

# Festigkeitserhöhung

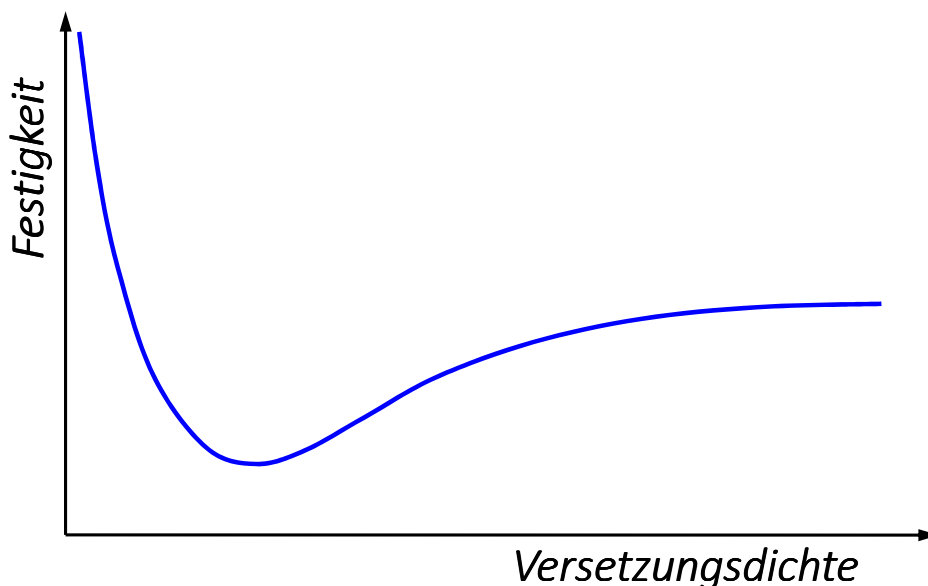
Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung  
(BMEGEMTAGK1N)  
2018

- Die Methoden für Festigkeitserhöhung,
- die materialkundliche Grundlagen der Methoden,
- Und deren technologische Anwendungsmöglichkeiten kennenlernen.

- Plastische Verformung
- Kornfeinerung
- Legierung
- Geeignete Wärmebehandlungsmethoden
  - Ausscheidungshärten
  - Dispersionshärten
  - Allotrope Umwandlung

3

## Wirkung der plastische Verformung



Während Kaltverformung ändern sich die mechanische Eigenschaften. Die Festigkeit steigt, die Plastizität und Zähigkeit nimmt ab. Die Zunahme der aktuellen Streckgrenze und Spannung können mit der folgende Gleichung beschrieben werden:

4

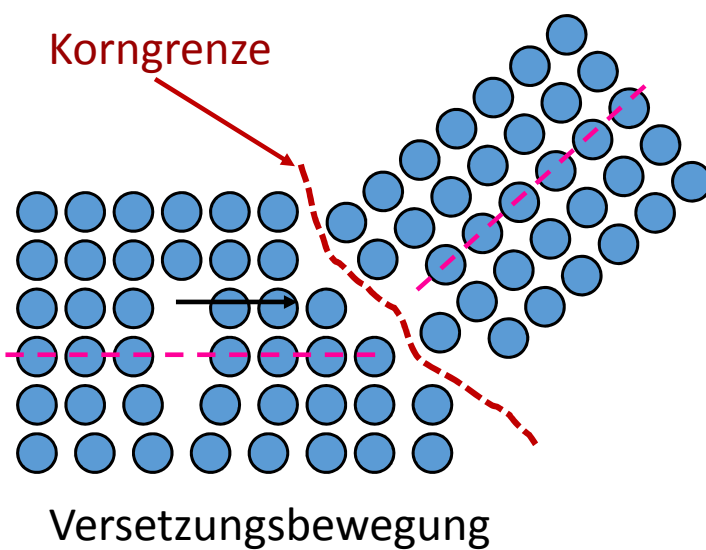
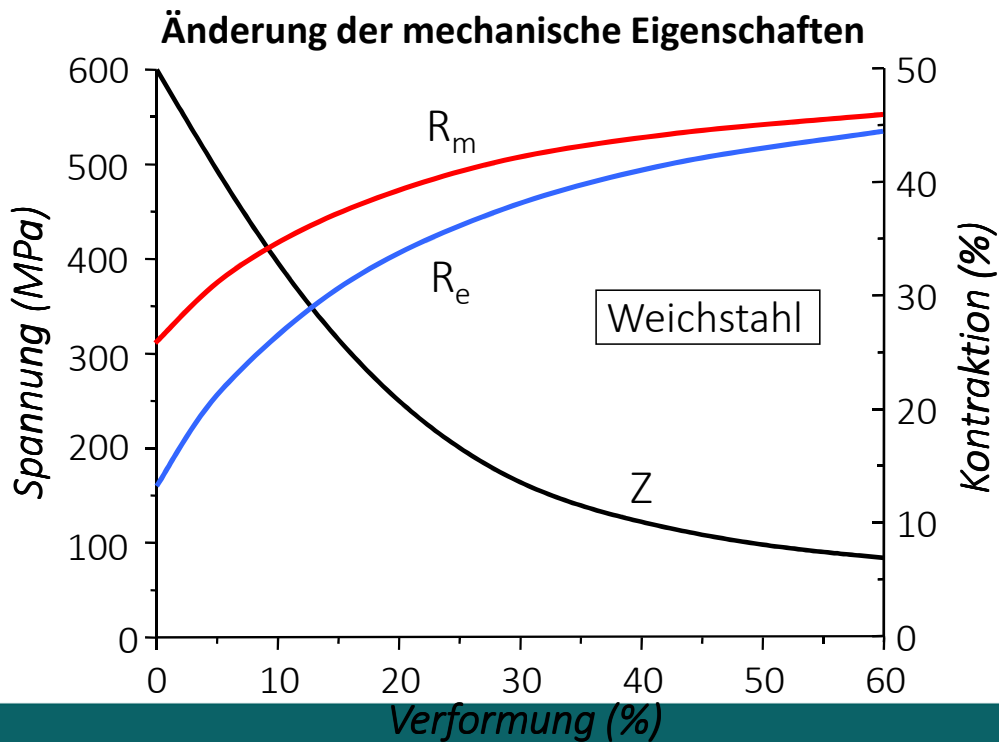
$$\sigma = c\bar{\varphi}^n$$

$$\Delta\sigma = k\sqrt{\rho}$$

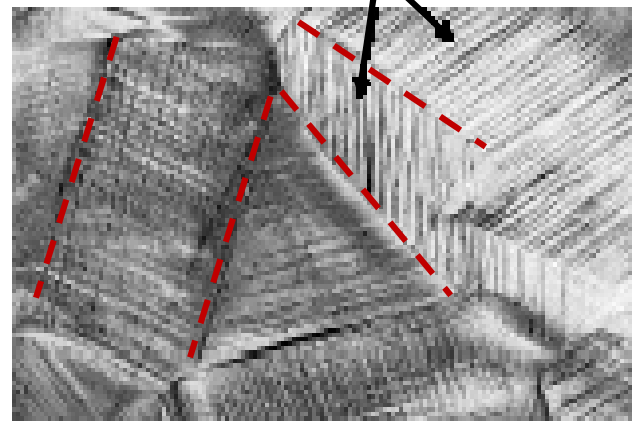
$n$  – Verfestigungskoeffizient

$c, k$  - Materialparameter

$\rho$  - Versetzungsdichte



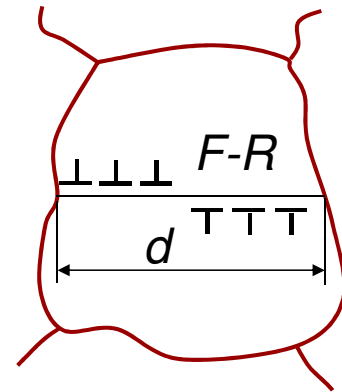
Korngrenzen Versetzungsbew.



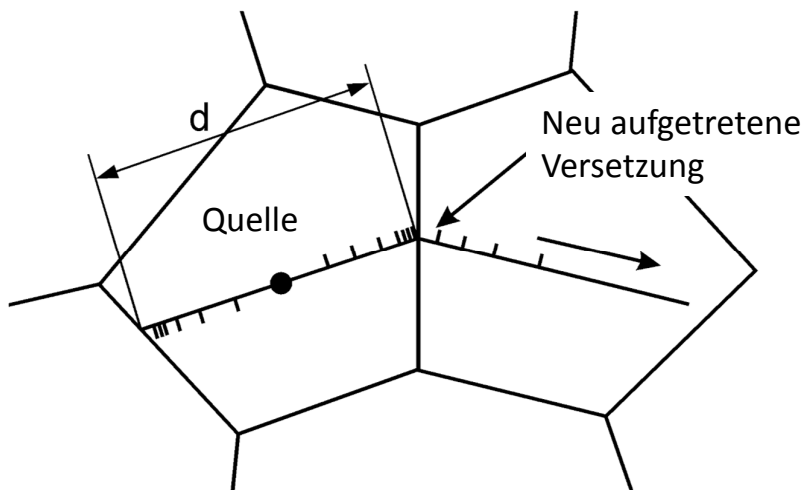
Wegen der Orientations-unterschied der benachbarte Kristalliten die Korngrenzen verhindern die Vesetzungsbewegung von einen Korn ins andere.

Im Inneren einer polikristallinen Körper die Verformung beginnt in solchen Kristalliten, wo die Gleitebenen zur Spannung in günstige Lage stehen. Auf der Ebenen die für die Gelitbedingungen sich in ungünstigen Lage befinden beginnt die Verformung nicht sofort.

