1.) Teljes tart. oldható L-ben, korl. oldhatóság S-ban

Az ε paraméter növelésével változik a fázisdiagram:

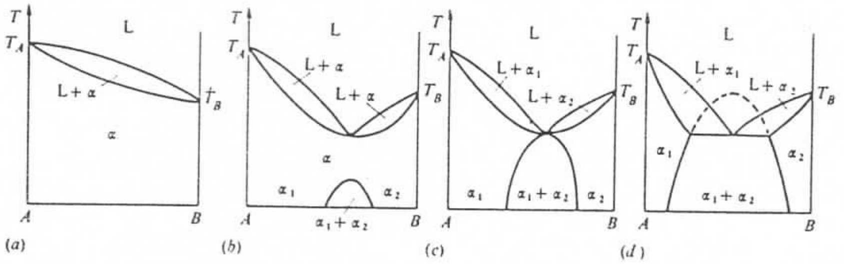


Fig. 5.12. Changes in the phase diagram from (*a*) to (*d*) with increasing ε, i.e. increasing energy of mixing $E^{M} > 0$.

ε (és E^M) nő →

Magas T-ken $F^S(\nu_B)$-nek egy, alacsony T-ken 2 minimuma van.

b: oldhatósági határ S-ban

c) kongruensen megszilárduló oldatok

d.) eutektikus rendszer

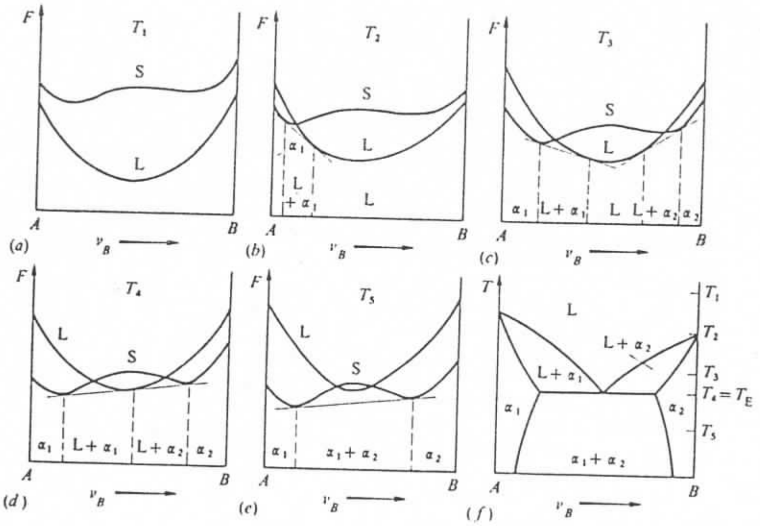


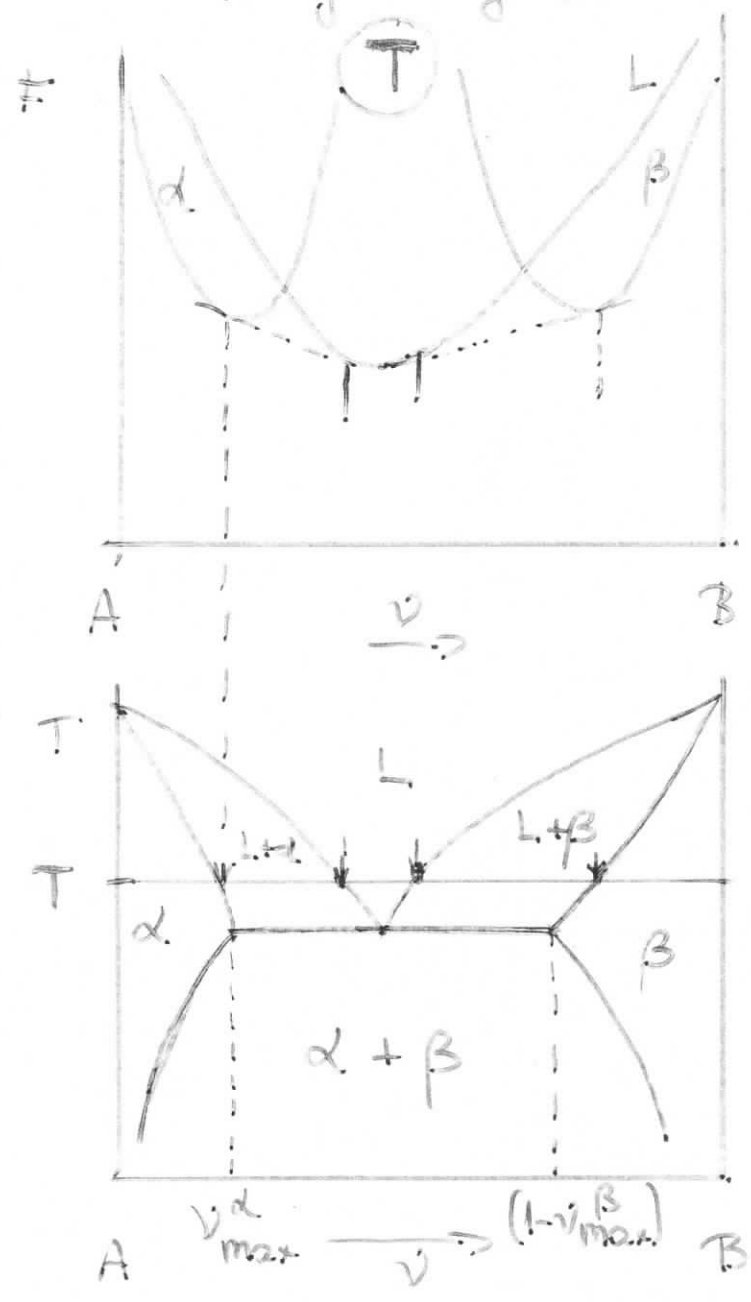
