

# Werkstofftechnik I

Grundlagen der Wärmebehandlung

Verfasser:

Prof. Dr.-Ing. Hans-Jürgen Christ

# Agenda

---

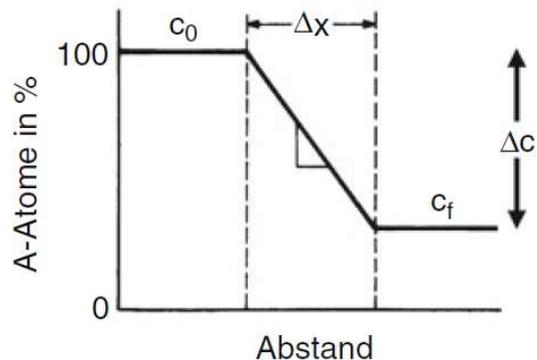
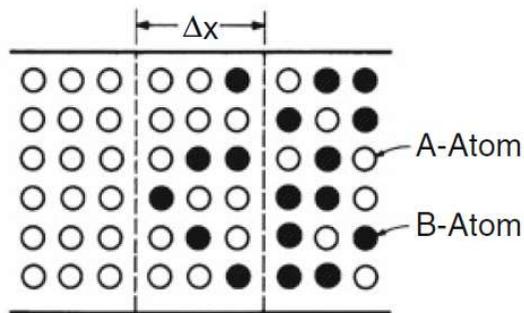
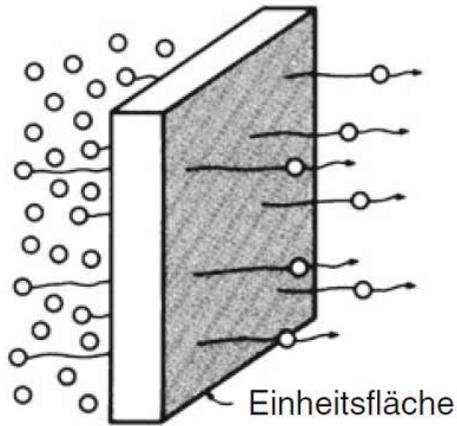
- Werkstoffprüfung
- Metallographie
- Aufbau von Werkstoffen
- Mechanische Eigenschaften
- Aufbau mehrphasiger Werkstoffe
- Grundlagen der Wärmebehandlung
  - Grundbegriffe
  - Diffusion
  - Kristallisation von Schmelzen
  - Umwandlung im Festkörper
  - Grenzflächenbedingte Vorgänge
  - Erholung und Rekristallisation

# Mathematische Beschreibung der Diffusion

---

- Nahezu jede Reaktion/Umwandlung setzt einen Stofftransport voraus. Erfolgt dieser Stofftransport durch eine individuelle Bewegung von Atomen, so spricht man von Diffusion.
- Gegensatz: Konvektion, d.h. Stofftransport durch Fließbewegung größerer Volumina
- Diffusion ist insbesondere in Festkörpern wichtig, da dort keine Konvektion möglich ist. Sie findet aber auch in Gasen und Flüssigkeiten statt.
- Grundlage für die mathematische Beschreibung von Diffusionsvorgängen (meist zur Berechnung der Geschwindigkeit des Ausgleichs von Konzentrationen) sind die beiden *Fickschen Gesetze*.

# 1. Ficksches Gesetz



$$\underline{j} = -D \cdot \text{grad } c$$

mit:

- $\underline{j}$ : Flussdichte (Zahl der Atome/(Fläche · Zeit)) [1/m<sup>2</sup>s]
- $\underline{D}$ : Diffusionskoeffizient [m<sup>2</sup>/s]
- $c$ : Konzentration (Zahl der Atome/Volumen) [1/m<sup>3</sup>]
- grad  $c$ : Gradient der Konzentration [1/m<sup>4</sup>]

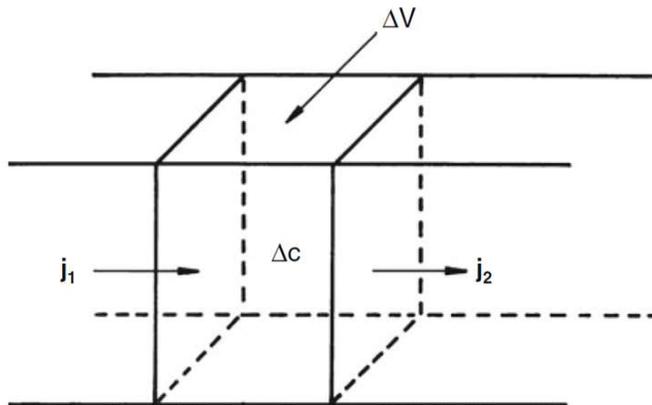
$$\nabla c = \left( \frac{\partial c}{\partial x}, \frac{\partial c}{\partial y}, \frac{\partial c}{\partial z} \right)$$

Für den eindimensionalen Fall gilt:

$$j = -D \cdot \frac{dc}{dx}$$

Anschaulich: Die Diffusion erfolgt in Richtung des Konzentrationsgefälles und ist proportional zur Steilheit des Gefälles.

## 2. Ficksches Gesetz



$$\frac{\partial c}{\partial t} = -\text{div } \underline{j}$$

mit:

t: Zeit [s]

div  $\underline{j}$ : Divergenz der Flussdichte [ $1/\text{m}^3\text{s}$ ]

$$\text{div } \underline{j} = \frac{\partial j_x}{\partial x} + \frac{\partial j_y}{\partial y} + \frac{\partial j_z}{\partial z}$$

Mit  $\underline{j} = -D \cdot \text{grad } c$  folgt

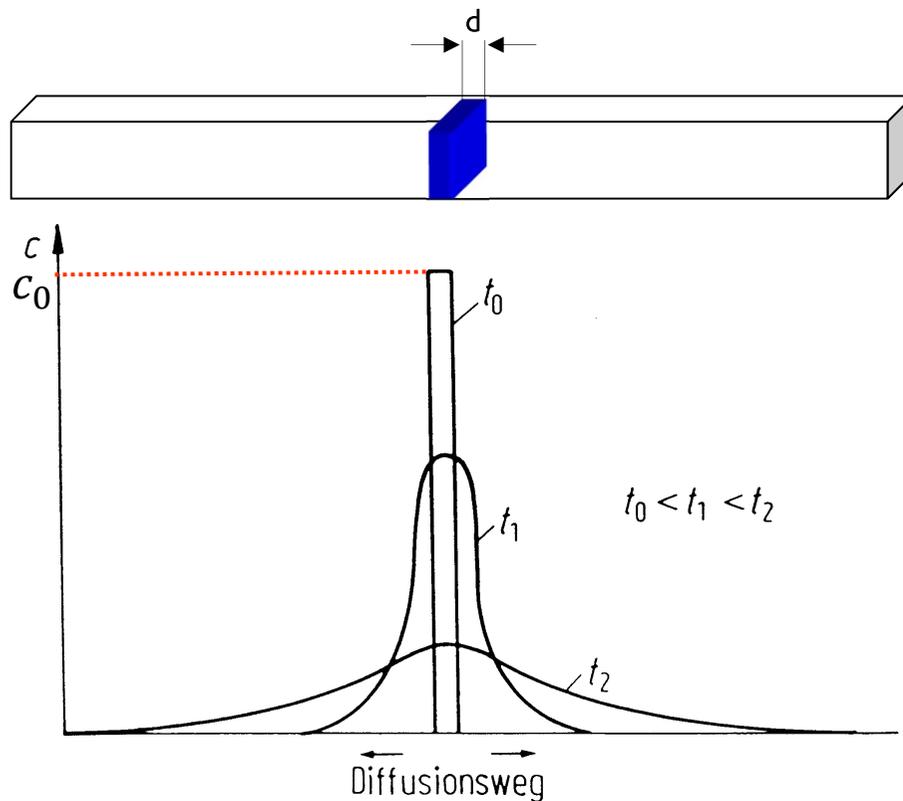
$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \left( \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial z^2} \right)$$

Für den eindimensionalen Fall gilt:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \cdot \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}$$

Anschaulich: Die Krümmung des Konzentrationsprofils bestimmt, wie sich die Konzentration an der betrachteten Stelle ändert

# Lösungen der Diffusionsgleichung



- Für vorgegebene Anfangs- und Randbedingungen ist es u.U. möglich das 2. Ficksche Gesetz zu lösen und somit einen Ausdruck zu erhalten, der die Konzentration in Abhängigkeit von Zeit und Ort beschreibt.
- Beispiel 1: "Sandwich-Probe" (z.B. dünne Schicht eines radioaktiven Isotopes zwischen zwei unendlich ausgedehnten Probestäben)
- Zum Zeitpunkt  $t_0$  liegt die betrachtete Substanz ausschließlich in der Schicht vor. Mit zunehmender Diffusionszeit verbreitert sich das Konzentrationsprofil. Da die Gesamtmenge der diffundierenden Substanz konstant bleibt (entspricht der Fläche unter der Kurve), sinkt die Maximalkonzentration.

# Lösungen der Diffusionsgleichung

Der mathematische Ausdruck für die Glockenkurve (Gaußsche Normalverteilung) lautet somit:

$$c(x, t) = \frac{c_0 d}{2\sqrt{\pi Dt}} \cdot \exp\left(\frac{-x^2}{4Dt}\right)$$

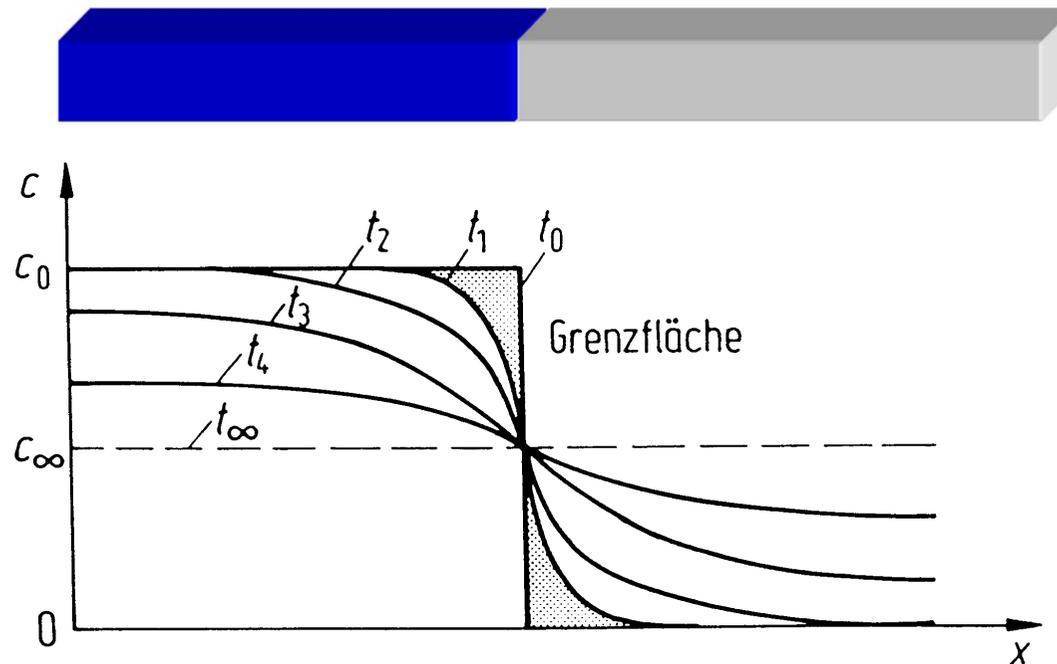
mit:

- $c_0$ : Anfangskonzentration  $c_0 = c(x, t = 0)$  in der aufgetragenen Schicht
- $d$ : Dicke der aufgetragenen Schicht

Daraus folgt, dass die Breite des Profils proportional zu  $\sqrt{Dt}$  zunimmt.

# Lösungen der Diffusionsgleichung

- Beispiel 2: Zwei unendliche Halbräume mit jeweils konstanter Konzentration



- Es erfolgt ein Konzentrationsausgleich, bis nach unendlicher Zeit überall die gleiche Konzentration  $c_\infty = c_0/2$  vorliegt. An der Grenzfläche erfolgt keine Konzentrationsveränderung.

