



# Solidificação de metais

---



# Solidificação

---

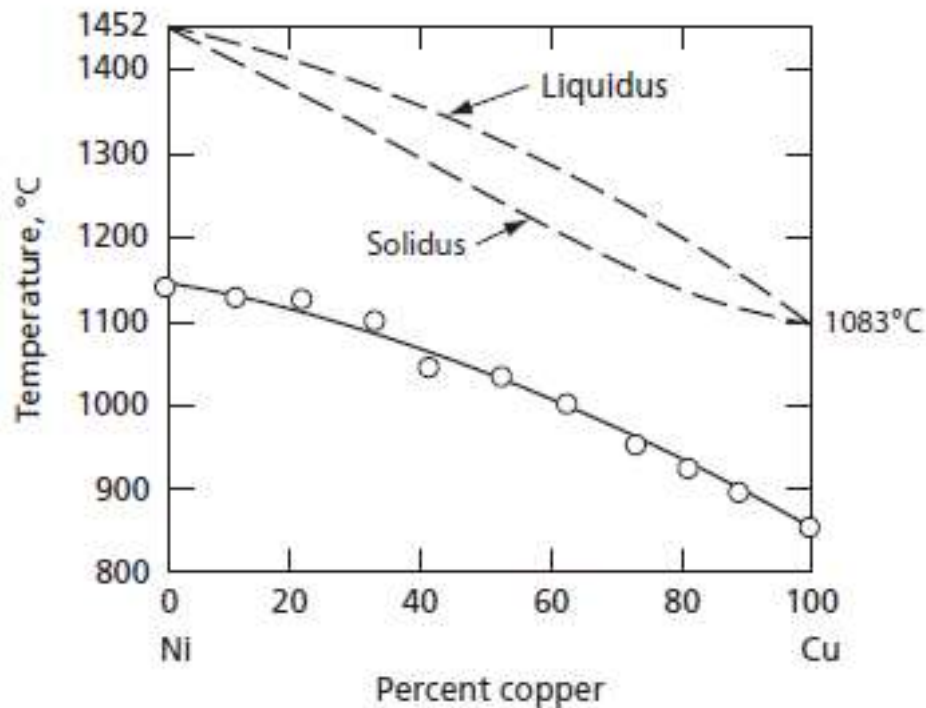
É uma transformação de fase que depende de:

**Nucleação e Crescimento**

# Super-resfriamento Nucleação e Crescimento

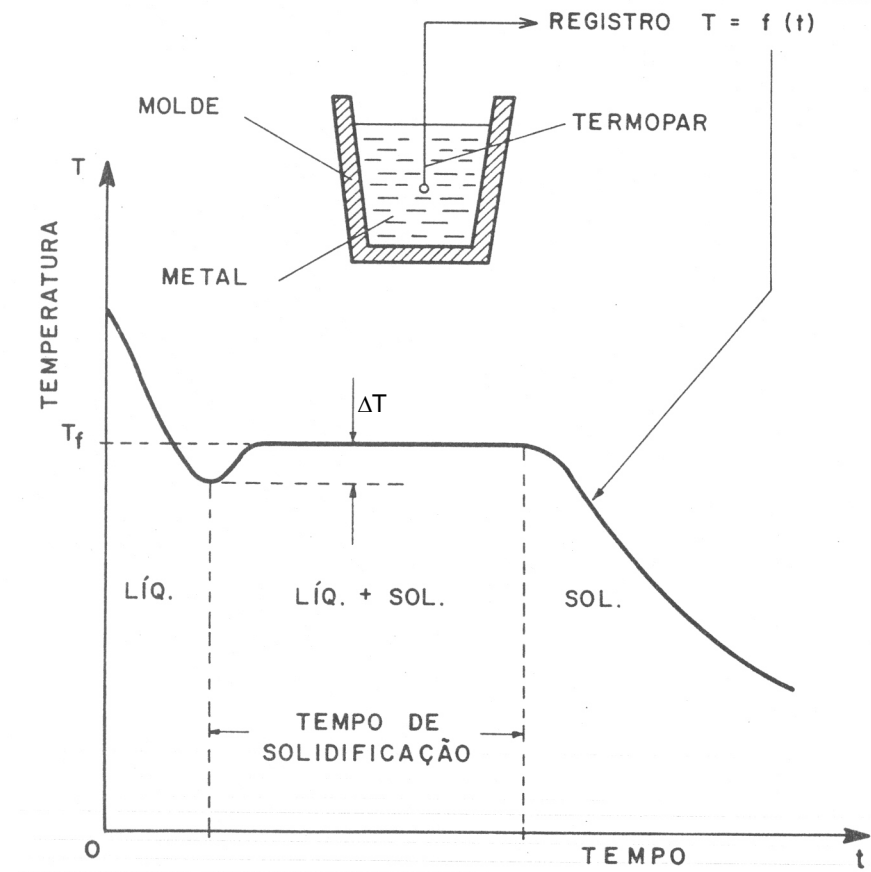
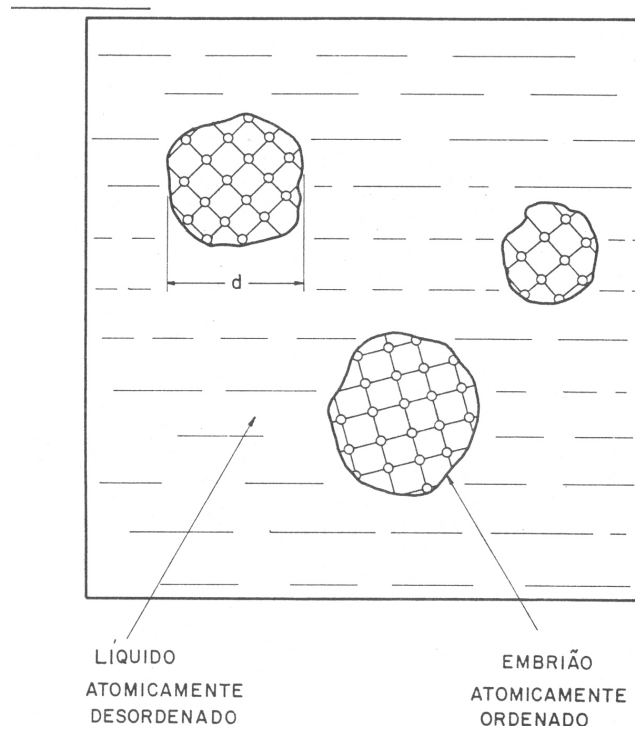
Líquido super-resfriado 1

Líquido super-resfriado 2

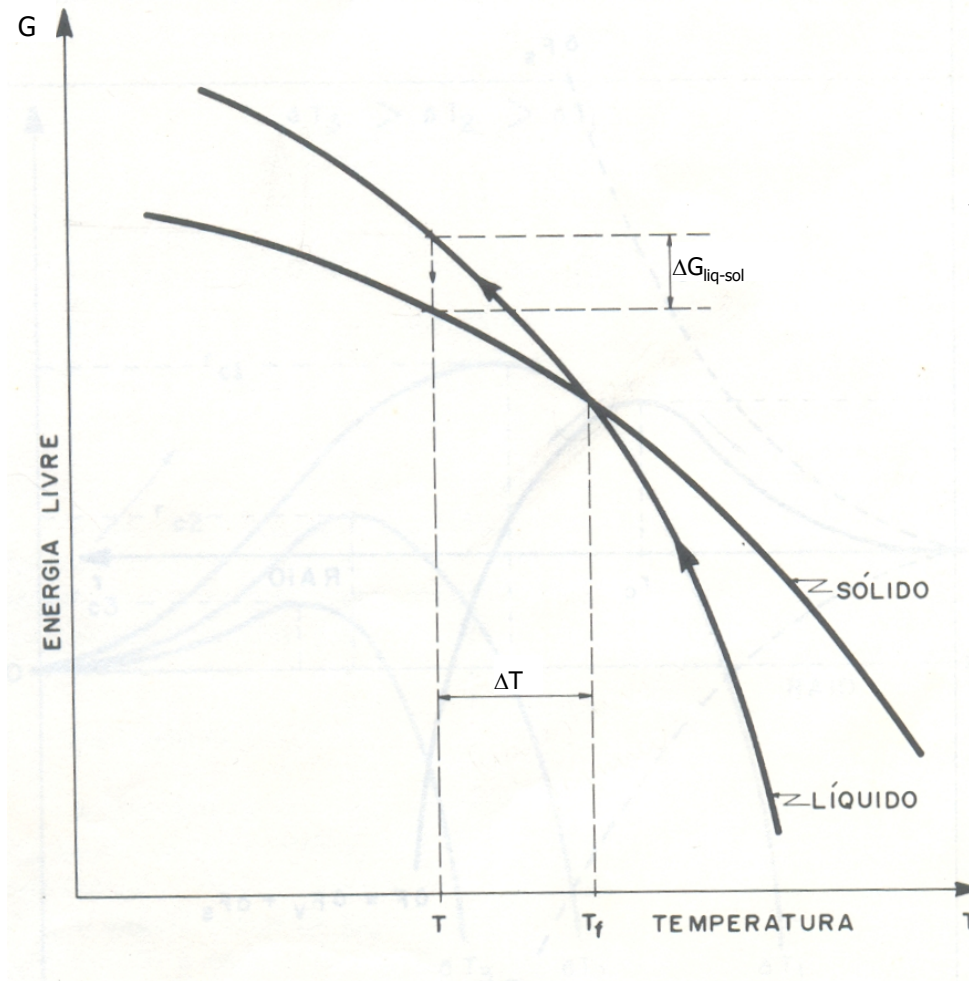


**FIG. 14.4** Supercooling of Cu-Ni alloys as a function of composition (Cech, R. E., and Turnbull, D., *Trans. AIME*, **191** 242 [1951].)

# Super-resfriamento Nucleação e Crescimento

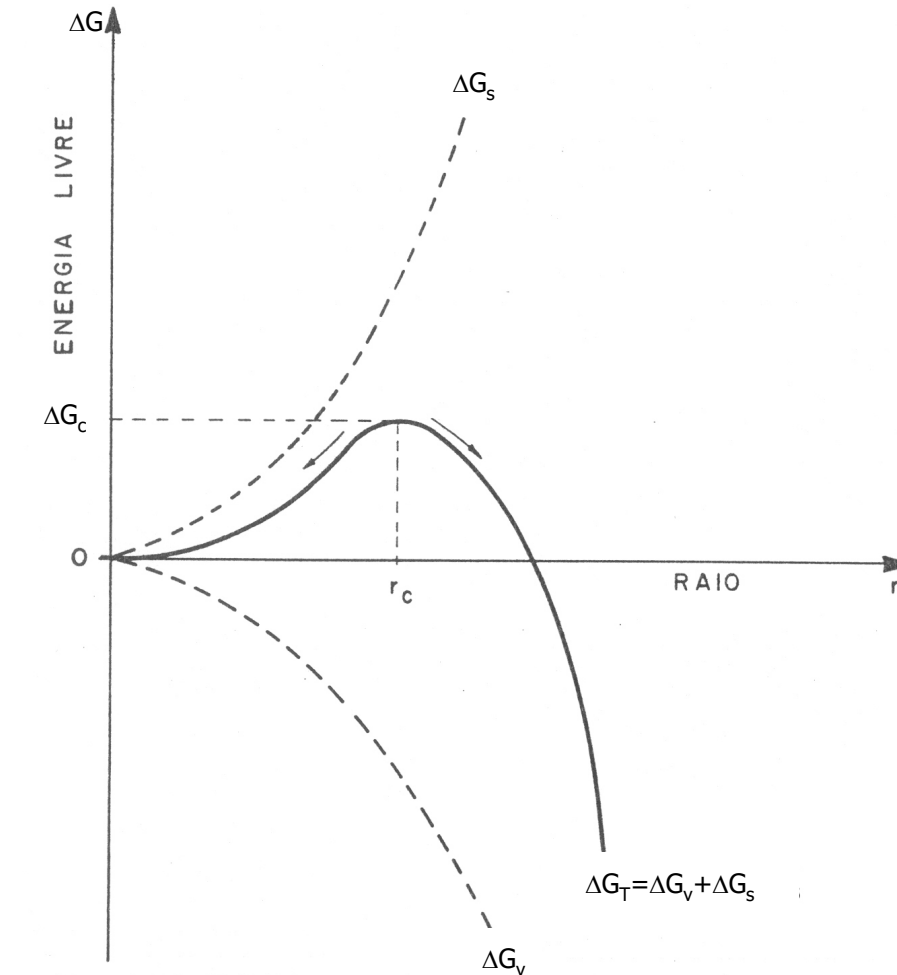


# Variação da Energia Livre Líquido - Sólido



$$\Delta G_{liq \rightarrow sol} = -\frac{\Delta H_f \Delta T}{T_f}$$

# Nucleação Homogênea



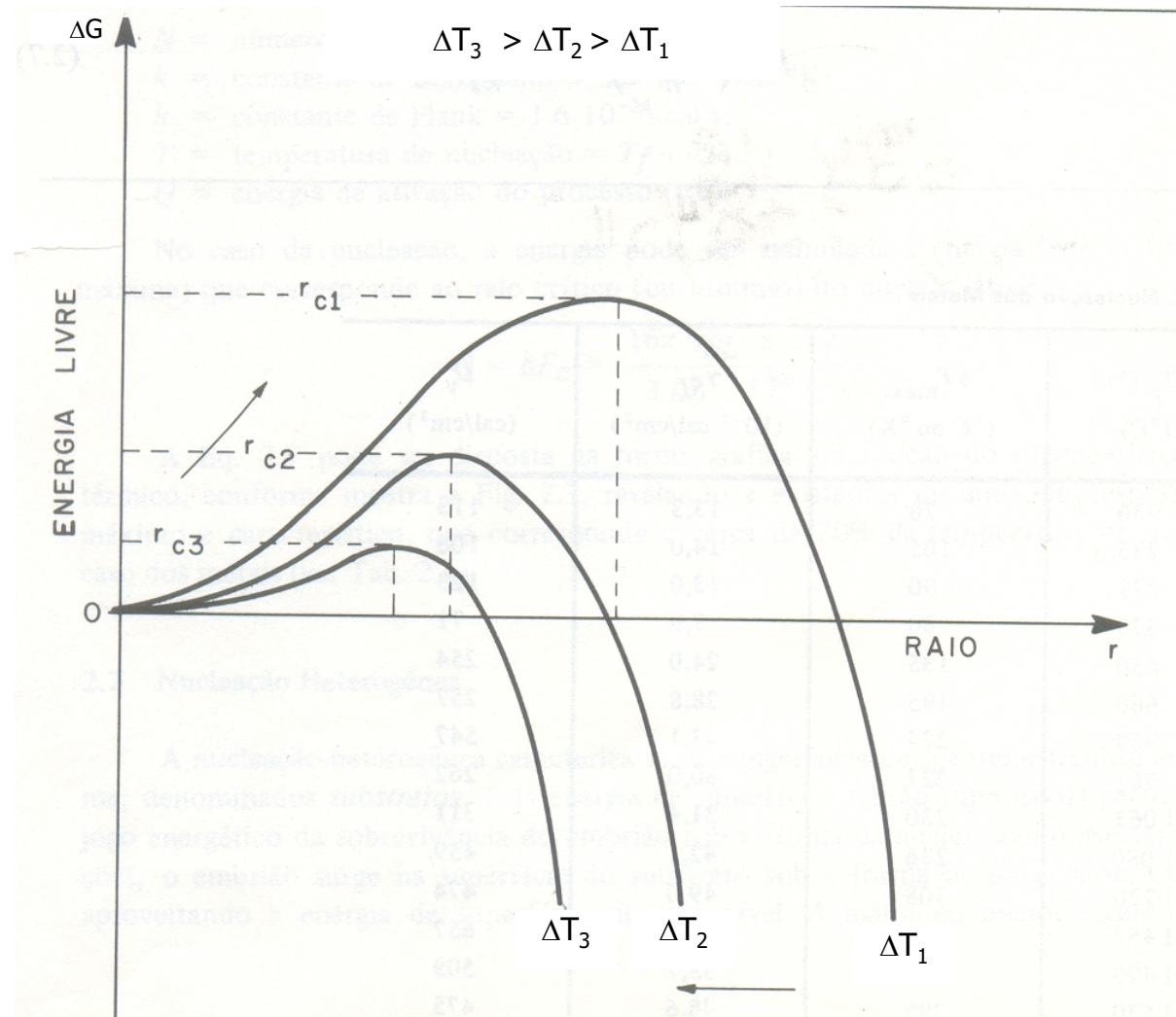
$$\Delta G_v = -\frac{\Delta H_f \Delta T}{T_f} \cdot \frac{4}{3} \pi r^3$$

$$\Delta G_s = \gamma_{SL} \cdot 4\pi r^2 \quad (\text{Filme } \gamma)$$

$$r_c = \frac{2\gamma_{SL} T_f}{\Delta H_f \Delta T}$$

$$\Delta G_c = \frac{16\pi\gamma_{SL}^3 T_f^2}{3\Delta^2 H_f \Delta^2 T} = \frac{4}{3} \pi \gamma_{SL} r_c^2$$

# Influência do super-resfriamento no raio crítico e na energia de ativação

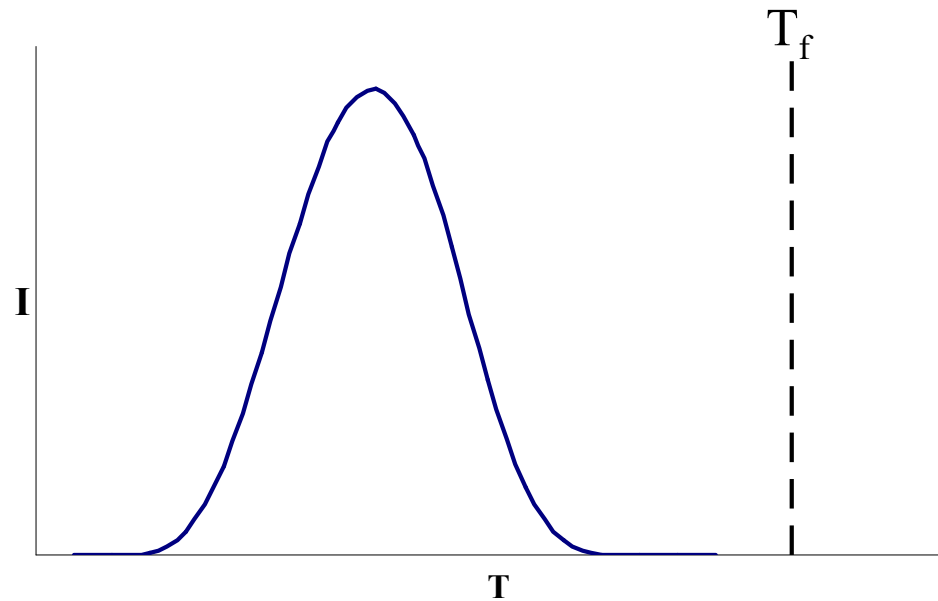


# Taxa de Nucleação

Número de núcleos formados por unidade de volume e por unidade de tempo

$$I = \frac{C_1}{\eta} \exp\left(\frac{-\Delta G_c}{kT}\right)$$

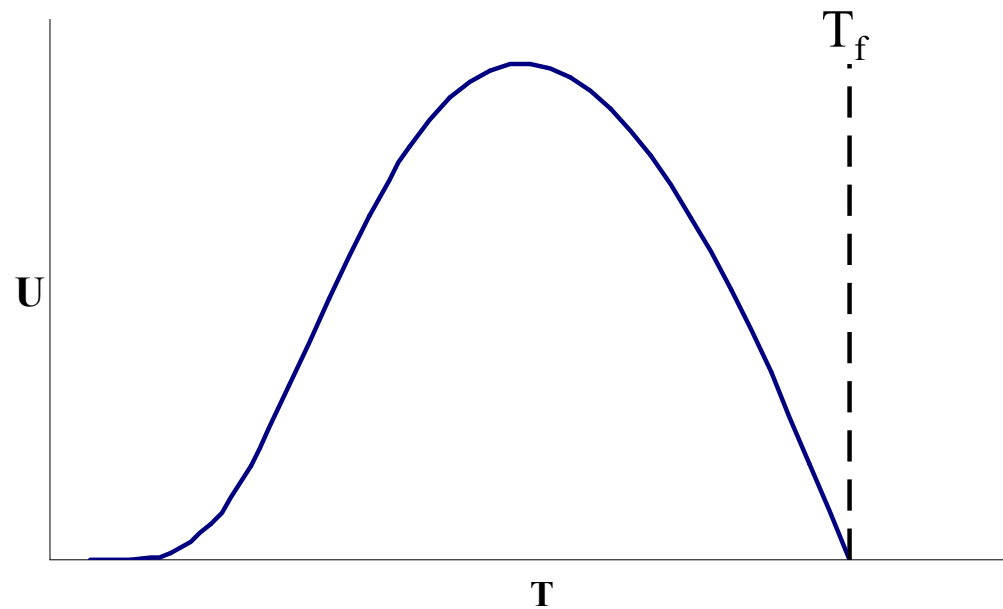
$$\eta = A' \exp\left(\frac{B}{T - T_0}\right)$$





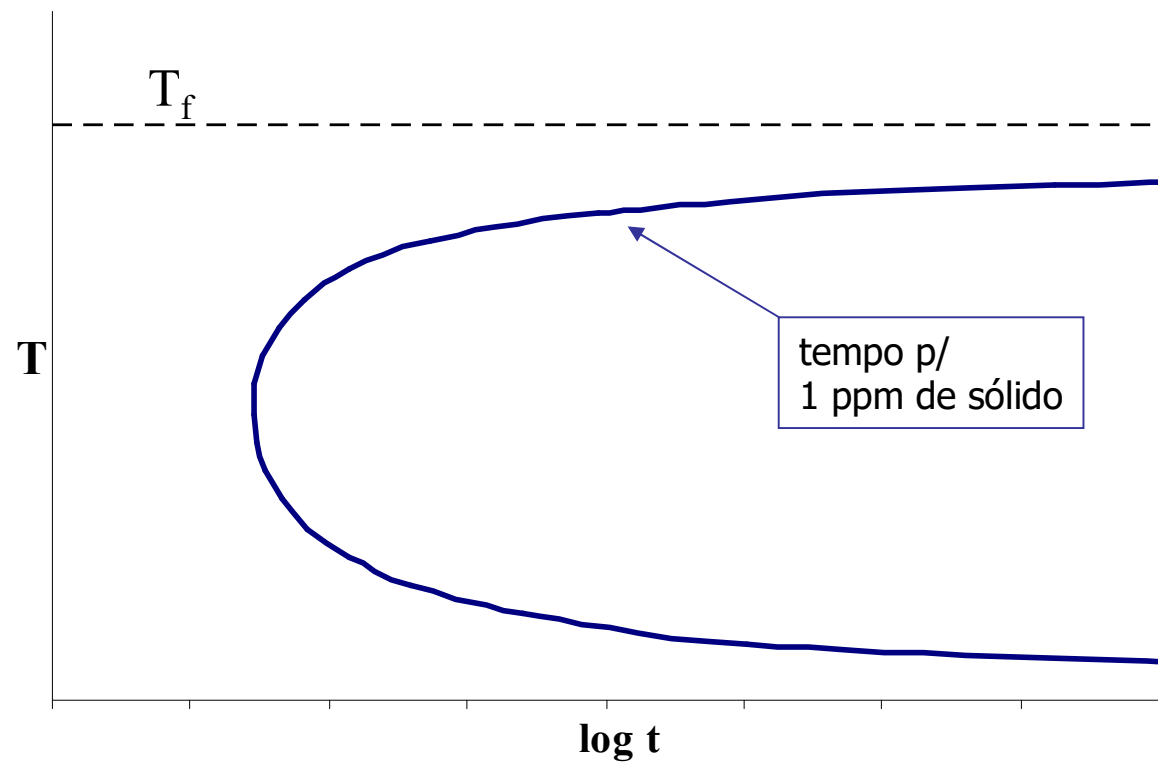
# Velocidade de crescimento

$$U = \frac{C_2}{\eta} \left[ 1 - \exp\left(\frac{-\Delta H_f \Delta T}{T_f k T}\right) \right]$$

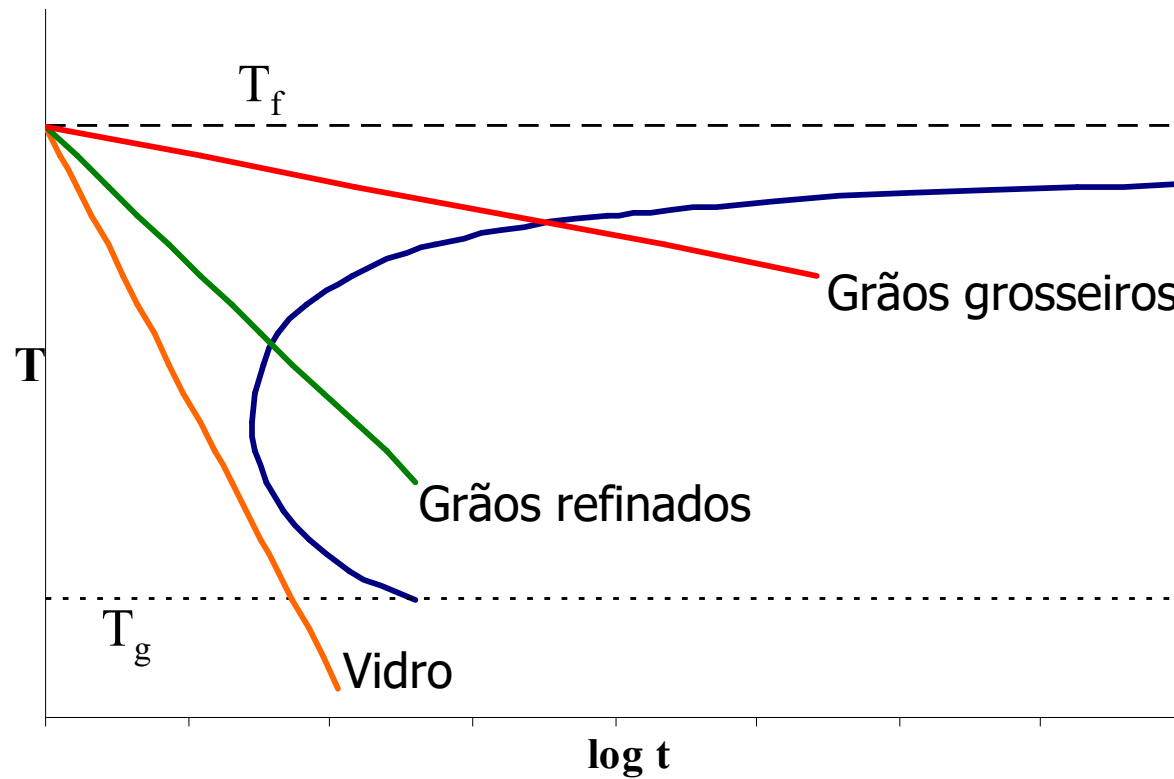


# Fração volumétrica de sólido formado com o tempo

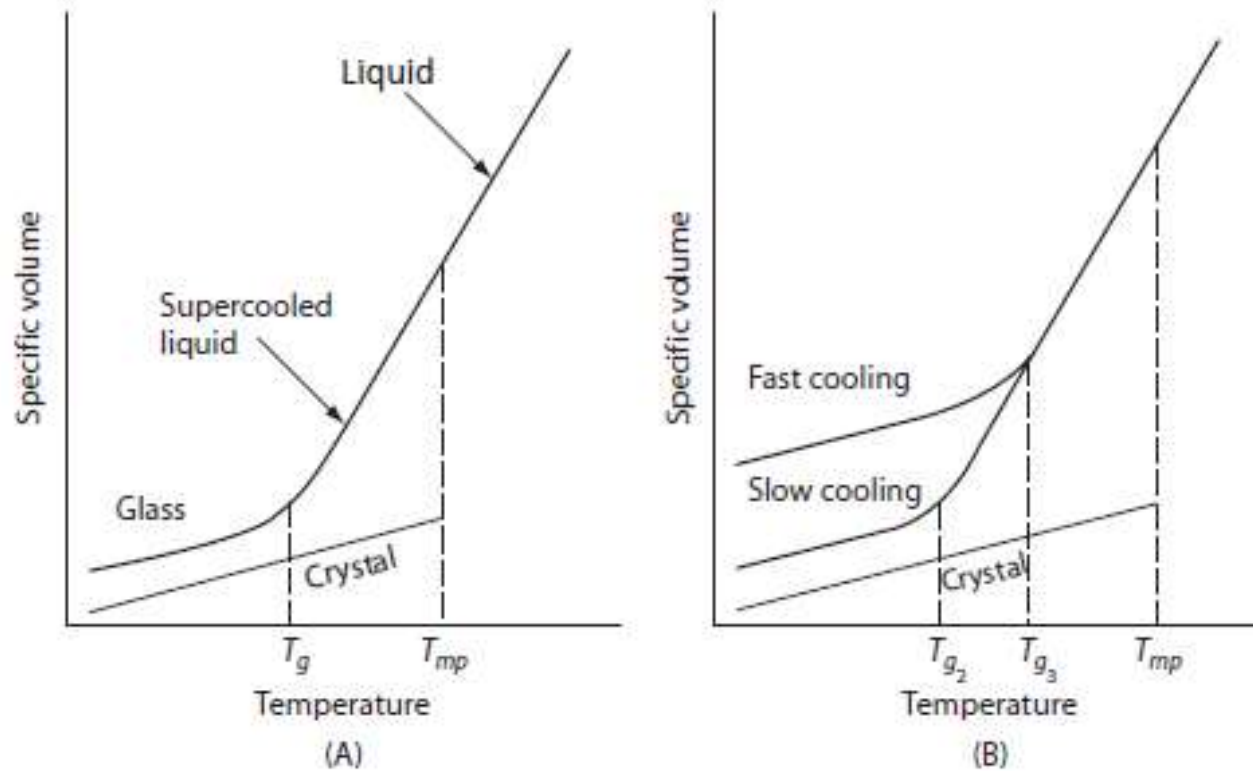
$$\chi_{sol} \approx \frac{1}{3} \pi . I . U^3 t^4$$



