

Festigkeitserhöhung

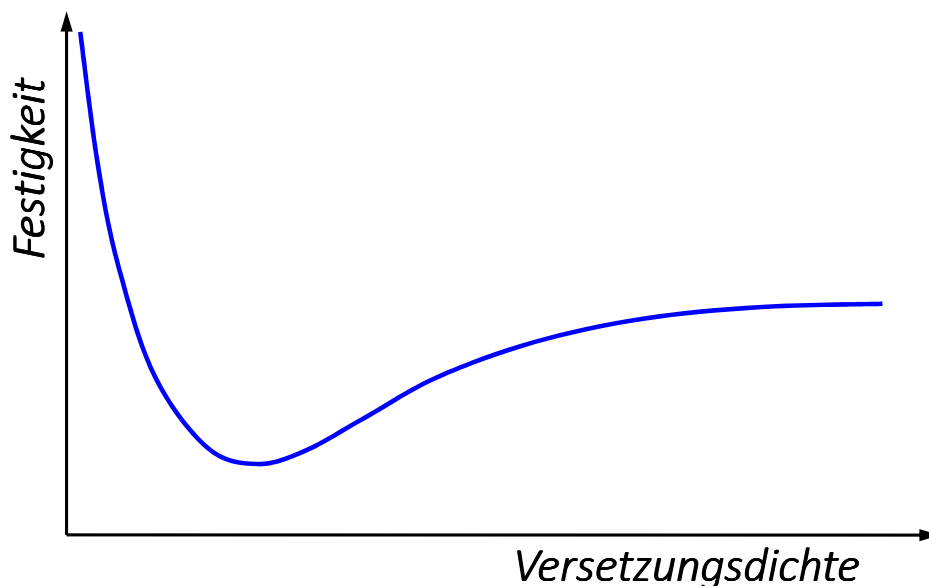
Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung
(BMEGEMTAGK1N)

Während der Vorlesung werden
wir:

- 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



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

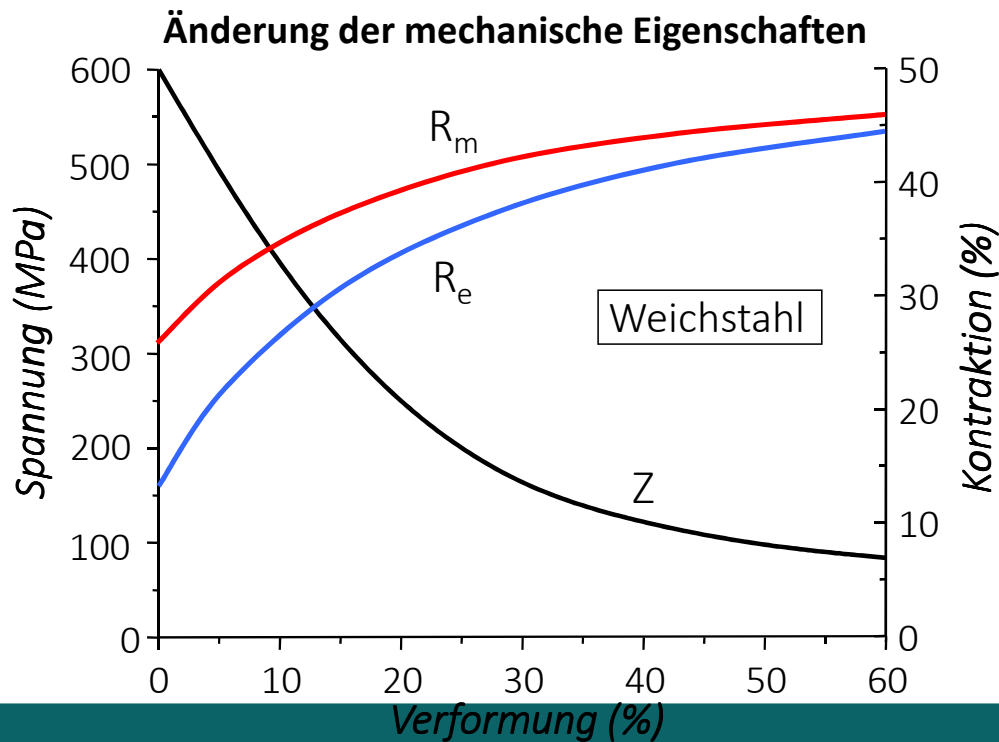
$$\sigma = c\bar{\phi}^n$$

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

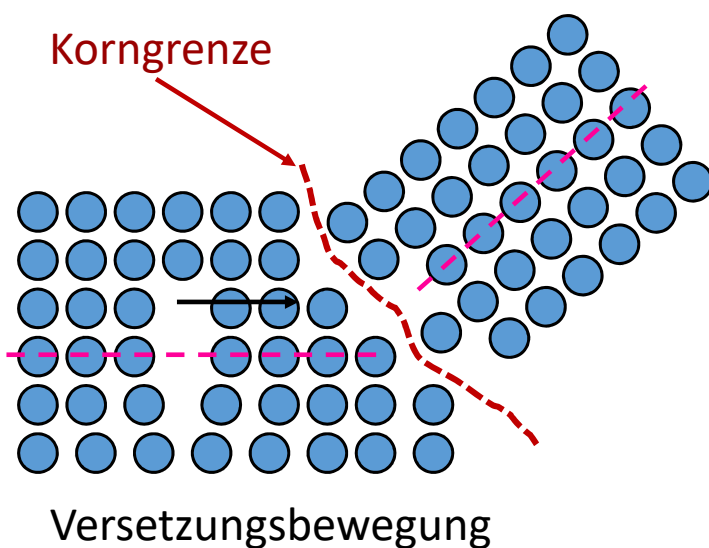
n – Verfestigungskoeffizient

c, k - Materialparameter

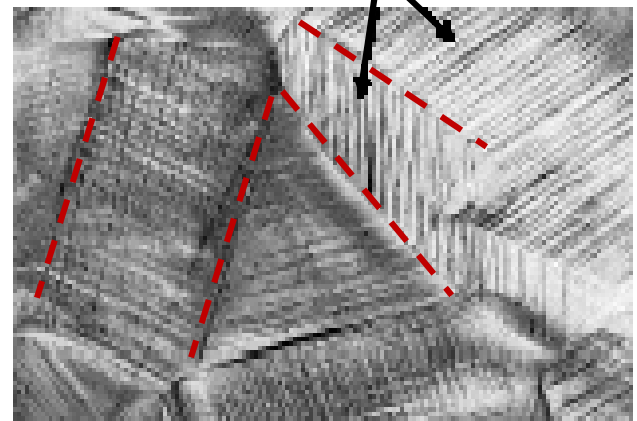
ρ - Versetzungsdichte



5



Korngrenzen Versetzungsbew.

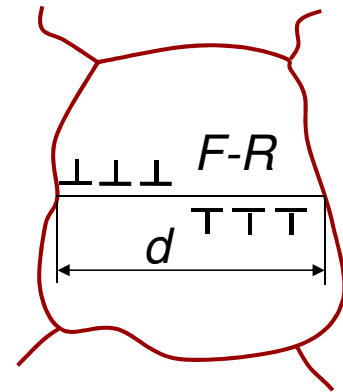


Wegen der Orientations-unterschied der benachbarte Kristalliten die Korngrenzen verhindern die Vesetzungs-bewegung von einen Korn ins andere.

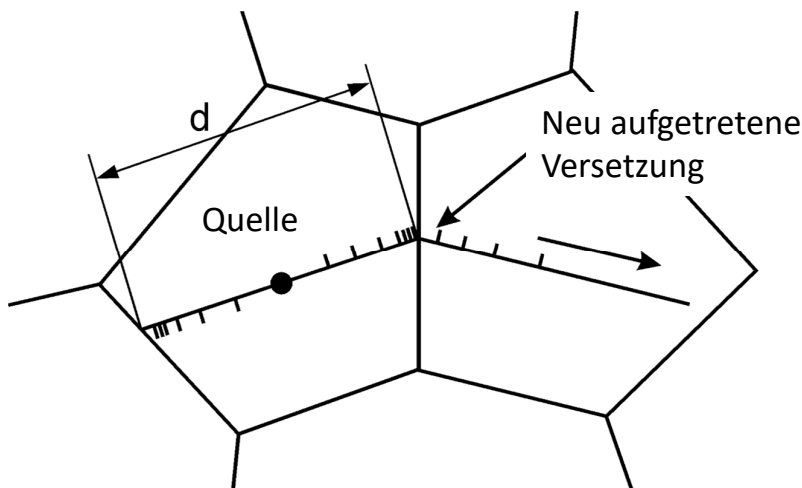
6

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 Verseztungen häufen sich an der Korngrenzen an, und desto leichter können die zur plastische Verformung nötige Spannungszustände erreicht werden.



