

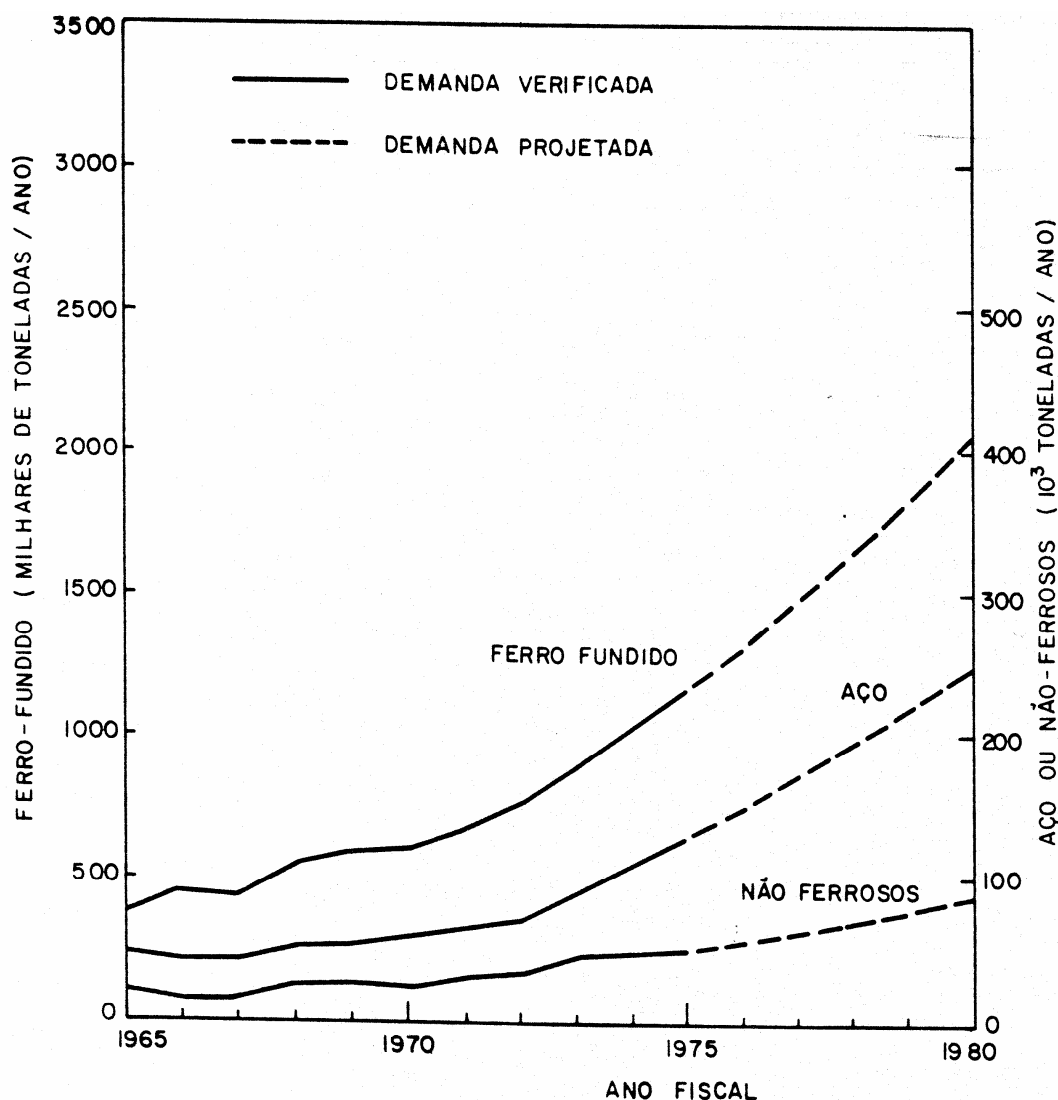
1 – INTRODUÇÃO

5000-3000 AC – Primeiras peças metálicas fundidas

600 AC – Aparecimento do ferro fundido na China

século XV – Surgimento do ferro fundido na Europa

século XVIII – Uso do ferro fundido como material estrutural



Processos Mecânicos Aplicação de Tensões (σ)	{ Conformação por Deformação Plástica $(\sigma < \sigma_{ruptura})$ { Forjamento Extrusão Laminação Trefilação
Processos Metalúrgicos Aplicação de Temperaturas (T)	{ Conformação por Solidificação $(T > T_{fusão})$ { Fundição Lingotamento Soldagem
	{ Conformação por Sinterização $(T < T_{fusão})$ { Metalurgia do pó

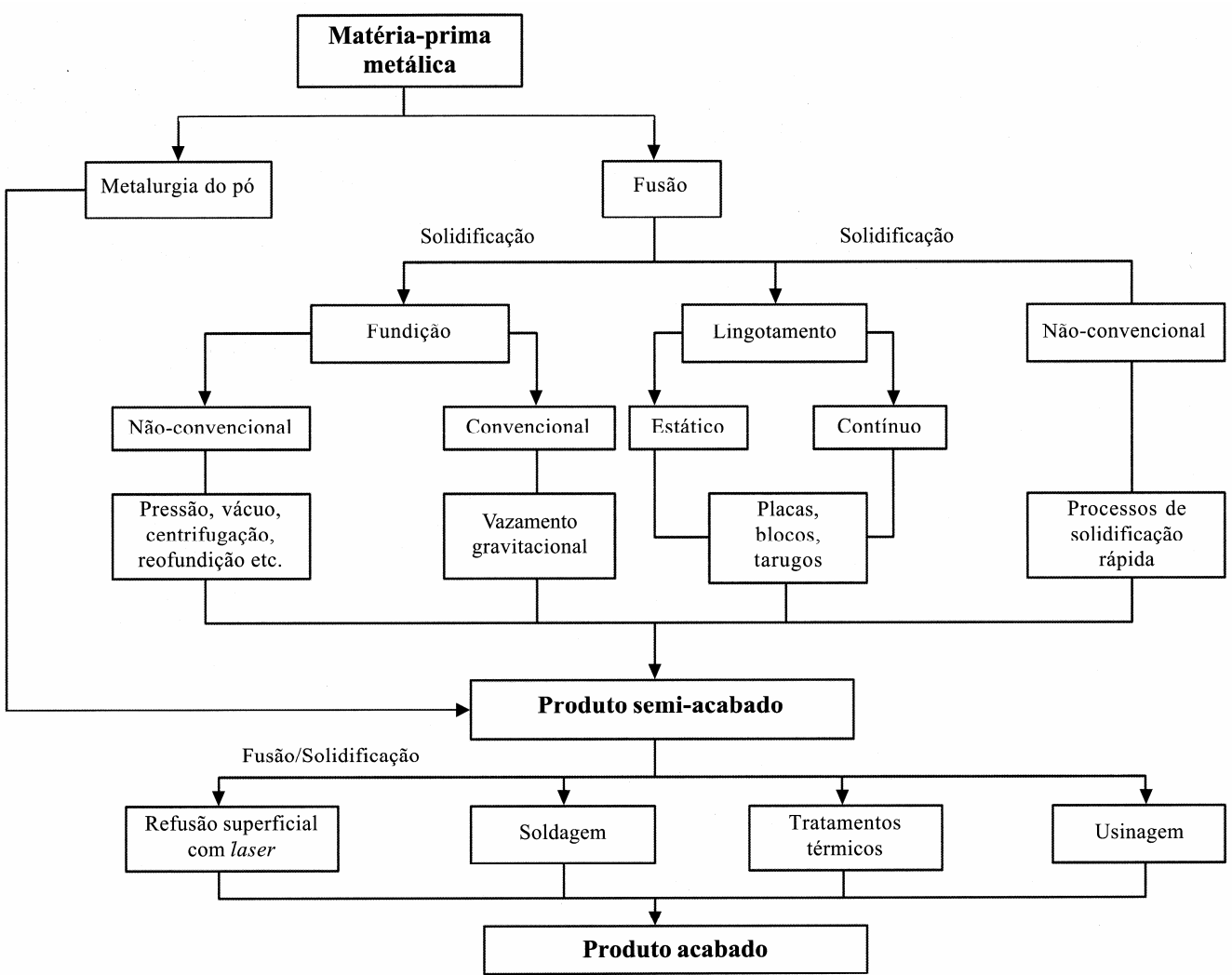


Figura 1.1 — Opções de fabricação de produtos metálicos.

