



Zustandsdiagramme



Die *Helmholtz*sche freie Energie ist bei thermodynamischem Gleichgewicht des Systems minimal.

$$\mathbf{F = U - T \cdot S}$$

$$(G = U + p \cdot V - T \cdot S = H - T \cdot S)$$

F: freie Energie des Systems (Helmholtz)

U: innere Energie des Systems ($U = Q + W$)

T: Temperatur ($^{\circ}$ K)

S: Entropie des Systems

(G: *Gibbs*sche freie Energie, freie Enthalpie)

(H: Enthalpie)



Während der Vorlesung werden wir:



- Die Struktur der Legierungen,
- Die thermodynamische Grundlagen der Zustandsdiagramme und
- Die grundlegende Zustandsdiagramme und deren Benutzung kennenlernen.

Folie: 3



Untersuchung der Legierungen



Legierung, metallische Legierung (Mehrkomponente, dem Augenschein nach homogene, metallische Eigenschaften haben)

Komponenten

- metallisch (Fe, Cu, Al), metalloidsch (C, Si, Sb),
- nichtmetallisch (S, P, N)

Zweck der Legierung

Herstellung der Legierungen

- Schmelzen
- Sintern (pseudo-Legierung) WC, TiC, NbC
- Oberflächenlegierung (Aufkohlen, Nitrieren, Ionenimplantation, Diffusion)

Folie: 4

Mischkristall

Homogene, einphasige struktur

Kristallgitter gehört zum Grundmaterial

Legierungselementen sitzen im Kristallgitter oder in der Lücken des Kristalls des Grundmaterials

Kein Schmelzpunkt

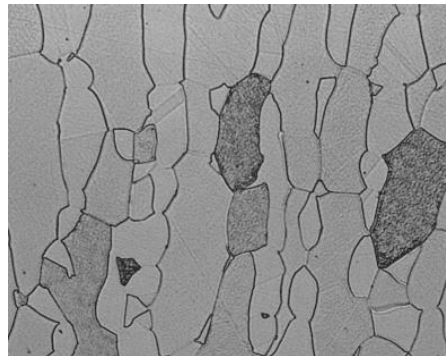
Substitutionsmischkristall**Interstitialmischkristall**

Lösbarkeit (T):

unbegrenzt,

begrenzt

(→ 0 wenn T → 0K)



Folie: 5

Bedingungen der unbeschränkten substitutielle Mischkristallbildung:

1. gleiches Gittertyp
2. ungefähr gleiches Atomdurchmesser (unterschied max. 14%)
3. In die Elektronenaffinitätsreihe nicht zu weit voneinander entfernt, sonst entsteht Ionenverbindung
4. Anzahl der Valenzelektronen der lösende (A) und gelöste (B) Atome gleich.

Vegard-Regel: $a_{Leg.} = a_A(1 - C_B) + a_B C_B = a_A + C_B(a_B - a_A)$



Struktur der Legierungen



Metallographische Phase (kein Aggregat): ein Teil des Systems, begrenzt mit selbstständigen Grenzoberfläche, wo die Zusammensetzung und die Eigenschaften, die *im wesentlichen, als homogen berücksichtigt werden kann.*

- Schmelze als Phase
- Rein Komponent (A, B)
- Mischkristall (feste Lösung) (α , β)
(substitutions-, interstitutions- MK.)
- Verbindung (Ion-, Elektron-, interstitielle)

Folie: 7



Substitutionsmischkristalle

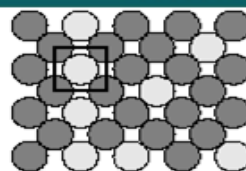


Ähnliche Atomdurchmesser und Atomstruktur

Anforderungen (Hume-Rothery):

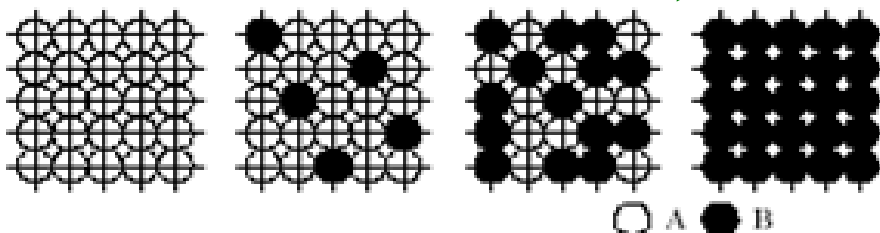
- Gleicher Gittertyp
- Differenz der Atomdurchmesser $< 15\%$
- Kleiner Elektronegativitäts-Unterschied
- Relativer Valenzeinfluss (kleinere Valenzzahl, mehr Lösungs-fähigkeit)

z.B.: Cu (II) - Si (IV)




Cu-Ni, Au-Ag, Au-Cu

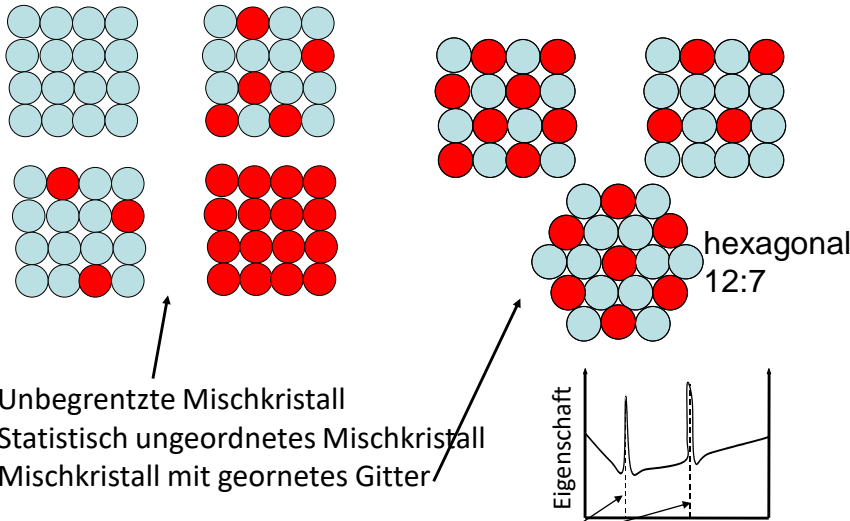
$0.0001\% < C\% < 99.9999\%$



Anschauung zur Bildung von Mischkristall mit unbegrenzten Lösungs-fähigkeit

Folie: 8

att Substitutionsmischkristalle 




Unbegrenzte Mischkristall
Statistisch ungeordnetes Mischkristall
Mischkristall mit geordnetes Gitter

hexagonal
12:7

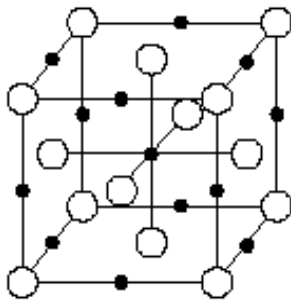
Eigenschaft

Zusammensetzung mit mit geordnetes Gitter

Folie: 9

att Interstitutionsmischkristalle 

Elementen mit kleinem Atomdurchmesser
(H, O, N, C, B) in der Gitterlücken



H₂ Reiniger (400 ° C) durch
Pd-Zellen

H - Ni

H - Fe

Die interstitielle
Legierung von C und Fe

Im tatsächlichen Gitter sind die
Legierungselemente viel weniger
als die zur Verfügung stehende
Gitterplätze

Folie: 10



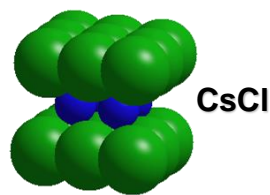
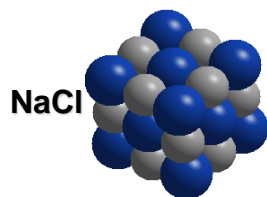
Intermetallische Verbindungen



- Bedingungen für Mischkristallbildung nicht erfüllt
- stöchiometrisches Verhältnis fixiert A_nB_m aber kann vorkommen daß die einzelnen Komponenten einander lösen
- gleicher Gittertyp (unabhängig vom Gitter der Komponenten)
- Schmelzpunkt

Ion-Verbindungen

Elementen mit stark metallisch Charakter (Na, Ca) bilden Verbindungen mit nichtmetallisch Elementen (Cl, F). Im Gitter herrscht Ionenbindung.



Folie: 11



Intermetallische Verbindungen

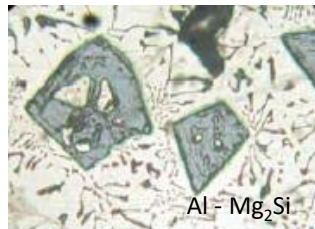
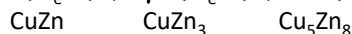


Elektron-Verbindung

Metalle mit höheren Schmelzpunkt (Cu, Ag, Au, Fe, Co, Ni) bilden solche Verbindungen mit Metallen niedrigeren Schmelzpunkt (Cd, Al, Sn, Zn, Be), wo der Verhältnis der Valenzelektronen der Atome die im Bindung sind können mit einfachen Ganzzahlen ausgedrückt werden (A/n_e).

Die Elektronenverbindungen werden mit griechische Buchstaben bezeichnet:

$$\beta: A/n_e=2/3, \quad \gamma: A/n_e=4/7, \quad \epsilon: A/n_e=13/21,$$



Interstitielle Verbindung

- Metalle mit hohen Schmelzpunkt (Fe, Cr) mit Metalloid Elementen (kleiner Atomradius) am interstitiellem Gitterplatz $r_{\text{Metalloid}}/r_{\text{Metall}}=0,55...0,66$
- unterschiedliches Gitter vom Grundmaterialgitter! (\Leftrightarrow Mischkristall)
- Körner mit hohen Härtewerten, verschleißfest
- Fe und C bildet Interstitutionsmischkristall und Interstitutionsverbindung Fe₃C Eisenkarbid, Zementit

Folie: 12



Erscheinungsformen homogener Legierungen



Folgende Mischkristallarten sind bei zwei- und mehrkomponentigen Legierungen zu unterscheiden:

	Mischkristallart	Aufbau	Beispiele
1	einfache Substitution	B-Atome auf regulären Plätzen des A-Gitters (binäre Legierung)	FeMn, CuSn, CuZn, CuNi
2	mehrfache Substitution	B- und C-Atome auf regulären Plätzen des A-Gitters (ternäre Legierung)	FeMnSi, CuSnZn, CuNiZn
3	einfache Interstition	B-Atome auf Gitterlücken des A-Gitters	FeC, FeN
4	mehrfache Interstition	B- und C-Atome auf Gitterlücken des A-Gitters	FeCN
5	einfache (mehrfache) Substitution und einfache (mehrfache) Interstition	B-Atome (C-, D-...Atome) auf regulären Plätzen und M-Atome (N-, O-...Atome) auf Gitterlücken des A-Gitters	FeMnC, FeNiCrCN