Fig. 5.13. Derivation of a phase diagram with eutectic from the free energy for S and L, dependent on the temperature.

$\boxed{T_4}$: SL görbék közös érintője a két oldalon egybeesik.

Másképp: F^L görbe minimuma átmetszi az $F^S(\nu)$ görbe két oldala közé húzott közös érintőt.

T_4: eutektikus hőmérséklet, T_E

Ugyanilyen a fázisdiagram, ha 2 (eltérő) szilárd szerkezet görbéjével helyettesítjük az előző ábra $F^S(\nu)$ görbéjét:

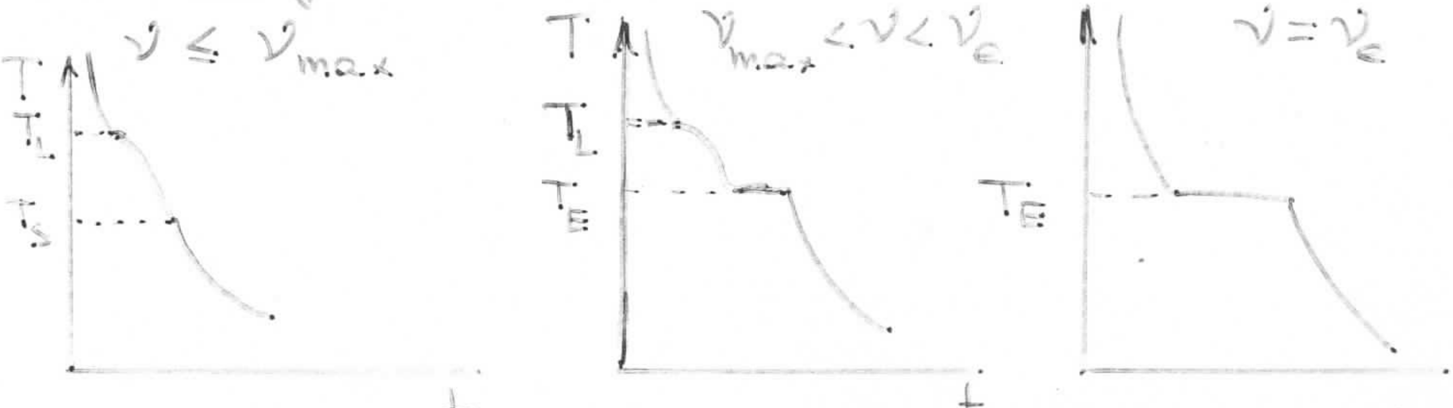


T_E: a legalacsonyabb olvadáspont.