7



Hall-Petch Gleichung
(niedrigere Streckgrenze)

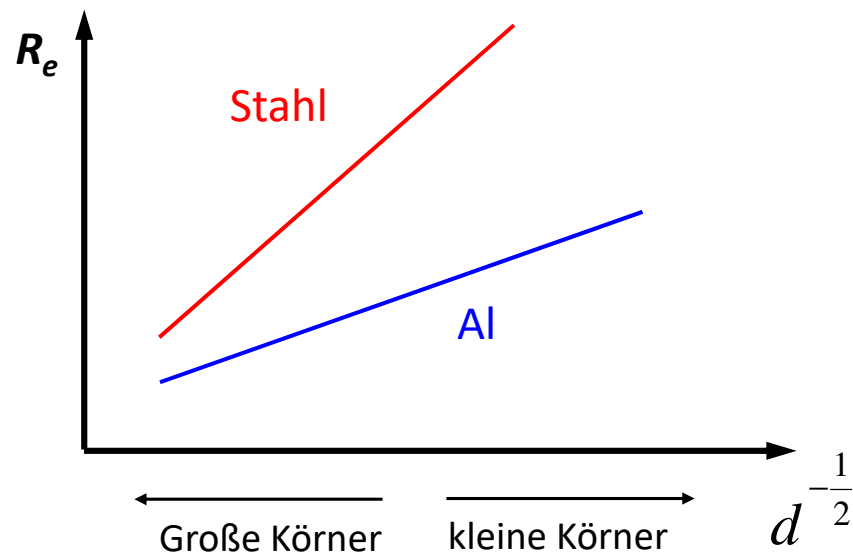
$$R_e = R_{e0} + \frac{k}{\sqrt{d}}$$

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

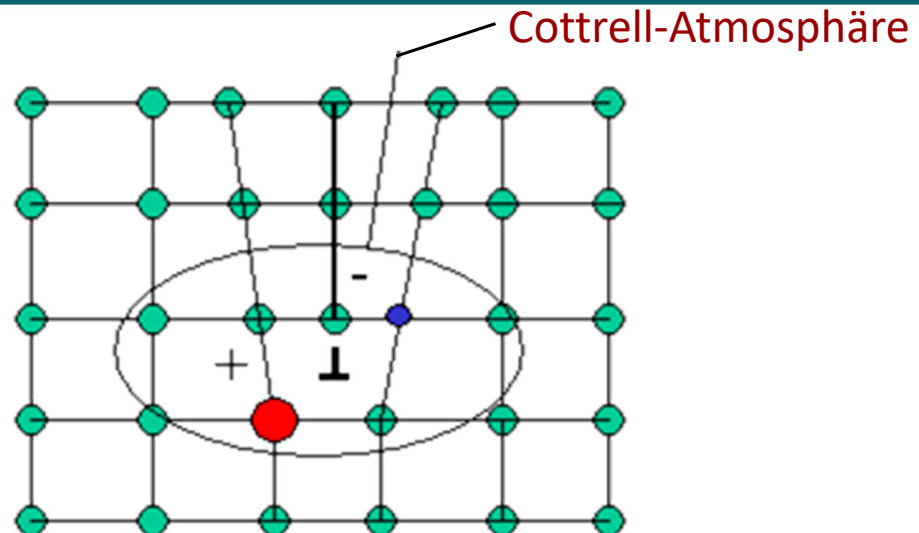


Hall-Petch-Gleichung:

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

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

9



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 Cottrell Atmosphäre.

10

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

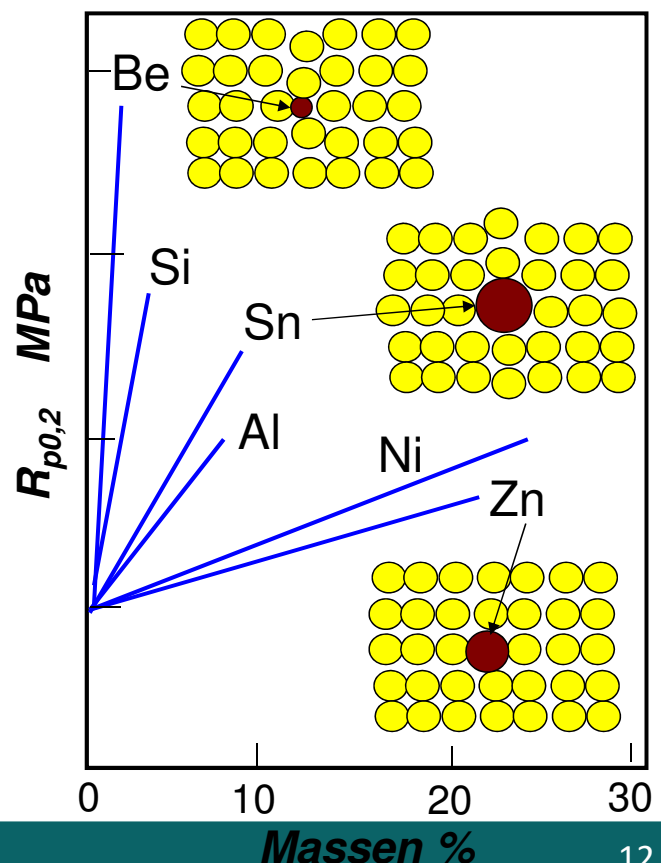
r_0 – Atomradius der Grundmetall,

r – Atomradius der Legierungsmetall ist.

11

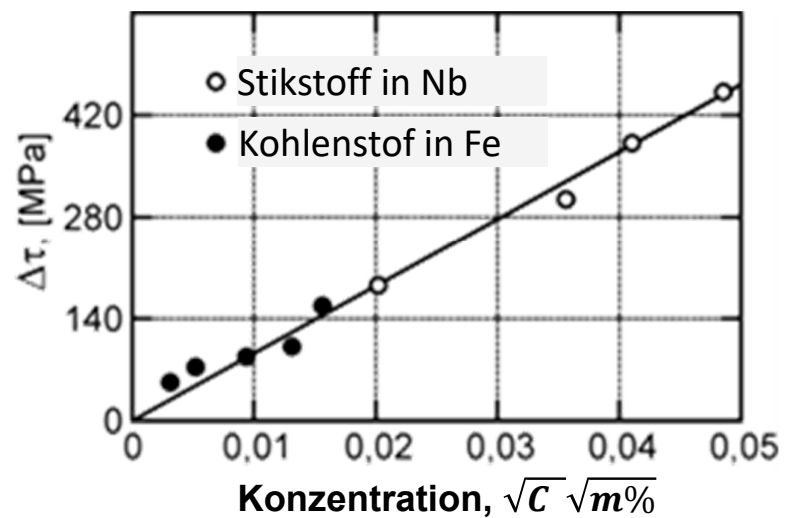
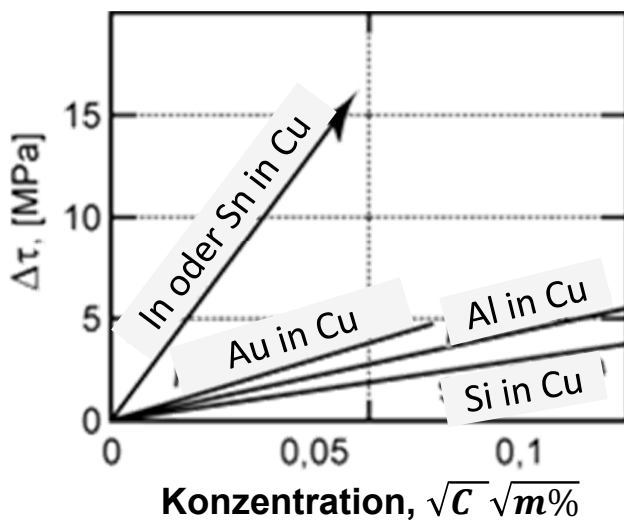
Einfluss der Legierungs-elemente auf die Streckgrenze von Cu-Legierungen