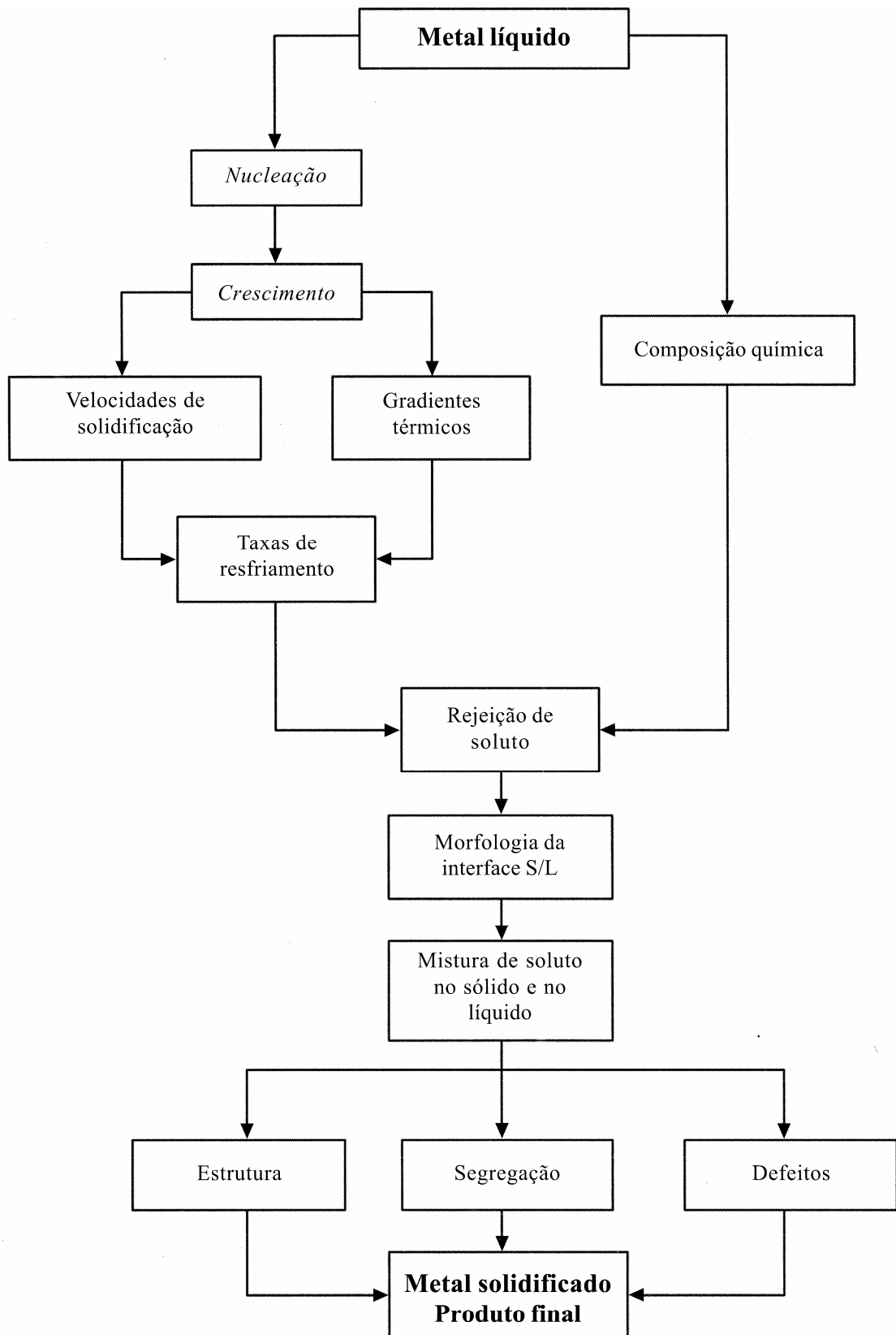
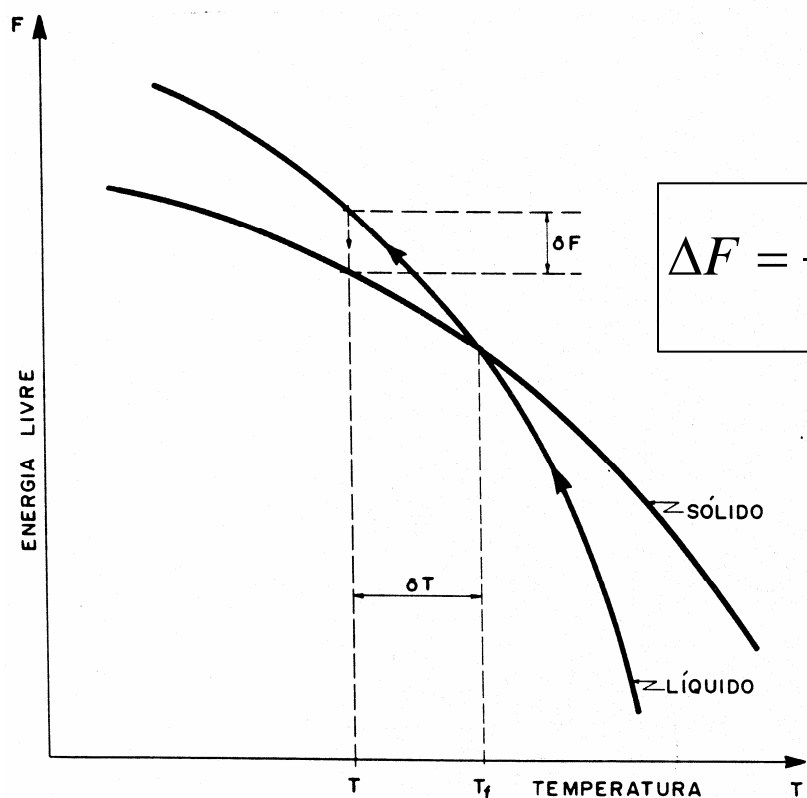
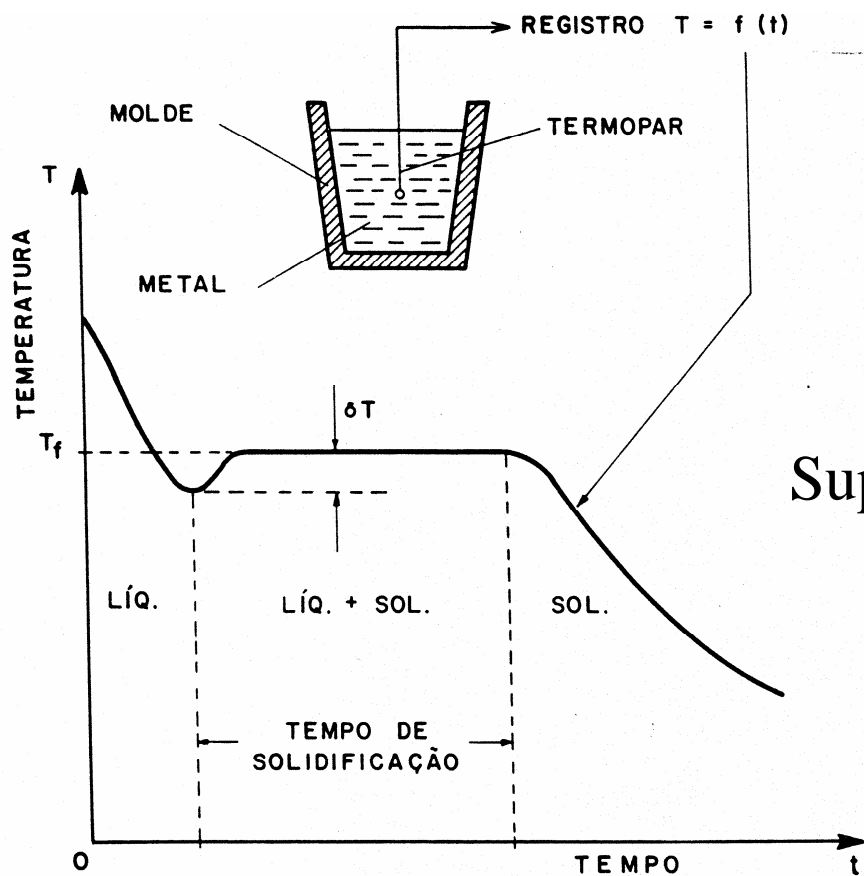


Figura 1.2 — Encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal.

2 – NUCLEAÇÃO



L – calor latente de fusão

T_f – temperatura de fusão

ΔT – diferença entre temperatura de fusão e nucleação ($T_f - T$)

