

Materialwissenschaften

Prof. Peter Müller-Buschbaum, TUM School of Natural Sciences

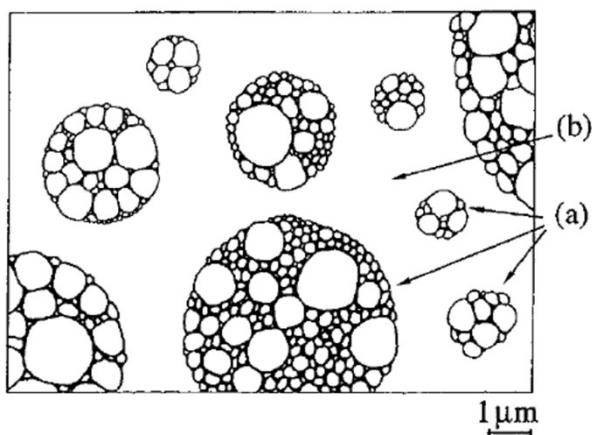
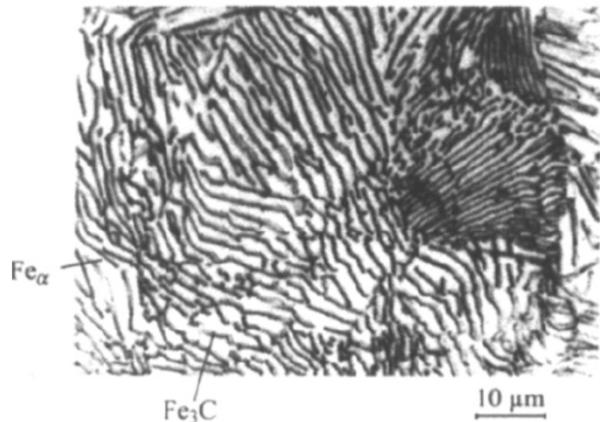
Kapitel 10: Phasendiagramme

- 10.1 Einführung und Definitionen
- 10.2 Einkomponenten-Phasendiagramme
- 10.3 Binäre isomorphe Systeme
- 10.4 Entstehung der Mikrostruktur in binären isomorphen Systemen
- 10.5 Systeme mit einer Mischungslücke
- 10.6 Binäre eutektische Systeme
- 10.7 Gibbs'sche Phasenregel
- 10.8 Das Eisen-Kohlenstoff-System
- 10.9 Zusammenfassung

W. D. Callister, D.G. Rethwisch:
Materialwissenschaften und Werkstofftechnik.
Wiley-VCH. Kapitel 9.

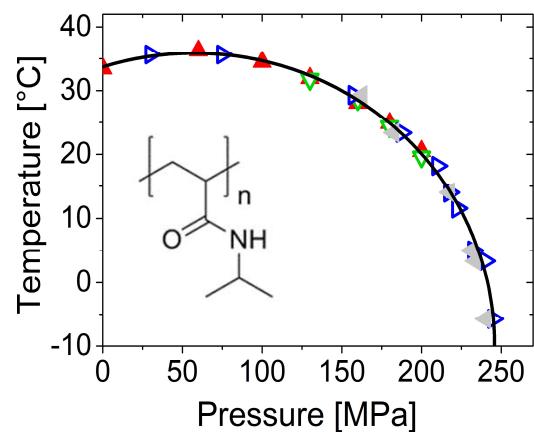
J. P. Mercier, G. Zambelli, W. Kurz:
Introduction to Material Science.
Elsevier, 2002. Kapitel 8.

10.1 Einführung und Definitionen Beispiele fester Materialien

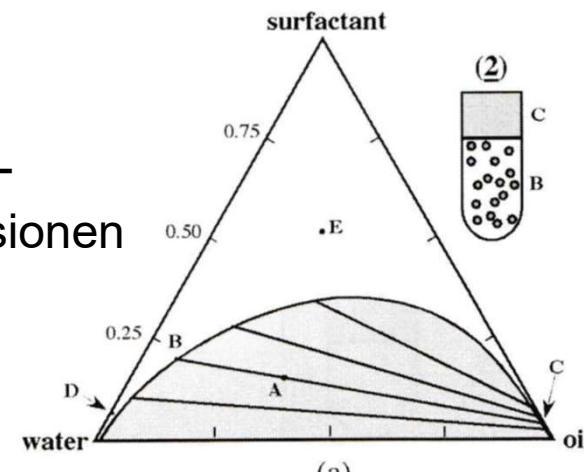


Beispiele aus der weichen Materie

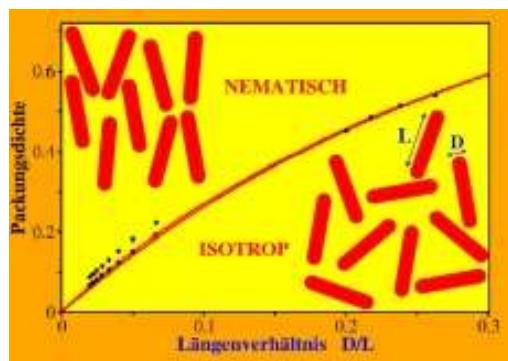
Polymerlösungen



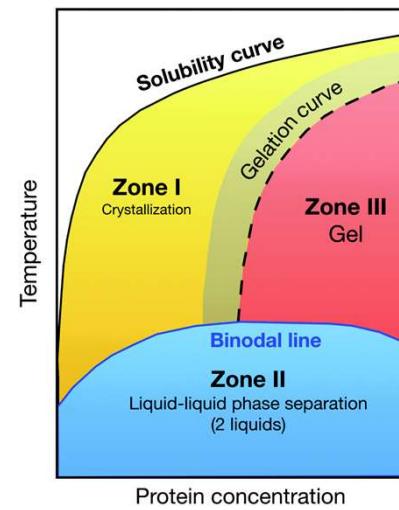
Mikro-emulsionen



Flüssig- kristalle

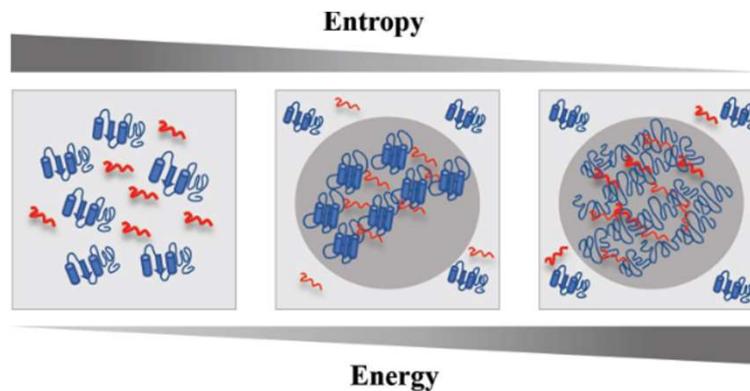


hier Phasendiagramme



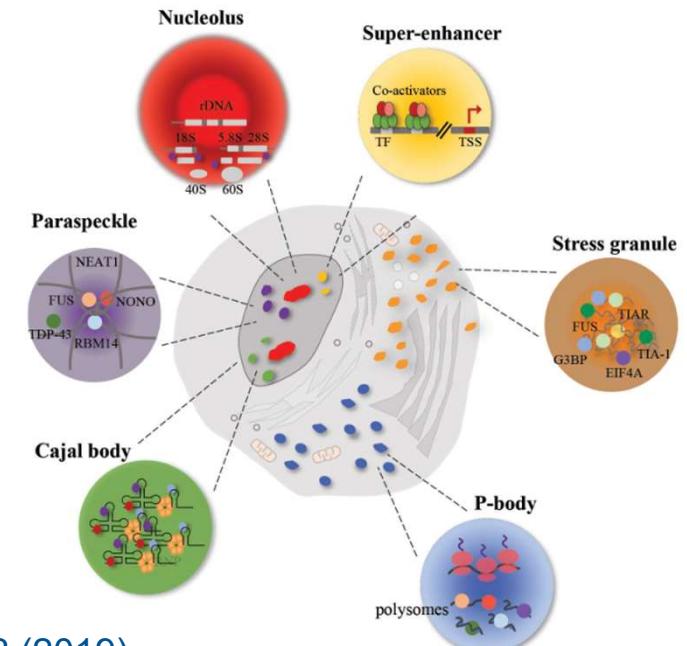
globuläre Proteine in wässriger Lösung

Beispiel aus der Biologie: Liquid-liquid phase separation (LLPS)



- MLOs: Domänen im Zellkern und im Zellplasma
- nucleoli → ribosome biogenesis;
- stress granules: aus RNA und Proteinen, bilden sich unter Stress (z.B. Hitze, UV-Strahlung)

- LLPS ermöglicht Wechselwirkung zwischen Proteinen (blau) und RNA (rot)
- hochkonzentrierte Phase: membranless organelles (MLOs)



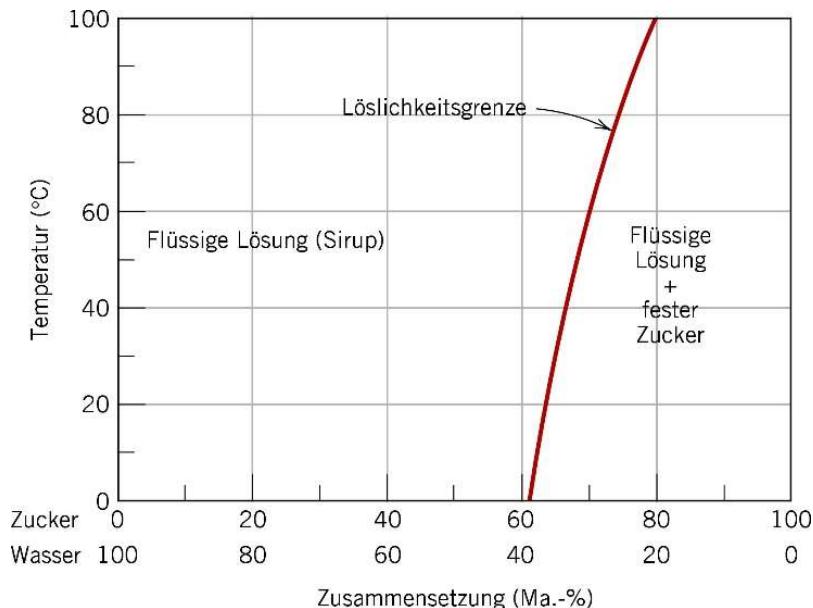
Definitionen

- Phasendiagramme gelten nur bei (unendlich) langsamem Abkühlgeschwindigkeiten!
- enger Zusammenhang
Phasendiagramm – Mikrostruktur
→ mechanische Eigenschaften bzw. Funktionalität
- **Komponenten:** reine Substanzen,
z.B. reine Metalle, aus denen Legierung besteht
- **System:**
Reihe möglicher Legierungen aus denselben Komponenten
(z.B. Eisen-Kohlenstoff-System)

Löslichkeitsgrenze

Festkörper: maximale Konzentration gelöster Atome im Wirtsgitter

Anschaulich: Fest-flüssig Systeme



Ma.-%: Massenprozent

System Zucker-Wasser ($C_{12}H_{22}O_{11}$ / H_2O)

- Zugabe von Zucker zu Wasser → Sirup
- gesättigte Lösung: **Löslichkeitsgrenze**
- weitere Zugabe → Zucker-Wasser-Sirup in **Koexistenz** mit festen Zucker-Kristallen
- Löslichkeitsgrenze **T-abhängig**:
je höher die Temperatur,
desto mehr Zucker kann gelöst werden

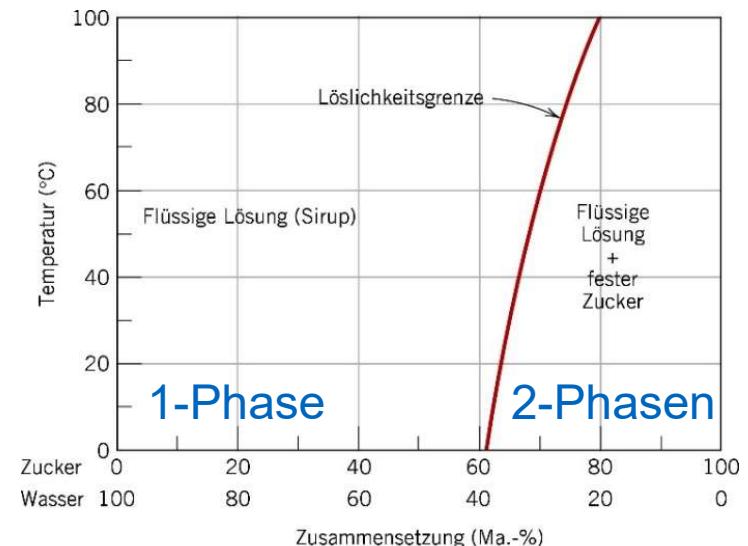
Phase

homogener Teilbereich eines Systems, der einheitliche physikalische und chemische Eigenschaften aufweist

im Beispiel:

- Zucker-Wasser-Lösung ist eine Phase
- fester Zucker eine weitere Phase

einphasiges System: “homogen”



zwei-/mehrphasiges System: “Gemisch”, “heterogen”,
oft Eigenschaften besser als die der einzelnen Phasen,
Beispiele: metallische Legierungen, Keramiken, Polymere, Komposite

Phasengleichgewicht

Gleichgewicht:

- bestimmt durch Minimum der freien Enthalpie
- System ist stabil

Phasengleichgewicht:

Eigenschaften der Phasen in einem System
unabhängig von der Zeit

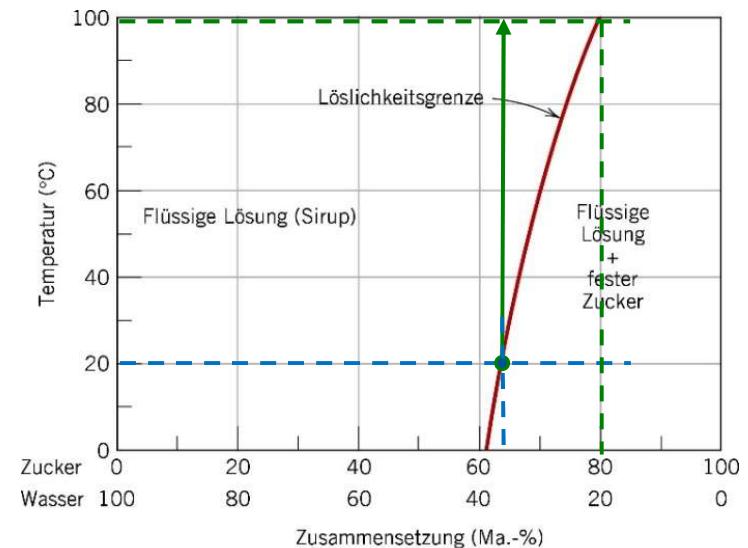
Phasengleichgewicht

Beispiel:

Zugabe von Zucker zu einer Zuckerlösung bei 20 °C

→ Zusammensetzung der flüssigen Phase im Gleichgewicht:

ca. 65 Ma.-% Zucker und ca. 35 Ma.-% Wasser,
egal wieviel fester Zucker vorhanden ist;
Anteile und Zusammensetzungen der beiden Phasen sind zeitlich konstant

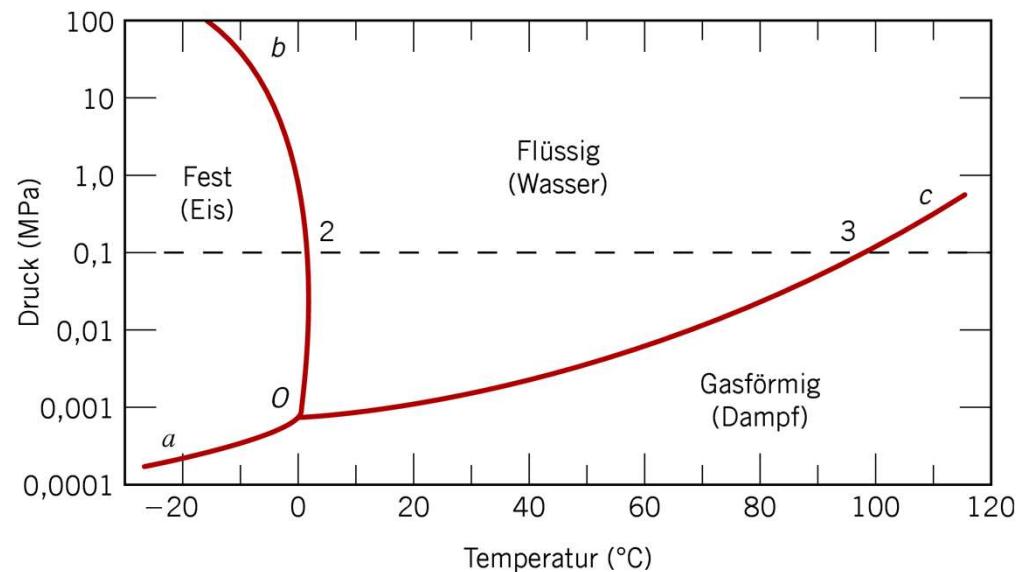


Erhöhung der Temperatur auf 100 °C

→ fester Zucker geht in Lösung, bis die Gleichgewichtskonzentration der Lösung erreicht ist (80 Ma.-% Zucker / 20 Ma.-% Wasser)

10.2 Einkomponenten-Phasendiagramme

Variablen: Druck (manchmal logarithmisch aufgetragen)
und Temperatur → 2D-Diagramme



Beispiel: Wasser

Linien: Phasengrenzen,
an jedem Punkt der Linien
koexistieren die beiden
angrenzenden Phasen

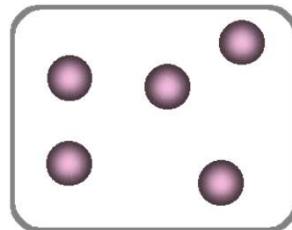
Überqueren der Phasengrenzen → Phasenumwandlung, z.B. durch
Änderung der Temperatur oder des Drucks
(schmelzen/gefrieren, sublimieren/verfestigen, verdampfen/kondensieren)

Gibbs-Energie einkomponentiger Systeme

Gibbs-Energie bzw. freie Enthalpie: $G = H - TS$

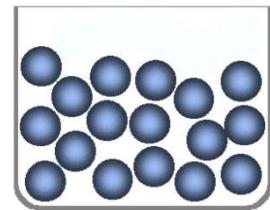
H : Enthalpie
 S : Entropie

gasförmig



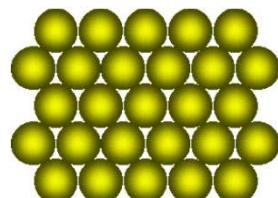
man kann ad hoc feststellen, dass in den weniger geordneten Phasen S höher ist als in den stärker geordneten

flüssig



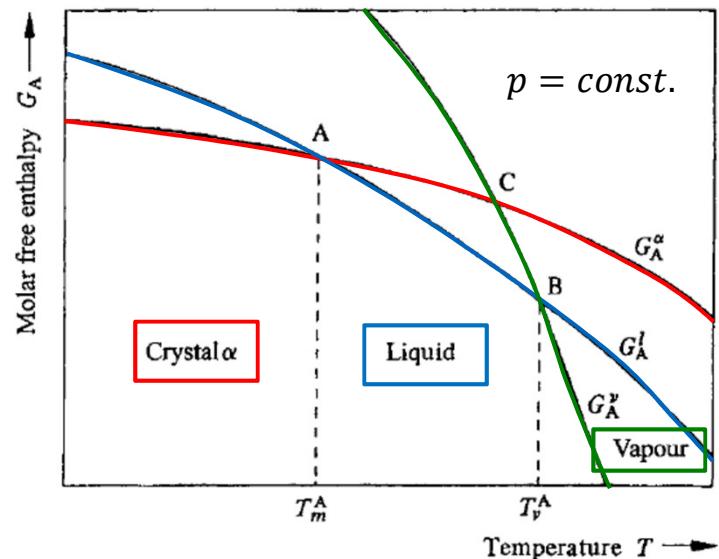
→ in weniger geordneten Phasen fällt G schneller mit steigender Temperatur ab als in den besser geordneten Phasen

fest



→ für einen Kristall ändert sich G mit der Temperatur weniger stark als für eine Flüssigkeit

Gibbs-Energie einkomponentiger Systeme



Kurven für G des **Kristalls** und der **Flüssigkeit** schneiden sich im Punkt A , dies ist die Schmelztemperatur T_m ,

Kurven der **Flüssigkeit** und des **Dampfs** schneiden sich in Punkt B , dies ist die Siedetemperatur T_v .