Von der Frank-Read Quellen im inneren der Körner ausgehend wandern die Versetzungen in Richtung Korngrenzen. Je größer der Korn ist desto mehr Versetzungen häufen sich an der Korngrenzen an, und desto leichter können die zur plastische Verformung nötige Spannungszustände erreicht werden.



7



Hall-Petch Gleichung  
(niedrigere Streckgrenze)

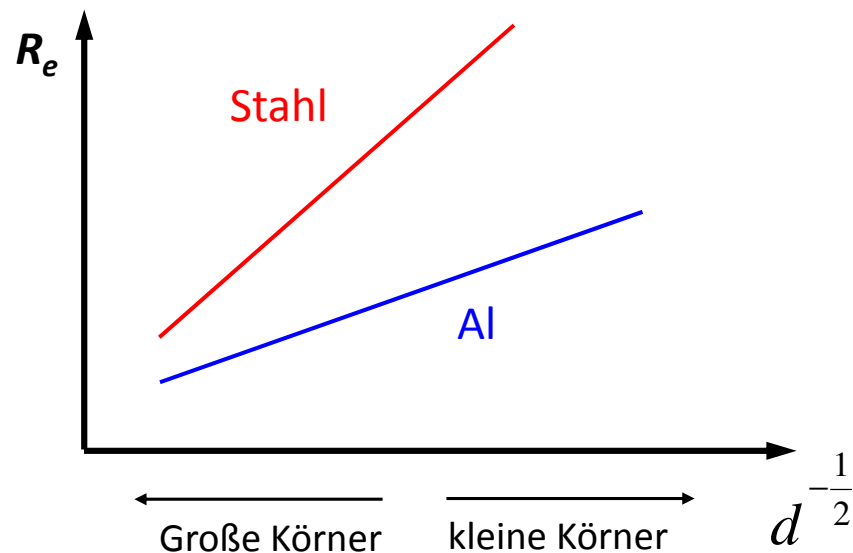
$$R_e = R_{e0} + \frac{k}{\sqrt{d}}$$

Das Spannungsfeld (Spannungsspitzen) der Versetzungen an den Korngrenzen startet die Verformung im Nachbarkristall.

Korngröße  $\uparrow \Rightarrow$  Zahl der Versetzungen am Korngrenzen  $\uparrow$

**Ermüdungseigenschaften**  
**Inhomogene Verformung**

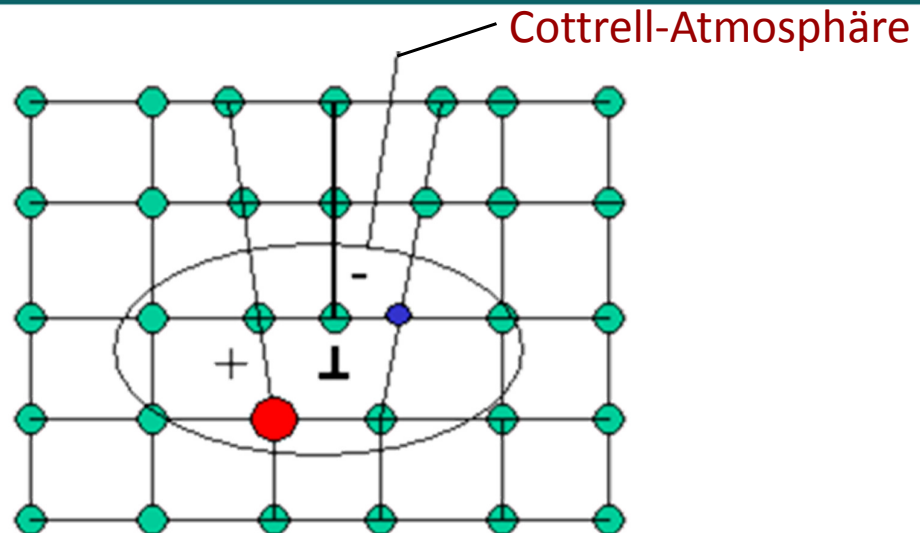
8



## Hall-Petch-Gleichung:

$$R_e = R_{e0} + kd^{-\frac{1}{2}}$$

$R_{e0}$  - Fließgrenze des Einkristalls,  
 $d$  - Korngröße,  
 $k$  - Materialkonstante



Bei Mischkristallhärtung befindet sich einen Teil der Legierungsatome in der Nähe der Versetzungen. Die von der Grundmetallatome kleinere Atome befinden sich über die Gleitebene (gedrückte/kompressive Zone), die größeren Atome befinden sich unter der Gleitebene (in der gezogene Zone) das ist die Cotrell Atmosphäre.

Gründe der Verfestigung sind, dass die gelöste Atome das Gitter verzerren, und damit dessen Energiegehalt erhöhen. Weitere Grund ist, dass es schwer ist die Versetzungen von der Cottrell-Atmosphäre zu entfernen.

## Verfestigende Wirkung der Legierungselemente:

$$\Delta\sigma = G \left( \frac{r - r_0}{r_0} \right)^2 C$$

wo  $G$  – der Schubmodul

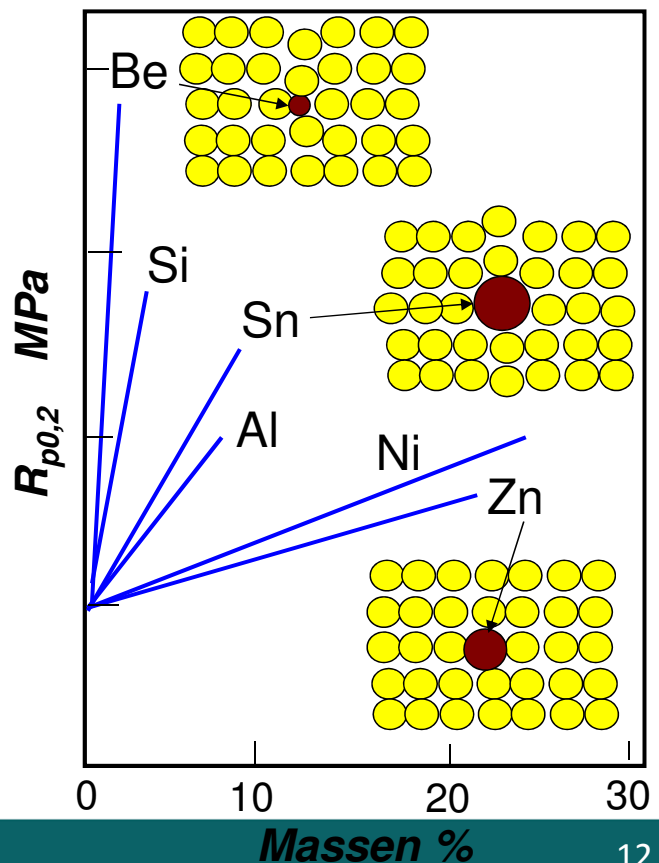
$C$  – die Konzentration der Legierungsatome

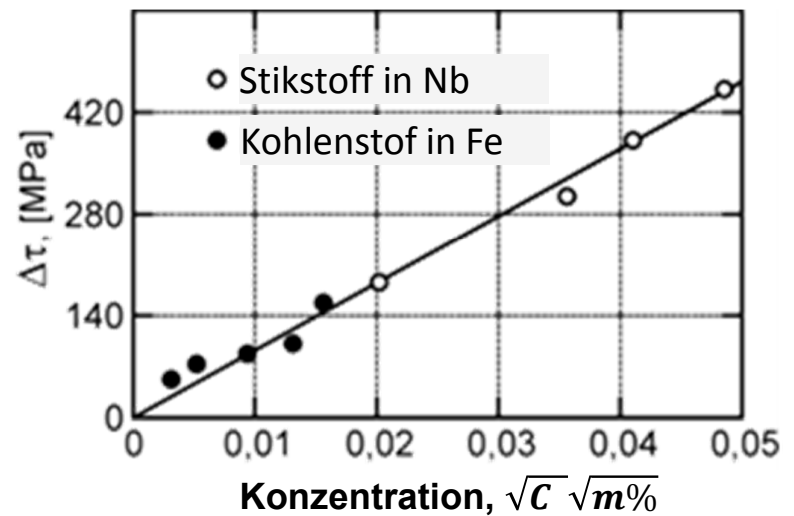
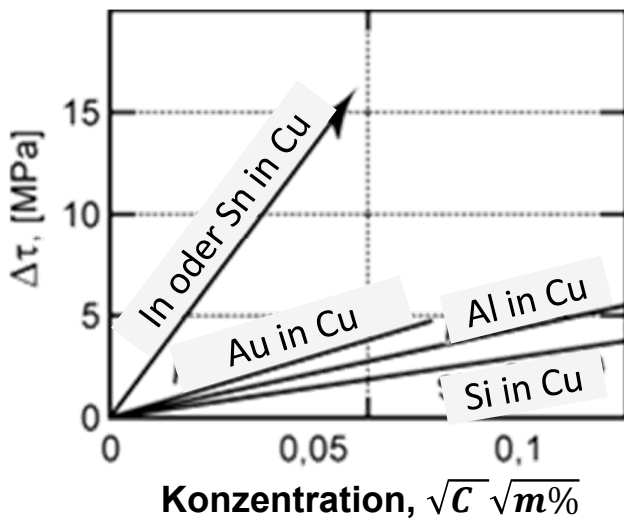
$r_0$  – Atomradius der Grundmetall,

$r$  – Atomradius der Legierungsmetall ist.