σ_{SL} – tensão superficial na interface sólido/líquido

Nucleação homogênea

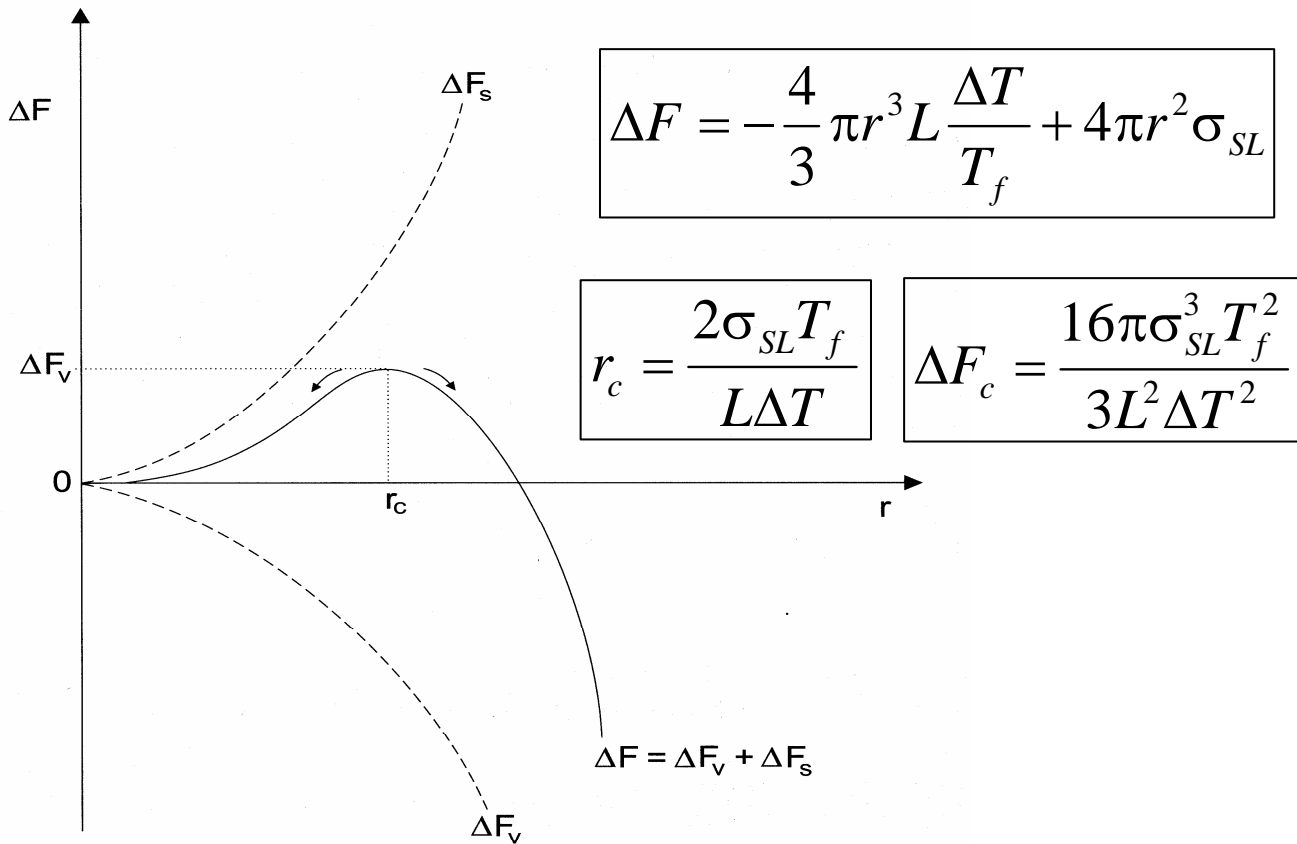


Figura 2.6 — Evolução da variação total de energia livre (ΔF) com o raio do embrião ou núcleo.

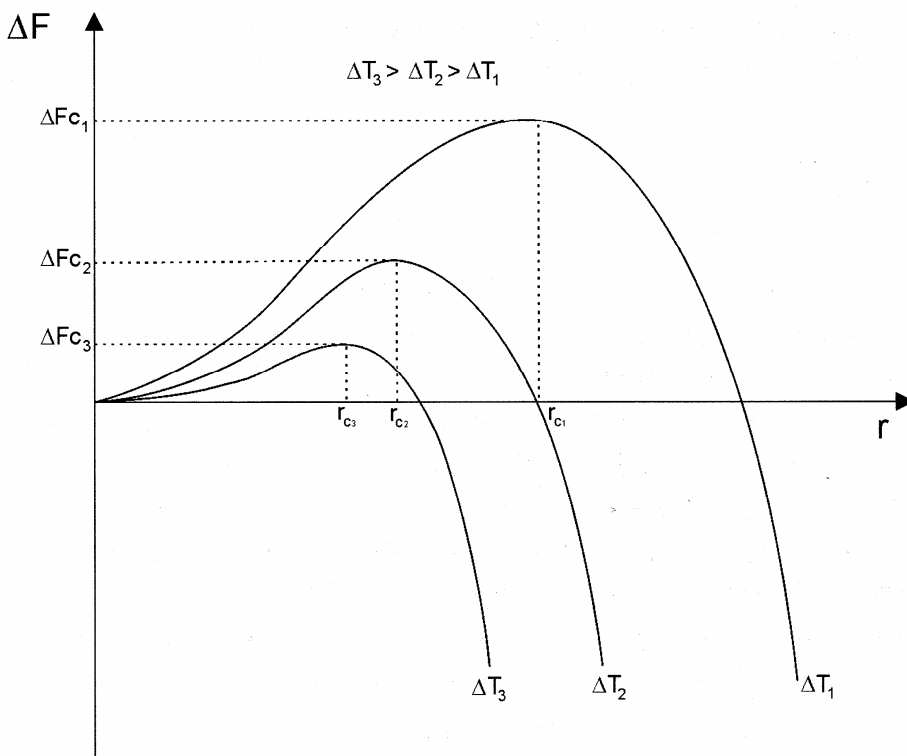


Figura 2.7 — Evolução da variação da energia livre crítica e do raio crítico do núcleo com o super-resfriamento

Intensidade de nucleação

$$I = \left(\frac{D}{a^2} \right) \left(\frac{4\pi r_c^2}{a^2} \right) C_L \exp \left(- \frac{16\pi\sigma_{SL}^3 T_f^2}{3L^2 \Delta T^2 kT} \right)$$

I – taxa de nucleação (núcleos/ m^3s)

a – distância do salto de um átomo do líquido para o sólido (m)

C_L – número de átomos/ m^3 no líquido

D – coeficiente de difusão no líquido (m^2/s)

k – constante de Boltzmann = $1,38 \cdot 10^{-23}$ J/K

T – temperatura de nucleação

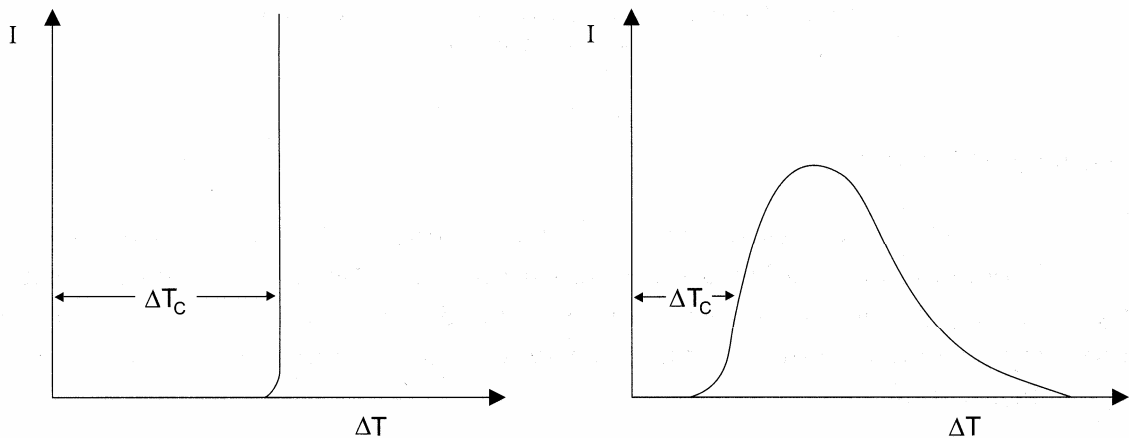


Figura 2.8 — Variação da taxa de nucleação (I) com o super-resfriamento (ΔT).

a) líquidos não viscosos como os metais;

b) líquidos viscosos como os vidros e polímeros.

Tabela 2.1

Ponto de fusão (T_f), super-resfriamento máximo ($\Delta T_{max.}$), $\Delta T/T_f$, energia superficial (σ_{SL}), calor latente de fusão (L) e contração volumétrica na solidificação ($\Delta V = (V_L - V_S) / V_S$)

Metal	Ponto de fusão T_f (K)	$\Delta T_{max.}$ (K)	$\Delta T/T_f$	σ_{SL} (J/m^2) $\cdot 10^{-3}$	L (kJ/kg)	ΔV (%)
Estanho	505,7	118	0,233	59	60,7	2,3
Chumbo	600,7	80	0,133	33	26,2	3,5
Alumínio	933	195	0,209	121	397,5	6,0
Prata	1233,7	227	0,184	126	104,7	3,8
Ouro	1336	230	0,172	132	67,4	5,1
Cobre	1356	236	0,174	177	205	4,9
Níquel	1725	319	0,185	255	297	4,5
Ferro	1809	295	0,163	204	272	4,0

NUCLEAÇÃO HETEROGÊNEA

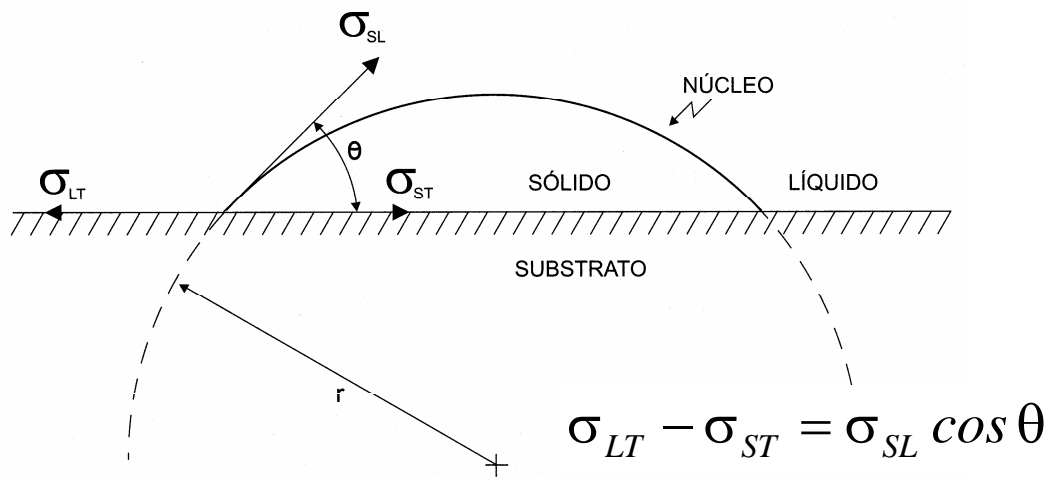


Figura 2.11 — Calota esférica de sólido formada sobre um substrato plano na nucleação heterogênea.

$$\Delta F = S_{SL} \sigma_{SL} + S_{ST} (\sigma_{ST} - \sigma_{LT}) + V \Delta F_V$$

σ_{LT} — energia superficial líquido/substrato (J/m^2)

σ_{ST} — energia superficial sólido/substrato (J/m^2)

σ_{SL} — energia superficial sólido/líquido (J/m^2)

θ — ângulo de molhamento

S_{SL} — superfície sólido/líquido (m^2)

S_{ST} — superfície sólido/substrato (m^2)

V — volume da calota esférica (m^3)