Punkt C : hypothetischer Übergang Kristall – Gas

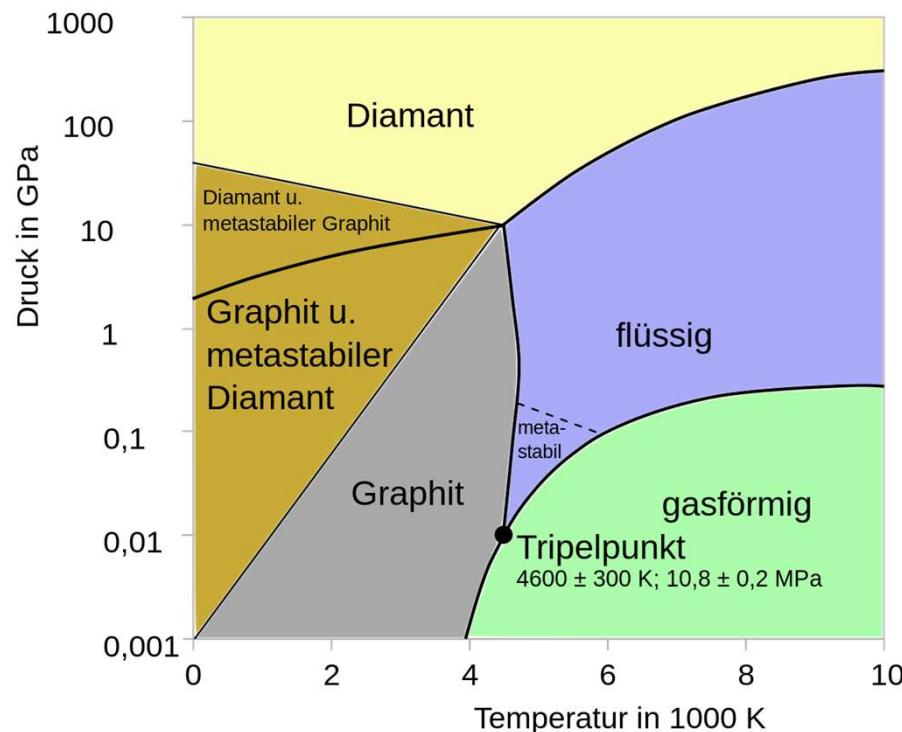
An einem kritischen Punkt fallen A , B und C zusammen und definieren (T, p) des **Trielpunkts**.

Tripelpunkt

Punkt, in dem sich alle drei Phasengrenzlinien treffen

→ alle Phasen (fest, flüssig, gasförmig) stehen miteinander im Gleichgewicht

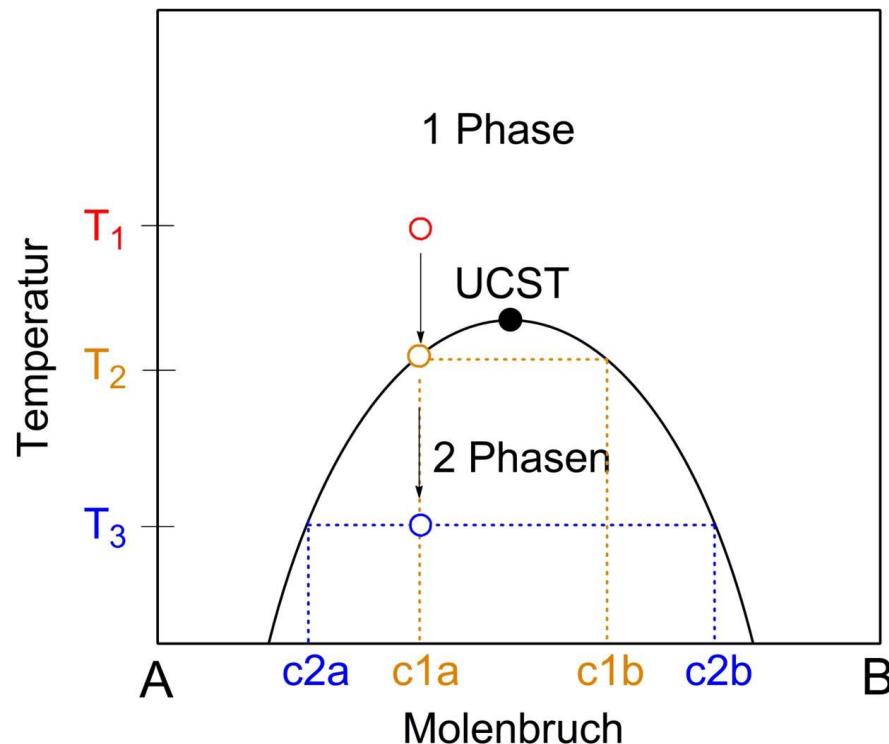
→ **invarianter Punkt**, da Position durch Wertepaar (T, p) festgelegt ist



Kohlenstoff:
mehrere feste Phasen
(allotrope Phasen)
→ mehrere Tripelpunkte

10.3 Binäre Systeme

Die **binodale Linie** (Trennung zwischen dem ein- und zweiphasigen Bereich) ergibt sich aus der Tangentenkonstruktion.



Bei Abkühlung einer homogenen Mischphase mit Zusammensetzung c_{1a} von T_1 nach T_3 wird bei T_2 die Binodale passiert.

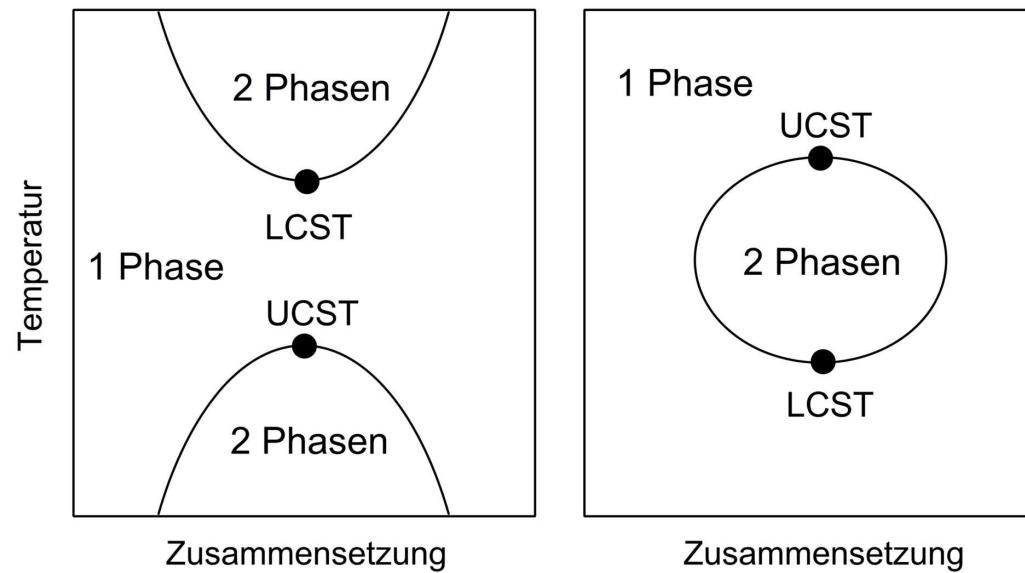
In der Mischungslücke ist Zustand T_3, c_{1a} nicht stabil.

Es erfolgt Entmischung in die koexistierenden Phasen c_{2a} und c_{2b} , deren Zustandspunkte auf der Binodalen liegen.

Kritischer Punkt: upper critical solution temperature (**UCST**)

Binäre Systeme

Mischungslücken mit zwei koexistierenden flüssigen Phasen in Zusammensetzung-Temperatur-Phasendiagrammen binärer Mischungen.



Schwarze Kurven: Binodalen.

LCST: untere kritische Lösungstemperatur (*lower critical solution temperature*),

UCST: obere kritische Lösungstemperatur (*upper critical solution temperature*).

Binäre isomorphe Systeme

die beiden Komponenten sind sowohl im flüssigen und festen Zustand vollständig mischbar, da

- gleicher Gittertyp der Komponenten
- geringe Neigung zur Verbindungsbildung
- ähnliche Atomradien

Mischkristalle:

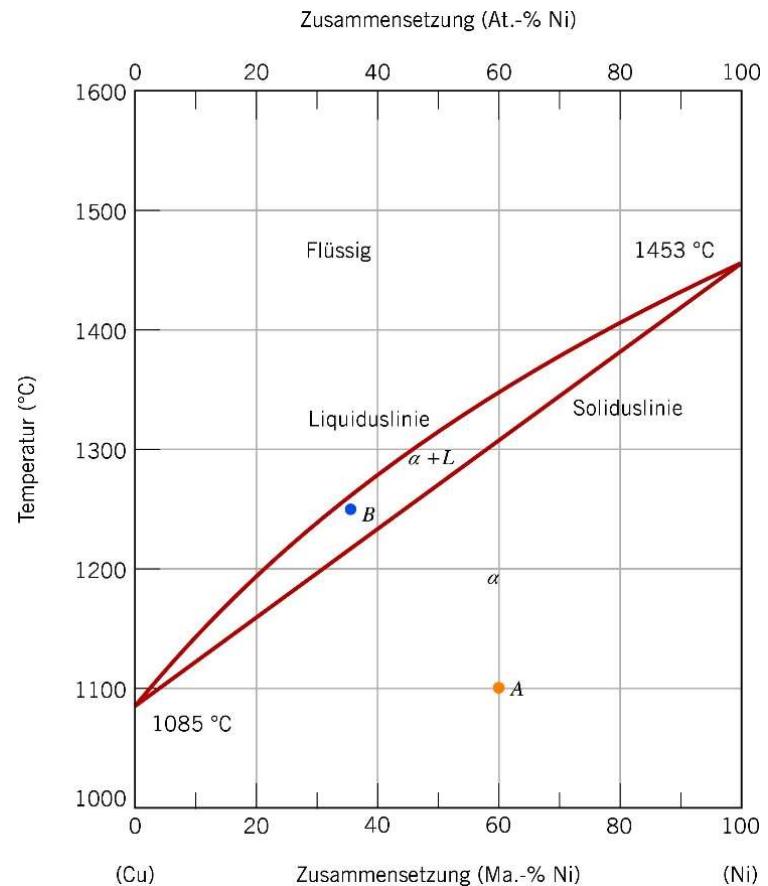
Bezeichnung mit griechischen Kleinbuchstaben α , β , γ , δ ,

einfachster Typ: Kupfer-Nickel



25 Ma.-% Ni / 75 Ma.-% Cu

Cu-Ni-System

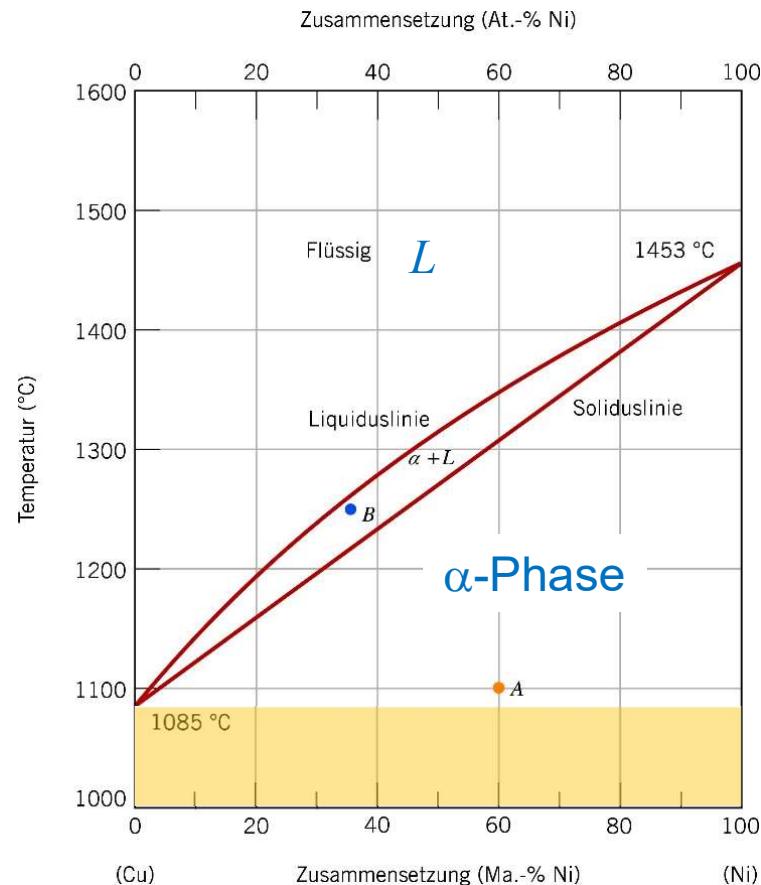


atomare Zusammensetzung und
Massenzusammensetzung angegeben
(hier nur leicht verschieden)

3 verschiedene Phasengebiete:

- α -Phase
- flüssige Schmelze (L)
- Zweiphasengebiet ($\alpha + L$)

Cu-Ni-System

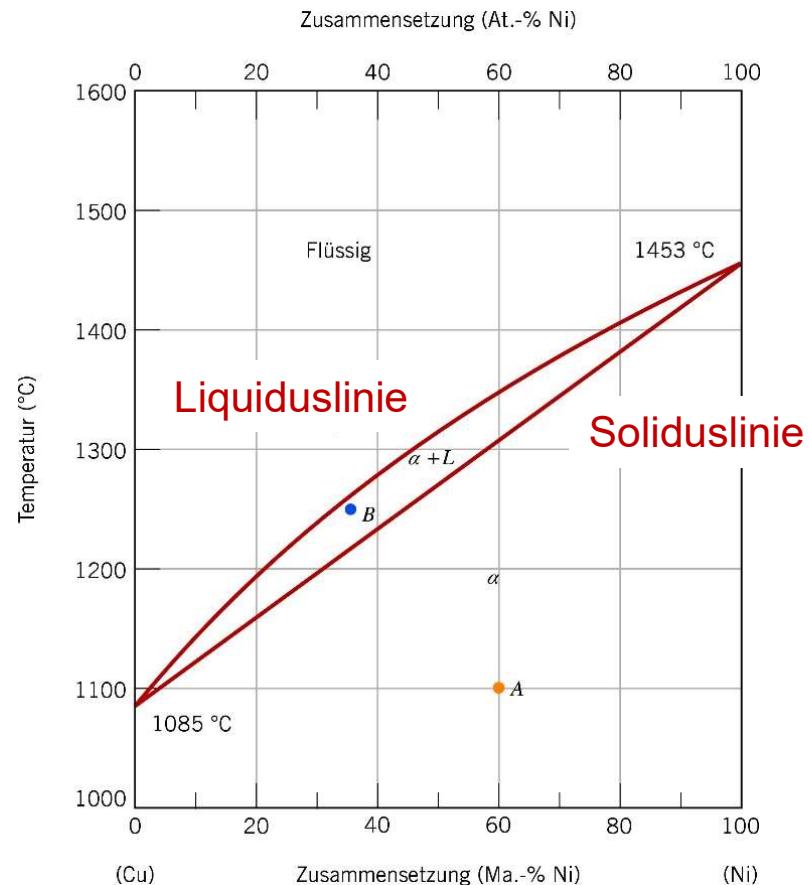


L: bezeichnet homogene flüssige Lösung aus Cu+Ni

α-Phase:

- Austauschmischkristall-Phase, die Cu- und Ni-Atome enthält und bcc ist
- für $T < 1085$ °C:
 - Cu/Ni im Gitter des anderen Elements im festen Zustand in allen Zusammensetzungen löslich