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 %



Massen %

12



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

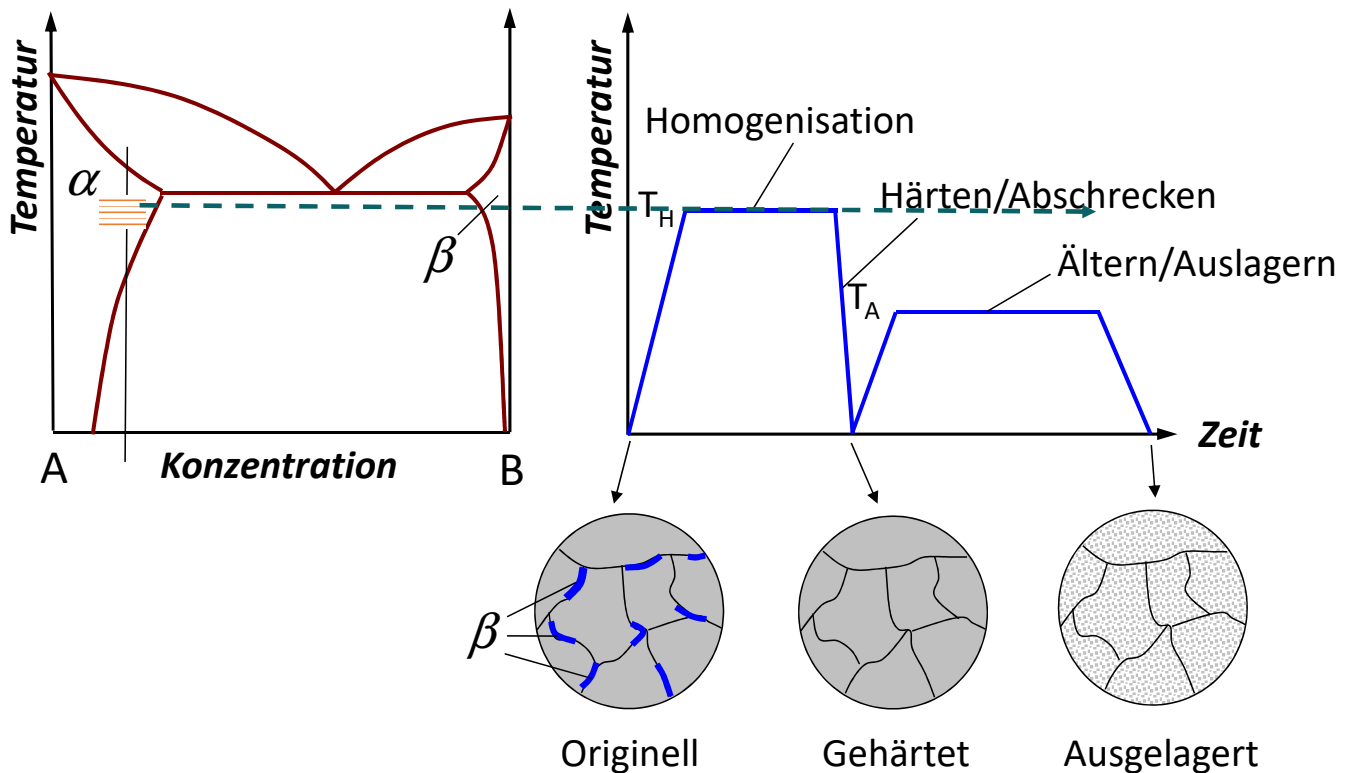
13

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

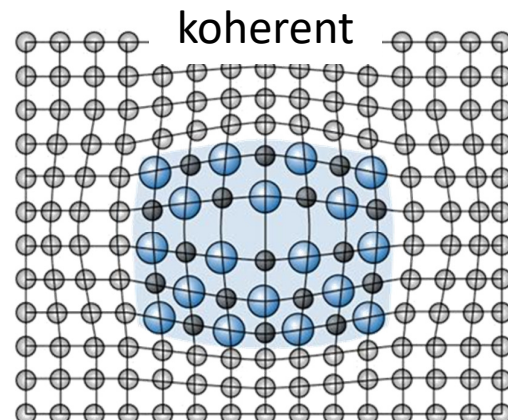
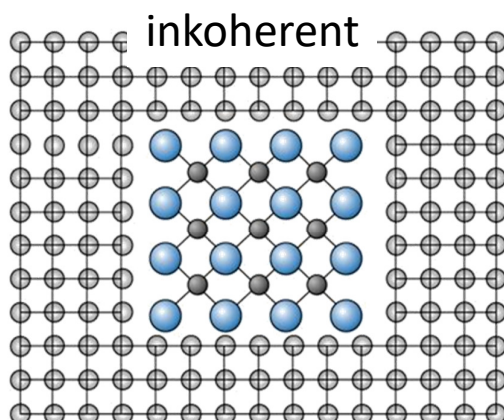
15

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

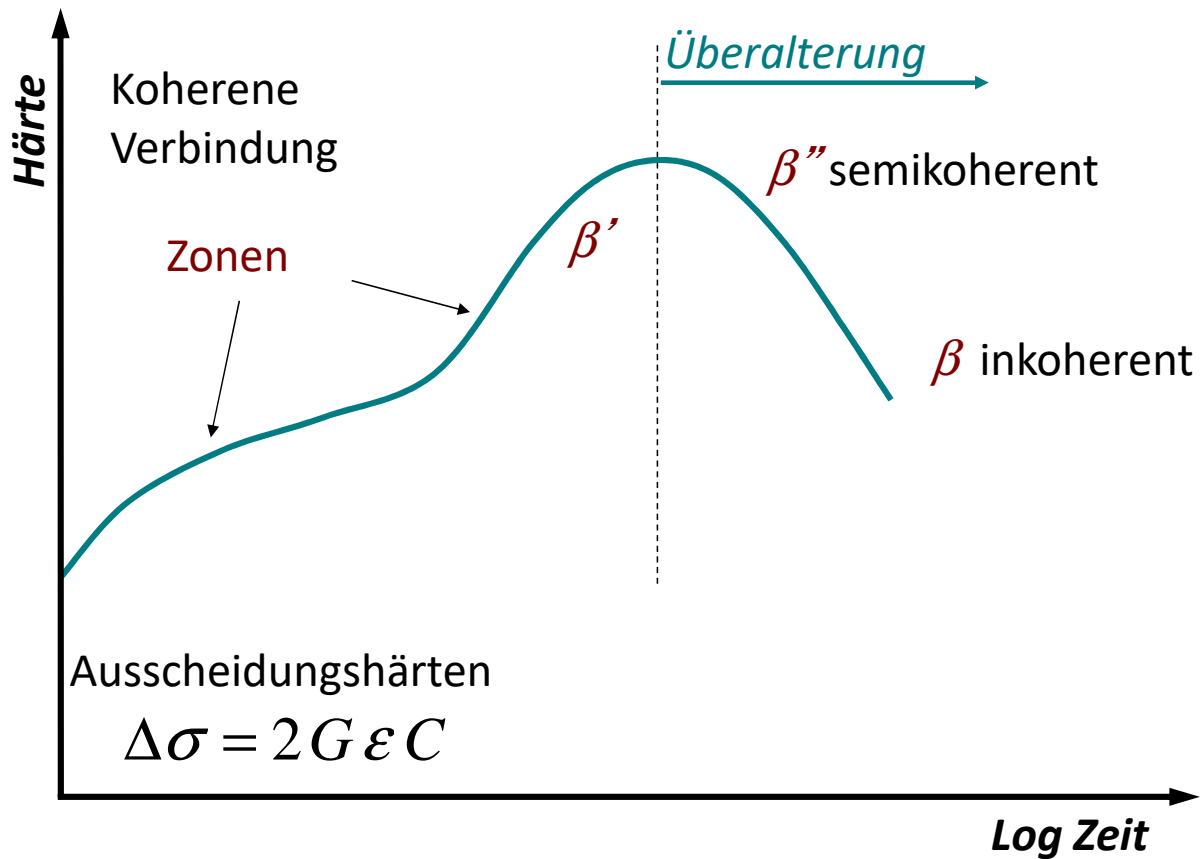
β'' – dünne, scheibenartige, zur Matrix kohärent verknüpfte, von der Gleichgewichtsphase unterschiedlich zusammengesetzte Phase;

β' – scheibenartige, zur Matrix semikohärent verknüpfte, von der Gleichgewichtsphase unterschiedlich zusammengesetzte Phase;

β – von Kristallstruktur der Matrix unterschiedliche, dazu inkoherent verknüpfte Phase mit Gleichgewichtszusammensetzung.