## Lösungen der Diffusionsgleichung

Aus der Überlagerung (Superposition) der Quellenlösung kann abgeleitet werden:

$$c(x, t) = \left(\frac{c_0}{2}\right) \left[ 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) \right]$$

Dabei ist erf die error function (Gaußsches Fehlerintegral), welche nicht direkt berechnet werden kann:

$$\operatorname{erf}(z) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \int_0^z \exp(-u^2) du$$

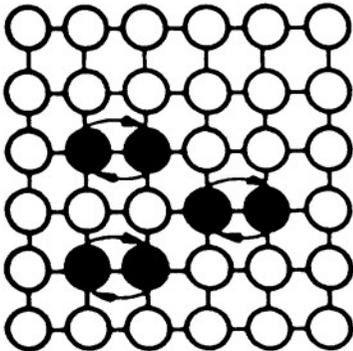
Es gilt:

$$\begin{aligned}\operatorname{erf}(-z) &= -\operatorname{erf}(z) \\ \operatorname{erf}(0) &= 0 \\ \operatorname{erf}(\infty) &= 1\end{aligned}$$

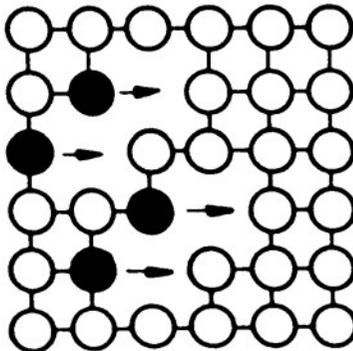
Hinweis: Die beiden behandelten Fälle können benutzt werden, um den Diffusionskoeffizienten durch Vergleich von experimentell ermittelten und berechneten Konzentrationsverläufen zu bestimmen.

# Diffusionsmechanismen im Festkörper

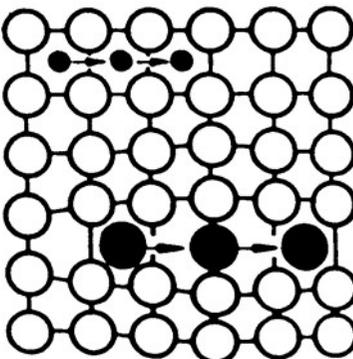
a) Direkter Platzwechsel  
(Selstdiffusion)



b) Leerstellen-  
mechanismus

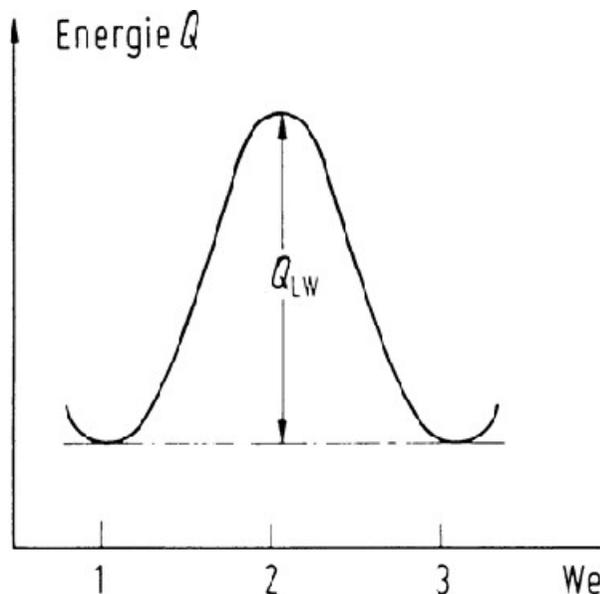
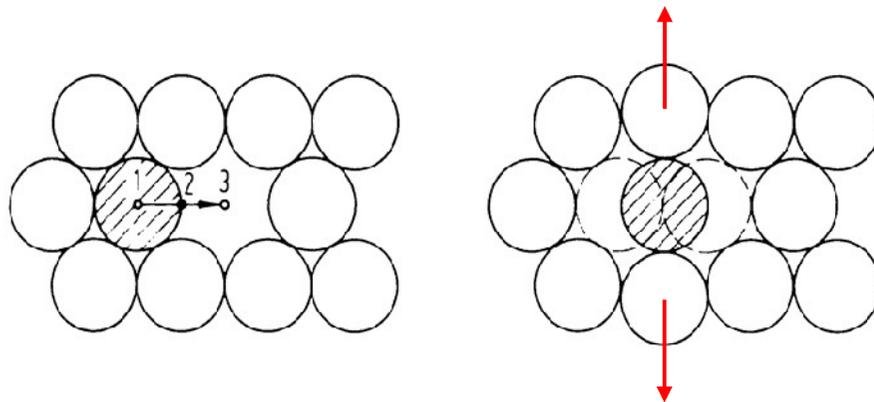


c) Zwischengitter-  
mechanismus



- Grundsätzlich sind verschiedene Mechanismen des Platzwechsels im Festkörper vorstellbar.
- Vorgang a) ist nicht direkt messbar und führt zu keiner Änderung der Konzentration. Eine ausreichend hohe Fehlstellendichte in kristallinen Festkörpern ermöglicht die Mechanismen b) und c). Eine Diffusion im Zwischengitter ist insbesondere für interstitiell gelöste Atome mit geringer Größe (C, H, N, O,...) von Bedeutung.
- Unabhängig vom Mechanismus handelt es sich um einen thermisch aktivierten Vorgang, da eine Energieschwelle überwunden werden muss, was mit steigender Temperatur leichter erfolgt.

# Leerstellenmechanismus



- Das betrachtete Atom führt eine Schwingung um die Ruhelage aus, deren Amplitude mit steigender Temperatur zunimmt. Nach vielen Versuchen wird die energetisch ungünstige Position 2 überwunden, und der Platzwechsel mit der benachbarten Leerstelle findet statt.
- Die Wahrscheinlichkeit, dass eine Aktivierungsschwelle für die Leerstellenwanderung der Höhe  $Q_{LW}$  überwunden wird, ist:

$$\sim \exp\left(-\frac{Q_{LW}}{RT}\right)$$

R: Gaskonstante  $(8,31 \frac{J}{mol \cdot K})$

T: Temperatur in K

# Diffusionskoeffizient

Damit ergibt sich auch für den Diffusionskoeffizienten  $D$  ein analoger Ausdruck:

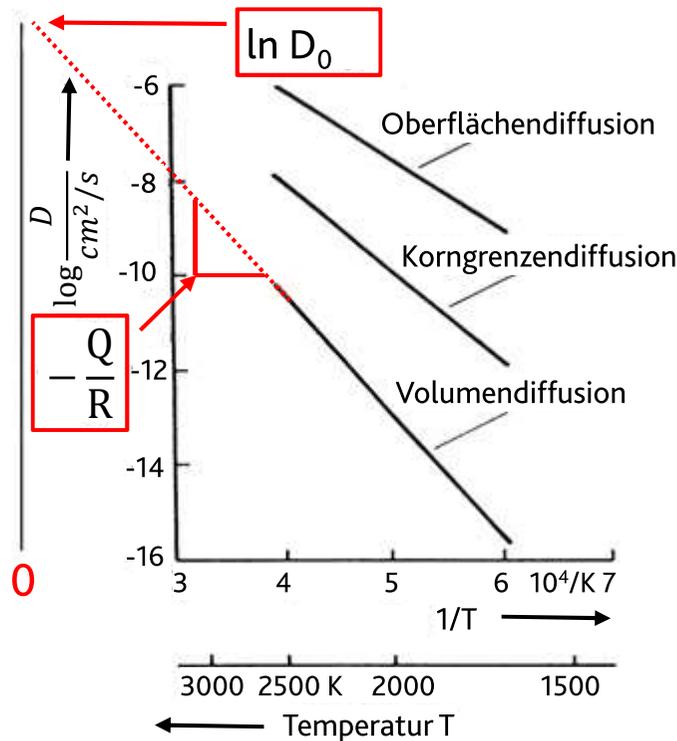
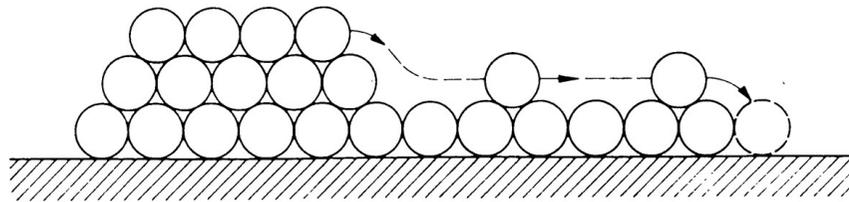
$$D = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

Hinweis:

- Bei der Zwischengitterdiffusion ist  $Q$  die Aktivierungsenergie der Wanderung der Zwischengitteratome.
- Bei der Diffusion über Leerstellen ist zusätzlich zu berücksichtigen, dass eine Leerstelle in der Umgebung des betrachteten Atoms vorhanden sein muss.  $Q$  setzt sich deshalb additiv aus den Aktivierungsenergien von Leerstellenbildung und Leerstellenwanderung zusammen

$$Q = Q_{LB} + Q_{LW}$$

# Diffusionsarten



Diffusionskoeffizienten für Thorium in Wolfram  
(Arrhenius-Auftragung)

- Neben der Diffusion im Volumen (Volumendiffusion) kann der Diffusionsvorgang auch an Oberflächen, Korngrenzen, Versetzungslinien etc. stattfinden. Es ist leicht einzusehen, dass die Diffusion in gestörten Gitterbereichen schneller erfolgt und mit einer geringeren Aktivierungsenergie verbunden ist.

$$\ln D = \ln D_0 - \frac{Q}{R} \cdot \frac{1}{T}$$

- Ob die Kurzschlussdiffusion einen nennenswerten Beitrag zum Stofftransport liefert, hängt auch von der Häufigkeit der Kurzschlussdiffusionswege ab, z.B. dem Korngrenzenanteil, der Versetzungsdichte etc..

## Energiebilanz für die Keimbildungsreaktion

Unter der Annahme der Bildung kugelförmiger Keime (Radius  $r$ ), die homogen in der Schmelze verteilt sind (homogene Keimbildung), ergibt sich:

a) Energiegewinn durch Phasenumwandlung:

$$\Delta G_V = \frac{4\pi r^3}{3} \Delta g_V$$

Dabei ist  $\Delta G_V$  die Abnahme an Gibbsscher freier Enthalpie durch die Umwandlung und wird durch den entsprechenden Wert pro Volumeneinheit  $\Delta g_V$  und das Volumen des Keims bestimmt.

Es lässt sich als Näherung ansetzen:

$$\Delta g_V = \alpha(T - T_u)$$

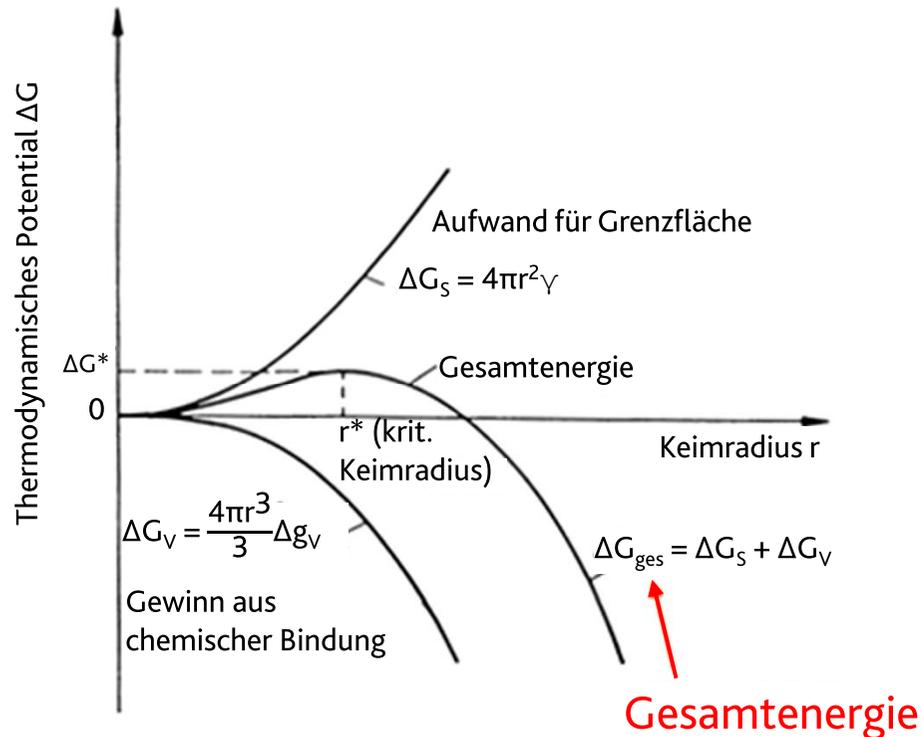
d.h. die Energieabsenkung (hier pro Volumen) ist proportional zur Unterkühlung mit der Proportionalitätskonstante  $\alpha$ .

b) Energieaufwand durch Bildung von Grenzflächen:

$$\Delta G_S = 4\pi r^2 \gamma$$

Es wird eine neue Grenzfläche (Phasengrenze) gebildet. Pro Flächeneinheit ist dazu der Energieaufwand  $\gamma$  (Grenzflächenenergie) erforderlich.