Folie: 13



Erscheinungsformen heterogener Legierungen



1a Phase 1
2a Phase 2

	Phase 1	Phase 2	Beispiele	
			Legierung	Phase 1 Phase 2
1	reines Metall A	reines Metall B	FePb AgCr	Fe Pb Ag Cr
2	reines Metall	Mischkristall	GeAg SiAu	Ge Ag-reich Si Au-reich
3	reines Metall	intermetallische Verbindung	MgZn AgSr	Zn MgZn ₅ Ag Ag ₄ SR
4	reines Metall	intermediäre Verbindung	CuO CuS	Cu CuO Cu Cu ₂ S
5	A-reicher Mischkristall (aa-Mischkristall)	B-reicher Mischkristall (ab-Mischkristall)	CrNi AlSi	Cr-reich Ni-reich Al-reich Si-reich
6	Mischkristall	intermetallische Verbindung	CuSn AgMg	Cu-reich Cu ₃ Sn Al-reich Al ₃ Mg ₂
7	Mischkristall	intermediäre Verbindung	FeC FeN	Fe-reich (α-MK) Fe ₃ C Fe-reich Fe ₄ N
8	intermediäre Verbindung	intermediäre Verbindung	FeO CuO	Fe ₃ O ₄ Fe ₃ O ₃ Cu ₂ O CuO
9	intermetallische Verbindung	intermetallische Verbindung	CuSn AlMn	Cu ₃ Sn Cu ₂ Sn Al ₂ Mn Al ₇ Mn

Folie: 14

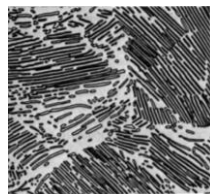


Eutektikum, Eutektoid

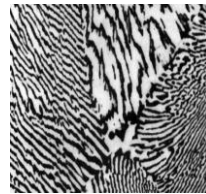


Wenn die Komponenten weder Mischkristall noch metallische Verbindung miteinander bilden, dann kristallisiert sich diese Legierung als die Kristallgemisch dieser zwei Komponenten. Vom Schmelze erstarrte heterogene Struktur heißt **Eutektikum** und vom Festen Zustand gebildetes ähnliche heterogene Struktur heißt **Eutektoid**. Beide bilden heterogene zweiphasige Struktur. Abhängig von der Kristallisation können körnige oder lamellare Strukturen bilden. Ähnlich zur Reinmetallen erstarren beim konstanten Temperatur.

Fe-C
Eutektoid



Pb-Sn
Eutektikum



Folie: 15

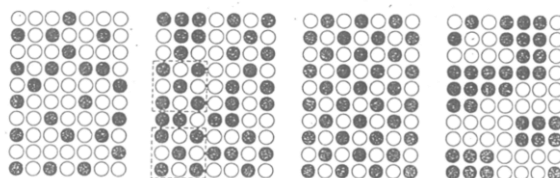


Erscheinungsformen homogener Legierungen



Bei homogenen, zweikomponentigen Legierungen (homogenen Mischkristallen) ist der Legierungszusatz B im Gitter des Grundmetalls A (Wirtsgitter) entweder substitutionell (ausgetauscht) oder interstitiell (eingelagert) gelöst, tritt also in Form von Substitutions (Austausch) Mischkristallen oder Interstitutions (Einlagerungs) Mischkristallen auf.

Mögliche Zustandsformen homogener Mischkristalle



statistisch regellos

nahgeordnet

ferngeordnet

entmisch

$$\text{gleichviel AA, BB, AB} \\ 2U_{AB} = U_{AA} + U_{BB}$$

$$\text{mehr AB als AA, BB} \\ 2U_{AB} > U_{AA} + U_{BB}$$

$$\text{mehr AA, BB als AB} \\ 2U_{AB} < U_{AA} + U_{BB}$$

Folie: 16



Allotropie, Polimorfismus



Gleichgewichtsgittertyp (T, P)

allotrope Umwandlung

fest - fest Umwandlung

Sn (Zinnpest)

α Sn (Diamantgitter) \Leftrightarrow β Sn (KRZ tetragonal) 13,2 C°

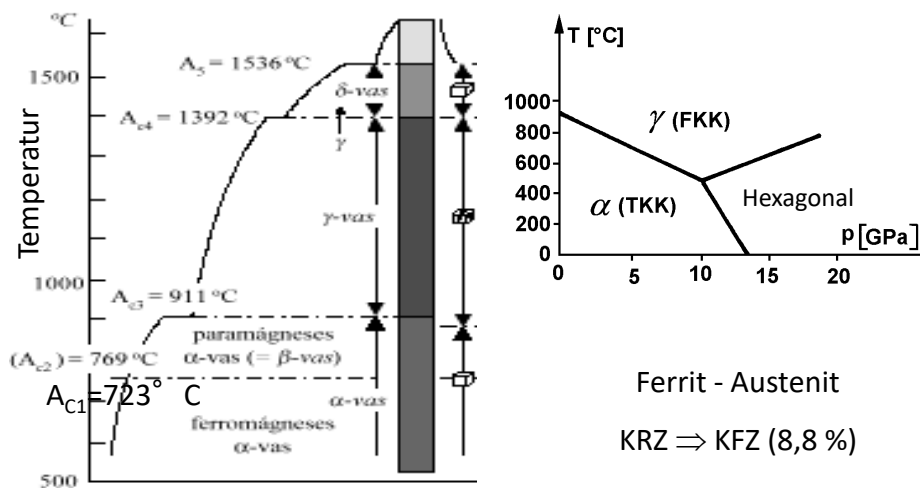
SiO₂ (Quarzglas)

Al₂O₃ (Aluminiumoxid)

Folie: 17



Allotrope Umwandlungen des Eisens (Fe)



Folie: 18

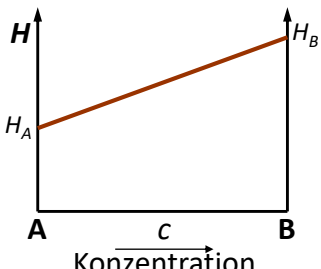
att Thermodynamische Grundlagen der Zustandsdiagramme M Ű E G Y E T E M 1 7 8 2

Thermodynamische Funktionen

Freie Energie oder freie Entalpie (G), Enthalpie (H), Entropie (S)

Untersuchung der Zweikomponentensystem

in idealer Lösung (wenn in beliebiger Punkt A Atom mit B Atom ersetzt wird ändert sich die Entalpie nicht) die **Enthalpie**:



$$H = H_A + (H_B - H_A) c$$

Die **Entropie** ist ein statistischer Begriff:

$$S_k = k \ln w$$

Folie: 19

att Thermodynamische Grundlagen der Zustandsdiagramme M Ű E G Y E T E M 1 7 8 2

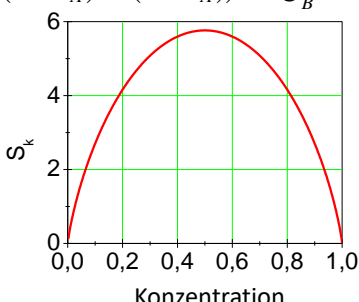
k - Boltzmann-Konstante, w - thermodynamische Wahrscheinlichkeit, die Maß der Anordnungsmöglichkeiten des Systems.

$$w = \frac{N!}{n!(N-n)!}, \quad S_k = k \ln \frac{N!}{n!(N-n)!}$$

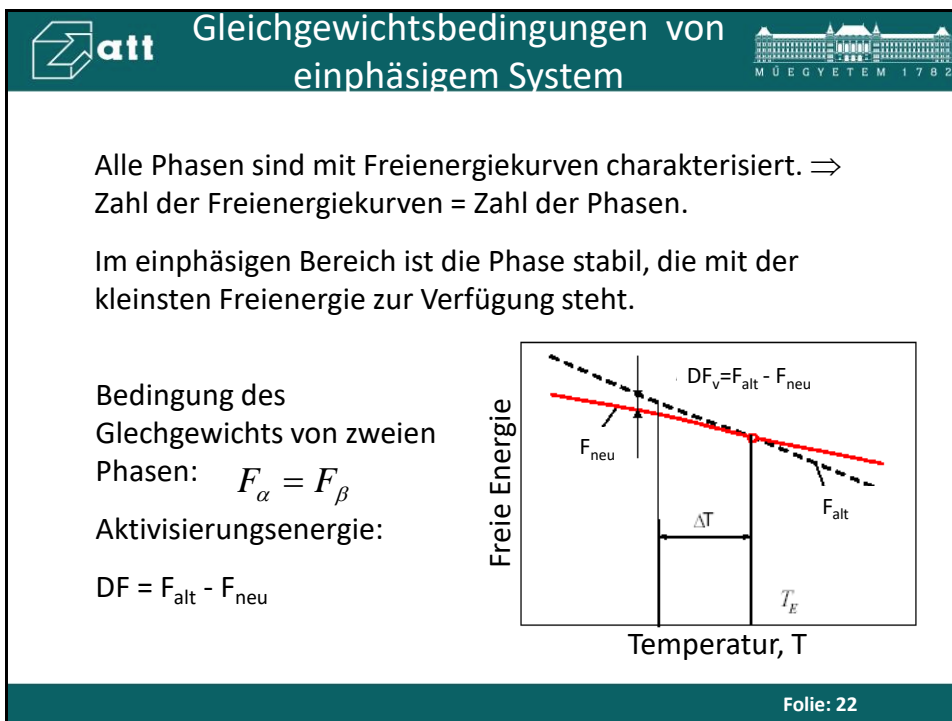
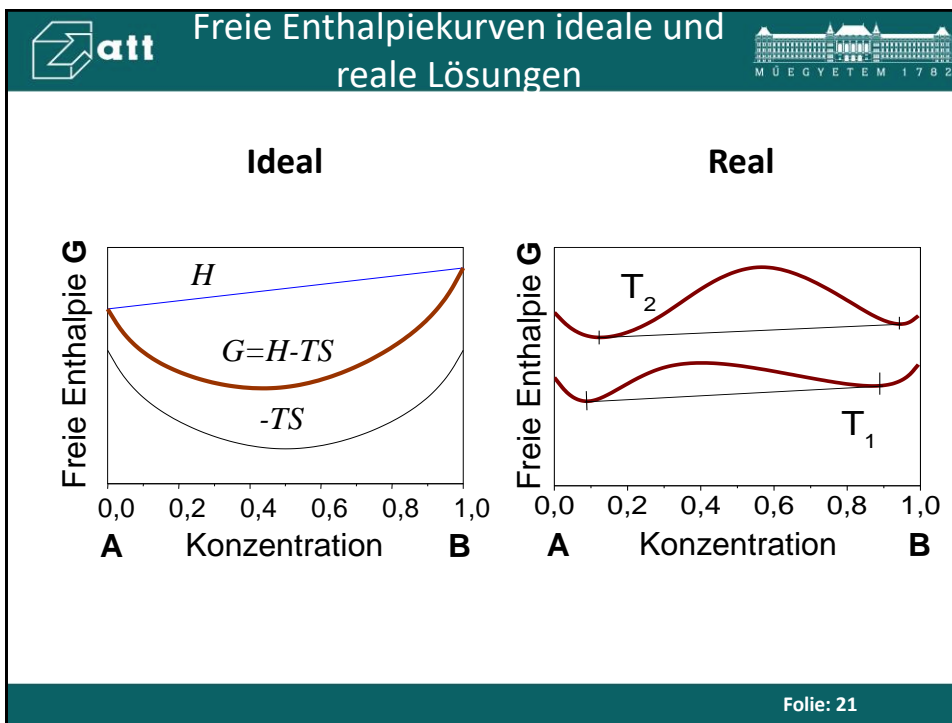
$$S_k = -kN \left(\frac{N-n}{N} \ln \frac{N-n}{N} + \frac{n}{N} \ln \frac{n}{N} \right)$$

$$C_A = \frac{n}{N} \quad S_k = -kN(C_A \ln c_A + (1-C_A) \ln(1-C_A)) \quad C_B = \frac{N-n}{N}$$

Wenn N ist die Avogadro-Zahl:

$$R = kN = 8.314 \frac{J}{Kmol}$$


Folie: 20





Gleichgewichtsbedingungen von zweiphasigem System



Bedingung des Gleichgewichts: die gesamte Energie des Systems soll minimal sein.