ΔF_V — variação de energia livre/unidade de volume (J/m^3)

$$S_{SL} = 2\pi r^2 (1 - \cos \theta) \quad V = \frac{1}{3} \pi r^3 (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta)$$

$$S_{ST} = \pi r^2 (1 - \cos^2 \theta) \quad \Delta F_V = L \frac{\Delta T}{T_f}$$

$$r_c = \frac{2\sigma_{SL} T_f}{L \Delta T}$$

$$\Delta F_c = \frac{16\pi\sigma_{SL}^3 T_f^2}{3L^2 \Delta T^2} \left[\frac{1}{4} (2 - 3 \cos \theta + \cos^3 \theta) \right]$$

$$r_c = \frac{2\sigma_{SL}T_f}{L\Delta T}$$

$$\Delta F_c = \frac{16\pi\sigma_{SL}^3T_f^2}{3L^2\Delta T^2} \left[\frac{1}{4} (2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta) \right]$$

$$f(\theta) = \frac{1}{4} (2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta)$$

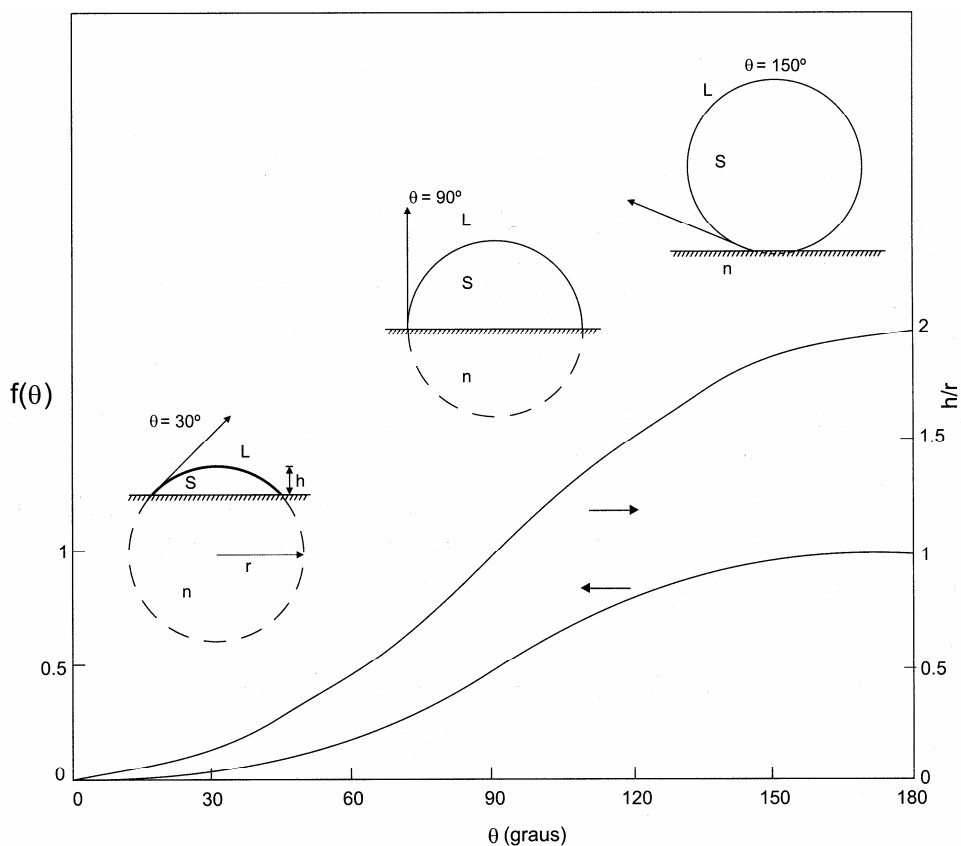


Figura 2.12 — Variação do fator de forma $f(\theta)$ e do tamanho relativo da calota esférica (h/r) com o ângulo de contato (θ) [adaptado de Perepesko, 1988].

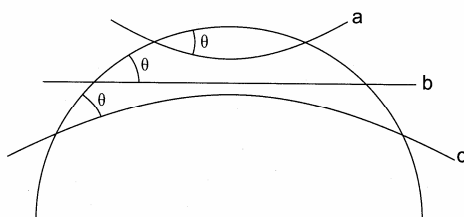


Figura 2.13 — Variação do volume de sólido em função da curvatura da superfície do substrato: a) côncava; b) plana; e c) convexa.

Taxa de nucleação

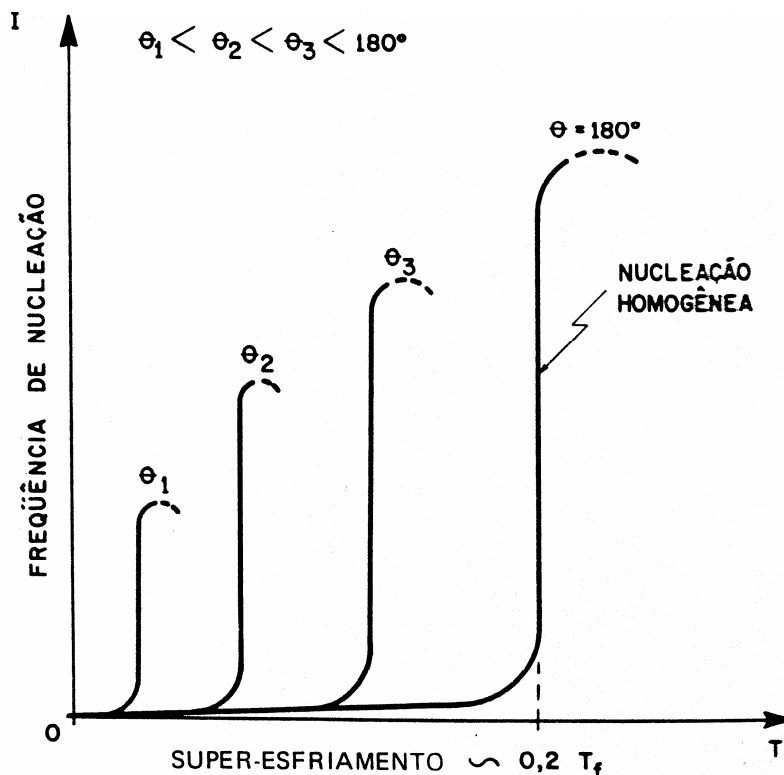
Nucleação homogênea

$$I = \left(\frac{D}{a^2}\right) \left(\frac{4\pi r_c^2}{a^2}\right) C_L \exp\left(-\frac{16\pi\sigma_{SL}^3 T_f^2}{3L^2 \Delta T^2 kT}\right)$$

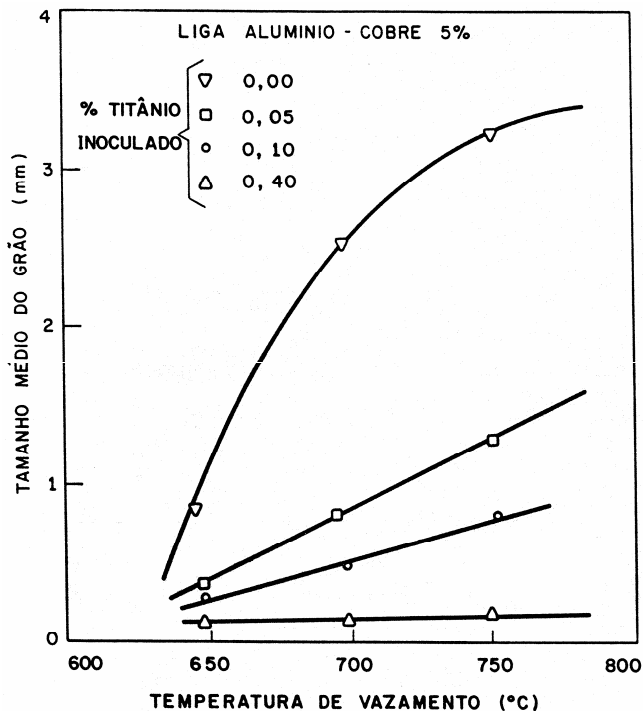
Nucleação heterogênea

$$I = \left(\frac{D}{a^2}\right) \left(\frac{2\pi r_c^2 (1 - \cos \theta)}{a^2}\right) C_a \exp\left[\left(-\frac{16\pi\sigma_{SL}^3 T_f^2}{3L^2 \Delta T^2 kT}\right) f(\theta)\right]$$

C_a – número de átomos na superfície do substrato por unidade de volume de líquido



Agentes nucleantes



Eficiência aumenta:

- com o aumento da afinidade química entre núcleo e substrato;
- elevada energia de superfície substrato/líquido;
- baixa energia de superfície núcleo/substrato (pequena diferença, δ , entre os parâmetros de rede do núcleo e do substrato);
- com o aumento da rugosidade do substrato;

$$\delta = \frac{a_T - a_S}{a_S}$$

Tabela 2.2

Correspondência entre estrutura cristalina, parâmetro de rede e eficiência de nucleação para diferentes compostos analisados como agentes nucleantes para o alumínio [Davies, 1973]

Composto	Estrutura	δ	Efeito nucleante
VC	Cúbica	0,014	Forte
TiC	Cúbica	0,060	Forte
TiB ₂	Hexagonal	0,048	Forte
AlB ₂	Hexagonal	0,038	Forte
ZrC	Cúbica	0,145	Forte
NbC	Cúbica	0,086	Forte
W ₂ C	Hexagonal	0,035	Forte
Fe ₃ C	Ortorrômbica	0,115 a) 0,255 b)	Fraco