# Energiebilanz für die Keimbildungsreaktion



Man erkennt aus dem Verlauf der Gesamtenergie, dass

- für kleine Keime eine Wiederauflösung erfolgt, da diese mit einer Energieabsenkung verbunden ist und
- eine kritische Keimgröße überwunden werden muss, damit ein weiteres Wachstum der Keime unter Energiegewinn erfolgt.

## Kritische Keimgröße

Berechnung des kritischen Radius und der kritischen Keimbildungsenergie:

$$\Delta G_{\text{ges}} = \frac{4\pi r^3}{3} \Delta g_V + 4\pi r^2 \gamma$$

Abgeleitet nach r:

$$\frac{d\Delta G_{\text{ges}}}{dr} = 4\pi r^2 \Delta g_V + 8\pi r \gamma$$

Die erste Ableitung nimmt bei  $r = r^*$  den Wert Null an. Daraus folgt der kritische Radius

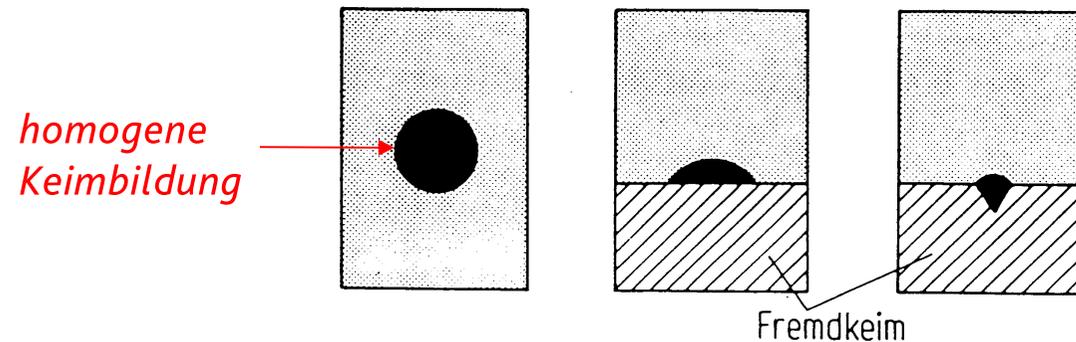
$$r^* = -\frac{2\gamma}{\Delta g_V} = \frac{2\gamma}{\alpha(T_u - T)}$$

Folgerung:

- Der kritische Radius ist um so größer, je größer die Grenzflächenenergie ist.
- Der kritische Radius ist um so kleiner, je größer die Unterkühlung ist.

## Heterogene Keimbildung

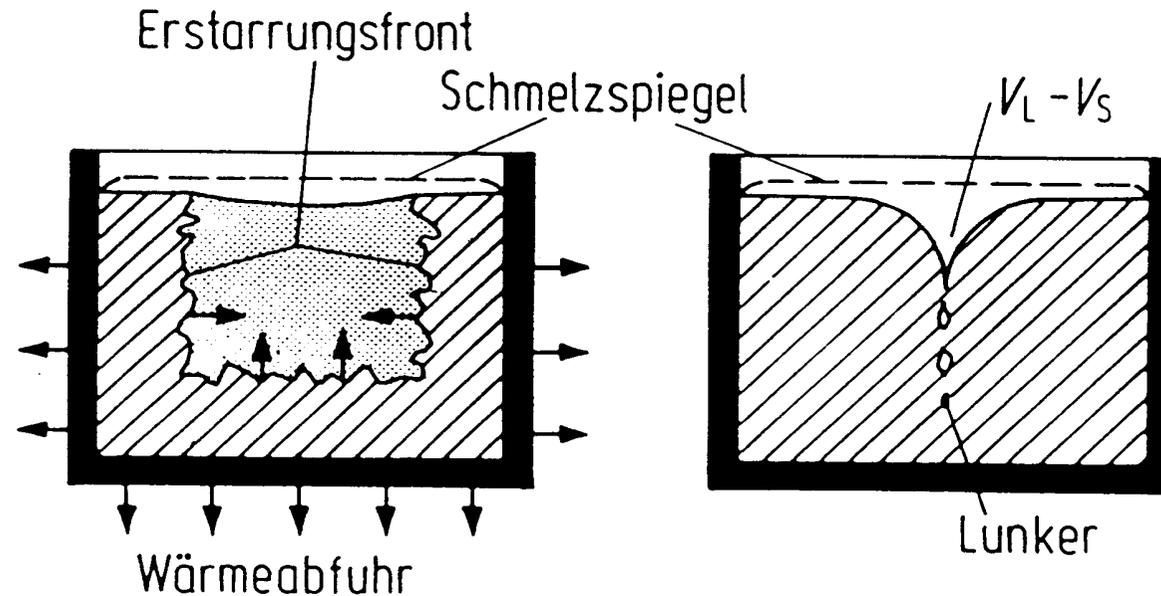
- Die Energiebilanz kann günstiger werden, wenn die Keimbildung an einer Oberfläche oder einer Grenzfläche zu einem Festkörper erfolgt, da dadurch u. U. Grenzflächenenergie eingespart wird.



- Konsequenz: In vielen Fällen erfolgt eine **heterogene Keimbildung!**
- Verringerung der kritischen Keimgröße durch Einsparung von Grenzflächenenergie bei der heterogenen Keimbildung:
  - Die heterogene Keimbildung kann zur Einstellung eines feinkörnigen Gefüges (**Feinkorngefüge**) genutzt werden, indem der Schmelze zusätzliche Fremdkeime zugefügt werden.

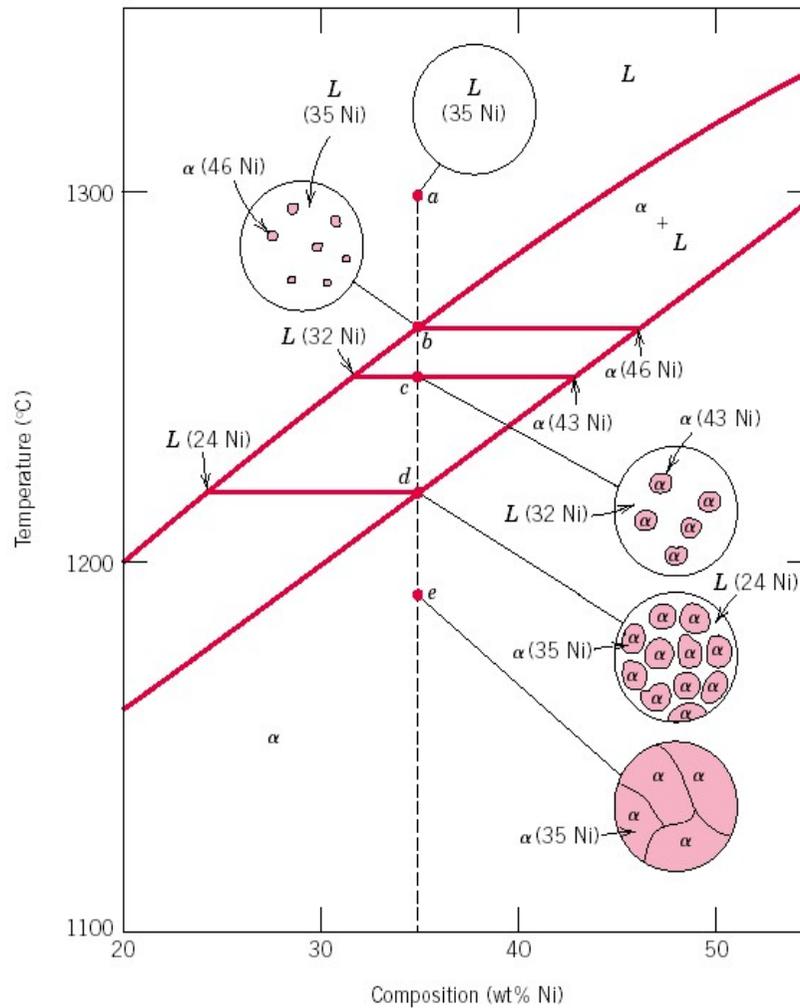
## Heterogene Keimbildung

- Heterogene Keimbildung an der Wand einer Kokille nach dem Abgießen kann zur Bildung von Lunkern führen.
- Ursache ist die Bewegung der Erstarrungsfront vom Rand weg zur Mitte und die mit der Erstarrung (oft) verbundene Volumenreduktion.
- Abhilfe: Langsame Erstarrung und Nachlieferung der Schmelze, Nachverdichten bei anschließender Umformung (z.B. Schmieden).