ν^{α}_{max}: maximális oldhatóság szilárd állapotban → T_E-n.

ν_e: eutektikus összetétel

Lehülési görbék:



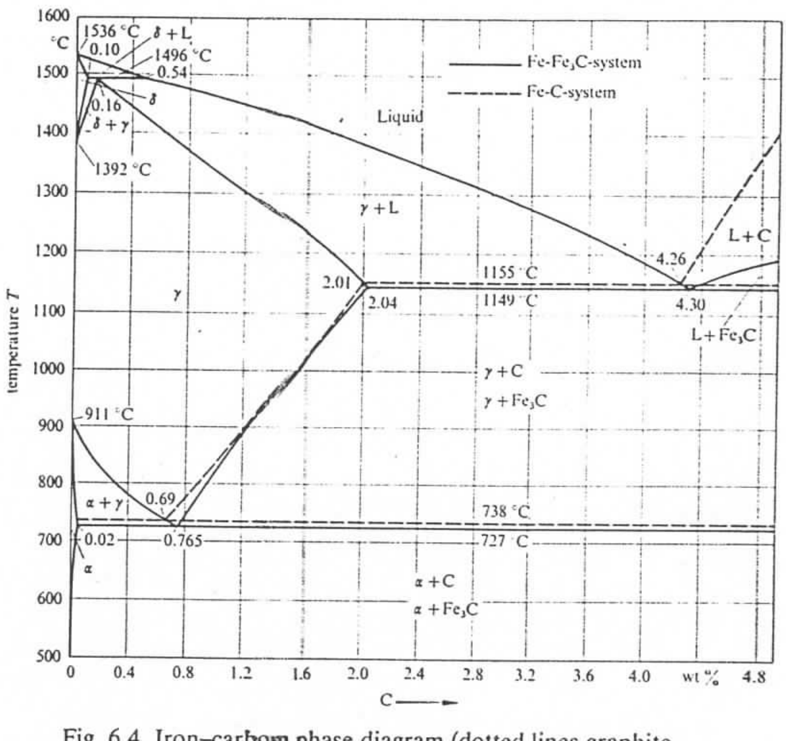


Fig. 6.4. Iron–carbon phase diagram (dotted lines graphite, full lines in equilibrium with Fe_3C) [5.8].

E – hőmérsékleten: $L \to \alpha + \beta$ ~ $p = 3$

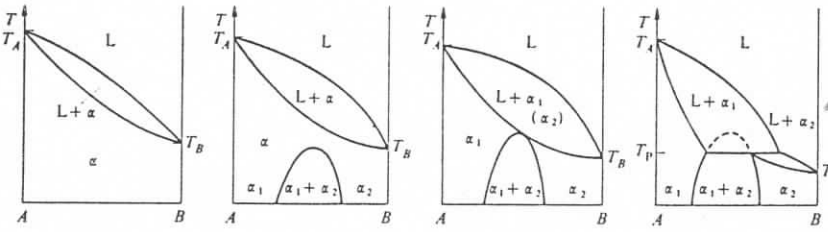
Gibbs-f. fr.: $f = 2 + k - p = 1$

(Olyan, mint a tinta ap. fagyása: $f = 2 + 1 - 2 = 1$)

[Megjegyzés: Az előző oldal $F(\nu)$ ábráján lehet mindhárom görbe ??? fázisé: $\gamma \to \alpha + \beta$, eutektoidos átalakulás (szilárd → szilárd).]

