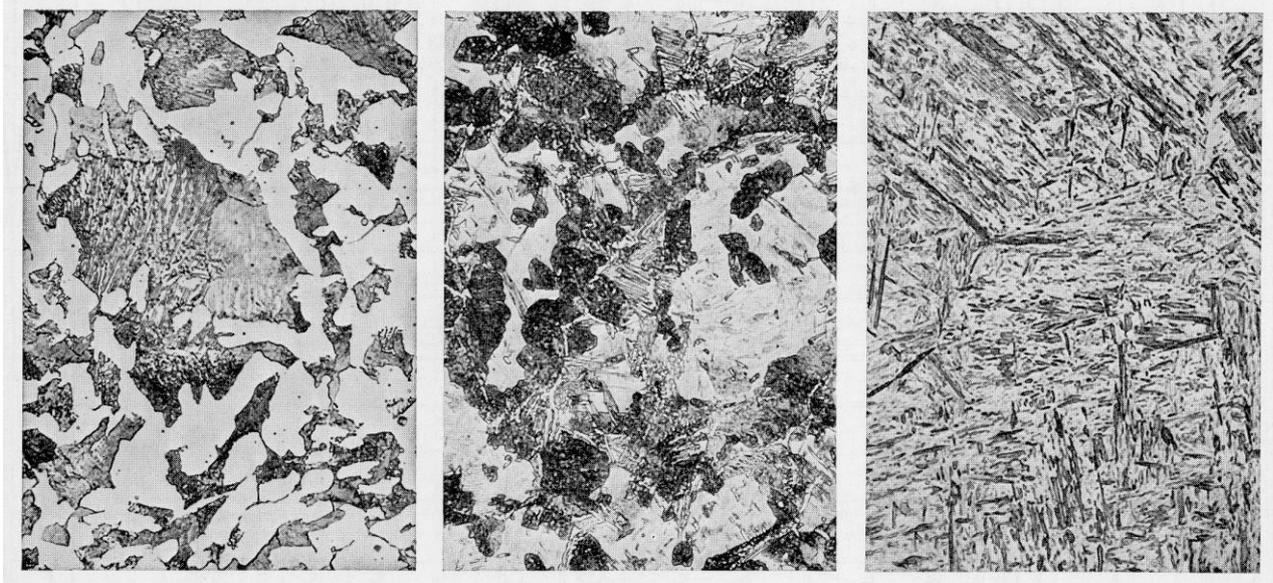


Abb. 35: ZTU-Schaubild des Stahls Ck15, aufgekühlt auf 0,46% C aus: Atlas zur WB der Stähle

## Gefügebilder nach obigem ZTU für Ck15 (0,46 %C)



<p>Abkühlkurve a) 0,7 s → 400 °C HV10 = Gefügezusammensetzung:</p>	<p>Abkühlkurve b) 5,5 s → 500 °C HV10 = Gefügezusammensetzung:</p>	<p>Abkühlkurve c) 260 s → 500 °C HV10 = Gefügezusammensetzung:</p>
--	--	--

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild  
(kontinuierlich)

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al	B	Cr	Mo	N	Ni	-
	1,18	0,20	0,67	0,017	0,022	0,034	0,002	0,50	0,45	0,005	0,11	-