CRESCIMENTO NA INTERFACE SÓLIDO/LÍQUIDO

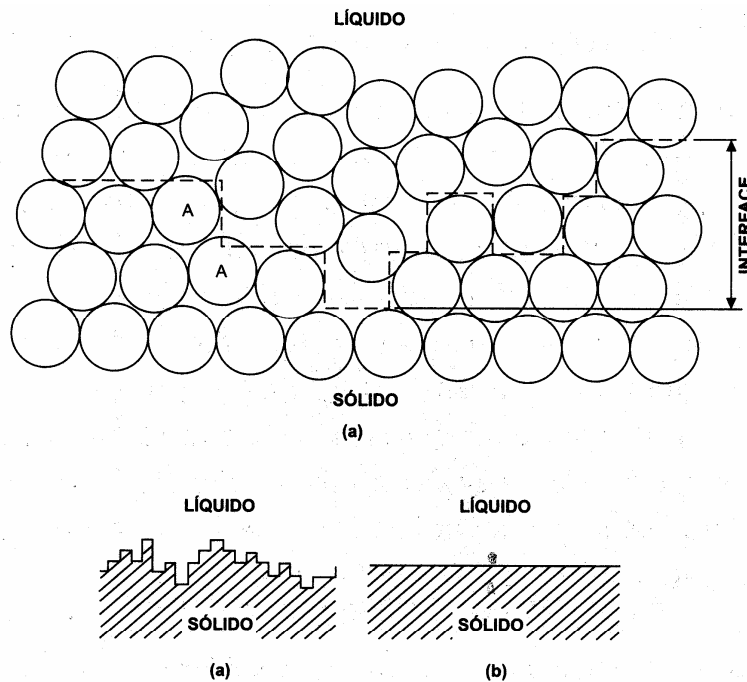


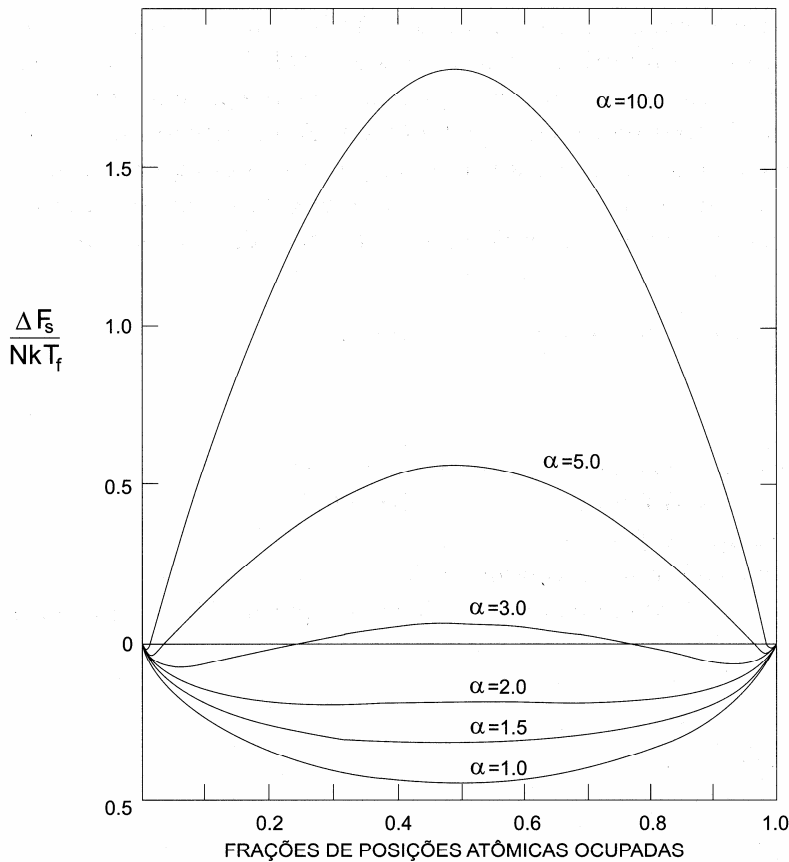
Figura 2.15 — Tipos de interface sólido/líquido:
a) rugosa ou difusa; b) lisa ou facetada.

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

$$\alpha = \frac{L}{RT_f} = \frac{\Delta S_f}{T_f}$$

- N — número de posições atômicas na interface;
- k — constante de Boltzmann = $1,38 \cdot 10^{-23}$ J/K;
- T_f — temperatura de fusão;
- p — proporção de átomos ordenados;
- α — constante de Jackson;
- L — calor latente de fusão;
- R — constante dos gases = $8,31$ J/molK;
- ΔS_f — entropia de fusão.

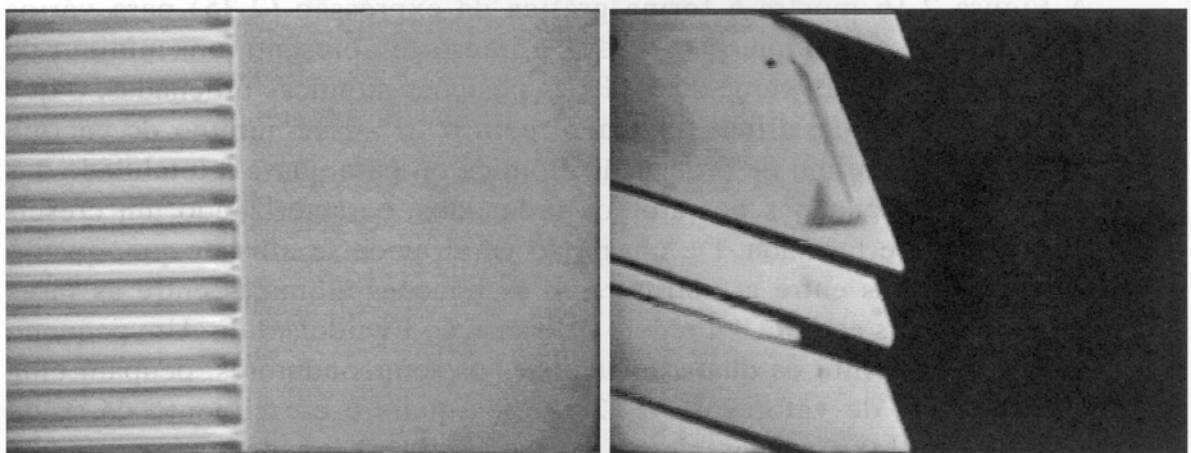
$$\frac{\Delta F_s}{NkT_f} = \alpha p(1-p) + p \ln p + (1-p) \ln(1-p)$$



$$\alpha = \frac{L}{RT_f} = \frac{\Delta S}{T_f}$$

Figura 2.16 — Variação relativa da energia livre de superfície com a fração de posições atômicas ocupadas [adaptado de Jackson, 1958].

$\alpha < 2$ – interface difusa; $\alpha > 5$ – interface facetada



(a)

(b)

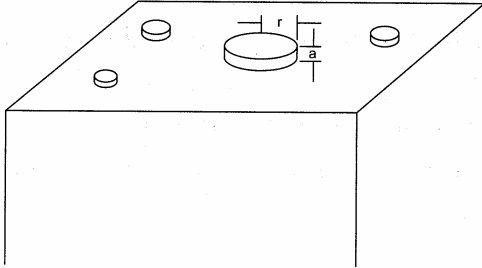
Figura 2.17 — Interface não facetada ou difusa a) e facetada b) observadas no crescimento de compostos orgânicos.

Velocidade de crescimento

Crescimento normal

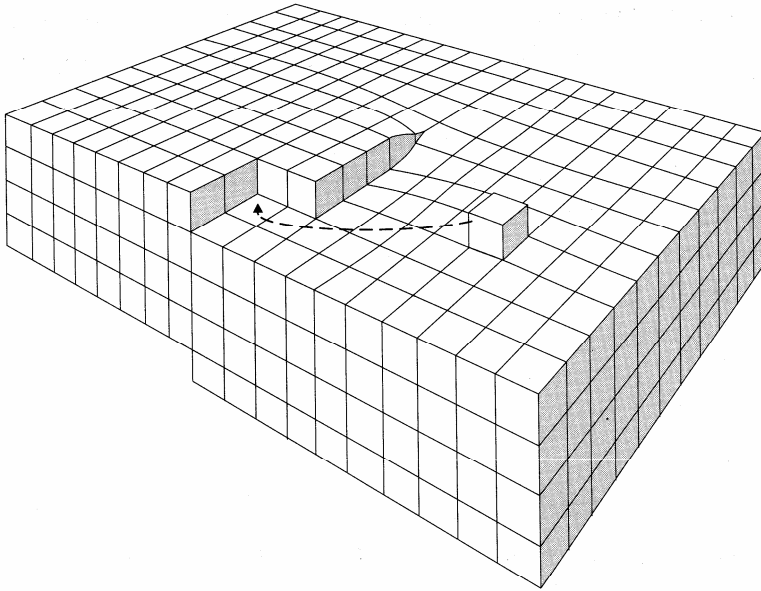
$$\bar{v} = \mu_1 \Delta T_i$$

Crescimento lateral



$$\bar{v} = \mu_2 \exp\left(-\frac{b}{\Delta T_i}\right)$$

Crescimento por discordâncias em hélice



$$\bar{v} = \mu_3 \Delta T_i^2$$

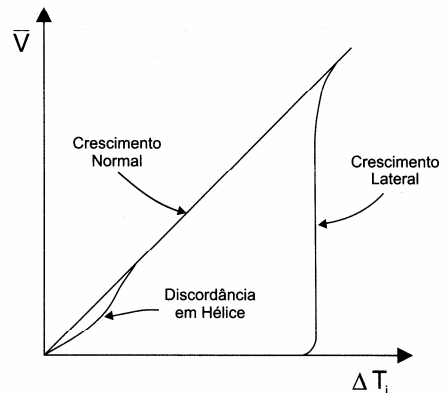
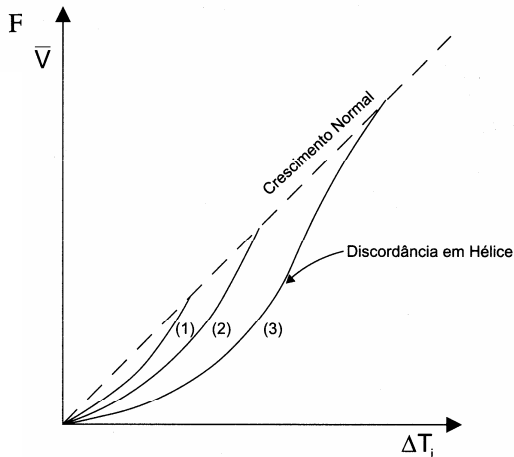