— · —

Ha a két alkotó o.p.-ja erősen eltérő, azaz ha az L min.-a nem a S két min.-a között van a közös érintős hőmérsékleten:



← Peritektikus rendszer

Fig. 5.14. As fig. 5.12 but for the case where the pure metals have widely differing melting points.

$\mathcal{E}$, E^M (>0) → nő

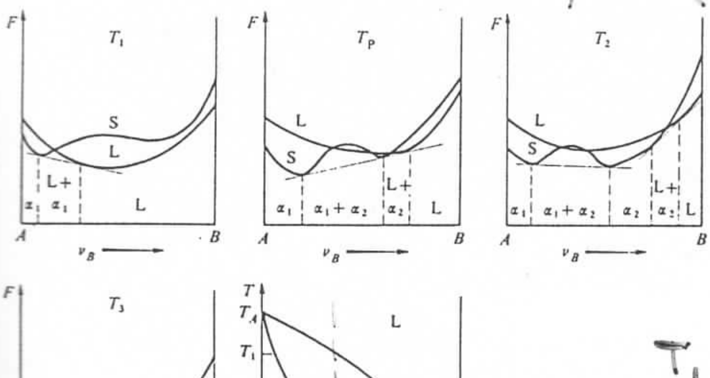


Fig. 5.15. Derivation of a phase diagram with peritectic from $F^L(\nu_B, T)$, $F^S(\nu_B, T)$.

T_p-n: $F^S(\nu)$ görbe α_2-höz tartozó minimuma átmetszi az $F^S_{\alpha_1}$ és F^L közötti közös érintőt.

ν összetételű rendszer:

T_1-nél $L \to L + \alpha_1$

T_p-nél $L + \alpha_1 \to \alpha_1 + \alpha_2$

α_2 körülveszi az α_1 kristályokat, megszűnik az érintkezés α_1 és L között: ... $L + \alpha_1$ ... kristályok.

3. Teljes konc. tart.-ban oldódás L-ben, vegyület-fázis S-ben

S-ben: $\varepsilon < 0$, $E^M < 0$

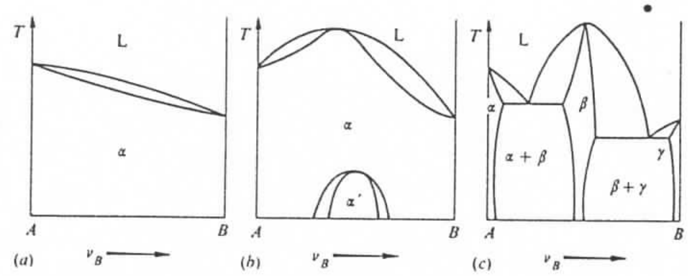


Fig. 5.16. Changes in the phase diagram from (a) to (c) with increasingly negative ε or E^M. β is the intermetallic compound A_xB_y.

$\varepsilon, E^M \rightarrow$ csökken

Különböző elsőszomszédok kedvezőek: A_xB_y vegyület, intermetallikus vegyület

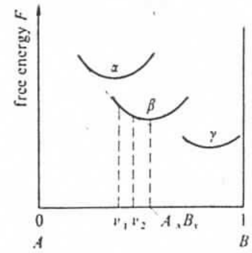


Fig. 5.17. Free energies of three phases α, β, γ. The compound is stable between ν_1 and ν_2 but not at its stoichiometric composition A_xB_y.