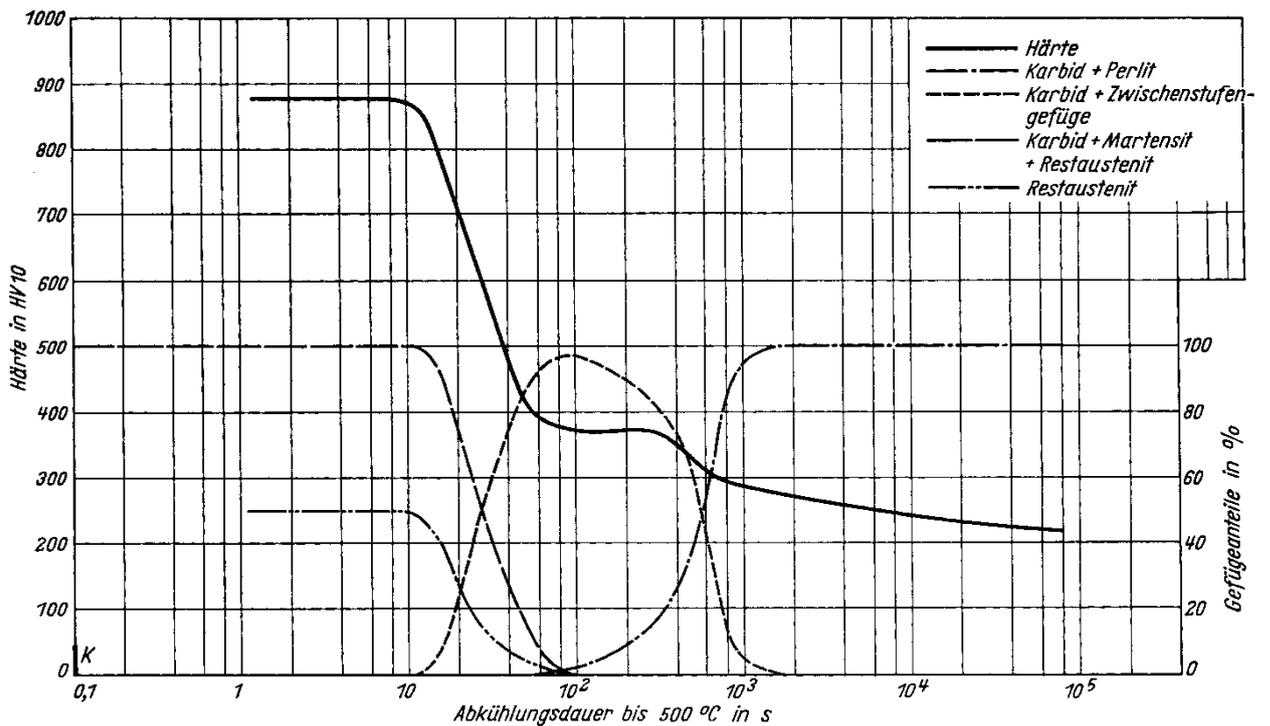
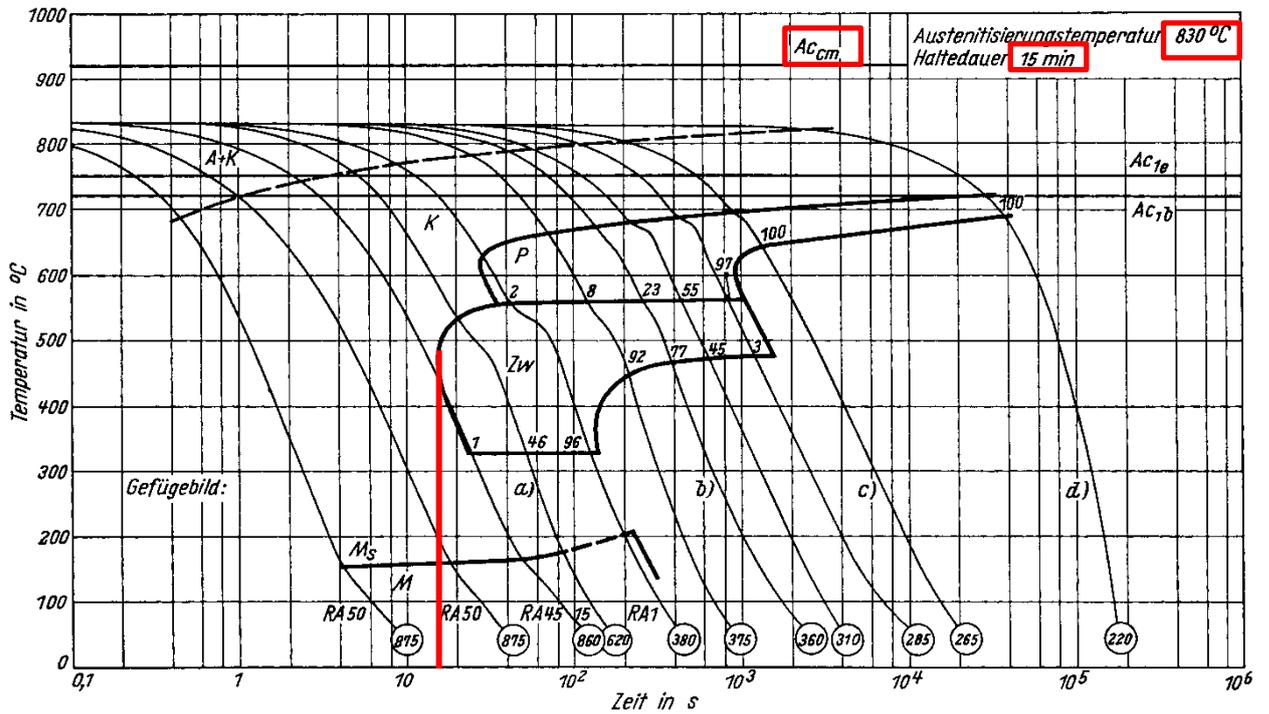
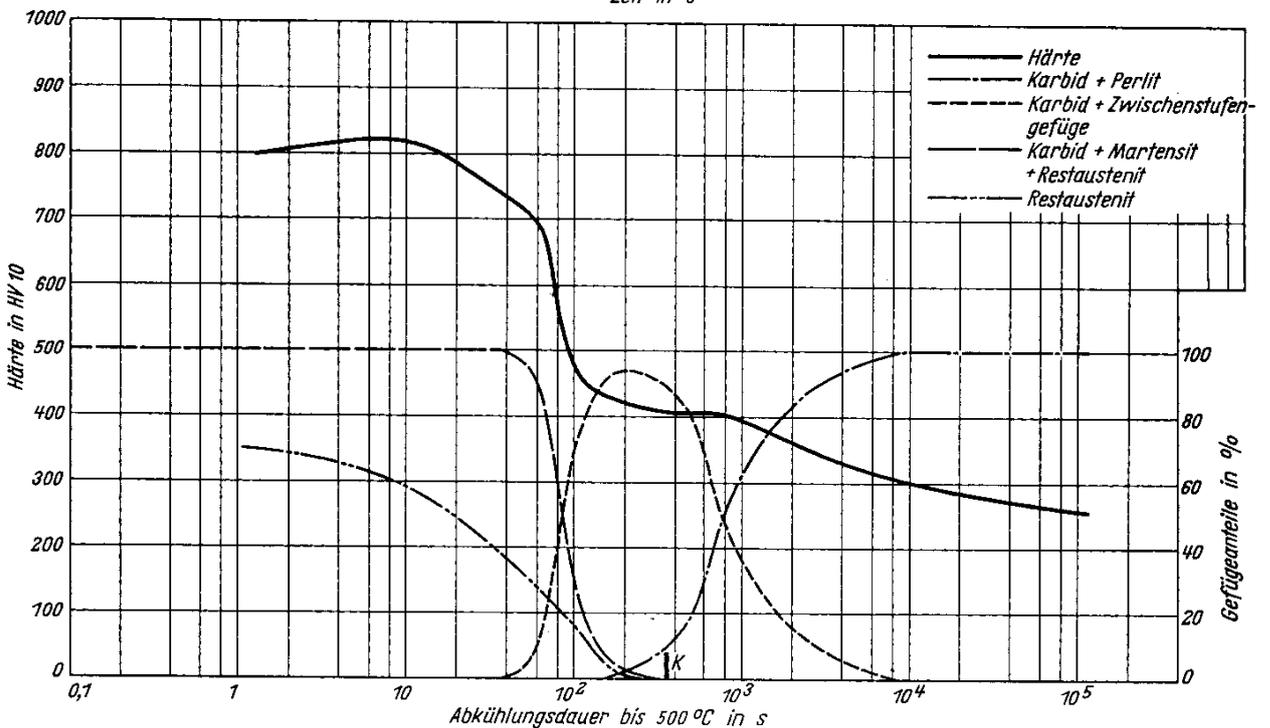
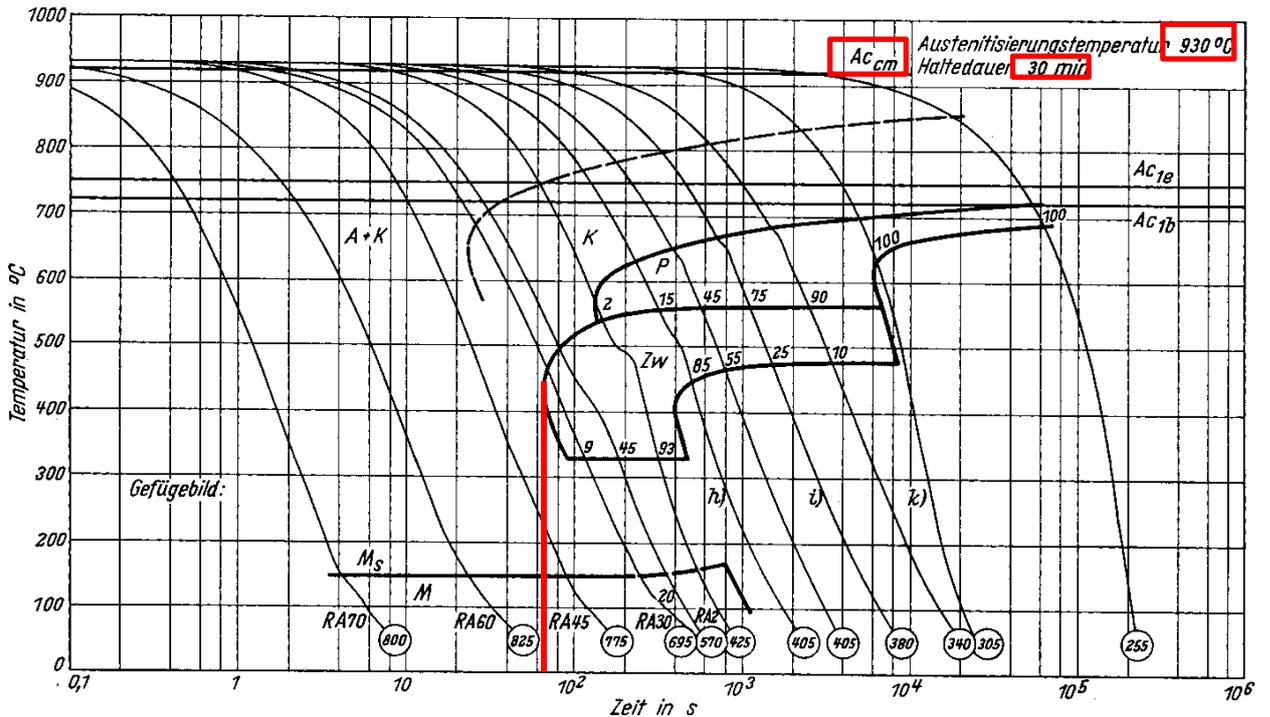


Abb. 36: ZTU-Schaubild: 25MoCr4 mit 1,18% C

Abb. 37: ZTU-Schaubild: 25MoCr4 mit 1,18% C

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild  
(kontinuierlich)

Chemische Zusammen- setzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al	B	Cr	Mo	N	Ni	-
		1,18	0,20	0,67	0,017	0,022	0,034	0,002	0,50	0,45	0,005	0,11



Vergleiche beide ZTU-Diagramme → Δ = ? → Fe-Fe<sub>3</sub>C-Diagramm, s.u. !

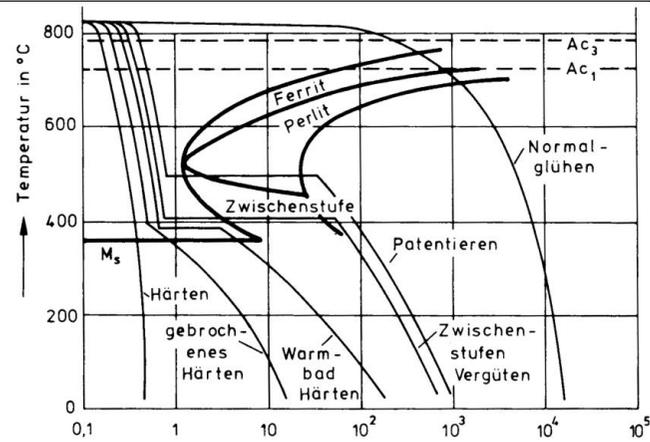
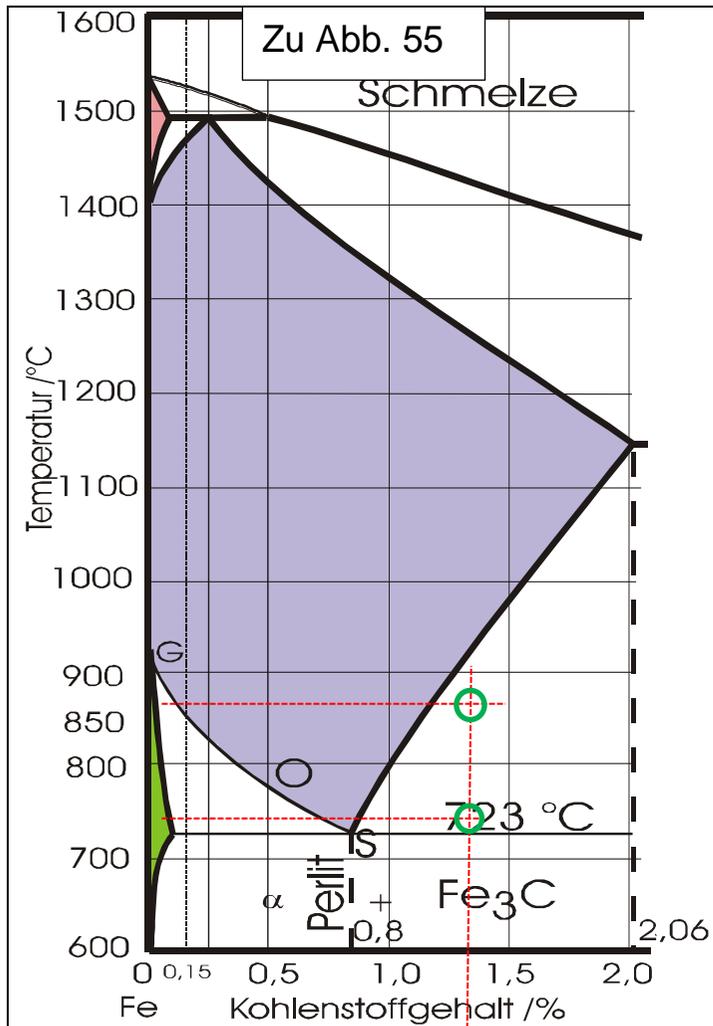