# Influência da taxa de resfriamento na microestrutura



# Vidros metálicos

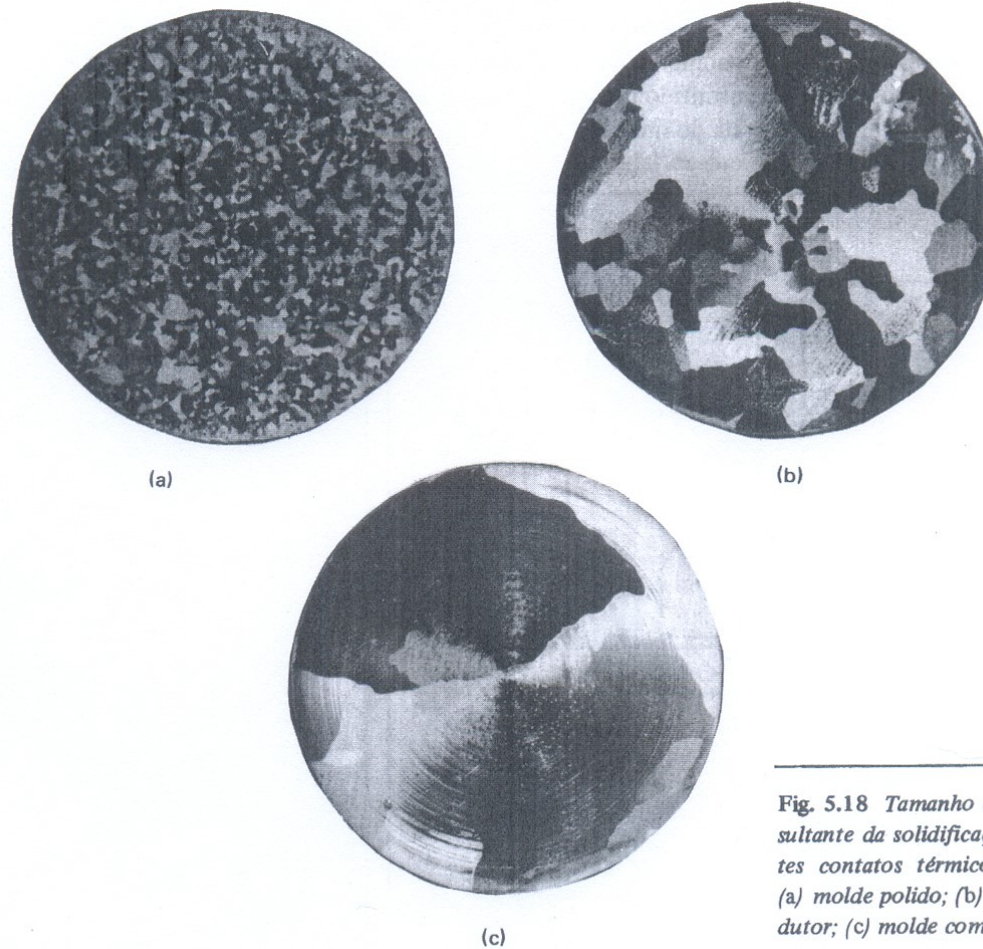


Viscosidade:

$$\log \eta = A + B/(T - T_0)$$

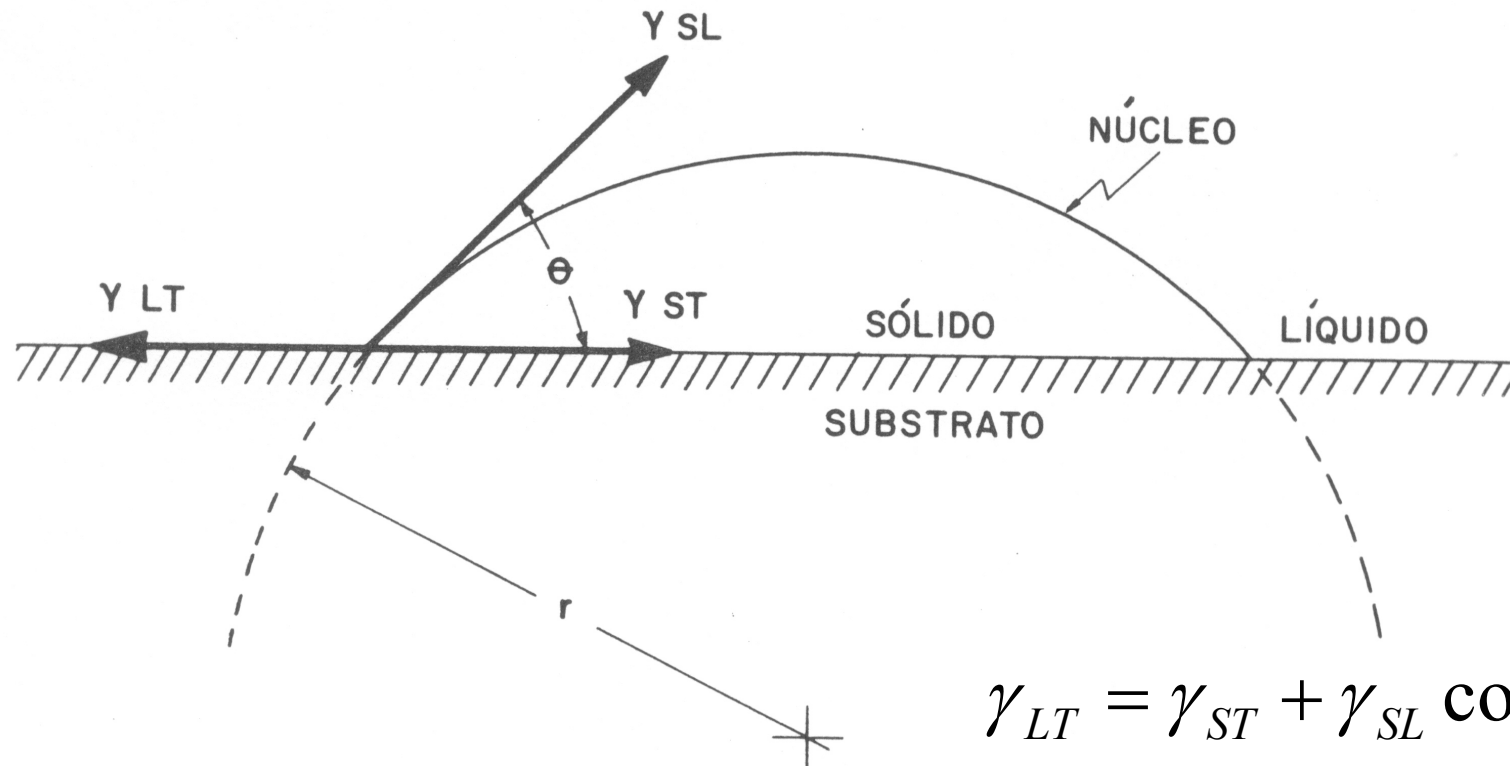
FIG. 14.6 Specific volume of liquid, glass, and crystal versus temperature

# Influência da taxa de resfriamento



*Fig. 5.18 Tamanho de grão da estrutura inicial resultante da solidificação do Alumínio com diferentes contatos térmicos na interface metal/molde: (a) molde polido; (b) molde com revestimento condutor; (c) molde com revestimento isolante.*

# Nucleação Heterogênea



Para aprender mais sobre tensão e energia superficial:  
<https://www.youtube.com/watch?v=DkEhPltiqmo>



# Nucleação Heterogênea

---

- O cálculo deve considerar uma calota esférica
- Também deve considerar 3 tipos de interfaces diferentes: LT, ST e SL
- Resultado:

$$\Delta G_c^{\text{heter}} = f(\theta) \cdot \Delta G_c^{\text{homo}}$$

$$r_c^{\text{heter}} = r_c^{\text{homo}}$$

$$f(\theta) = \frac{(2 + \cos \theta)(1 - \cos \theta)^2}{4}$$

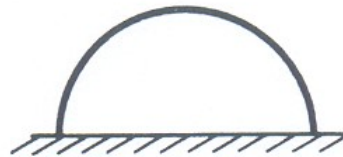
# Ângulo de molhamento

Fig. 2.9 Casos-limite de molhamento entre o em  
brião e o substrato na nucleação heterogênea.



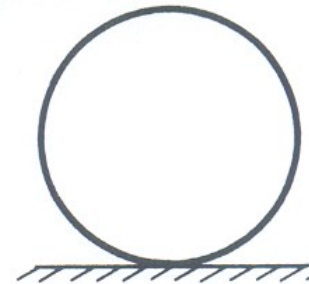
MOLHAMENTO  
TOTAL

$$\theta = 0^\circ$$



MOLHAMENTO  
PARCIAL

$$0^\circ < \theta < 180^\circ$$



MOLHAMENTO  
NULO

$$\theta = 180^\circ$$



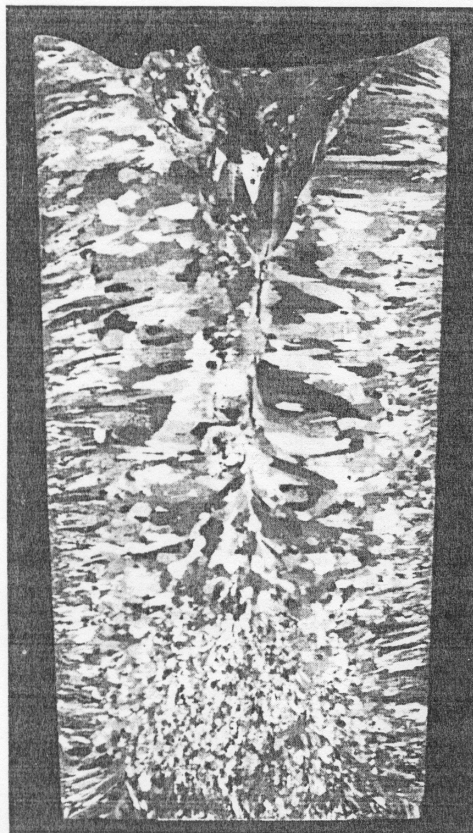


# Molhamento

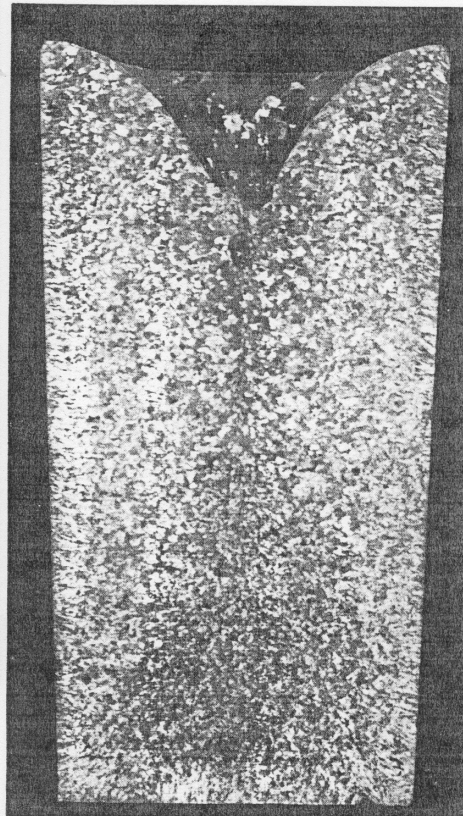
$\theta(^{\circ})$	Type of Nucleation	$f(\theta)$
0 complete wetting	no nucleation barrier (§)	0
10	heterogeneous	0.00017
20		0.0027
30		0.013
40		0.038
50		0.084
70		0.25
90		0.5
110		0.75
130		0.92
150		0.99
170	0.9998	
180 no wetting	homogeneous	1

§ immediate growth can occur

# Nucleação heterogênea (Inoculação)



(a)



(b)

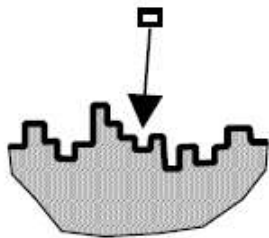
Fig. 2.11 Macroestrutura ( $\times 1$ ) da seção longitudinal de lingotes de alumínio solidificados em molde-coquilha de aço: (a) estrutura de solidificação normal, sem nenhum tipo de inoculação; (b) com inoculação prévia de boro-titânio para refino de grão.

Filme  
Inoculação

# Interface de crescimento

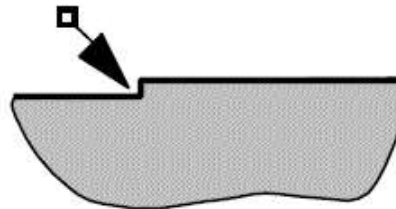
1 nm

continuous growth



diffuse interface  
(atomically rough)

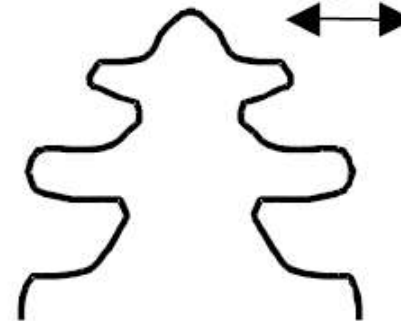
lateral growth



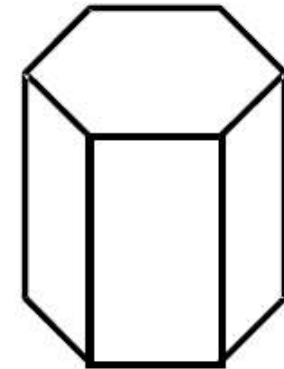
flat interface  
(atomically smooth)

a) atomic scale

10  $\mu\text{m}$



Non-faceted



Faceted

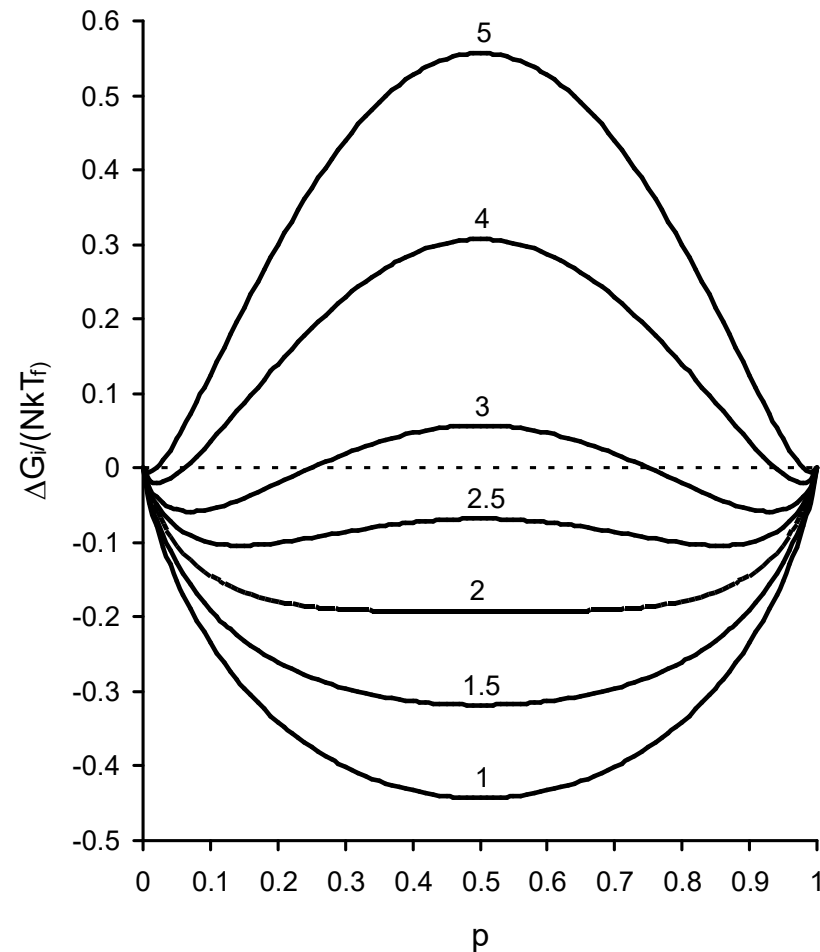
b) micro-scale

# Interface de crescimento

$$\frac{\Delta G_i}{NkT_f} = \alpha p(1-p) + p \ln p + (1-p) \ln(1-p)$$

$$\alpha = \frac{\Delta S_f}{R} \xi_{hkl}$$

$$\xi_{hkl} = \frac{\eta_{hkl}}{Z}$$





# Interface de crescimento

---

- Interface difusa

- $\alpha \leq 2$ , típica de metais
- crescimento normal (cristal não-facetado)
  - $v \approx \mu_1 \Delta T_i$

- Interface lisa

- $\alpha > 2$ , típica de cerâmicas e semicondutores
  - crescimento lateral (cristal facetado)
    - $v \approx \mu_2 \Delta^2 T_i$
- $$\mu_2 \approx \frac{\mu_1}{1000}$$



# Interface Lisa ou Difusa

---

- Interface Lisa (cristal facetado) 1
- Interface Lisa (cristal facetado) 2
- Interface Lisa (cristal facetado) X Difusa (cristal não-facetado)



# Lista de símbolos

---

$T$  – temperatura

$t$  – tempo

$T_f$  – temperatura de fusão

$\Delta T$  – super-resfriamento:  $T_f - T$  ( $T < T_f$ )

$\Delta H_f$  – entalpia de fusão ou calor latente de fusão

$\Delta G_{\text{liq-sol}}$  – variação de energia livre do estado líquido para o sólido

$\Delta G_v$  – variação de energia livre relativa ao volume do núcleo

$r$  – raio do núcleo

$\Delta G_s$  – variação de energia livre relativa à superfície do núcleo, interface sólido/líquido

$\gamma_{\text{SL}}$  – energia ou tensão superficial da interface sólido/líquido

$\Delta G_T$  – variação total da energia livre para a nucleação

$r_c$  – raio crítico

$\Delta G_c$  – variação crítica de energia livre ou barreira energética para a nucleação

$I$  – taxa de nucleação

$C_1$  – constante da equação de  $I$

$\eta$  – viscosidade

$k$  – constante de Boltzmann

$A'$ ,  $B$  e  $T_0$  – constantes da equação de viscosidade



# Lista de símbolos

---

$U$  – velocidade de crescimento

$C_2$  – constante da equação de  $U$

$\chi_{sol}$  – fração volumétrica de sólido

$T_g$  – temperatura de transição vítrea

$\gamma_{LT}$  – energia ou tensão superficial da interface líquido/substrato

$\gamma_{ST}$  – energia ou tensão superficial da interface sólido/substrato

$\theta$  – ângulo de “molhamento” entre o núcleo sólido e o substrato

$f(\theta)$  – função do ângulo de molhamento,  $0 \leq f(\theta) \leq 1$

$\Delta G_c^{homo}$  – barreira energética para a nucleação homogênea

$\Delta G_c^{heter}$  – barreira energética para a nucleação heterogênea

$r_c^{homo}$  – raio crítico da nucleação homogênea

$r_c^{heter}$  – raio crítico da nucleação heterogênea

$\Delta G_i$  – variação de energia livre na interface de crescimento

$N$  – constante de Avogadro

$\Delta S_f$  – entropia de fusão,  $\Delta H_f/T_f$

$R$  – constante universal dos gases

$\alpha$  – razão entre  $\Delta S_f$  e  $R$

$\xi_{hkl}$  – razão entre o nº de ligações no plano de crescimento ( $\eta_{hkl}$ ) e o nº de coordenação ( $Z$ )

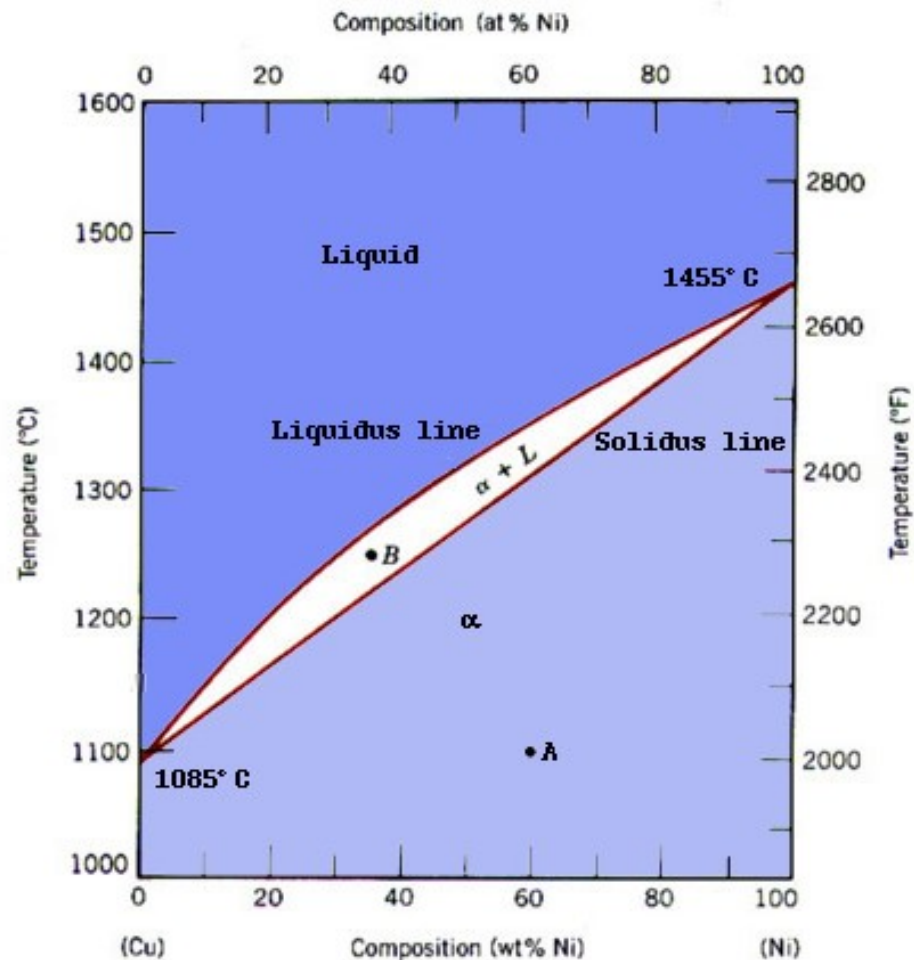
$p$  – fração de átomos na interface pertencentes ao sólido

$\Delta T_i$  – super-resfriamento na interface de crescimento



# Redistribuição de Soluto na Solidificação de Ligas

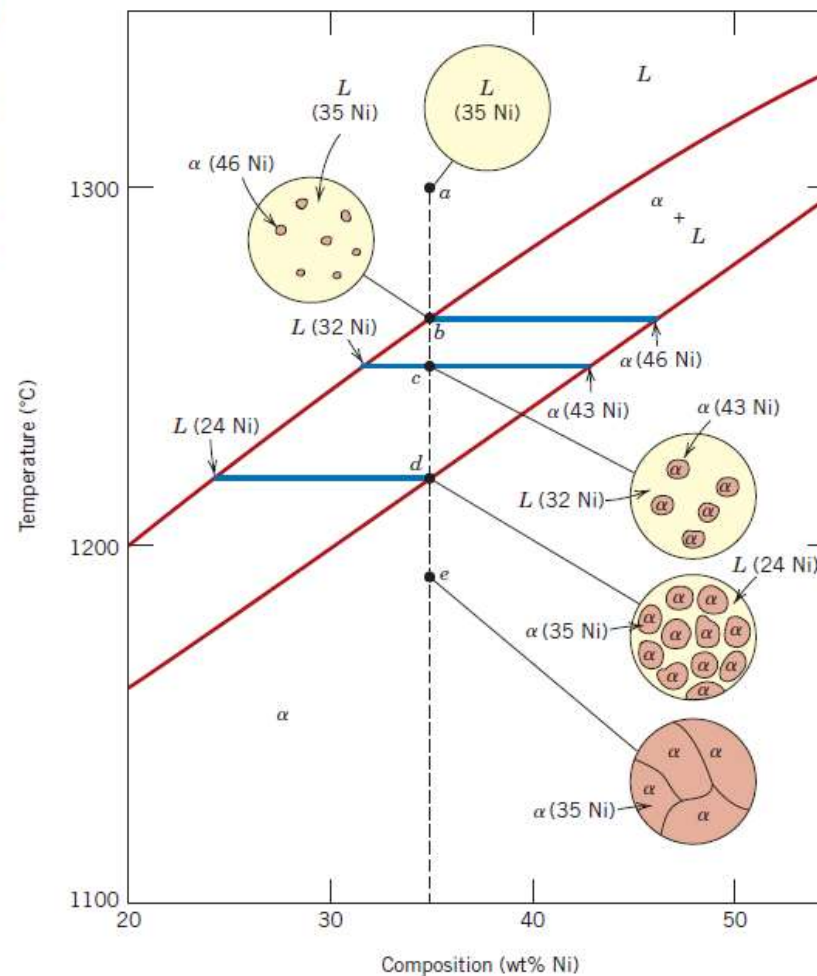
O diagrama de fases Cu-Ni



# Redistribuição de Soluto na Solidificação de Ligas

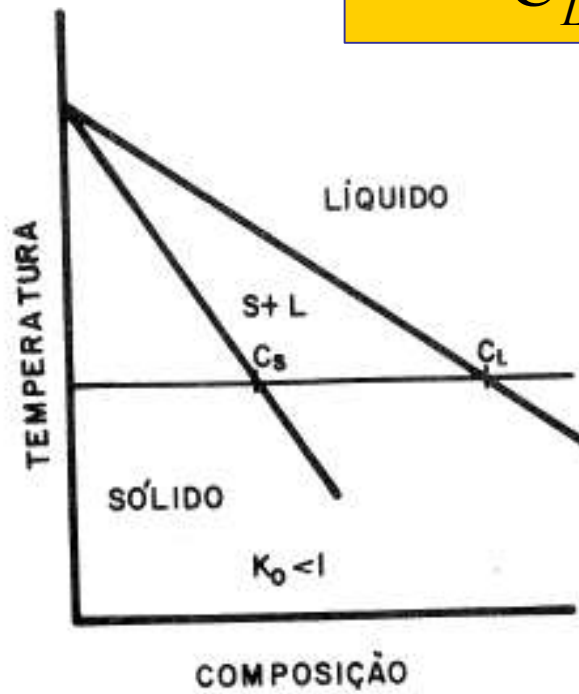
**Figure 9.4**  
Schematic representation of the development of microstructure during the equilibrium solidification of a 35 wt% Ni–65 wt% Cu alloy.