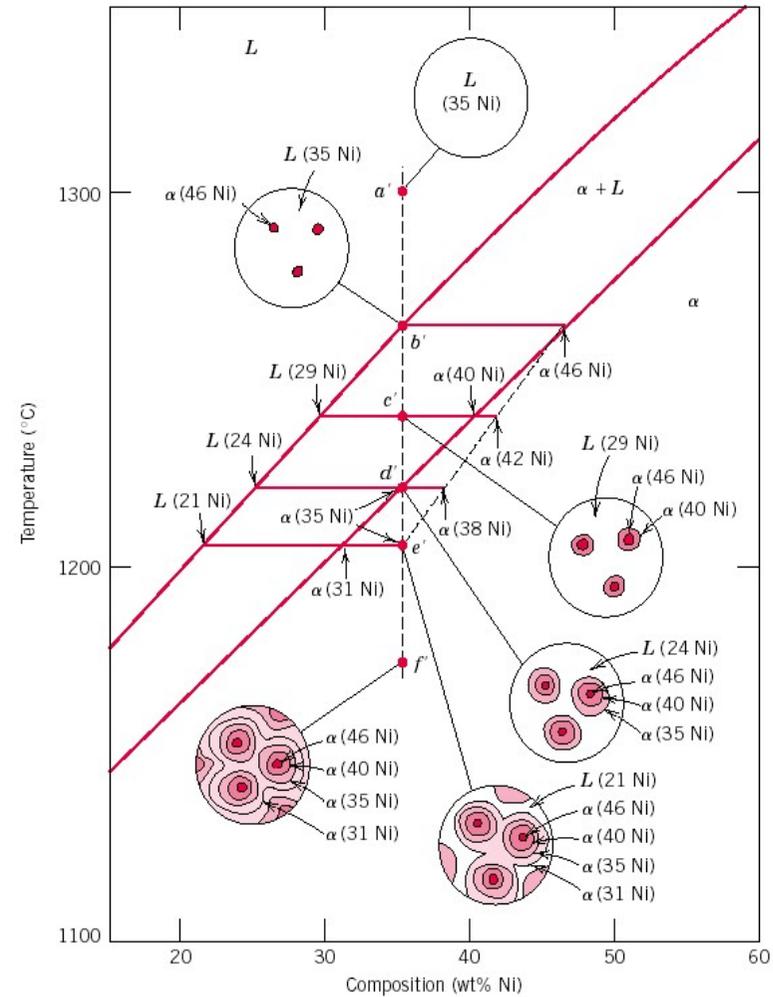


# Umverteilung der Legierungselemente

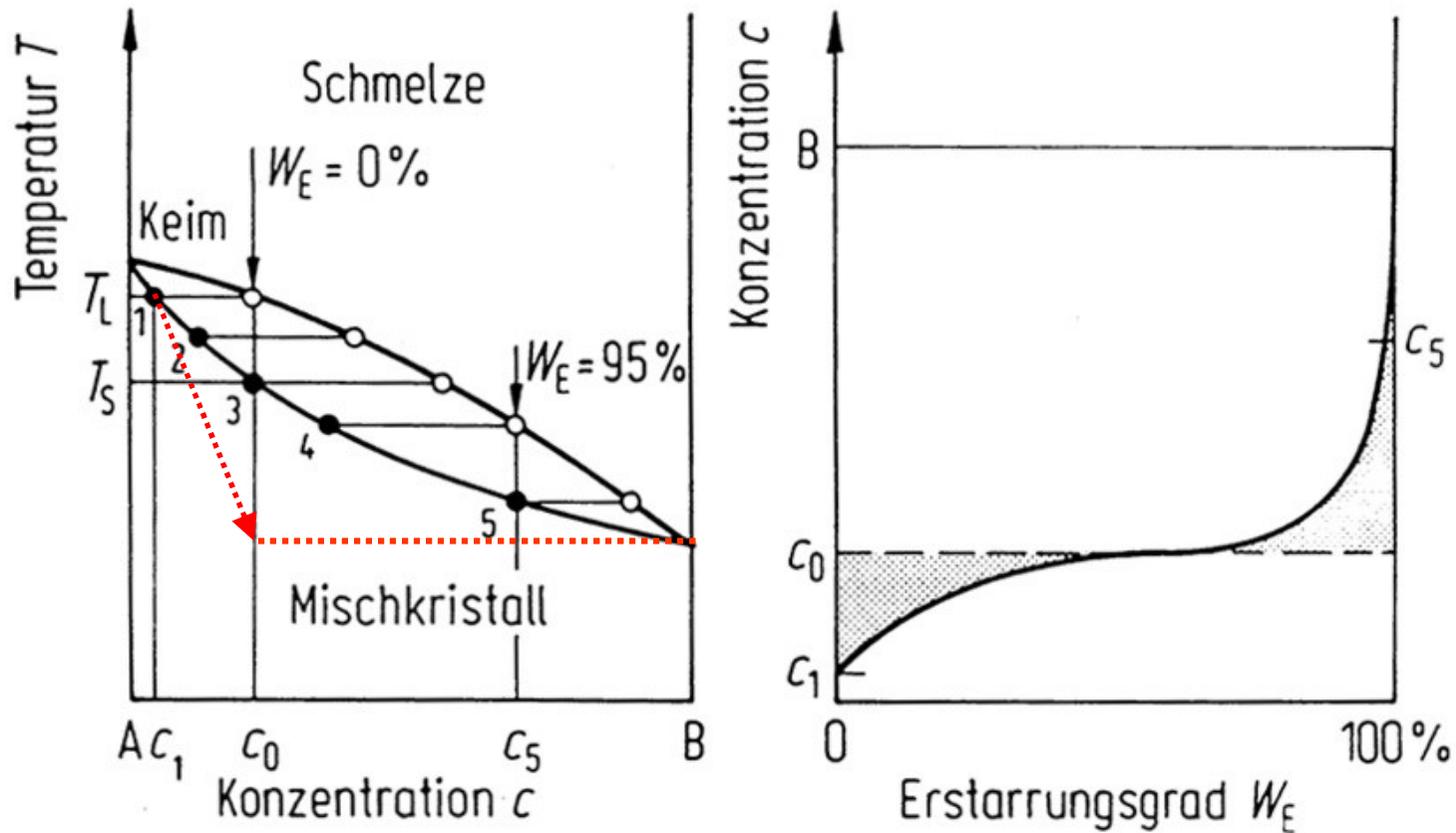
Cu – Ni System



Cu – Ni System



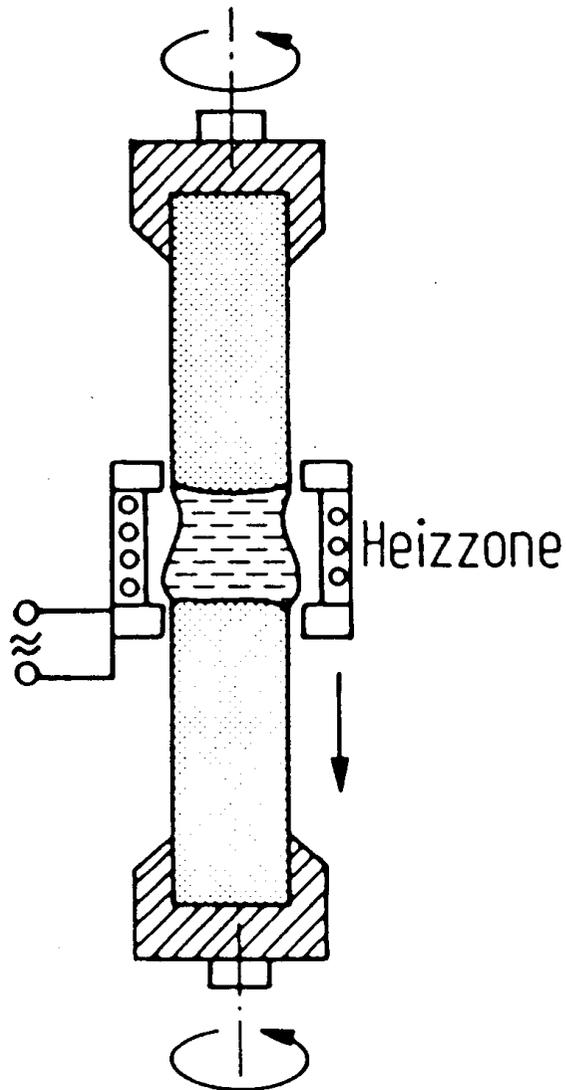
# Kinetik der Umwandlung



## Folgerung

- Negative Folgerung
  - **Blockseigerung**: Durch eine Erstarrung von den Gefäßwänden her und einen ungenügenden Konzentrationsausgleich innerhalb des erstarrten Bereiches ergibt sich eine Konzentrationsan- oder -abreicherung vom Rand zur Mitte hin (Makroseigerung)
  - **Kornseigerung**: Bei homogener Keimbildung liegt im Keim (spätere Kornmitte) eine gegenüber dem Kornrandbereich geänderte Konzentration vor (Mikroseigerung).
- Technische Nutzung dieses Umverteilungseffektes
  - **Zonenreinigung**: Durch eine lokale Aufheizung wird nur eine schmale Zone eines Stabes aufgeschmolzen. Die Oberflächenspannung hält die Schmelze zusammen, so dass meist auf einen Tiegel verzichtet werden kann. Die Schmelzzone wird durch den rotierenden Stab in einer Richtung mehrfach durchgezogen.

## Zonenreinigung



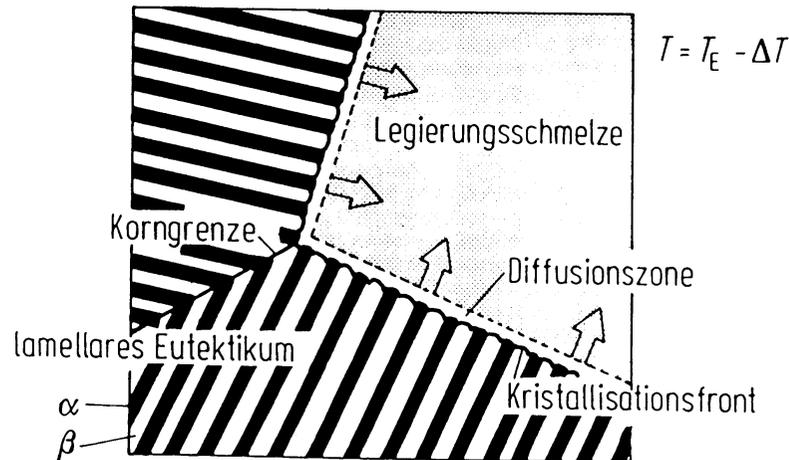
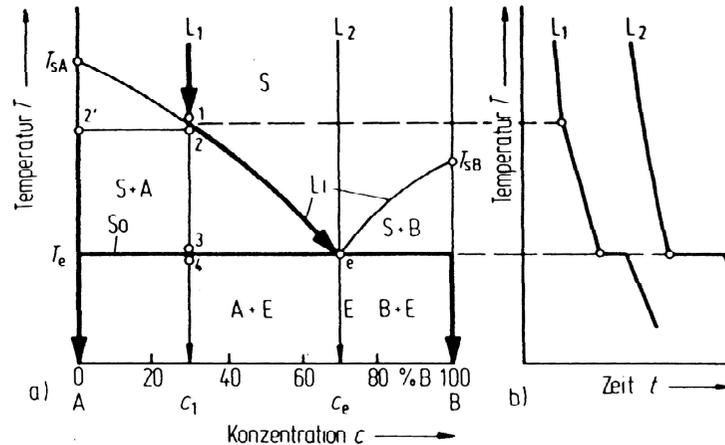
- An der Erstarrungsfront kristallisiert der Festkörper mit der Konzentration:

$$c(\text{fest}) = k \cdot c(\text{flüssig})$$

k: Verteilungskoeffizient, dem Zustandsdiagramm zu entnehmen

- Mit  $k < 1$  ergibt sich eine Abreicherung an der Verunreinigung im Festkörper. Durch häufiges Wiederholen des Vorganges (bis zu 50mal) erzielt man eine hohe Reinheit im Anfangsbereich der Stabes, die Verunreinigungen werden am Stabende angesammelt.

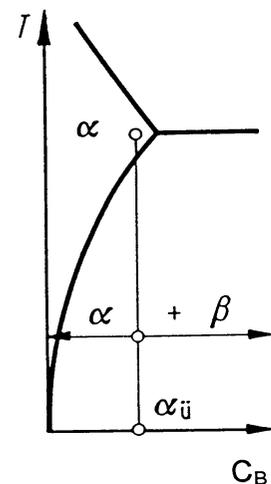
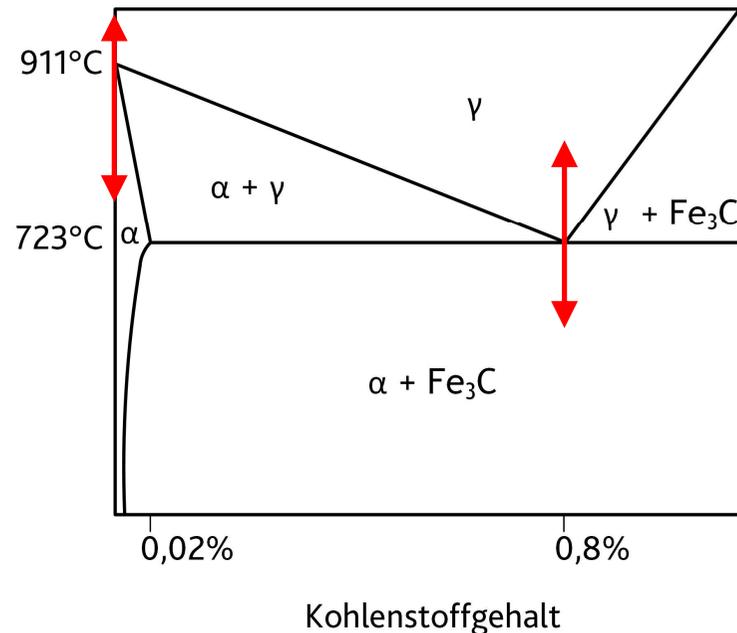
# Eutektische Erstarrung



Eutektische Systeme erstarren ohne Seigerung bei einer Temperatur. Dieser Zerfall der Schmelze gleichzeitig in zwei festen Phasen erfolgt in folgender Form:

- Die beiden Phasen bilden sich benachbart. Die Lamellenpakete wachsen meist ausgehend von den Gefäßwänden in die Schmelze hinein.
- Auch hier gilt, dass der Lamellenabstand um so kleiner ist, je größer die Unterkühlung (bzw. die Abkühlgeschwindigkeit) ist.
- Die eutektische Zerfallsreaktion erfolgt sehr rasch (ist kinetisch begünstigt), da der Austausch der Legierungselemente nur über sehr kurze Distanzen innerhalb der Diffusionszone als Querdiffusion erfolgen muss.

# Umwandlung im Festkörper



Viele der Reaktionen, die beim Übergang vom flüssigen in den festen Zustand auftreten, finden in analoger Weise im festen Zustand statt:

Beispiele:

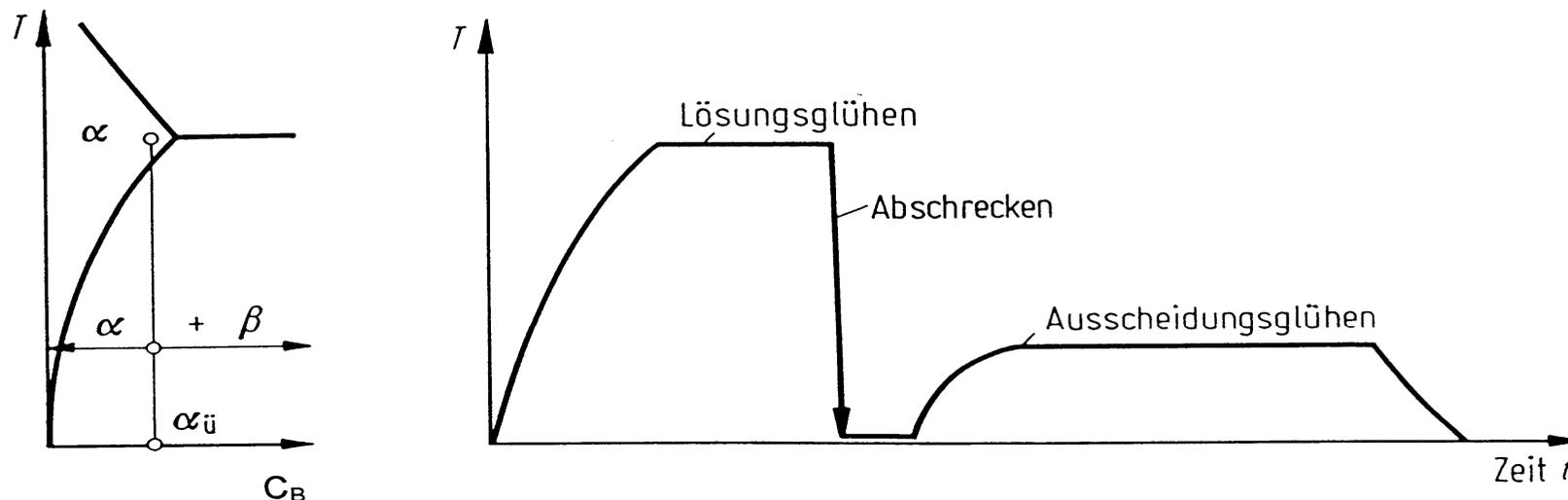
- $\gamma \rightarrow \alpha$   
(Umwandlung der Kristallart, z.B. bei Eisen für Ferrit und Austenit)
- $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$   
(eutektoide Reaktion)
- $\alpha_{\text{ü}} \rightarrow \alpha + \beta$   
(Neubildung von  $\beta$  aus der übersättigten  $\alpha$ -Phase, welche dadurch in die Gleichgewichtskonzentration übergeht: Ausscheidungen)

# Ausscheidung aus dem übersättigten Mischkristall

Dieser Vorgang wird technisch gezielt zur Festigkeitssteigerung durch Aushärtung eingesetzt.