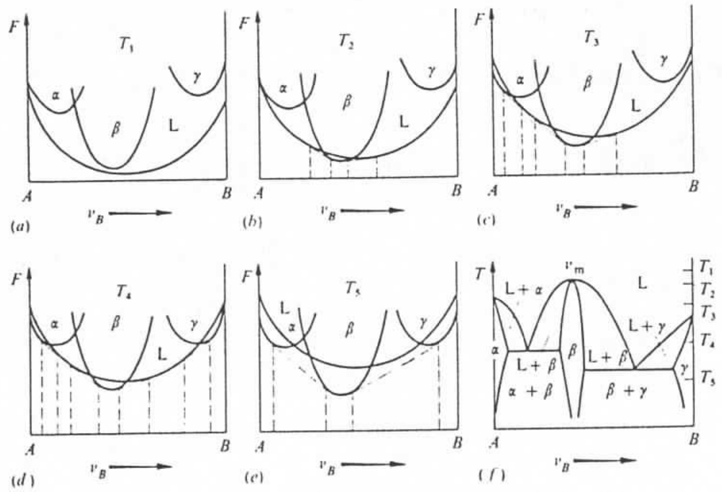


Fig. 5.18. Free energies and the phase diagram derived from them with the intermetallic compound β, which forms directly from the melt L.

Peritektikusan képződő vegyületfázis:

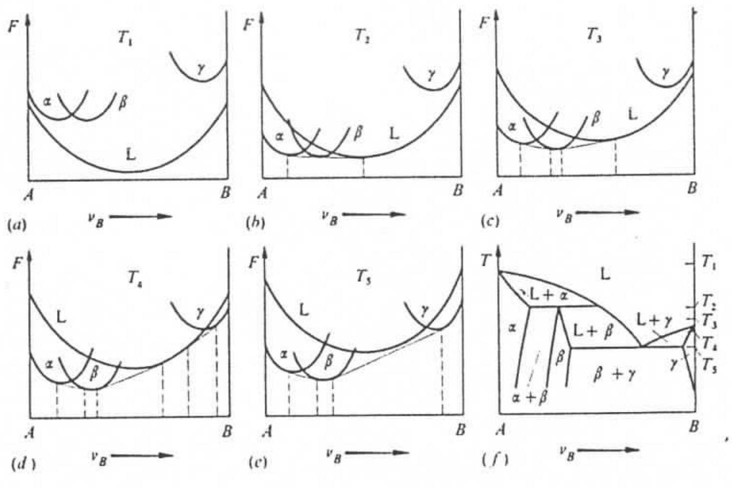


Fig. 5.19. Derivation of a phase diagram with an intermetallic compound β which forms peritectically.

Inkongruensen olvad a β fázis.

Kétalkotós rendszerek egyensúlyi diagramjainak néhány szabálya:

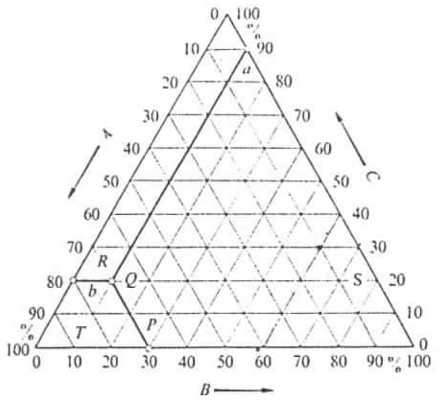
1.) Likvidusz ágainak száma = foly. állapotból kristályosodó fázisok száma

2.) Szolidusz alá eső területekre:
homogén területet felülről görbe,
heterogén területet felülről vízszintes határol.
($f = 3 - p$ miatt.)

3.) Az e.s.-i diagramban bármilyen irányban, homogén területet csak heterogén követhet és fordítva.
Kivétel: vízszintes v. függőleges határ.

Általánosítás: e.s.-i diagramban határvonalat keresztezve a fázisok száma eggyel nő vagy csökken.

Háromalkotós rendszerek fázisdiagramjai



$\overline{aQ} + \overline{bQ} + \overline{PQ} = 100\%$
minden pontban

Fig. 5.20. Representation of the composition in a ternary system.