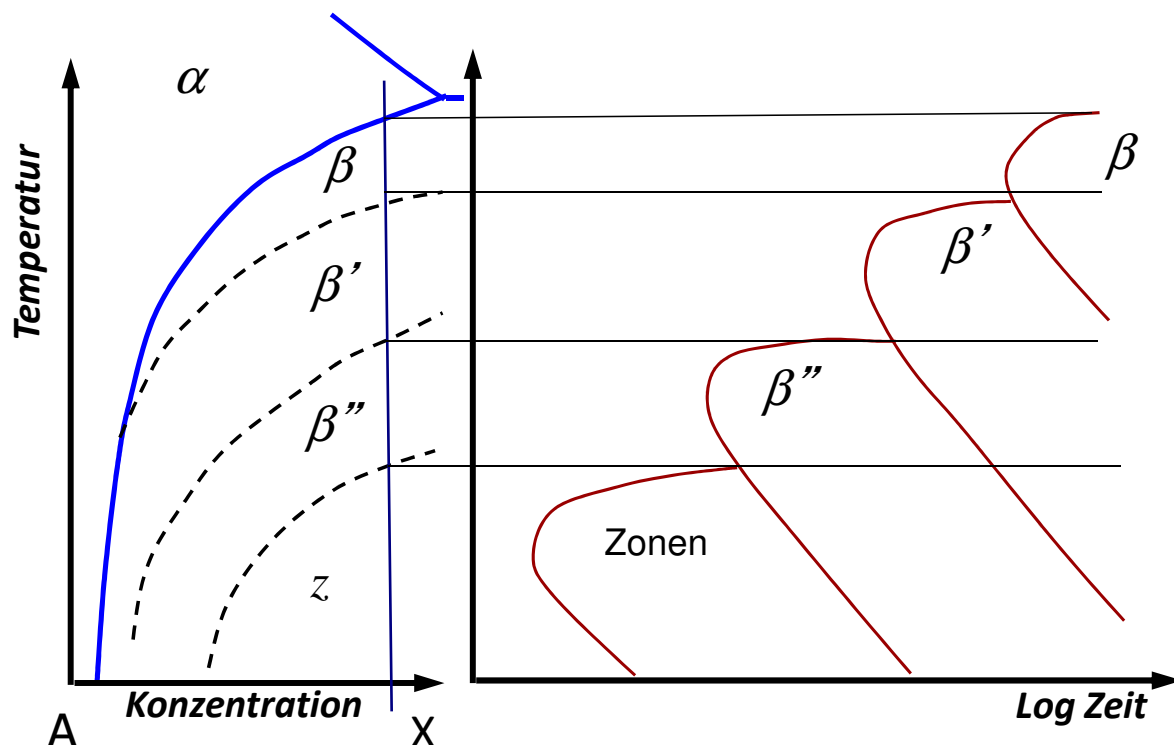
16



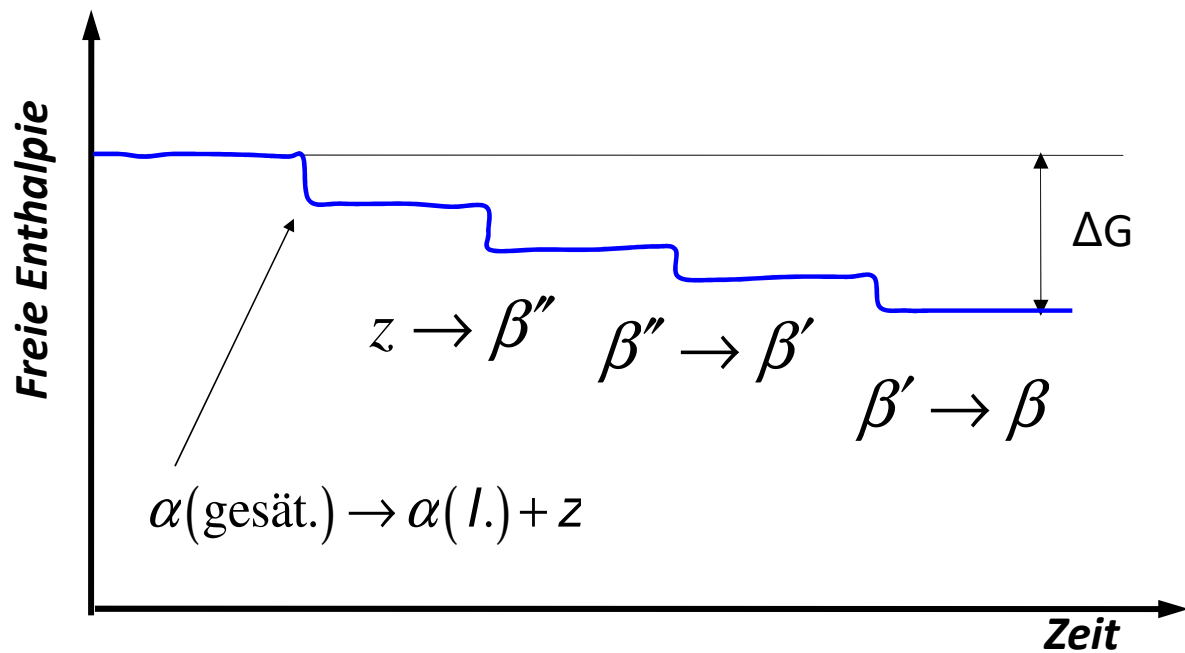
17

Lösungskurven

Anfangskurven der Ausscheidungen



18



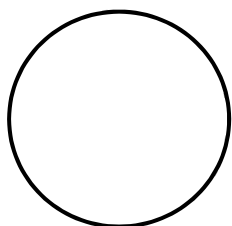
$\alpha(\text{übersättigt}) \rightarrow \alpha(I) + \text{Zonen} \rightarrow \alpha(II) + \beta \rightarrow \alpha(III) + \beta \rightarrow \alpha(\text{gleichgewichts}) + \beta(\text{gleichgewichts})$

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.

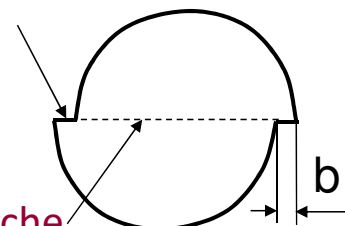
Oberflächeneffekt: Es wird neue Oberfläche gebildet, als die Versetzung durch die Ausscheidung schneidet, zur Bewegung nötige Energie Wächst.