Alle Phasen sind mit Freienergiekurven charakterisiert. \Rightarrow Zahl der Freienergiekurven = Zahl der Phasen.

Im **einphasigen Bereich** ist die Phase stabil, die mit der kleinsten Freienergie zur Verfügung steht.

Im **mehrphasigen Bereich** :
$$\frac{\partial F_{\text{neu}}}{\partial C} = \frac{\partial F_{\text{alt}}}{\partial C} = \mu_{\text{neu}} = \mu_{\text{alt}}$$

Die Freienergiekurven der Phasen im Gleichgewichtszustand haben gleiche Tangente, die auch zur Freienergiekurve des Systems im gemeinsamen Bereich (als minimal Linie) gehört.

Folie: 23



Zustandskenngrößen



Konzentration, C

Temperatur (T)

Druck (P)

Folie: 24



Gibbs-sche Phasengesetz



Anzahl der Freiheitsgrade:
die Anzahl der frei wählbaren Zustandsgrößen
(Druck, Temperatur, Konzentration) minus die
Zahl der aufschreibbaren Gleichungen.

Im allgemeinen: $F = K - P + 2$

In der Werkstoffkunde: $F = K - P + 1$

(da der Druck konstant ist.)

Folie: 25



Gibbs-sche Phasengesetz



$$\frac{\partial F_\alpha}{\partial C_A} = \frac{\partial F_\beta}{\partial C_A} = \frac{\partial F_\gamma}{\partial C_A} = \dots = \frac{\partial F_\varphi}{\partial C_A} \quad \begin{array}{l} A, B, \dots, K: \text{Komponent (K)} \\ \alpha, \beta, \dots, \varphi: \text{Phase (P)} \end{array}$$

$$\frac{\partial F_\alpha}{\partial C_B} = \frac{\partial F_\beta}{\partial C_B} = \frac{\partial F_\gamma}{\partial C_B} = \dots = \frac{\partial F_\varphi}{\partial C_B}$$

$$\vdots$$

$$\frac{\partial F_\alpha}{\partial C_K} = \frac{\partial F_\beta}{\partial C_K} = \frac{\partial F_\gamma}{\partial C_K} = \dots = \frac{\partial F_\varphi}{\partial C_K}$$

$K \cdot (P-1) + P$ (Anzahl der Gleichungen)
 $K \cdot P + 2$ (Anzahl der Unbekannten)

$$F = K \cdot P + 2 - [K \cdot (P-1) + P]$$

$$F = K \cdot P + 2 - K \cdot P + K - P$$

$$F = K - P + 2 \Rightarrow \mathbf{K - P + 1}$$

$C_A^\alpha + C_B^\alpha + C_C^\alpha + \dots + C_K^\alpha = 1$
 $C_A^\beta + C_B^\beta + C_C^\beta + \dots + C_K^\beta = 1$
 \vdots
 $C_A^\varphi + C_B^\varphi + C_C^\varphi + \dots + C_K^\varphi = 1$

C_A^β Konzentration der "A"
 Komponente in β Mischkristall

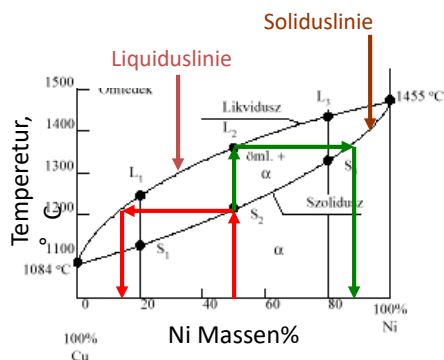
Folie: 26



Zweistoffsysteme (binäre Zustandsdiagramme)



Diagram in der T-c Ebene, was die Qualität und Menge der Phasen bei allen Konzentrationen und Temperaturen im Gleichgewichtszustand angibt.

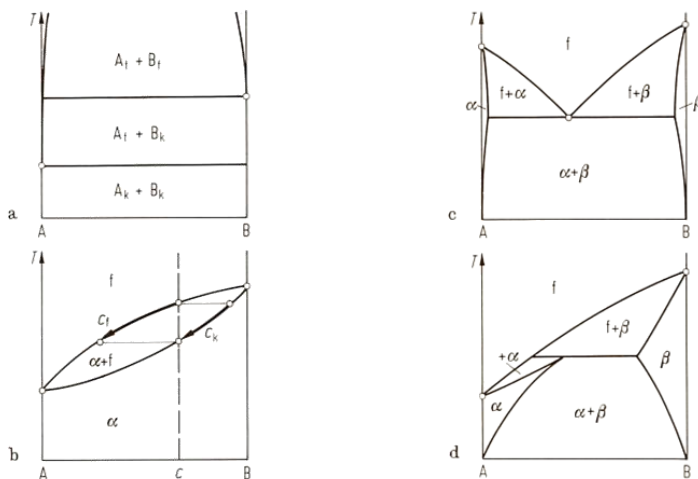


Die Zahl der möglichen binären Zustandsdiagramme ($n=90$) > 4000
Gustav Tamman → 8 Grundtypen (ideale Gleichgewichtsdiagramme)

Folie: 27



Zweistoffsysteme (binäre Zustandsdiagramme)



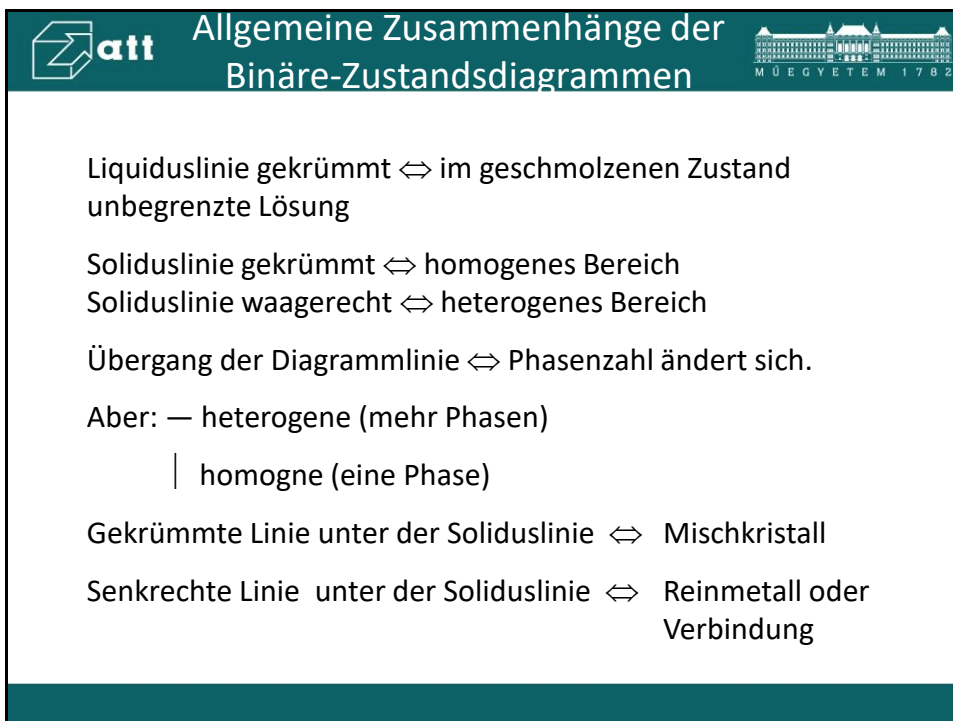
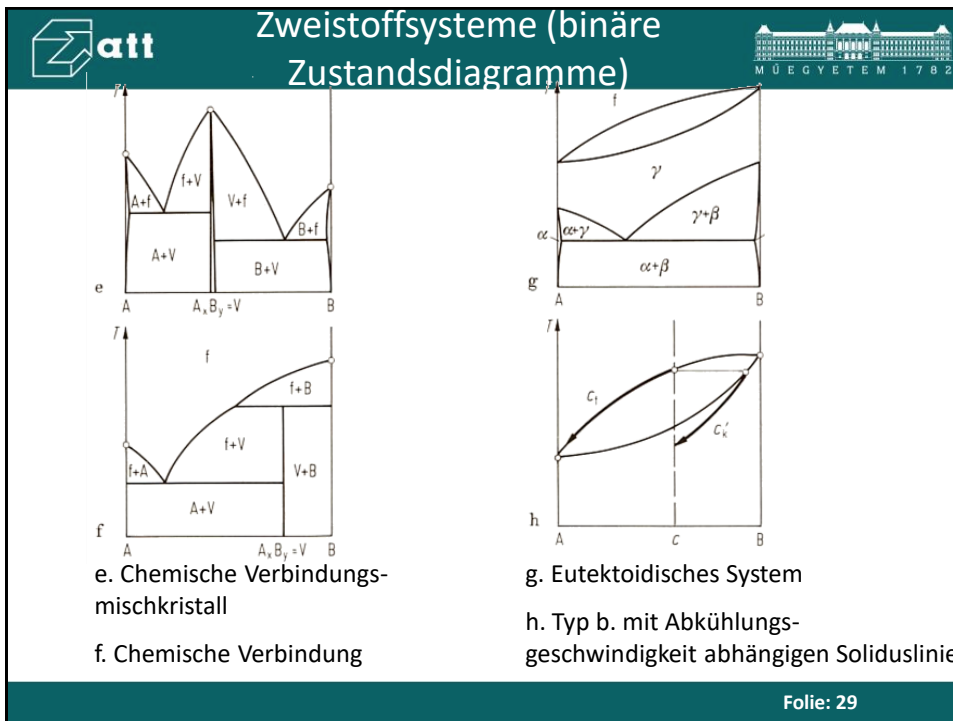
a. Fast völlige Unmischbarkeit

b. Völlige Mischbarkeit

c. Begrenzten Mischbarkeit

d. Peritektisches System

Folie: 28





Newton'sche-Abkühlungsgesetz

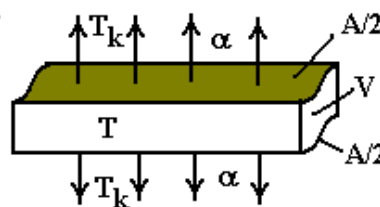


$$dQ_{\text{zugenommen}} = V \cdot c \cdot \rho \cdot dT = dQ_{\text{abgegeben}} = -\alpha \cdot A \cdot (T - T_k) \cdot dt$$