## Einfluss der Legierungselemente auf die Streckgrenze von Cu-Legierungen

Metall	Atomradius (nm)	$(r - r_{Cu}) / r_{Cu} \times 100(\%)$
Cu	0,1278	---
Zn	0,1332	4,2 %
Al	0.1432	12,0 %
Sn	0.1509	18,1 %
Ni	0.1243	-2,7 %
Si	0.1176	-8,0 %
Be	0.114	-10,8 %





Der Einfluss der Verfestigung der interstitiellen Legierungselementen sind (mit Größenordnung) stärker, als der Einfluss der Substitutionselementen.

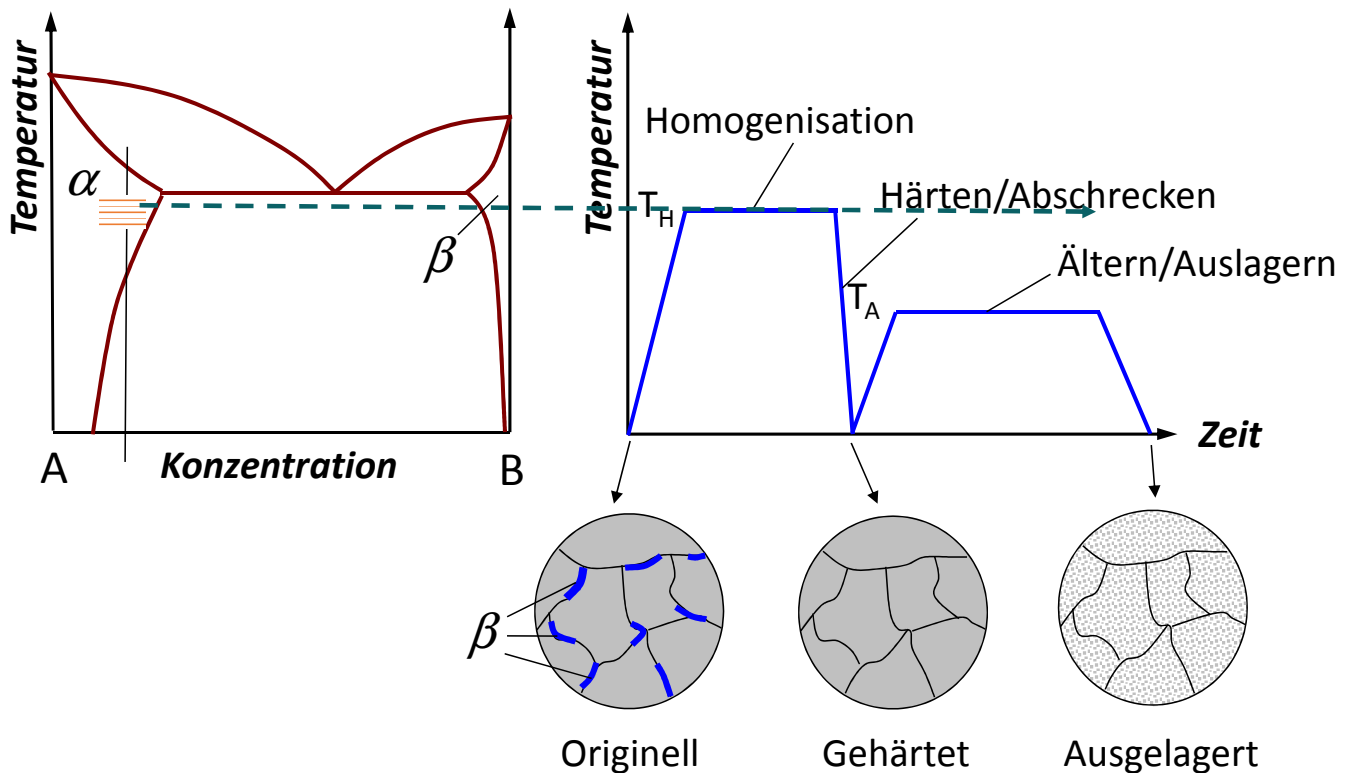
13

## Bedingungen (im binären System)

- Eine Komponente ist im festen Zustand beschränkt löslich, aber im größeren Maße löslich in der anderen Komponente.
- Die Löslichkeit sinkt mit der Temperatur.
- Der lösende Metall ist weich und Zäh.
- Die auszuscheidende Phase ist hart und fest.
- Die Ausscheidungen sind am Anfang kohärent.

Beispiele: Cu-Al, Cu-Be, Cu-Sn, Mg-Al, Al-Ag, Ti-Al

14



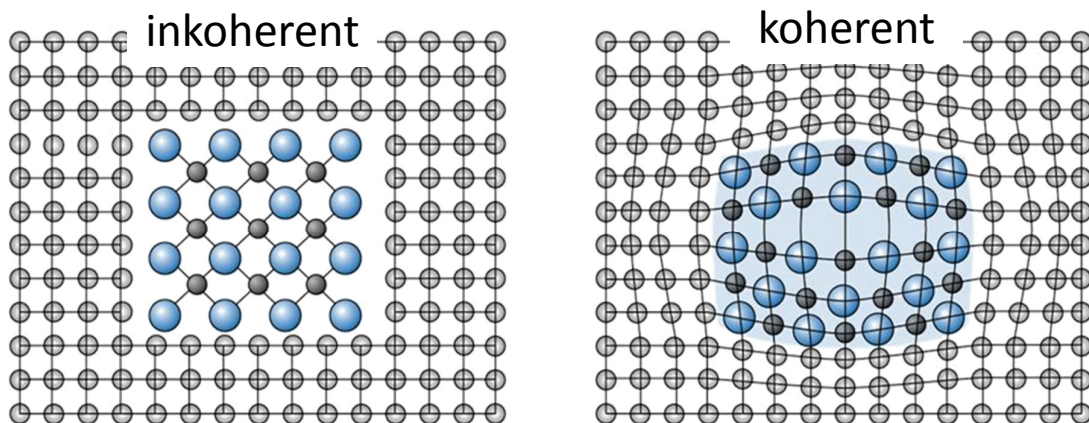
Künstliches und natürliches Ältern

**Zone** – ist einige Atomreihen dicke Schicht von gelösten Atomen auf gegebene kristallographische Ebenen der Matrixmaterial;

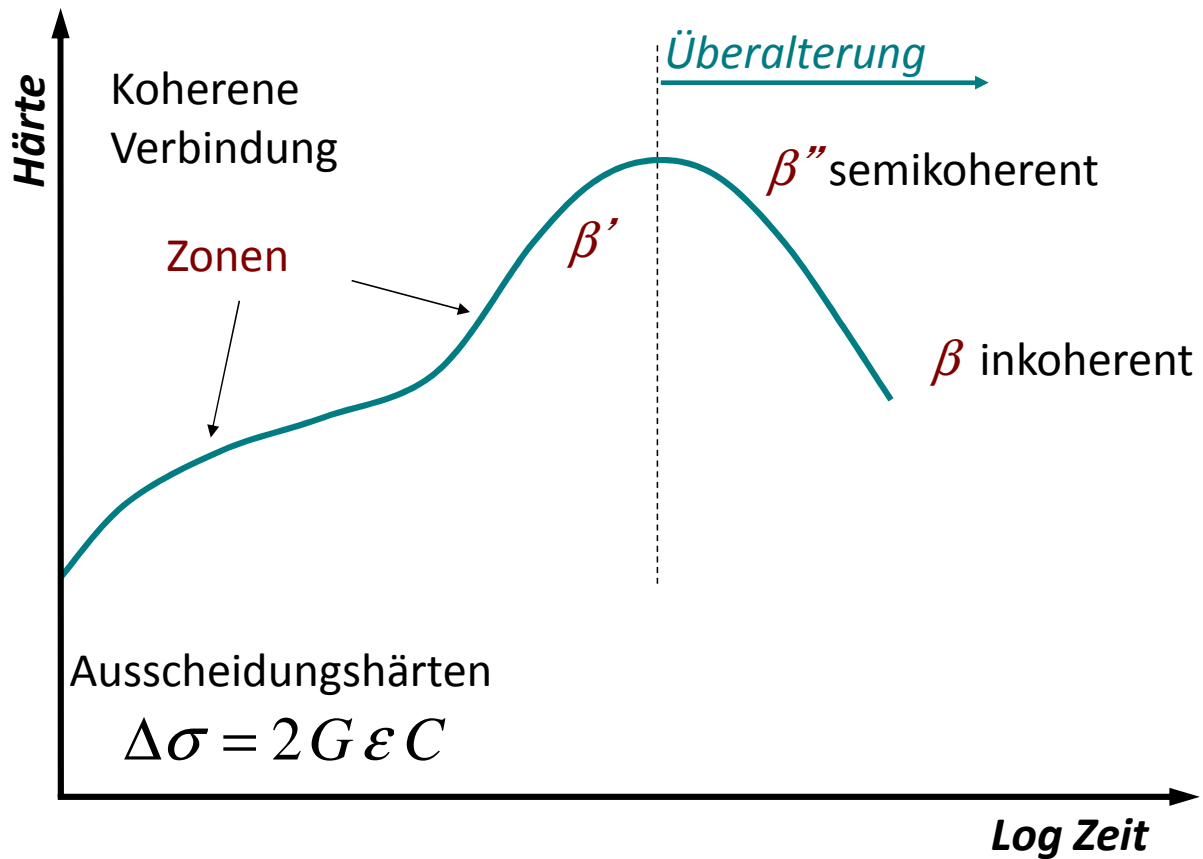
**$\beta''$**  – dünne, scheibenartige, zur Matrix kohärent verknüpfte, von der Gleichgewichtsphase unterschiedlich zusammengesetzte Phase;

**$\beta'$**  – scheibenartige, zur Matrix semikohärent verknüpfte, von der Gleichgewichtsphase unterschiedlich zusammengesetzte Phase;

**$\beta$**  – von Kristallstruktur der Matrix unterschiedliche, dazu inkohärent verknüpfte Phase mit Gleichgewichtszusammensetzung.