Ausgangszustand



Oberflächenenergie $= 2\pi r b \gamma$

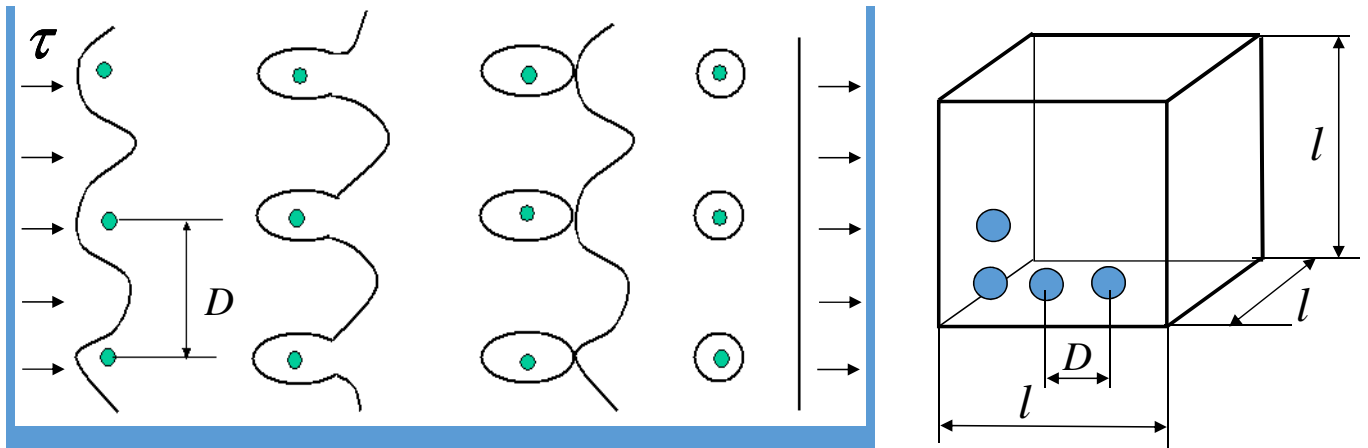
Neue Oberfläche



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

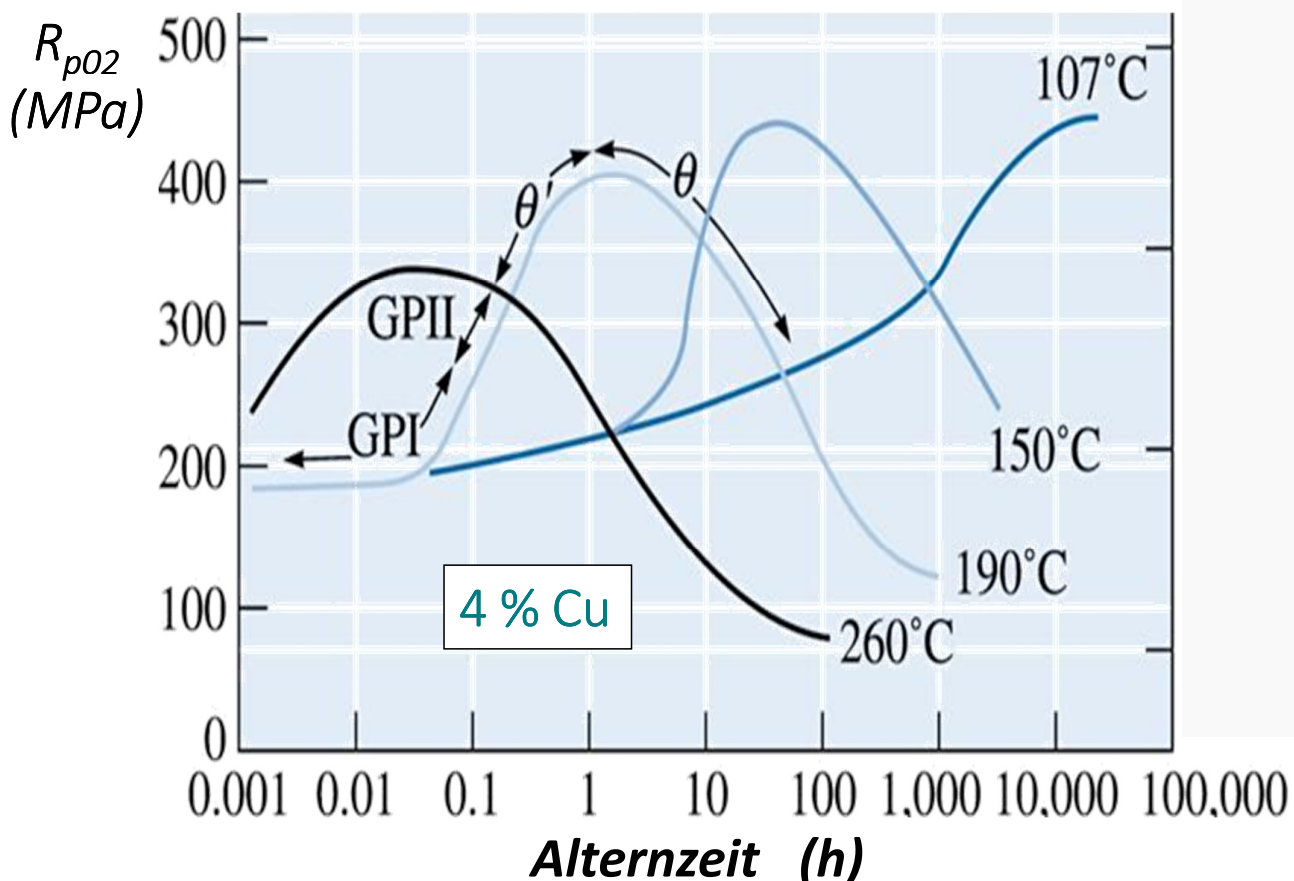


Festigkeitserhöhung:

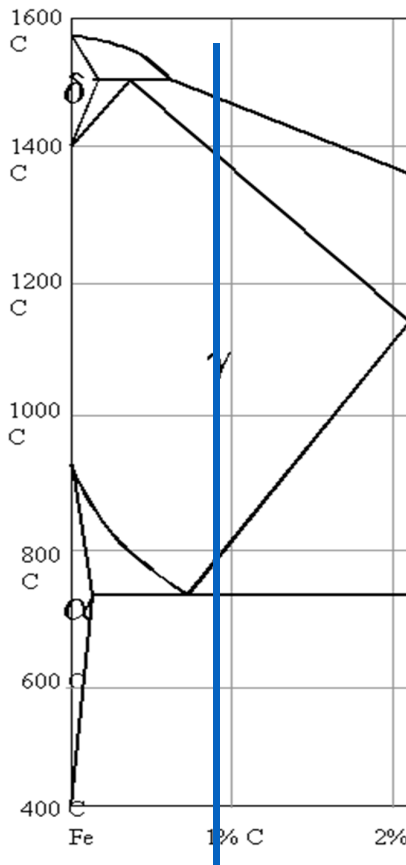
$$\Delta\sigma = \frac{Gb}{D} \rightarrow \Delta\sigma = K \frac{Gb}{r} \sqrt[3]{C}$$

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

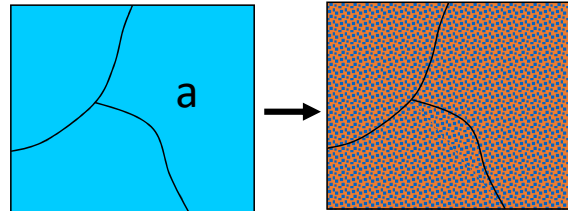
21



22



- Bei gegebener Legierung geschieht Dispersionshärten
- Aus α Mischkristall wird α + Zementit

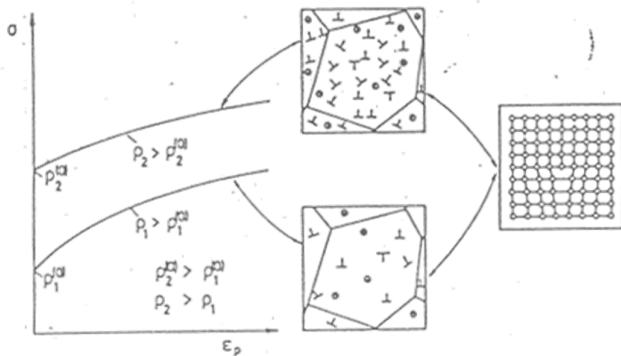


α + Zementit

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

23

Versetzungsverfestigung



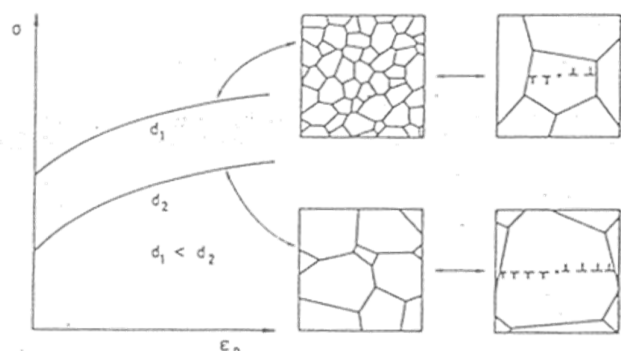
Gleitversetzungen müssen bei ihren Bewegungen das Eigenspannungsfeld anderer Versetzungen überwinden. Diese bewirken den Werkstoffwiderstand

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

Es ist

- α_1 = Konstante
- G = Schubmodul
- b = Betrag des Burgersvektors einer Versetzung
- ρ_t = Gesamtversetzungsdichte