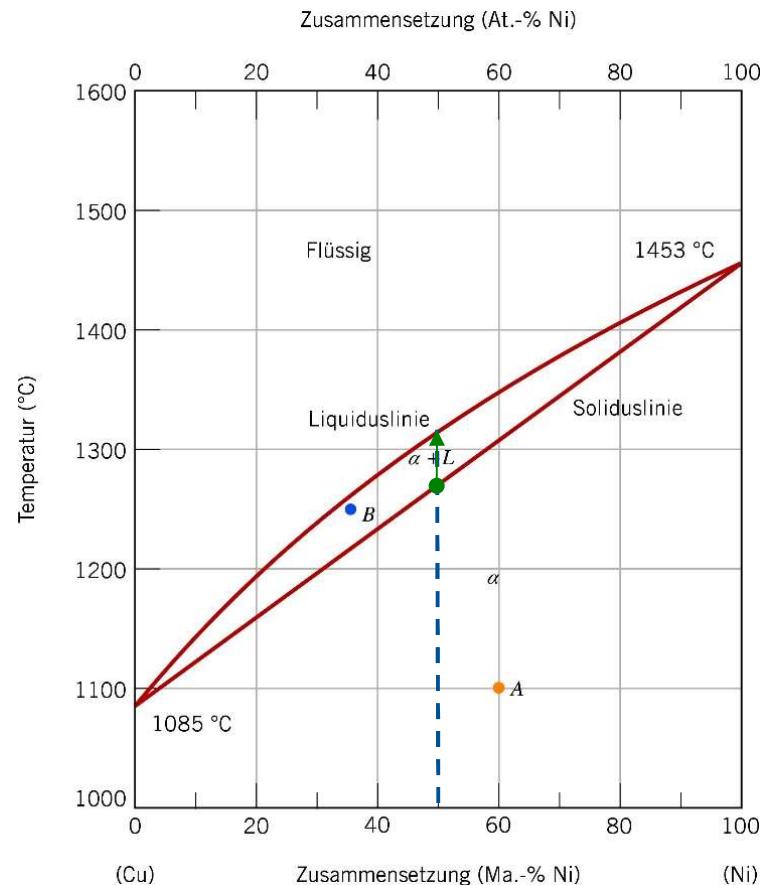
Liquidus- und Soliduslinien



- **Liquiduslinie:** trennt die flüssige Phase L vom Zweiphasengebiet $\alpha + L$
- **Soliduslinie:** trennt das α -Gebiet vom Zweiphasengebiet $\alpha + L$

einfachster Typ: Kupfer-Nickel
sie treffen sich bei 0 und 100 Ma.-%:
Schmelzpunkte der reinen Elemente

Liquidus- und Soliduslinien



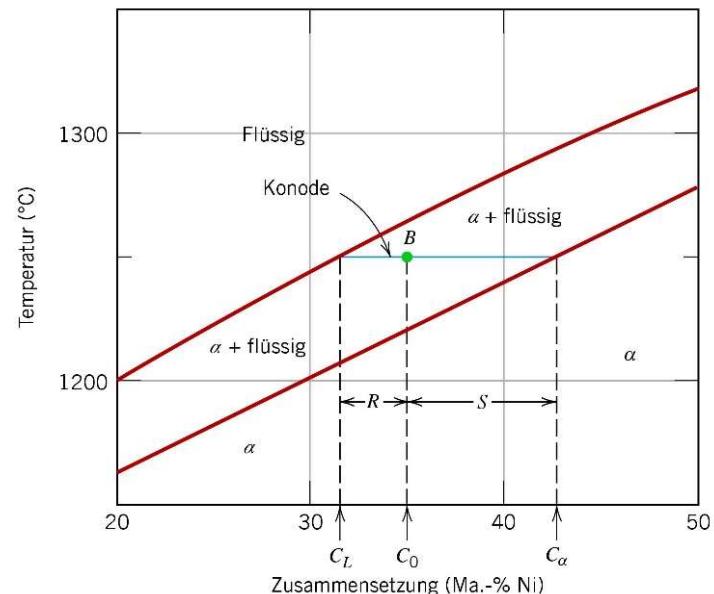
Schmelzen der Legierungen:

- im Temperaturbereich zwischen Solidus- und Liquiduslinie
- Phasen α und L befinden sich im Gleichgewicht
- z. B. beginnt das Schmelzen der Legierung 50 Ma.-% Ni/50 Ma.-% Cu bei 1280 °C, der Anteil der Schmelze steigt kontinuierlich an bis 1320 °C, oberhalb ist die Legierung vollständig flüssig.

Interpretation von Phasendiagrammen

für binäres System im Gleichgewicht ist folgendes bekannt:

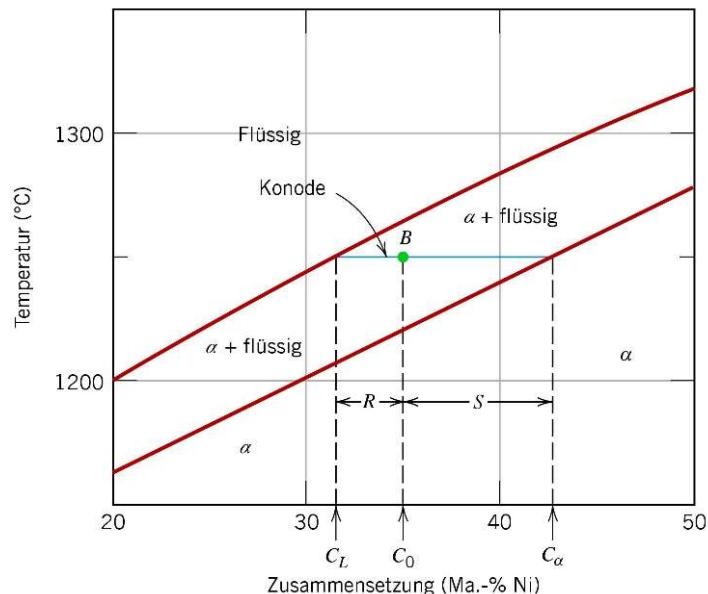
- Art und Anzahl der Phasen
- Zusammensetzung dieser Phasen
- relative Anteile dieser Phasen



Zusammensetzung der beiden Phasen
im Zweiphasengebiet:
benutze Konoden, dies sind Linien
bei bestimmter Temperatur (Isothermen),
die an den Phasengrenzlinien enden

Berechnung Gleichgewichtskonzentrationen

1. Konstruktion der **Konode** bei der gewünschten Temperatur
2. Einzeichnen der **Schnittpunkte** der Konode mit den beiden Phasengrenzlinien
3. Bestimmung der **Zusammensetzungen** an den Phasengrenzlinien, diese sind die Zusammensetzungen der beiden Phasen



Beispiel: $C_0 = 35 \text{ Ma.-\% Ni} / 65 \text{ Ma.-\% Cu}$ bei $1250 \text{ }^\circ\text{C}$

Schnittpunkt mit Liquiduslinie

→ flüssige Phase: $C_L = 31,5 \text{ Ma.-\% Ni} / 68,5 \text{ Ma.-\% Cu}$

Schnittpunkt mit Soliduslinie

→ feste Phase: $C_\alpha = 42,5 \text{ Ma.-\% Ni} / 57,5 \text{ Ma.-\% Cu}$

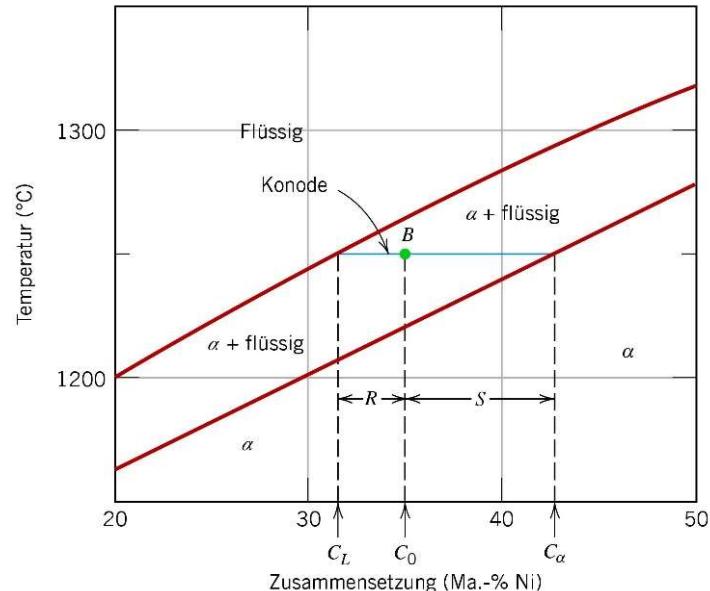
Berechnung der Mengenanteile der Phasen

im Zweiphasengebiet: Hebelgesetz

1. Konstruieren der Konode + Ablesen der Zusammensetzungen der Phasen
2. Teilen der Länge des Konodenabschnitts zwischen der betrachteten Zusammensetzung und der Phasengrenze der anderen Phasen mit der Gesamtlänge der Konode

→ Massenanteil der festen Phase $Ma_\alpha = \frac{R}{R+S}$

Massenanteil der flüssigen Phase: $Ma_L = \frac{S}{R+S}$



Beispiel: Punkt B

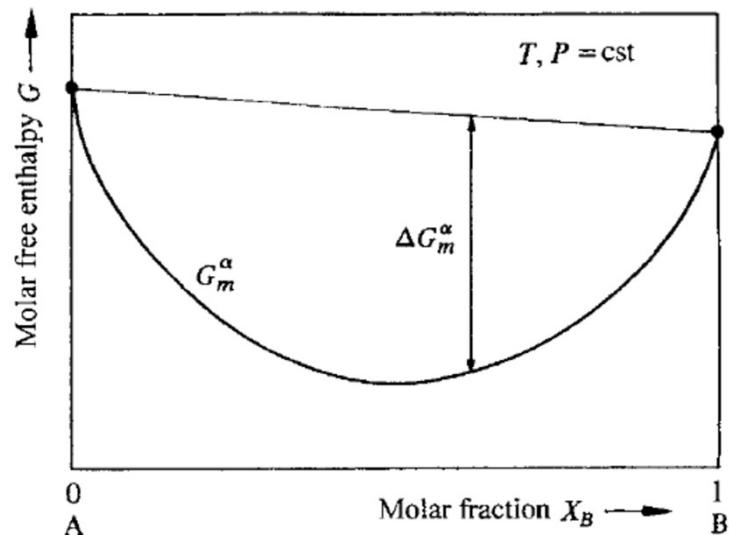
35 Ma.-% Ni / 65 Ma.-% Cu bei 1250 °C

- Anteil der flüssigen Phase: 68 Ma.-%
- Anteil der α-Phase: 32 Ma.-%

Gibbs-Energie

Gibbs-Energie bzw. freie Enthalpie: $G = H - TS$

H : Enthalpie
 S : Entropie

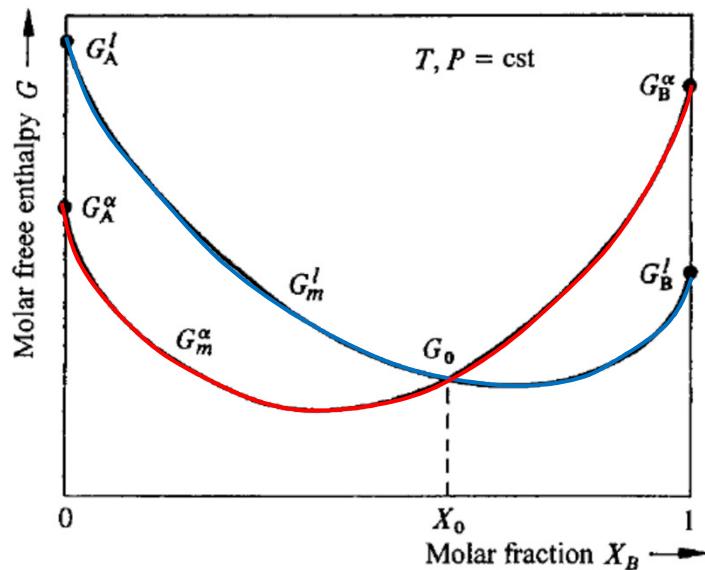


Mischung aus 2 Komponenten:

freie Mischungsenthalpie G_m
einer Phase α
bei konstanter Temperatur
und konstantem Druck
als Funktion des Molenbruchs $X_B = \frac{n_B}{n_A + n_B}$
der Komponente B

n_i : Anzahl der Mol der Komponente i

Gibbs-Energie zweikomponentiger Systeme

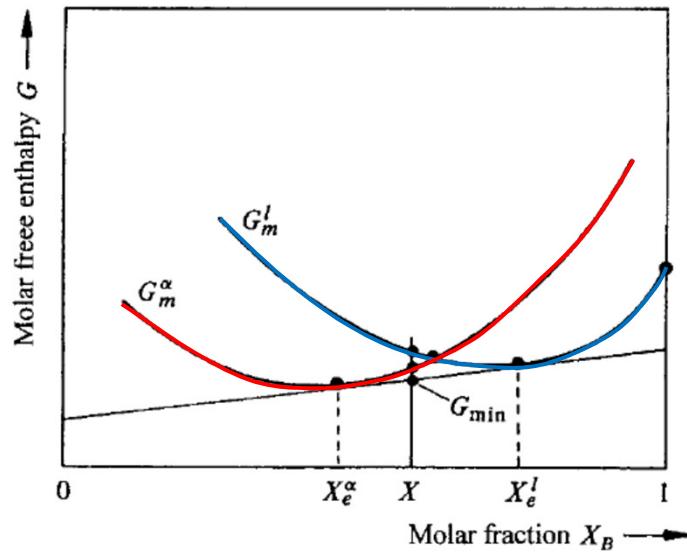


molare freie Enthalpie G
eines binären Systems A-B
mit einer **festen Phase α** (G_m^α)
und einer **flüssigen Phase l** (G_m^l)

Schnittpunkt bei (X_0, G_0)

- für $0 < X_B < X_0$: G_m^α am niedrigsten → **Kristall stabil**
- für $X_0 < X_B < 1$: G_m^l am niedrigsten → **Flüssigkeit stabil**

Gibbs-Energie zweikomponentiger Systeme



weitere Möglichkeit, die freie Mischungsenthalpie abzusenken:
Koexistenz der zwei Phasen α und l zwischen X_e^α und X_e^l
→ gemeinsame Tangente an die beiden Kurven
→ Zweiphasensystem, das stabiler ist als Phase α und als Phase l

für $X_e^\alpha < X < X_e^l$:

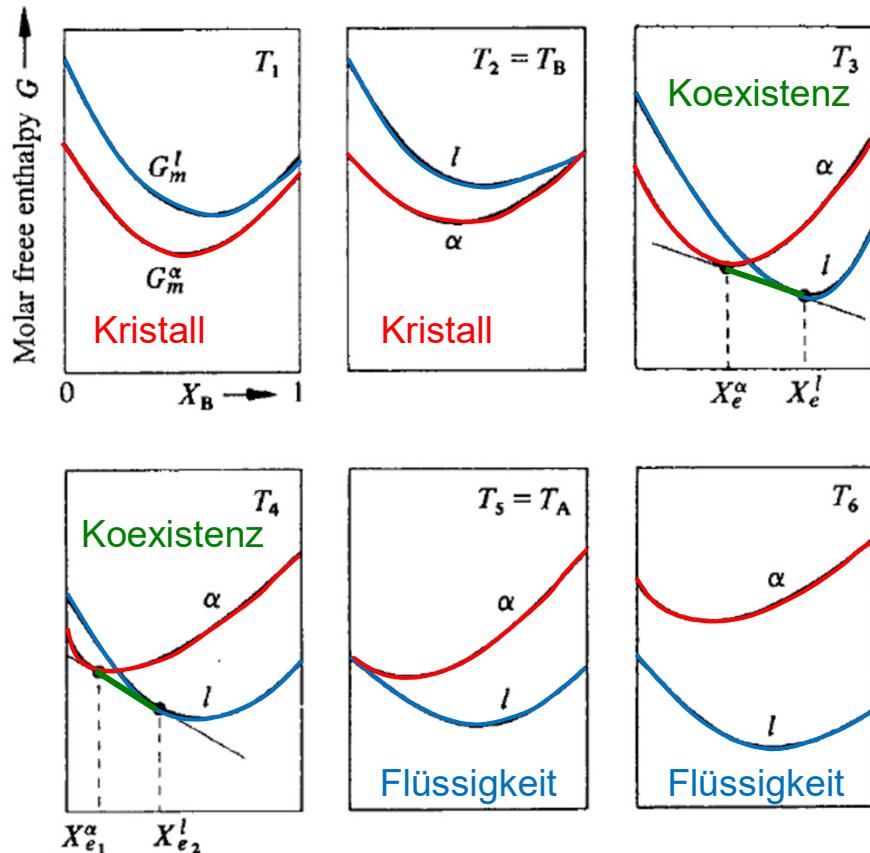
Koexistenz der Phasen mit Zusammensetzungen X_e^α und X_e^l

Anteile der beiden Phasen f_α und f_l

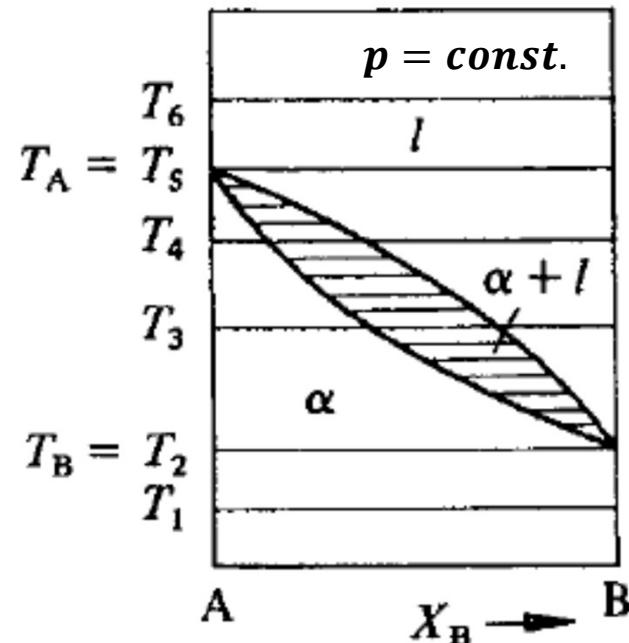
sind durch die folgende Bedingung gegeben: $X_e^\alpha f_\alpha + X_e^l f_l = X$