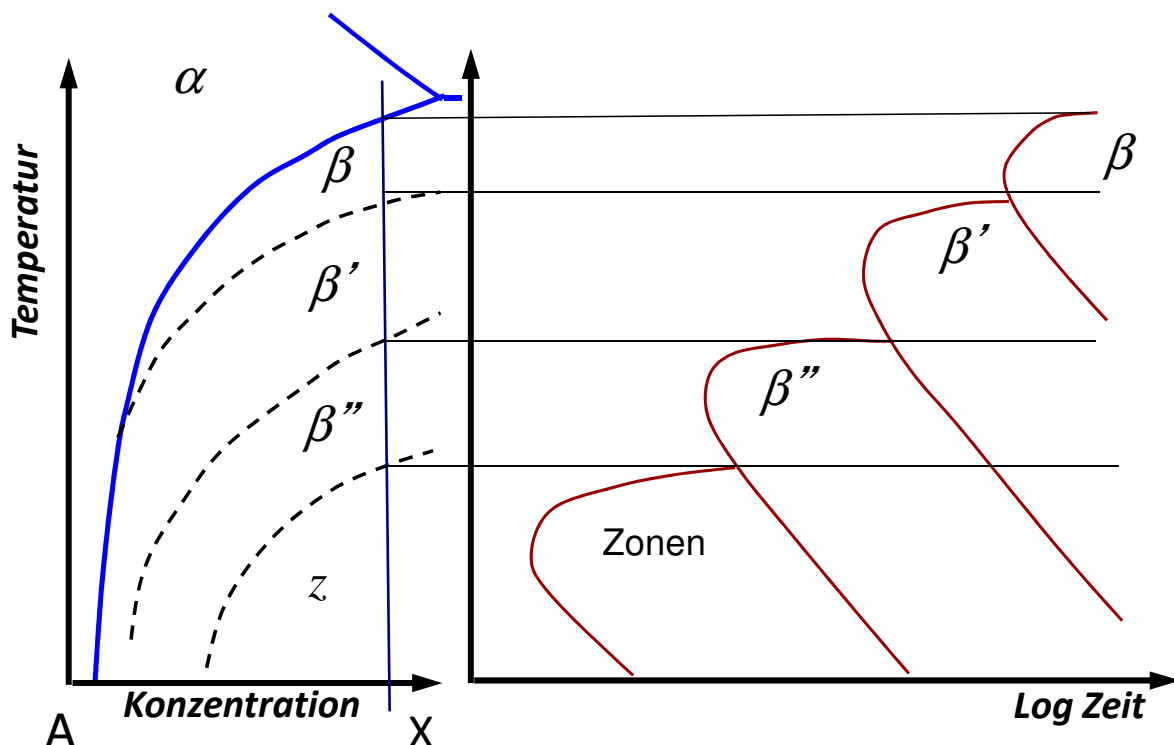


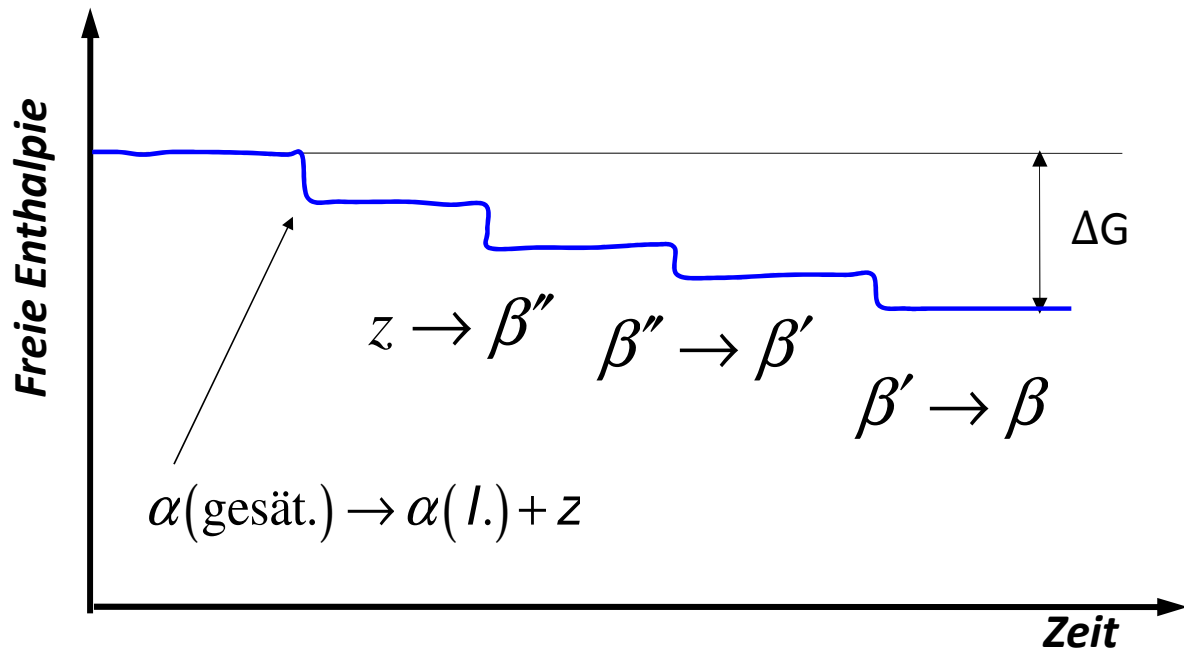




Lösungskurven

Anfangskurven der Ausscheidungen





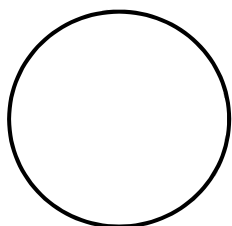
$\alpha(\text{übersättigt}) \rightarrow \alpha(I) + \text{Zonen} \rightarrow \alpha(II) + \beta \rightarrow \alpha(III) + \beta \rightarrow$   
 $\rightarrow \alpha(\text{gleichgewichts}) + \beta(\text{gleichgewichts})$

19

**Größe:** Das Gitterparameter von Matrix und Ausscheidung ist unterschiedlich, also in der Nähe der Ausscheidung wird elastische Spannung erzeugt. In erster Linie bei der Bildung von Zonen entwickelt es seine Wirkung.

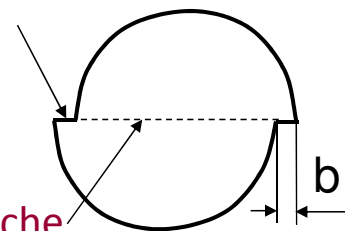
**Oberflächeneffekt:** Es wird neue Oberfläche gebildet, als die Versetzung durch die Ausscheidung schneidet, zur Bewegung nötige Energie Wächst.