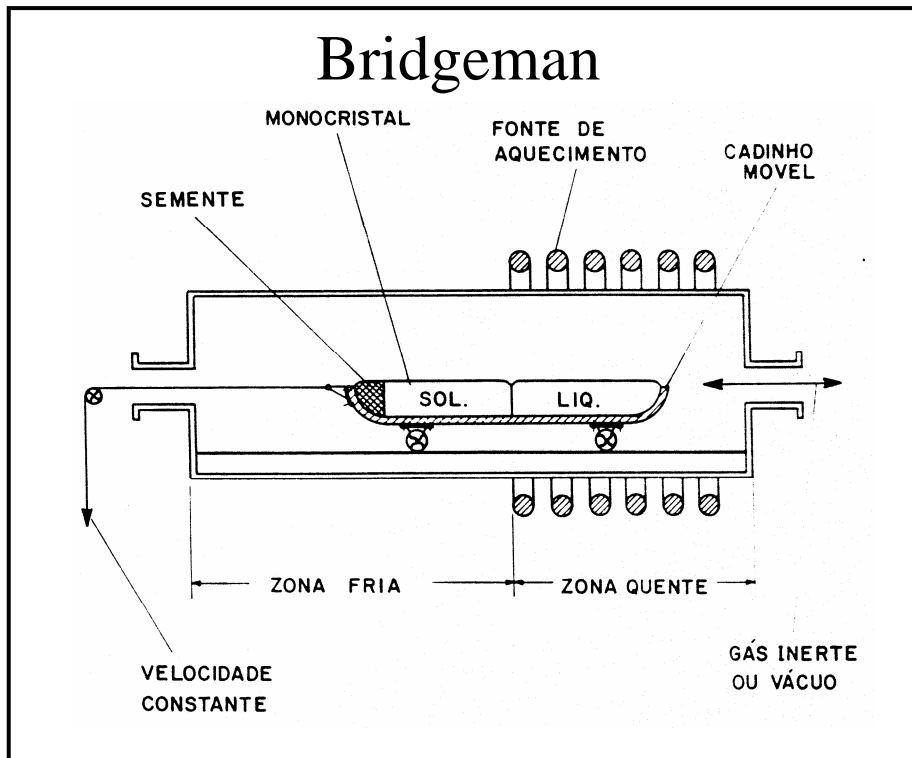
Figura 2.20 — Variação qualitativa da velocidade de crescimento (V) com o super-resfriamento da interface (ΔT_i)

a) (1) e (2) para interfaces difusas e (3) para interface facetada

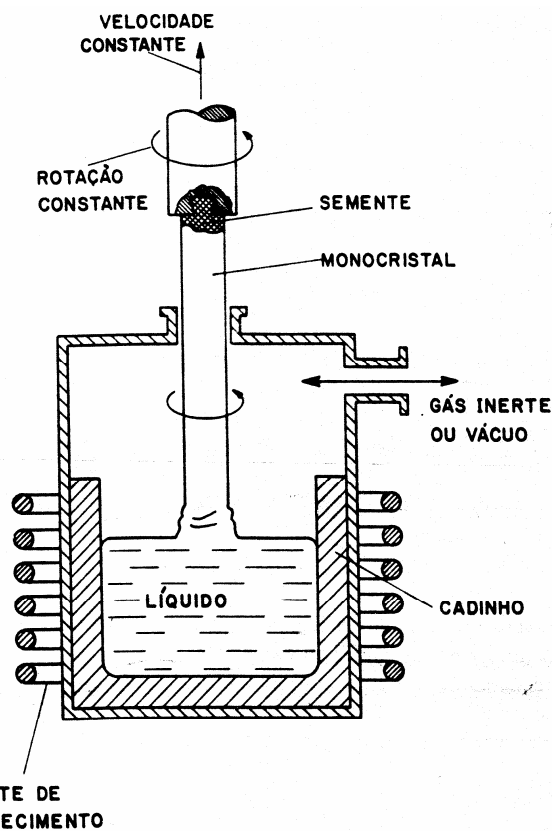
b) comparação entre os três regimes clássicos de crescimento

[Adaptado de Flemings, 1974].

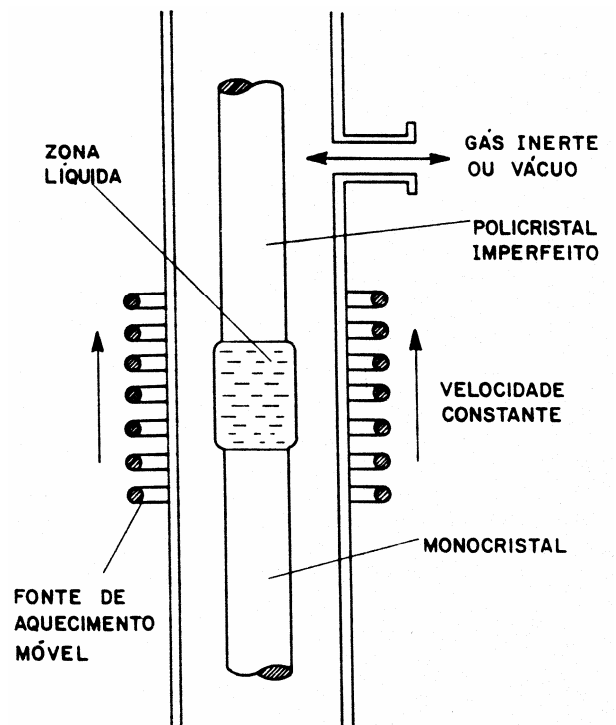
Técnicas para crescimento de monocristais



Czochralski



Solidificação zonal



REDISTRIBUIÇÃO DE SOLUTO

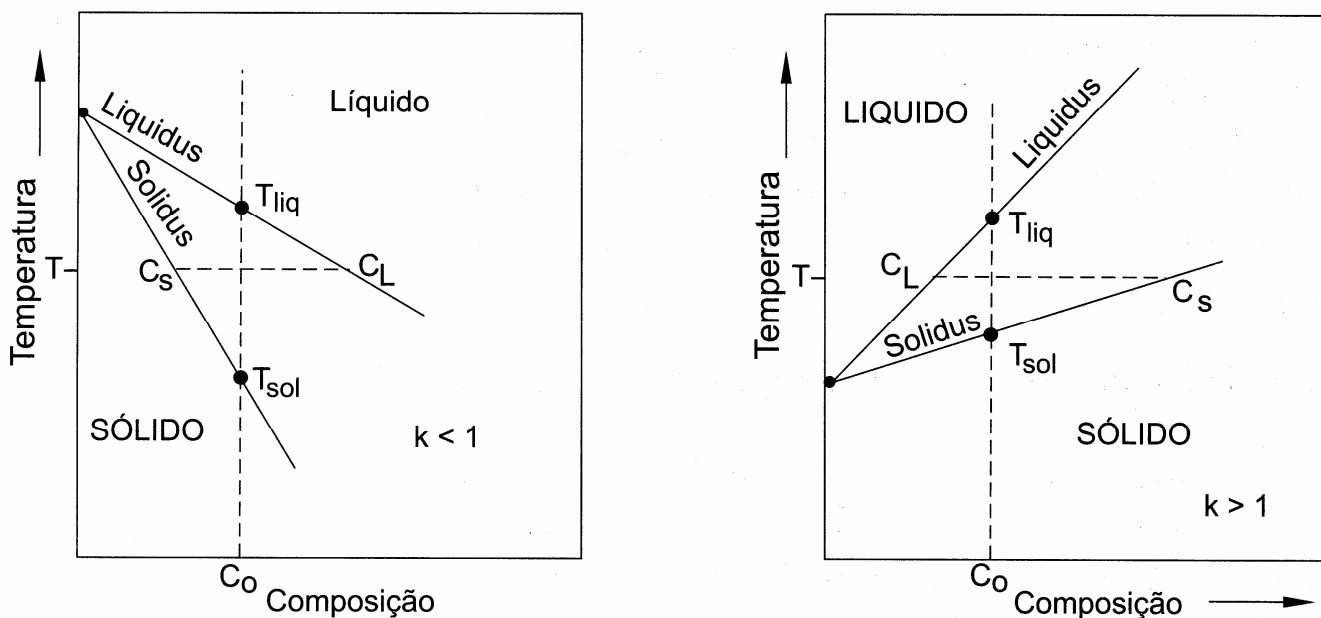


Figura 3.1 — Representação esquemática do diagrama de equilíbrio de ligas binárias:
 a) $k < 1$; b) $k > 1$; T_{liq} temperatura *liquidus* e T_{sol} temperatura *solidus*.