Freie Enthalpie zweikomponentiger Systeme

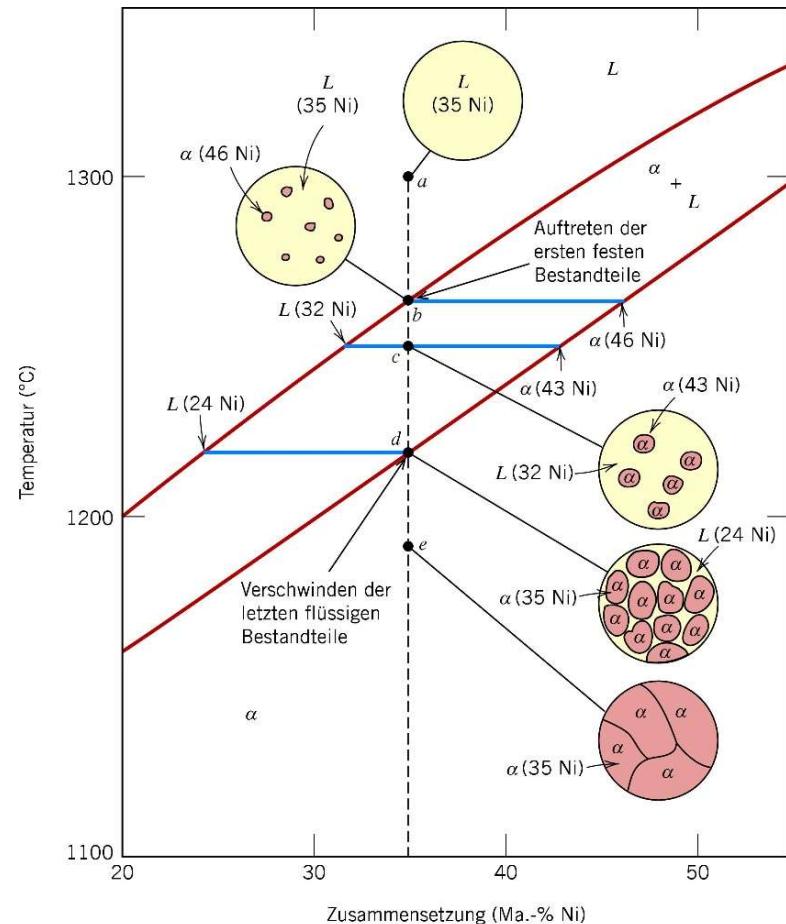
freie Mischungsenthalpien
 bei verschiedenen Temperaturen:



resultierendes
 Phasendiagramm:



10.4 Entstehung der Mikrostruktur in isomorphen Legierungen

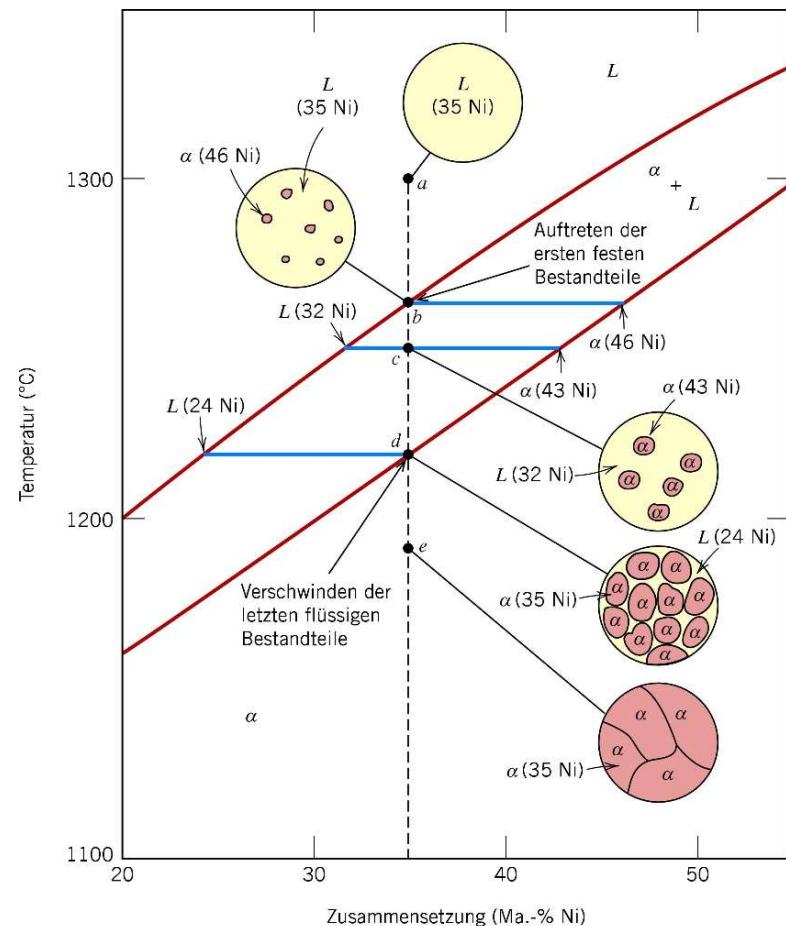


einfachster Typ: Kupfer-Nickel

Erstarren durch **sehr langsames Abkühlen**
→ **Gleichgewicht** kann sich einstellen

Betrachte Abkühlung der
35 Ma.-% Ni / 65 Ma.-% Cu Legierung
von 1300 °C auf Zimmertemperatur
= senkrechte, gestrichelte Linie

Abkühlung bis zur Liquiduslinie

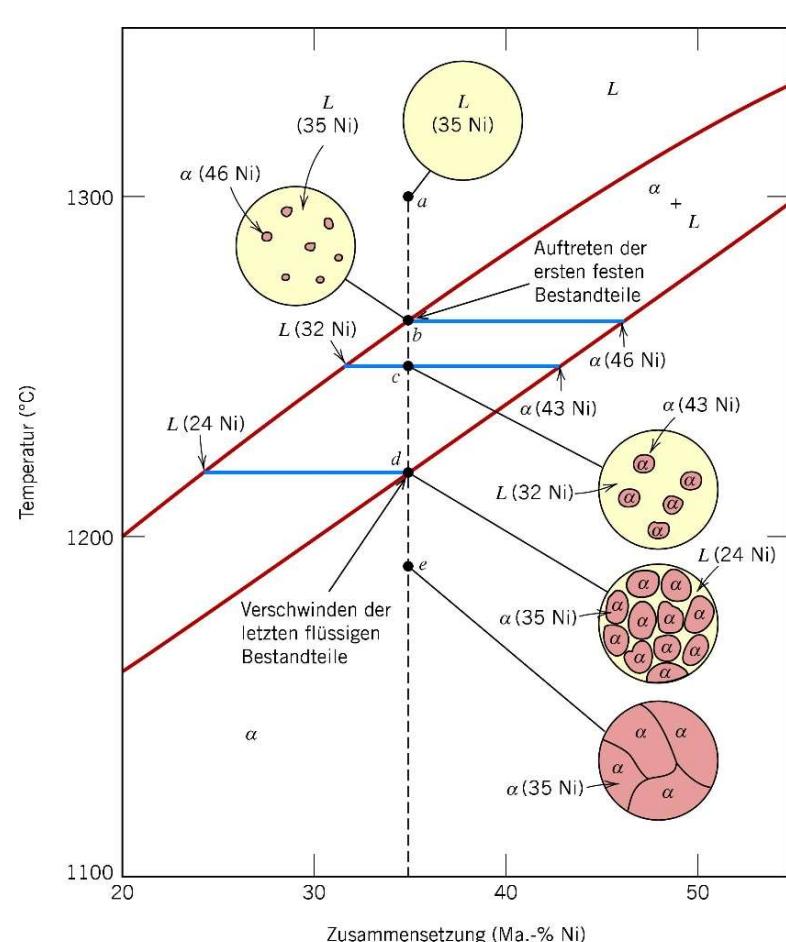


Start (Punkt *a*): Legierung ist flüssig

an Liquiduslinie (Punkt *b*):

- Keimbildung von α -Kristallen, Zusammensetzung von Konode bei jeweiliger Temperatur bestimmt (hier: 46 Ma.-% Ni / 54 Ma.-% Cu)
- Zusammensetzung der flüssigen Phase: ~35 Ma.-% Ni / ~65 Ma.-% Cu

Abkühlung durch das Zweiphasengebiet



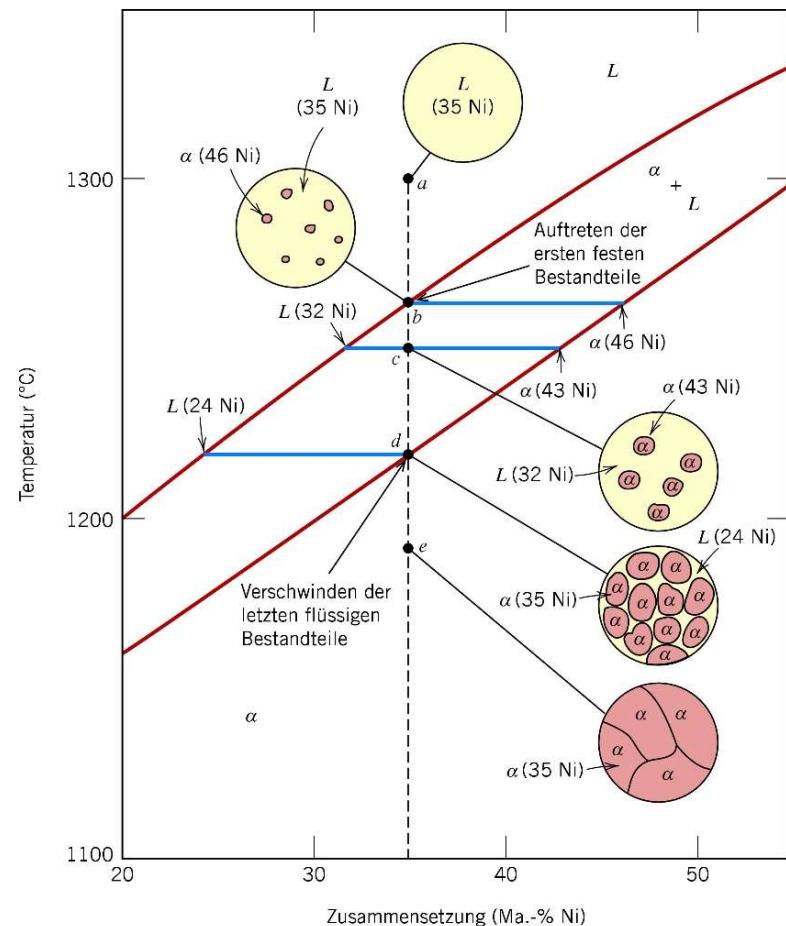
weitere Abkühlung (Punkt c):

- Zusammensetzungen folgen der Liquidus- und Soliduslinie
 - Anteil der α -Phase nimmt zu
- Umverteilung von Cu/Ni zwischen Phasen

Erstarrungsprozess endet bei Soliduslinie (~1220 °C, Punkt d)

- feste Phase:
~35 Ma.-% Ni / ~65 Ma.-% Cu
- flüssige Phase:
~24 Ma.-% Ni / ~76 Ma.-% Cu

Abkühlung durch das Zweiphasengebiet



unterhalb der Soliduslinie (Punkt *e*):
Erstarren der restlichen flüssigen Phase
→ polykristalliner α-Mischkristall
mit ~35 Ma.-% Ni / ~65 Ma.-% Cu

10.5 Systeme mit einer Mischungslücke

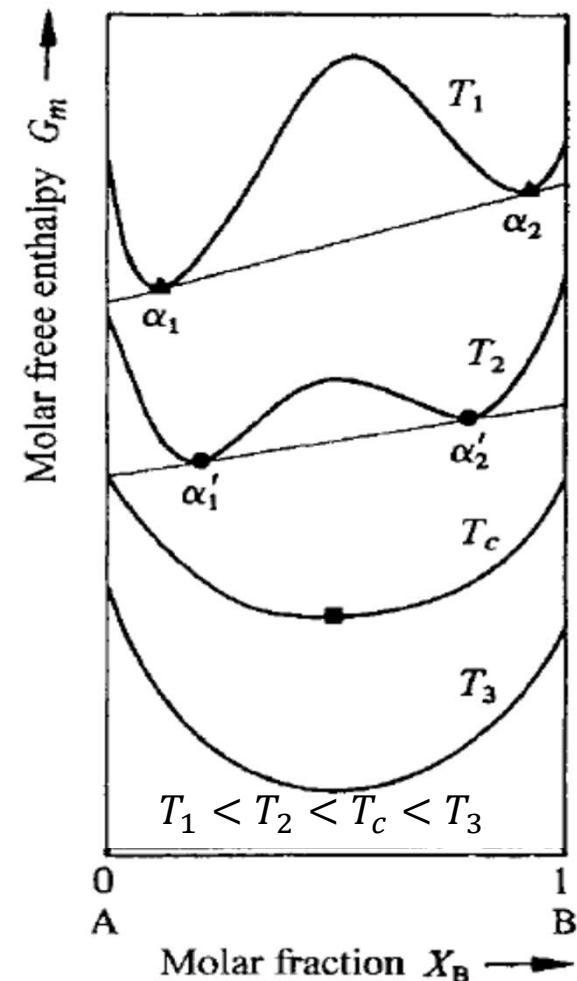
in vorherigen Betrachtungen zweikomponentiger Systeme: Form der $G_m(X)$ -Kurven nahezu temperaturunabhängig

Für Systeme mit Mischungslücke sind $G_m(X)$ -Kurven stark temperaturabhängig.

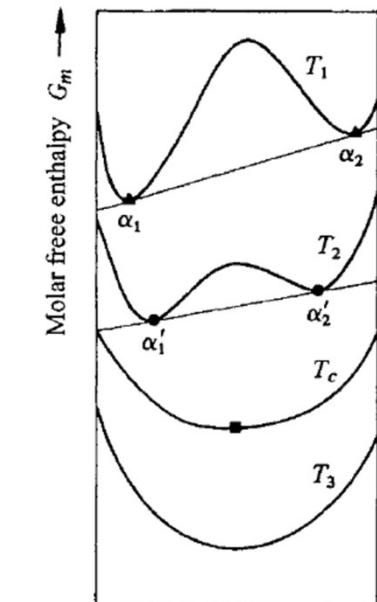
Im Beispiel rechts steigt $G_m(X)$ mit fallender Temperatur an.

Auch die Form der Kurve hängt von der Temperatur ab.

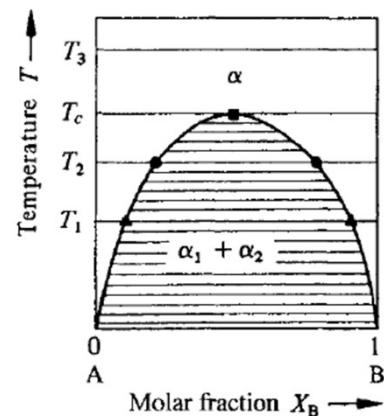
Beispiele: Polymerlösung, Polymermischung, Mischungen von Flüssigkeiten (Öl/Wasser)



Konstruktion des Phasendiagramms

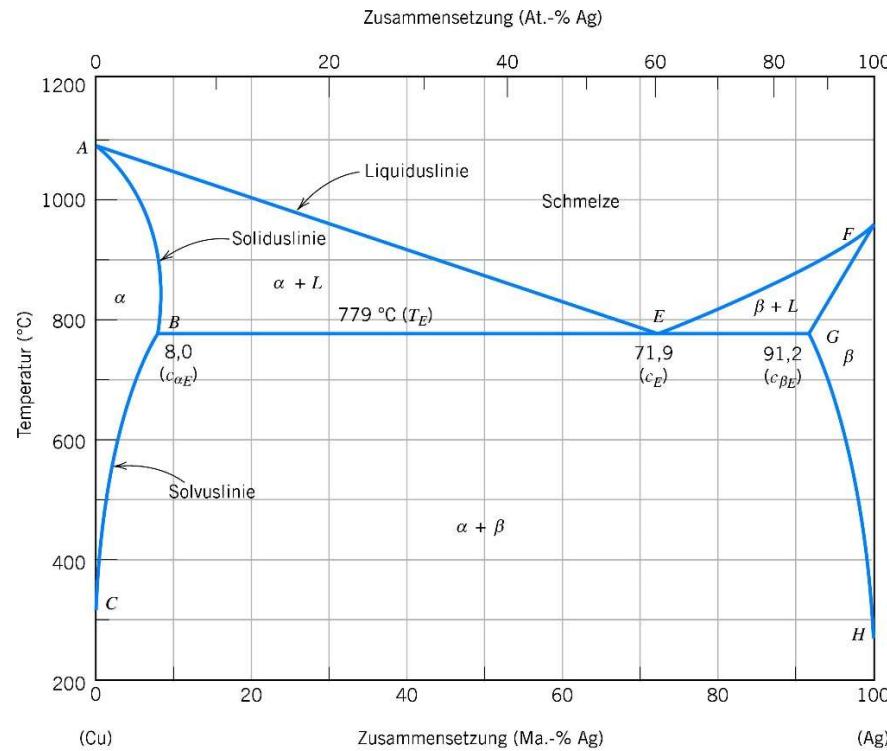


Für hohe Temperaturen, T_3 und T_c ,
hat die $G_m(X_B)$ -Kurve lediglich ein Minimum.



Für niedrige Temperaturen, T_2 und T_1 , beide $< T_c$,
liegt ein Maximum zwischen den beiden Minima
→ Zweiphasengebiet zwischen den beiden
Schnittpunkten der Tangente mit $G_m(X_B)$:
“Mischungslücke”, dort Koexistenz von Phasen
verschiedener Zusammensetzung.