Solidificação no Equilíbrio

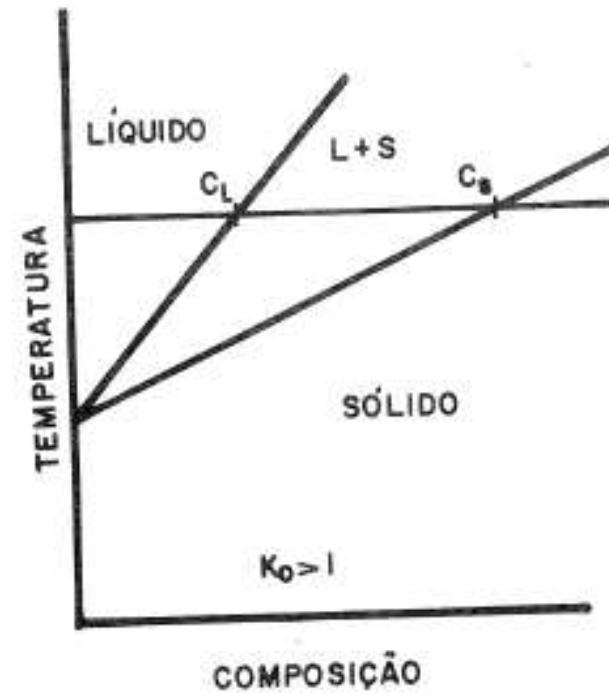


# Coeficiente de distribuição

$$k_0 = \frac{C_S}{C_L}$$



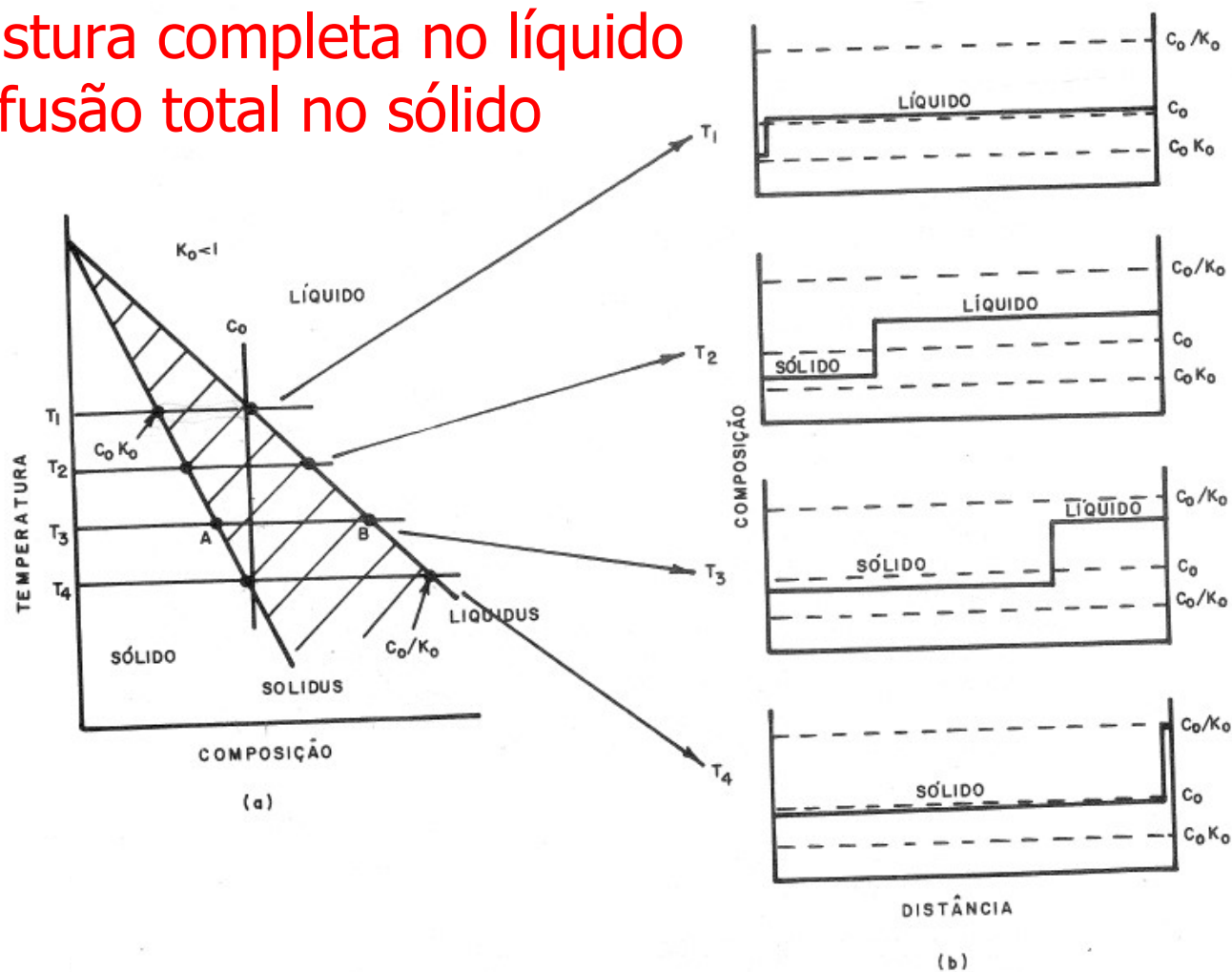
(a)



(b)

# Solidificação no Equilíbrio

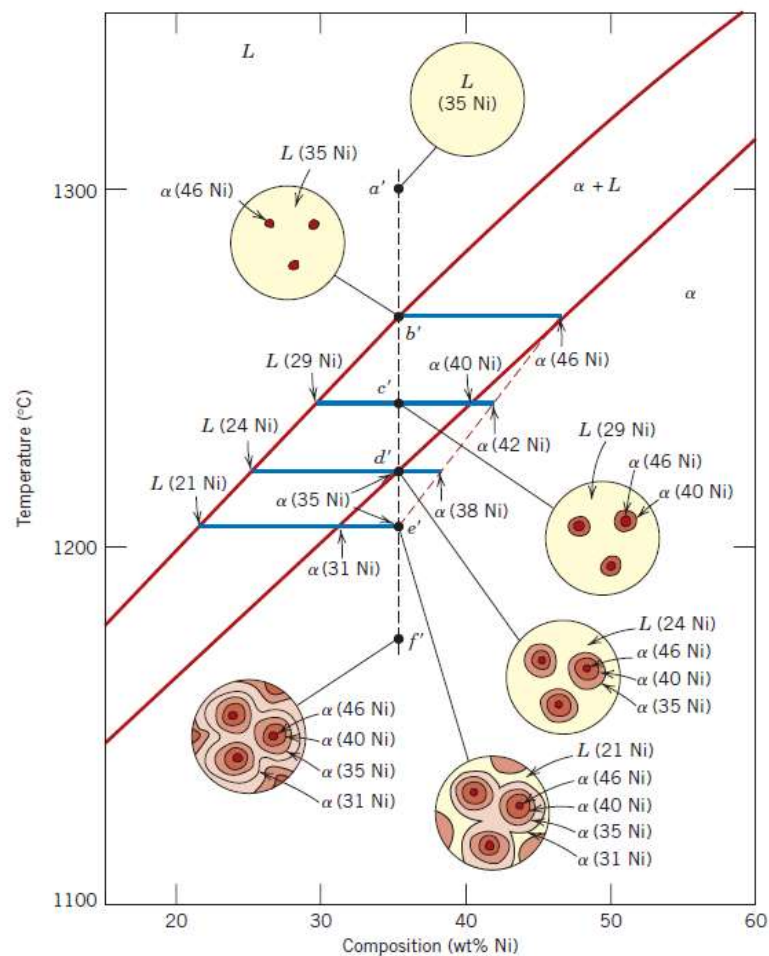
- Mistura completa no líquido
- Difusão total no sólido



# Redistribuição de Soluto na Solidificação

Solidificação Fora do Equilíbrio

**Figure 9.5**  
Schematic representation of the development of microstructure during the nonequilibrium solidification of a 35 wt% Ni–65 wt% Cu alloy.





# Solidificação Fora do Equilíbrio

---

- Difusão no sólido:
  - Pode ser desconsiderada pois a difusividade ( $\sim 10^{-8} \text{ cm}^2/\text{s}$ ) é muito pequena perto da velocidade da interface sólido/líquido ( $> 10^{-2} \text{ cm/s}$ )
- No líquido pode-se considerar:
  - Mistura completa
  - Somente difusão
  - Mistura Parcial

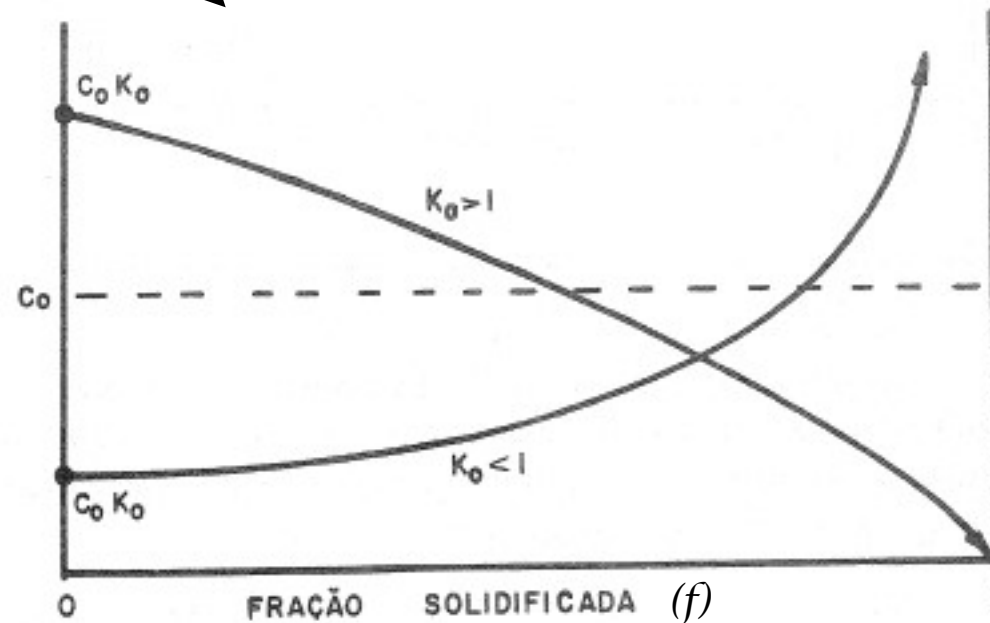
# Mistura Completa no Líquido

$$C_S = C_0 \cdot k_0 \cdot (1 - f)^{k_0 - 1}$$

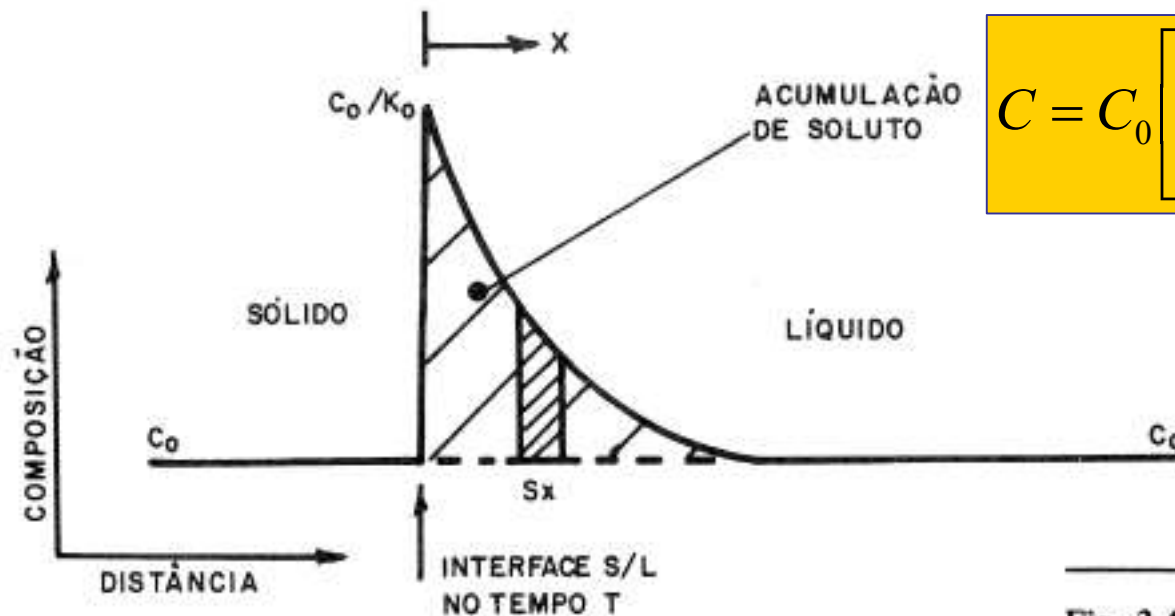
Equação de Scheil

$$C_L = C_0 \cdot (1 - f)^{k_0 - 1}$$

Fig. 3.8 Perfil "distância x concentração" de uma barra solidificada sob condições de mistura total no líquido.



# Somente Difusão no Líquido



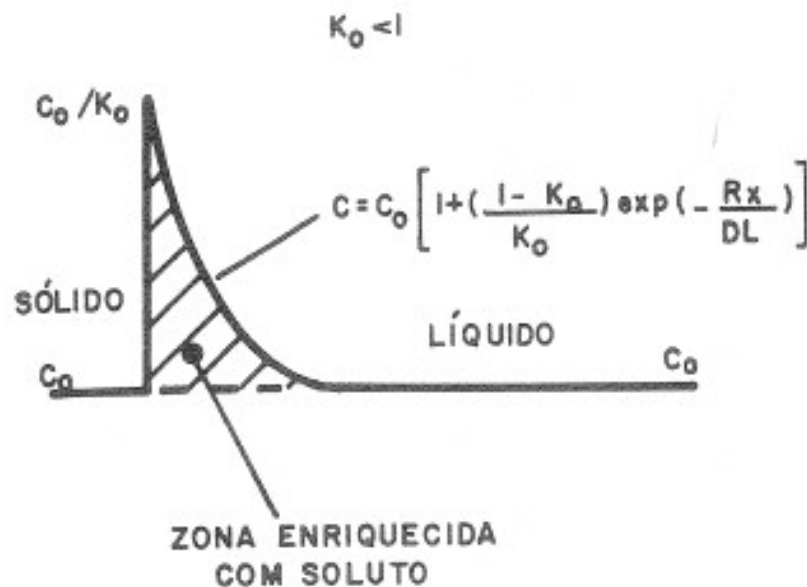
$$C = C_0 \left[ 1 + \left( \frac{1 - k_0}{k_0} \right) \exp \left( - \frac{R \cdot x}{D_L} \right) \right]$$

Fig. 3.4 Representação esquemática do acúmulo de soluto na interface de regime permanente, durante o crescimento, com mistura do soluto no líquido somente por difusão.

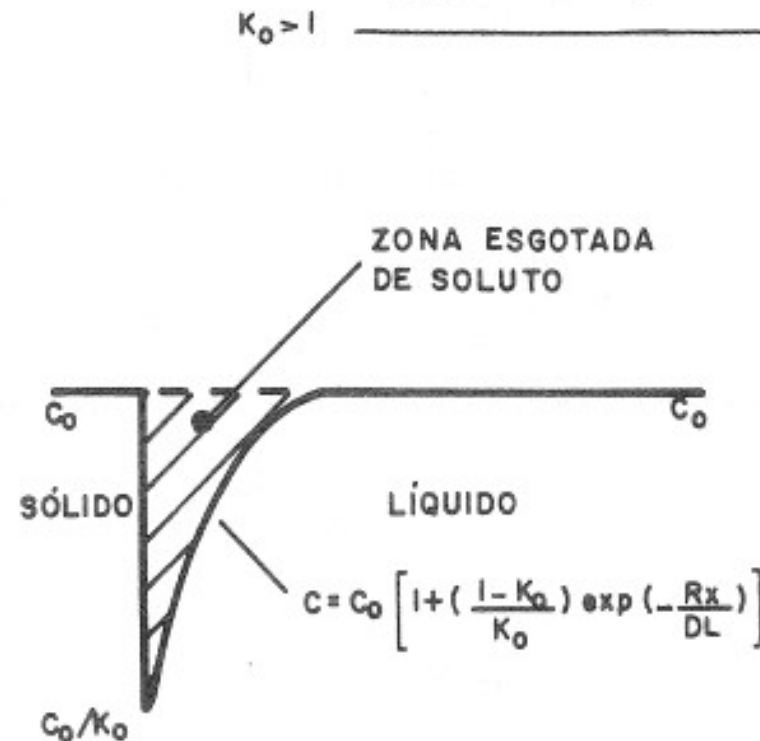


# Somente Difusão no Líquido

Fig. 3.5 (a) Perfil do soluto a partir da interface sólido/líquido durante a solidificação em regime permanente, com redistribuição de soluto somente por difusão ( $k_0 < 1$ ). (b) Perfil correspondente ao de (a), porém para  $k_0 > 1$ .



(a)



(b)

# Influência das variáveis no perfil de concentração

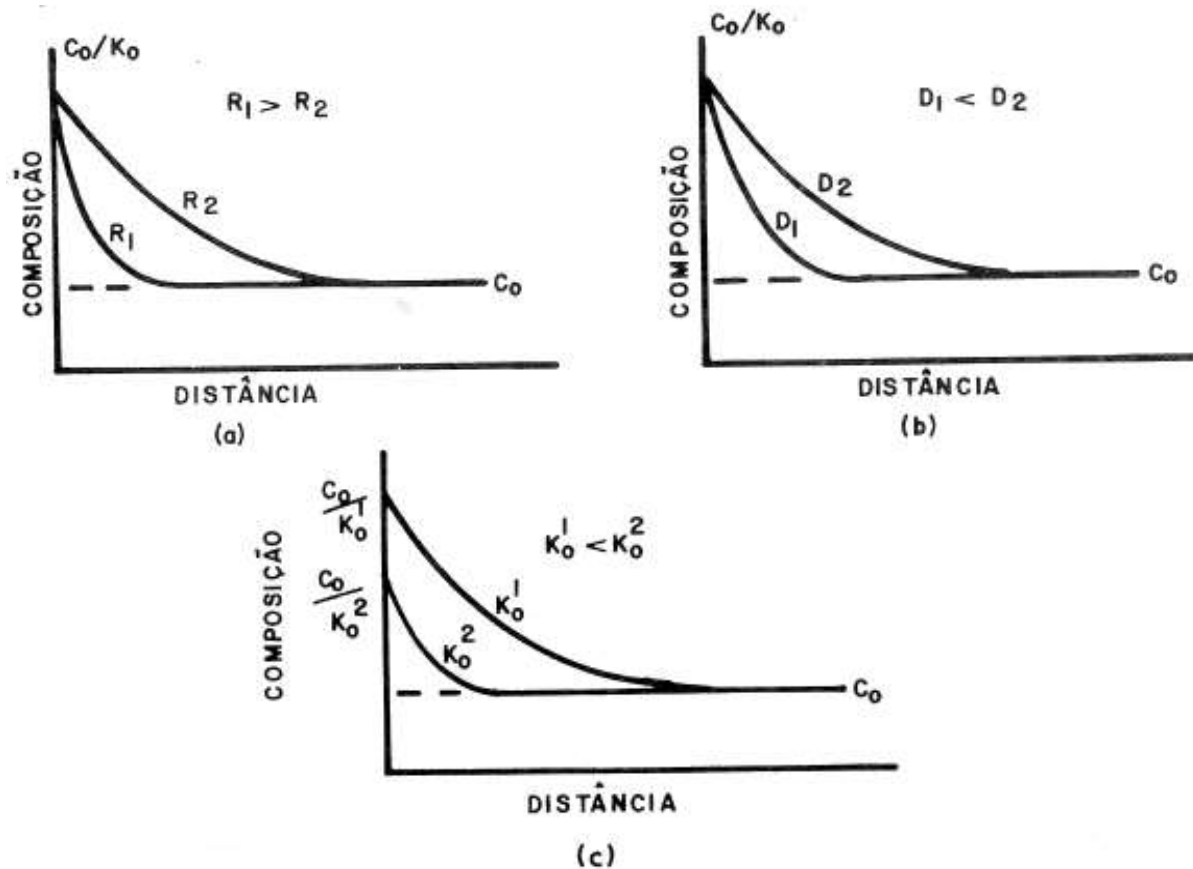
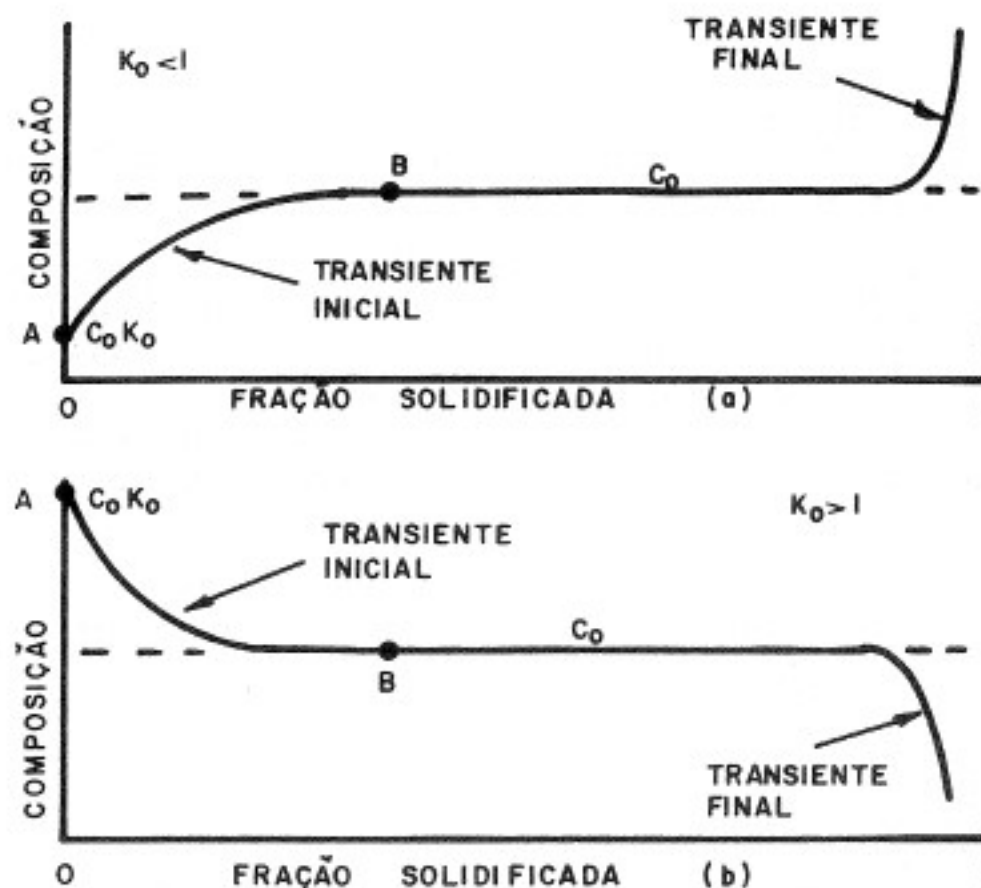


Fig. 3.6 Variações na concentração de soluto a partir da interface em crescimento ( $\kappa_0 < 1$ ), dadas por variações nos seguintes parâmetros de crescimento: (a) velocidade de crescimento; (b) difusividade; (c) coeficiente de distribuição.

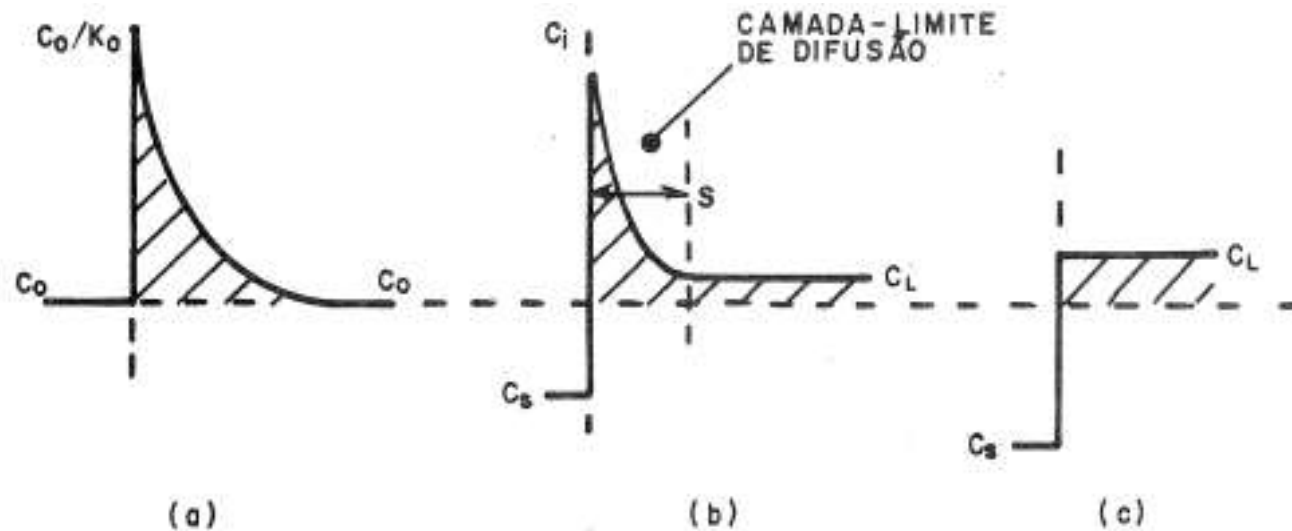
# Perfil de concentração final para o caso de somente difusão

Fig. 3.7 Perfis "distância x concentração", de uma barra solidificada sob condições tais que o transporte de soluto no líquido é efetuado somente por difusão: (a)  $k_0 < 1$ ; (b)  $k_0 > 1$ .

- Somente para concentrações  $< 0,5\%$
- Para concentrações  $> 0,5\%$  ocorrerá alteração na configuração da interface sólido/líquido



# Mistura Parcial no Líquido (caso intermediário)



**Fig. 3.9** Efeito das condições de mistura na camada de soluto junto à interface sólido/líquido ( $k_0 < 1$ ): (a) não há mistura, considerando-se somente difusão; (b) mistura parcial; (c) mistura total.



# Mistura Parcial no Líquido (caso intermediário)

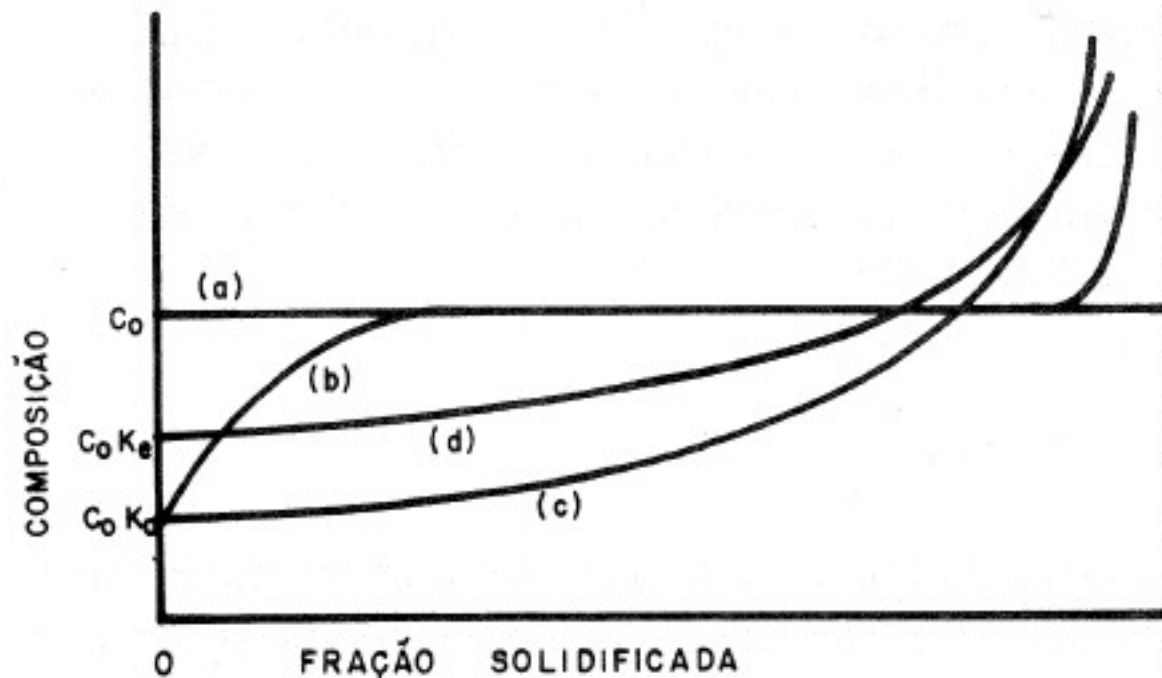
---

$$C_S = C_0 \cdot k_E \cdot (1 - f)^{k_E - 1}$$

$$k_E = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) \exp(-R.S / D_L)}$$

$k_E$  – coeficiente de distribuição efetivo

# Comparação entre os quatro casos



**Fig. 3.10** Distribuição de soluto numa barra solidificada a partir de um líquido de concentração inicial  $C_0$  com  $k_0 < 1$ , para: (a) resfriamento em equi-

líbrio; (b) mistura do soluto no líquido somente por difusão; (c) mistura total do soluto no líquido; (d) mistura parcial do soluto no líquido.