Newton'sche-Abkühlungskurve: $T = T_k + (T_0 - T_k)e^{-\beta t}$

Wo: $\beta = \frac{\alpha A}{Vc\rho}$

- T_k die Temperatur der Umgebung
- T_0 die Anfangstemperatur (before Abkühlung)
- α die Wärmeübergangszahl
- A die abkühlende Oberfläche der Probe
- V das Volumen der Probe
- c die Wärmekapazität
- ρ die Dichte der Probe



Folie: 31



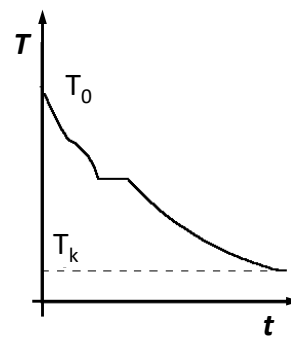
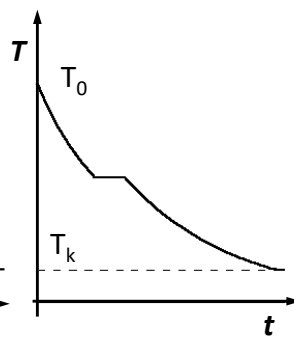
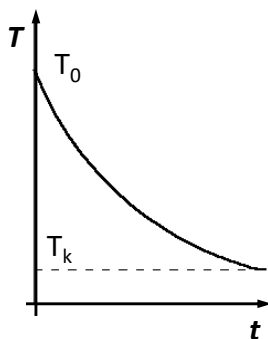
Abkühlungskurven



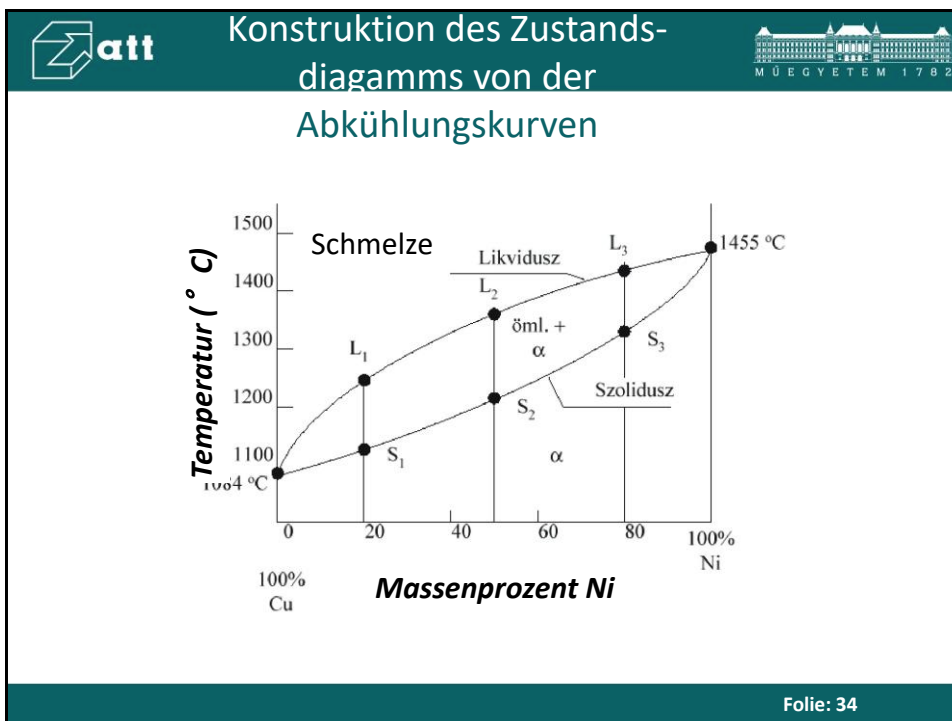
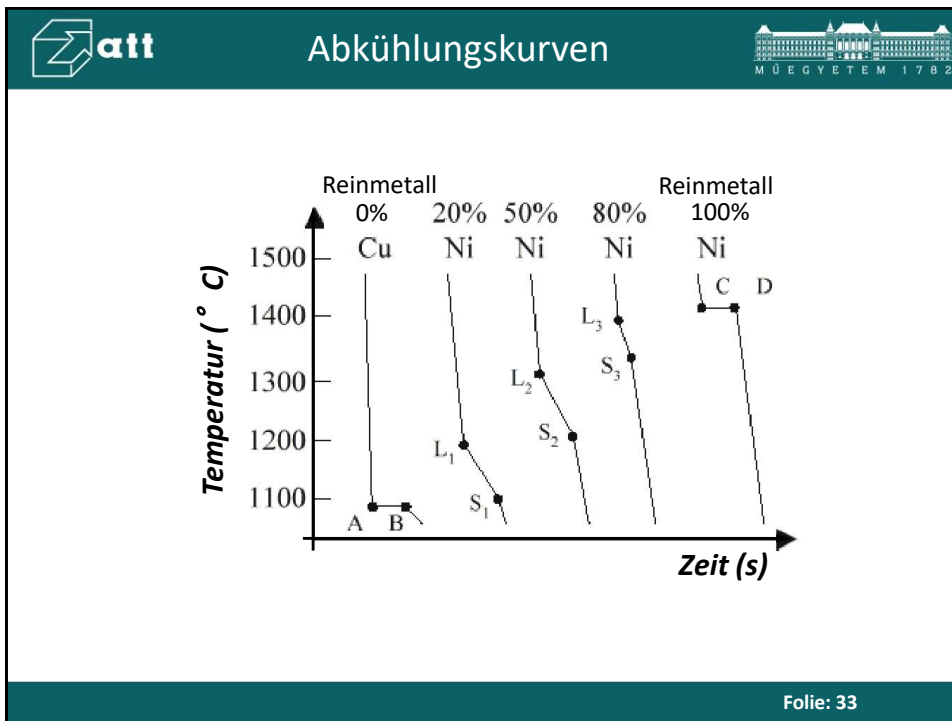
Newton'sche-
Abkühlungskurve

Reinmetall oder
Eutektikum, Eutektoid

Schmelze+ Eutektikum,
Mischkristall+ Eutektoid



Folie: 32



att Informationen der Zustandsdiagramme **MÜEGYETEM 1782**

- Typ der Phasen im Gleichgewichtszustand
- Konzentration der Phasen im Gleichgewichtszustand
- Verhältnis der Phasenmengen (Hebelregel)

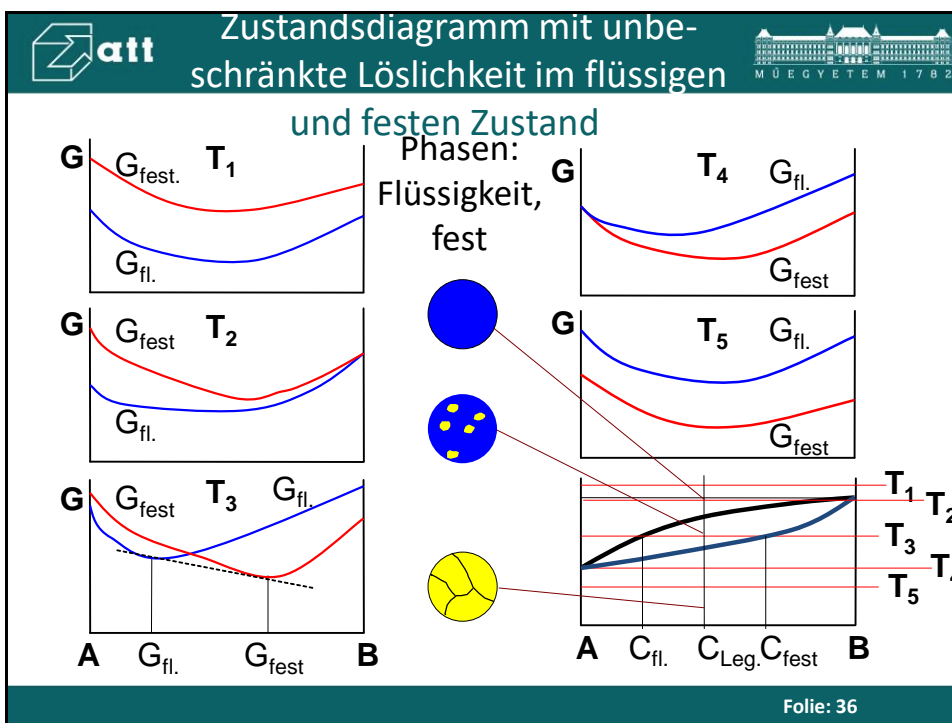
$$C_L \cdot G_L = C_S \cdot G_S + C_\alpha \cdot G_\alpha \rightarrow C_L = C_S \cdot \frac{G_S}{G_L} + C_\alpha \cdot \frac{G_\alpha}{G_L}$$

$$G_L = G_S + G_\alpha \rightarrow G_S = G_L - G_\alpha$$

$$G_\alpha \cdot (C_L - C_\alpha) = G_S \cdot (C_S - C_L) \quad G_\alpha = G_L \cdot \frac{C_S - C_L}{C_S - C_\alpha}$$

$$G_S = G_L \cdot \frac{C_L - C_\alpha}{C_S - C_\alpha}$$

Folie: 35





Phasen: feste Lösung (G_{fest}), flüssige Lösung ($G_{fl.}$)

Die Enthalpie der Legierung im zwephasigen Bereich, wenn x ist die Menge der Flüssigkeit und $1-x$ ist die Menge der feste Phase:

$$G_{Leg.} = G_{fl.} x + G_{fest} (1 - x) = G_{fest} + (G_{fl.} - G_{fest}) x$$

$$C_{Leg.} = C_{fl.} x + C_{fest} (1 - x) \rightarrow x = \frac{C_{Leg.} - C_{fest}}{C_{fl.} - C_{fest}}$$

$$G_{Leg.} = G_{fest} + (G_{fl.} - G_{fest}) \frac{C_{Leg.} - C_{fest}}{C_{fl.} - C_{fest}}$$

$$a = C_{fest} - C_{Leg.}, \quad b = C_{Leg.} - C_{fl.} \rightarrow x = \frac{a}{a + b}$$

$$y = 1 - x = \frac{b}{a + b} \quad \frac{x}{y} = \frac{a}{b} \rightarrow xb = ya$$

Folie: 37



Verwendung der Zustandsdiagramme 1.



Bei gegebener Temperatur (T) und Konzentration (C) kann der Anzahl und Qualität der Phasen bestimmt werden.

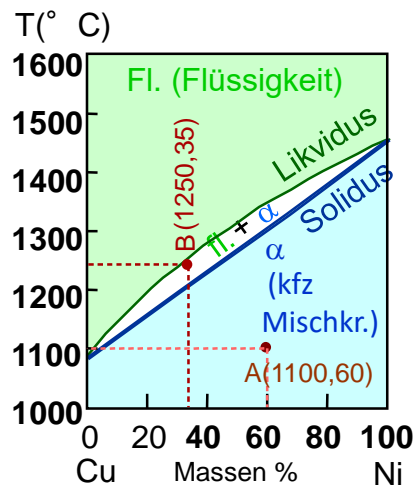
Beispiel:

A(1100,60):

1 Phase: α

B(1250,35):

2 Phase: fl. + α



Folie: 38



Verwendung der Zustandsdiagramme 2.