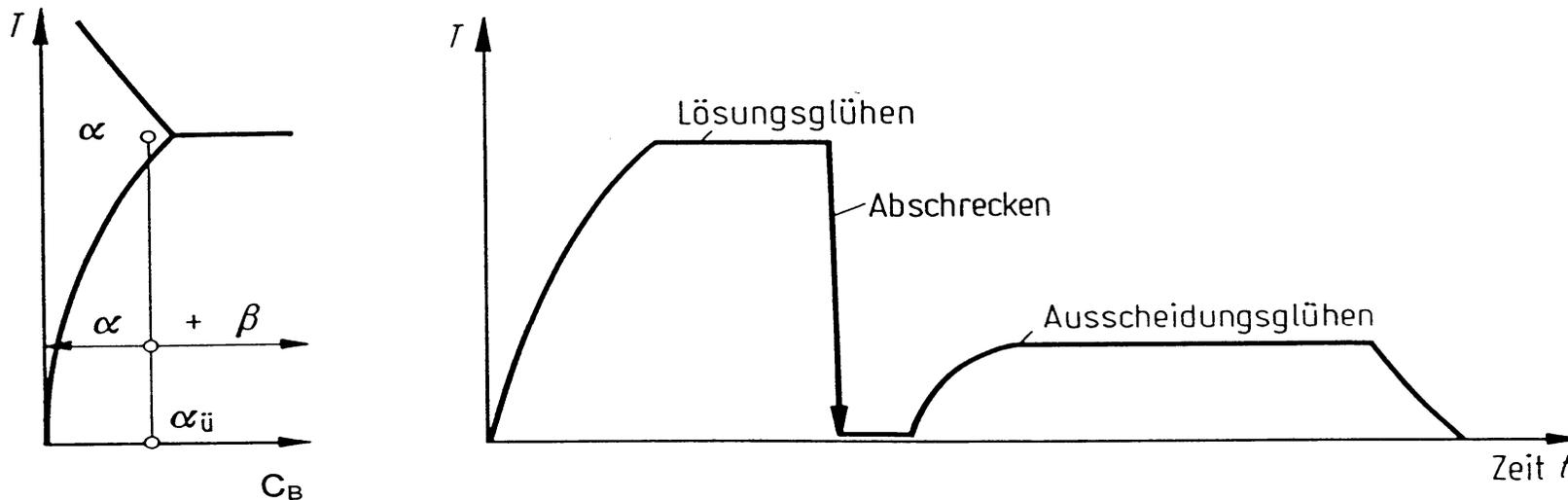
Voraussetzungen:

- Es liegt eine begrenzte Löslichkeit eines Legierungselementes im festen Zustand vor (Mischkristall).
- Die Löslichkeit nimmt mit abnehmender Temperatur ab.
- Das Umwandlungsverhalten ist träge, so dass durch rasches Abkühlen (Abschrecken) der übersättigte Zustand erhalten bleibt.

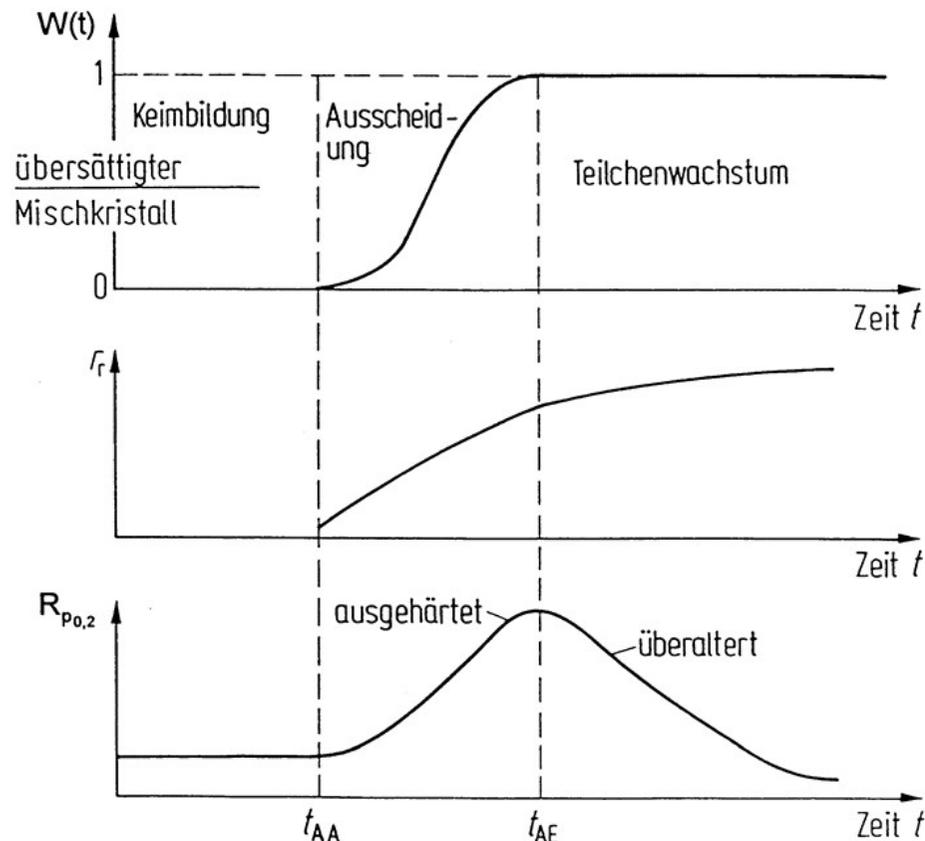


## Vorgehensweise

1. Homogenisieren (Lösungsglühen) im Einphasengebiet ( $\Rightarrow$  homogener Mischkristall)
2. Abschrecken, meist auf Raumtemperatur ( $\Rightarrow$  übersättigter Mischkristall)
3. Erwärmen und Halten auf einer Temperatur, bei der die Ausscheidung erfolgt (Auslagerung)
4. Abkühlen auf Raumtemperatur



# Ausscheidungsgrad

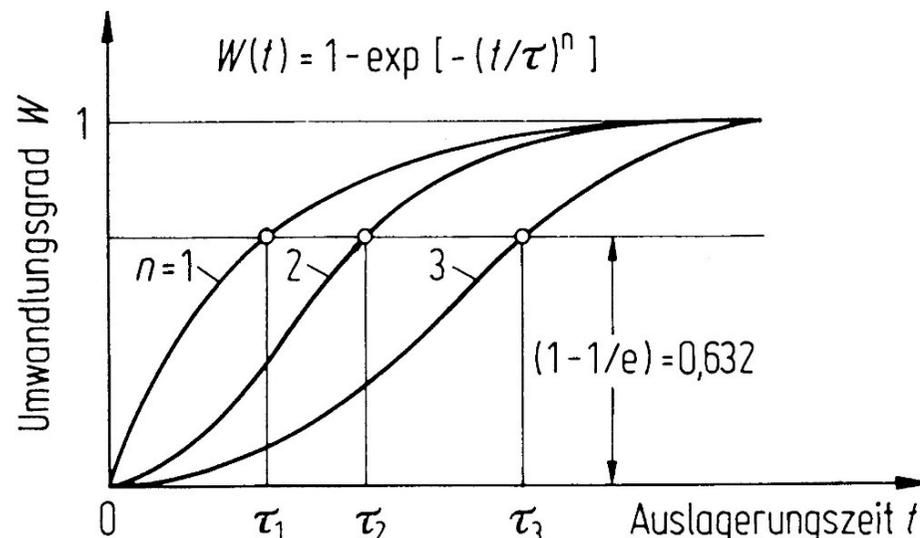


- Der Ausscheidungsgrad  $W(t)$  wird bei diesen diffusionskontrollierten Reaktionen mit Hilfe der Beziehung (Avrami Gleichung) beschrieben:

$$W(t) = 1 - e^{-\left(\frac{t}{\tau}\right)^n}$$

- Dabei ist  $\tau$  eine Zeitkonstante, welche die Geschwindigkeit der Umwandlung beschreibt. Für  $t = \tau$  ergibt sich ein Ausscheidungsgrad von 63%.
- Der Exponent  $n$  hängt u. a. von der Form der Ausscheidungsteilchen (Kugeln, Platten, Stäbchen,...) ab und bestimmt den Kurvenverlauf.

# Ausscheidungsgrad

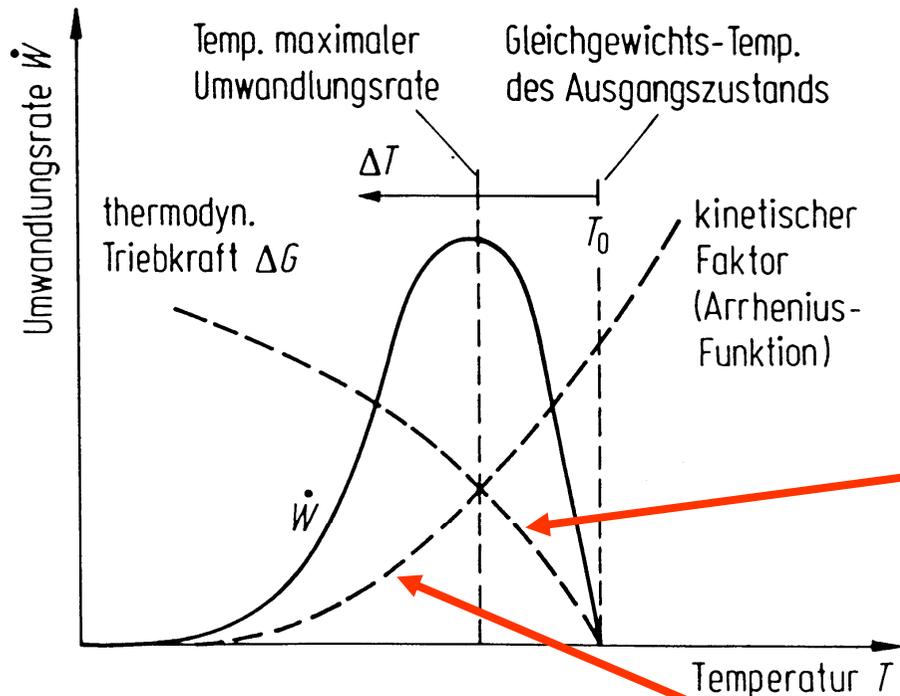


Darstellung des Kurvenverlaufs für verschiedene Werte von  $n$

Erklärung:

1. Zunächst müssen Keime gebildet werden (Inkubationsphase).
2. Dann wachsen diese Keime, wobei ihre Wachstumsgeschwindigkeit mit ihrer Größe (Oberfläche) zunimmt.
3. Schließlich verarmt die restliche Matrix an dem in der Ausscheidungsphase in erhöhter Konzentration vorliegenden Legierungselement und die Umwandlung kommt allmählich zum Stehen.

## Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (ZTU-Diagramme)



Die Zeit für den Verlauf bis zum Abschluss der Umwandlung ist eine strenge Funktion der Temperatur, wobei die kürzeste Zeitspanne bei einer Temperatur deutlich unterhalb des Schmelzpunktes auftritt.