10.6 Binäre eutektische Systeme



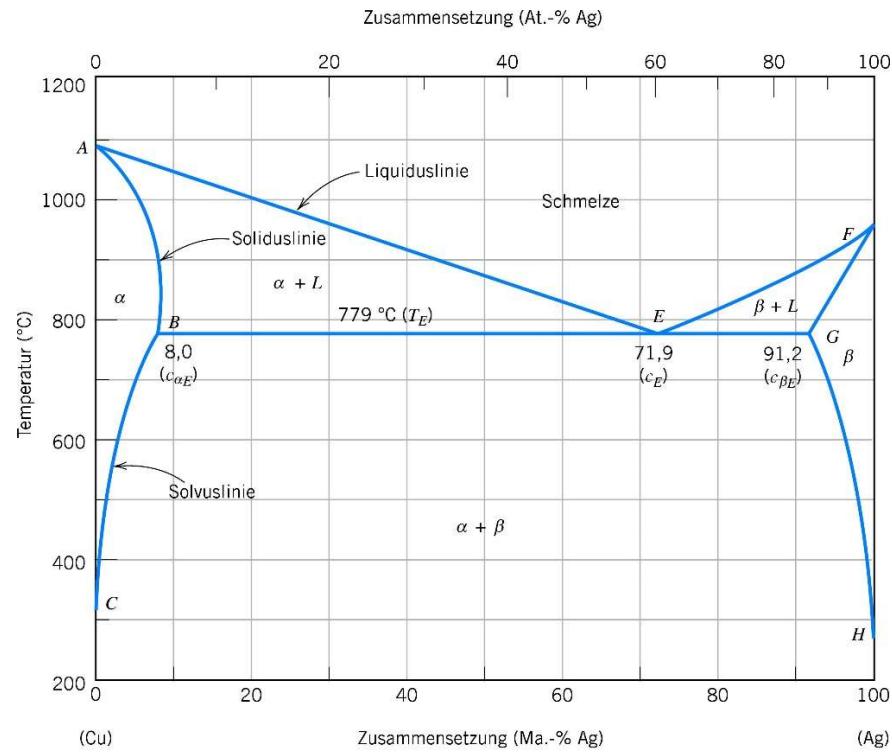
typisches Beispiel: Cu-Ag

drei Einphasengebiete:

- Schmelze L
- α -Phase: Cu-reicher Mischkristall
- β -Phase: Ag-reicher Mischkristall (α und β bcc)

Linie BEG: kann auch als **Soliduslinie** aufgefasst werden,
nämlich als geringste Temperatur für die Existenz der flüssigen Phase

Binäre eutektische Systeme



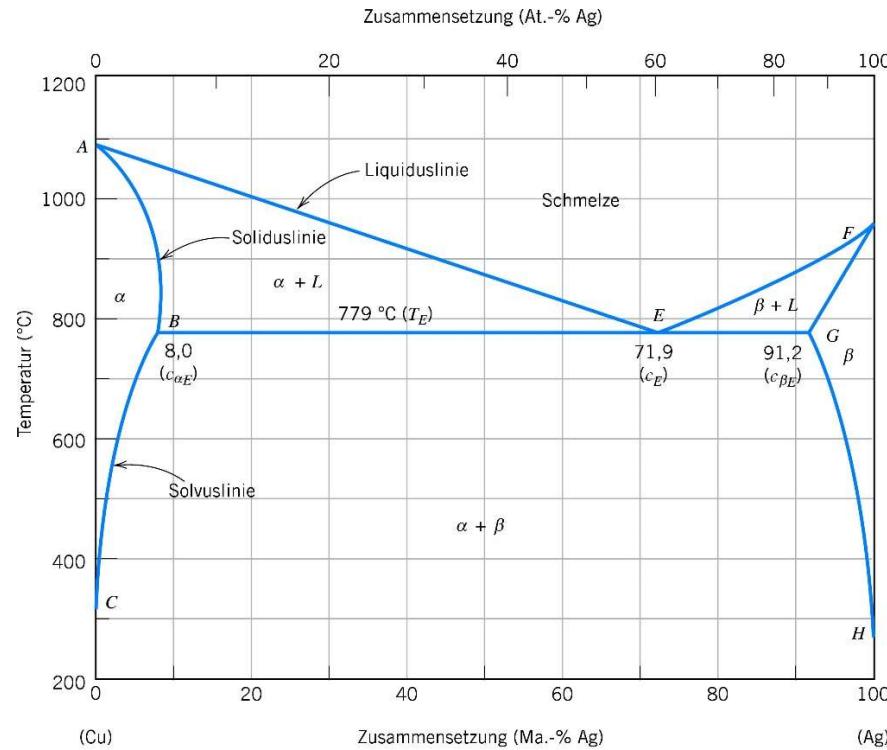
geringe Löslichkeiten von Ag in Cu und umgekehrt

Löslichkeitsgrenze für α -Phase:
CBA

bis 779 °C: “Solvuslinie”,
oberhalb: “Soliduslinie”;

entsprechend für β -Phase
Löslichkeitsgrenze HGF

Binäre eutektische Systeme



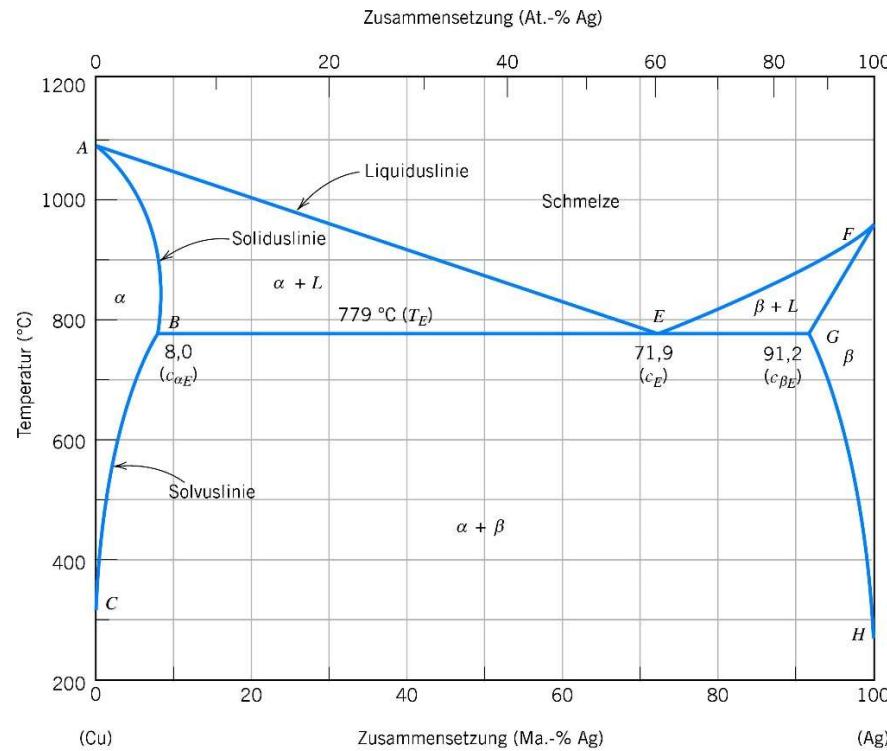
3 Zweiphasengebiete:

$\alpha + \beta$: Koexistenz von α - und β -Mischkristallen

$\alpha + L$, $\beta + L$: Koexistenz von α und der Schmelze L
bzw. von β und der Schmelze L

Berechnung der
Zusammensetzungen
und relative Anteile wie oben
beschrieben

Binäre eutektische Systeme

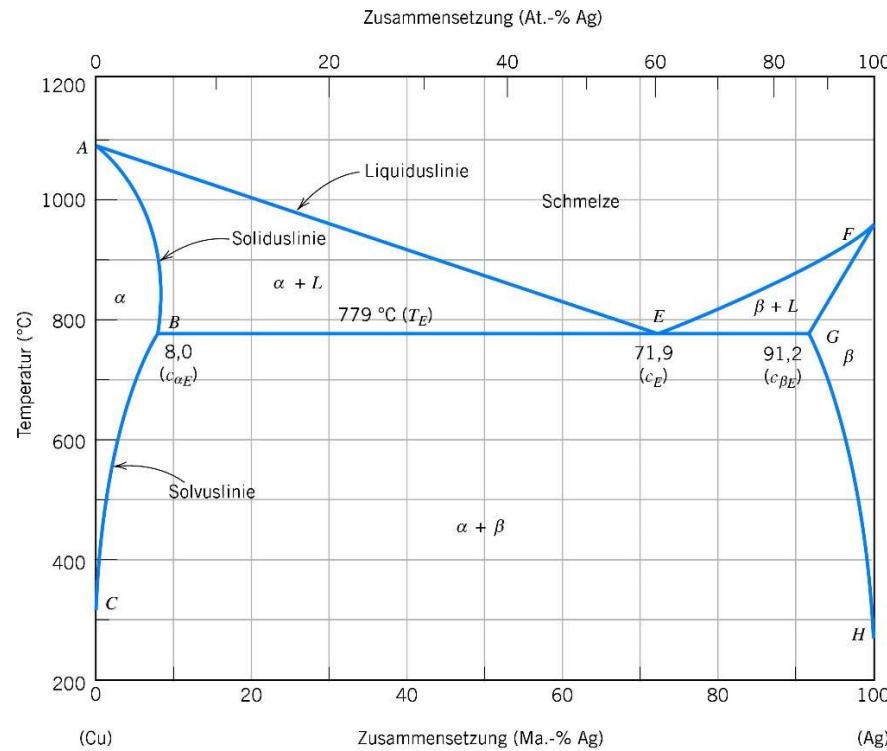


Schmelztemperatur von Cu wird durch Zugabe von Ag herabgesetzt und umgekehrt (s. Liquiduslinien AE und FE).

Diese Liquiduslinien treffen sich im Punkt E = invarianter Punkt, Zusammensetzung c_E , Temperatur T_E .

Die Koordinaten von E sind die eutektische Zusammensetzung und die eutektische Temperatur.

Eutektische Reaktion



Abkühlen durch invarianten Punkt

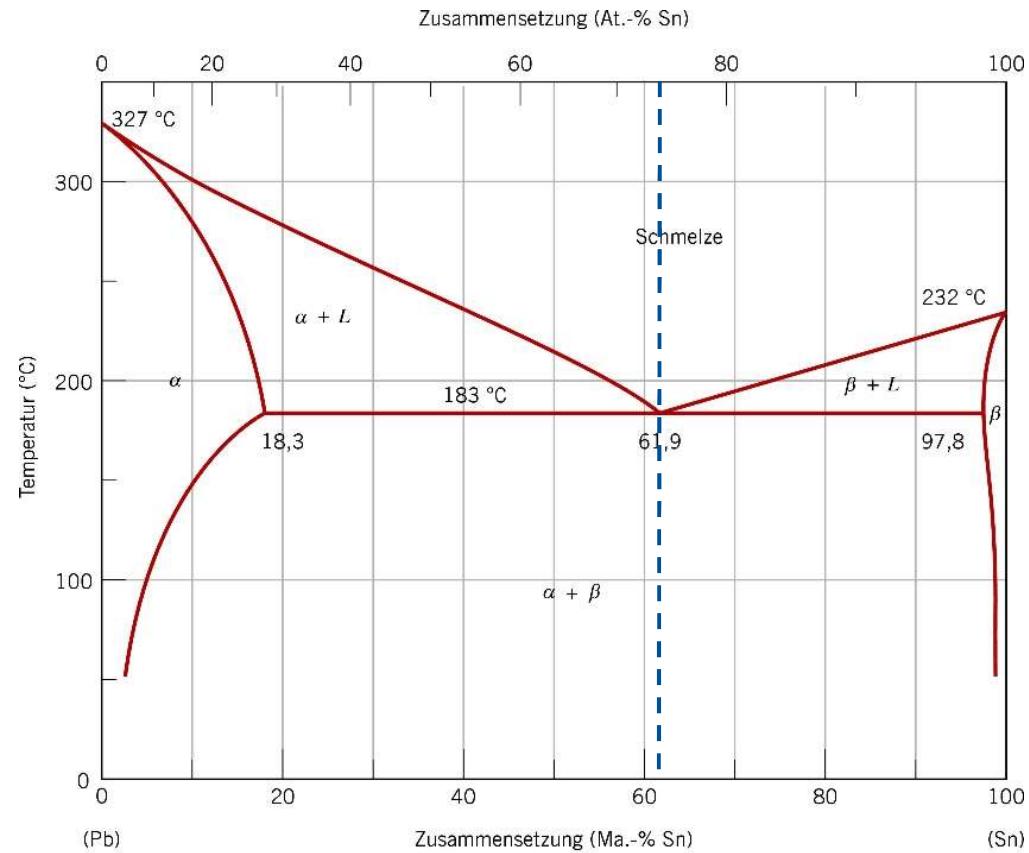
→ $L(c_E) \leftrightarrow \alpha(c_{\alpha E}) + \beta(c_{\beta E})$
eutektische Reaktion

Abkühlung → Umwandlung der flüssigen Phase bei T_E in zwei feste Phasen α und β

in Cu-Ag:

- $c_{\alpha E} = 8.0$ Ma.-% Ag
- $c_{\beta E} = 91.2$ Ma.-% Ag

Weiteres Beispiel: Blei-Zinn



eutektische Legierung

Lötzinn 62-38:

61,9 Ma.-% Sn / 38,1 Ma.-% Pb

für Elektronikindustrie



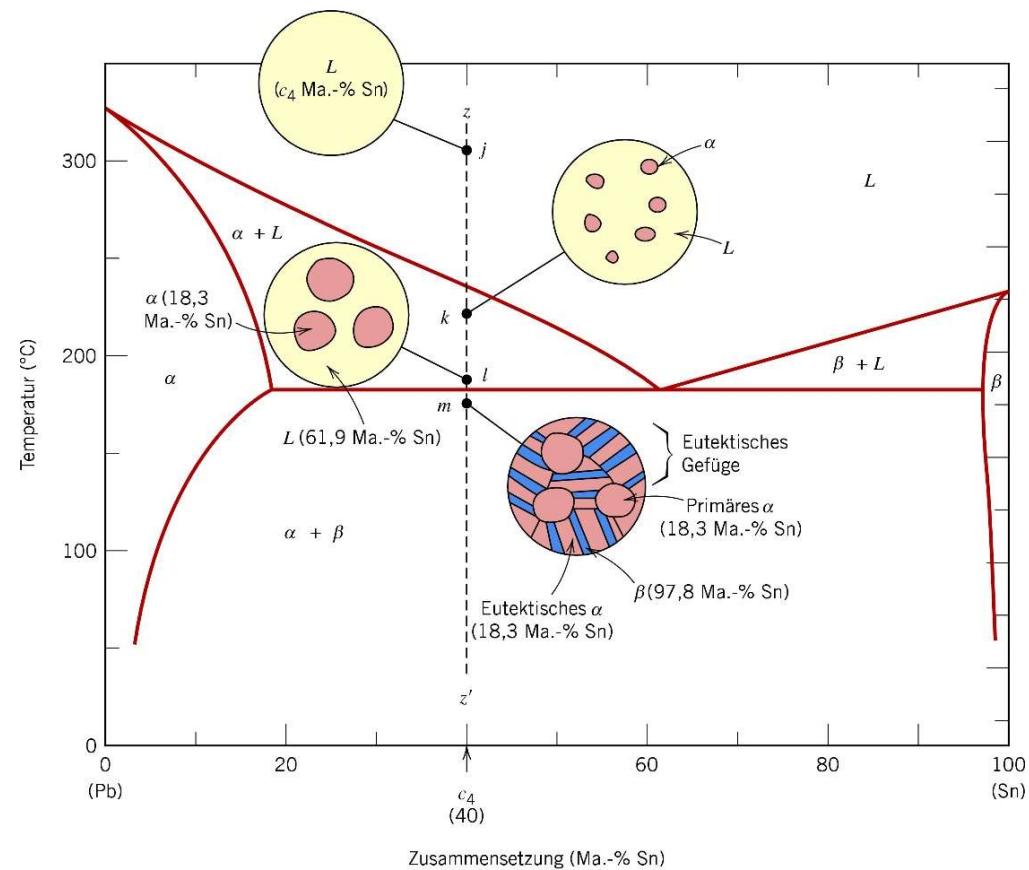
Lötzinn 60-40:

60 Ma.-% Sn / 40 Ma.-% Pb

→ schmilzt bei 185 °C

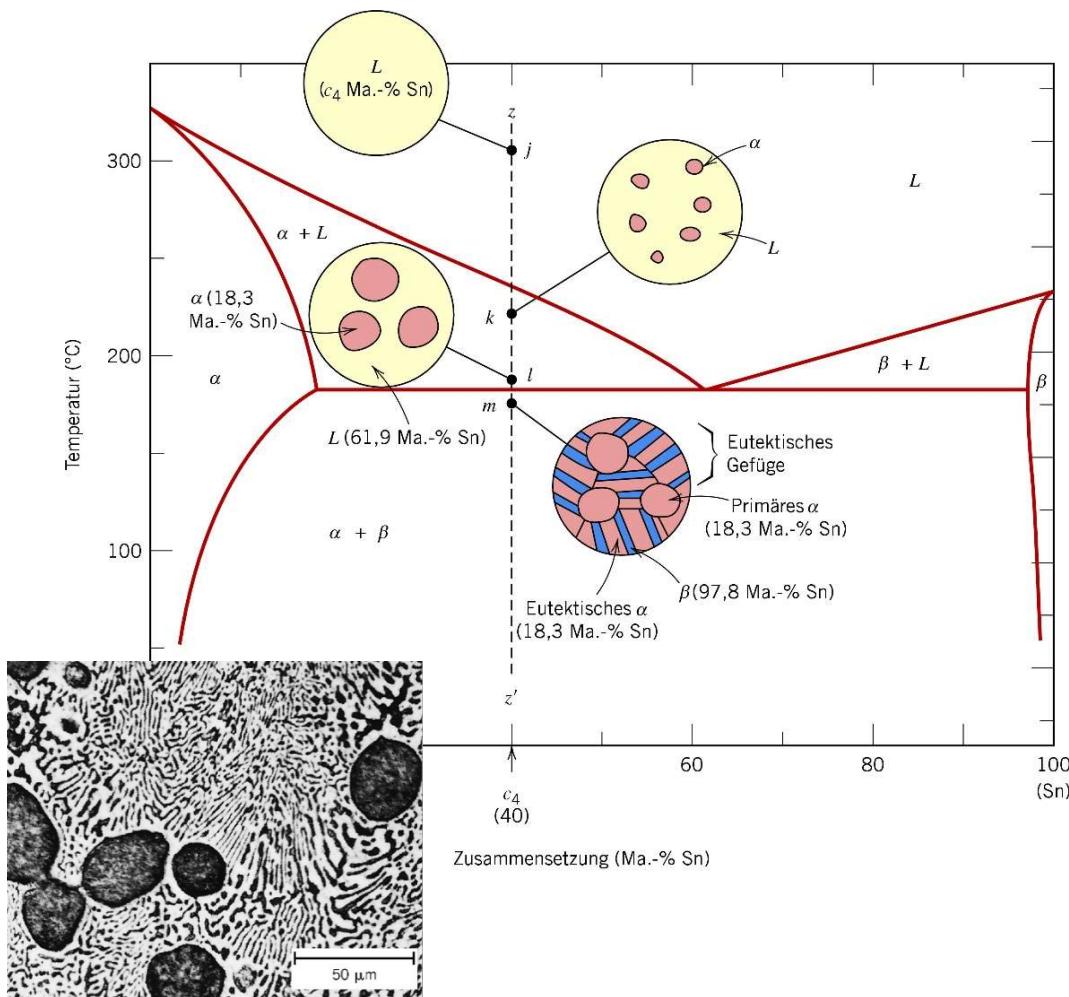
→ [Niedertemperatur-Lötzinn](#)