Abb. 38: Verschiedene WB im ZTU-Schaubild

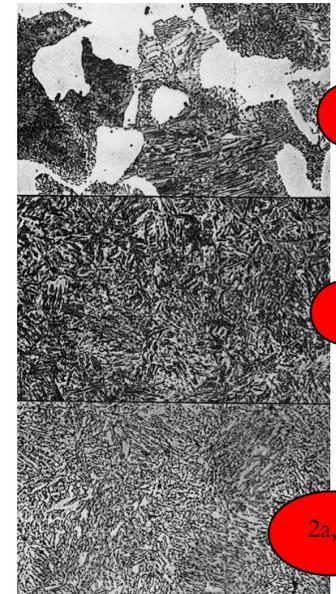
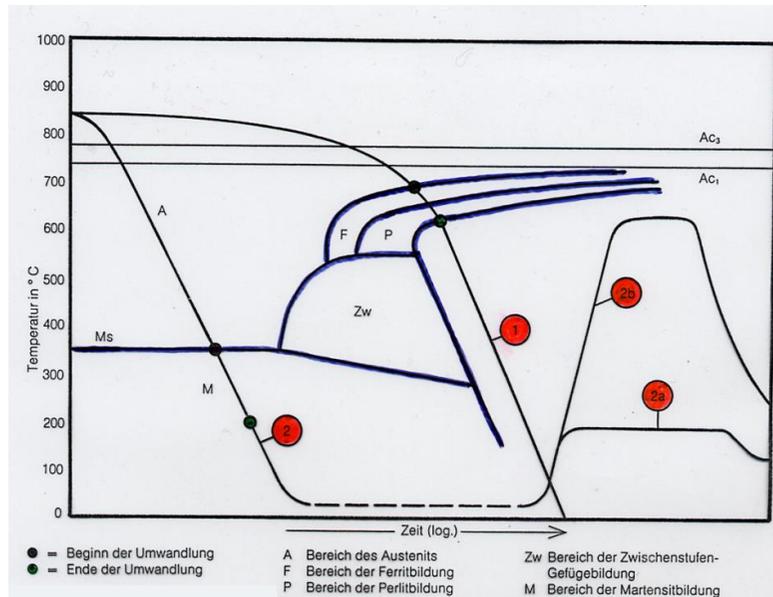


Abb. 39: ZTU-Schaubild mit T-Verlauf für Normalisieren Härtens und Vergüten mit resultierendem Gefüge

Anwendungsgebiete der ZTU-Schaubilder in der Praxis sind:

Nach Polieren und Anätzen im Lichtmikroskop (LIM) sichtbar gemachte Gefüge von Stählen:

		<p><b>a) GG-Gefüge nach dem Fe-Fe<sub>3</sub>C-Diagramm</b></p>
<p>Bild 16. Gefüge einer sehr kohlenstoffarmen Eisen-Kohlenstoff-Legierung (Ferrit mit Ausscheidungen von Tertiärzementit auf den Korngrenzen) (Ätzung: alkoholische Salpetersäure) 500:1</p>	<p>Bild 17. Gefüge einer untereutektoidischen Eisen-Kohlenstoff-Legierung (Ferrit (hell) und Perlit) (Ätzung: alkoholische Salpetersäure) 500:1</p>	<p>Steigender C-Gehalt von oben links (ca. 0,02% C) nach unten rechts (über-eutektoid)</p>
		<p>Das Bild links unten zeigt reinen Perlit (0,8% C; → eutektoidale Legierung)</p>
<p>Bild 18. Gefüge einer eutektoidischen Eisen-Kohlenstoff-Legierung (Perlit, d.h. Lamellen von Zementit und Ferrit) (Ätzung: alkoholische Pikrinsäure) 500:1</p>	<p>Bild 19. Gefüge einer übereutektoidischen Eisen-Kohlenstoff-Legierung (Zementit (helles Netz auf den Korngrenzen) und Perlit) (Ätzung: alkoholische Pikrinsäure) 500:1</p>	
<p><b>b) Un-GG-Gefüge nach unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten</b></p>		
		<p>Die Abkühlgeschwindigkeit ist aus der Bildbeschriftung zu entnehmen</p>
<p>Bild 26. Umwandlung in der Perlitstufe</p>	<p>Bild 27. Umwandlung in der Zwischenstufe</p>	<p>[oben links: GG-nah, vergleichbar mit Abb. a), oberes rechtes Bild]</p>
<p>Bild 28. Umwandlung in der Martensitstufe</p>	<p>Bild 29. Umwandlung bei kontinuierlicher Abkühlung im Bereich der kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit</p>	
<p>Bilder 26 bis 29. Einfluß der Unterkühlung auf das Gefüge eines unlegierten Stahles mit 0,45% C (Ätzung: Bilder 26 und 28: alkoholische Salpetersäure; Bilder 27 und 29: alkoholische Pikrinsäure) 500:1</p>		

Abb. 40.: Vergleich von GG- und Un-GG-Gefügen unlegierter C-Stähle

(Quelle: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle)

### 5.7.1.1 Thermomechanische Behandlung $\Rightarrow$ TM

Die entsprechend dem ZTU-Schaubild gleichzeitige Durchführung von 2 Fertigungsverfahren (WB + Umformung) führt zu neuen Eigenschaften (synergetischer Effekt)

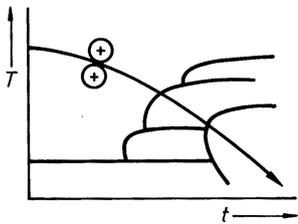
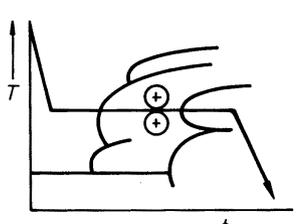
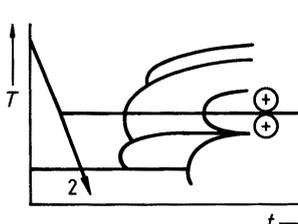
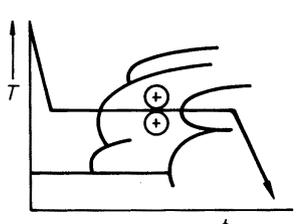
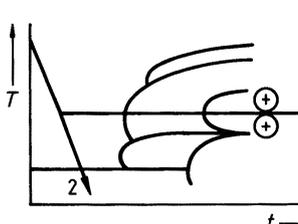
Art der TM-Behandlung	Beispiele für technisch angewendete Verfahren $\phi$ -T-Führung	Verfahren
Verformung vor der Umwandlung	 <p>a)</p>	<p><i>normale Warmwalzvorgänge</i>, bei denen die Warmformgebung in einem definierten Temperaturbereich dicht oberhalb <math>A_{c3}</math> erfolgt</p>
Verformung während der Umwandlung	 <p>b)</p>	<p><i>Austenitformhärten („Ausforming“)</i> im Bereich des umwandlungsträgen Bereiches (<math>\approx 500^\circ\text{C}</math>) unterhalb <math>T_{Rk}</math>. Große Anzahl von Gitterbaufehlern und gespeicherte Energie erzwingt extrem schnelle <math>\gamma</math>-Umwandlung in extrem feinnadligen Martensit</p>
Verformung nach der Umwandlung	 <p>c)</p>	<p><i>Spannungsinduzierte Ausscheidungen</i> (vorwiegend bei NE-Metallen). Verformen nach Lösungsglühen (L) erzeugt bei nachfolgendem Auslagern (A) sehr feine und gleichmäßige Ausscheidungen</p>
Verformung während der Umwandlung	 <p>d)</p>	<p>Festigkeit wird erhöht durch Verfeinern des Mikrogefüges und eventuell durch Ausscheidungshärtung</p>
Verformung nach der Umwandlung	 <p>e)</p>	<p>(1) <i>Patentieren</i> von Draht. Sehr feinkörniges perlitisches Gefüge läßt sich durch Verformen stark verfestigen („Klaviersaitendraht“).                  (2) Martensit wird vor Anlassen verformt. Anlaßgefüge mit feinstverteilten Karbiden entsteht</p>

Abb. 41: Schematische Klassifikation thermomechanischer Behandlungen

## 5.7.2 ZTA-Schaubilder

Da bei technischen Aufheizgeschwindigkeiten nicht genug Zeit für die Einstellung des Gleichgewichts bleibt, ist auch hier das Fe-Fe<sub>3</sub>C-Diagramm nicht aussagekräftig genug. Deshalb gibt es analog zu den ZTU-Diagrammen (Abkühlung) gemessene ZTA-Diagramme (Zeit-Temperatur-Austenitsierungs-Schaubilder), die die Umwandlungspunkte in Abhängigkeit von der Aufheizgeschwindigkeit darstellen. Ebenfalls analog zu den ZTU- Schaubildern gibt es isotherme und kontinuierliche ZTA Schaubilder.