Bei gegebene Temperatur einer Legierung kann die Konzentration der Phasen die im Gleichgewicht stehen bestimmt werden.

$$C_{\text{Leg.}} = 35\% \text{ Ni}$$

Bei T_A nur flüssige Lösung

$$C_{\text{fl.}} = C_{\text{Leg.}} = 35\% \text{ Ni}$$

Bei T_D nur α feste Lösung

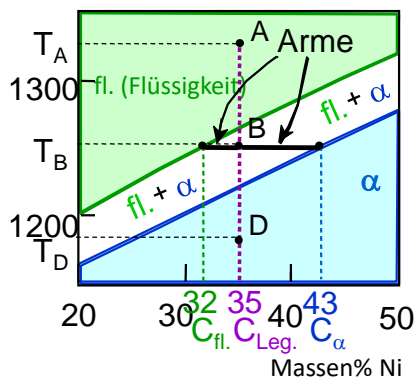
$$C_{\alpha} = C_{\text{Leg.}} = 35\% \text{ Ni}$$

Bei T_B zwei Phasen ($\alpha + \text{fl.}$)

$$C_{\text{fl.}} = C_{\text{Liquidus}} = 32\% \text{ Ni}$$

$$C_{\alpha} = C_{\text{Solidus}} = 43\% \text{ Ni}$$

$T(^{\circ}\text{C})$ Cu-Ni System



Folie: 39



Verwendung der Zustandsdiagramme 3.



Auf gegebene Temperatur bei gegebener Konzentration der Legierung kann die Menge der Gleichgewichtsphasen bestimmt werden.

$$C_{\text{Leg.}} = 35\% \text{ Ni}$$

Bei T_A nur Flüssigkeit

100 % Flüssigkeit, 0% α

Bei T_D nur α Mischkristall

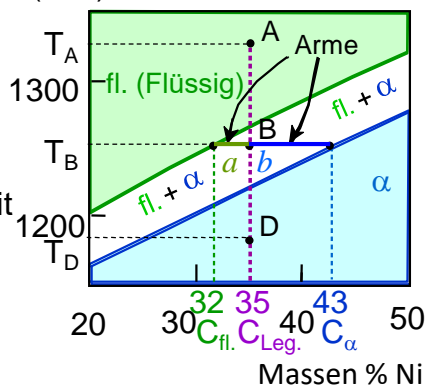
100 % α , 0% Flüssigkeit

Bei T_B zwei Phase $\alpha + \text{Flüssigkeit}$

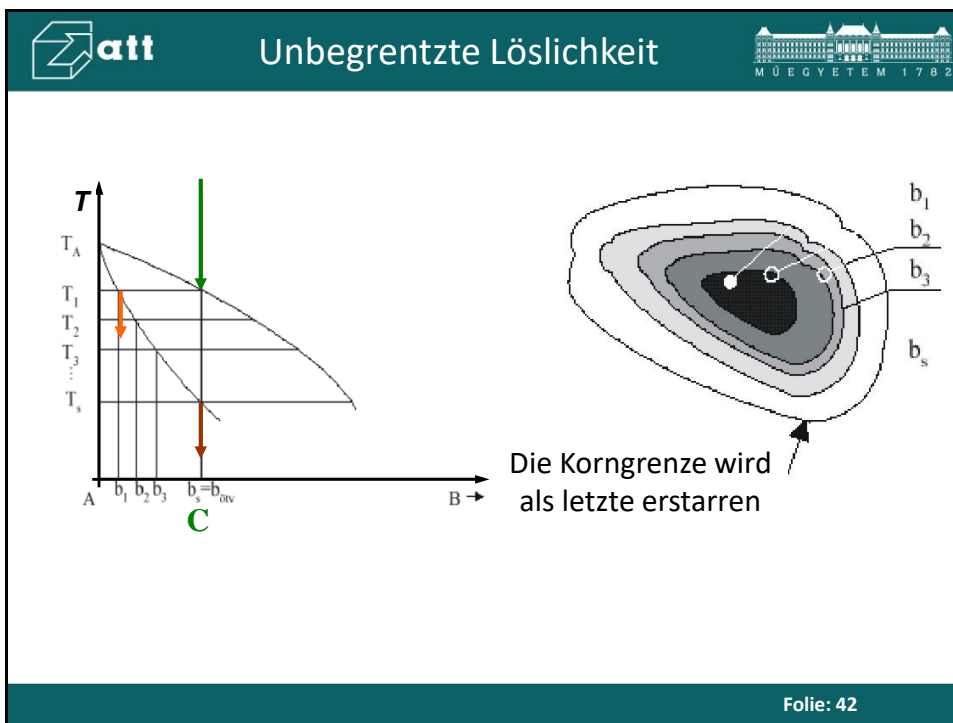
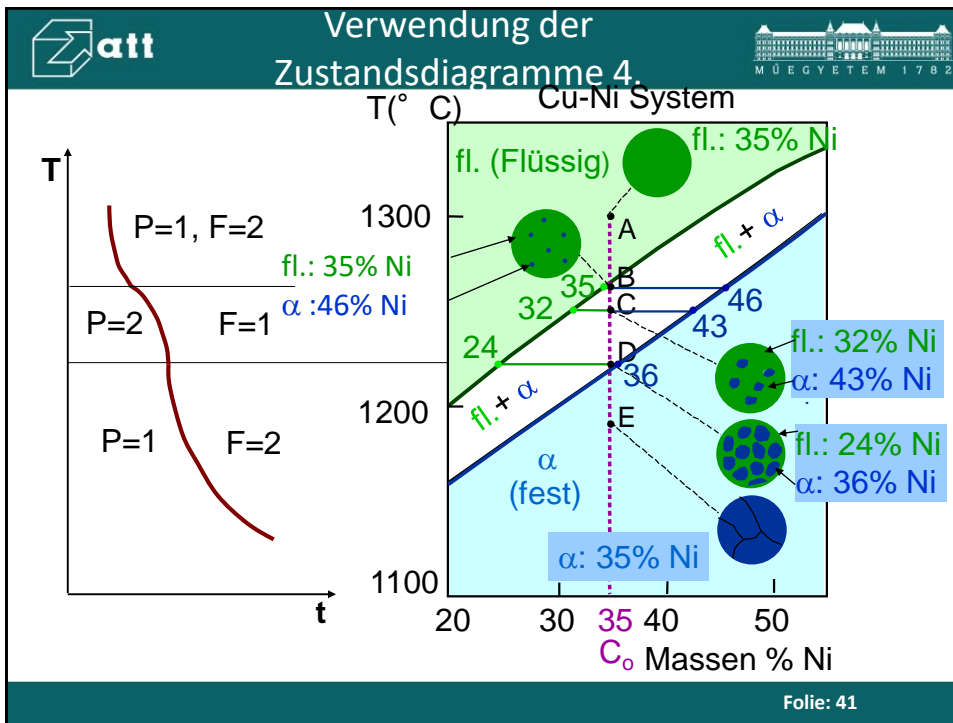
$$x(\text{fl.}) = \frac{b}{a+b} = \frac{43-35}{43-32} = 73\%$$

$$y(a) = \frac{a}{a+b} = \frac{35-32}{43-32} = 27\%$$

$T(^{\circ}\text{C})$ Cu-Ni System



Folie: 40



att Inhomogene und Gleichgewichtsphasen **MÜEGYETEM 1782**

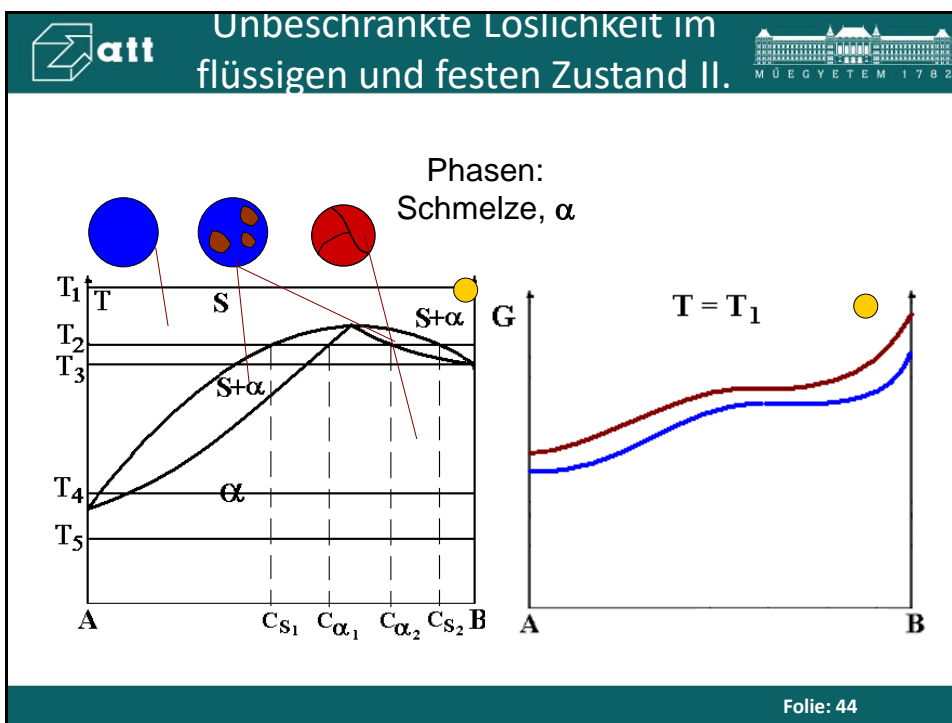
C_a ändert sich während der Erstarrung.
 Cu-Ni System: Zuerst erstarrt α $C_{\alpha} = 46\% \text{ Ni}$
 Als letztes erstarrt α $C_{\alpha} = 35\% \text{ Ni}$