Abkühlung durch eutektische Temperatur



Abkühlung entlang zz' :
Entstehung der α -Phase
mit ca. 18,3 Ma.-% Sn und
der L-Phase mit 61,9 Ma.-% Sn

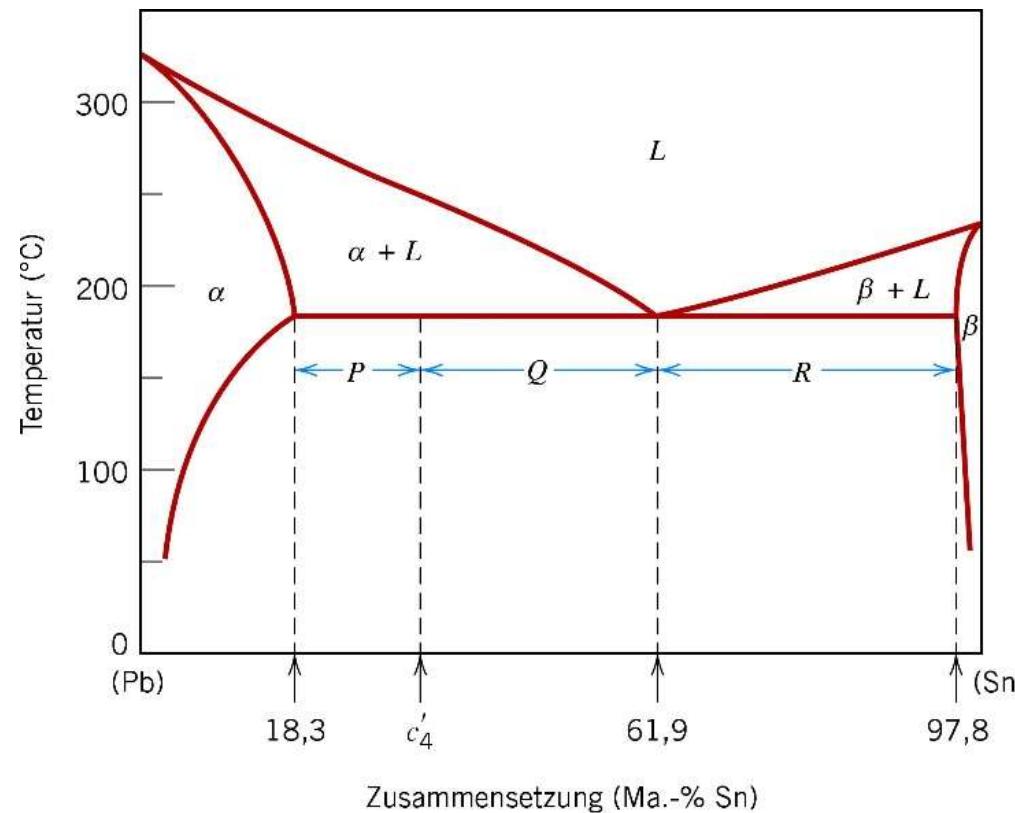
Abkühlung durch eutektische Temperatur



Unterschreiten der Eutektischen Temperatur

- Restschmelze erstarrt mit eutektischer Zusammensetzung
- vorhandene α-Bereiche ändern sich nur unwesentlich
- α-Phase existiert in primärer und in eutektischer Struktur

Zusammensetzung



eutektischer Gefügebestandteil:
insgesamt 61,9 Ma.-% Sn

Hebelgesetz für Konode zwischen
 $\alpha/(\alpha+\beta)$ -Phasengrenze
(18,3 Ma.-% Sn) und eutektischer
Zusammensetzung:

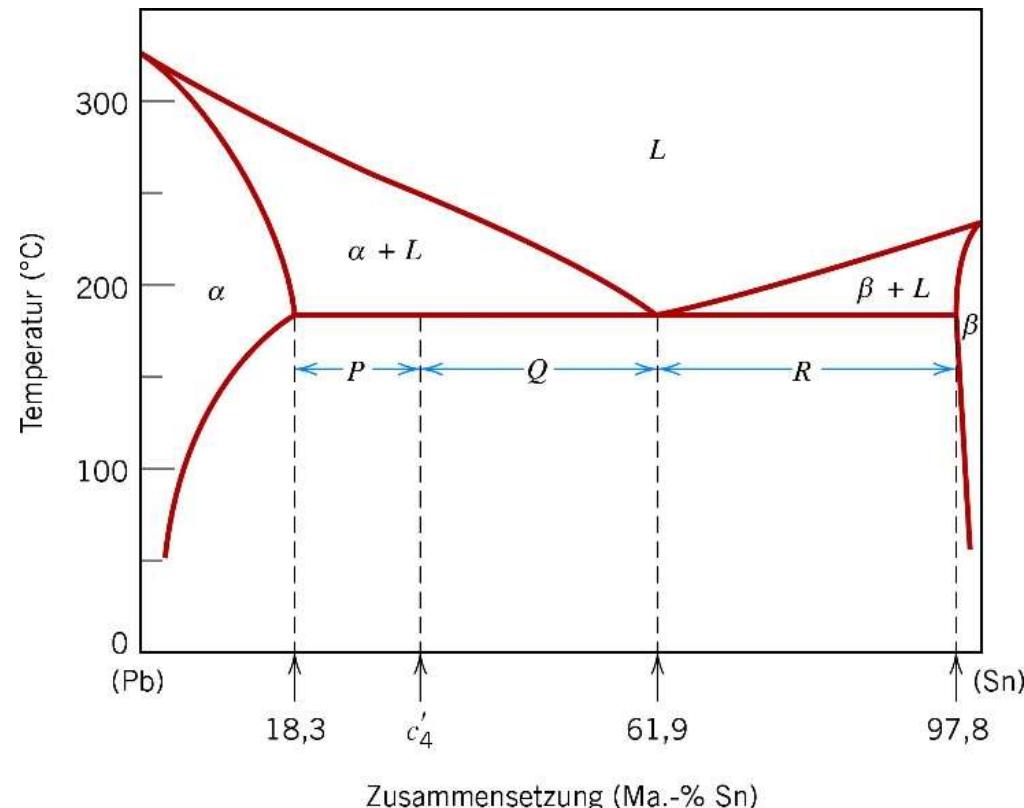
- Gesamtanteil der α -Phase:

$$Ma_{\alpha} = \frac{Q+R}{P+Q+R}$$

- Anteil der β -Phase:

$$Ma_{\beta} = \frac{P}{P+Q+R}$$

Zusammensetzung



Betrachte c'_4 :

- Anteil des eutektischen Gefügebestandteils ist gleich dem der Schmelze, aus der es entstanden ist:

$$Ma_e = Ma_L = \frac{P}{P+Q}$$

- Anteil der primären α-Phase:

$$Ma_{\alpha'} = \frac{Q}{P+Q}$$

10.7 Gibbs'sche Phasenregel

Anzahl der unter Gleichgewichtsbedingungen koexistierenden Phasen:

$$P + F = K + N$$

P : Anzahl der beteiligten Phasen

F : Anzahl der Freiheitsgrade (T, p , Zusammensetzung),
bzw. Anzahl der unabhängig voneinander veränderbaren Variablen,
ohne dass sich die Anzahl der im Gleichgewicht
koexistierenden Phasen ändert

K : Anzahl der Komponenten (Elemente, stabile Verbindungen)

N : Anzahl der Zustandsvariablen (z. B. T, p)

Binäres Phasendiagramm Cu/Ag

Druck konstant bei $p = 101,3 \text{ kPa}$

→ T ist einzige Zustandsvariable → $N = 1$

binäres System → Anzahl der Komponenten $K = 2$

Gibbs' Phasenregel $P + F = K + N \rightarrow P + F = 3$

→ Anzahl der Freiheitsgrade $F = 3 - P$

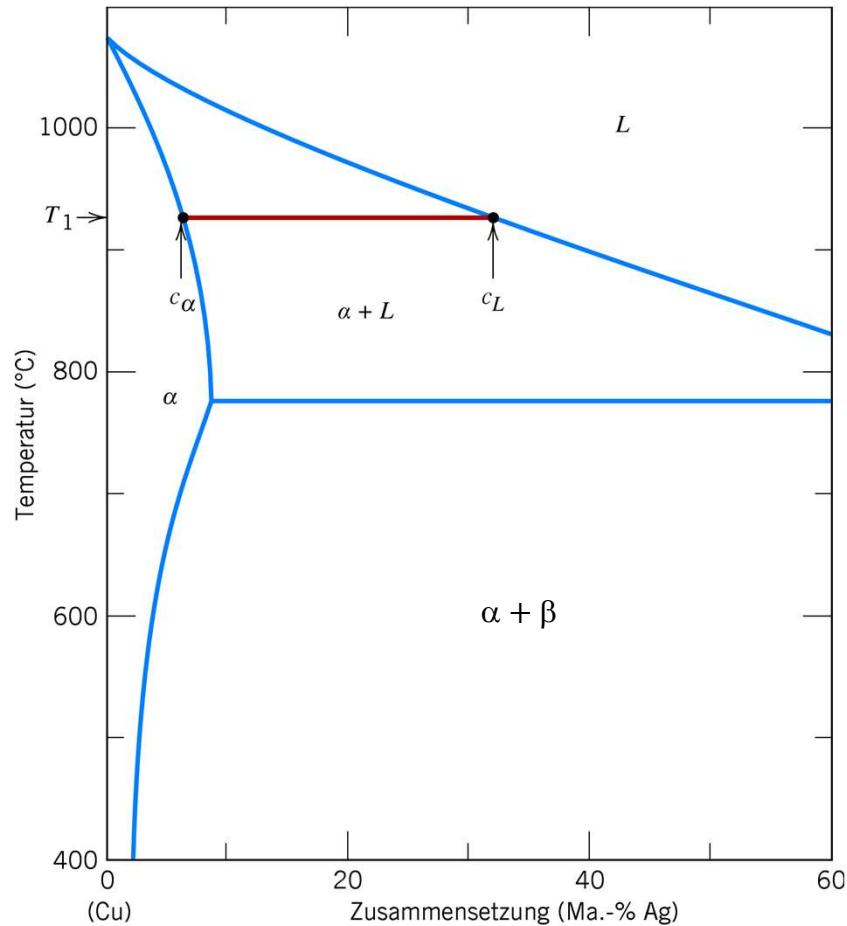
für Einphasengebiete α , β und L :

Anzahl der Phasen $P = 1 \rightarrow F = 2$

→ zur Beschreibung jeder Legierung in einem Einphasengebiet müssen zwei Größen bestimmt werden:

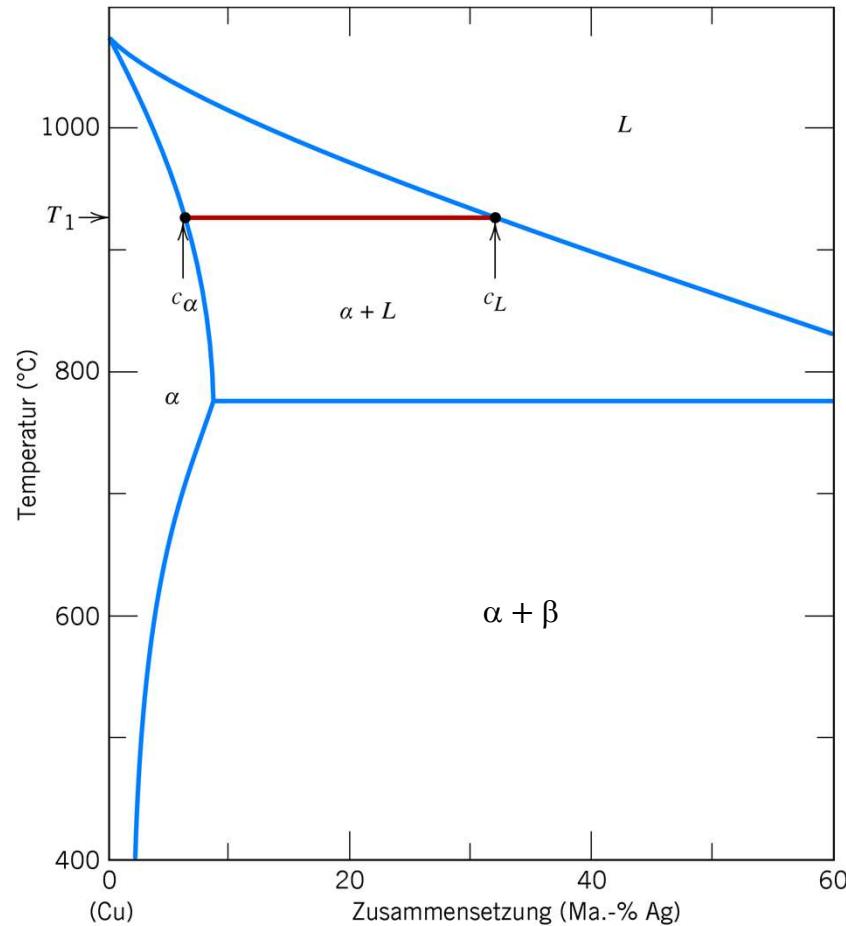
Zusammensetzung und Temperatur

Binäres Phasendiagramm Cu/Ag



für Zweiphasengebiete $\alpha + L$, $\beta + L$, $\alpha + \beta$:
Anzahl der Phasen $P = 2 \rightarrow F = 1$
→ nur ein Freiheitsgrad
→ T oder Zusammensetzung einer der Phasen müssen festgelegt werden, um das System vollständig definieren zu können

Binäres Phasendiagramm Cu/Ag



wenn z.B. $T = T_1$ festgelegt ist,
werden die Zusammensetzungen c_α und
 c_L durch die Extrema der Konode
in $\alpha + L$ vorgegeben;

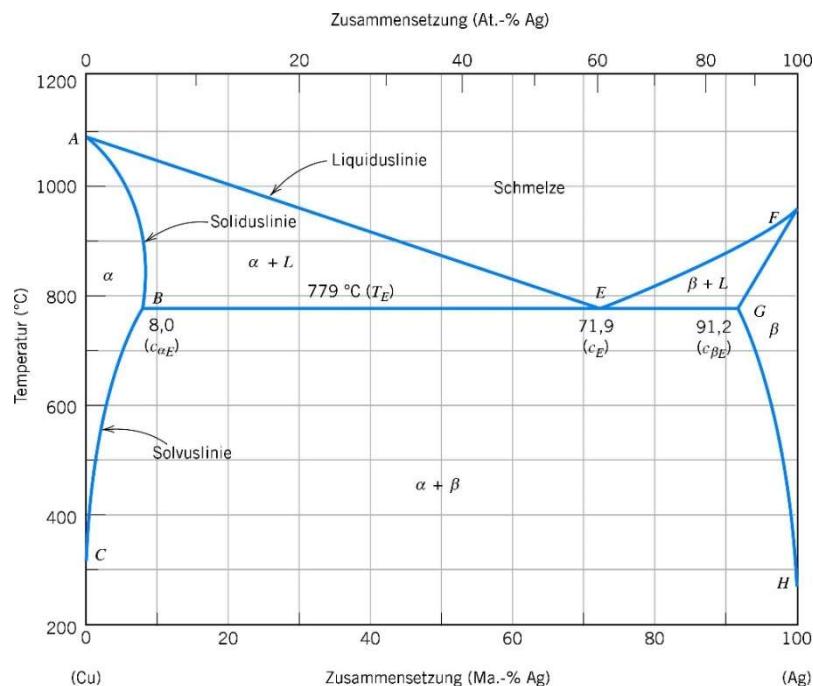
bzw. kann eine der Zusammensetzungen
festgelegt werden, z. B. c_α
→ daraus ergeben sich T_1 und c_L

Binäres Phasendiagramm Cu/Ag

Koexistenz von drei Phasen:

$P = 3 \rightarrow F = 0 \rightarrow$ keine Freiheitsgrade

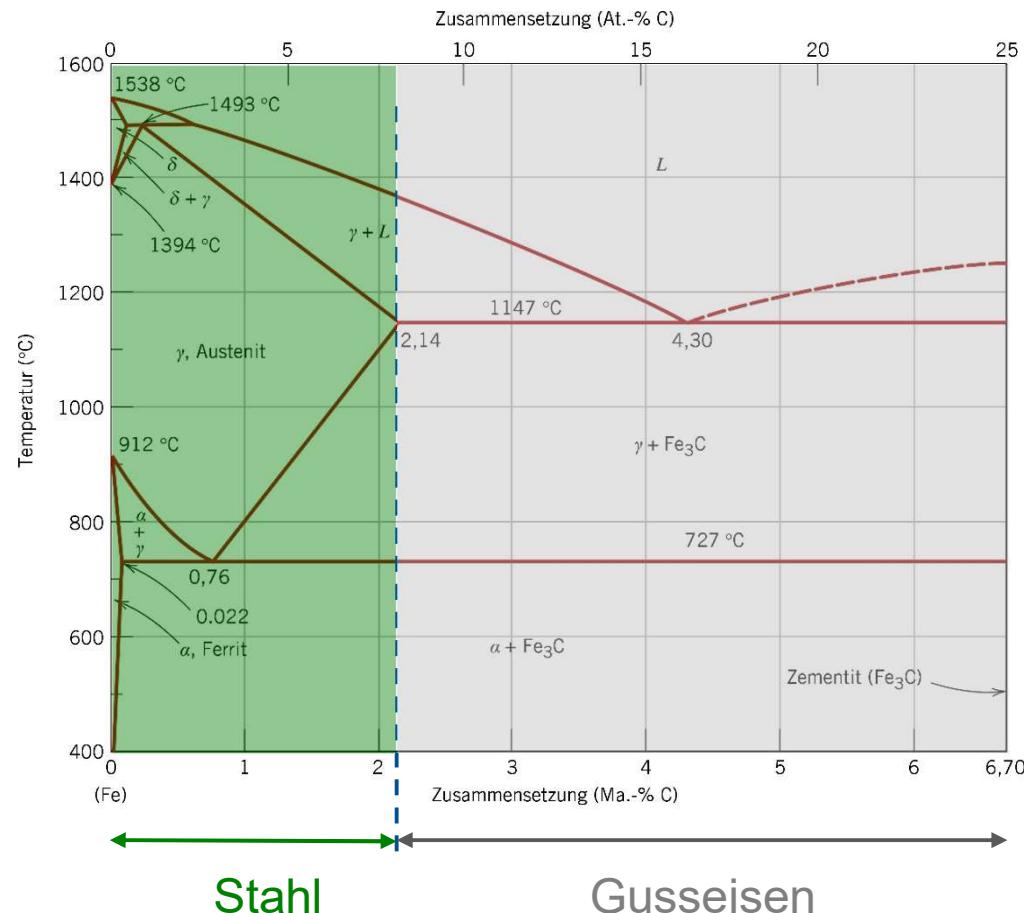
$\rightarrow T$ und Zusammensetzung nicht variabel



z.B. bei eutektischem System:
auf der eutektischen Isothermen (BG)

$\rightarrow T = 779$ °C,
 α -Phase enthält 8,0 Ma.-% Ag,
 L -Phase enthält 71,9 Ma.-% Ag,
 β -Phase enthält 91,2 Ma.-% Ag
 \rightarrow kein Gebiet, sondern Isotherme

10.8 Eisen-Kohlenstoff-System



linke Achse: reines Eisen

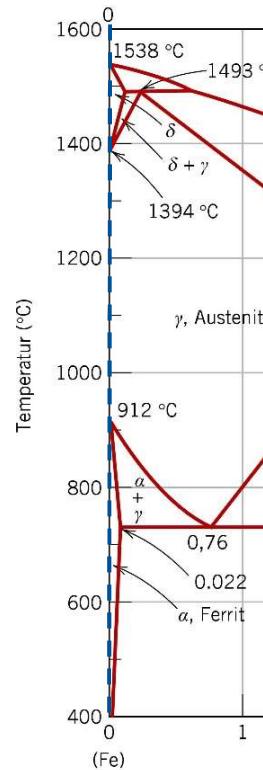
rechte Achse:

Eisen mit 6,7 Ma.-% C
= 100 Ma.-% Zementit (Fe_3C)

es wird unterschieden:

- der **eisenreiche Teil**
bis Fe_3C (Stahl, Gusseisen),
eigentlich Fe-Fe₃C-Diagramm
- der **kohlenstoffreiche Teil**
für mehr als 6,7 Ma.-% C
(nicht gezeigt)

Reines Eisen



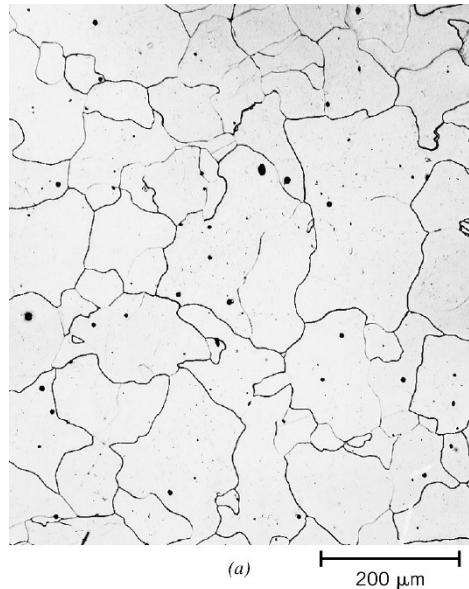
beim Erwärmen zwei Änderungen der Kristallstruktur (“allotrope Umwandlung”)

- Raumtemperatur: Ferrit oder α -Eisen, bcc-Struktur
- bei 912 °C: allotrope Umwandlung in Austenit oder γ -Eisen, fcc-Struktur
- bei 1394 °C: allotrope Umwandlung in δ -Ferrit, bcc-Struktur
- bei 1538 °C: Schmelzen

Kohlenstoff nimmt **Zwischengitterplätze** im Eisen ein

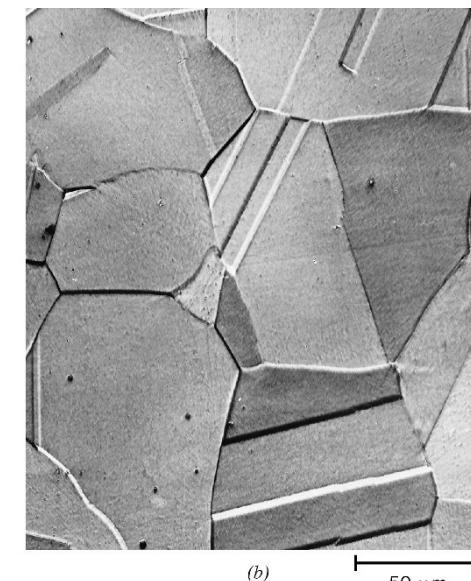
- Mischkristalle α -Ferrit, δ -Ferrit und Austenit
- Löslichkeit von Kohlenstoff in diesen Strukturen sehr verschieden

α -Ferrit und Austenit



α -Ferrit

- nur geringe Löslichkeit von C
Grund: wenig Platz auf
Zwischengitterplätzen der bcc-Struktur
- relativ weich
- ferromagnetisch bis 768 °C
- δ -Ferrit: ähnlich



Austenit (γ -Phase des Eisens)

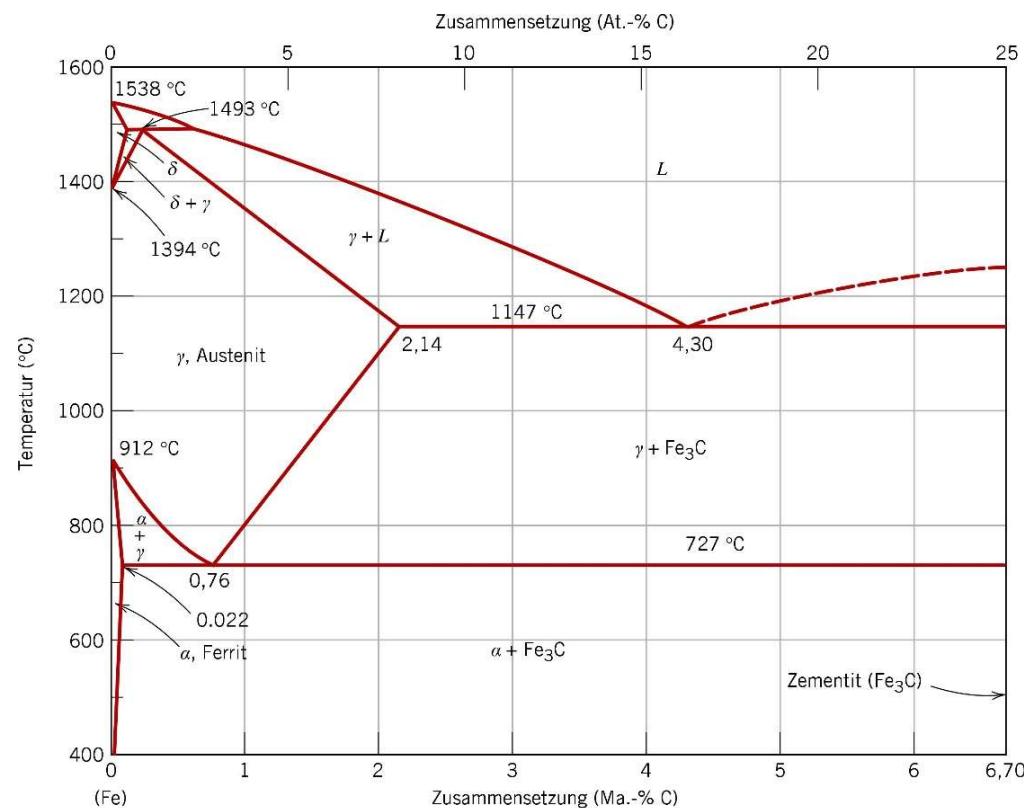
- hohe Löslichkeit von C im Austenit,
da größere Zwischengitterplätze
in fcc-Struktur als in bcc-Struktur
- nicht ferromagnetisch

Zementit Fe_3C

- bildet sich, wenn Löslichkeitsgrenze von C in Fe überschritten wird
- **extrem hart und spröde**
- eigentlich metastabil, aber extrem langlebig



Weitere Eigenschaften des Phasendiagramms



- es gibt **Zweiphasengebiete**
- **Eutektikum** bei 4,30 Ma.-% C und 1147 °C:
$$L \leftrightarrow \gamma + Fe_3C,$$
d.h. aus Schmelze bilden sich Austenit und Zementit
- **eutektoider (invarianter) Punkt** bei 0,76 Ma.-% C und 727 °C,
hier wandelt sich die γ-Phase in α-Eisen und Zementit um
→ wichtig für Wärmebehandlung in Stählen

Eisenwerkstoffe

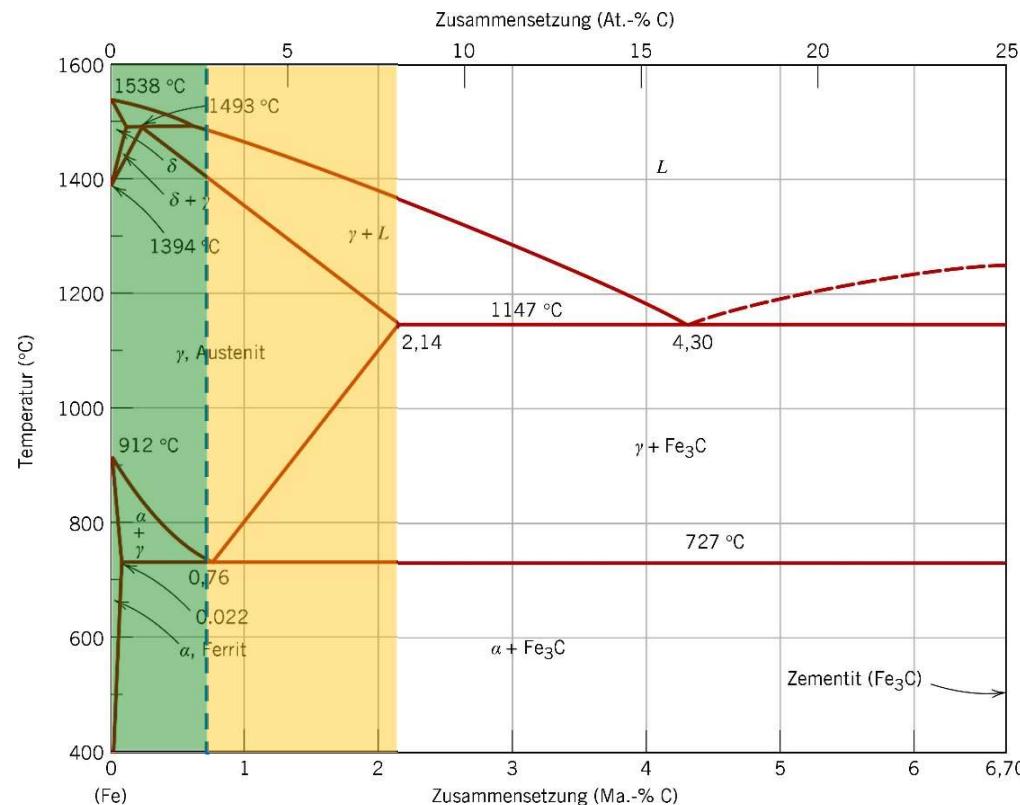
Legierungen, die Eisen als Hauptkomponente haben

- **reines Eisen:** bis 0,008 Ma.-% C
→ bei Raumtemperatur Ferrit
- **Stahl:** 0,008-2,14 Ma.-% C, meist α und Fe_3C ,
beim Abkühlen durchlaufen sie γ -Phase
→ charakteristische Mikrostrukturen
- **Gusseisen:** 2,14-6,70 Ma.-% C
C liegt als Graphit vor, Gusseisen nimmt
verschiedene Mikrostrukturen an (siehe
Callister, Kapitel 11)



Stahlarten

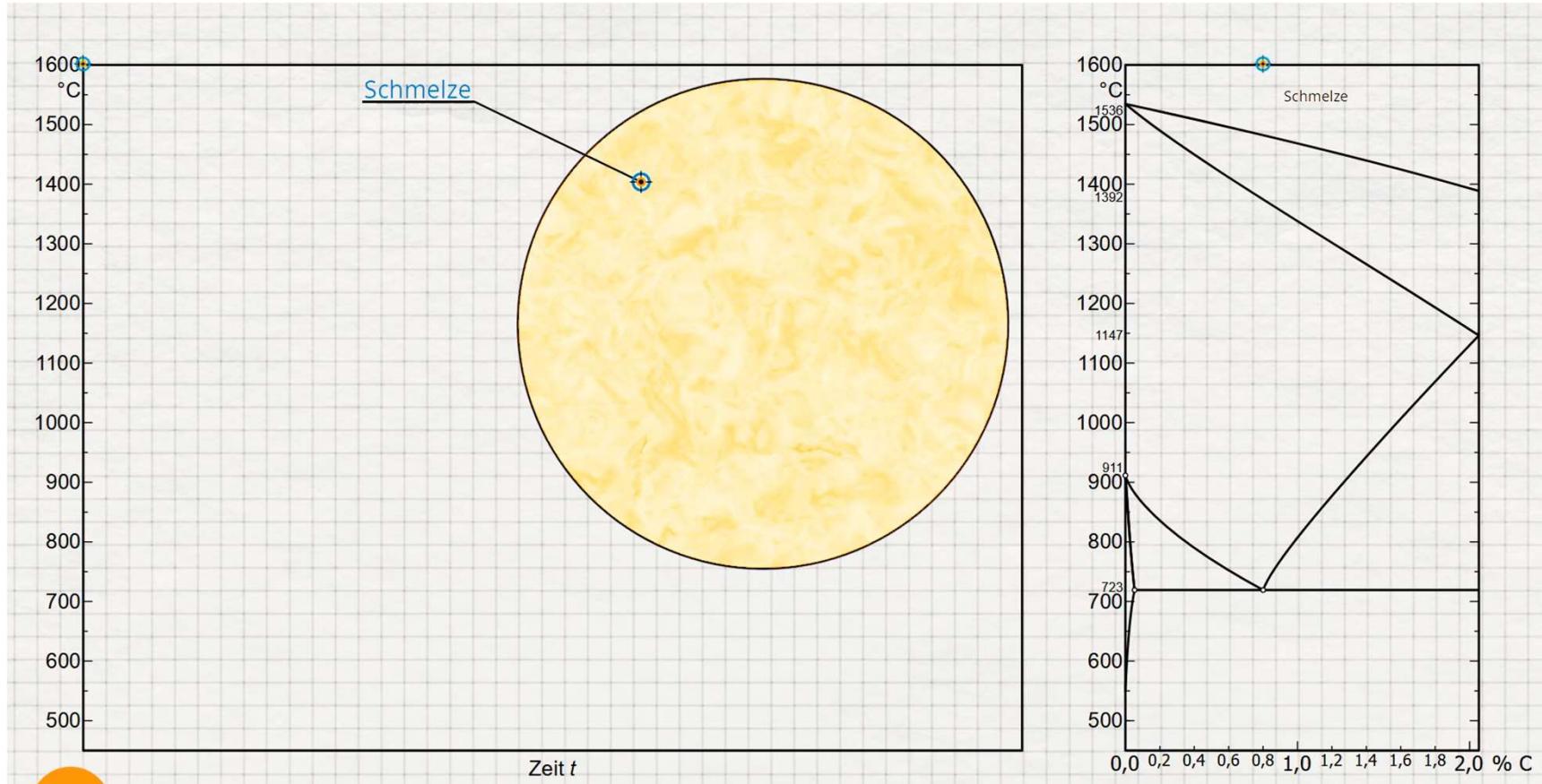
Stahl: 0,008-2,14 Ma.-% C



- **eutektoidische Stähle** mit einem Kohlenstoffgehalt von exakt 0.76 Ma.-% C
- **über-eutektoidische Stähle** mit einem Kohlenstoffgehalt größer 0.76 Ma.-% C
- **unter-eutektoidische Stähle** mit einem Kohlenstoffgehalt kleiner 0.76 Ma.-% C

in der Praxis werden Stähle mit 0,75–0,85 Gew.-% Kohlenstoff häufig als eutektoidische Stähle bezeichnet