Ausgangszustand



Oberflächenenergie =  $2\pi r b \gamma$

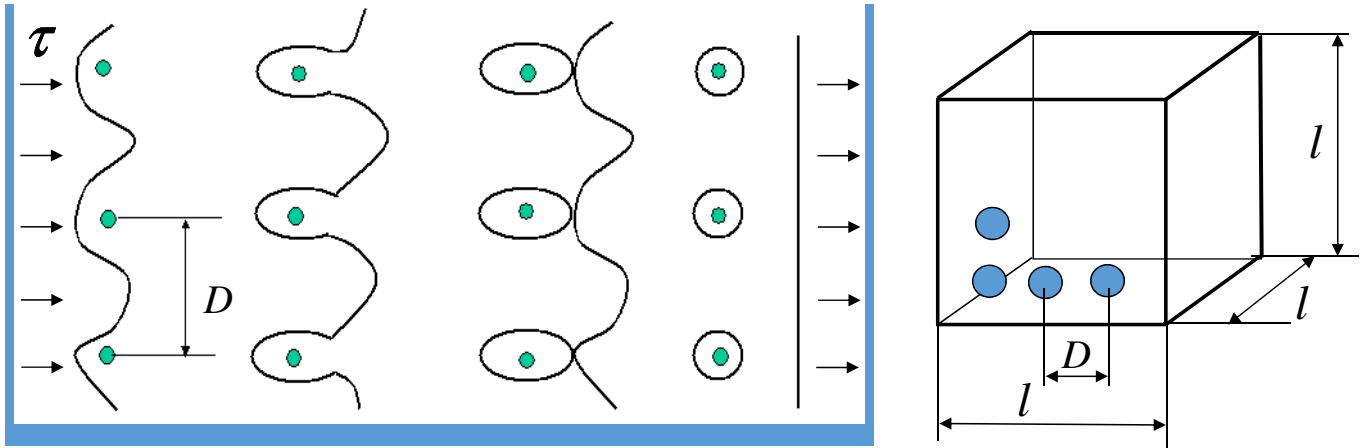
Neue Oberfläche



Innere Oberfläche

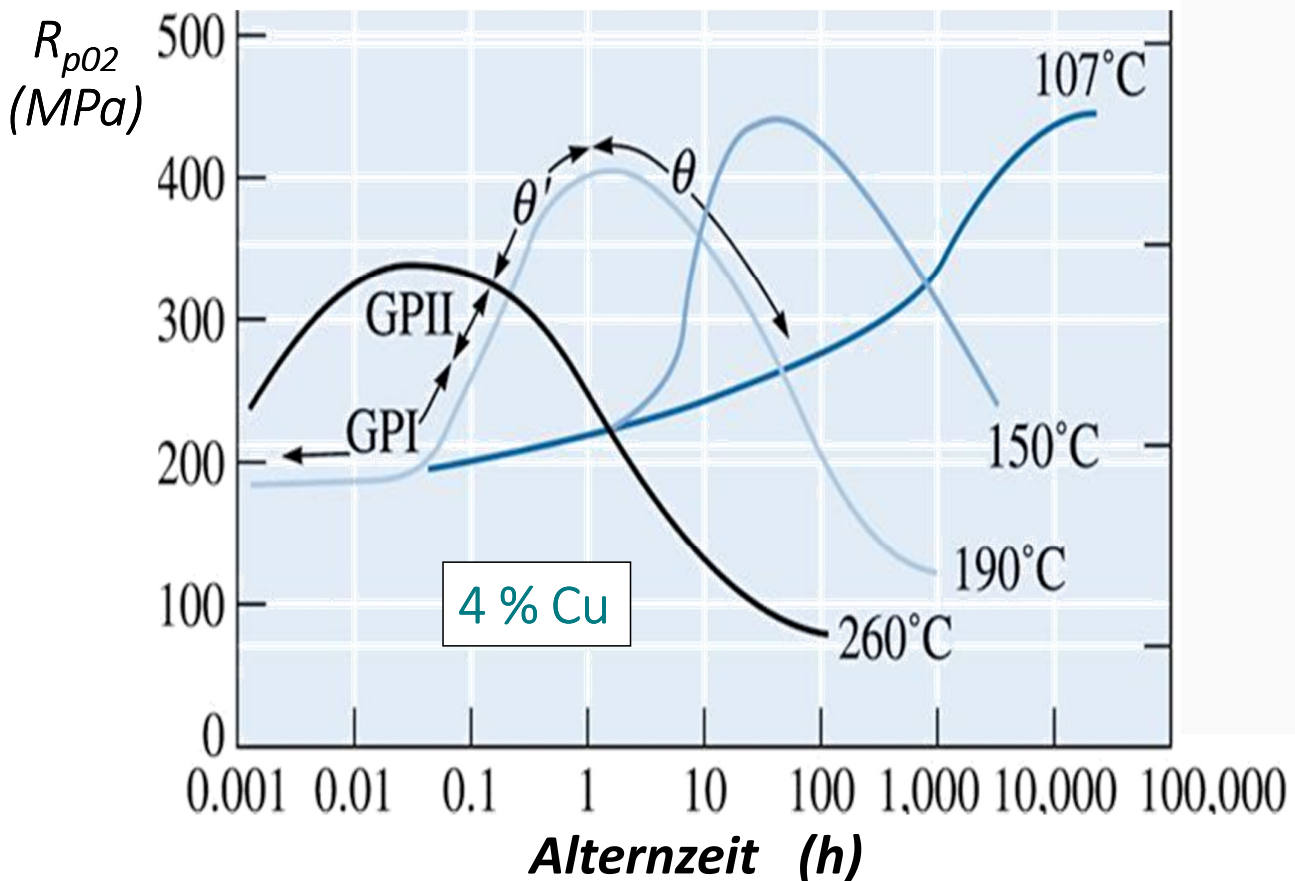
**Moduluseffekt:** Der Elastizitätsmodul der Matrix und der Ausscheidung ist unterschiedlich, deswegen ist größere Spannung nötig wenn die Versetzung in der Nähe der Ausscheidung sich bewegt.

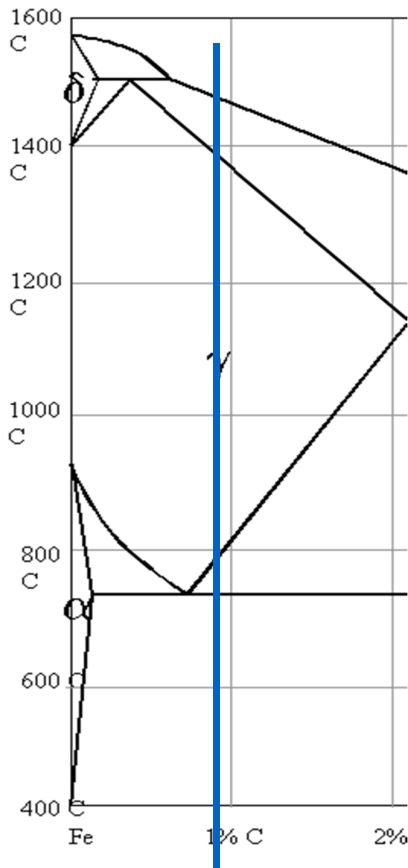
20



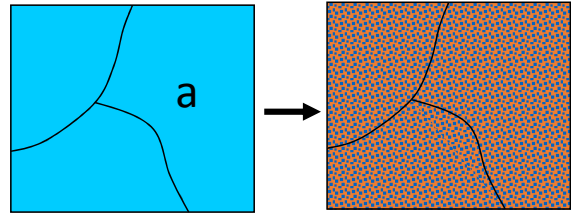
**Festigkeitserhöhung:**  $\Delta\sigma = \frac{Gb}{D} \rightarrow \Delta\sigma = K \frac{Gb}{r} \sqrt[3]{C}$

wo  $C = \frac{N v_k}{V} = \frac{N}{l^3} \frac{4}{3} r^3 \pi$ ,  $N = (l/D)^3$ ,  $D = \left( \frac{4\pi}{3C} \right)^{\frac{1}{3}} r$





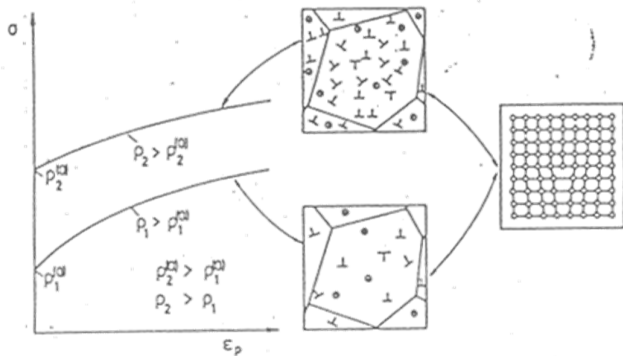
- Bei gegebener Legierung geschieht Dispersionshärten
- Aus  $\alpha$  Mischkristall wird  $\alpha +$  Zementit



$\alpha +$  Zementit

In diesem Fall ist die erreichbare Festigkeitszunahme klein wegen der kleinen Menge von Zementit

## Versetzungsverfestigung



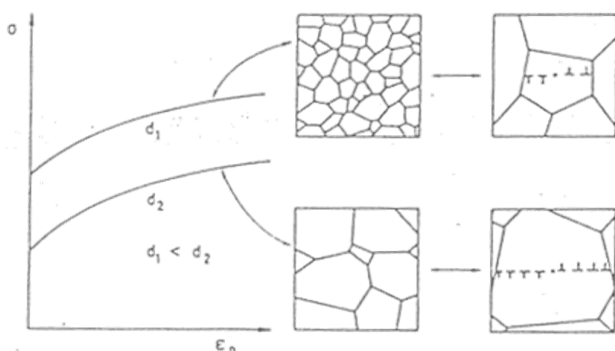
Gleitversetzungen müssen bei ihren Bewegungen das Eigenspannungsfeld anderer Versetzungen überwinden. Diese bewirken den Werkstoffwiderstand

$$R_{Vers} = \alpha_1 G b \sqrt{\rho_t} \quad (3)$$

Es ist

- $\alpha_1$  = Konstante
- $G$  = Schubmodul
- $b$  = Betrag des Burgersvektors einer Versetzung
- $\rho_t$  = Gesamtversetzungsdichte

## Korngrenzenverfestigung



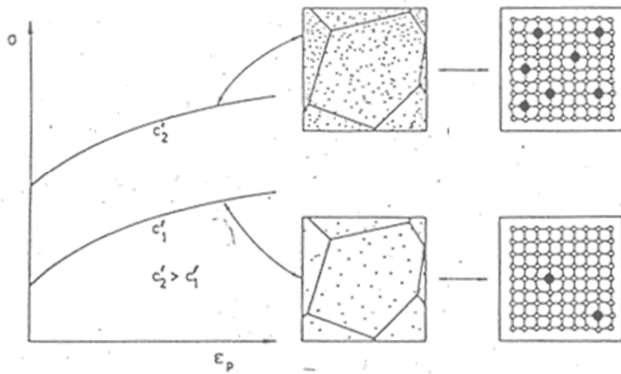
Gleitversetzungen werden an Korngrenzen aufgestaut und induzieren in Nachbarkörnern Gleitvorgänge. Dies liefert den zusätzlichen Werkstoffwiderstand

$$R_{KG} = k / \sqrt{d} \quad (4)$$

Es ist

- $k$  = werkstoffabhängige Größe
- $d$  = mittlerer Korndurchmesser

## Mischkristallverfestigung



Gleitversetzungen müssen bei ihrer Bewegung in den Gleitebenen liegende, gelöste Fremdatome überwinden. Das liefert den Werkstoffwiderstand

$$R_{MK} = \alpha_2 G (c')^n \quad (5)$$

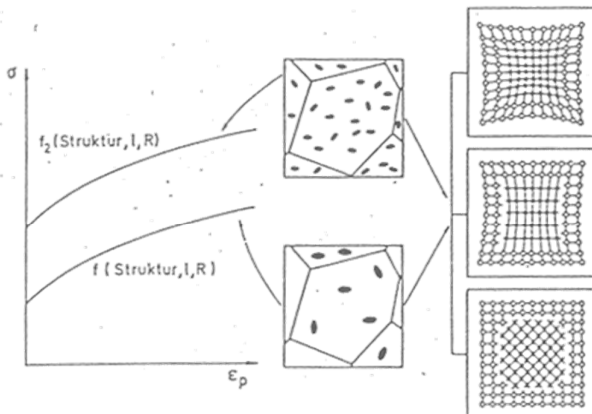
Es ist

$\alpha_2$  = vom Größeneffekt  $\delta$  und Moduleffekt  $\eta$  abhängiger Parameter (vgl. Abschn. )