Aufheiz-v (K/s)	A <sub>c1</sub>	A <sub>c3</sub>	Austenit homogen
0,05 (nahe GG)	730	817	Ca. 920 (?)
1 (kleiner Ofen)	739	837	1020
1000 (induktiv)	803	893	1220

Beispiel:

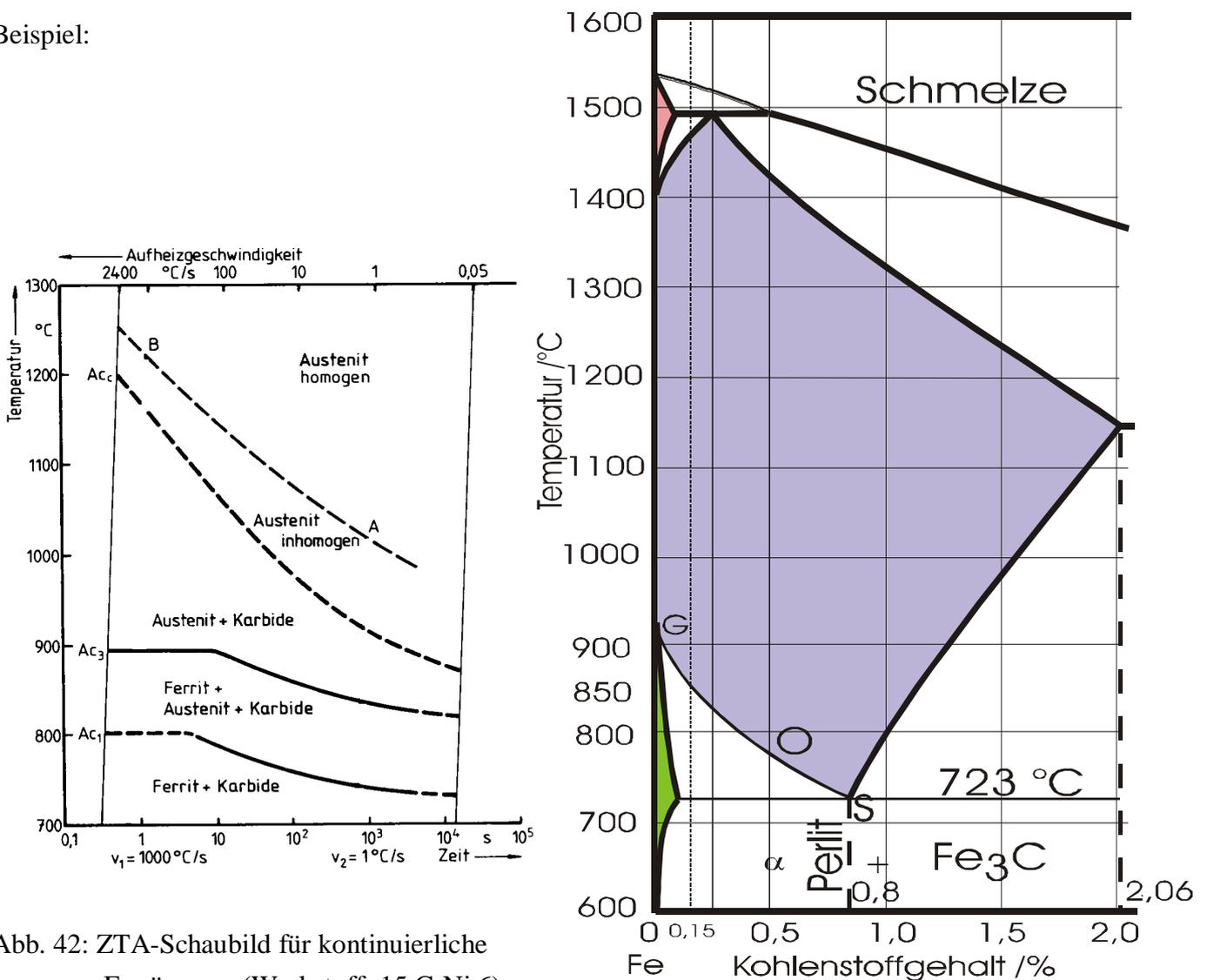


Abb. 42: ZTA-Schaubild für kontinuierliche Erwärmung (Werkstoff: 15 CrNi 6)

→ Vergleich der Umwandlungs-T im GG und bei beschleunigtem Aufheizen

Des Weiteren gibt es isotherme und kontinuierliche ZTA-Kornwachstumsschaubilder, s. Abb.:

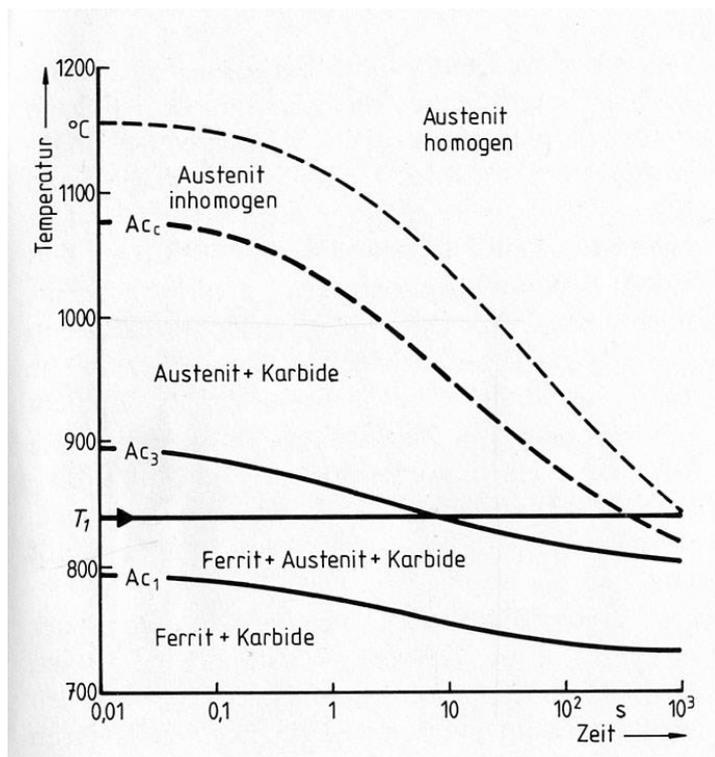


Abb. 43:  
ZTA-Schaubild für isotherme Führung (Werkstoff: 15 CrNi 6)

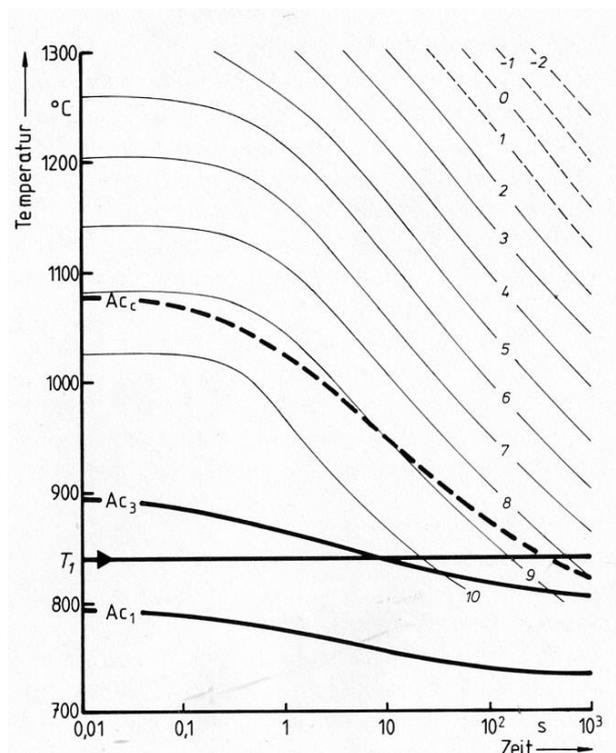


Abb. 44:  
Kornwachstumsschaubild

Zum Kapitel ZTU-/ZTA-Schaubilder s. auch B/S, S. 163 ff. sowie den Aufsatz „[ZTU](#)“ auf meiner Homepage unter „Aufsätze“.