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

- k — *coeficiente de distribuição de soluto*
- C_S — *concentração de soluto no sólido*
- C_L — *concentração de soluto no líquido*

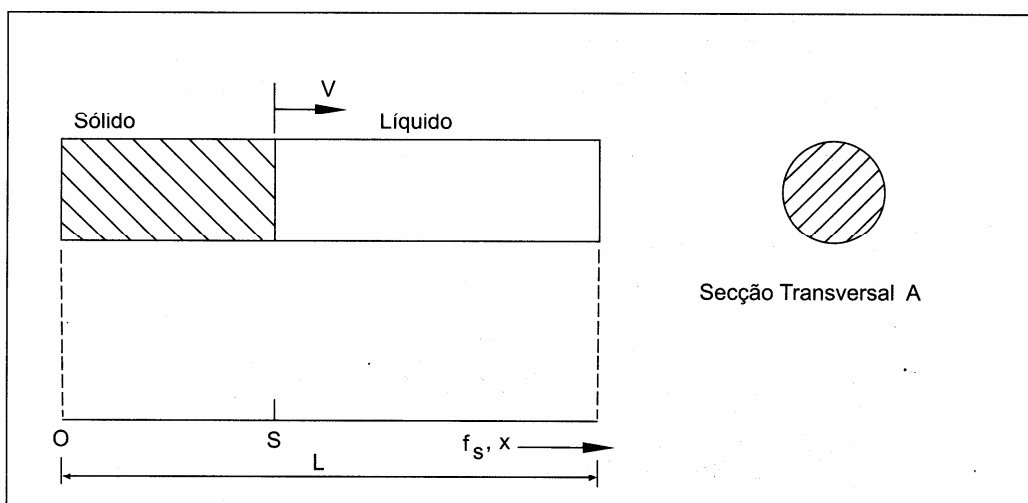


Figura 3.2 — Esquema de uma barra submetida ao processo de solidificação unidirecional:
 x — distância a partir da superfície; S — posição da interface sólido/líquido;
 L — comprimento da barra; v — velocidade de deslocamento da interface S/L ;
 A — seção transversal da barra; f_s — fração sólida: S/L ; f_L — fração líquida: $1-f_s$.

Solidificação em equilíbrio

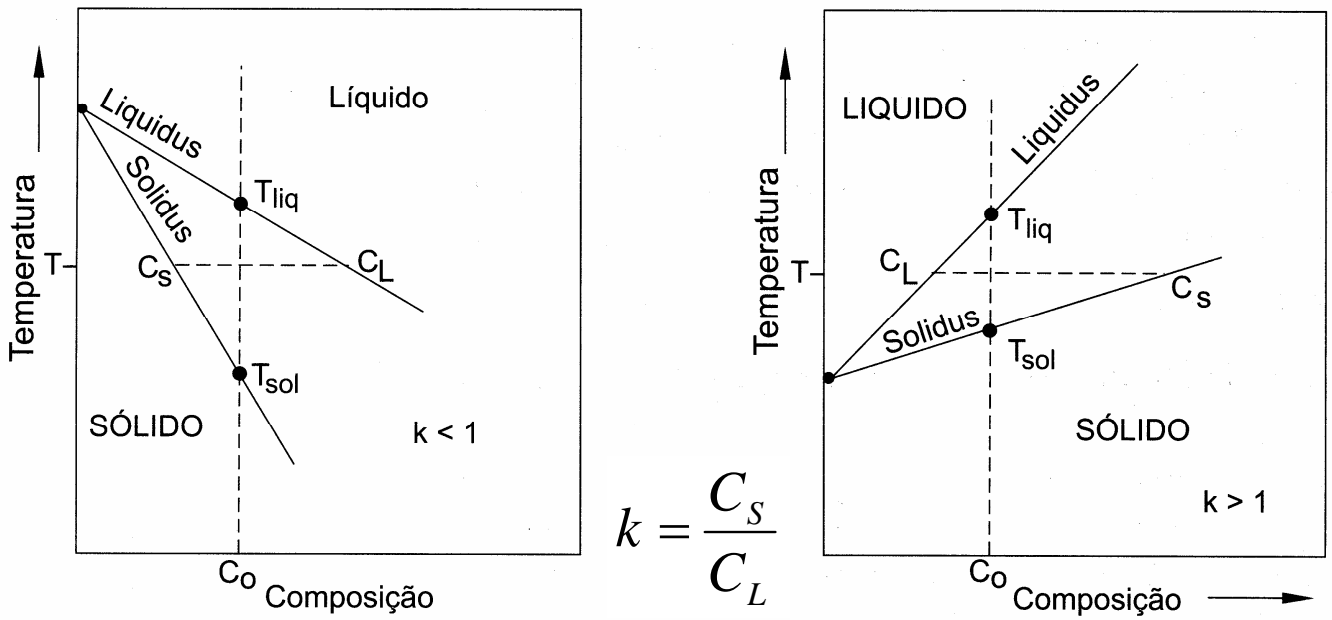


Figura 3.1 — Representação esquemática do diagrama de equilíbrio de ligas binárias: a) $k < 1$; b) $k > 1$; T_{liq} temperatura *liquidus* e T_{sol} temperatura *solidus*.

$$C_S = \frac{kC_0}{[1 - (1 - k)f_s]} \quad f_s = \frac{(T_{liq} - T)}{(T_f - T)} \frac{1}{(1 - k)}$$

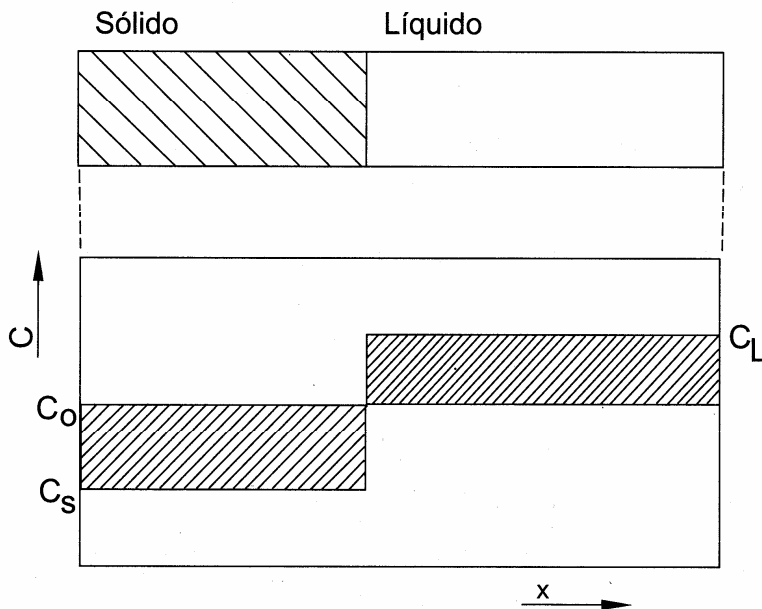


Figura 3.3 — Perfil de concentração de soluto em etapa intermediária da solidificação de uma barra em condições de equilíbrio. As zonas hachuradas representam, no sólido, o soluto rejeitado e, no líquido, o soluto adicionado.

Solidificação fora do equilíbrio

Mistura de soluto no líquido apenas por difusão

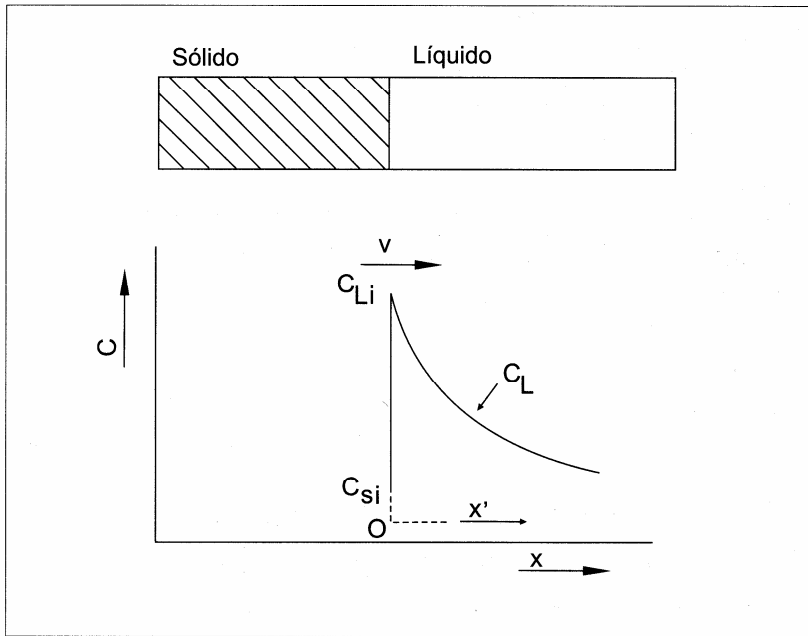


Figura 3.4 — Perfil de soluto no líquido a partir da interface sólido/líquido: v – velocidade de deslocamento da interface; x – distância a partir da superfície da barra; x' – distância a partir da interface S/L; C_{Li} e C_{Si} – respectivamente concentrações de soluto do sólido e do líquido na interface.