$c'$  = Fremdatomkonzentration

$n$  = Konstante ( $1/2 \lesssim n \lesssim 1$ )

## Teilchenverfestigung



a) Kohärente Ausscheidungen (Teilchen)

b) Teilkohärente Ausscheidungen (Teilchen)

c) Inkohärente Ausscheidungen (Teilchen)

Die Überwindung von Teilchen durch Schneiden bzw. Umgehen der Gleitversetzungen zwischen den einzelnen Teilchen in der Gleitebene liefert als Beitrag zum Werkstoffwiderstand

$$R_{\text{Teil}}^{\text{Schneiden}} = \alpha_3 f(2r, l, \gamma_{\text{eff}})$$

$$R_{\text{Teil}}^{\text{Umgehen}} = \alpha_4 \frac{Gb}{l} f(r) \quad (6)$$

Es ist

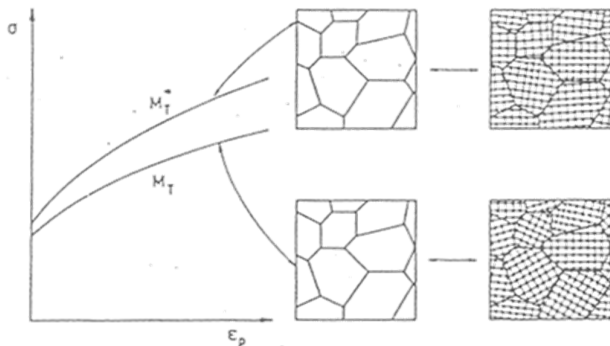
$l$  = mittlerer freier Teilchenabstand

$\gamma_{\text{eff}}$  = Grenzflächenenergie

$2r$  = mittlerer Teilchendurchmesser

$\alpha_3, \alpha_4$  = Konstanten

## Orientierungsverfestigung



Bei der Verformung texturbehalteter Vielkristalle wird anstelle von  $M_T$  in Gl. (2) ein Orientierungsfaktor  $M_T^*$  wirksam, weil nur eine bestimmte Auswahl von Kornorientierungen vorliegt. Der Verformung wirkt also der Werkstoffwiderstand

$$R_{\text{Orient}} = \frac{M_T^*}{M_T} R \quad (7)$$

entgegen.

## Prinzip der Additivität der Werkstoffwiderstände

Liegen verschiedenartige Hindernisse gleichzeitig vor, so kann von dem Prinzip der Additivität der Werkstoffwiderstände ausgegangen werden. Dabei ist im allgemeinsten Falle

$$R = \sum_{i=1}^n R_i = R_{\text{Vers}} + R_{\text{KG}} + R_{\text{MK}} + R_{\text{Teil}}$$

bzw. mit Gl. (7)

$$R_{\text{Orient}} = \frac{M_T^*}{M_T} [R_{\text{Vers}} + R_{\text{KG}} + R_{\text{MK}} + R_{\text{Teil}}]$$



Verfestigungsmechanismen		Wechselwirkung von Gleitversetzungen mit	Schematische Darstellung	Werkstoffwiderstandsanteil	Oberflächenmerkmale
1. Versetzungen			$l = \frac{1}{\sqrt{\rho_t}}$	$R_{Vers} = \alpha_1 Gb\sqrt{\zeta_t}$	Gleitlinien und Gleitbänder und/oder Zwillingslamellen
2. Korngrenzen				$R_{KG} = \frac{k}{\sqrt{d}}$	Mehrfachgleitung
3. Gelösten Fremdatome				$R_{MK} = \alpha_2 Gc^n$ $0,5 \leq n \leq 1$	Schärfer ausgeprägte Gleitbänder infolge kleinerer Stapelfehlerenergie
4. Teilchen				$R_{Teil}^b = \alpha_3 \gamma_{eff}^m \frac{r^m}{l + 2r}$ $m = 1 \text{ bzw. } 1,5$	Grobgleitung
a) kohärente Ausscheidungen					
b) inkohärente Ausscheidungen bzw. Dispersionen				$R_{Teil}^b = \alpha_4 \frac{Gb}{l} \ln \frac{r}{b}$	Feingleitung
c) körnige Anordnung 2. Phasen				$R_{Teil}^c = \frac{k'}{\sqrt{\lambda}}$	
d) lamellare Anordnung 2. Phasen				$R_{Teil}^d = \frac{\alpha_5}{\lambda}$	Inhomogene Gleitung
e) grobe Zweiphasigkeit				$R_{Teil}^e = (R_B - R_A)f$	



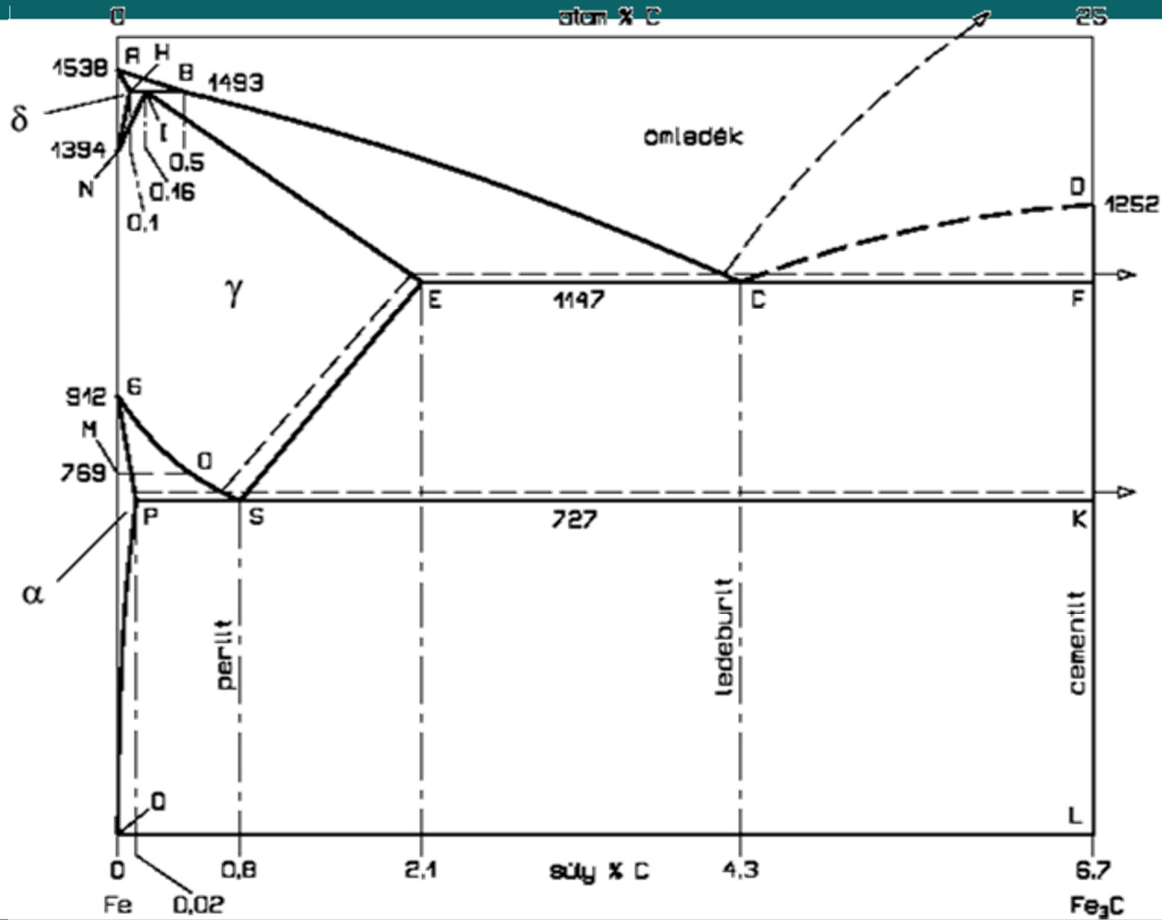
## Dispersionshärten



Sintern (Pressen + Glühen, HIP): Al + SiO<sub>2</sub>, Cu + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Innenoxydation (Glühen in O<sub>2</sub> Atmosphäre): Al - Si,  
Cu - Al

Vorteil: Phasenverhältnisse (Eigenschaften) sind von der Temperatur nicht geändert.