## 5.8 Härteverfahren

### 5.8.1 Begriffe zum Abschreckhärten von Stahl (EN 10052):

Härten:

Härbarkeit:

Aufhärbarkeit:

Einhärbarkeit:

Härtespannungen:

## 5.8.2 Härteverfahren

Nach EN 10052 sind 3 unterschiedliche Härteverfahren definiert (Darstellung im ZTU-Diagramm s. auch Abb. auf Vorseite):

### □ einfaches Härten

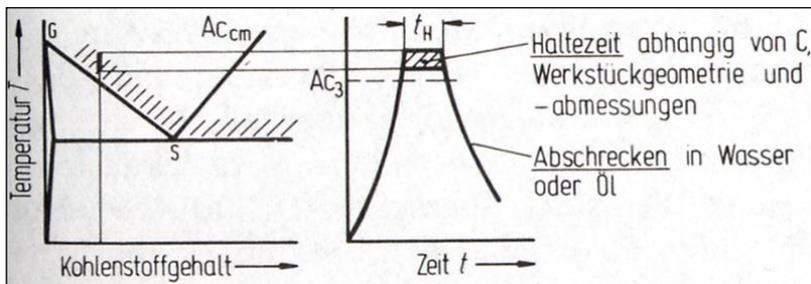


Abb. 45: einfaches Härten

### □ gebrochenes Härten

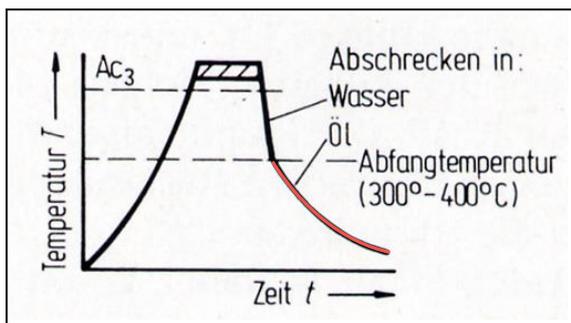


Abb. 46: gebrochenes Härten

### □ Warmbad-Härten

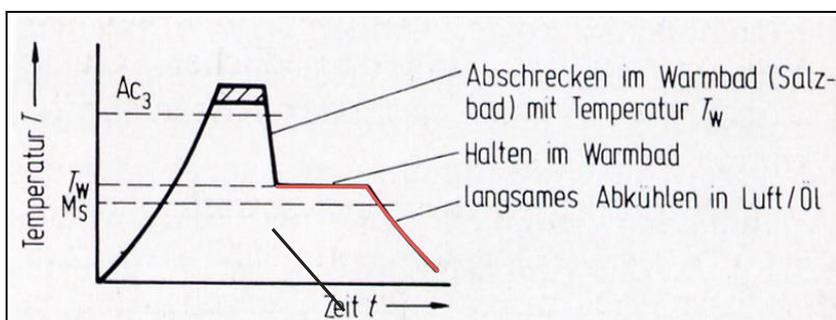


Abb. 47: Warmbad Härten

### 5.8.3 Einfaches- gebrochenes- und Warmbadhärten im ZTU-Schaubild

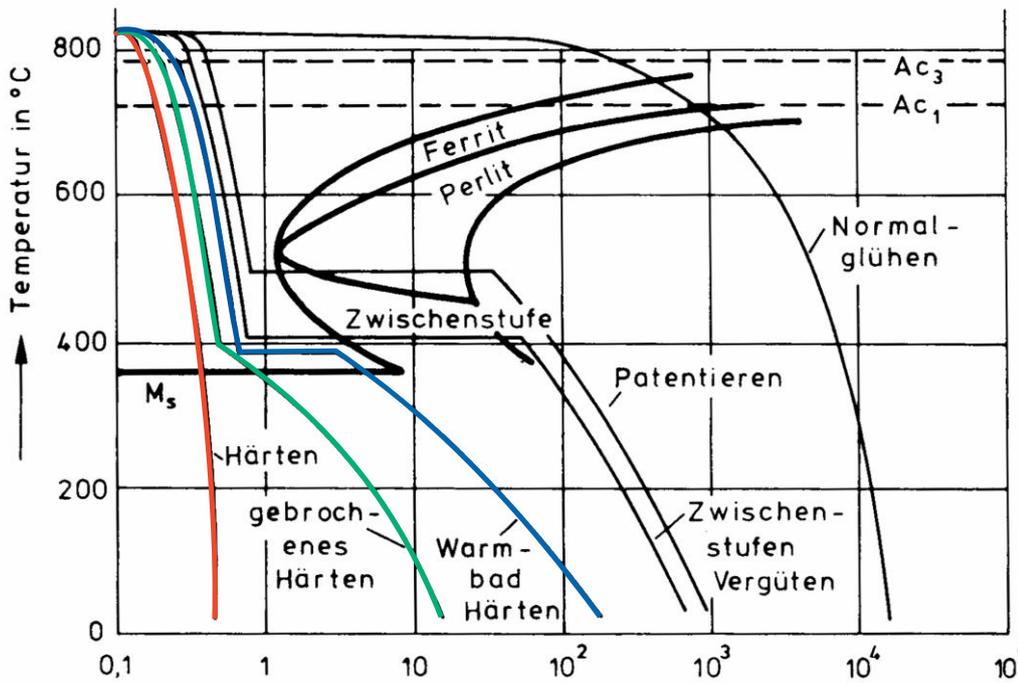


Abb. 48:  
Die 3 praktizierten Härteverfahren im schematischen ZTU-Schaubild

Wie ersichtlich muß beim Härten von Stahl der Werkstoff sehr schnell abgeschreckt werden. Damit sich nur Martensit bildet, darf die Abkühlkurve nicht in den Bereich der Perlitnase kommen. Dazu ist die Kenntnis der Wirkung der verschiedenen Abschreckmittel wichtig, s. Abb. 48.

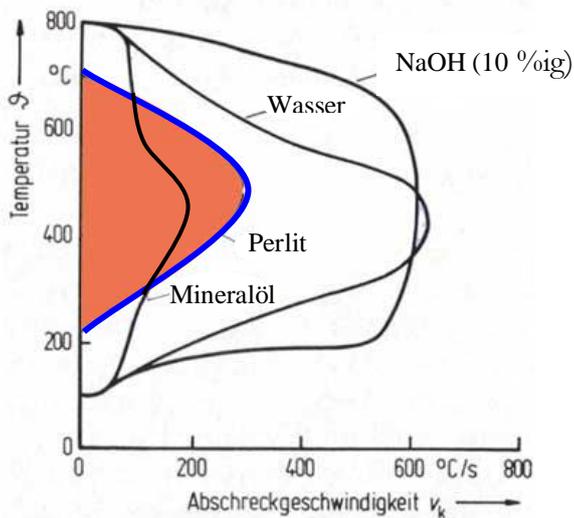


Abb. 49:  
Wirkung verschiedener Abschreckmittel

Neben dem Abschreckmittel muß noch auf folgende Einflußgrößen geachtet werden:

- 
- 
- 

Zur Prüfung der Härbarkeit dient der Stirnabschreckversuch (Jominy-Probe) nach DIN 50 191, s. nächste Abb.

## 5.8.4 Prüfung auf Auf- und Einhärtbarkeit → Jomini-Probe

Die Prüfung erfolgt mit Hilfe des Stirnabschreckversuches, s. Abb.:

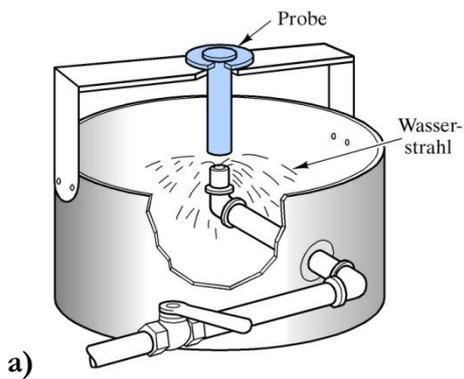
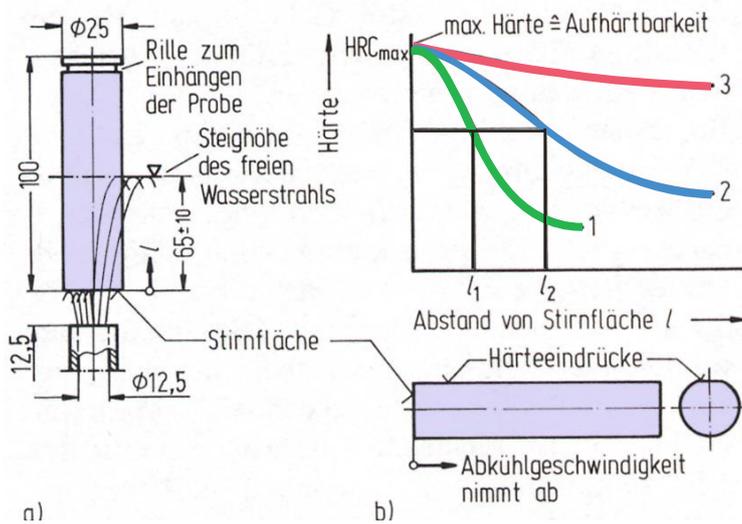