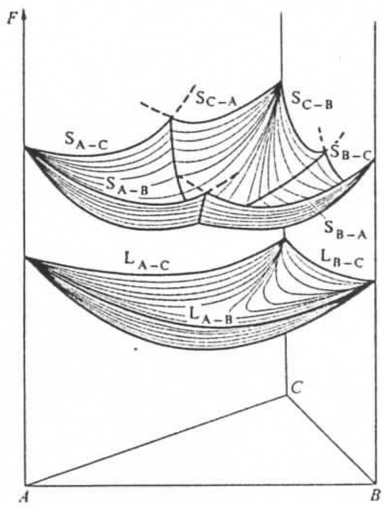
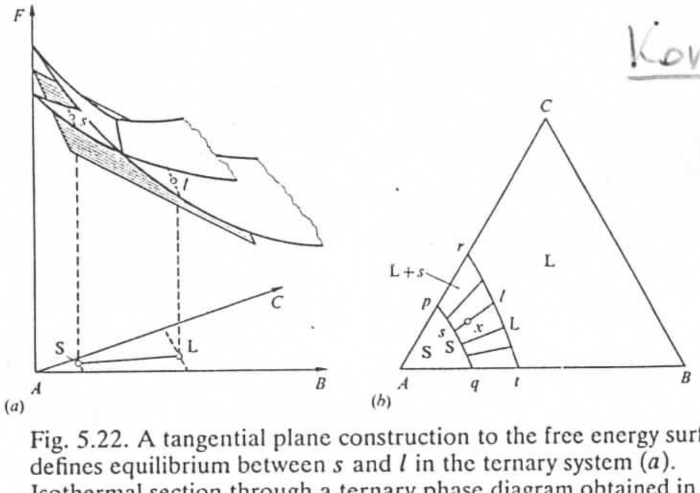


Fig. 5.21. Free energies of a liquid (L) and three solid (S) phases of a ternary system.



Konodák (tie-line):
mérlegszabály itt is igaz!

Fig. 5.22. A tangential plane construction to the free energy surfaces defines equilibrium between *s* and *l* in the ternary system (*a*). Isothermal section through a ternary phase diagram obtained in this way with a two-phase region (L+S) and various conodes (*b*). The quantities of *l* and *s* at point *x* are determined by the lever rule.

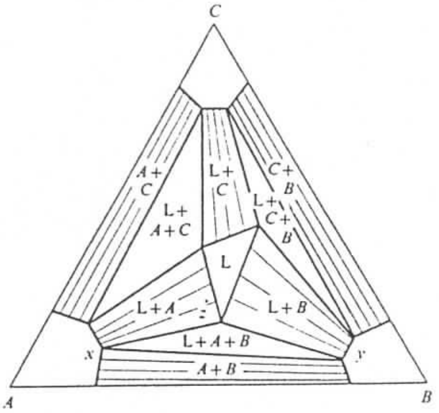


Fig. 5.23. Section through a ternary phase diagram at a temperature above the ternary eutectic temperature but below all the binary T_E.

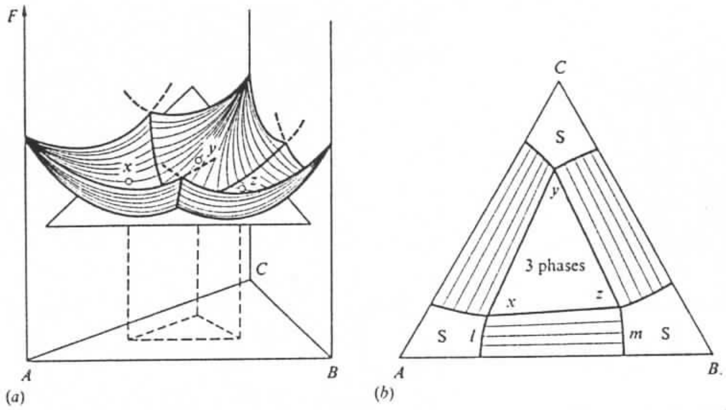


Fig. 5.24. A three-phase equilibrium in the ternary system derived by means of the tangential plane (a) and represented in an isothermal section (b). $(l-m)$ = conode.