# Conseqüências Práticas

---

- Refino por Fusão Zonal
- Alteração na morfologia da interface de crescimento (super-resfriamento constitucional)
- Microssegregação
- Macrossegregação

# Refino por Fusão Zonal

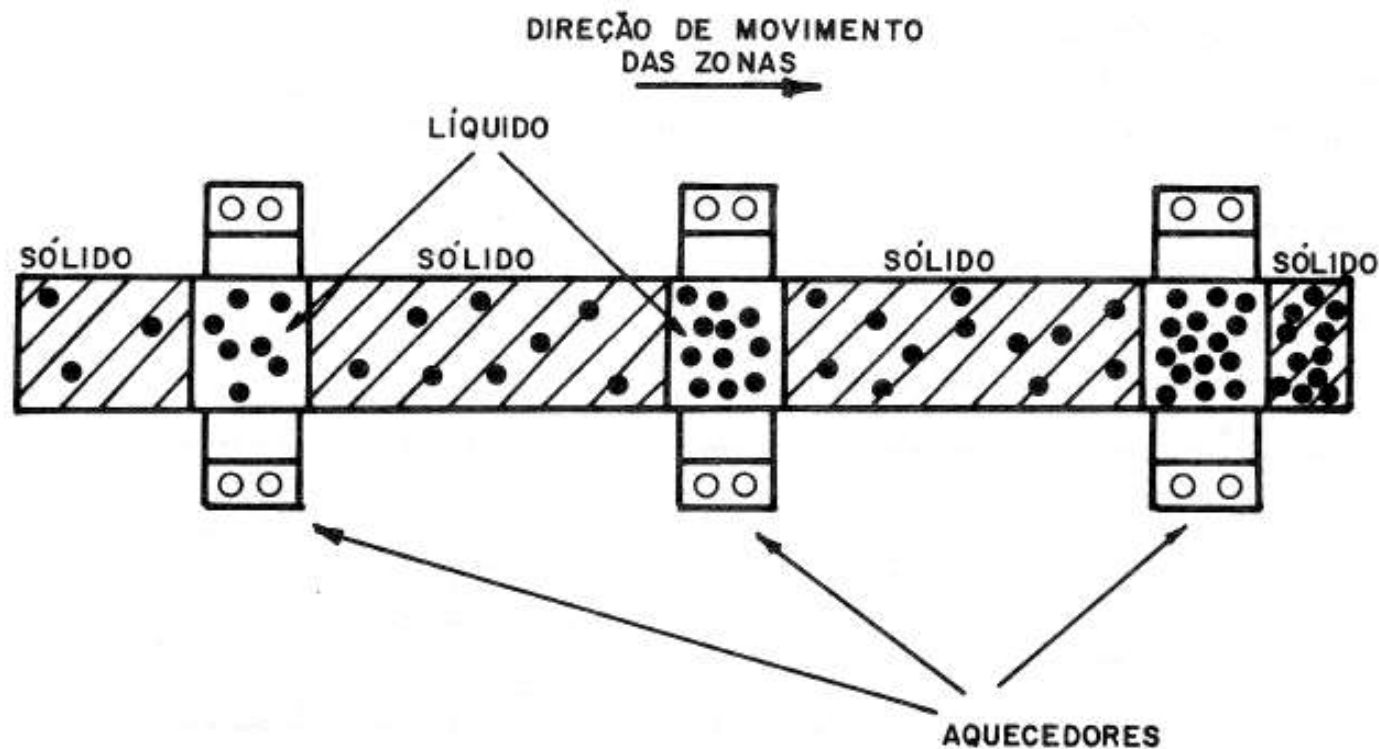


Fig. 3.12 Diagrama esquemático do refino zonal de uma barra, usando-se três zonas fundidas, e mostrando a direção de movimento do soluto ( $k_0 < 1$ ).



# Refino por Fusão Zonal

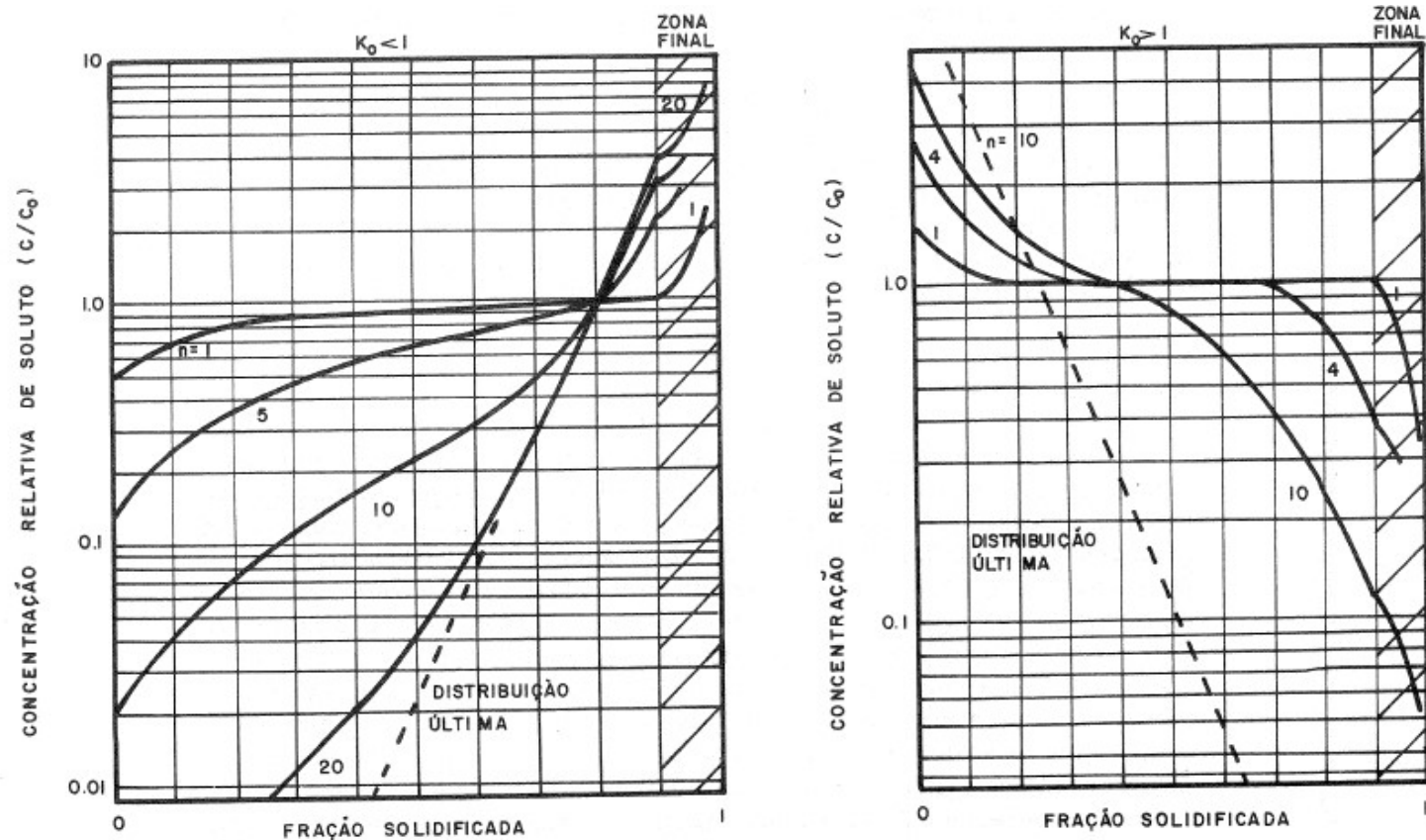


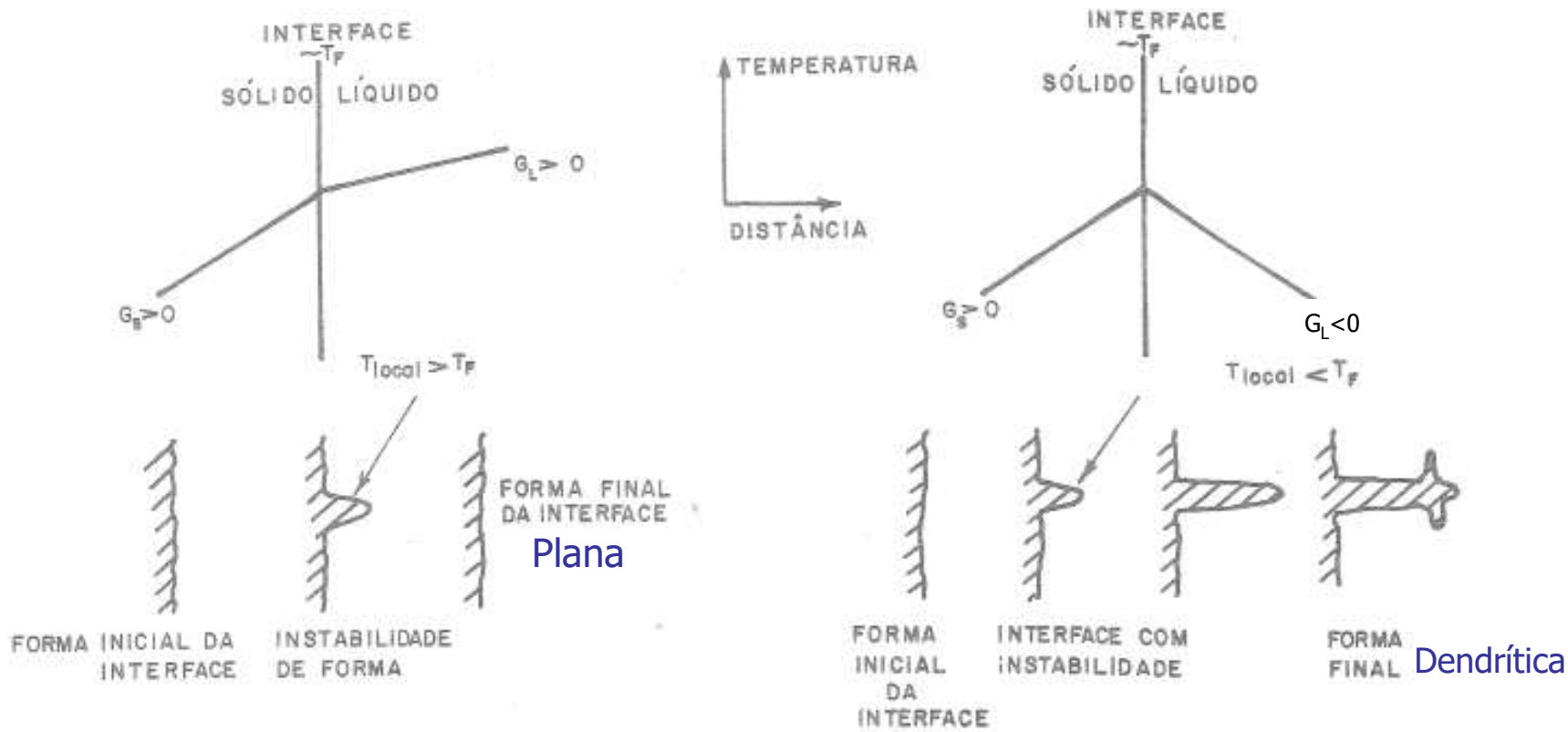
Fig. 3.15 Concentração relativa de soluto para o refino zonal de uma barra com  $L = 10 \lambda$ , para vários números de passadas: (a) para  $k_0 = 0,5$ ; (b) para  $k_0 = 1,5$ .

(a)

(b)

# Morfologia da Interface sólido/líquido

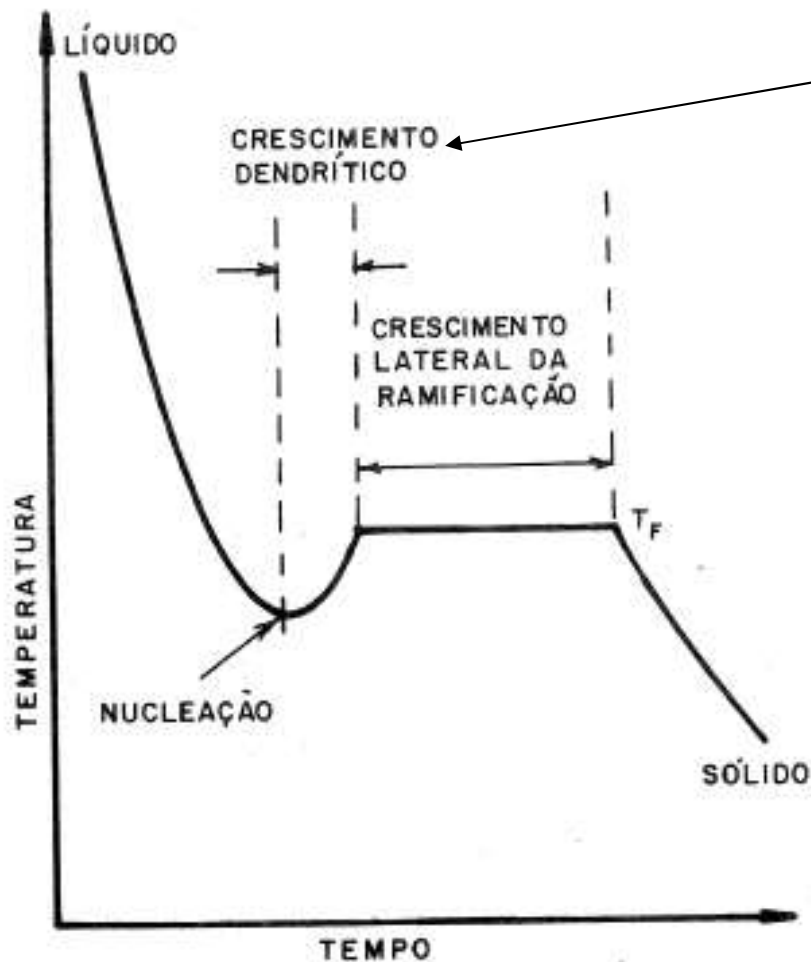
O caso de metais puros



Sem S.R. à frente da interface

Com S.R. à frente da interface

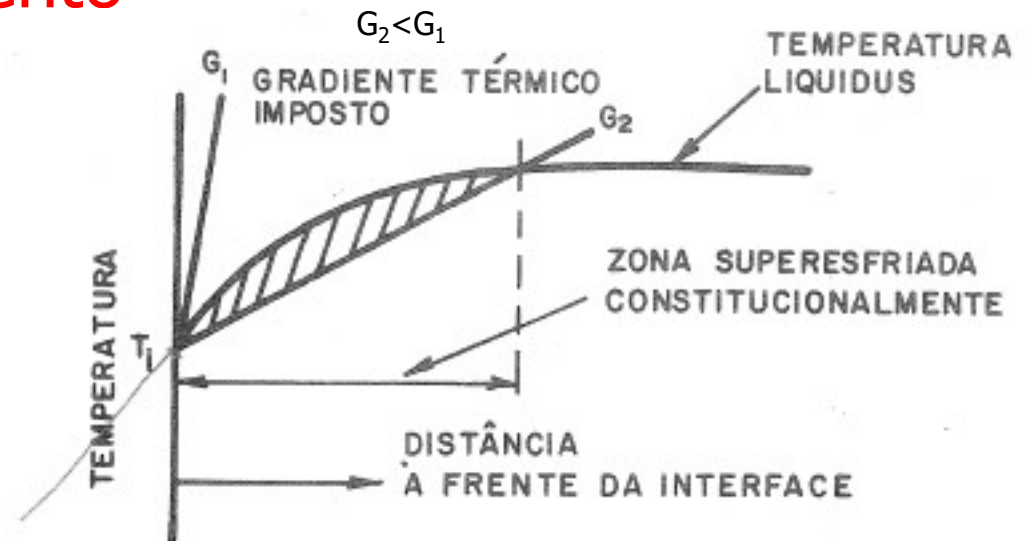
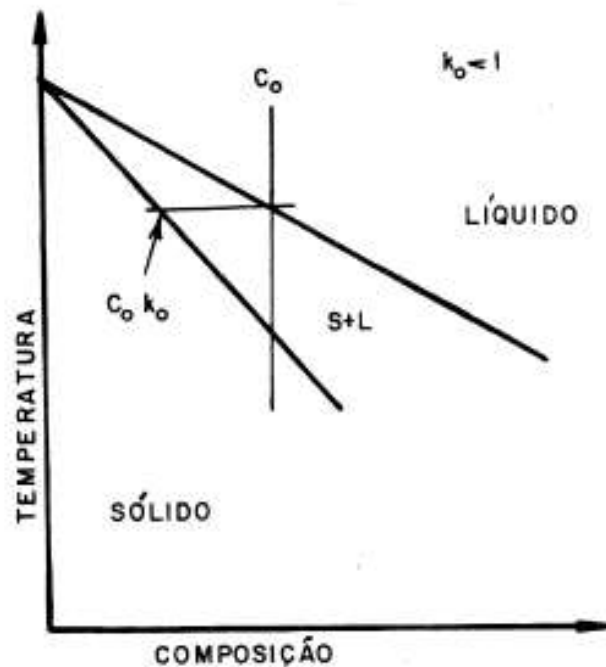
# Crescimento dendrítico devido ao super-resfriamento térmico em metais puros



[Filme para Crescimento Dendrítico em substância pura](#)

# Efeito da redistribuição de soluto na interface de crescimento

## ■ Super-resfriamento Constitucional



$$\frac{G_L}{R} < \frac{m \cdot C_0}{D_L} \cdot \frac{(1 - k_0)}{k_0}$$

Condição necessária

O mesmo efeito ocorre para  $k_0 > 1$



# Condições que favorecem o super-resfriamento constitucional

---

$$\frac{G_L}{R} < \frac{m \cdot C_0}{D_L} \cdot \frac{(1 - k_0)}{k_0}$$

- Baixo gradiente térmico (G) no líquido
- Altas velocidades (R) de crescimento
- Linhas liquidus abruptas (m elevado)
- Altos teores de soluto na liga ( $C_0$ )
- Baixa difusividade no líquido ( $D_L$ )
- $k_0$  bem pequeno ou bem grande

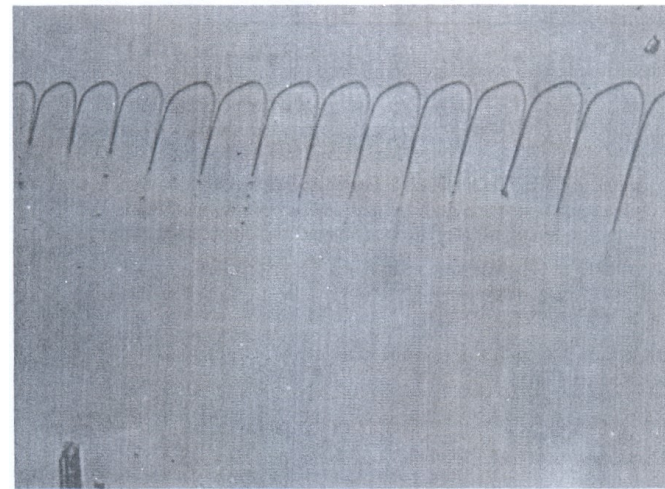
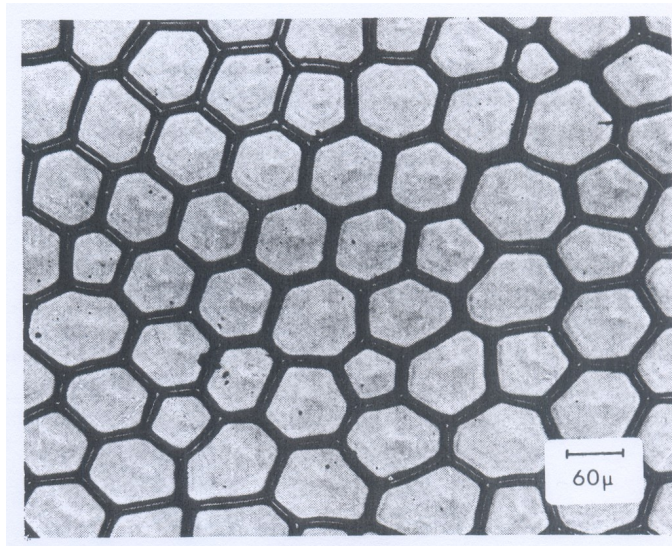


# Conseqüência do super-resfriamento constitucional

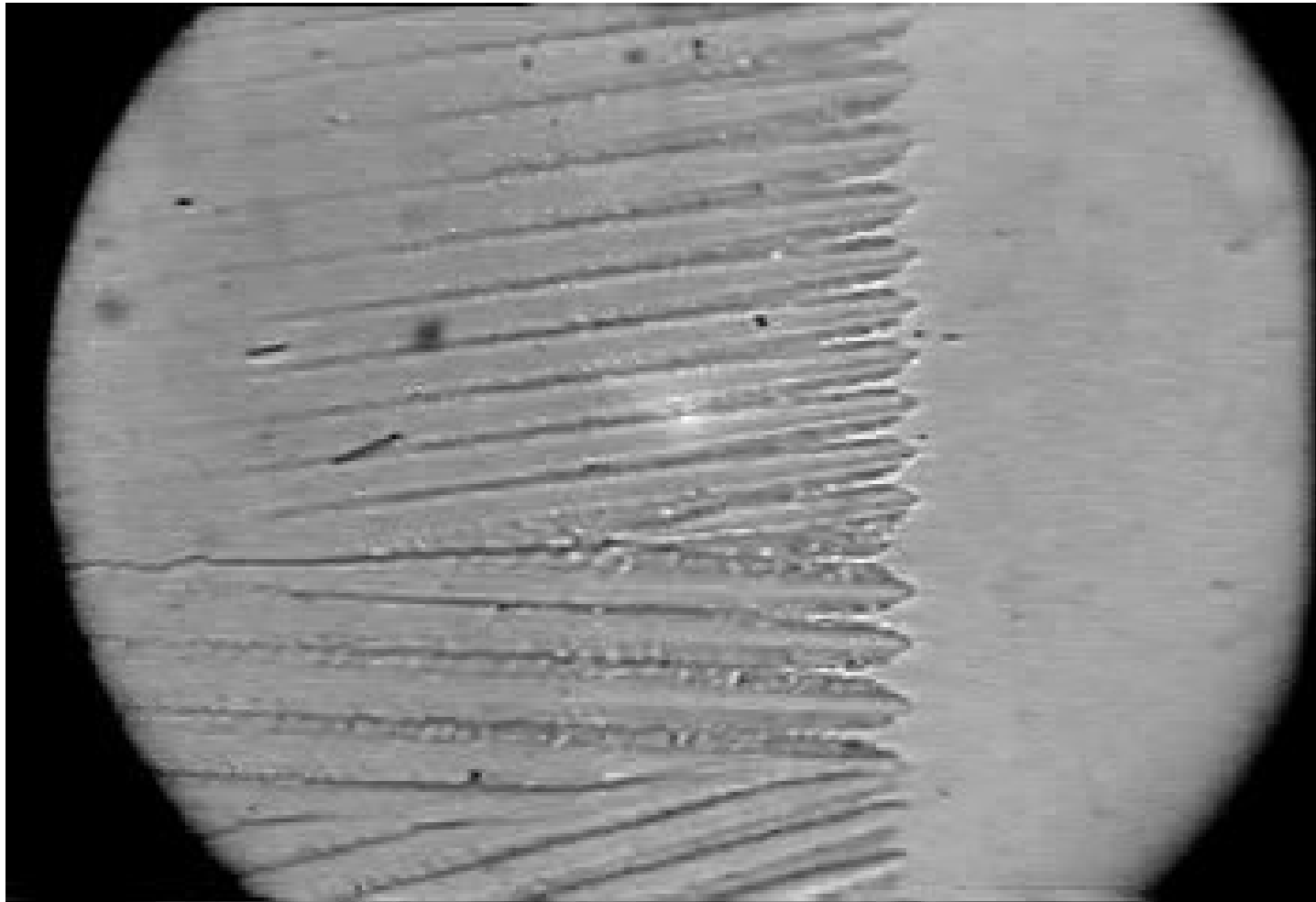
---

- Degeneração da interface plana de crescimento
  - Baixo super-resfriamento
    - Crescimento Celular
  - Alto super-resfriamento
    - Crescimento Dendrítico

# Crescimento Celular

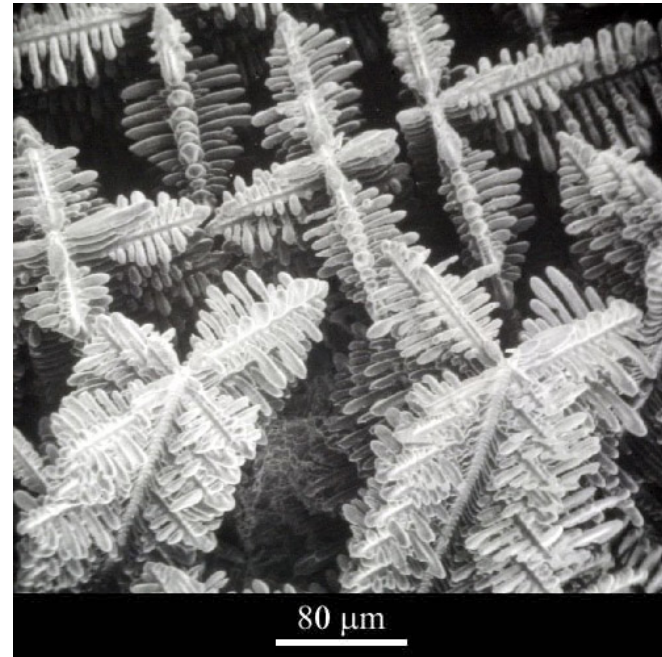
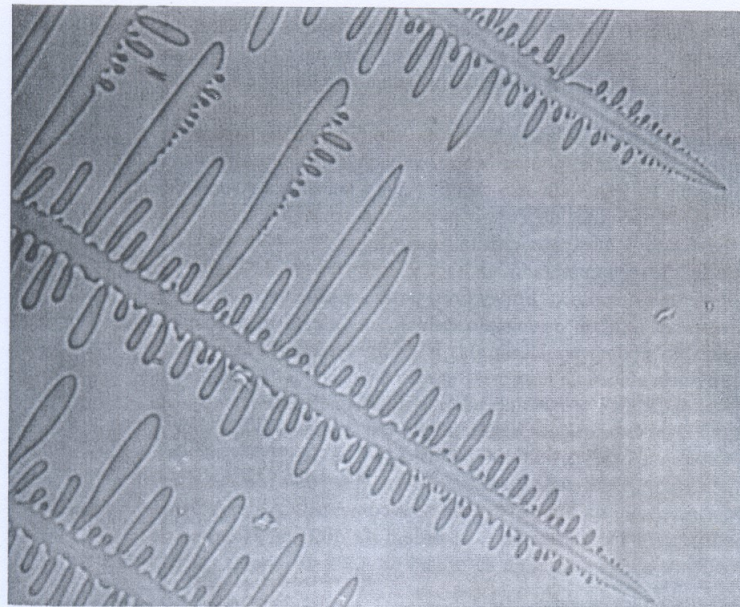