Abb. 50: Stirnabschreckversuch

a) Versuchsaufbau

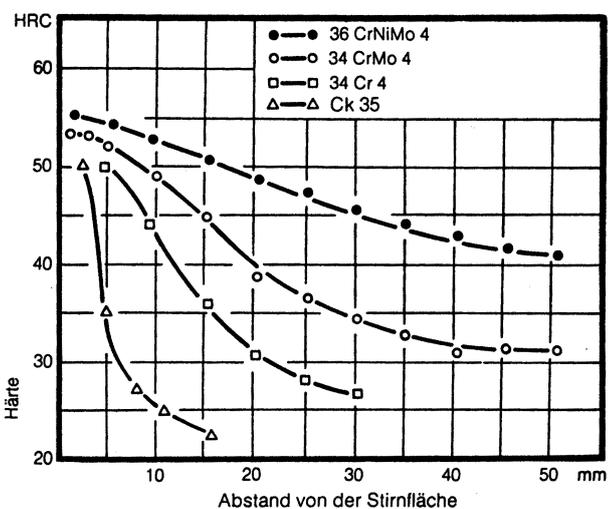


b) Schematische Darstellung mit Härteverlauf für Stähle als f(% Leg. Elemente)

1:

2:

3:



c) Härteverlauf nach dem Stirnabschreckversuch an realen Stählen

größerer Abstand von der Stirnfläche heißt auch: geringere  
→ s. Kap. Abschreckhärten

## 5.8.5 Randschichthärten

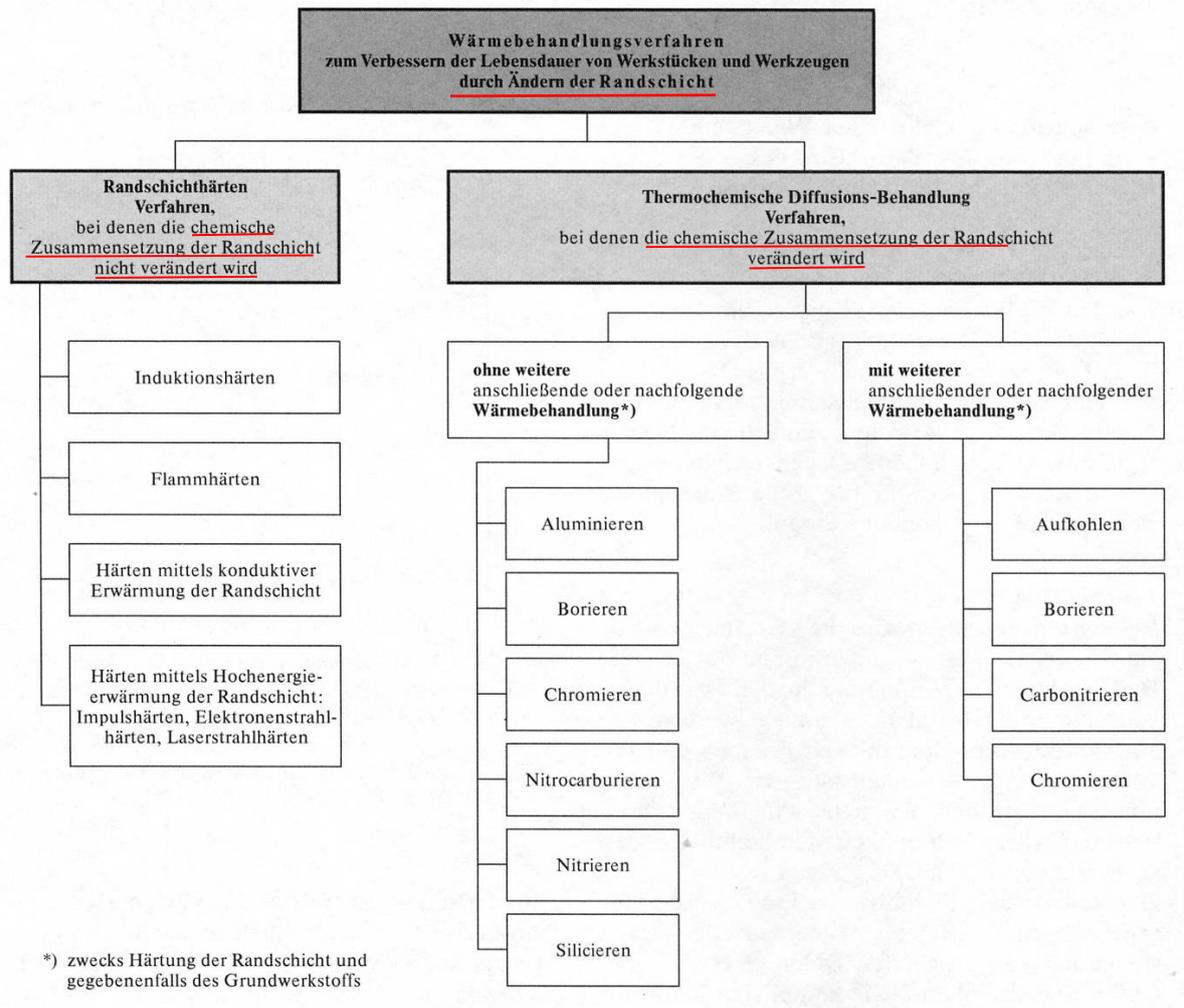


Abb. 51: Randschichthärteverfahren

Beispiele:

Aluminieren:  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Schicht wird aufgespritzt →

Borieren: Pulver-, Salzbad, Pasten-, Gas- Borieren bei  $T = 850 - 1000 \text{ °C}$  → Bildung einer  $\text{Fe}_2\text{B}$ -Schicht:  $d = 10 - 80 \text{ }\mu\text{m}$ ,  $\text{HV}_{0,2} = 1400 - 2000$ , →

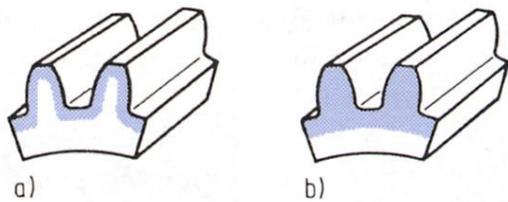
Chromieren: Pulver- oder Gas- Chromieren bei  $T \text{ ca. } 1000 \text{ °C}$  für einige h → Bildung einer  $\text{FeCr}$ -Schicht (intermetallische Verbindung),  $d \text{ ca. } 100 \text{ }\mu\text{m}$ ,  $\text{HV}_{0,2} = 1400 - 2000$  →

Silizieren: Pulver- oder Gas- Silizieren bei  $T \text{ ca. } 1000 \text{ °C}$  für einige h → Bildung einer  $\text{FeSi}$ -Schicht (intermetallische Verbindung),  $d \text{ ca. } 100 - 250 \text{ }\mu\text{m}$ , →

Aufkohlen: Pulver- oder Gas- Aufkohlen bei  $T \text{ ca. } 900 \text{ °C}$  für einige h → dann wie Abschreckhärten, s.o. →...

Beachte:  $x_m = \sqrt{D \cdot t}$ , s.o.

### 5.8.5.1 Induktions-, Flamm- und Tauchhärten



Unterschied b) zu a):

- b) ist schneller, billiger da keine teuren Zusatzvorrichtungen → auch bei komplizierten Teilen nur ein Bad nötig aber:

Abb. 52:

Vergleich der Einhärtetiefe beim

a) Flammhärten +

Induktionshärten →

$$\delta = \sqrt{\frac{\rho}{f \cdot \mu}}$$

$$\rho = \Omega m, \quad \mu = Vs / Am$$

$$f = 1/s$$

b) Tauchhärten

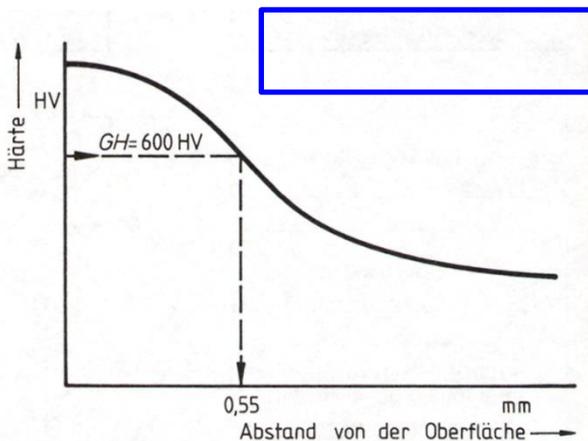


Abb. 53: Tauchhärten → Definition der Einhärtetiefe nach einer Randschichthärtung nach EN 10328

→ Randhärte  $R_{ht}$ : Ergibt sich bei einer Grenzhärte  $GH = 600 \text{ HV}_1$  ein Randabstand von 0,55 mm so ist



GH ist i.A. 80 % der jeweils vorgeschriebenen Oberflächenhärte.