Korngrenzenverfestigung



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

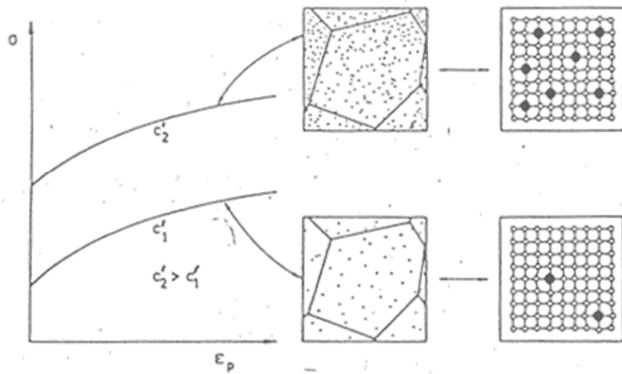
$$R_{\text{KG}} = k / \sqrt{d} \quad (4)$$

Es ist

- k = werkstoffabhängige Größe
- d = mittlerer Korndurchmesser

24

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

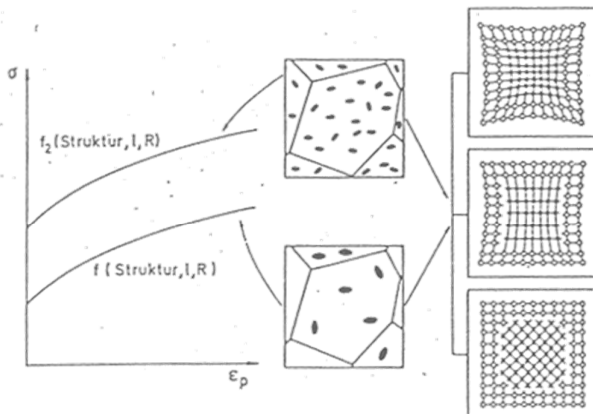
α_2 = vom Größeneffekt δ und Moduleffekt η abhängiger Parameter (vgl. Abschn.)

c' = Fremdatomkonzentration

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

25

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

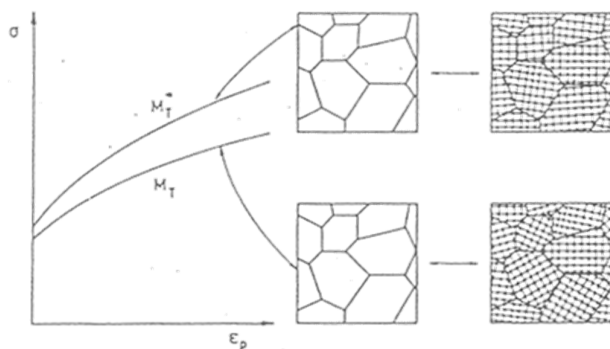
γ_{eff} = Grenzflächenenergie

$2r$ = mittlerer Teilchendurchmesser

α_3, α_4 = Konstanten

26

Orientierungsverfestigung



Bei der Verformung texturbetaffter 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		Werkstoff-widerstands-anteil	Oberflächenmerkmale
Wechselwirkung von Gleitversetzungen mit	Schematische Darstellung		
1. Versetzungen		$R_{Vers} = \alpha_1 Gb \sqrt{\zeta_t}$	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		$R_{Teil}^c = \frac{k'}{\sqrt{\lambda}}$	Inhomogene Gleitung
d) lamellare Anordnung 2. Phasen		$R_{Teil}^d = \frac{\alpha_5}{\lambda}$	
e) grobe Zweiphasigkeit		$R_{Teil}^e = (R_B - R_A) f$	



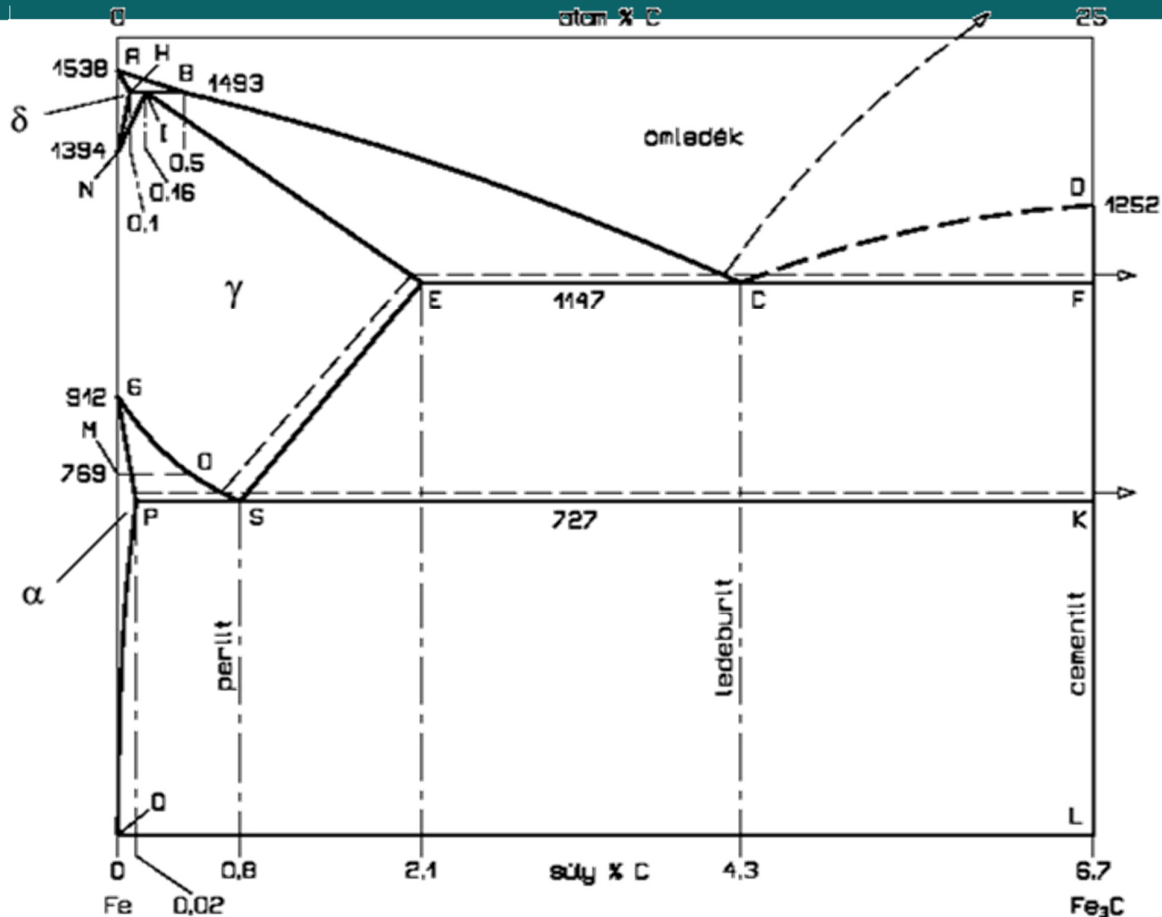
Dispersionshärten



Sintern (Pressen + Glühen, HIP): $\text{Al} + \text{SiO}_2$, $\text{Cu} + \text{Al}_2\text{O}_3$

Innenoxydation (Glühen in O_2 Atmosphäre): $\text{Al} - \text{Si}$,
 $\text{Cu} - \text{Al}$

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



31

Fe - C System ist stabil (sehr langsame Abkühlung)

Fe - Fe₃C metastabil (r^* von Fe₃C ist kleiner $\Rightarrow$ praktischer Fall)

Zwillingsdiagramm bei 6,7% Fe₃C

Phasen - Gefüge

Ferrit (α) krz, interstitieller Mischkristall (max. C = 0,02 %)

Austenit (γ), kfz, interstitieller Mischkristall (max.C = 2,1 %)

Zementit (Fe₃C), interstitielle Elektronenverbindung (orthorombisch)