31

Fe - C System ist stabil (sehr langsame Abkühlung)

Fe - Fe<sub>3</sub>C metastabil ( $r^*$  von Fe<sub>3</sub>C ist kleiner  $\Rightarrow$  praktischer Fall)

Zwillingsdiagramm bei 6,7% Fe<sub>3</sub>C

### Phasen - Gefüge

Ferrit ( $\alpha$ ) krz, interstitieller Mischkristall (max. C = 0,02 %)

Austenit ( $\gamma$ ), kfz, interstitieller Mischkristall (max.C = 2,1 %)

Zementit (Fe<sub>3</sub>C), interstitielle Elektronenverbindung (orthorombisch)

Perlit (Ferrit - Zementit) Eutektoid (0,8 %)

Ledeburit (Ferrit - Zementit) Eutektikum (4,3 %)

PQ: Lösungsgrenze von C des Ferrits

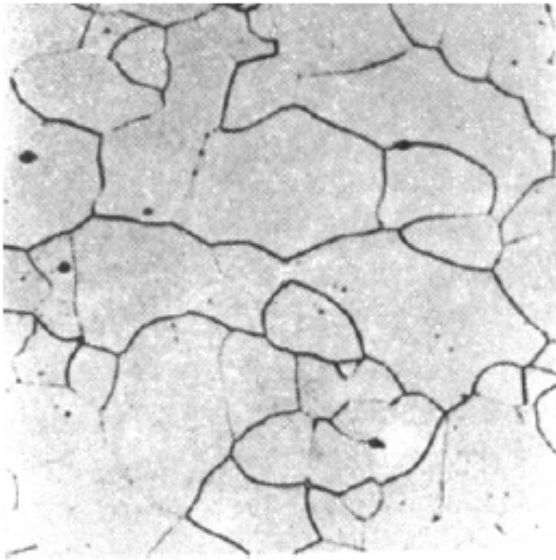
ES: Lösungsgrenze von C des Austenits

GOS: (beim Abkühlen)  $\gamma \rightarrow$  Anfang der  $\alpha$  Umwandlung

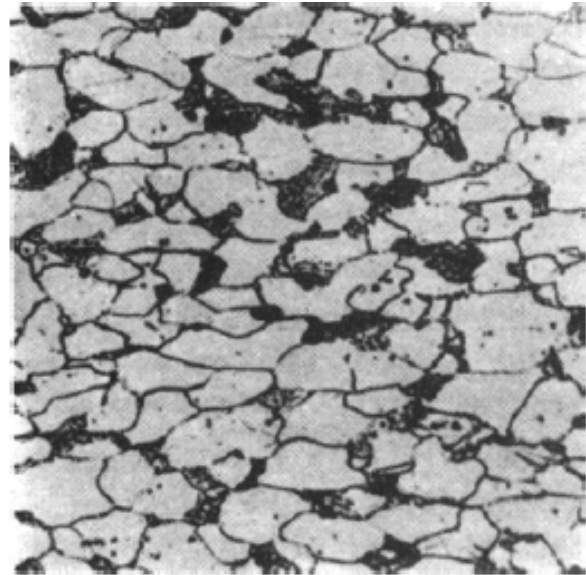
MO: Linie der Curie-Temperatur

32

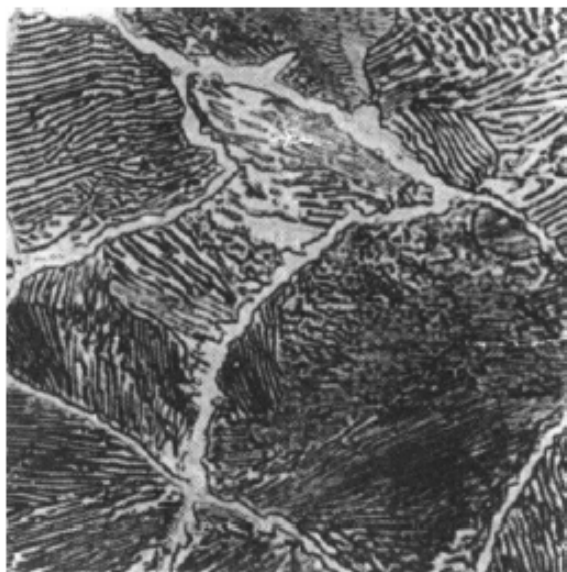




Ferrit



Untereutektoidischer Stahl  
C = 0,26 % (Ferrit - Perlit)

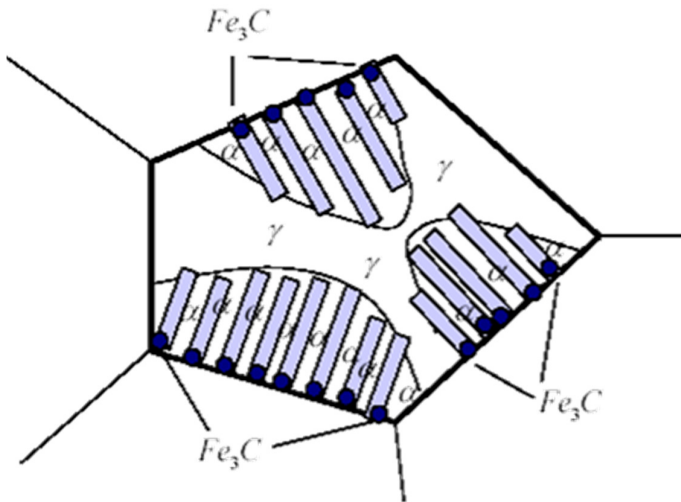


Übereutektoidischer Stahl  
C = 1,21 % (Perlit - Zementit)



Übereutektisches Gußeisen  
C = 5 % (Zementit - Ledeburit)

## Perlitische (eutektoidische) Umwandlung



$\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$  (langsames Abkühlen)

Zerfall (0,8% C, 723 ° C)

Keimbildung, **Diffusion**

$\gamma$  (0,8% C)  $\rightarrow$   $\alpha$  +  $\text{Fe}_3\text{C}$  (6,7% C)

$6,7/0,8 = 8,37$  !!!

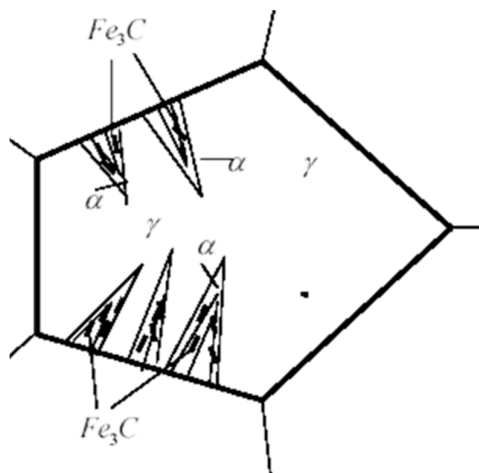
Anfang ist an der Austenit  
Korngrenze durch  $\text{Fe}_3\text{C}$  Bildung

Lamellare Struktur

Abkühlungsgeschwindigkeit  $\Rightarrow$   
Feinheit

Begrenzt, aber verformbar

35



$\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$  (rasche Abkühlung,  $T < 550$  ° C)

Zerfall

Keimbildung, **Diffusion (begrenzt)**

Anfang ist an der Austenit Korngrenze  
durch

$\alpha$  Bildung

$\alpha$  (< 0,3% C) !!! (0,02% C -  
Gleichgewicht)

$\text{Fe}_3\text{C}$  Scheiben, Nadelstruktur

Oberer - unterer Zwischenstufe (bainit)

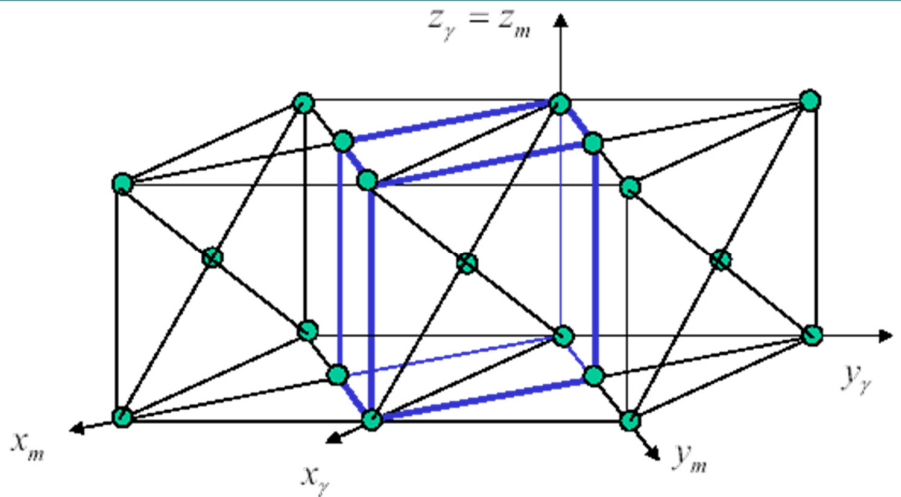
Schwer verformbares Gefüge

36

Bainisches-Modell

z Richtung:  $\updownarrow$

x, y Richtungen:  $\leftrightarrow$



Besonders rasche Abkühlung des Austenits ( $M_s \approx 220^\circ \text{C}$ )

**Ohne Diffusion**

Einphasige martensitische Struktur (tetragonale), C Gehalt ist gleich, wie beim Austenit von dem er ausgebildet ist.