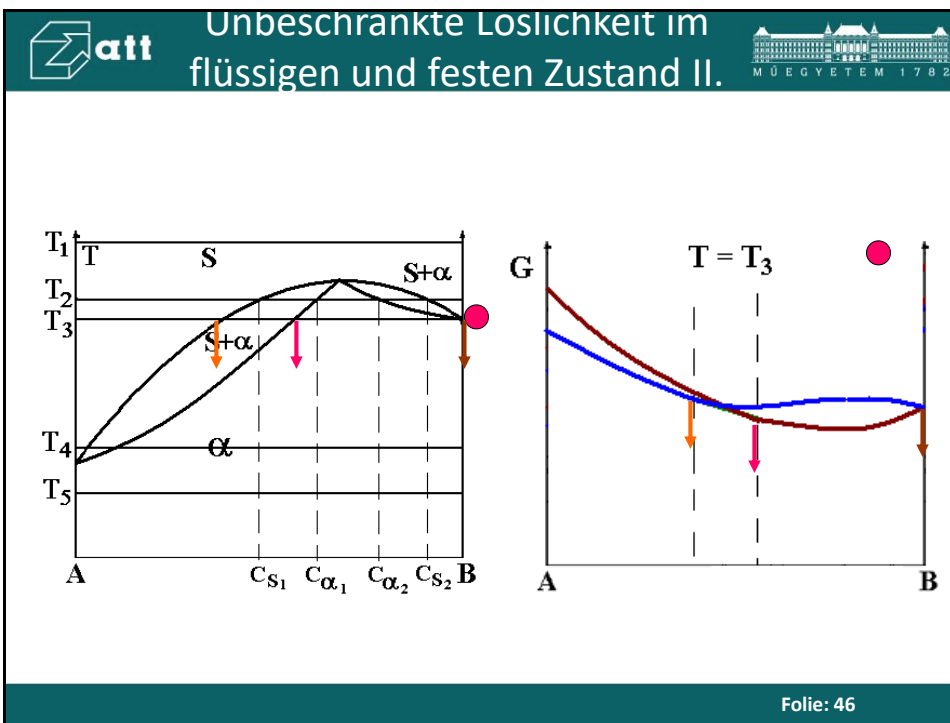
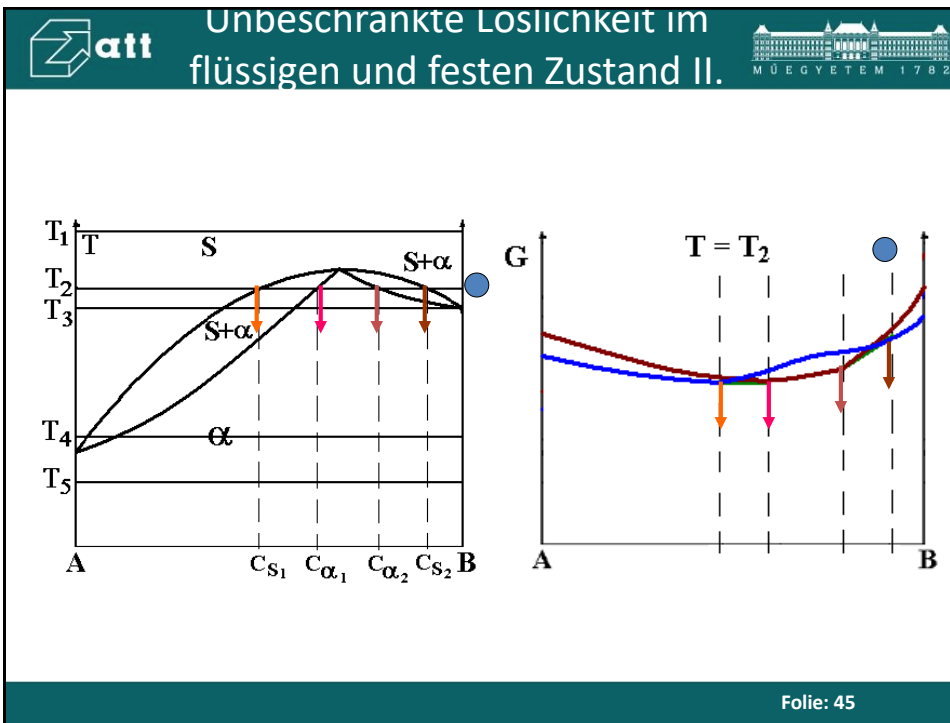
Große Abkühlungsgeschwindigkeit, inhomogene Struktur
 Kleine Abkühlungsgeschwindigkeit, Gleichgewichtsstruktur

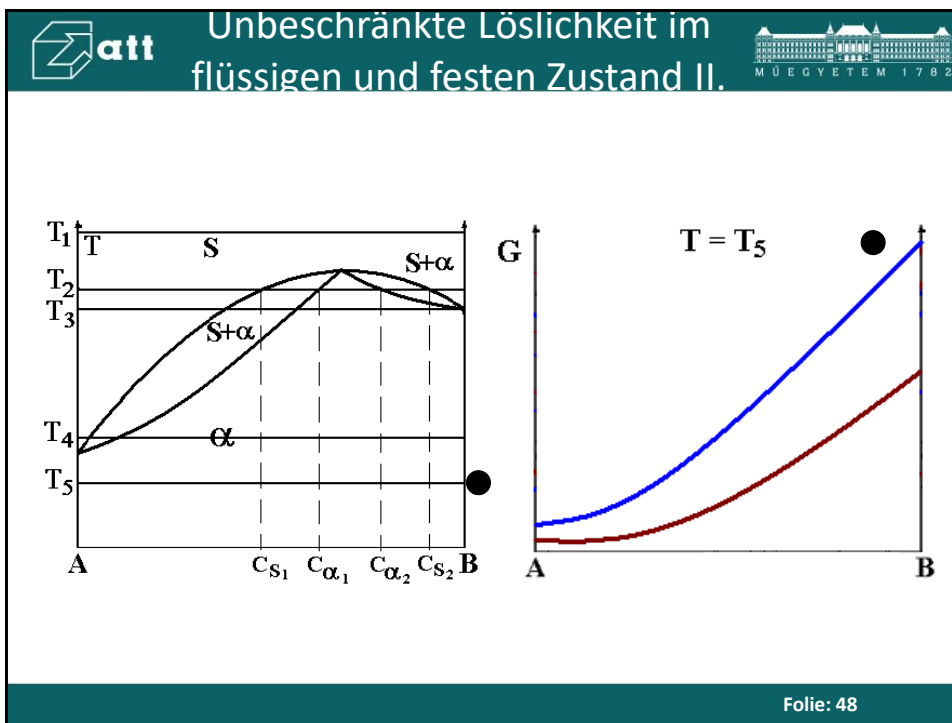
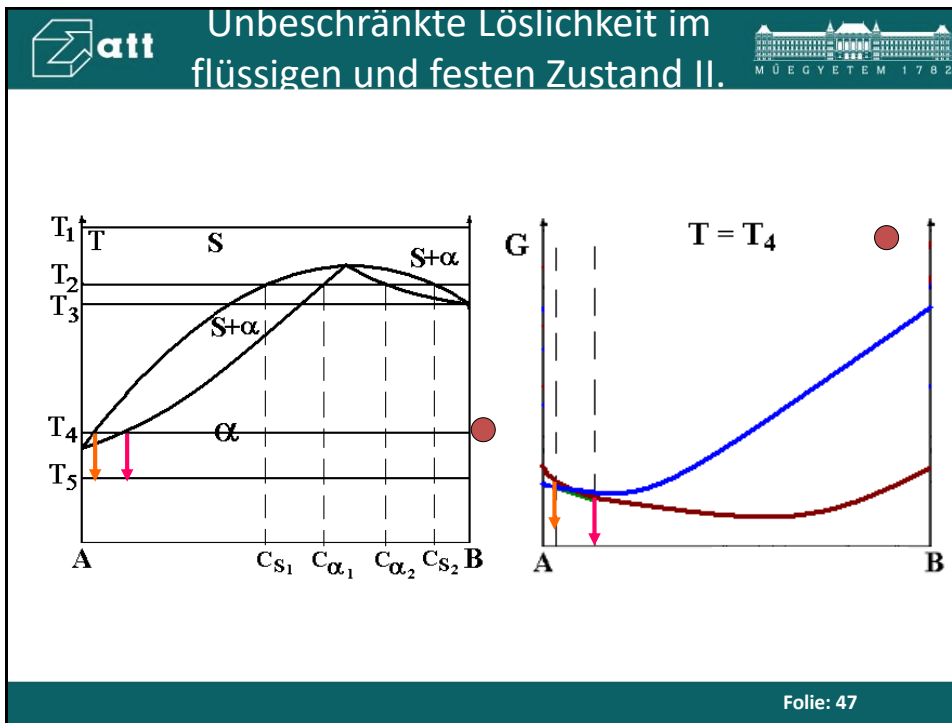
α : 46% Ni
 35% Ni
 Gleichmäßige Verteilung
 α : 35% Ni

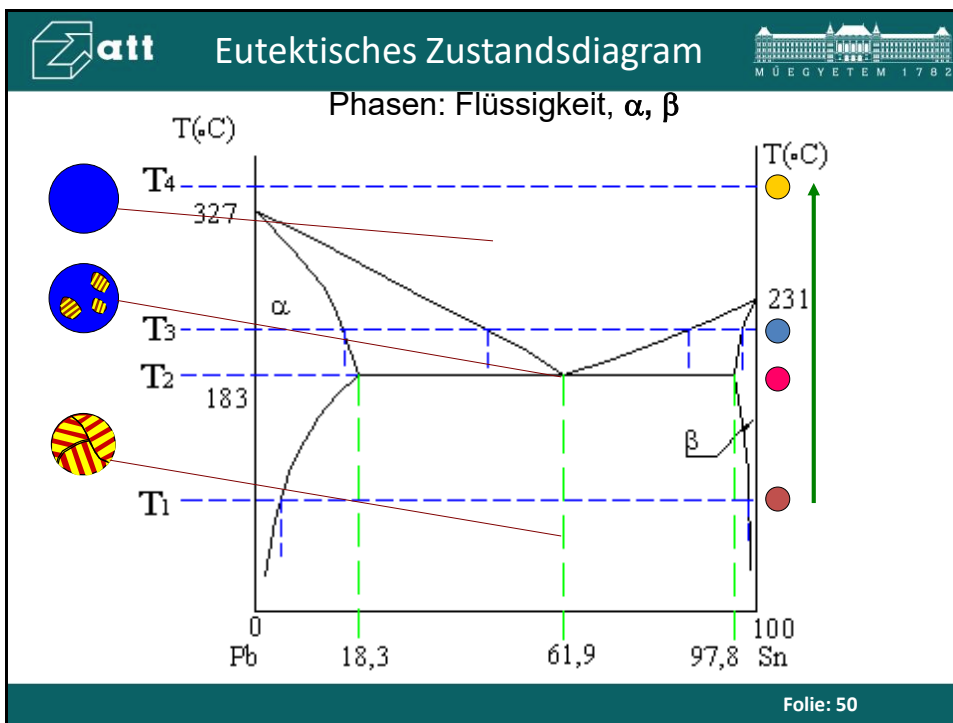
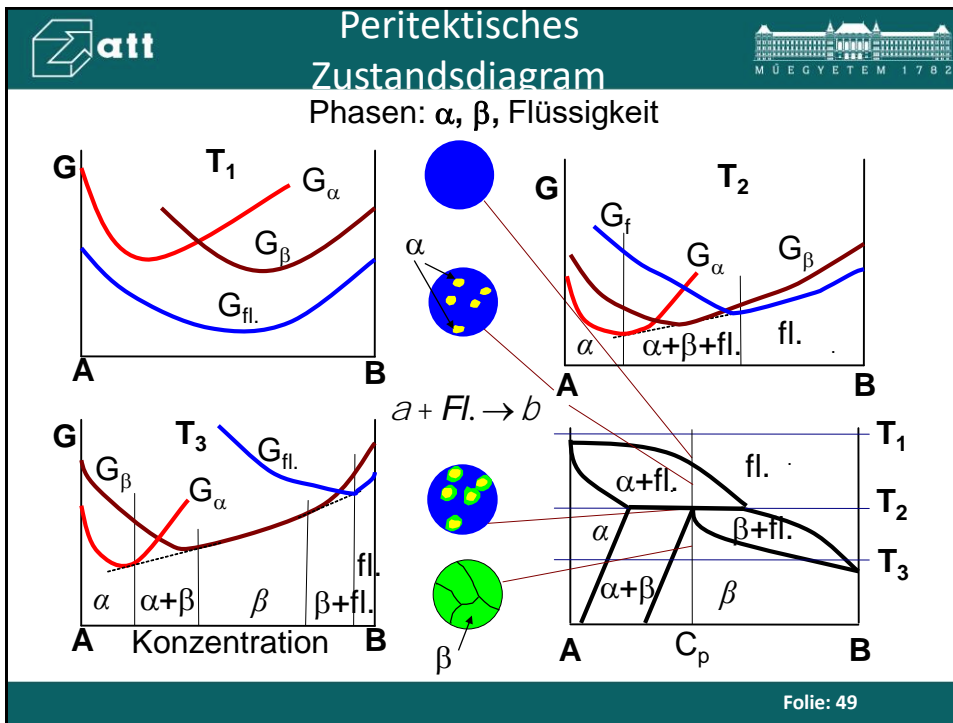
Mikroseigerung