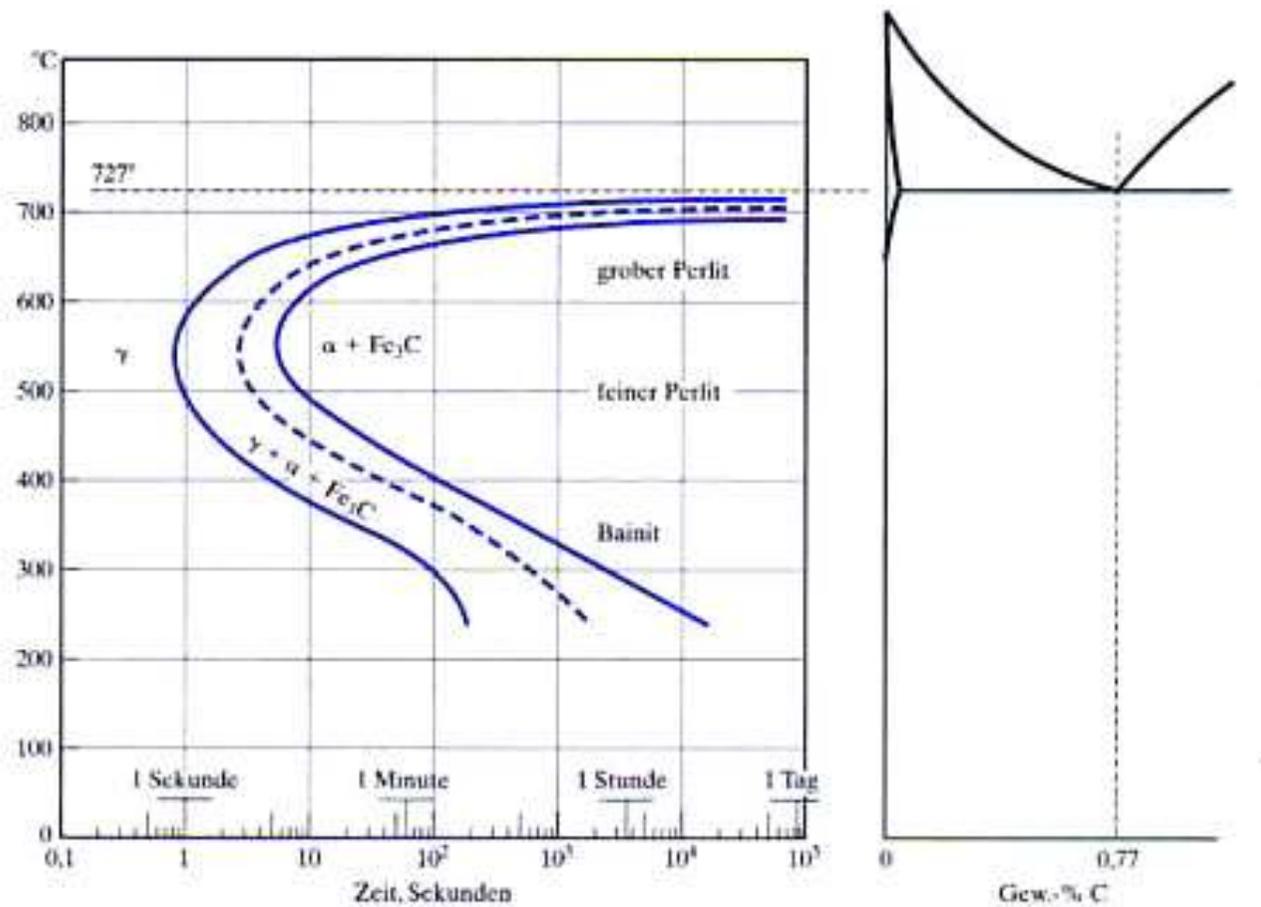
Grundlage: Gegenläufigkeit von Kinetik und Thermodynamik

→ **Fazit:** "Nasenförmige" Kurven für diffusionskontrollierte Umwandlungen in technisch sehr wichtigen ZTU-Diagrammen

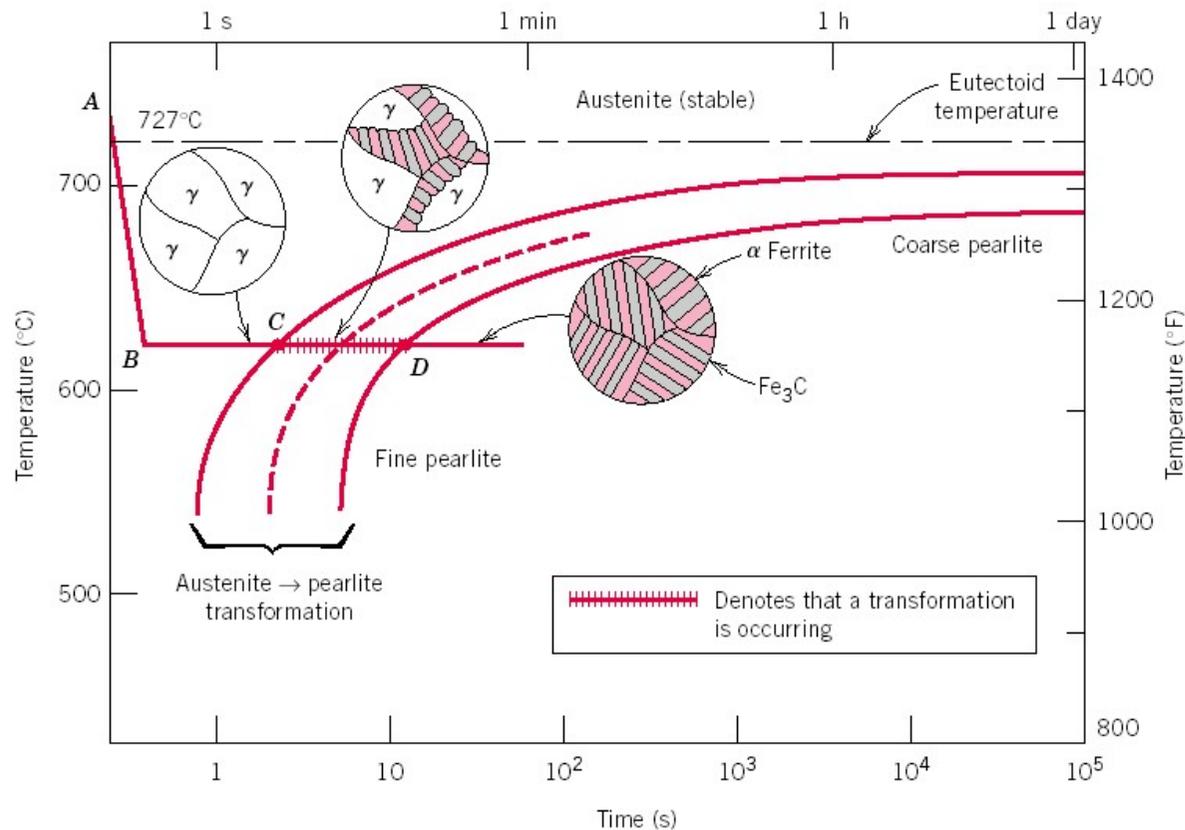
- Thermodynamik:  
Mit zunehmender Unterkühlung steigt die Triebkraft der Umwandlung, die Keimbildungsrate nimmt zu, und die Diffusionswege werden kleiner → Trend zu schnellerer Umwandlung mit fallender Temperatur
- Kinetik/Diffusion:  
Die Umwandlung erfolgt diffusionskontrolliert. Der Diffusionskoeffizient steigt stark an mit steigender Temperatur → Trend zu schnellerer Umwandlung mit steigender Temperatur

## Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (ZTU-Diagramme)

Üblich ist die Auftragung von Temperatur auf der Ordinate und eine logarithmische Zeitachse auf der Abszisse. In diesen wird der Zeitpunkt des Beginns (z.B.  $W = 1\%$ ) und des Endes (z.B.  $W = 99\%$ ) einer Umwandlung in Abhängigkeit von der Temperatur dargestellt.



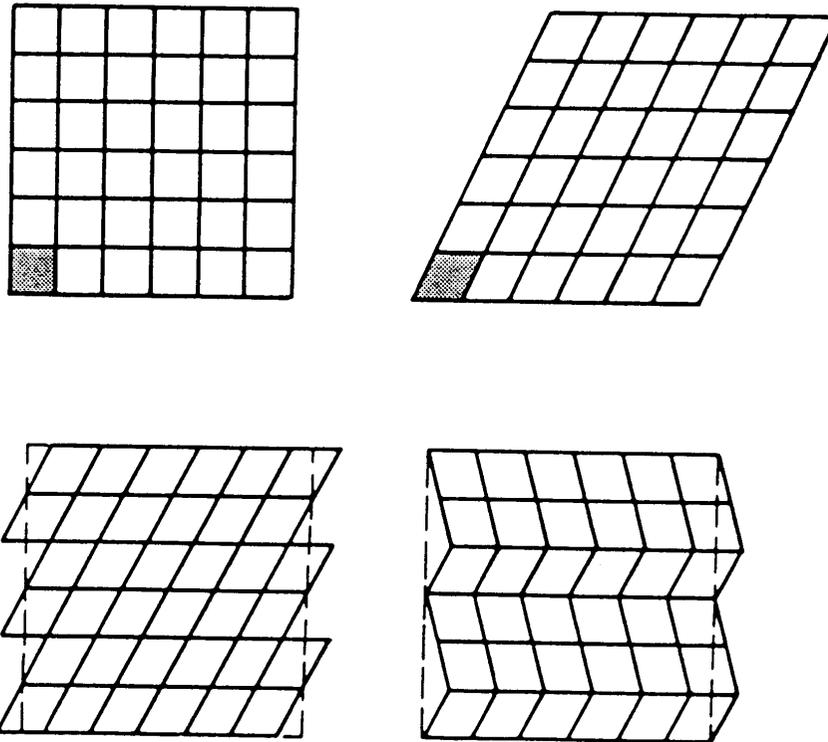
# Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (ZTU-Diagramme)



ZTU-Diagramme einer  
Eutektoid-Fe-C-  
Legierung

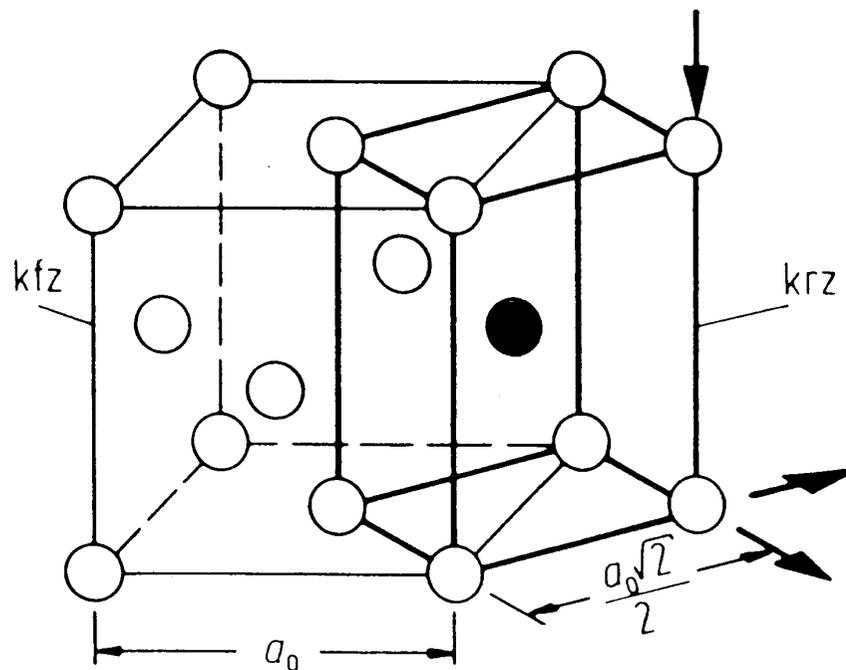
Je nach Abkühl- bzw. Glühbedingungen unterscheidet man isotherme (für  $T = \text{konst.}$ ) oder kontinuierliche (für kontinuierliche Abkühlung) ZTU-Diagramme. Bei letzteren sind oft Abkühlkurven eingezeichnet und die Endhärten angegeben.

# Martensitische Umwandlung



- Da eine martensitische Umwandlung diffusionslos erfolgt, kann sie sehr schnell ablaufen.
- Das System kann sich u. U. durch Änderung der Kristallstruktur dem Gleichgewichtszustand nähern. Dazu findet ein diffusionsloser Umklappvorgang statt.
- Dieser Umklappvorgang kann aber nicht homogen ablaufen, da sonst die Form vollständig verändert würde. Deshalb ist zusätzlich eine Verformung durch Gleitung und Zwillingsbildung erforderlich.