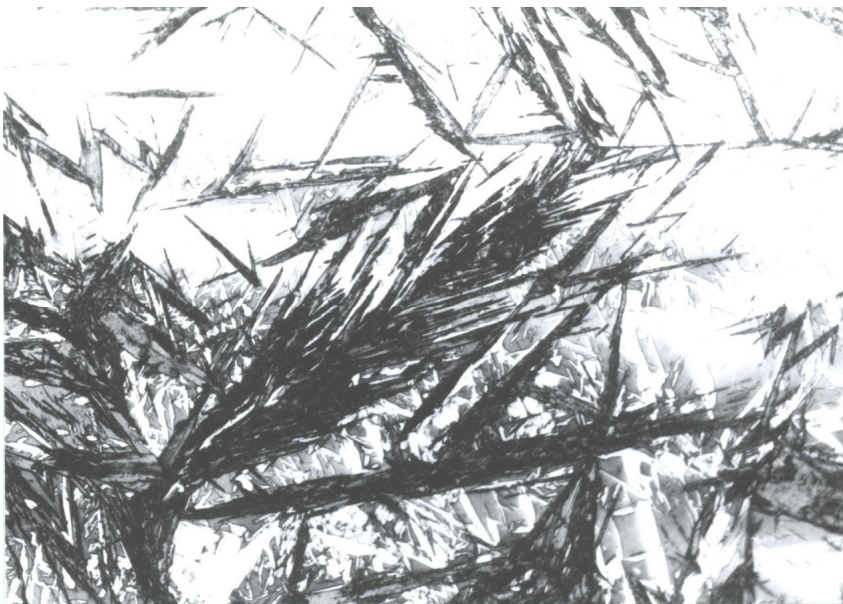
Etwa. 4% Volumenzunahme  $\Rightarrow$  Spannung

Zwischen der Temperaturen  $M_s$ ,  $M_F$  (Restaustenit)

37

Habit-Ebene, homogen Scherenverformung, Drehen.

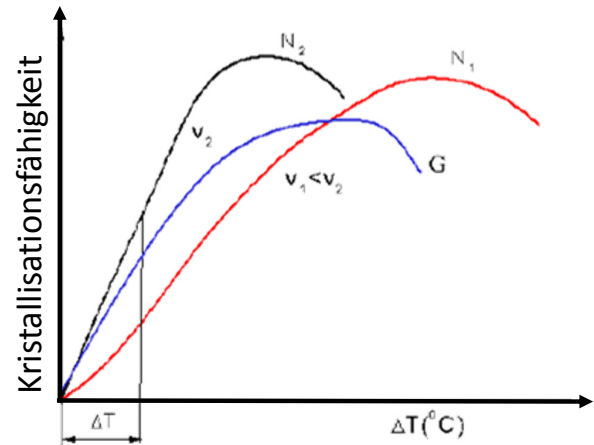
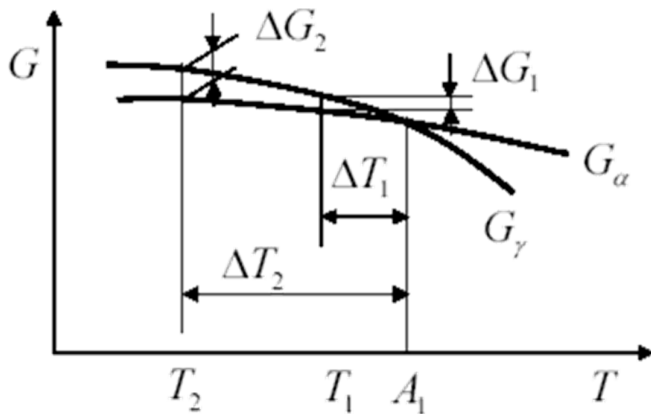
Nicht verformbare sehr harte Struktur  $\Rightarrow$  Anlassen



Martensit und  
Restaustenit

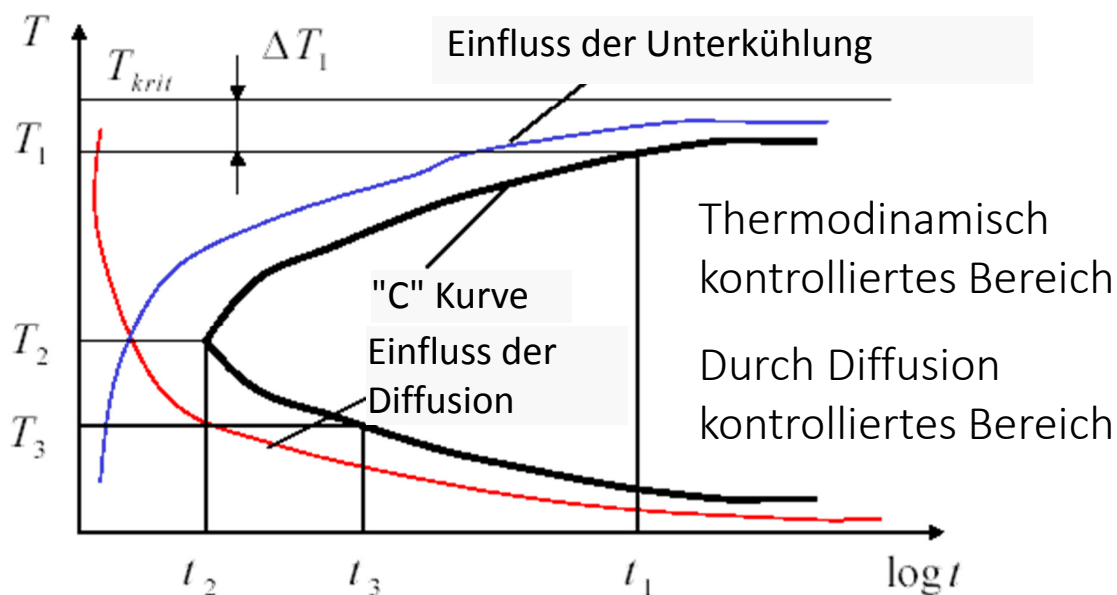
38

- Phasenumwandlung (durch Diffusion)
- Freie Energieänderung (thermodynamische Treibkraft)
- Kristallisationsfähigkeit (N, G)
- Diffusion

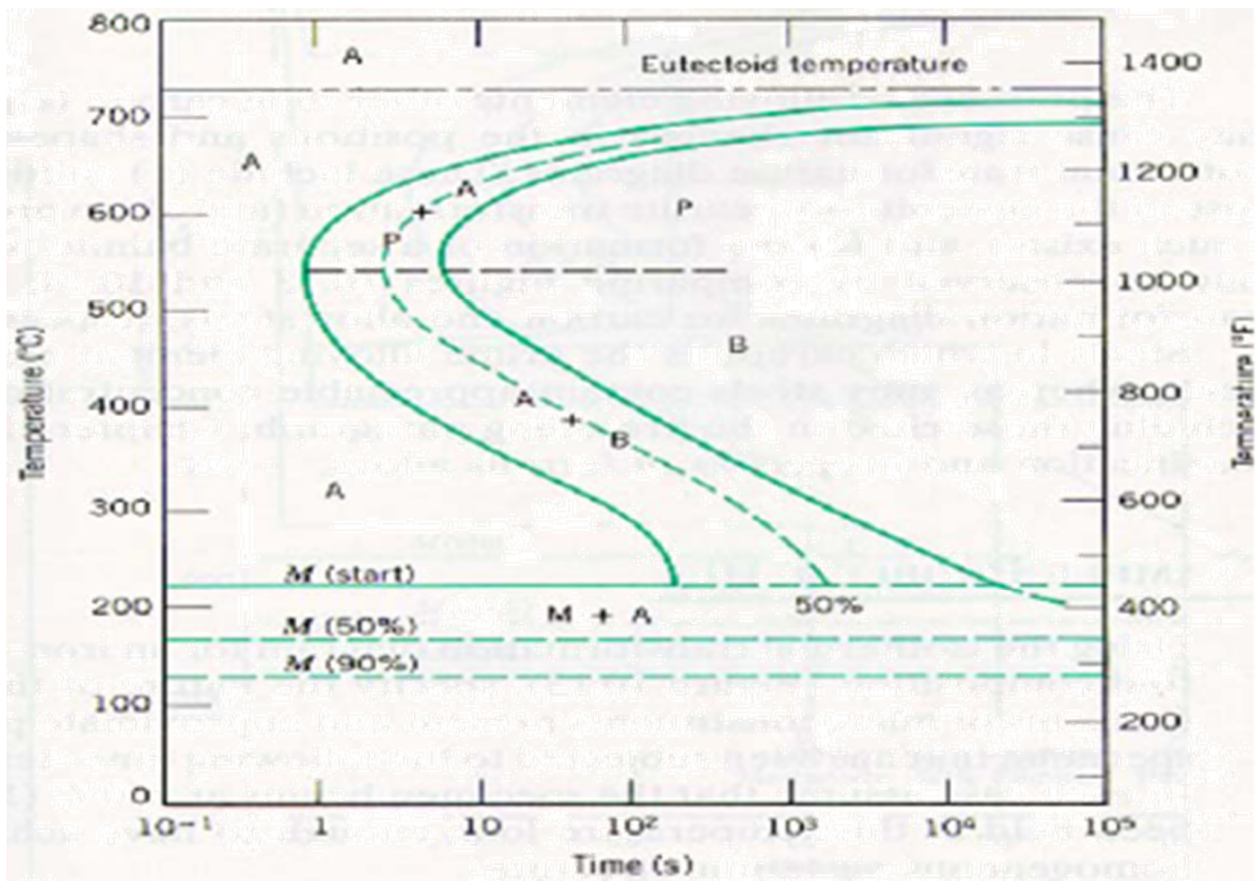


39

Rasche Abkühlung + Glühen: Anfang und Ende der Umwandlung



40



**Danke für die Aufmerksamkeit!**