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

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

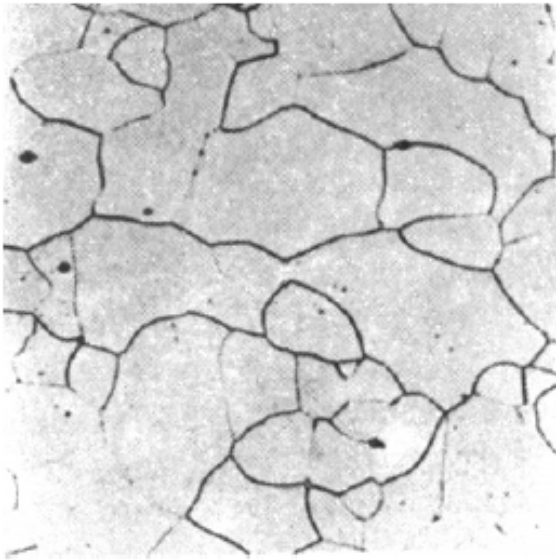
PQ: Lösungsgrenze von C des Ferrits

ES: Lösungsgrenze von C des Austenits

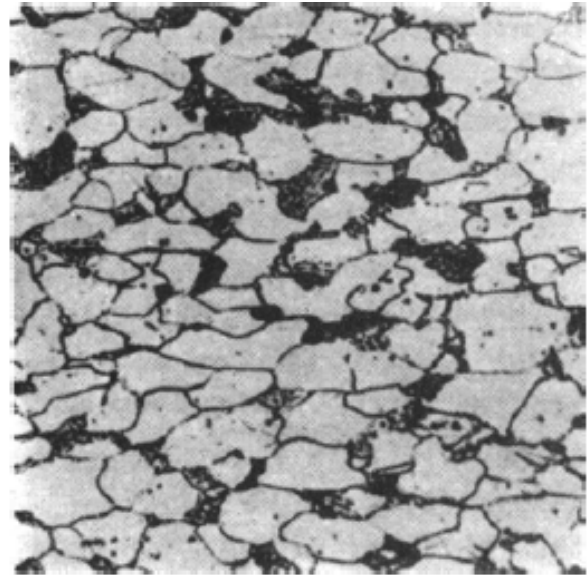
GOS: (beim Abkühlen) $\gamma \rightarrow$ Anfang der α Umwandlung

MO: Linie der Curie-Temperatur

32

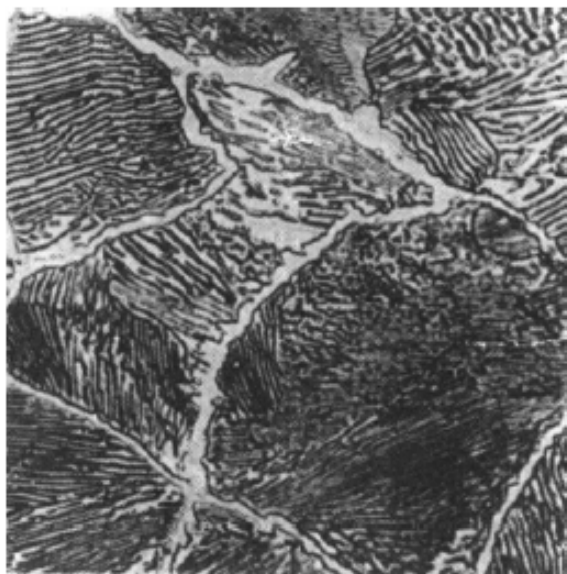


Ferrit



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

33



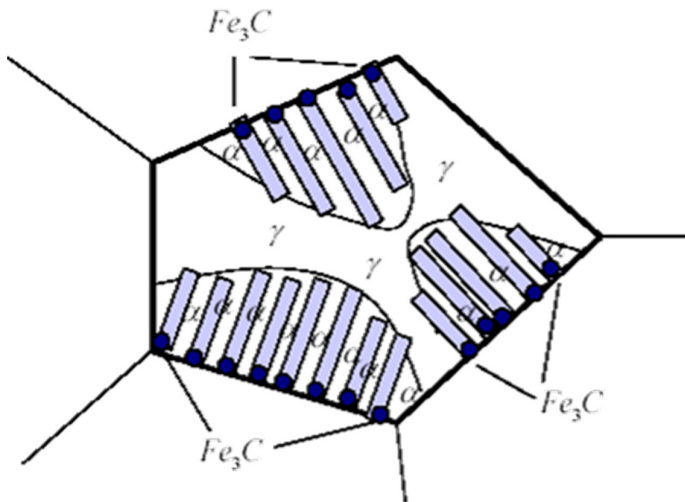
Übereutektoidischer Stahl
C = 1,21 % (Perlit - Zementit)



Übereutektisches Gußeisen
C = 5 % (Zementit - Ledeburit)

34

Perlitische (eutektoidische) Umwandlung



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

Zerfall (0,8% C, 723 ° C)

Keimbildung, **Diffusion**

γ (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 Fe_3C Bildung

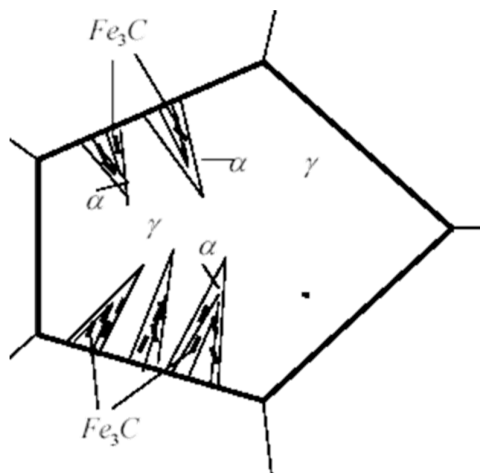
Lamellare Struktur

Abkühlungsgeschwindigkeit $\Rightarrow$
Feinheit

Begrenzt, aber verformbar

35

Zwischenstufenumwandlung



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

Zerfall

Keimbildung, **Diffusion (begrenzt)**

Anfang ist an der Austenit Korngrenze
durch

α Bildung

α (< 0,3% C) !!! (0,02% C -
Gleichgewicht)

Fe_3C Scheiben, Nadelstruktur

Oberer - unterer Zwischenstufe (bainit)

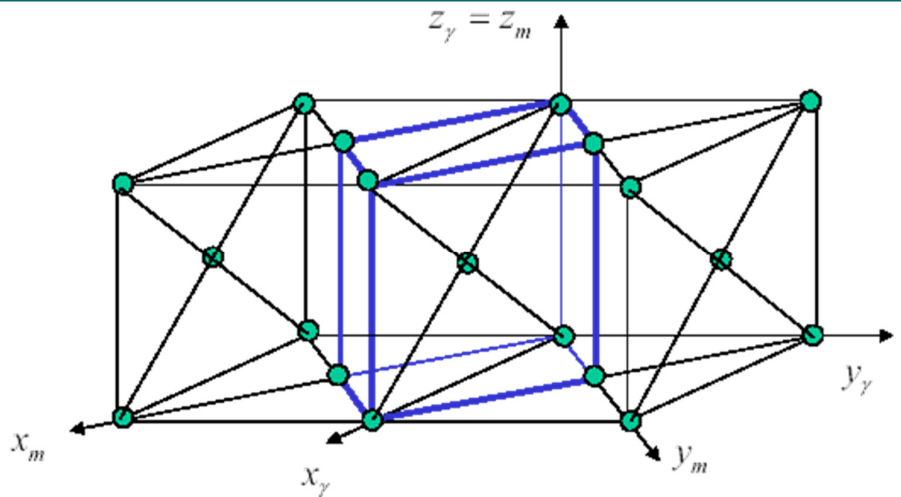
Schwer verformbares Gefüge

36

Bainisches-Modell

z Richtung: $\uparrow\downarrow$

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.

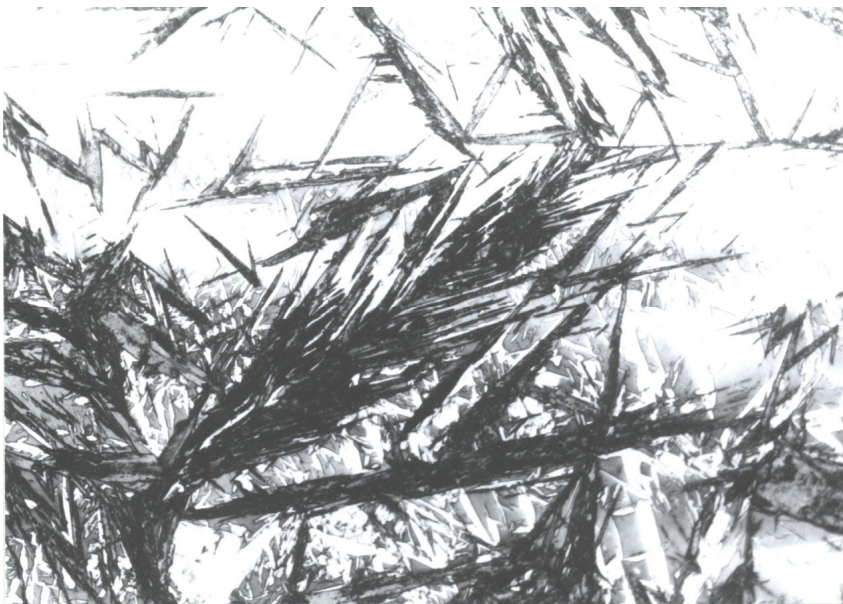
Etwa. 4% Volumenzunahme $\Rightarrow$ Spannung

Zwischen der Temperaturen M_s , M_f (Restaustenit)

37

Habit-Ebene, homogen Scherenverformung, Drehen.