Beim Induktions-, Flamm- und Tauchhärten muss ein Mindest-C-Gehalt von ca. 0,3% vorhanden sein, da sonst keine ausreichende Härtesteigerung (Ms-Bildung) erreicht wird.

### 5.8.5.2 Einsatzhärten

bedeutet, dass die Randschicht eine Änderung der chemischen Zusammensetzung erfährt, z.B. eine geeignete Erhöhung des C- oder N-Gehaltes.

Dazu wird das Werkstück bei hoher T in ein Medium eingebracht, das C oder N abgibt, der dann in das Werkstück eindiffundiert. Zur Erinnerung:

Die Einsatzhärte wird ebenfalls mit einer Randhärte beschrieben, die hier mit der Dicke der aufgekohlten (aufgestickten) Schicht korreliert.

Der Härtemechanismus ist der gleiche wie beim oben besprochenen Abschreckhärten. Da jedoch nur die Randschicht einen für die Martensitbildung ausreichenden C-Gehalt aufweist, wird nur dieser Bereich durch gehärtet.

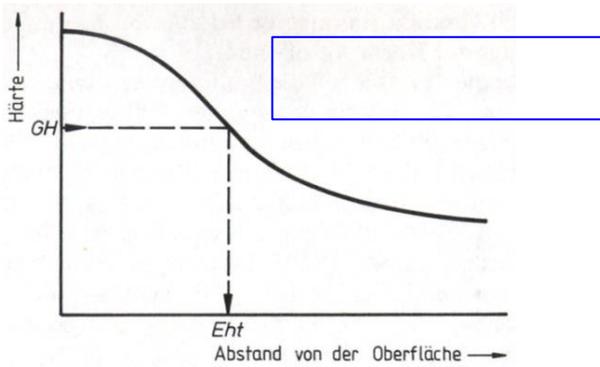
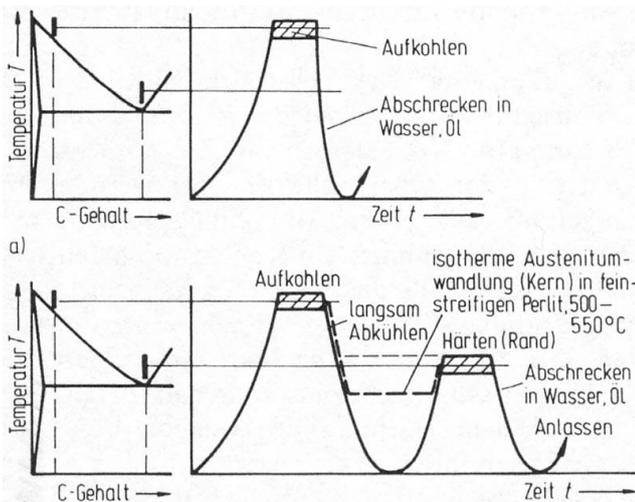


Abb. 54:

Einsatzhärten → Definition der Einhärtetiefe nach einer Einsatzhärtung nach EN 10328



Direktes Härten:

⇒ grober Ms + evtl. RA

Einfaches Härten nach langsamer Abkühlung bzw. isothermer Umwandlung

⇒ feiner Perlit im Kern...

Dann härten der Randschicht,  $\Delta T (X, Y) \rightarrow$  wegen  $\Delta\% C$  Rand / Kern  $\rightarrow$  G-O-S-Linie...

Abb. 55:

Mögliche Härteverfahren nach dem Aufkohlen

### Nitrieren:

Durch Eindiffundieren von N in die Werkstückoberfläche kann die Härte ebenfalls gesteigert werden. Ursache dafür ist die Bildung von Nitriden. Da die Elemente Cr, Al, V, Ti und andere besonders geeignete Nitride bilden, sind Nitrierstähle oft mit diesen Elementen legiert.

Da die Nitride an sich schon die gewünschte Härte erzeugen, ist kein Abschrecken nach dem Nitrieren nötig.

Übliche Verfahren sind Gas- ( $2NH_3 \rightarrow 3H_2 + 2N$ ) und Salzbadnitrieren.

Orientierungswerte: Dauer: einige Stunden,  $500\text{ °C} < T < 600\text{ °C}$

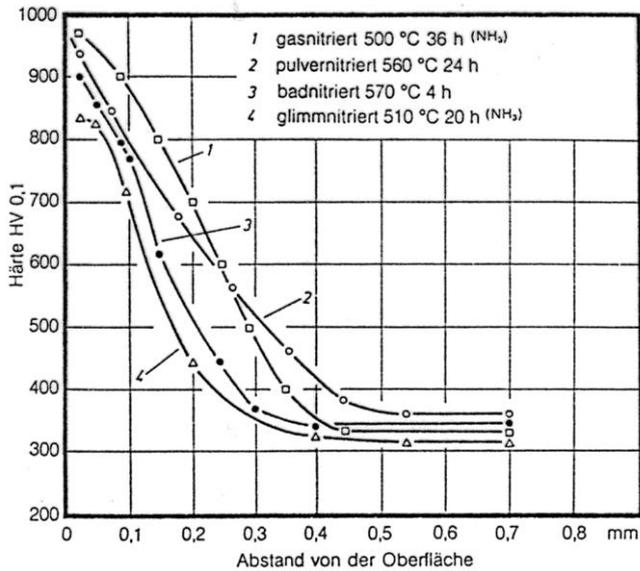


Abb. 56:

Härteverlauf nach dem Nitrierhärten mit unterschiedlichen Verfahren

Werkstoff:

Vorteile von Nitrieren gegen Einsatzhärten:

- höhere Härte,
- Härte bleibt bis ca. 500°C erhalten,
- kein Abschrecken erforderlich (kein Verzug, keine Risse),
- Vergüten des Kerns möglich,
- bessere Verschleißigenschaften (Hohe N-Gehalte vermindern Verschweißen)

Nachteile:

- Lange Glühdauer,
- geringe Eindringtiefe

## 5.9 Vergüten:

Vergüten ist definiert als ...

d.h. es können nur Bereiche im Bauteil vergütet werden, die zuvor gehärtet wurden, d.h. die ein martensitisches Gefüge aufweisen.

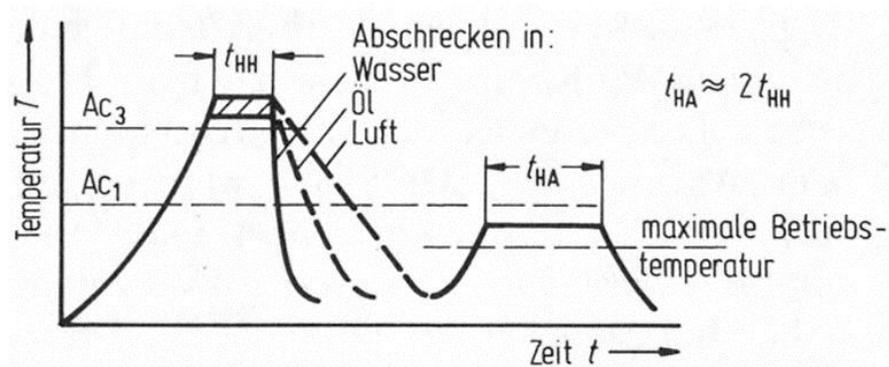
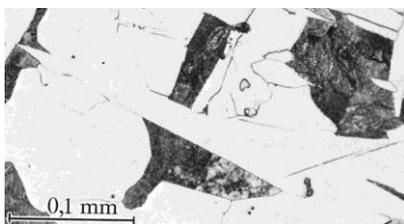
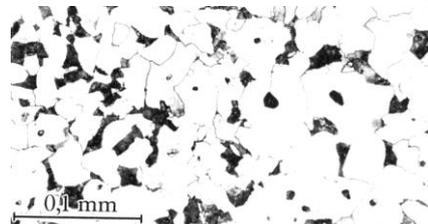


Abb. 57:

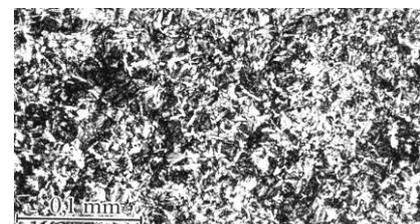
t-T-Verlauf beim Vergüten



a) Gußgefüge,  $A_v = 14 \text{ J}$



b) normalisiert,  $A_v = 71 \text{ J}$



c) vergütet,  $A_v = 86 \text{ J}$

Abb. 58: Wirkung einer Vergütung auf das Gefüge und damit auf die mechan. Eigenschaften  
Werkstoff: GSC 25

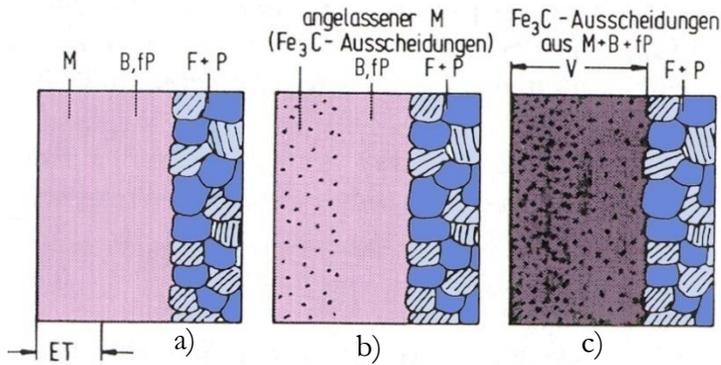


Abb. 59:

Schematische Darstellung der beim Vergüten ablaufenden Gefügeänderungen

ET = Einhärtetiefe, fP = feinstreifiger Perlit, V = Vergütungstiefe

→

a)

b)

c)

Eine optimale Vergütung erfordert je nach Werkstoff unterschiedlichen Zeiten und Temperaturen. Diese werden mit Hilfe von gemessenen Vergütungsschaubildern ermittelt, s. Abb. Man unterscheidet Vergütungsschaubilder mit t-T-Parameter bei denen Zeit und Temperatur variiert werden können und solche, die nur für eine bestimmte Vergütungszeit gültig sind.