# Crescimento Celular

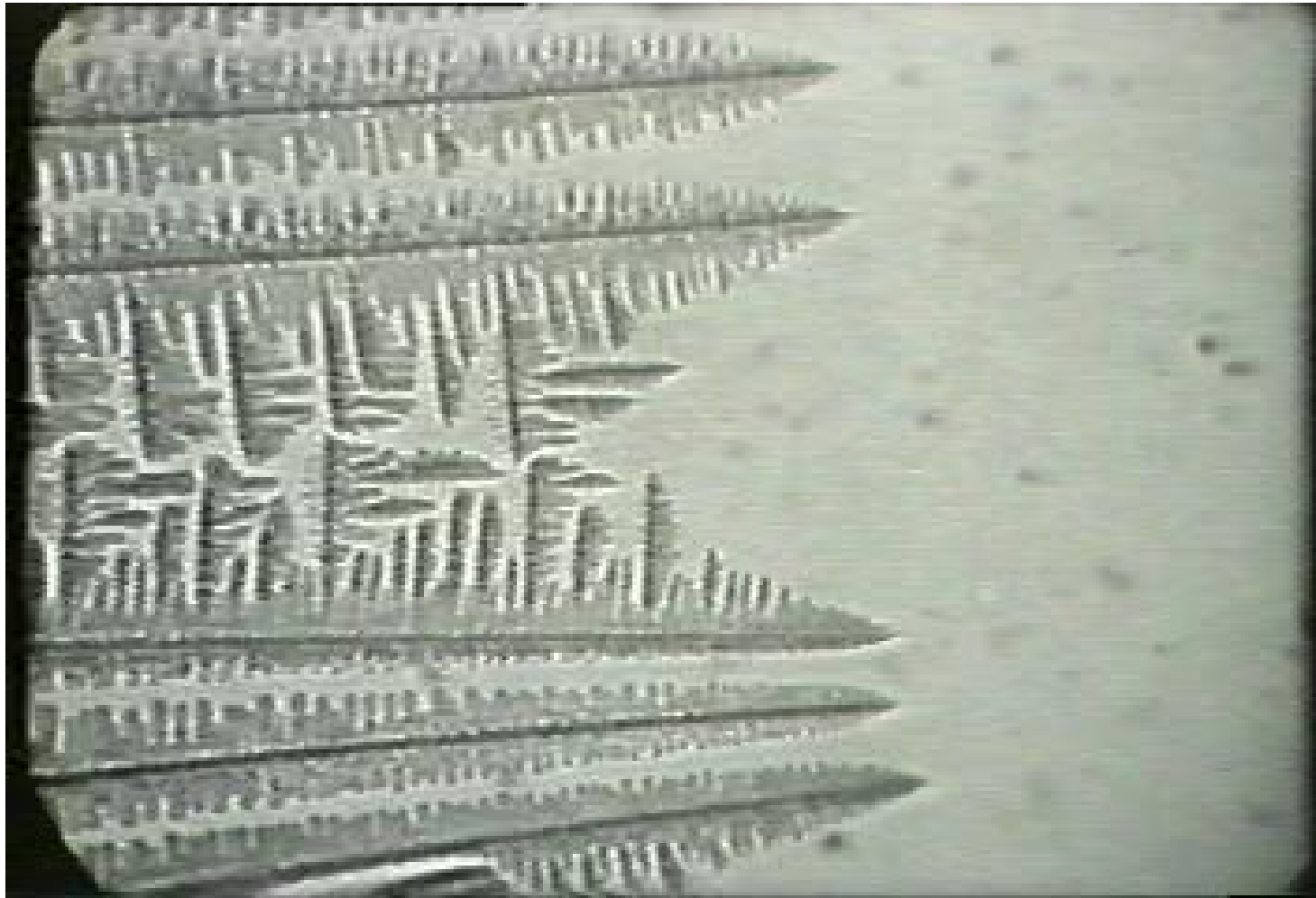




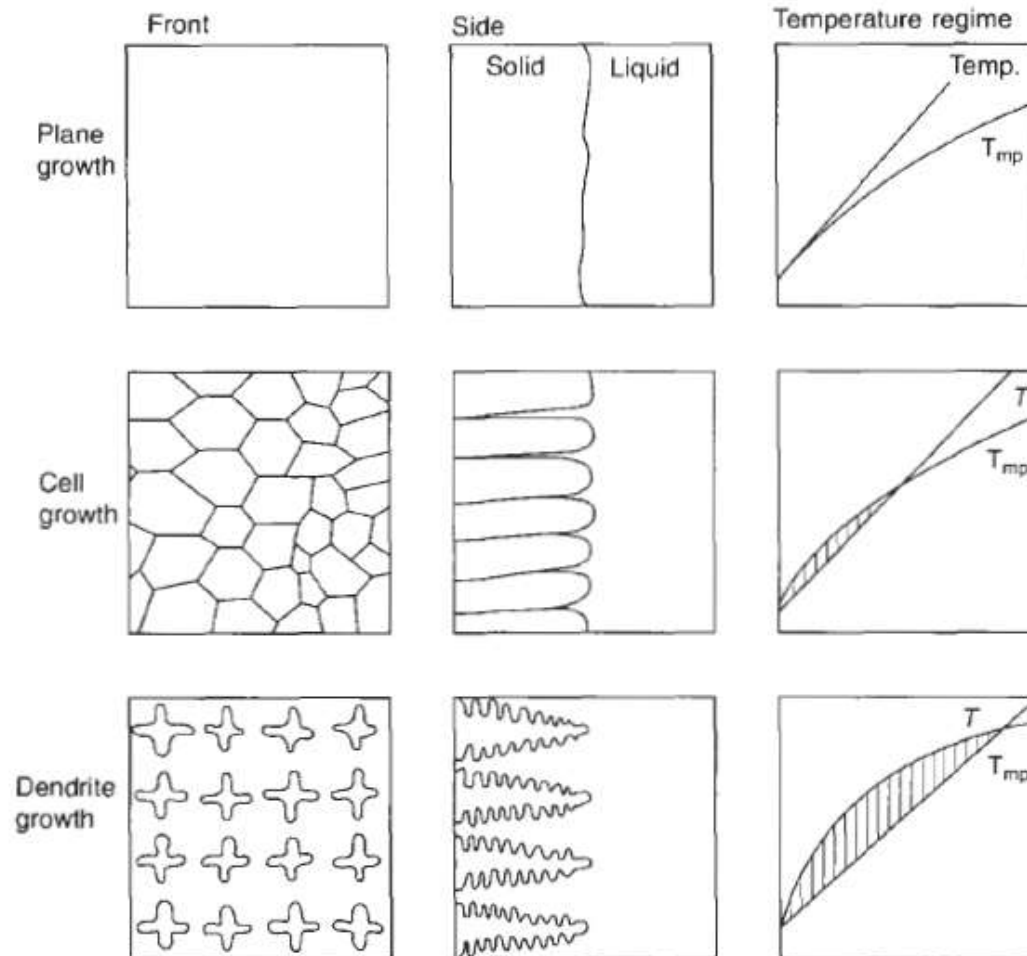
# Crescimento Dendrítico



# Crescimento Dendrítico

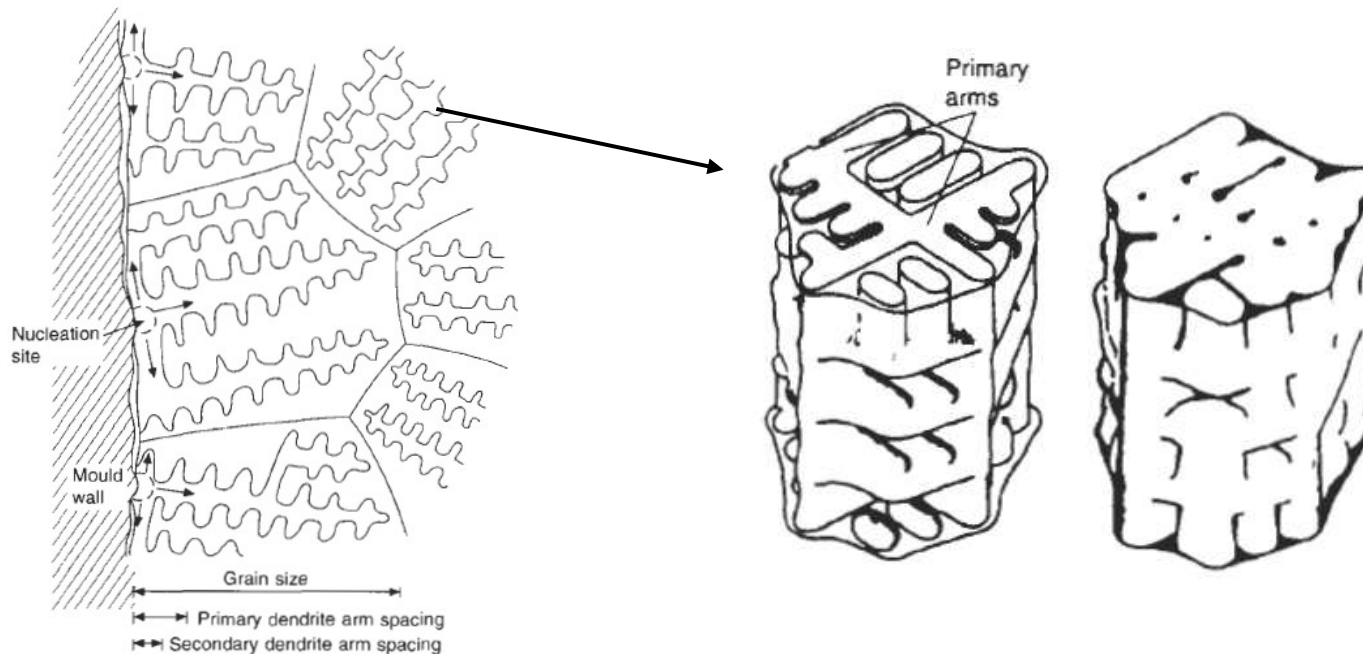


# Comparação final entre as morfologias da interface



# A formação dos grãos

- Pode ocorrer por:
  - Crescimento Planar
  - Crescimento Celular
  - Crescimento Dendrítico seguido de espessamento dos braços



# Mais sobre o crescimento dendrítico

- Ocorre em direções cristalográficas específicas
  - Exemplo:  $\langle 100 \rangle$  nos metais CFC
- O espaçamento entre os braços dendríticos ( $\lambda$ ) depende do tempo local de solidificação

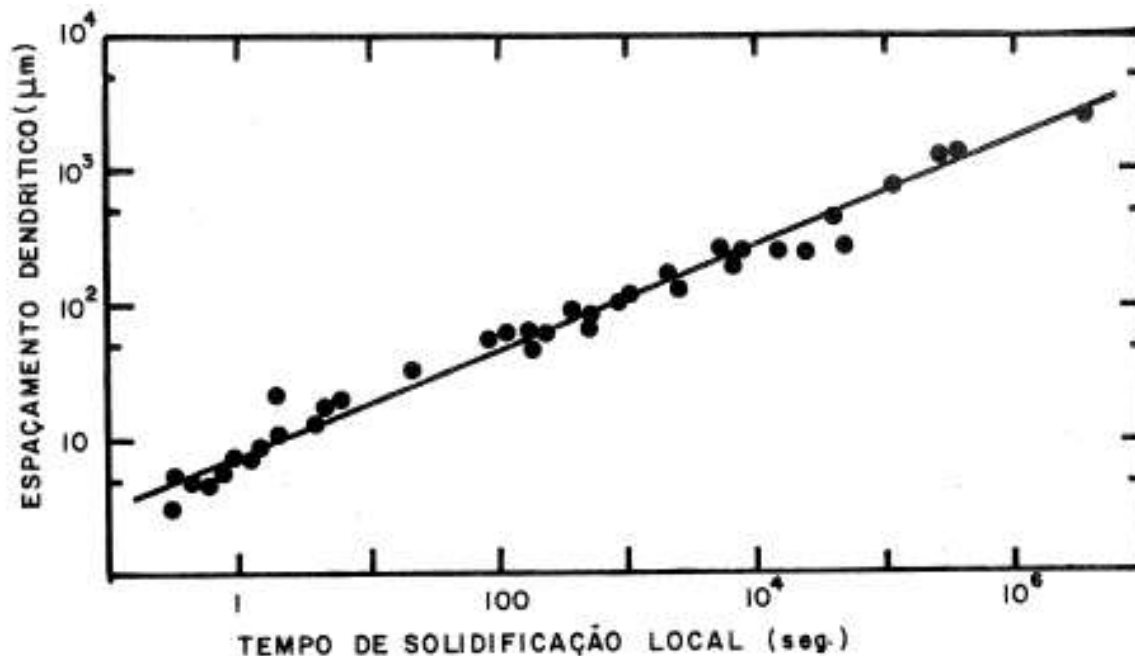


Fig. 4.13 Variação no espaçamento entre as ramificações dendríticas, em função do tempo de solidificação local: (a) em alumínio-4,5% cobre;



# Microssegregação

---

- Celular
- Dendrítica
- Em contorno de grão

# Microsegregação Celular

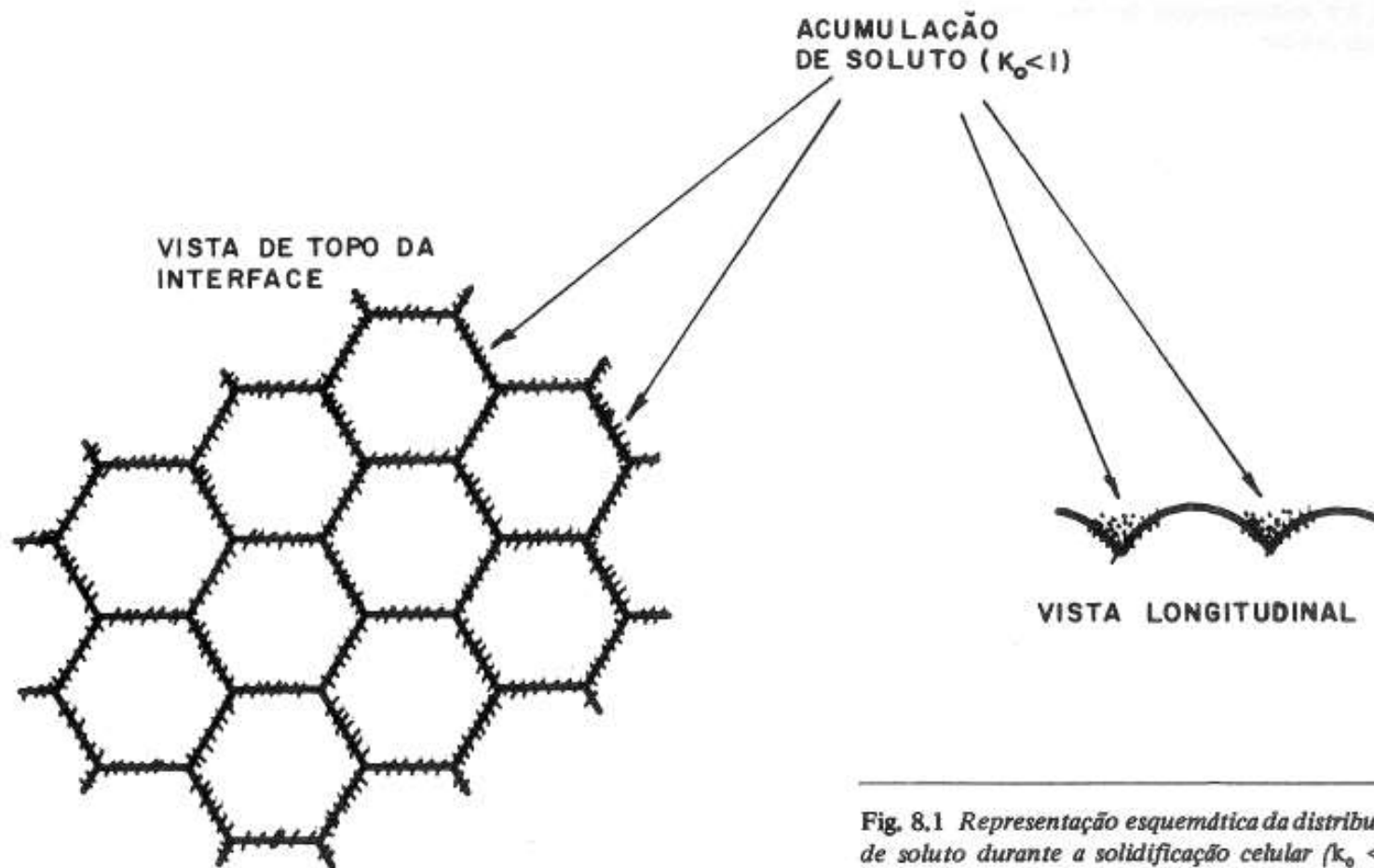


Fig. 8.1 Representação esquemática da distribuição de soluto durante a solidificação celular ( $k_0 < 1$ ).

# Microsegregação Dendrítica

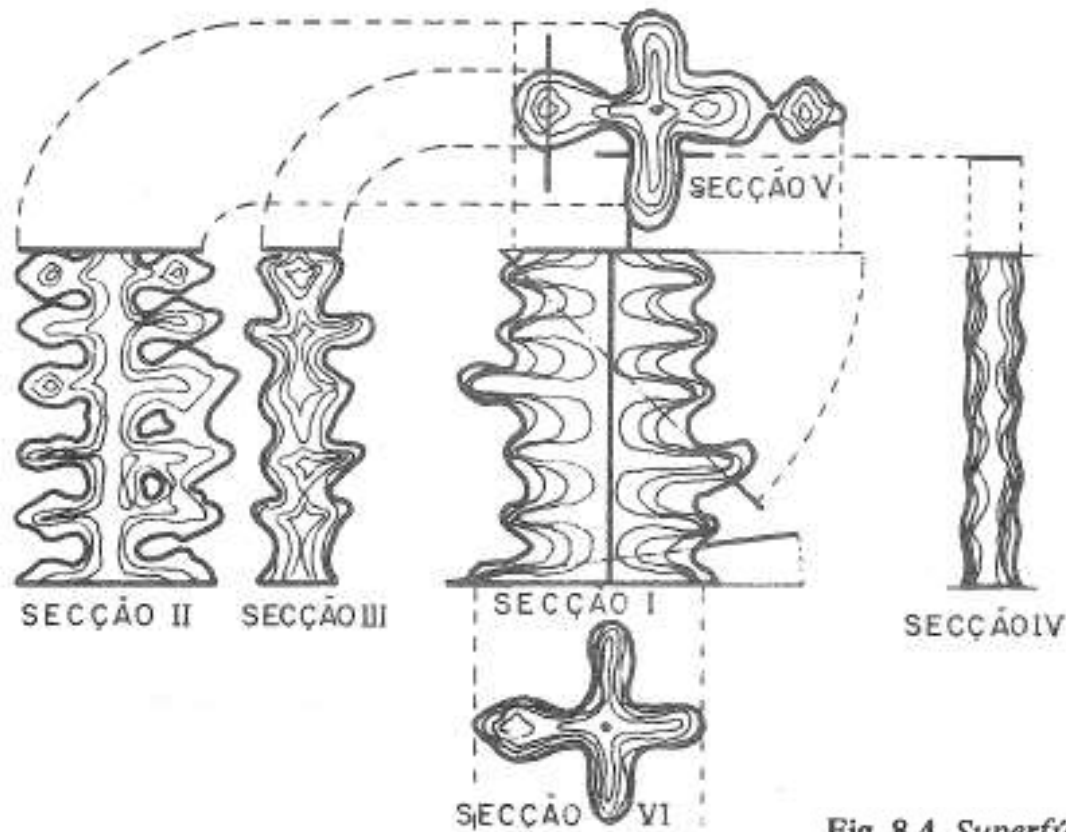
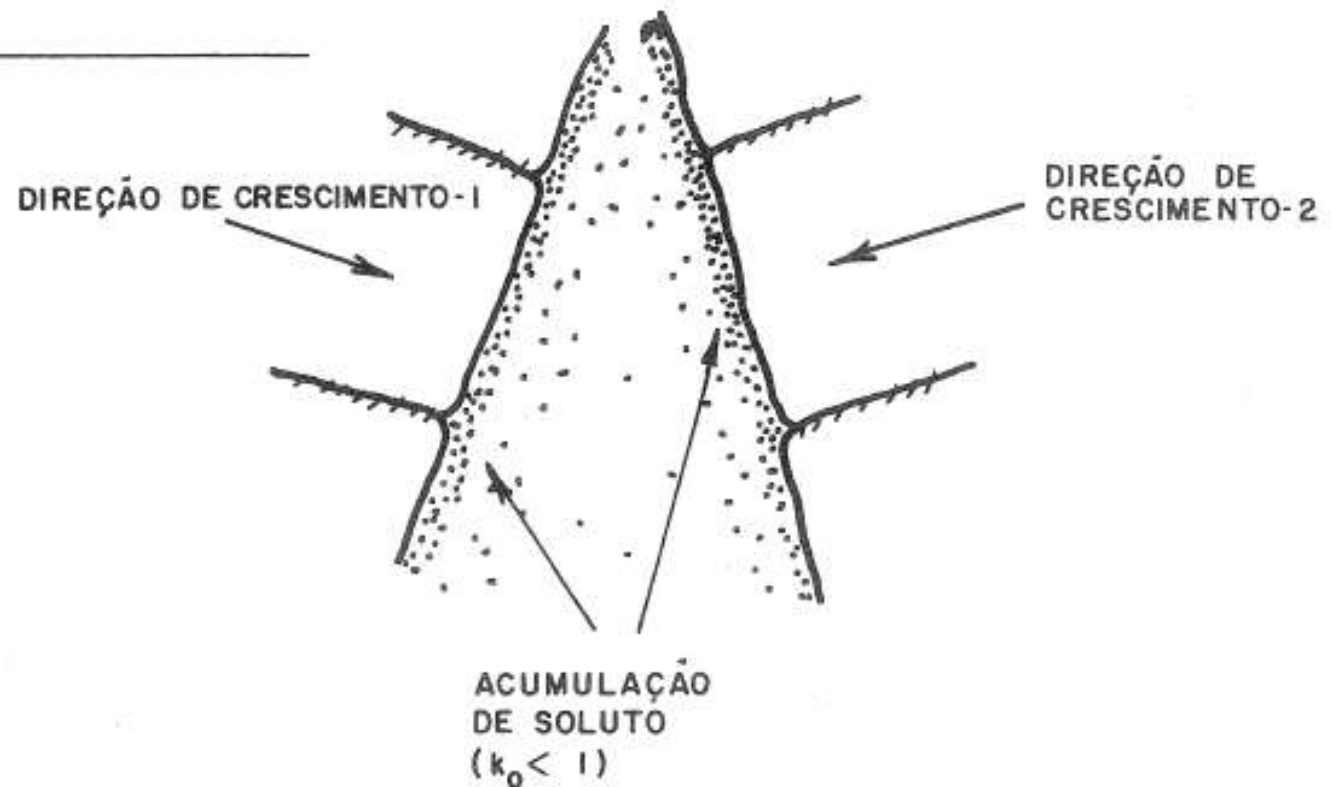


Fig. 8.4 Superfície de mesma concentração num crescimento dendrítico colunar (aço de baixa liga).

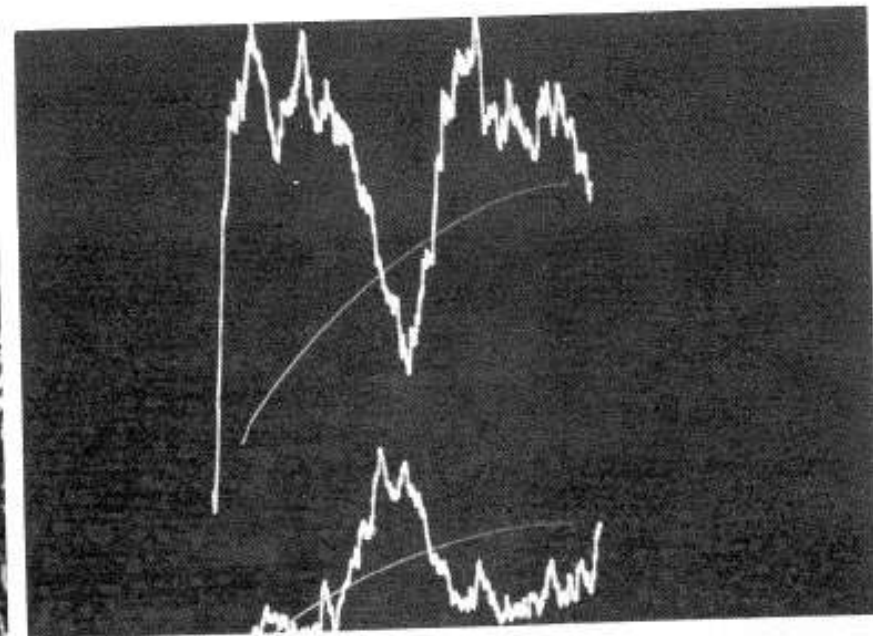


# Microssegragação em Contorno de Grão

Fig. 8.7 Esquema de formação de um contorno de grão por confronto frontal.



# Exemplo de Microsegregação Dendrítica

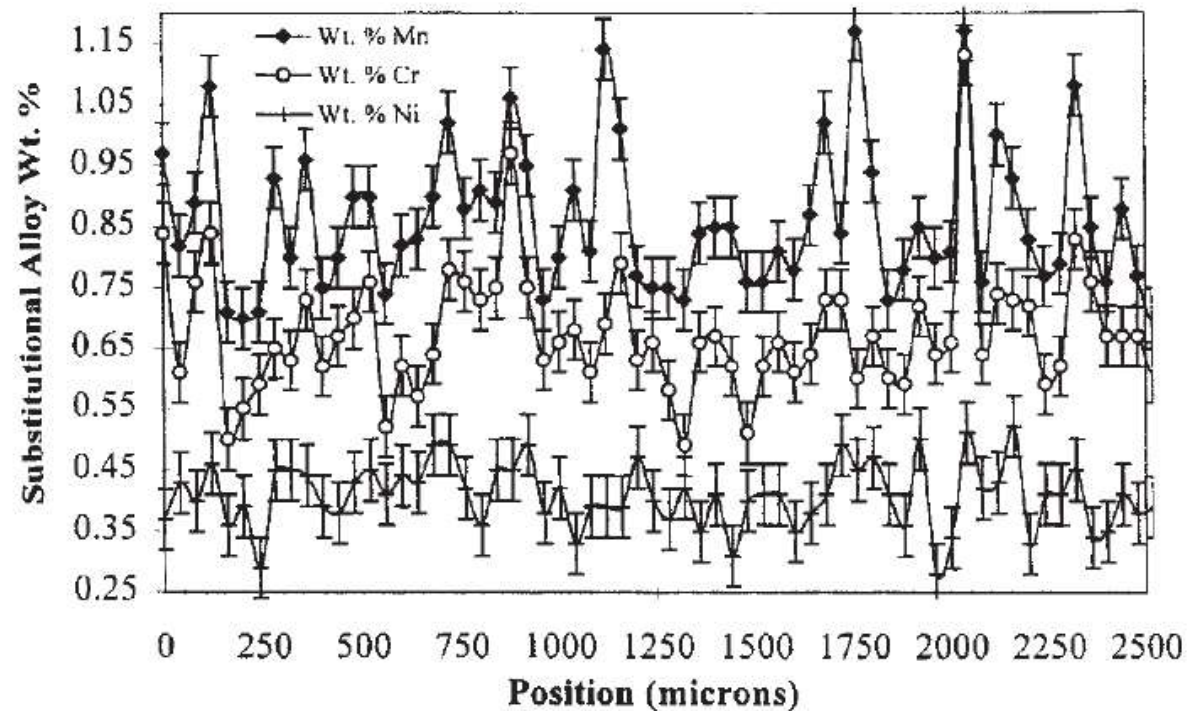


(a)

(b)

Fig. 4.9 Coring em cupro-níquel fundido com resfriamento rápido ( $k_0 < 1$ ): (a) estrutura fundida; (b) varredura de microsonda eletrônica entre duas ramificações dendríticas. A natureza qualitativa da segregação é mostrada como um máximo e um mínimo, respectivamente para cobre e níquel.

# Algumas conseqüências



- Alteração da temperabilidade do aço ao longo da microestrutura (mesmo após processamento termomecânico)

Fig. 12—Variations in Mn, Cr, and Ni across a hot-rolled bar of 8617H steel, 26.19 mm in diameter and containing by heat analysis 0.82 pct Mn, 0.52 pct Cr, and 0.44 pct Ni. WDS SEM analysis.

# Algumas conseqüências

- Bandeamento em aços ao carbono

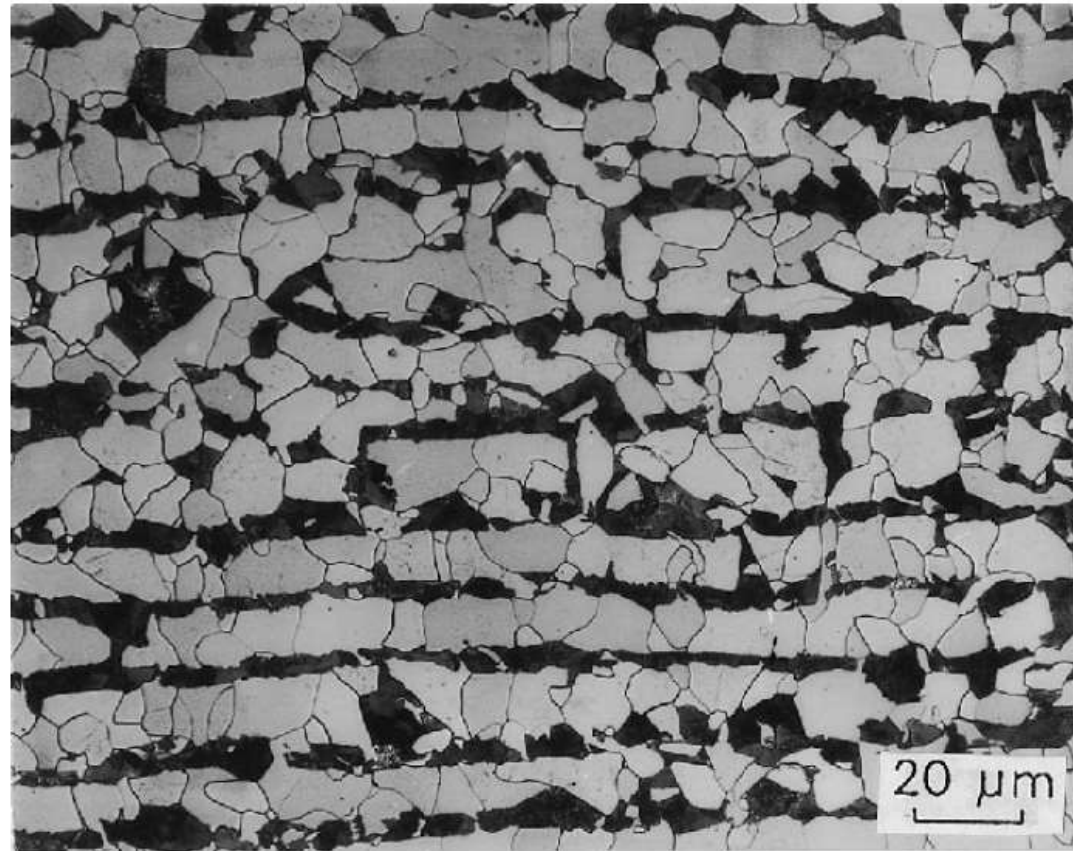
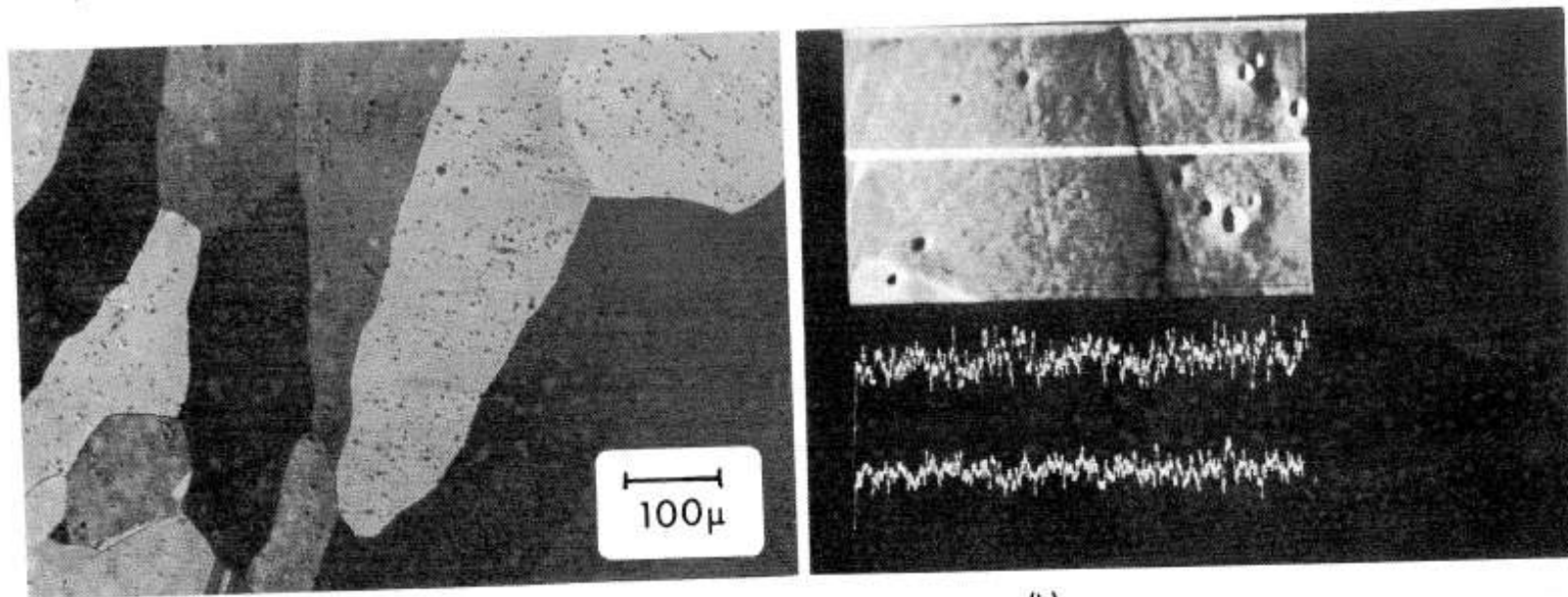


Fig. 13—Ferrite (light) and pearlite (dark) bands in 1020 steel hot-rolled plate. Nital etch, light micrograph.