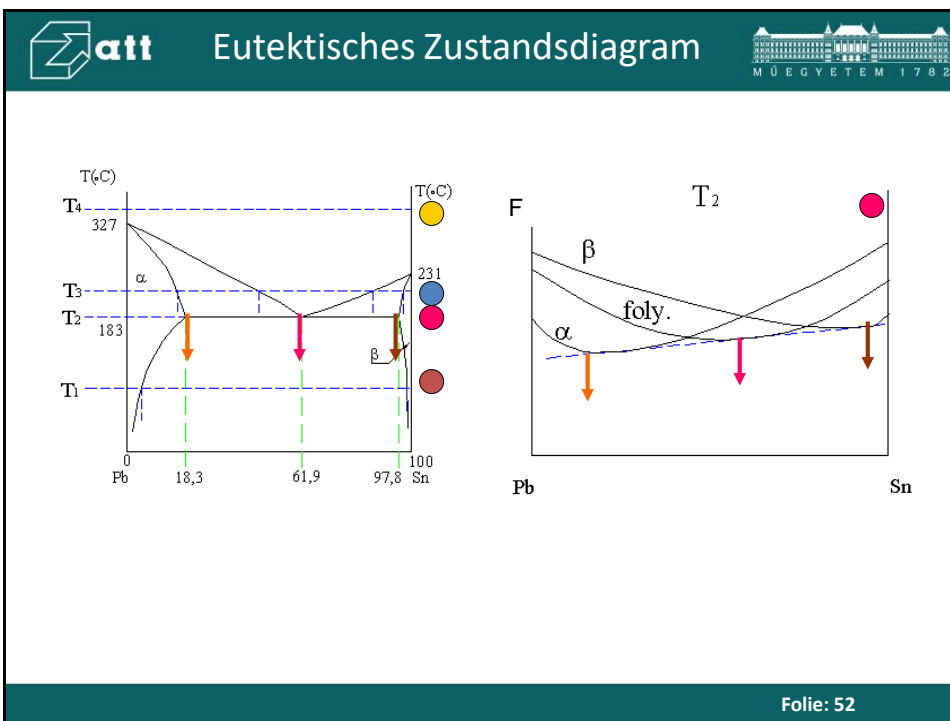
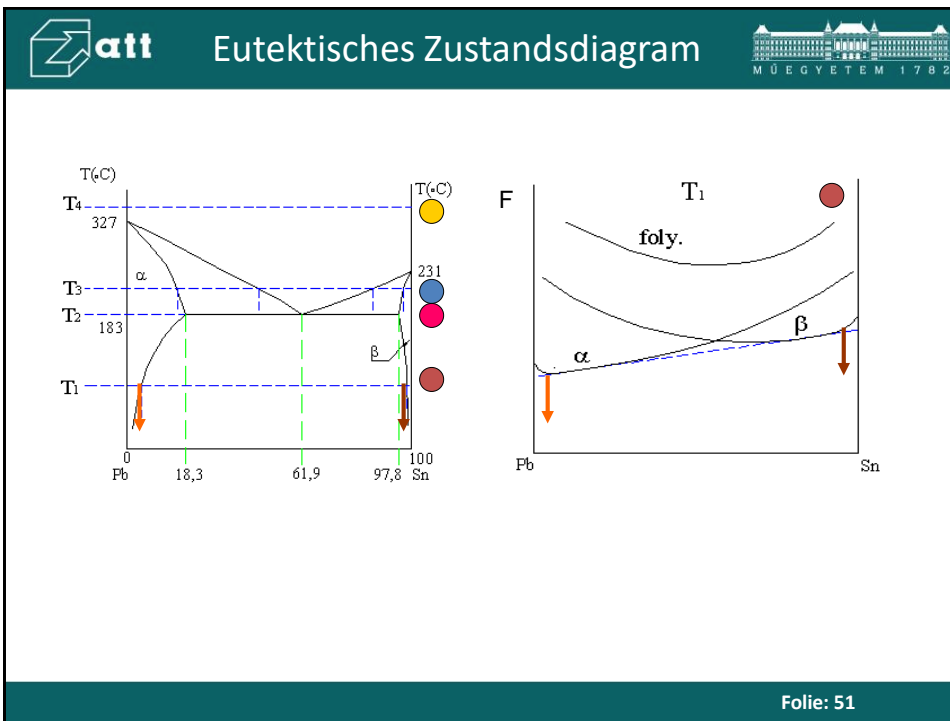
Folie: 43

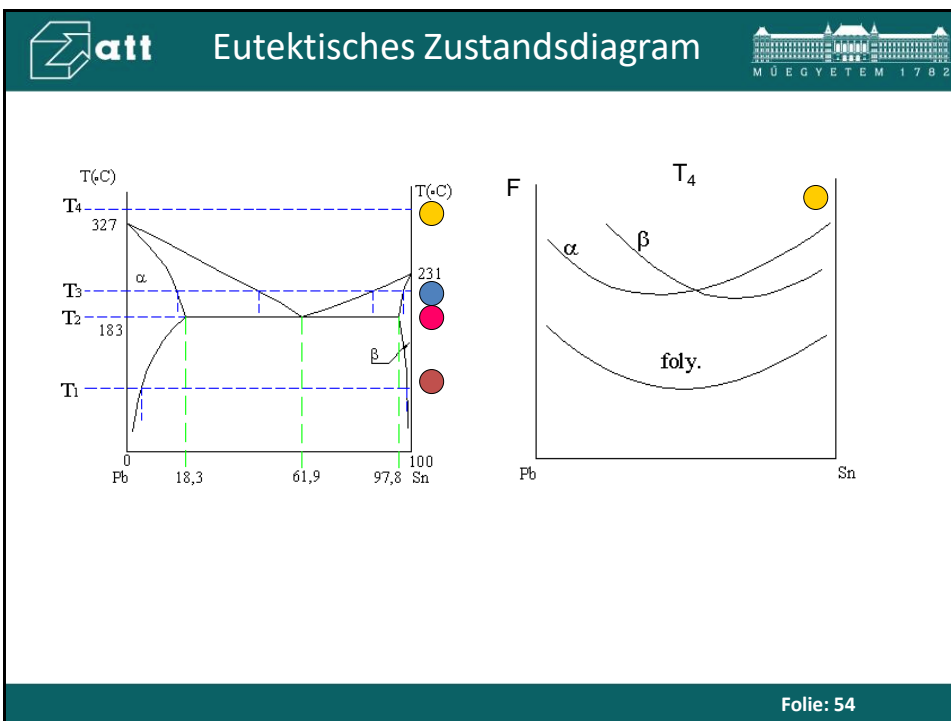
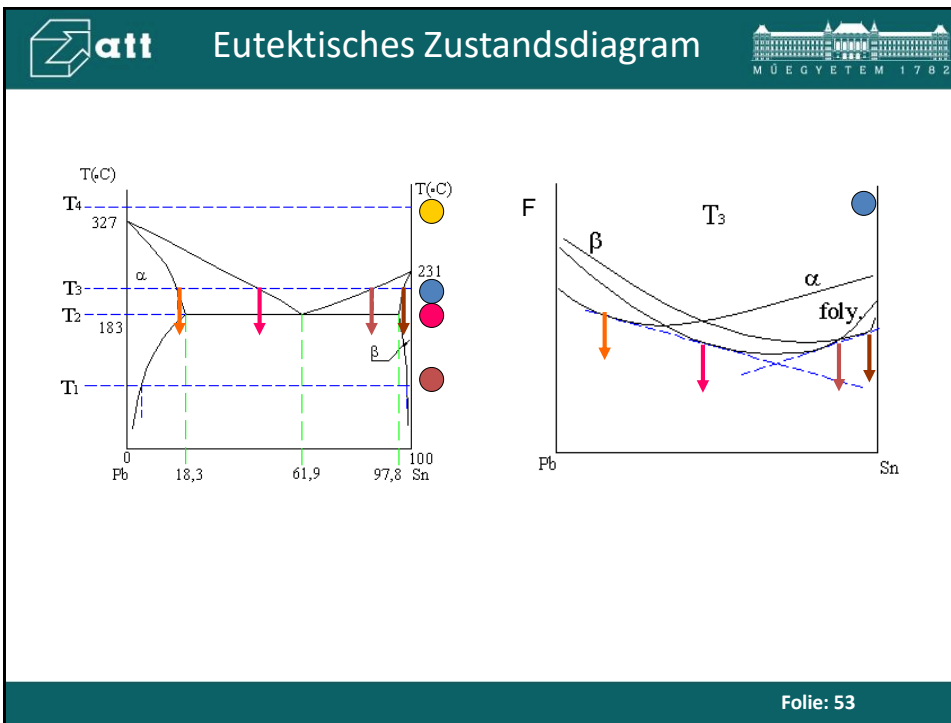