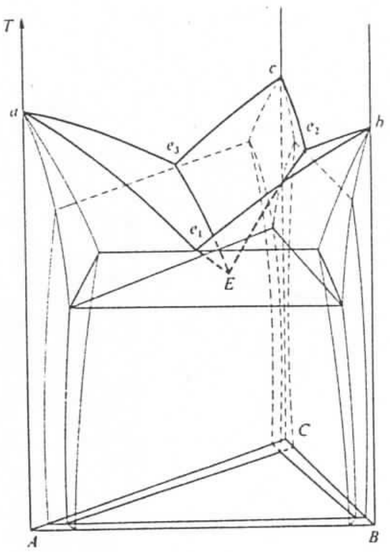


Fig. 5.25. Perspective drawing of a ternary phase diagram with ternary eutectic point E.

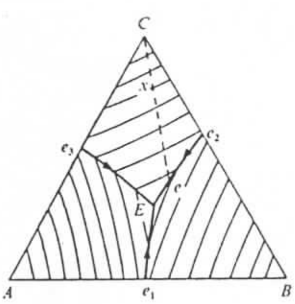


Fig. 5.26. Projection of the liquidus surface of the ternary diagram in fig. 5.25 on to the base.

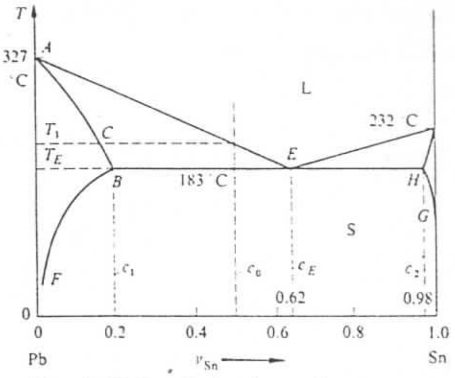


Fig. 4.13. Lead–tin phase diagram.

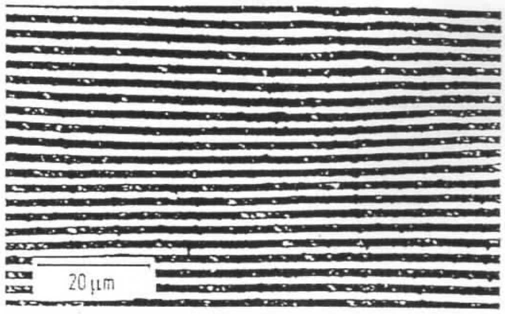


Bild 7.8. Gerichtet erstarrtes Eutektikum einer eutektischen Al—Cu-Legierung (hell: Al-Mischkristall, dunkel: Al_2Cu)

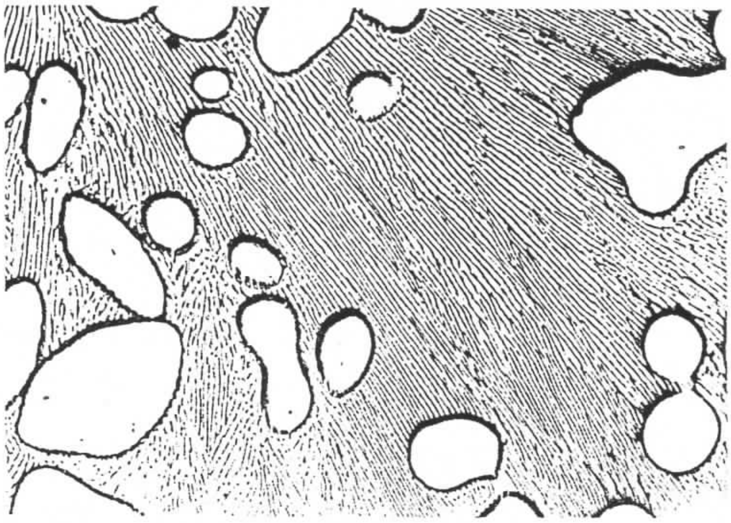


Fig. 4.14. Micrograph of Zn–8% Al showing primary Zn solid solution and eutectic. Cooled in the furnace. 145×.