# Eliminando a Microsegregação

- Tratamento Térmico de Homogeneização

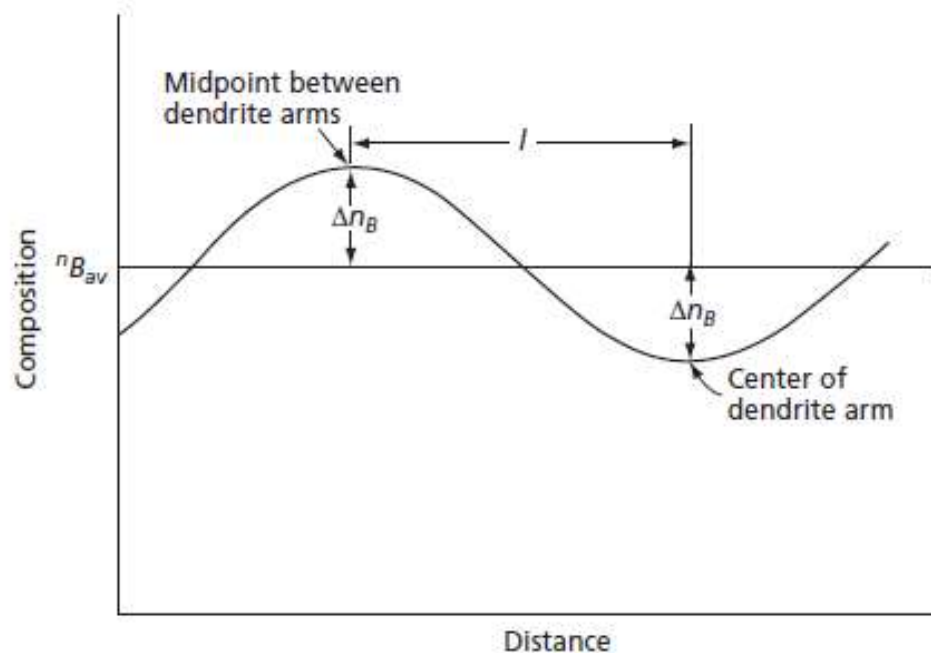


(a)

(b)

**Fig. 4.10** Estrutura da Fig. 4.9 após homogeneização: (a) estrutura granular. (As pequenas partículas escuras são impurezas intermetálicas); (b) varredura de microsonda eletrônica, através do contorno de grão. (O contorno é uma linha escura na imagem eletrônica e a varredura corresponde a uma linha branca na imagem eletrônica.)

# Tratamento térmico de homogeneização



**FIG. 14.37** A hypothetical sinusoidal concentration profile in a cored metal specimen

$$\Delta n_B = \Delta n_{B0} e^{-t/\tau}$$

$$\tau = \frac{l^2}{\pi^2 D}$$



# Macrossegração Normal

---

- Ocorre quando os grãos crescem com interface planar ou quase planar numa única direção
- O soluto é segregado a **longas distâncias**



# Outras formas de Macrossegregação

---

- Por gravidade
  - Dendritas livres primárias que se decantam
    - [Filme](#)
- Inversa
  - Por fluxo de líquido rico em soluto nos canais interdendríticos devido à contração do sólido ou diferenças de densidade no líquido





# Lista de símbolos

---

$k_0$  – coeficiente de distribuição

$C_S$  – concentração de soluto no sólido

$C_L$  – concentração de soluto no líquido

$C_0$  – concentração de soluto na liga

$f$  – fração solidificada

$R$  – velocidade de avanço da interface sólido/líquido

$D_L$  – difusividade no líquido

$k_E$  – coeficiente de distribuição efetivo

$S$  – espessura da camada limite de difusão

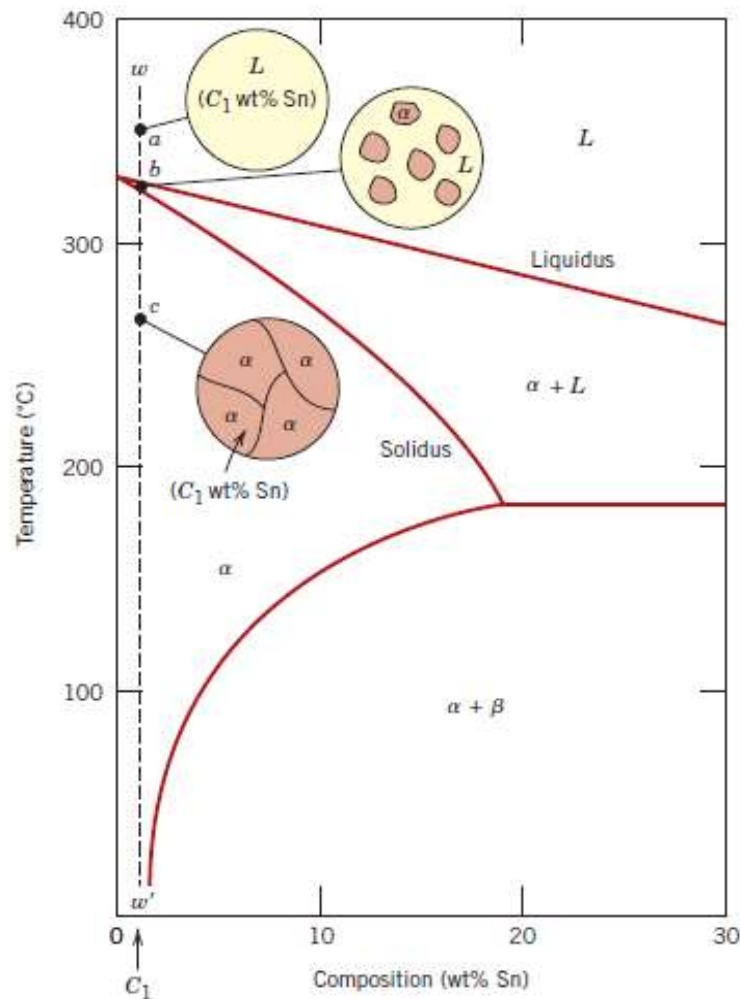
$G_S$  – gradiente térmico no sólido

$G_L$  – gradiente térmico no líquido

$m$  – inclinação da linha liquidus (convencionalmente com sinal contrário)

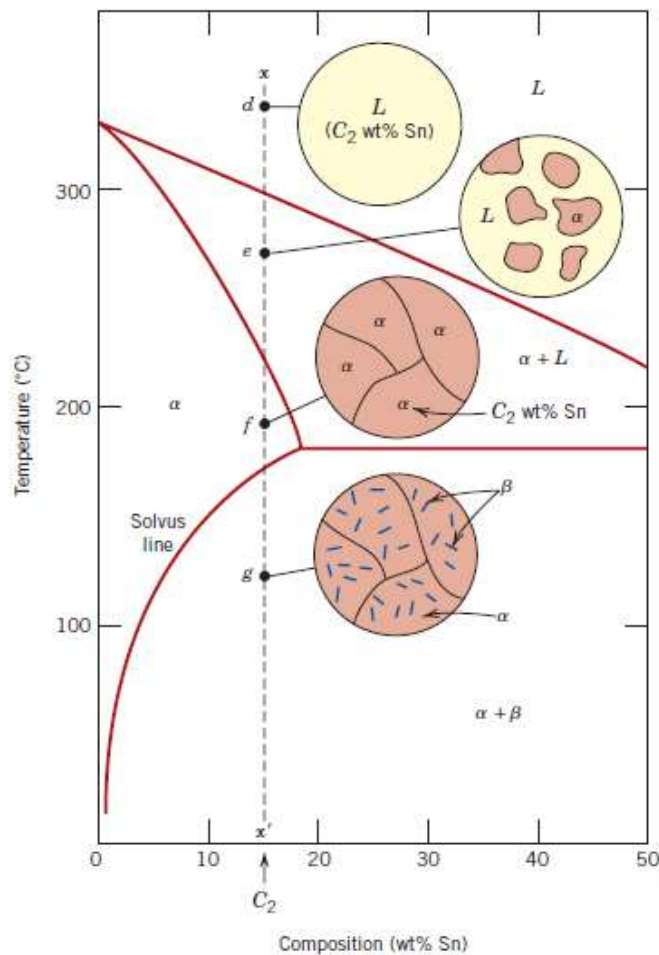
$\lambda$  – espaçamento entre os braços dendríticos

# Formação da Microestrutura



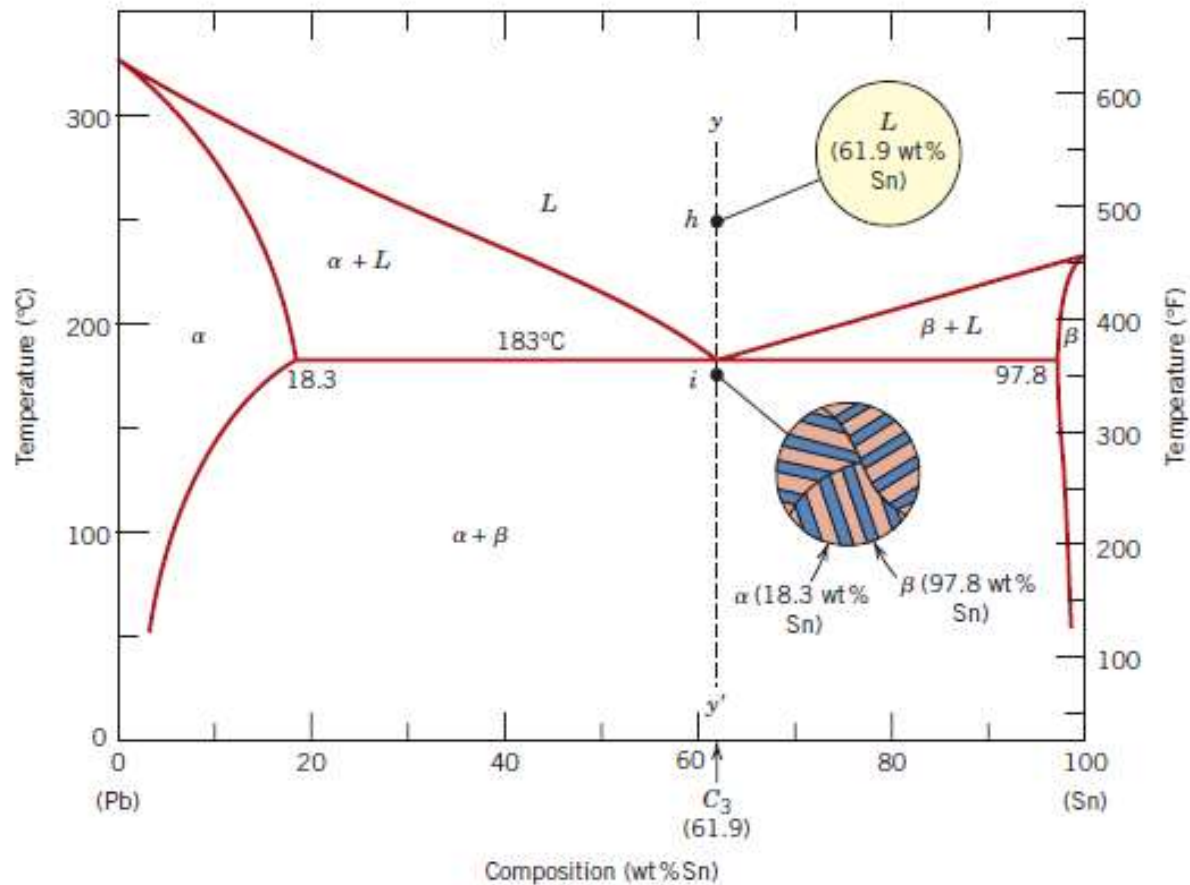
Liga Monofásica

# Formação da Microestrutura



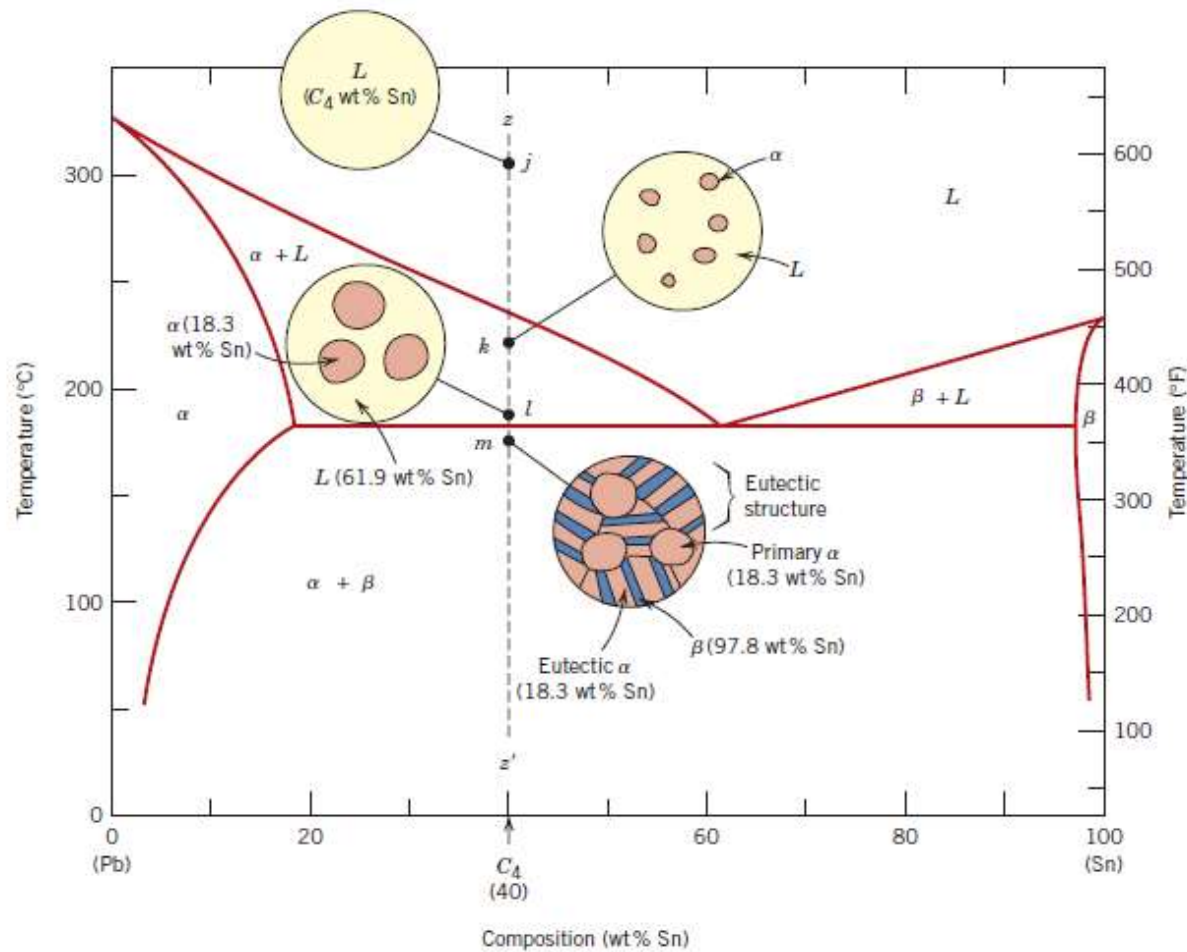
Liga Bifásica  
c/ precipitação da segunda  
fase no estado sólido

# Formação da Microestrutura



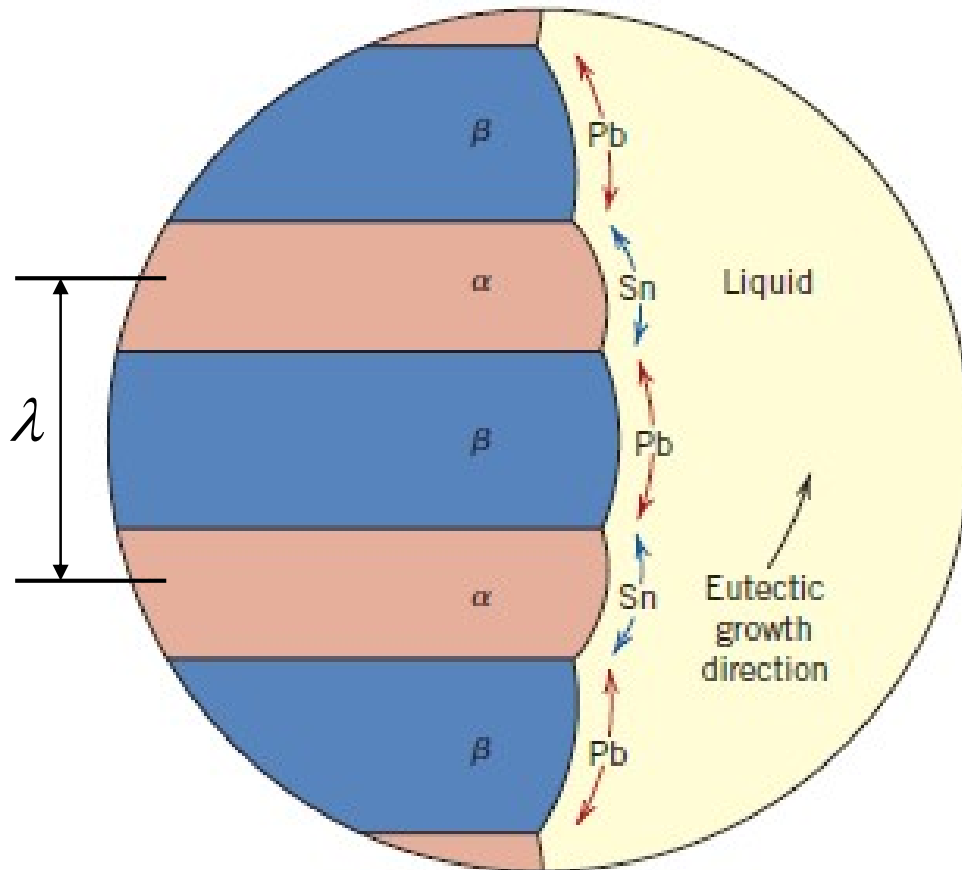
Liga Bifásica  
Eutética

# Formação da Microestrutura



Liga Bifásica  
Hipoeutética

# Crescimento do Eutético



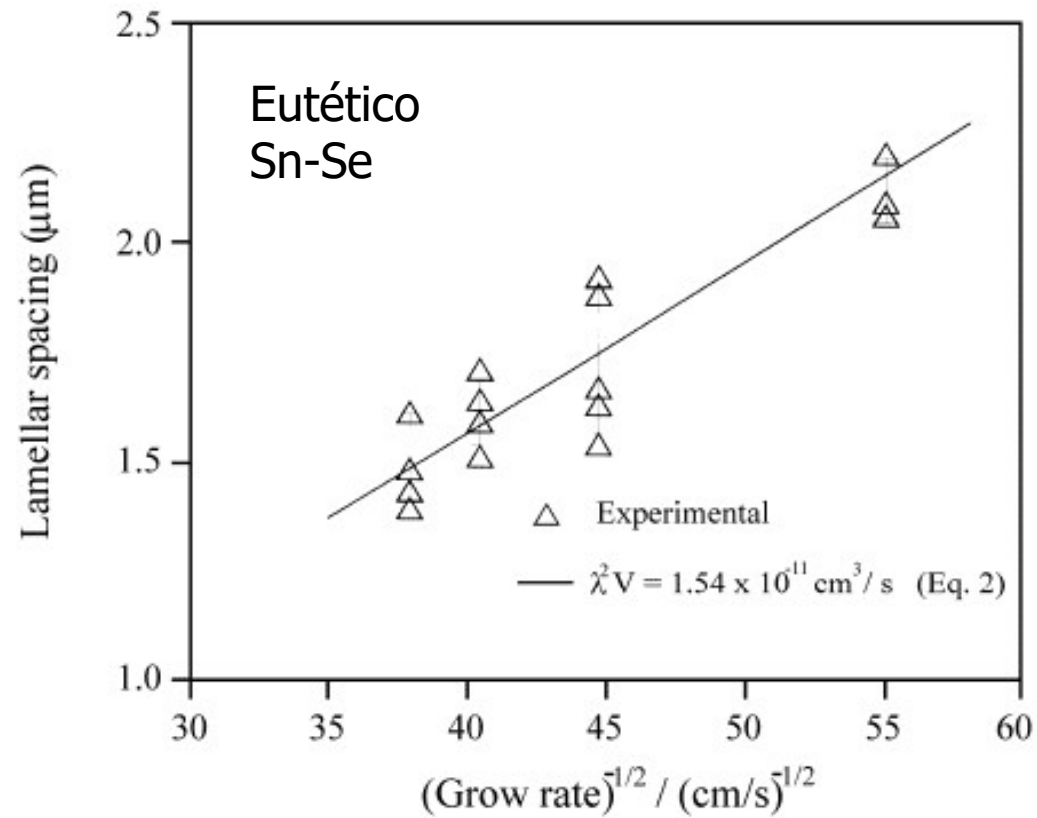
líquido  $\rightarrow \alpha + \beta$

- Crescimento Cooperativo controlado pela difusão
- Espaçamento lamelar depende da velocidade de crescimento

$$\lambda \propto \frac{1}{\sqrt{R}}$$

# Espaçamento Lamelar X Velocidade de Crescimento

$$\lambda \propto \frac{1}{\sqrt{R}}$$





# Morfologia do Eutético

---

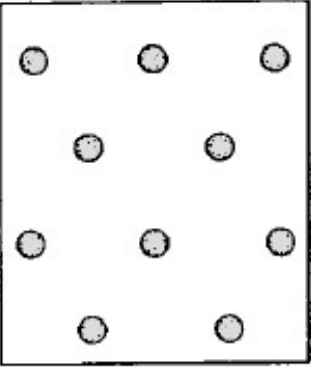
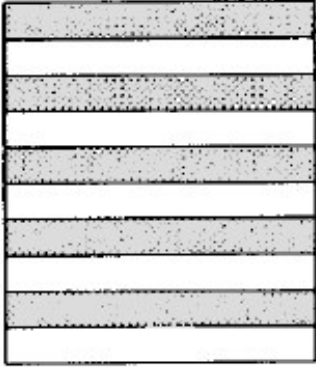
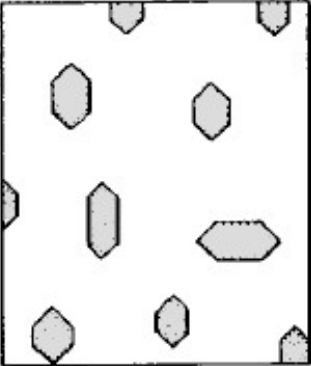
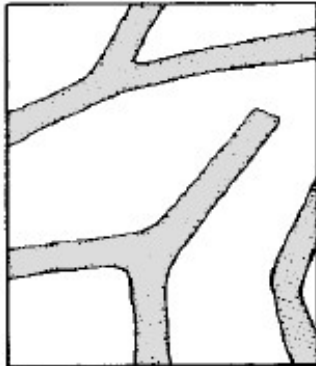
- Depende de:
  - Fração volumétrica das fases
  - Interface dos cristais (facetada ou não-facetada)
  - Velocidade de crescimento



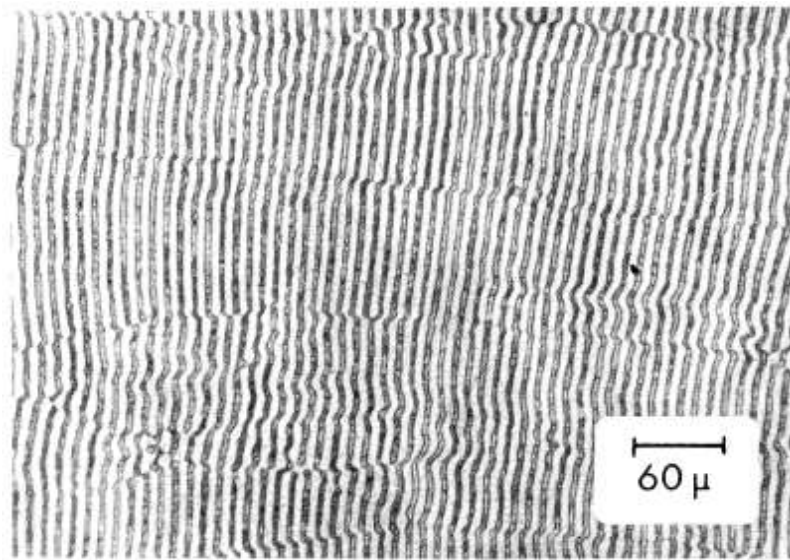
# Morfologia do Eutético

Branco – fase  $\alpha$   
(não facetada)

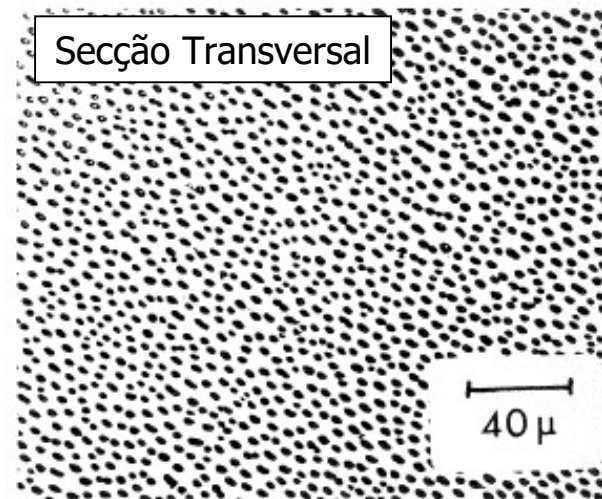
Cinza – fase  $\beta$

	Pequena fração de $\beta$	Alta fração de $\beta$
$\beta$ não facetada		
$\beta$ facetada		