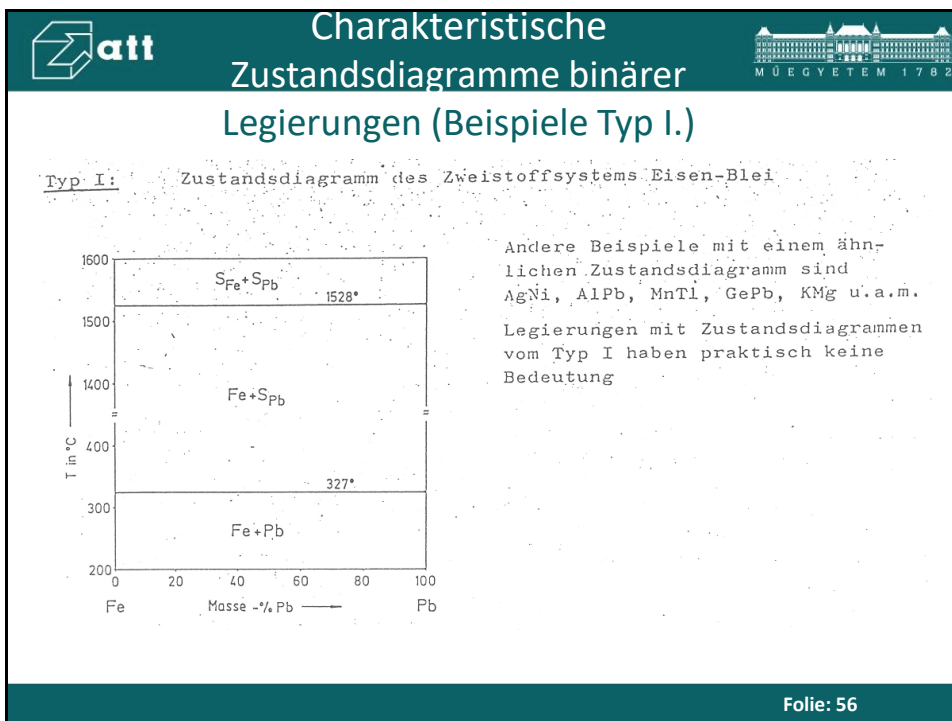
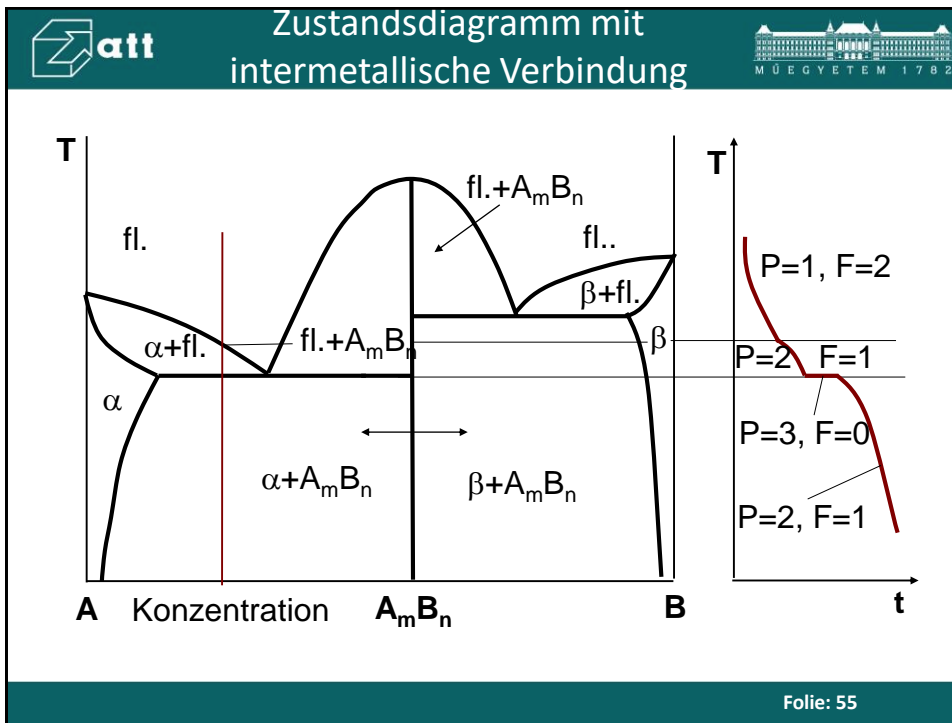












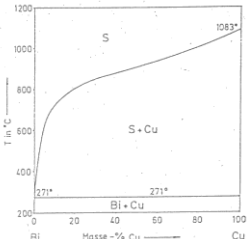




Beispiele Typ II.

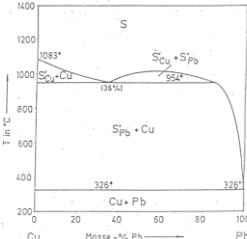


α) Zustandsdiagramm des Zweistoffsystems Wismut - Kupfer



Wismut und Kupfer sind im festen Zustand ineinander unlöslich, im flüssigen Zustand aber vollkommen ineinander löslich

β) Zustandsdiagramm des Zweistoffsystems Kupfer-Blei




Kupfer und Blei sind im festen Zustand ineinander unlöslich, im flüssigen Zustand beidseitig beschränkt ineinander löslich


Legierungen mit Zustandsdiagrammen vom Typ II haben durchaus praktische Bedeutung.
Die Kupfer-Blei-Legierungen stellen geeignete Lagerwerkstoffe dar.
Beispiele:

Blei-Bronze	Cu Pb 10...20	
	Cu Pb 20...30	
	Cu Pb > 30	
Blei-Zinn-Bronze	Cu Pb 4...6	Sn 9...11
	Cu Pb 12...14	Sn 7...9
	Cu Pb 18...22	Sn 5...10
Blei-Sonder-Bronze	Cu Pb 10...20	Sn 0...10 Ni 0...4
	Cu Pb 20...35	Sn 0...8 Ni 0...4 Zn 0...3

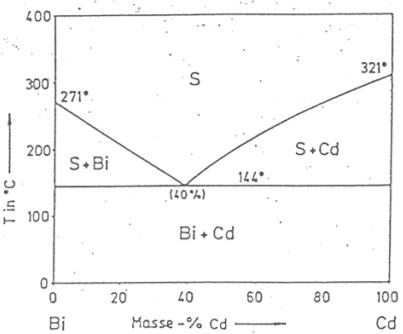
Folie: 57



Beispiele Typ III.



Zustandsdiagramm des Zweistoffsystems Wismut-Kadmium



Wismut ist der wesentliche Bestandteil der sog. meist mehrkomponentigen "Leichtflüssigen Legierungen", für die die nachfolgende Tabelle einige Beispiele enthält.

Eutektische Legierungen					Schmelzpunkt in °C
Bi	Cd	In	Pb	Sn	
60.0	40.0				144
58.0				42.0	139
56.5					125
33.7		67.3	43.5		72
54.0	20.0			26.0	102
52.0	8.0		40.0		92
58.0				25.0	79
50.0	10.0	17.0	27.0	13.0	70
49.0		21.0	18.0	12.0	57
Nichteutektische Legierungen					Schmelzbereich in °C
59.0			15.0	26.0	114...95
50.0			30.0	20.0	105...96
40.0	8.5		40.0	11.5	...78

Anwendungen: Weichlote, Abguss empfindlicher Gegenstände, Zahntechnik, Eingußbefestigung in Metallfassungen, elektrische Sicherungen, Füllwerkstoff zum Rohrbiegen.

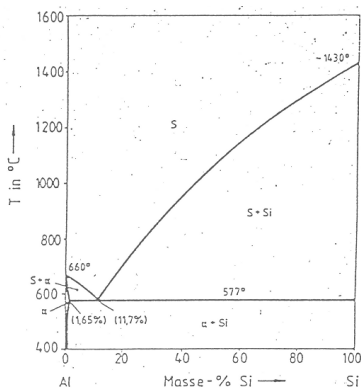
Folie: 58



Beispiele Typ IV.

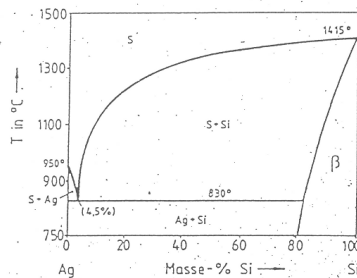


Typ IV: α) Zustandsdiagramm des Zweistoffsystems Aluminium-Silizium



Ähnliche Zustandsdiagramme zeigen die Legierungen AuSi, SiAg, BeAl, CdTi, BeFe, AgGe und AgBi.

β) Zustandsdiagramm des Zweistoffsystem Silber-Silizium



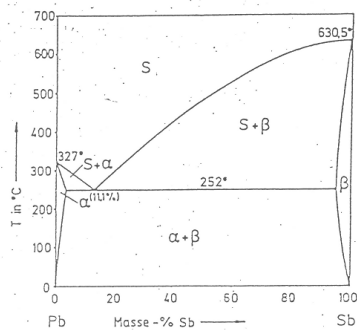
Folie: 59



Beispiele Typ V.



Typ V: Zustandsdiagramm des Zweistoffsystems Blei-Antimon



Blei-Antimon-Legierungen (≈ 20 Masse% Sb) sind die wichtigste Legierungsgruppe des Blei (Hartblei). Sie finden Verwendung für Rohre, Kabelmäntel, Tuben, Akkumulatorenplatten.

Mehrstoff-Legierungen auf Bleibasis enthalten meist ebenfalls Antimon als wichtigstes Legierungselement.

Beispiele:

- 1) Letternmetallegerung: PbSb16 (12) Sn1 (2)
- 2) Lagermetallegerung: PbSb (14-20) Sn (2-10) CdCuNi (bis 3) (Weißmetall)

Ähnliche Zustandsdiagramme haben die Legierungen CrNi, AlSi, AgCu, CdZn, AgBe, PbSn, GaIn, CdPb, BiSn, BiPb, AlSi, AuCo.

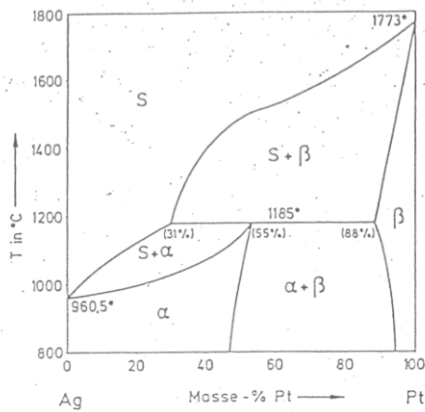
Folie: 60



Beispiele Typ VI.



Typ VI: Zustandsdiagramm des Zweistoffsystems Silber-Platin



Binäre Legierungen mit ähnlichen Zustandsdiagrammen sind FeMn ($>1400^{\circ}\text{C}$), CoFe ($>1100^{\circ}\text{C}$), AuFe ($>1300^{\circ}\text{C}$), WPd ($>1000^{\circ}\text{C}$). Sie haben keine praktische Bedeutung.

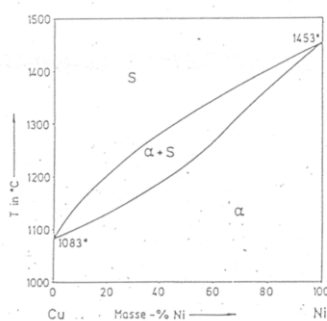
Folie: 61



Beispiele Typ VII.



Typ VII: Zustandsdiagramm des Zweistoffsystems Kupfer-Nickel



Kupfer-Nickel-Legierungen finden, als binäre, aber auch als Mehrstofflegierungen vielfältige Anwendung. Beispiele:

1) Binäre Kupferbasislegierungen mit 5...50 Masse-% Ni. Plattierungswerkstoffe, Werkstoffe mit guten elektr., mech. und Korrosionseigenschaften.

Münzen ("Nickel"): CuNi 25
Konstantan (temp. unempfindliche Widerstandsleg., Thermoelementschenkel gegen Fe oder Ni) CuNi43

2) Binäre Nickelbasislegierungen mit 5...50 Masse-% Cu. Werkstoffe mit bes. magn. Eigenschaften. Säurebeständige Werkstoffe für chem. Geräte; Schweißstäbe für Grauguß.

3) Mehrstofflegierungen

Nickelbronzen	CuNiSn	CuNiPb	CuNiCd	CuNiAlFe
Neusilber	CuNi 8...30	Zn 12...50		
Nickelin	CuNi 31	Zn 13		
Monel	NiCu 29	Si 4	Fe 2	

Weitere Beispiele binärer Legierungen, die ähnliche Zustandsdiagramme zeigen wie CuNi-Legierungen, sind MoW, IrPt, InPb, CrPt, CuPd, BiSb, AuPt, AgPd, AgAu.

Folie: 62