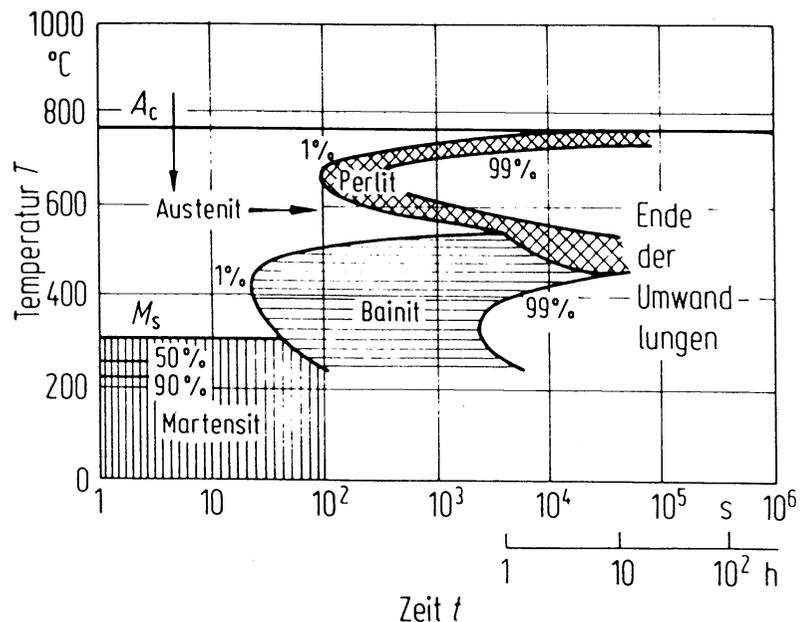
## Grundprozess der martensitischen Umwandlung in Fe-C



- Die kfz Kristallstruktur des  $\gamma$ -Fe versucht die stabilere krz Struktur einzustellen.
- Dazu ist eine Stauchung in der z-Achse und eine Längung in den anderen Achsen erforderlich.
- Es entsteht eine tetragonal verzerzte raumzentrierte Gitterstruktur.
- Der im  $\gamma$ -Fe interstitiell gelöste Kohlenstoff wird im Martensit eingeklemmt, so dass Kohlenstoffkonzentrationen deutlich über der Löslichkeit im  $\gamma$ -Fe vorliegen.

# Grundprozess der martensitischen Umwandlung in Fe-C

Die bei der Martensitbildung auftretenden Verzerrungen wirken der Triebkraft der Umwandlung (Unterkühlung!) entgegen. Somit beginnt die Martensitbildung erst bei Unterschreitung einer bestimmten Temperatur  $M_s$  (= Martensite starting temperature) und endet nach Unterschreitung von  $M_f$  (= Martensite finishing temperature). Zu jeder Temperatur zwischen  $M_s$  und  $M_f$  gehört ein bestimmter zeitunabhängiger Umwandlungsgrad (horizontale Linien im ZTU-Diagramm)

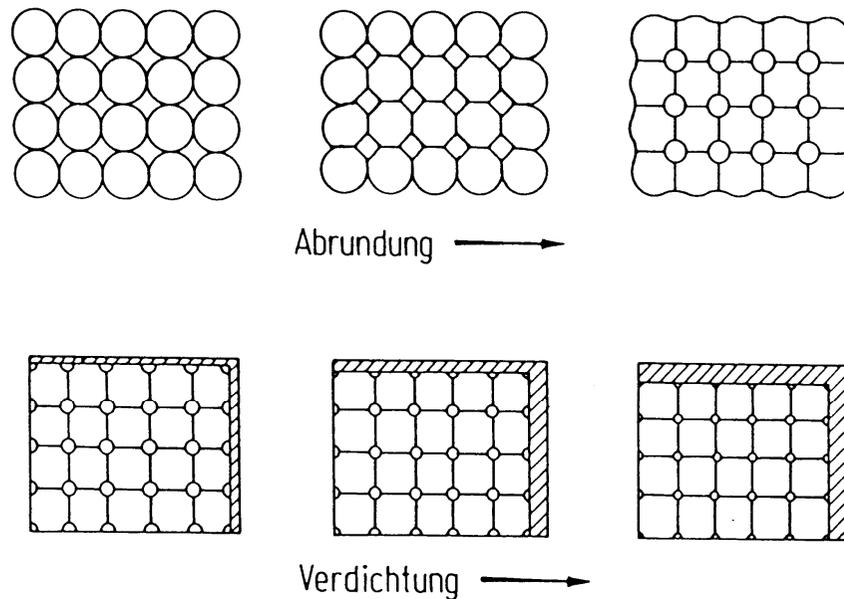


Isothermes ZTU-Diagramm eines Stahles mit 0,42%C, 1,50% Cr, 0,1%V nach Austenitisieren bei 1050 °C:

- Da mit steigender Kohlenstoffkonzentration die Verzerrung des Martensits größer wird, nimmt die erforderliche Unterkühlung zu, d.h.  $M_s$  sinkt
- Martensithärtung: Kombiniertes Effekt aus Mischkristallhärtung (C), Verformungshärtung und Feinkornhärtung

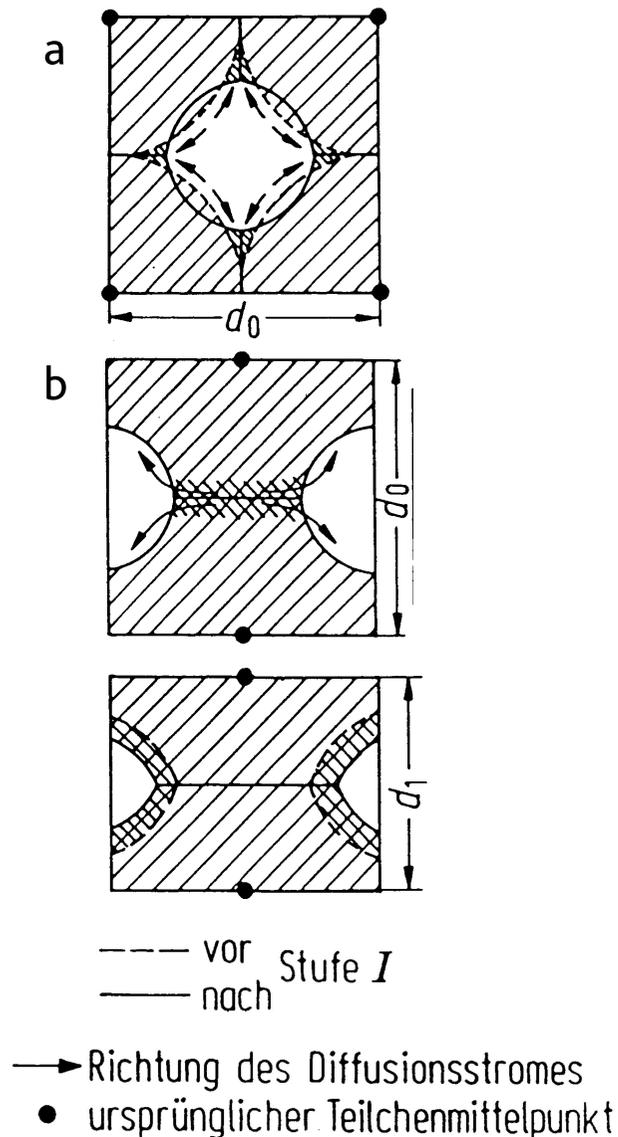
# Sintern

Hinweis: Alle Grenzfläche sind mit einer Grenzflächenenergie ( $\gamma$ ) verbunden, so dass der grenzflächenbehaftete Zustand energetisch immer ungünstiger ist als der grenzflächenfreie. Die Natur strebt somit immer eine Reduzierung der Grenzfläche an. Dies liefert die Triebkraft für viele technisch wichtigen Vorgänge im Werkstoff.



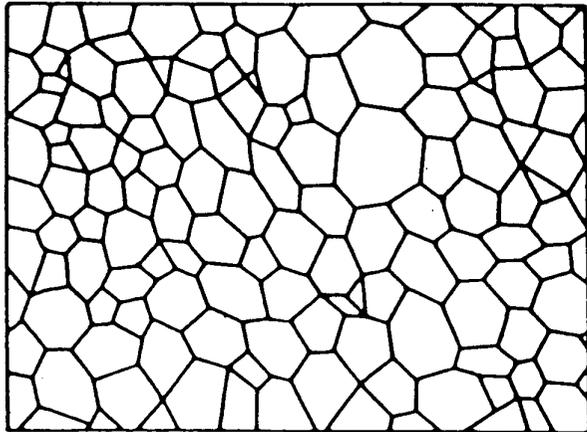
- Sintern: Darunter versteht man ein Fertigungsverfahren, bei dem aus einem porösen ein dichter Festkörper entsteht.
- Es findet klassisch insbesondere dort Anwendung, wo die Herstellung des Festkörpers über den flüssigen Zustand nicht erfolgen kann (z.B. Brennen von Keramik).
- Die Pulvermetallurgie von Legierungen dient aber auch als Alternative zur gängigen Schmelzmetallurgie.
- Der Vorgang des Sinterns läuft bei erhöhter Temperatur in zwei Stufen ab.

# Sintern

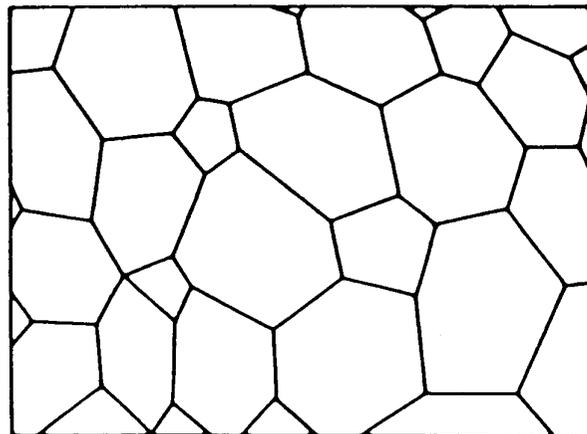


- Das Bestreben des Systems, die Oberfläche zu vermindern, erfolgt in zwei Stufen:
  - Im ersten Schritt zur Halsbildung, Abrundung der Zwischenräume und Bildung kugelförmiger Poren. Dabei bleibt die Porosität im wesentlichen erhalten. Der Vorgang ist durch Oberflächendiffusion kontrolliert (a).
  - Im zweiten Schritt zur Schrumpfung des Sinterkörpers durch Abbau der Porosität. Dieser Vorgang wird durch die Diffusion entlang der Korngrenzen und dem Volumen bestimmt (b).
  
- Es verbleibt eine Restporosität
  
- Zur Steigerung der Sintergeschwindigkeit dienen
  - Druck (Drucksintern)
  - Chemische Reaktionen (Reaktionssintern)
  - die Existenz flüssiger Phasen (Flüssigphasensintern)
  - Überlagerung von Feldern (FAST)

# Kornwachstum



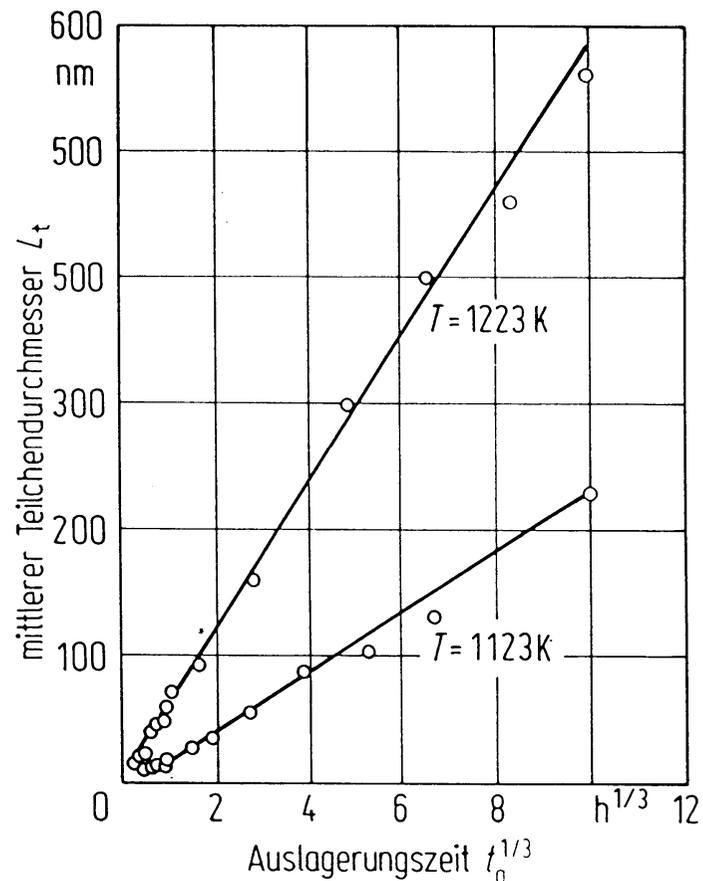
a



b

- Das Kornwachstum erfolgt ebenfalls in zwei Stufen:
  - Im ersten Schritt (Bild a) ziehen sich die Korngrenzen gerade, so dass an Korngrenztripelpunkten bevorzugt 120° - Winkel im Schlibbild zu beobachten sind.
  - Im zweiten Schritt (Bild b) erfolgt eine Kornvergrößerung, d.h. kleine Körner verschwinden, große Körner wachsen.
- Beide Vorgänge machen eine Korngrenzenwanderung erforderlich, die durch Korngrenzendiffusion kontrolliert wird.
- Zeitgesetz:  $r_K^2 - r_0^2 \propto t$
- |            |                           |
|------------|---------------------------|
| $r_K(t)$ : | Mittelwert der Korngröße  |
| $r_0$ :    | Anfangswert der Korngröße |
- Hinweise: Um bei einer Wärmebehandlung die unliebsame Kornvergrößerung zu vermeiden, werden in technischen Legierungen die Korngrenzen durch Ausscheidungen belegt und somit festgehalten.