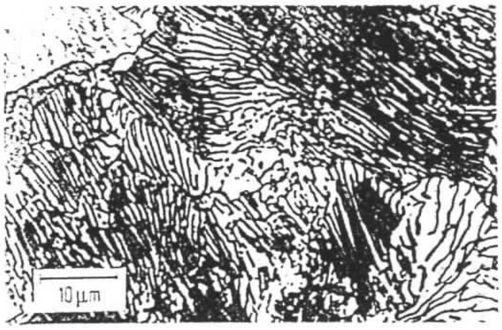


Bild 3.14. Perlit in Stahl mit 0,8 % C als Beispiel für ein eutektoides Gefüge

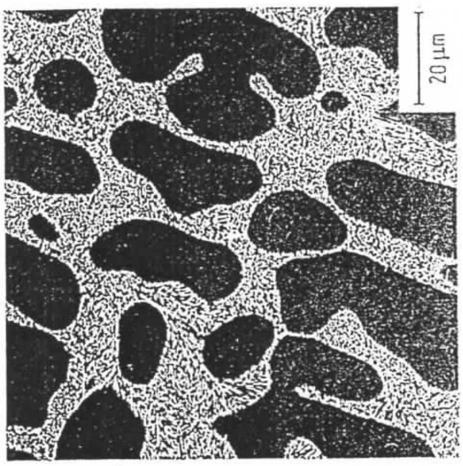


Abb. 4.7.

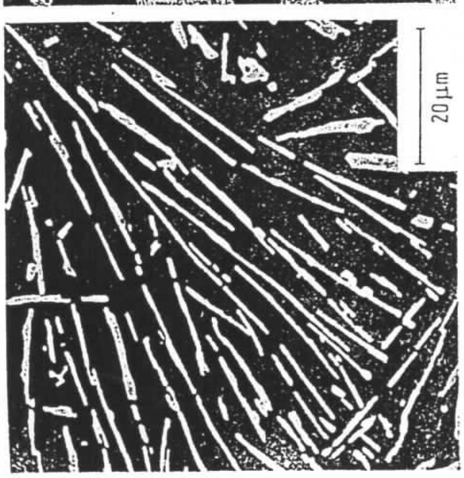


Abb. 4.6.

Abb. 4.6. Eutektisches Gefüge einer Al-11 Masse-% Si Legierung, REM

Abb. 4.7. Untereutektisches Gefüge: Primärkristallisation des α-Al-Si-Mischkristalls Al-6 Masse-% Si, LM

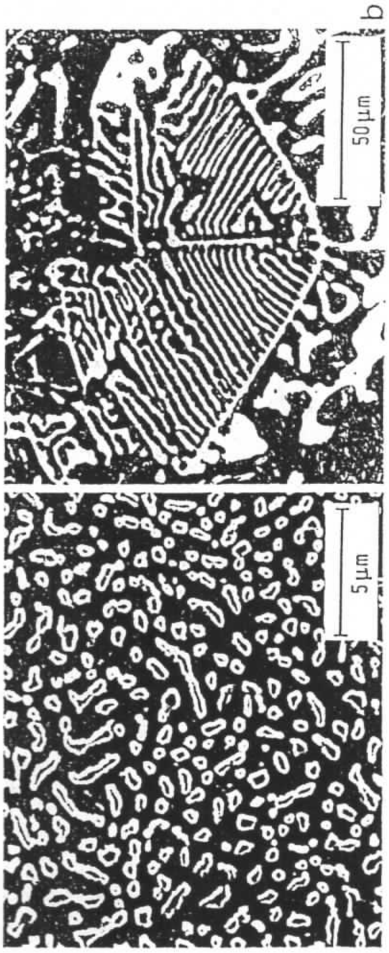


Abb. 12.11. **a** Eutektisches Gefüge in einer veredelten Al + 11 Gew.-% Si Legierung (vgl. Abb. 4.6); **b** Lamellares Eutektikum aus α-Fe + WC in einer Hartlegierung