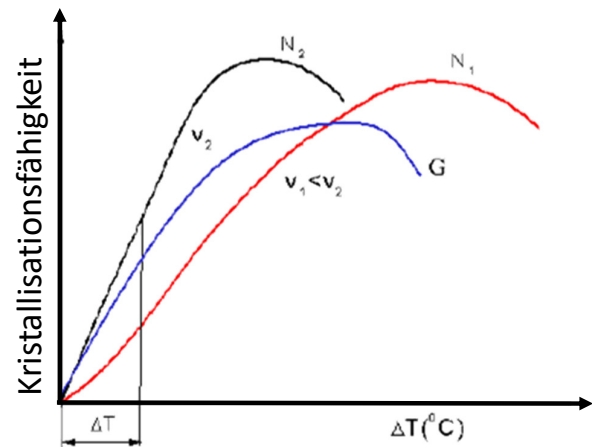
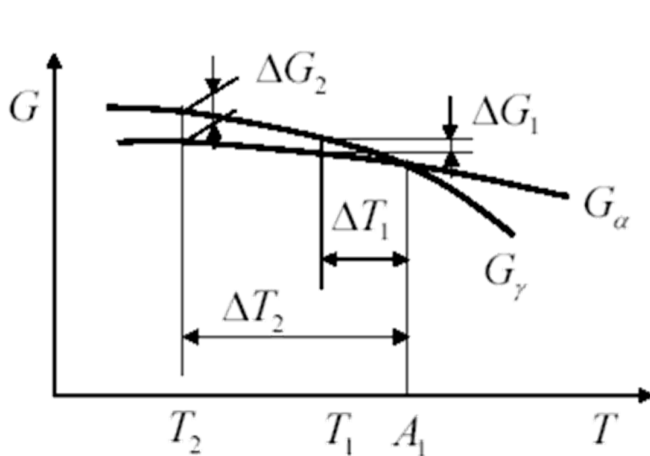
Nicht verformbare sehr harte Struktur $\Rightarrow$ Anlassen



Martensit und
Restaustenit

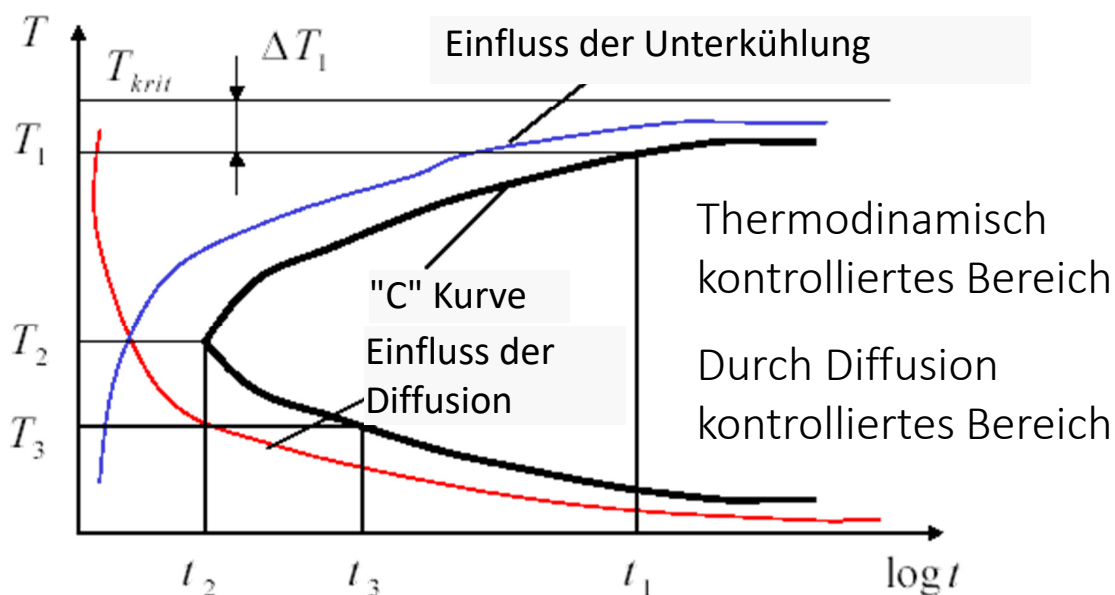
38

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

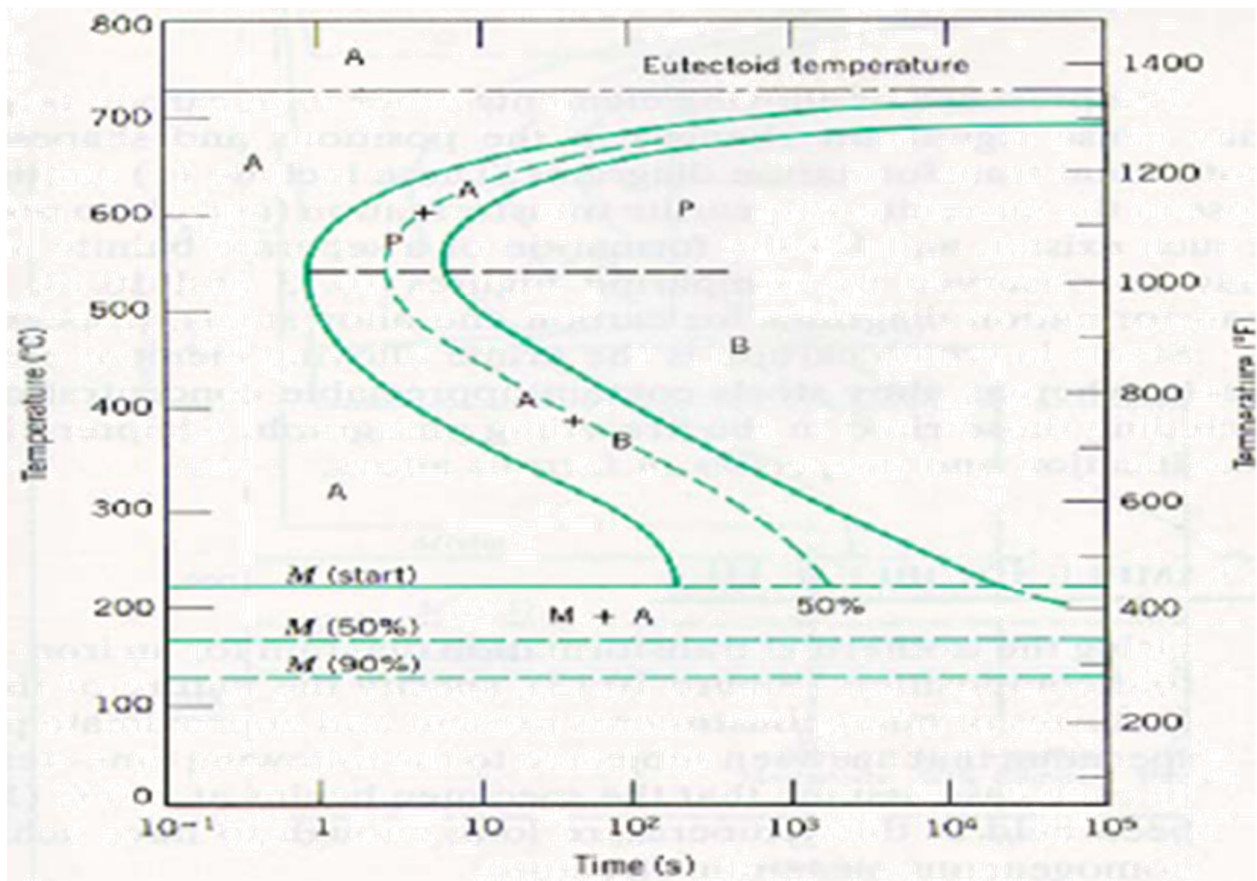


39

Rasche Abkühlung + Glühen: Anfang und Ende der Umwandlung



40



41

Danke für die Aufmerksamkeit!

42