# Teilchenwachstum (Ostwald-Reifung)



Ostwald-Reifung von  $\gamma'$  Ausscheidungen  
in einer Ni-Basis-Superlegierung

- Die Fläche der Phasengrenzen von Ausscheidungsteilchen kann dadurch reduziert werden, dass (bei gleichbleibendem Volumenanteil) große Teilchen auf Kosten der kleinen Teilchen wachsen.
- Damit nimmt der mittlere Teilchenradius zu, wobei dieser Vorgang durch die Volumendiffusion kontrolliert wird.

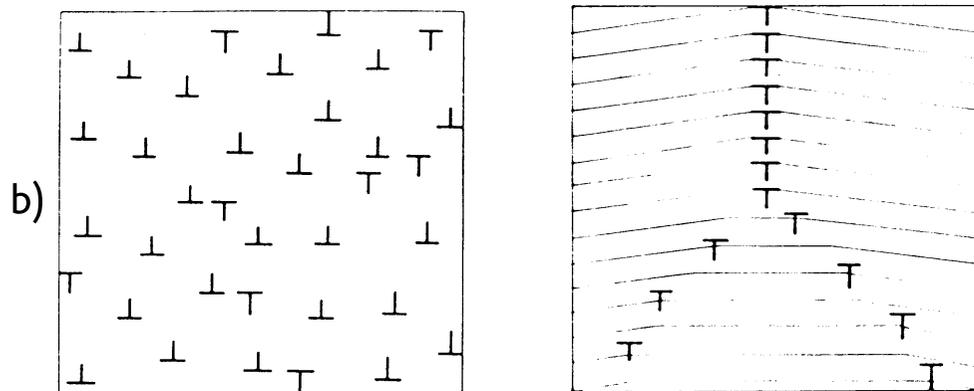
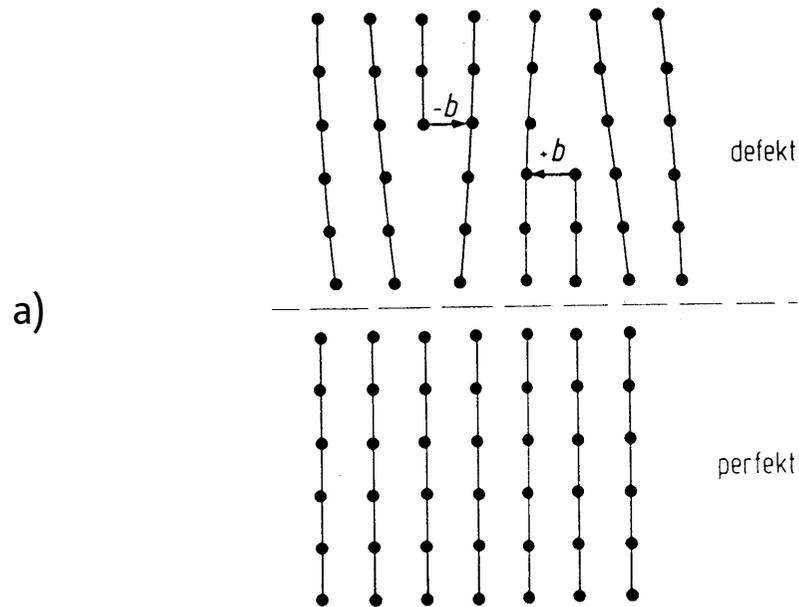
- Zeitgesetz:

$$r_t^3 - r_0^3 \propto t$$

$r_t$ : Mittelwert der Teilchengröße

$r_0$ : Anfangswert der Teilchengröße

# Erholung



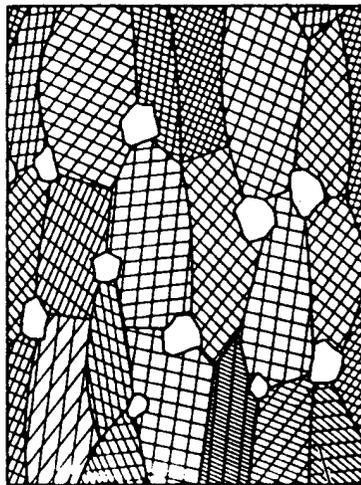
Kontinuierliche Erniedrigung der Versetzungsdichte z.B. durch:

- Gegenseitige Vernichtung von Versetzungen umgekehrten Vorzeichens (Versetzungsnihilation)
- Zusammenlagerung von Versetzungen gleichen Vorzeichens zu Kleinwinkelkorngrenzen (Subkorngrenzen) unter Energieeinsparung

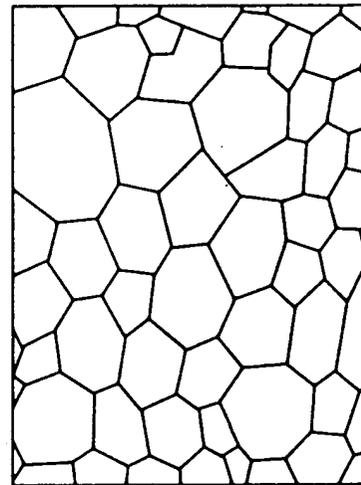
# Rekristallisation

Überschreitet die Verformung einen kritischen Wert, so kann es zur Bildung kleiner versetzungsfreier Bereiche kommen (Abbau der hohen Verzerrungsenergie der Versetzungen). Diese Bereiche können als wachstumsfähige Keime wirken, die sich ausbreiten.

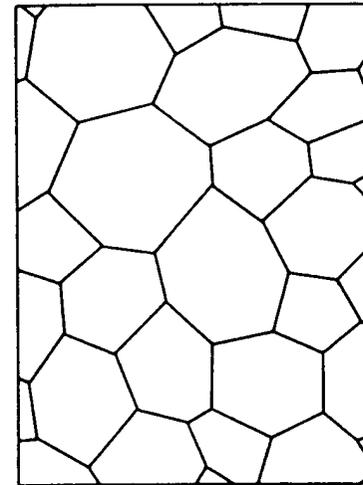
Vorgang im Gefüge:



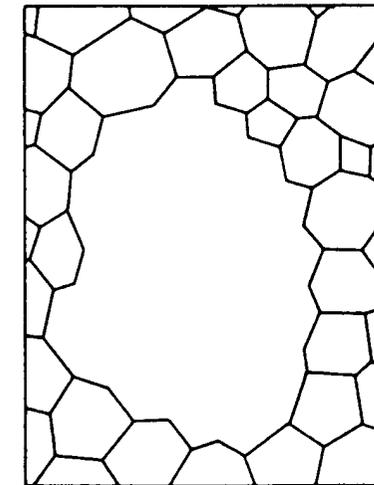
**a**



**b**



**c**

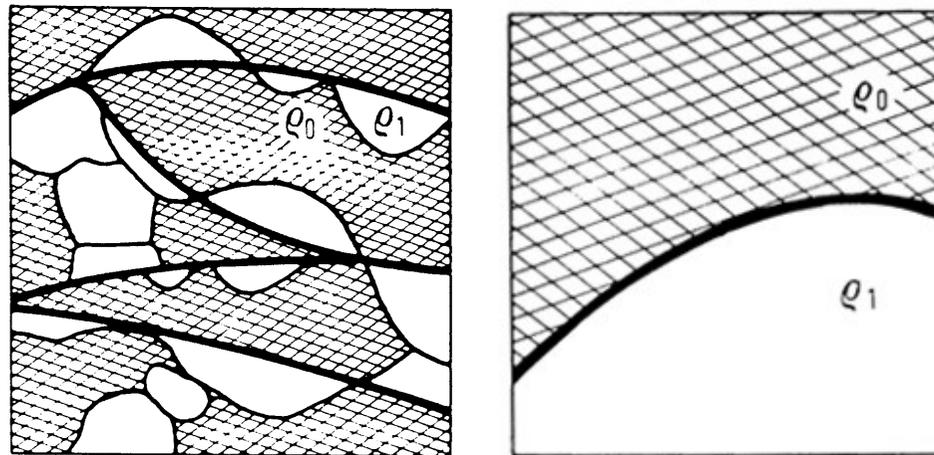


**d**

a) Verformte Körner mit Rekristallisationskeimen; b) Primärrekristallisation;  
c) Kornvergrößerung; d) Sekundärrekristallisation

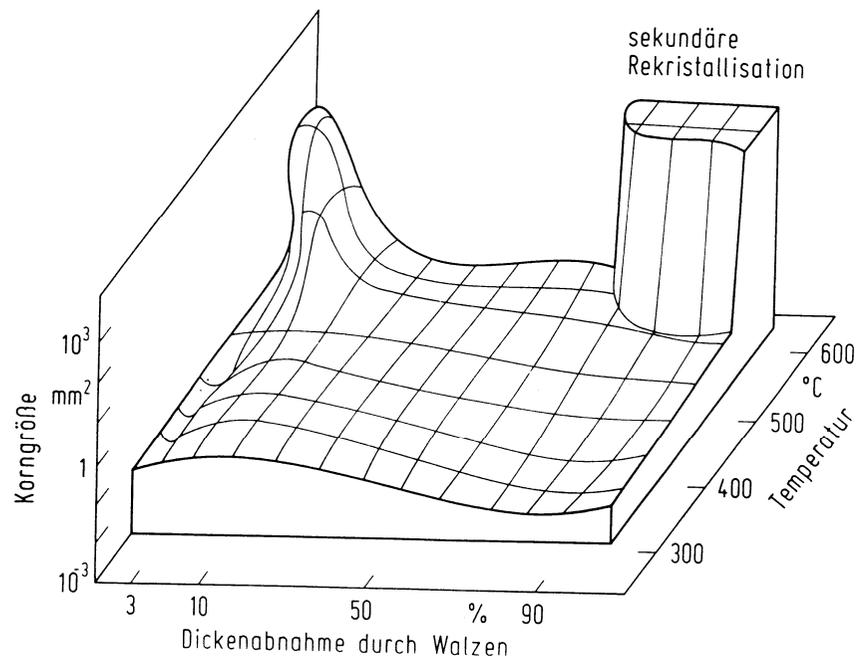
# Rekristallisation

An den wandernden Grenzen der Rekristallisationskeime findet für die gerade erfassten Atome eine Umkristallisation statt. Dadurch verschwindet der Gefügeanteil mit hoher Versetzungsdichte.



Triebkraft der Primärrekristallisation ist somit der Abbau der mit den Versetzungen verbundenen Energie!

Bei der technisch unerwünschten Sekundärrekristallisation wachsen einzelne Körner auf Kosten der sie umgebenden kleineren Körner. Triebkraft ist die Einsparung an Korngrenzenenergie!



Der Vorgang der Rekristallisation führt zur Veränderung der Korngröße. Damit steht eine Möglichkeit zur Verfügung, die Korngröße eines Werkstoffes gezielt einzustellen.

Trend:

- Je höher der Vorverformungsgrad ist, um so kleiner ist die resultierende Korngröße (erhöhte Keimbildungsrate).
- Je höher die Rekristallisationstemperatur ist, um so größer ist die resultierende Korngröße (schnelleres Keimwachstum durch Diffusion).