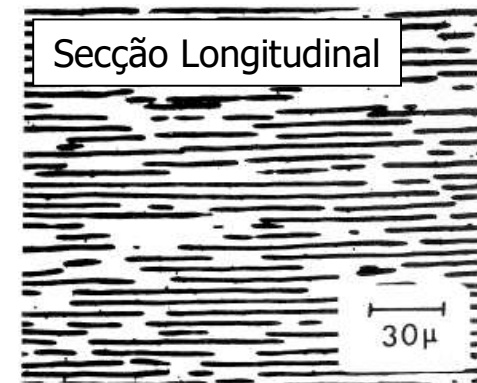
# Morfologia do Eutético



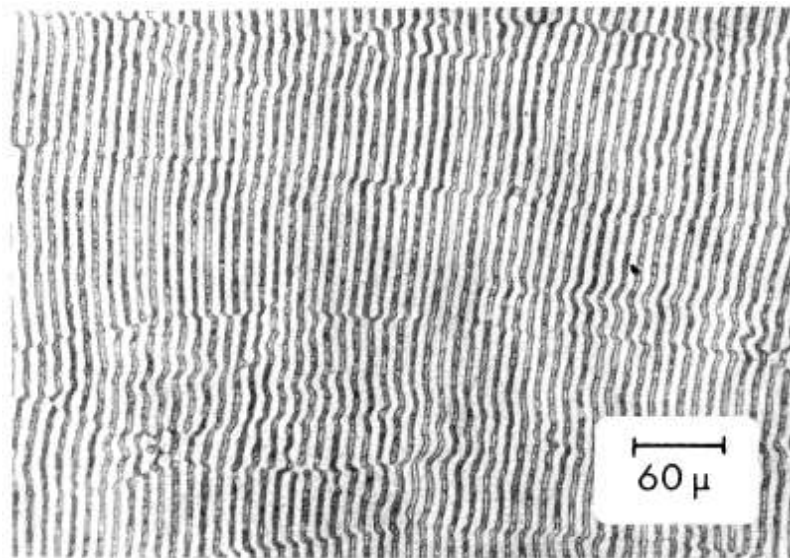
Pb-Sn  
lamelar



Al-Al<sub>3</sub>Ni  
fibroso



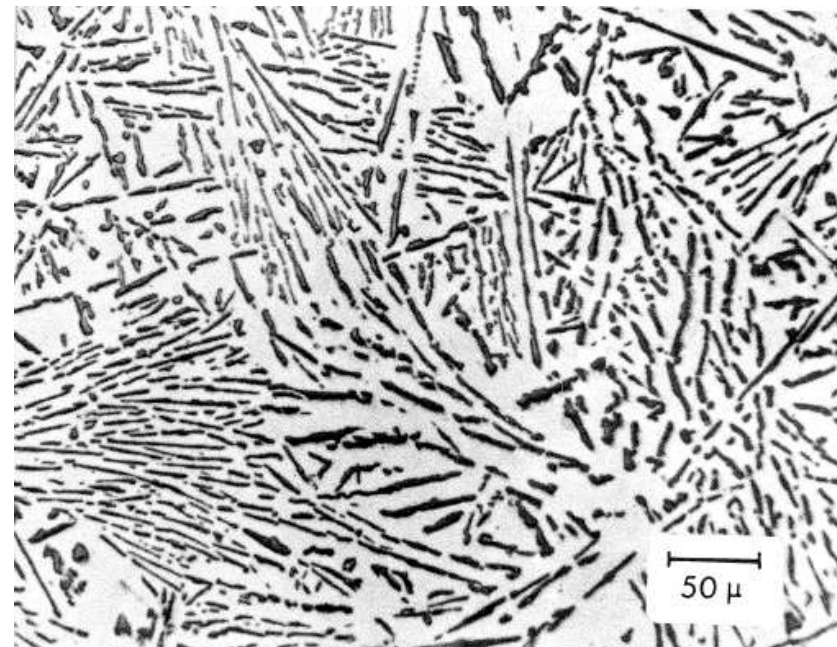
# Morfologia do Eutético



Pb-Sn

Pb – não facetada

Sn – não facetada

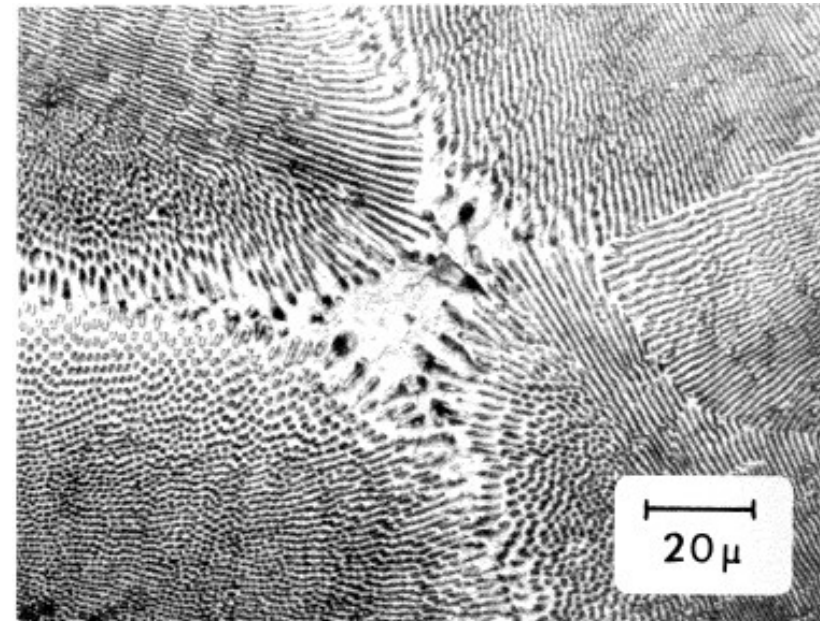
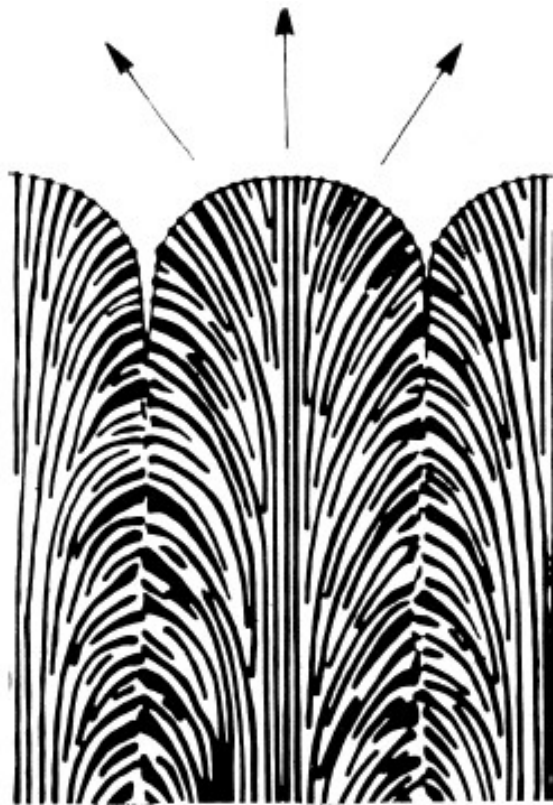


Al-Si

Al – não facetada

Si – facetada

# Crescimento de eutético na presença de impurezas



Pb-Cd c/ impurezas

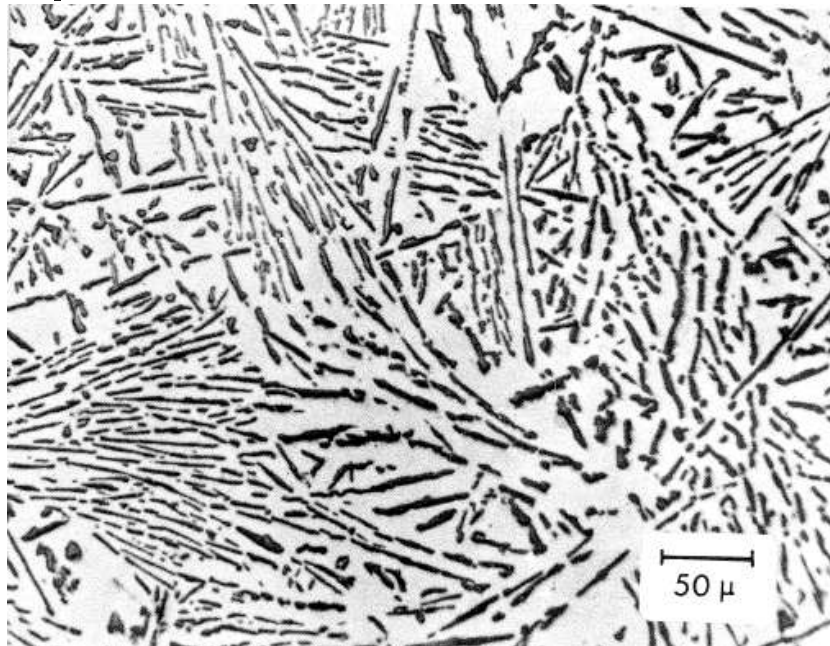


# Morfologia do Eutético

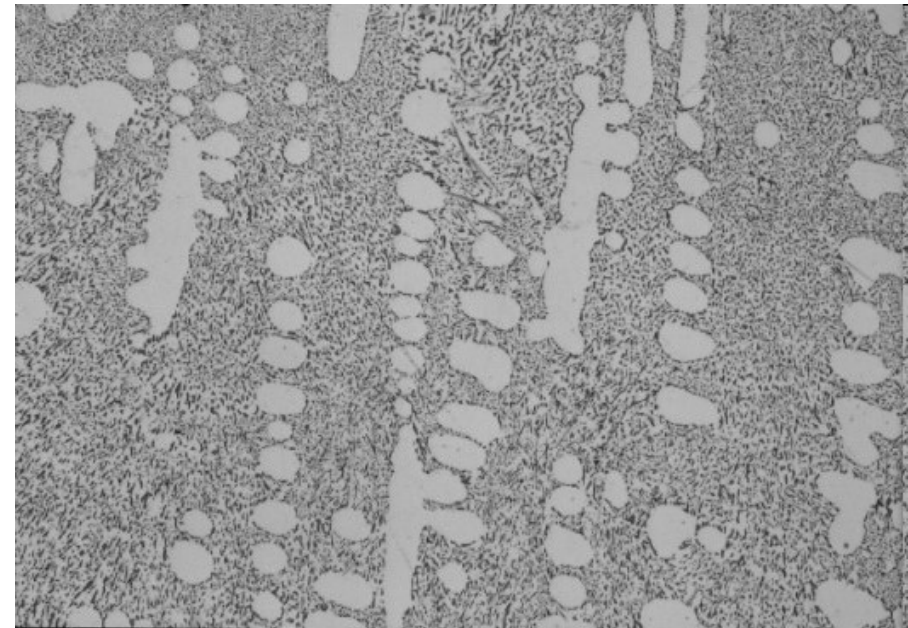
---

- Filme (Resumo)
- [http://mechse.illinois.edu/research/dantzig/solidification.org/Movies/Hunt/Jackson\\_Hunt\\_Eutectics\\_Smaller.gif](http://mechse.illinois.edu/research/dantzig/solidification.org/Movies/Hunt/Jackson_Hunt_Eutectics_Smaller.gif)

# Modificação da Morfologia do Eutético

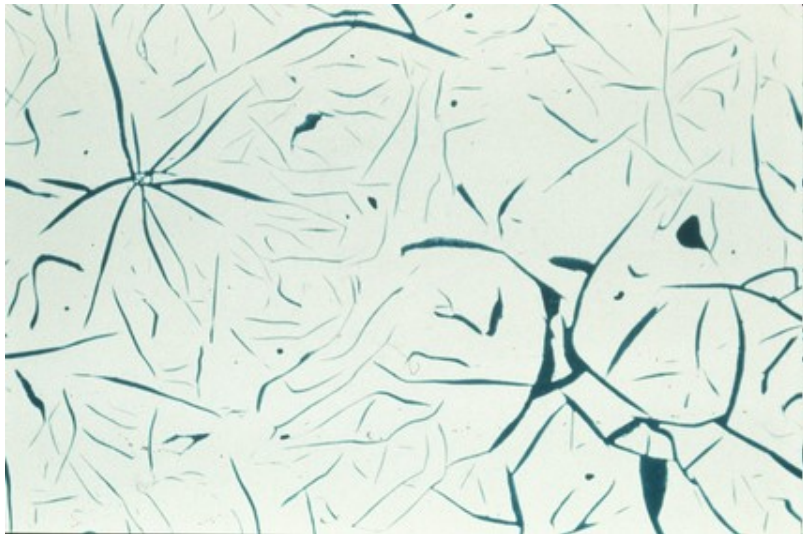


Al-Si

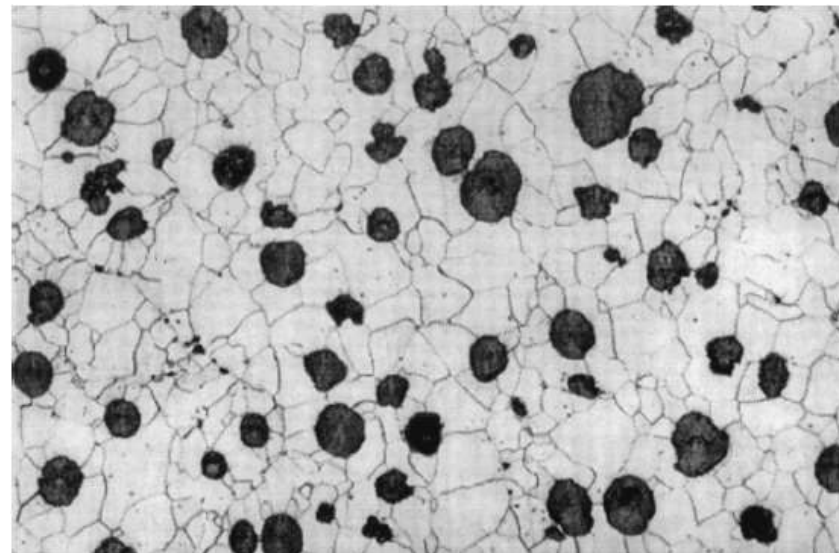


Al-Si  
Modificado com Na, Sr ou Ca  
0,01%

# Modificação da Morfologia do Eutético



Fe-C  
**(FoFo Cinzento)**



Fe-C  
Modificado com Mg (0,04%)  
ou Ce (0,04%)  
**(FoFo Nodular)**



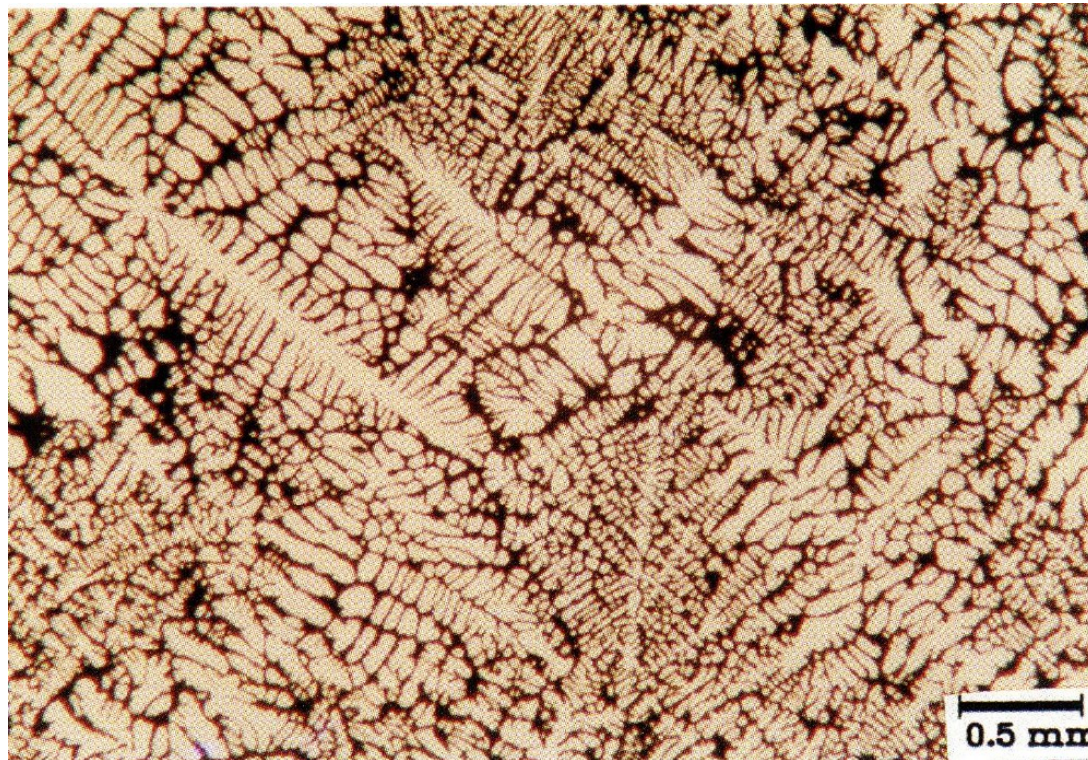
# Porosidades

---

- Interdendríticas
- Evolução de gases



# Microporosidades Interdendríticas

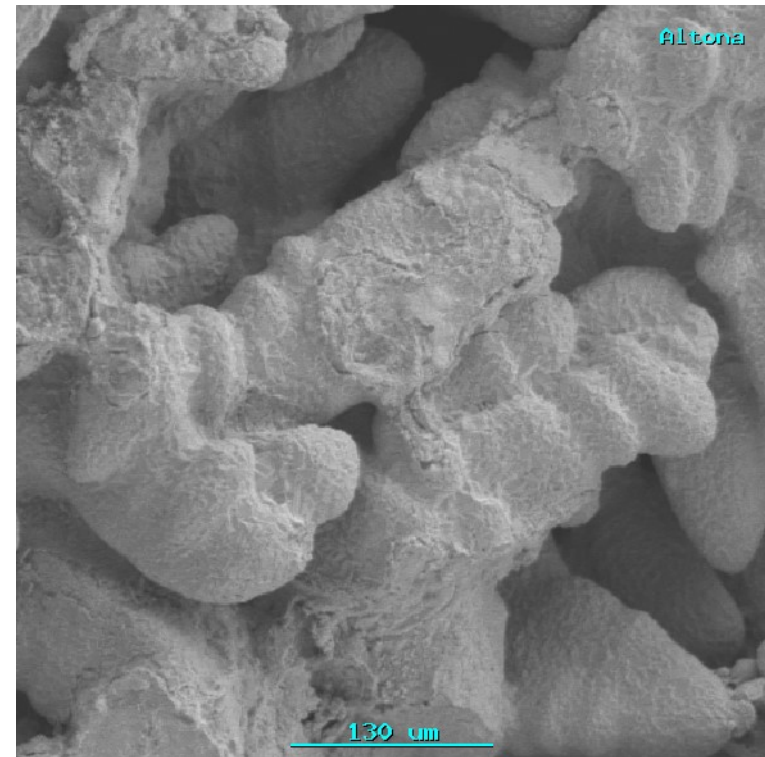
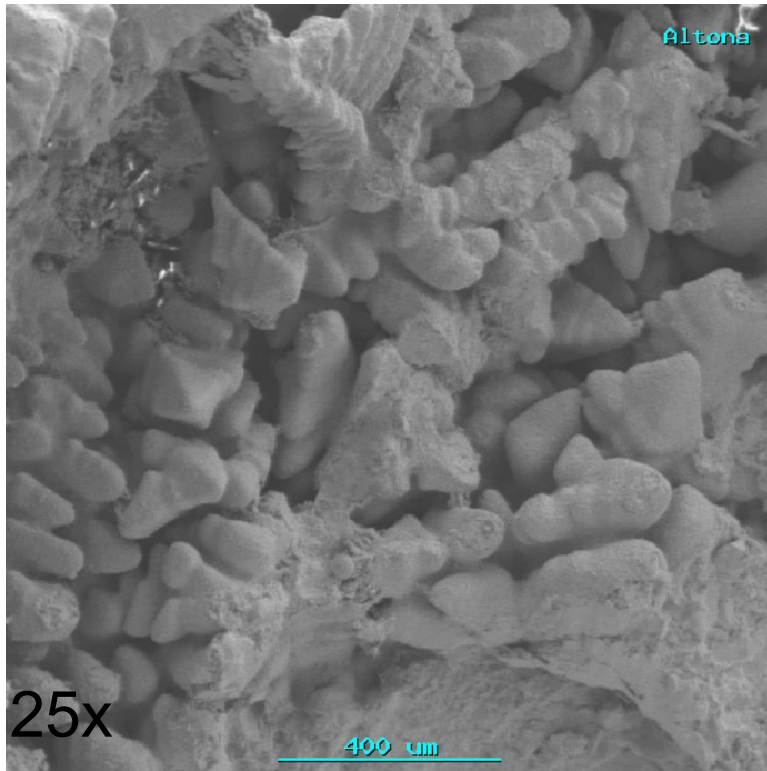


Liga de Al

Falta de líquido para suprir a contração interdendrítica

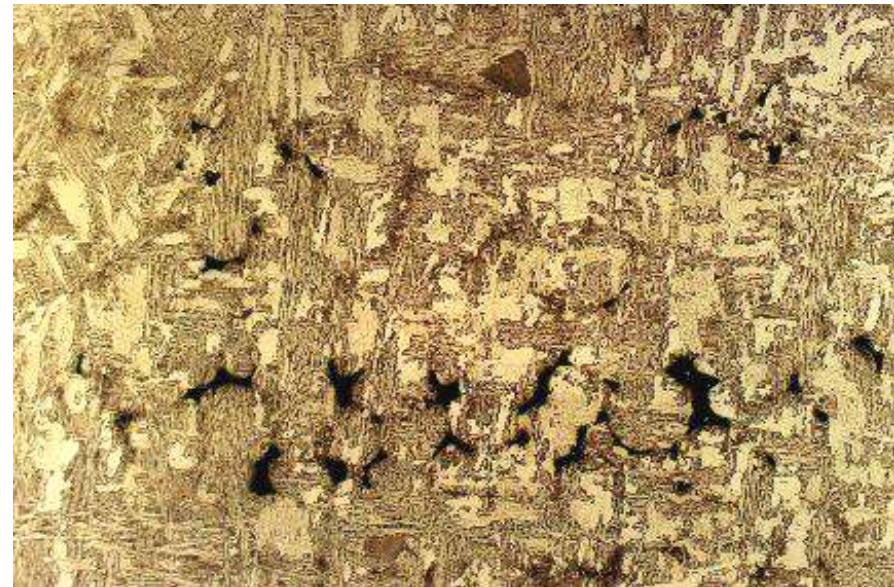
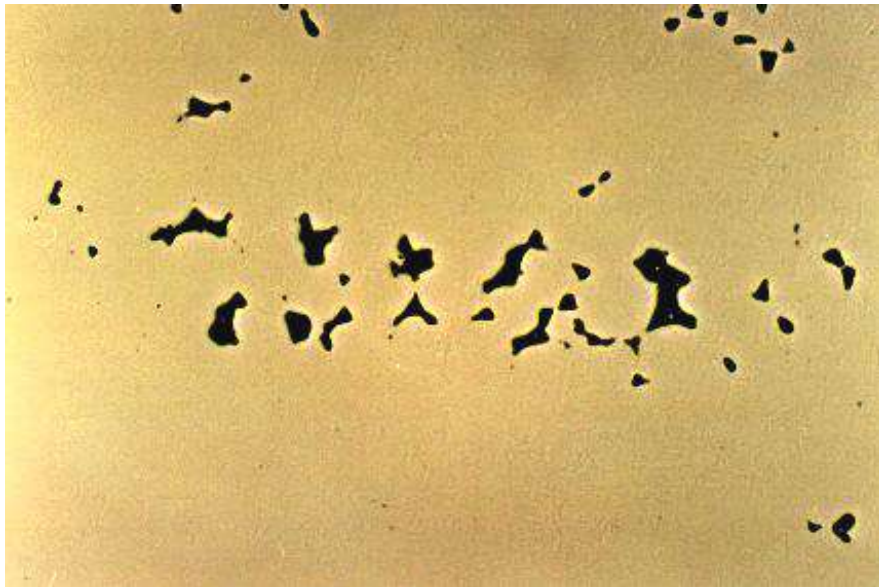
# Microporosidades Interdendríticas