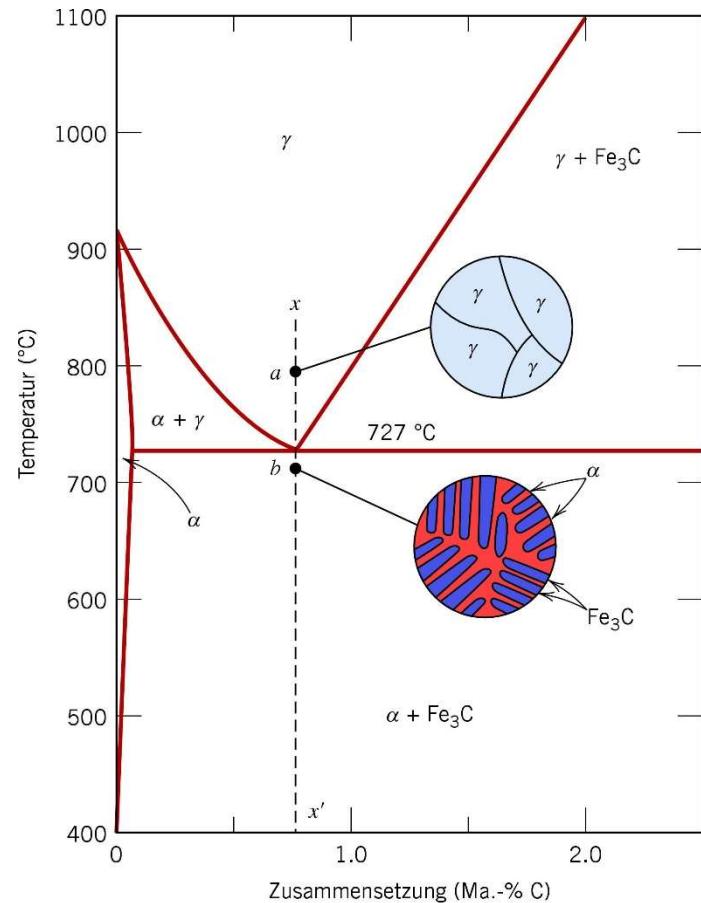
Eutektoid Phasenumwandlung



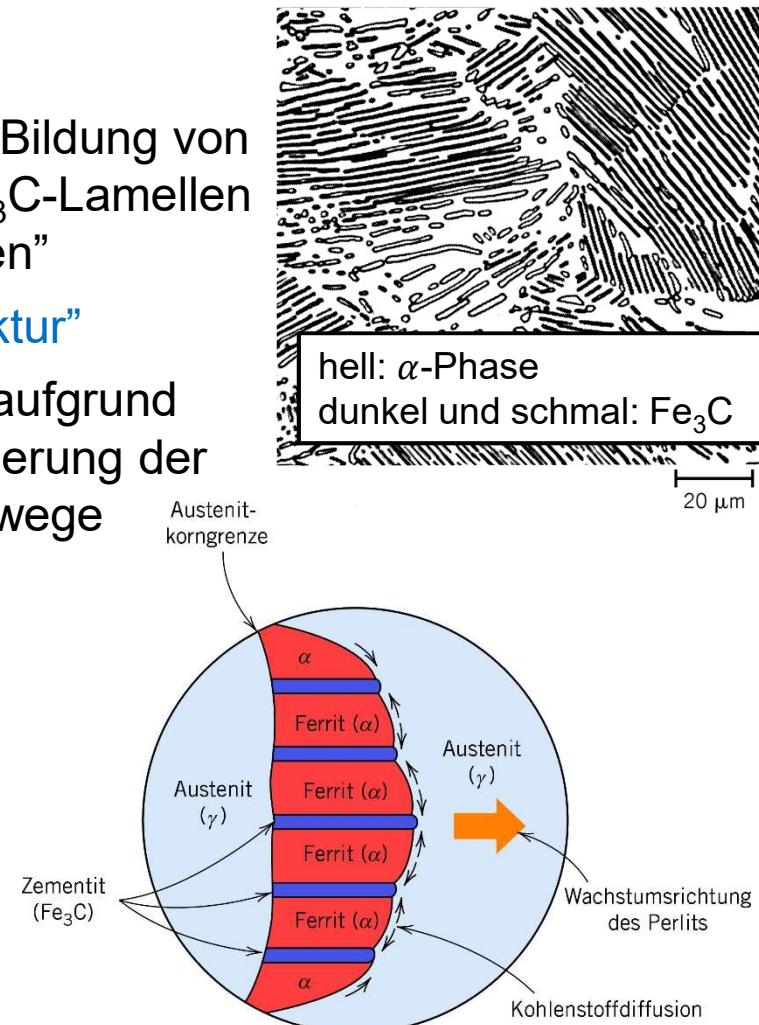
Perlit bezeichnet man das sich bei 723 °C bildende eutektoid Phasengemisch, bestehend aus Ferrit und eingelagerten Zementitlamellen

Mikrostruktur von Stählen

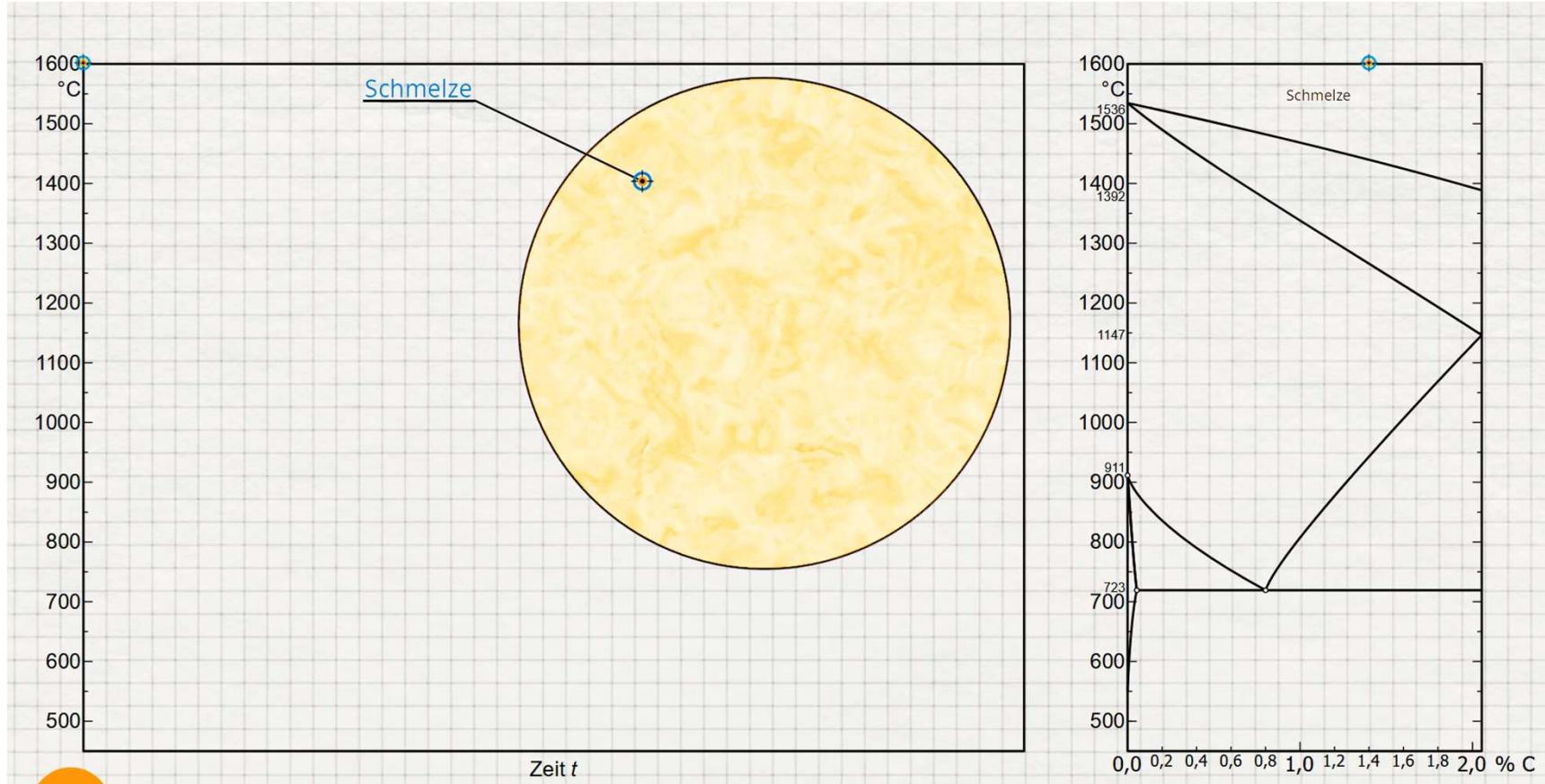
eutektoider Stahl



- simultane Bildung von α - und Fe_3C -Lamellen in "Kolonien"
- "Perlitstruktur"
- Lamellen aufgrund der Minimierung der Diffusionswege

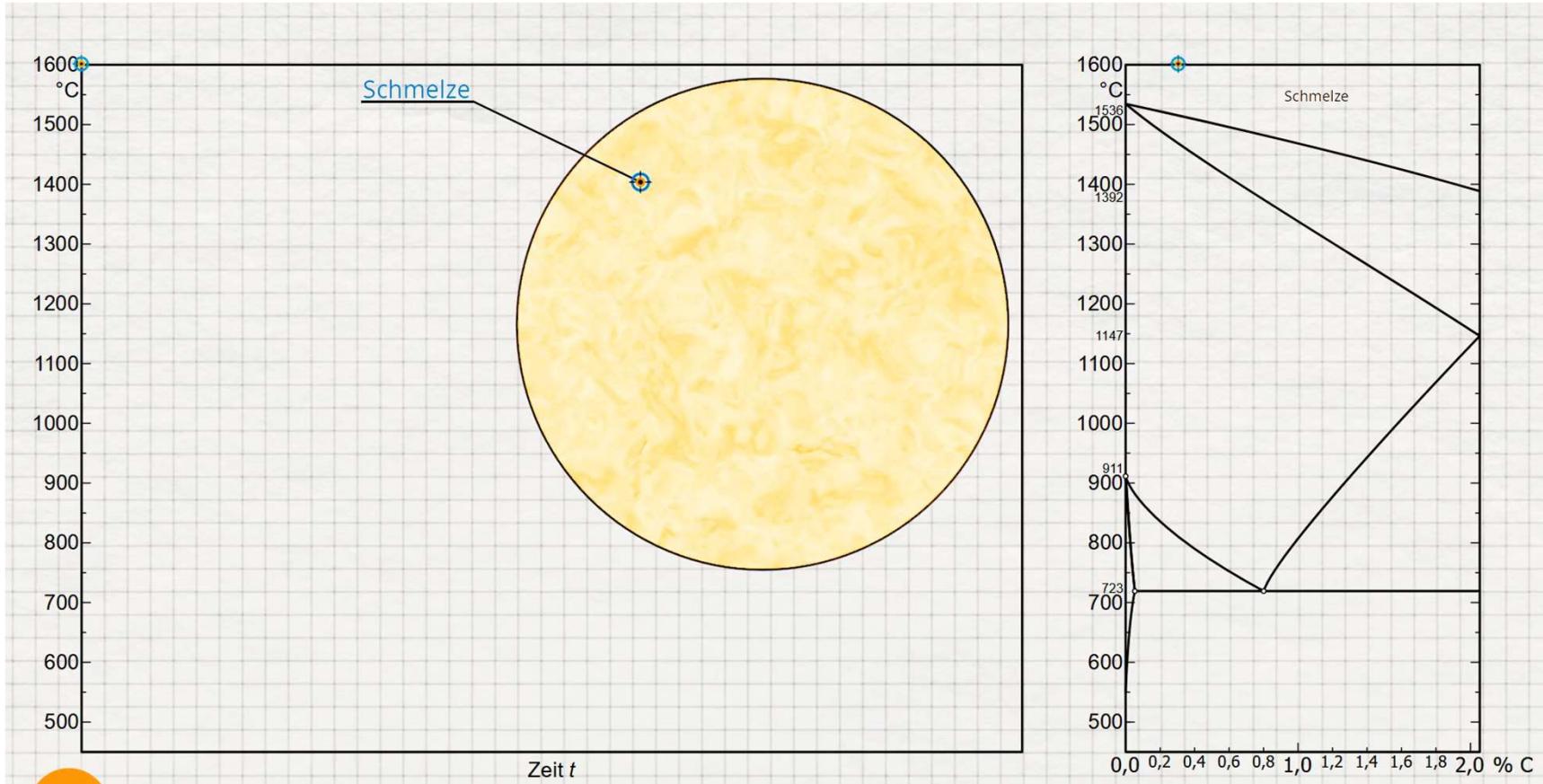


Übereutektoid Phasenumwandlung



Bei übereutektoiden Stählen scheidet sich bei Abkühlung der nicht mehr lösbare Kohlenstoff im Austenitgitter in Form von Zementit an den Korngrenzen aus (Korngrenzenzementit).

Untereutektoid Phasenumwandlung



Bei untereutektoiden Stählen lagert sich der Kohlenstoff nicht in Form von Zementit an den Korngrenzen ab sondern wird vom umliegenden Austenit aufgenommen.

Stahlarten

Stahl: 0,008-2,14 Ma.-% C

unlegierte Stähle:

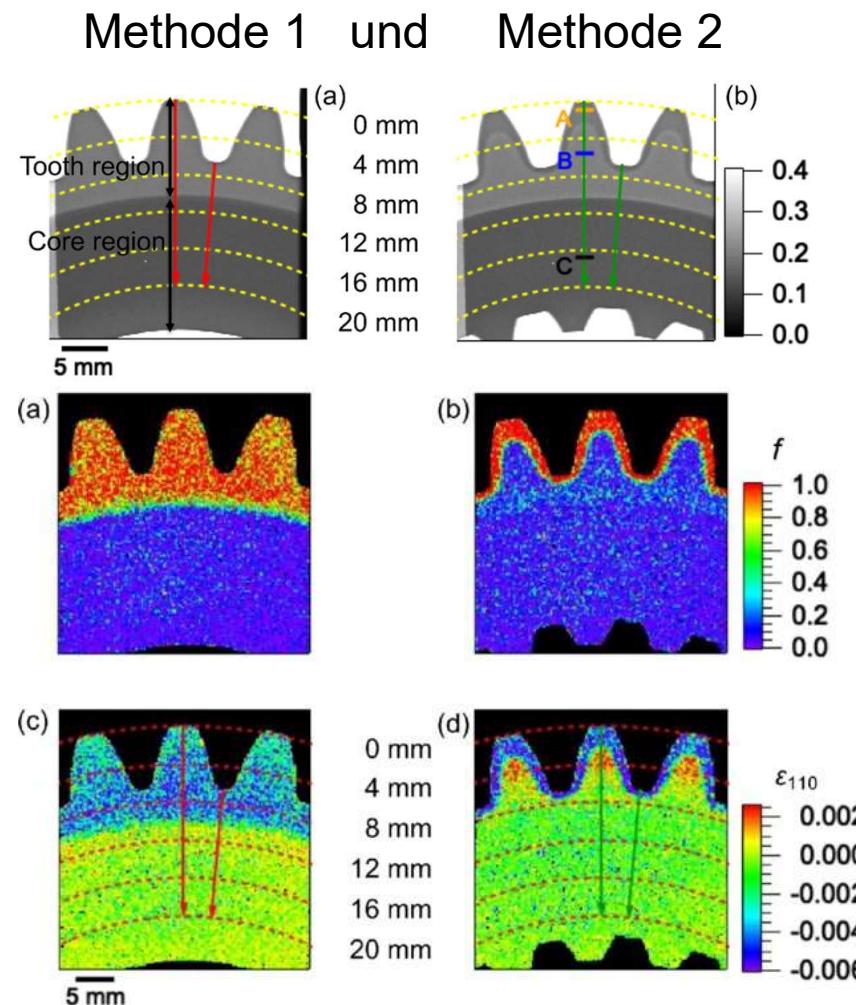
- mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt steigt die Härte und die Festigkeit an
- Maximal für eutektoiden Stählen mit einem Kohlenstoffgehalt von 0.76 Ma.-% C
- für größeren Kohlenstoffgehalt nimmt Festigkeit wieder ab

legierte Stähle:

- mit zusätzlichen Legierungselementen wie Chrom, Nickel, Mangan, Titan etc. kann die Festigkeit jedoch auch jenseits eines Kohlenstoffgehaltes von 0.76 Ma.-% C beträchtlich gesteigert werden

Mikroskopisch: Festigkeit des Stahls ist im entscheidenden Maße durch die lamellare Zementitstruktur bestimmt: Je feinlamellarer das Perlitgefüge, desto höher die Festigkeit.

Gehärtetes Zahnrad



Neutronen-Bragg-Edge-Transmissionsabbildungsmethode:

Martensitvolumenanteil, f
hoch im ganzen Zahn oder nur an der Grenzfläche

Restdehnung der 110-Gitterebene, ε
geht über die Zähne hinaus oder ist auf die Zahnspitzen begrenzt

10.9 Zusammenfassung

Begriffe Phase und Phasengleichgewicht

Einkomponenten-Phasendiagramme:
freie Enthalpie, Phasengrenzlinien, Tripelpunkt

binäre isomorphe Systeme:

- Mischkristalle, Zweiphasengebiet,
Solidus-/Liquiduslinie, Konoden
- Konstruktion des Phasendiagramms anhand der
Gibbs-Energien der flüssigen und festen Phase, Tangentenkonstruktion
- Entstehung der Mikrostruktur

Systeme mit einer Mischungslücke:

entstehen, wenn Kurvenform der freien Enthalpie stark temperaturabhängig ist und ein oder zwei Minima aufweist

Zusammenfassung

binäre eutektische Systeme:

Ein-, Zwei- und Dreiphasengebiete, eutektischer (“invarianter”) Punkt

Gibbs'sche Phasenregel:

wieviele Freiheitsgrade gibt es für Ein-/Zwei- und Dreiphasengebiete

Eisen-Kohlenstoff-System:

- allotrope Formen des Eisens
- Zweiphasengebiete, eutektischer und eutektoider Punkt
- Mikrostruktur von eutektoidem Stahl