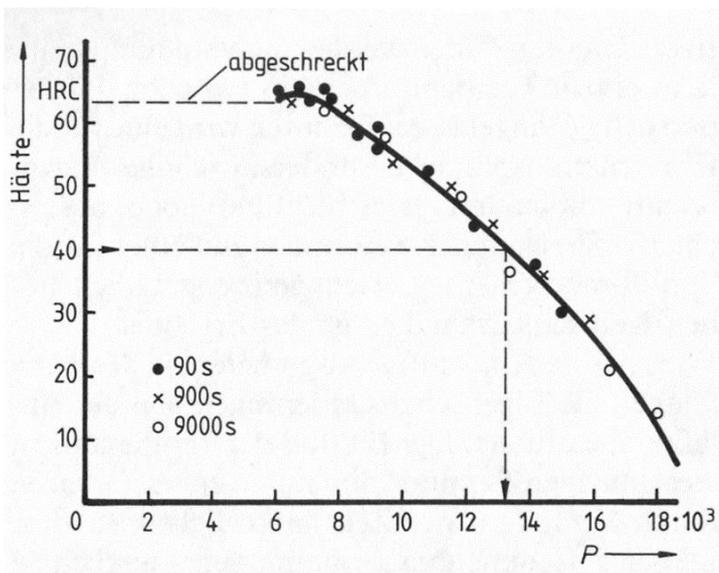


Abb. 60:

Vergütungsschaubild mit Parameterdarstellung für C 56. Es gilt:

$$P = T (14,3 + \log t) \quad \text{mit } T \text{ in K}$$

#### Aufgabe:

Wie lange dauert es bei  $T = 500^\circ\text{C}$  bis die Härte auf HRC = 40 abgefallen ist?

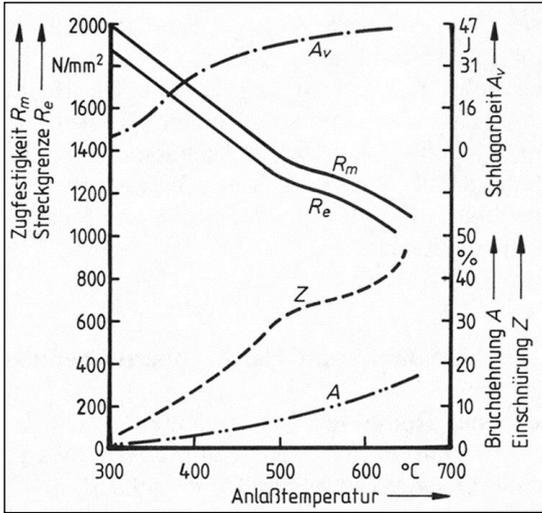


Abb. 61:  
Vergütungsschaubild für 50 Cr 4, das nur für eine bestimmte Anlaßzeit gilt.

Beachte den starken Einfluß der Anlaßtemperatur auf die mechanischen Eigenschaften !

Es ist beim Vergüten weiterhin zu beachten, dass im T-Bereich zwischen 430°C und 530°C die sog. „Anlaßversprödung“ auftreten kann, so dass man genau das Gegenteil vom gewünschten Effekt erreicht, s. nächste Abb.. Der Effekt tritt erst bei längeren Zeiten auf, z.B. beim Abkühlen großer Schmiedestücke.

Festigkeit, Zähigkeit und Anlaß-T:

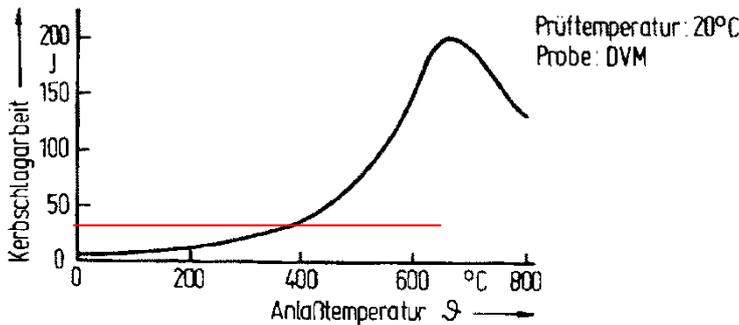


Abb. 62:  $A_v = f(\text{Anlaß-T})$  für C45 (DVM,  $T = 20^\circ\text{C}$ ,  $t = \text{const.}$ )

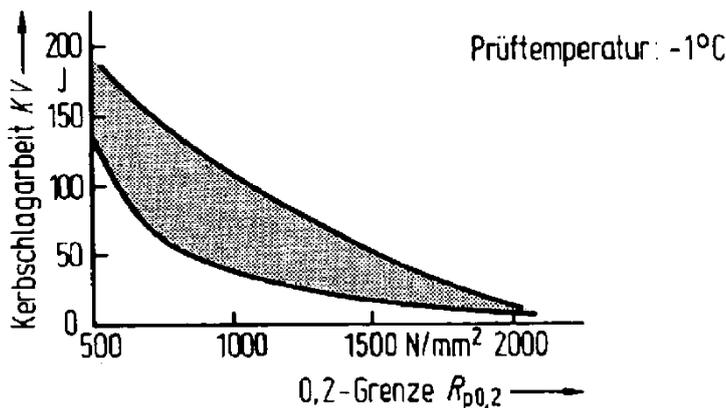


Abb. 63: Einfluß der Festigkeit auf die erreichbare Zähigkeit:

$$\rightarrow R_p \uparrow \rightarrow A_v \downarrow$$

Anwendungen von Vergütungsstählen: Kurbelwellen,

und andere Konstruktionsteile höherer Festigkeit, wie zum Beispiel Flugzeugfahrwerke (Zugfestigkeiten bis zu 2000 MPa).

Beachte die Schweißbeignung: C-Gehalte, s. Abb. 215/ 216  $\rightarrow$  örtliche Aufhärtung in der Schweißzone  $\rightarrow$  Vorwärmen empfohlen

## 5.9.1 Anlaßversprödung

Es ist beim Vergüten weiterhin zu beachten, dass im T-Bereich zwischen 430°C und 530°C die sog. „Anlassversprödung“ auftreten kann, so dass man genau das Gegenteil vom gewünschten Effekt erreicht, s. nächste Abb. Die Anlassversprödung tritt erst bei längeren Zeiten auf, z.B. beim Abkühlen großer Schmiedestücke

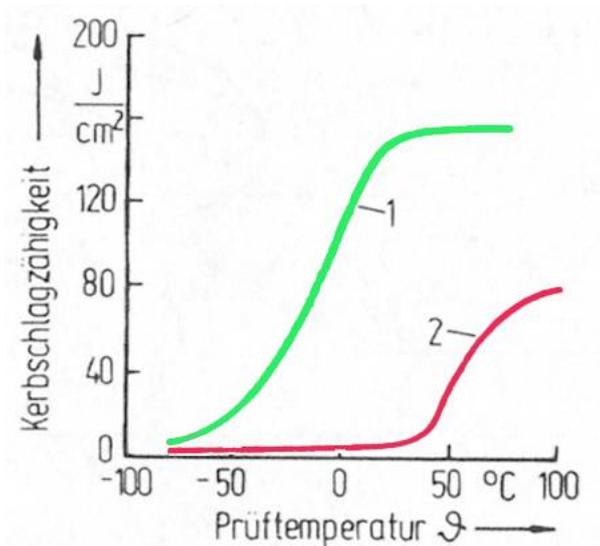


Abb. 64:

Anlaßversprödung verdeutlicht an der Av-T-Kurve

**1:** 32 h bei 630 °C

**2:** 32 h bei 530 °C

Die Anlassversprödung wird stark von Legierungselementen beeinflusst:

**Günstig:**

**Ungünstig:**