## Aço ao carbono



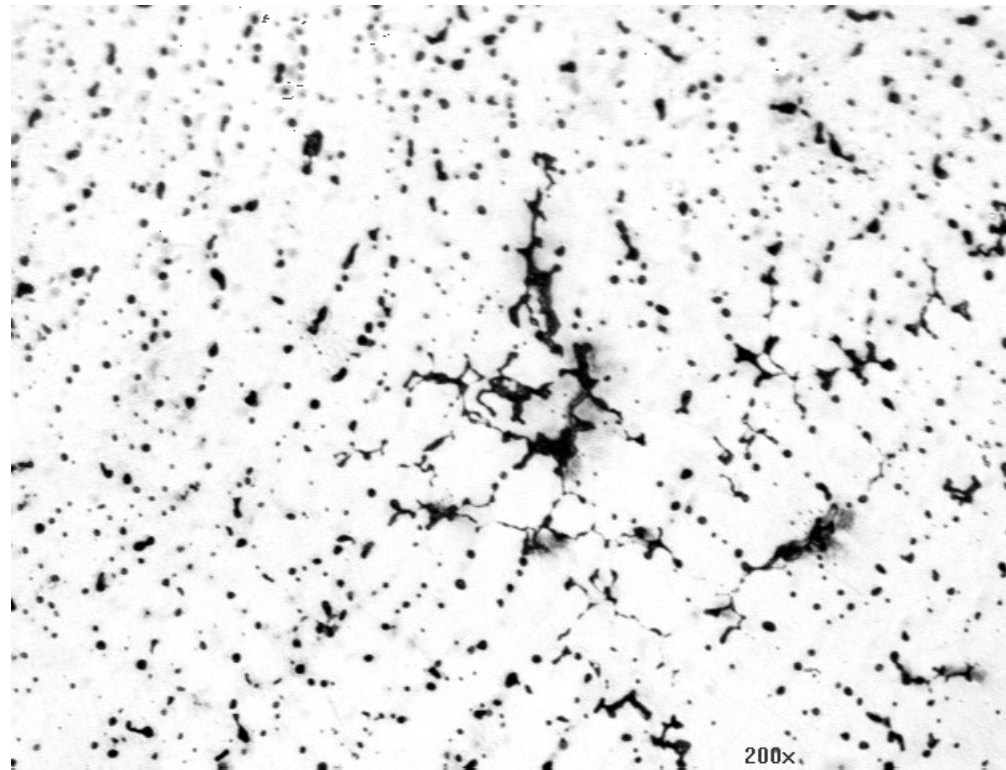
# Microporosidades Interdendríticas

**Aço ao carbono**



# Microporosidades Interdendríticas

**Bronze 85-5-5-5**



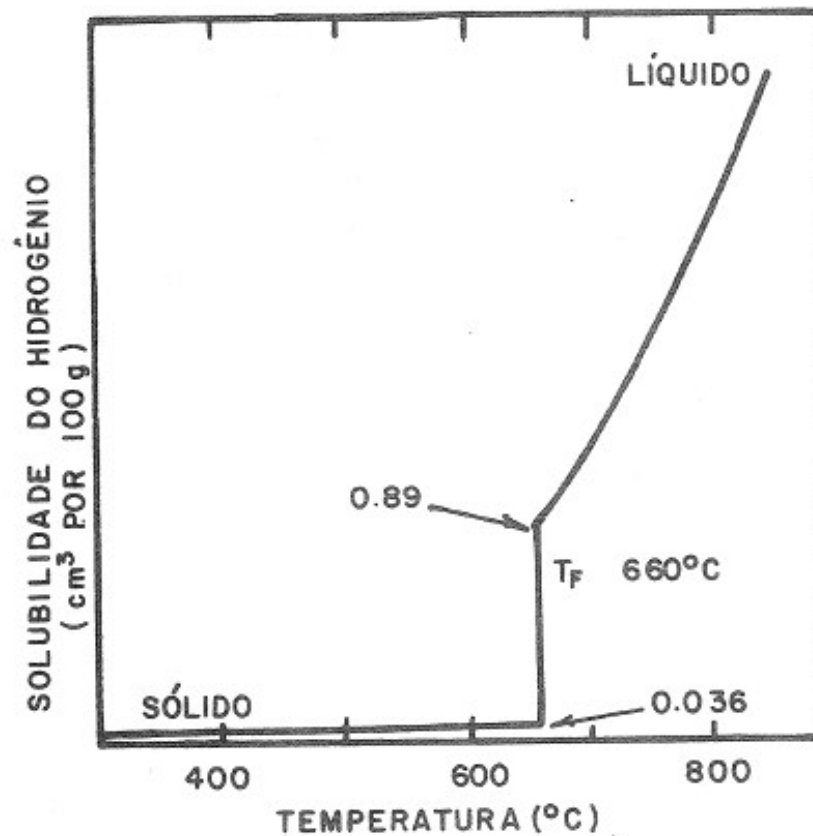
# Porosidades Interdendríticas

**Liga Al- 8%Si + 3,5%Cu**

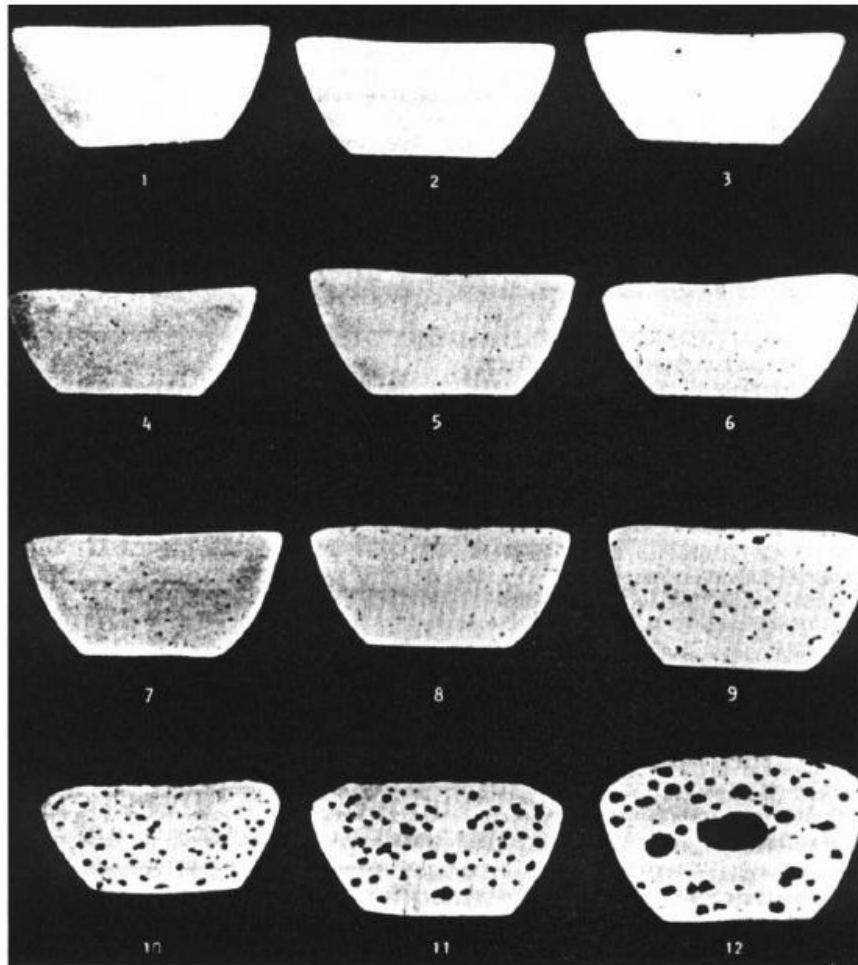


# Evolução de Gases

- Exemplo: H em Al



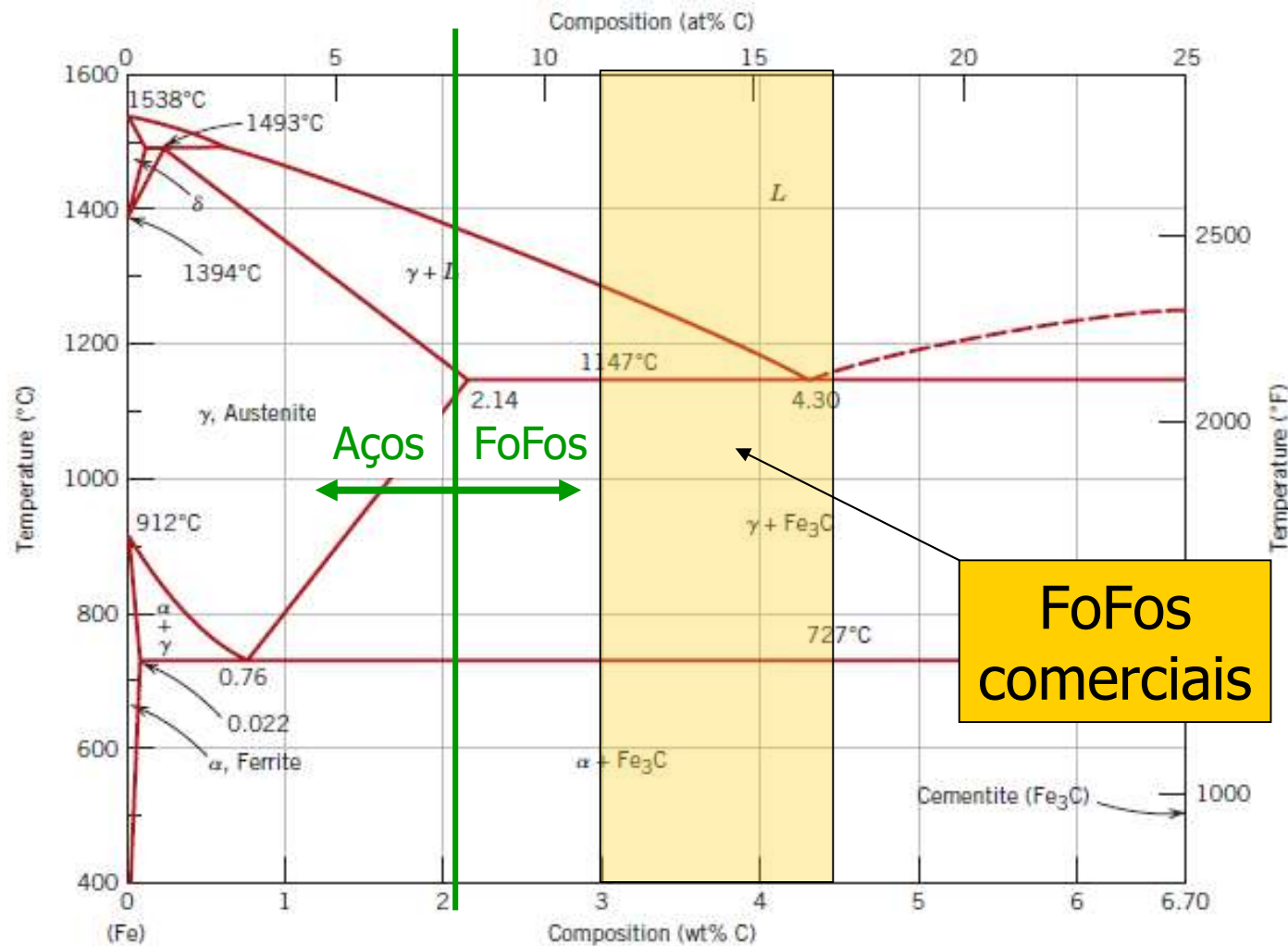
# Porosidade devido à evolução de gases



H em Al

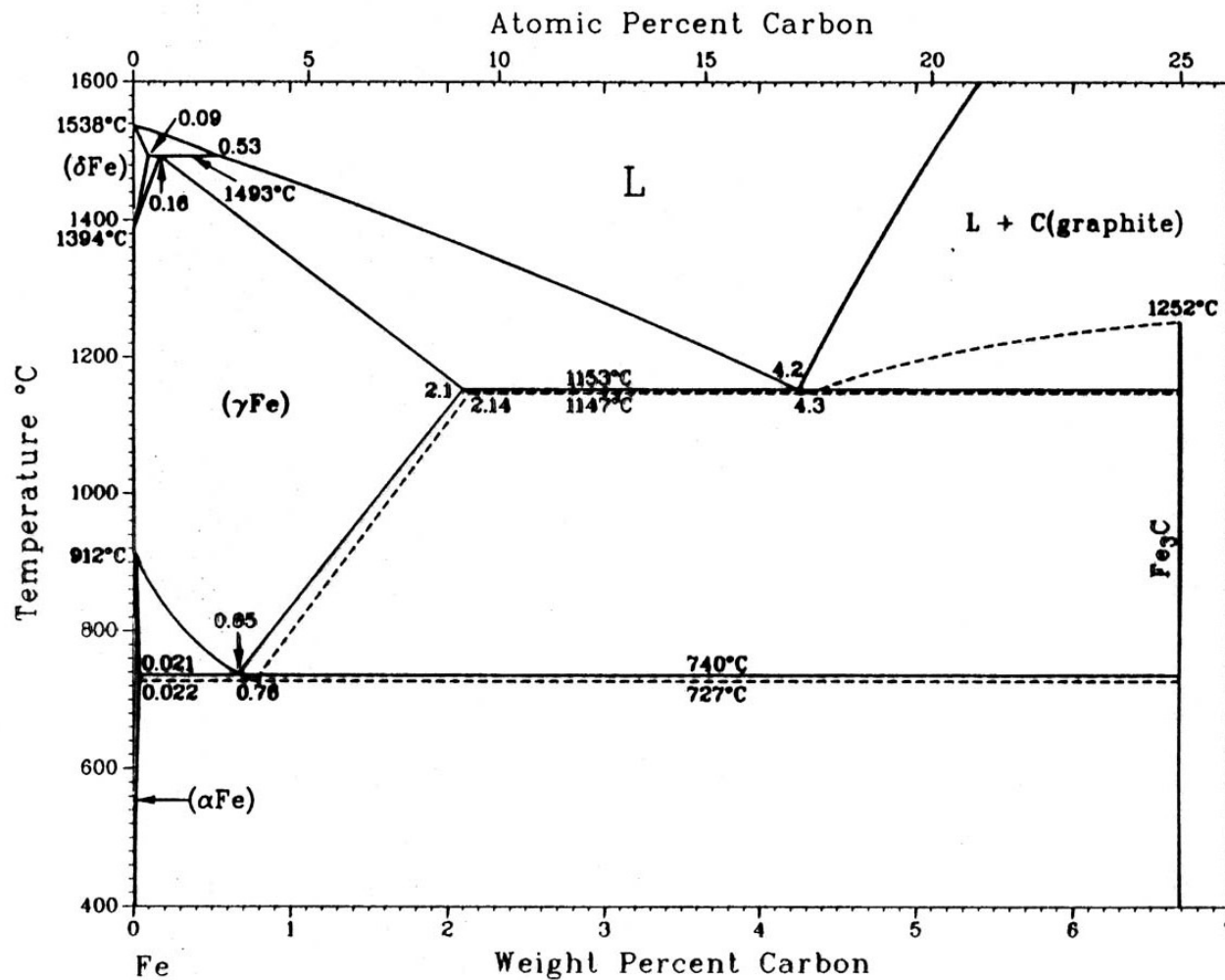
Amostras obtidas sob pressão reduzida empregadas na avaliação da quantidade de hidrogênio dissolvido em banhos de alumínio. As intensidades de 1 a 12 representam teores crescentes de H.

# Microestruturas dos FoFos





# Microestruturas dos FoFos



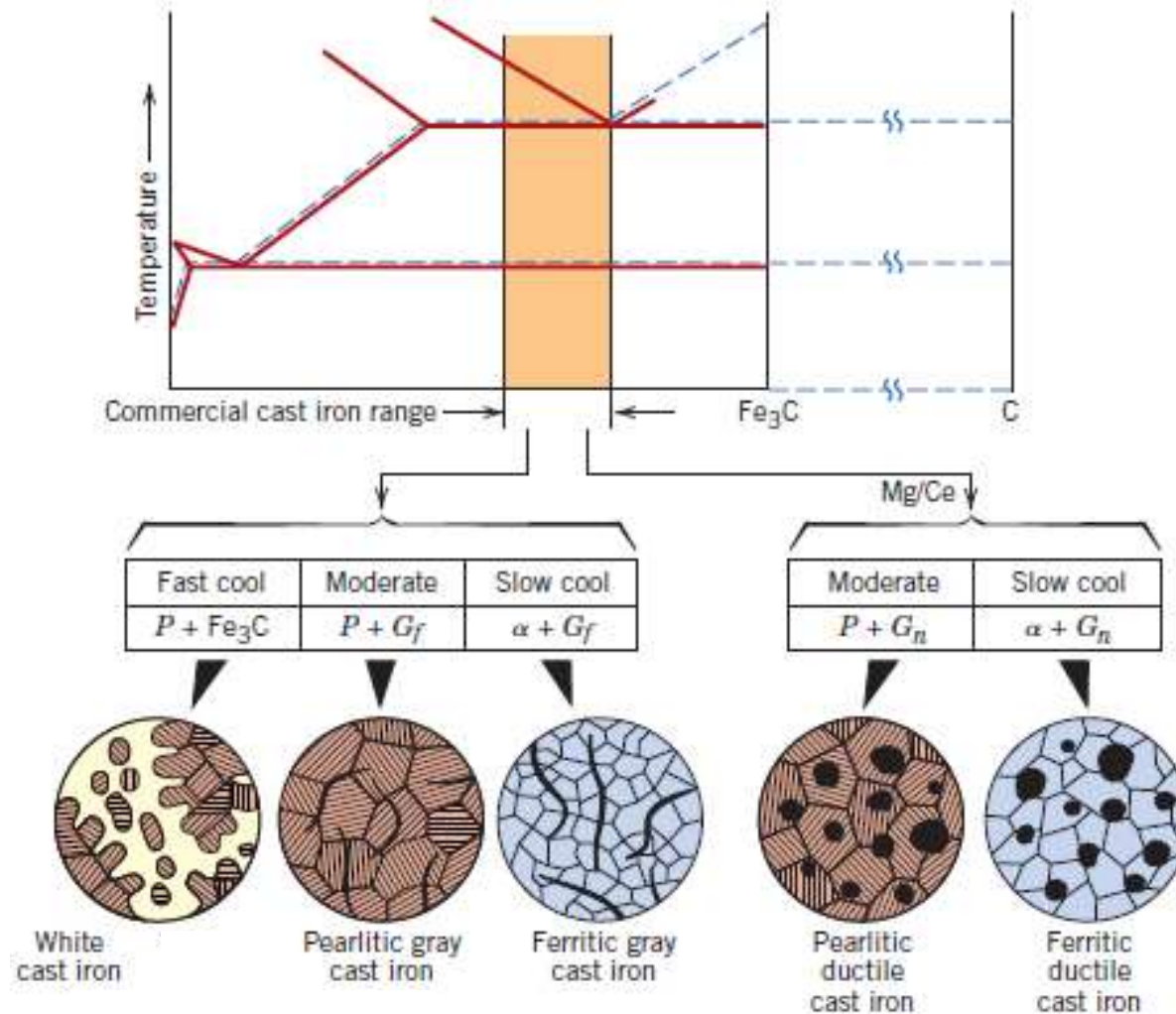


# Microestruturas dos FoFos

---

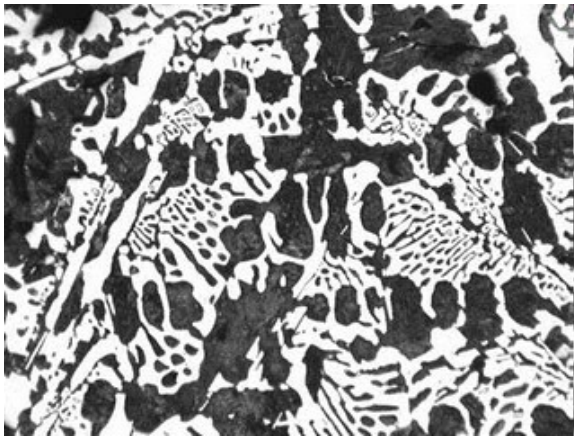
- A Cementita é uma fase metaestável
  - Resfriamento:
    - Mais lento: Grafita
    - Mais rápido: Cementita
  - Presença de Si:
    - Teor de Si acima de 1%: favorece a Grafita

# Microestruturas dos FoFos

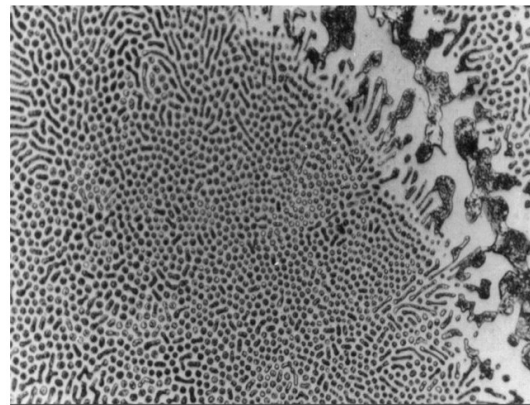


# FoFo branco

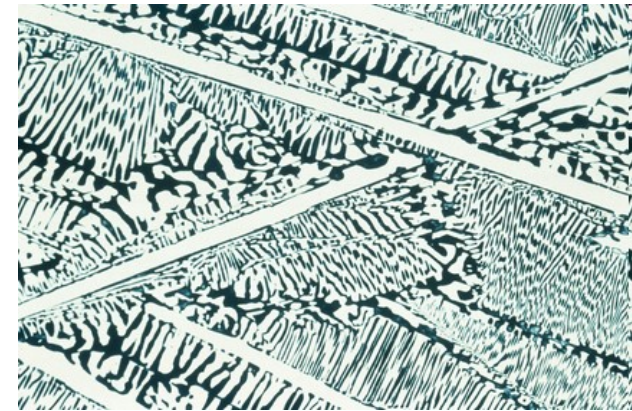
- Resfriamento rápido; ou moderado com Si < 1%



Hipoeutético  
CE < 4,3%



Eutético  
CE ~ 4,3%  
(Ledeburita)

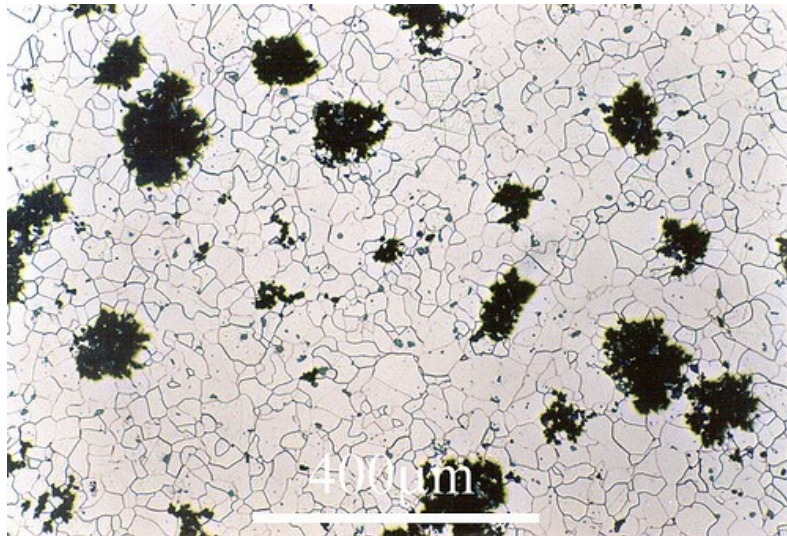


Hipereutético  
CE > 4,3%

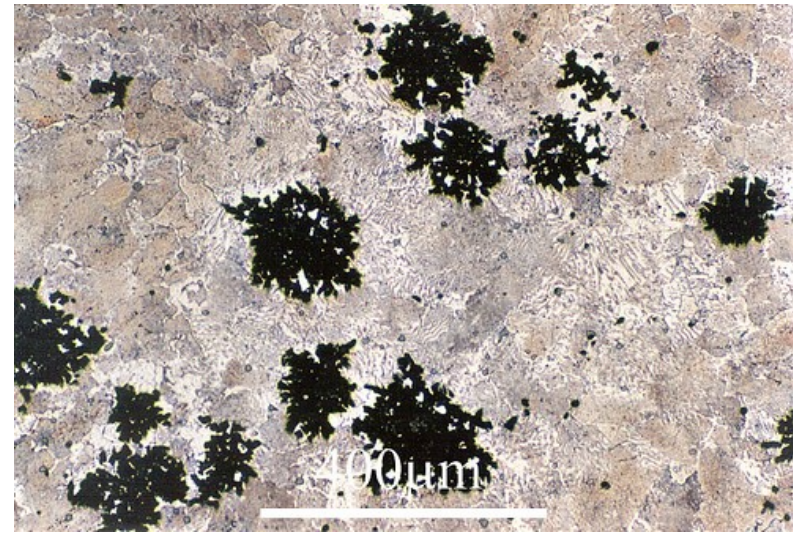
$$CE = \%C + \%Si/3$$

# ToTo do FoFo branco

- Tratamento Térmico de Maleabilização
  - ~ 700°C por 30 h ou mais



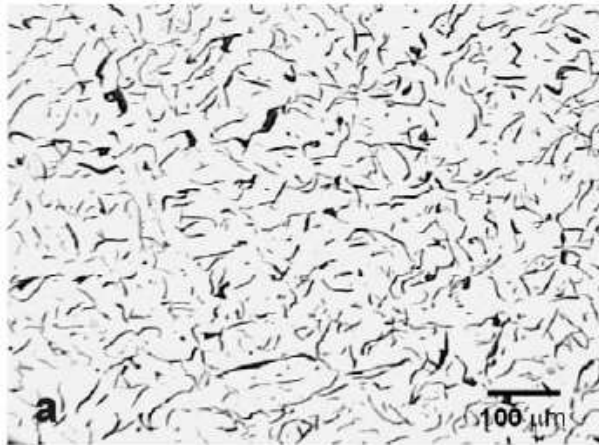
Ferrítico  
(resfriamento lento)



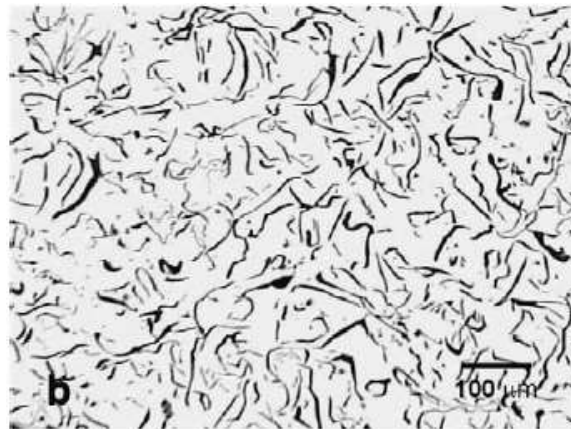
Perlítico  
(resfriamento rápido)



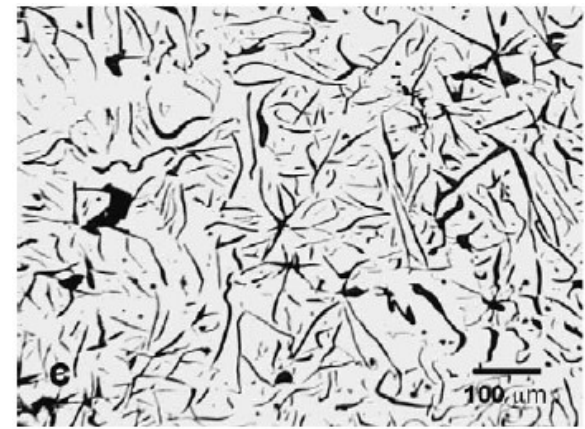
# FoFo Cinzento



Hipoeutético  
CE < 4,3%



Eutético  
CE ~ 4,3%

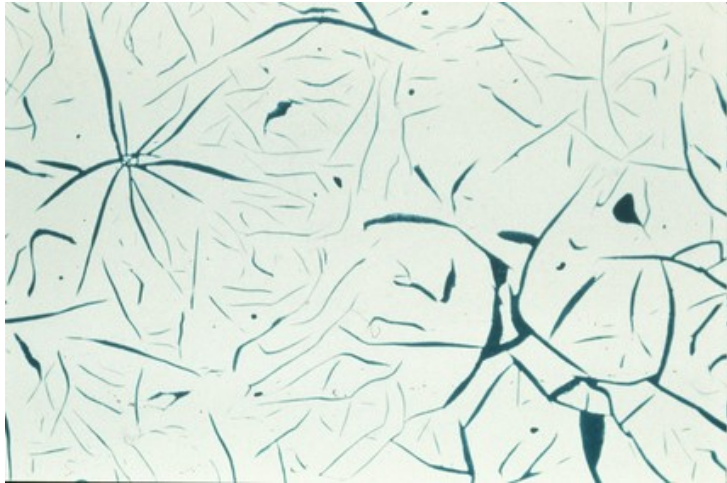


Hipereutético  
CE > 4,3%

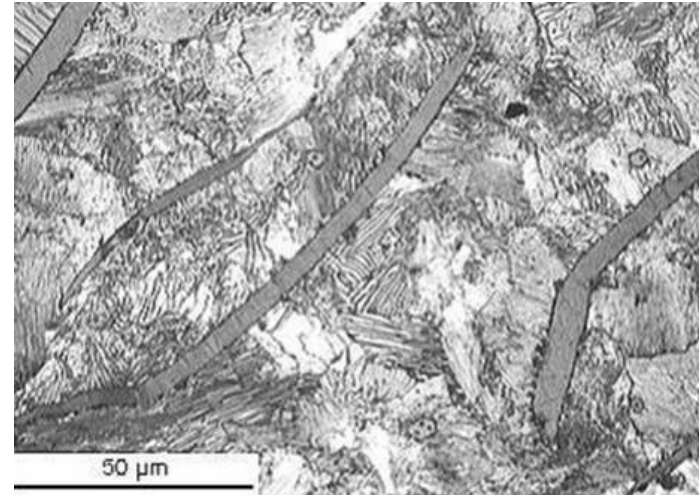


# FoFo Cinzento

---



Ferrítico  
(resfriamento lento)

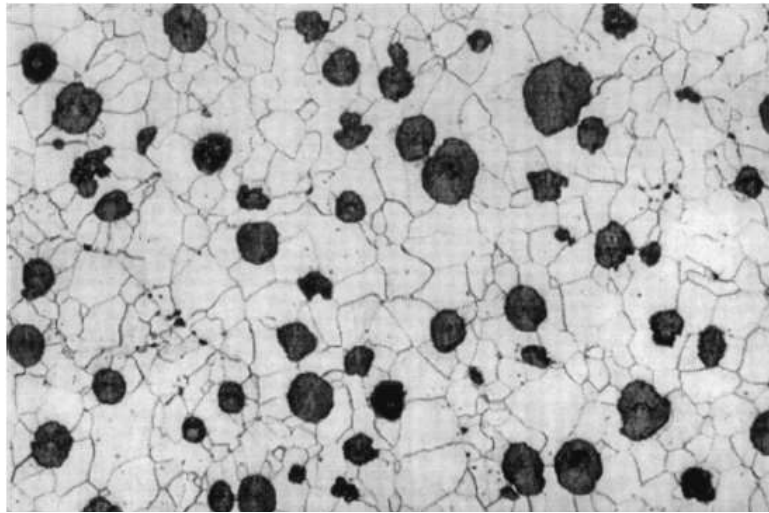


Perlítico  
(resfriamento moderado)

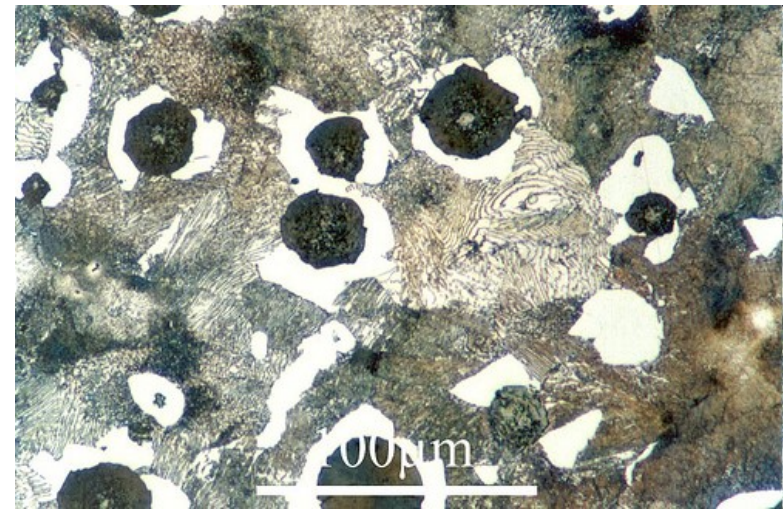


# FoFo Nodular

---



Ferrítico  
(resfriamento lento)



Perlítico  
(resfriamento moderado)





# Bibliografia das Aulas

---

- GARCIA, Amauri, Solidificação – fundamentos e aplicações, UNICAMP, 2a ed., 2007
- CAMPOS FILHO, Mauricio Prates de e DAVIES, Graeme John. Solidificação e fundição de metais e suas ligas, Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos, 1978.
- American Society for Metals. ASM Handbook Committee. Metals Handbook (Casting), 9a ed., vol. 15, Ohio, 1988.
- KIMINAMI, Claudio S.; CASTRO, Walman B. e OLIVEIRA, Marcelo F. Introdução aos processos de fabricação de produtos metálicos, Blucher, São Paulo, 2013.
- KALPAKJIAN, Serope e SCHMID, Steven. Manufacturing processes for engineering materials, 5a ed., Pearson Education, New Jersey, 2007.
- CAMPBELL, John, Castings, Elsevier, Oxford, 2ª ed., 2004.
- CAMPBELL, John, Castings practice – the 10 rules of castings, Elsevier, Oxford, 2004.