$$C_S = C_0 \left[1 - (1-k) \exp\left(\frac{-kv}{D} x\right) \right]$$

$$C_L = C_0 \left[1 + \frac{(1-k)}{k} \exp\left(\frac{-v}{D} x'\right) \right]$$

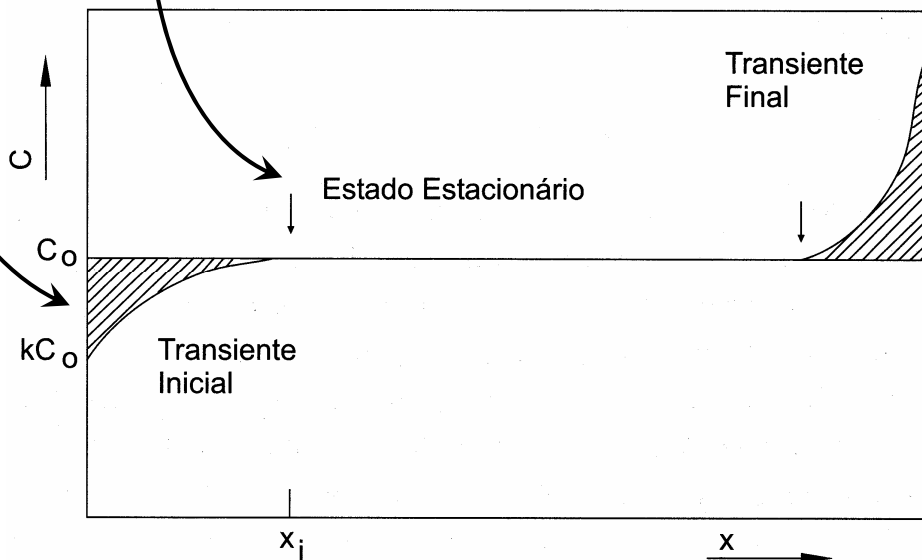


Figura 3.5 — Perfil de concentração de soluto nos transientes inicial e final: x_i – comprimento do transiente inicial.

Solidificação fora do equilíbrio

Mistura completa no líquido sem difusão no sólido

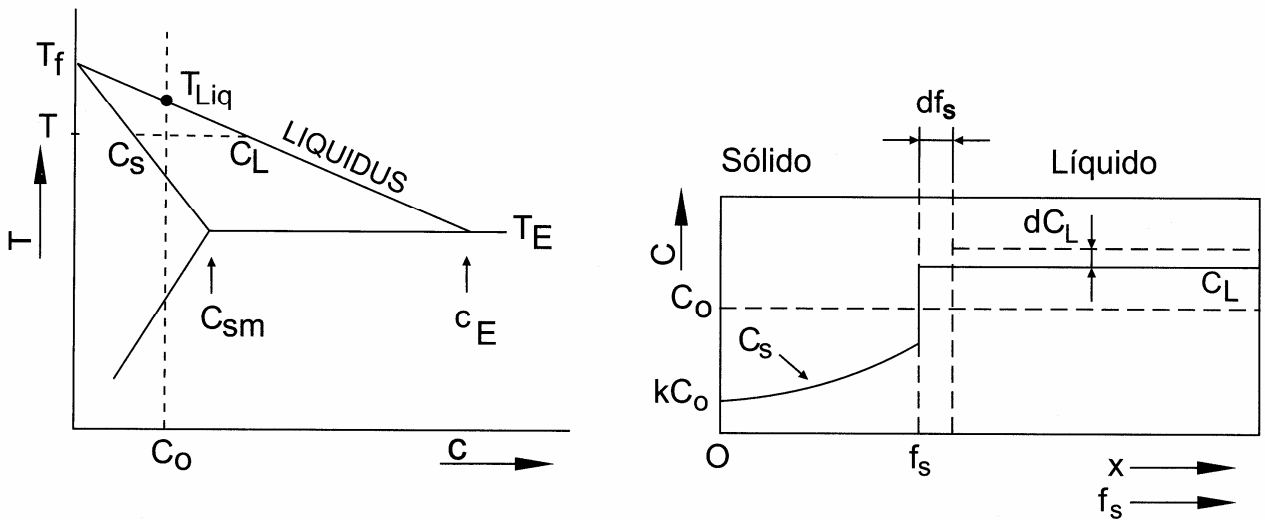


Figura 3.6 — Perfil de concentração de soluto em uma etapa intermediária da solidificação com mistura completa no líquido e sem difusão no sólido.
 C_E – concentração eutética; C_{sm} – concentração máxima de soluto do sólido em equilíbrio com o líquido de concentração eutética; dC_L – incremento na concentração de soluto do líquido em função de um avanço df_s .

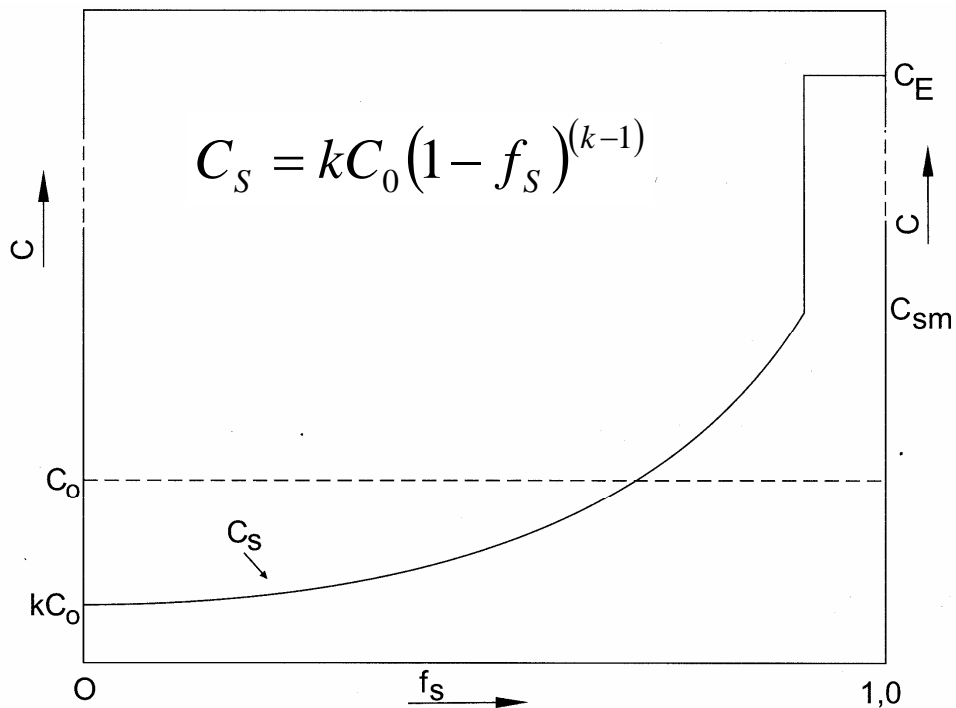


Figura 3.7 — Perfil de concentração de soluto no final da solidificação para mistura completa no líquido e ausência de difusão no sólido.

Solidificação fora do equilíbrio

Mistura completa no líquido com difusão no sólido

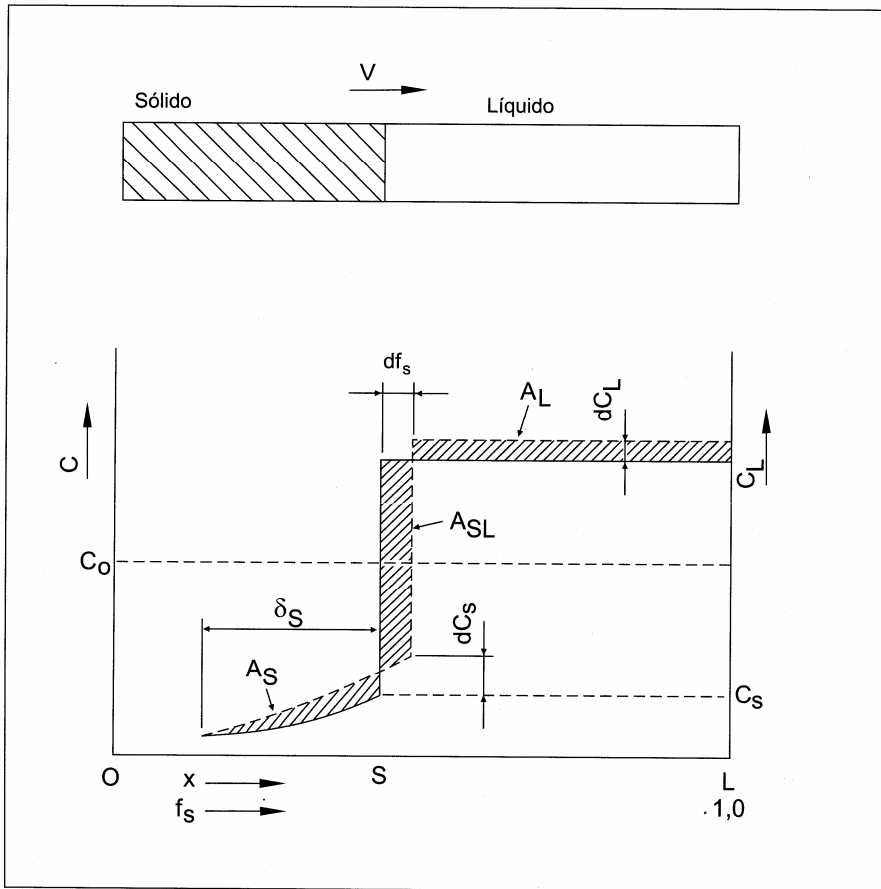


Figura 3.8 — Perfil de concentração de soluto em uma etapa intermediária da solidificação com mistura completa no líquido e difusão no sólido, antes e depois de um avanço df_s na fração solidificada.

A_{SL} – soluto rejeitado pelo sólido formado;
 A_L – parcela de soluto que aumenta a concentração do líquido;
 A_S – parcela de soluto que aumenta a concentração do sólido.

Solução clássica de Brody e Flemings

$$C_S = kC_0 \left[1 - \frac{f_s}{(1 + \alpha k)} \right]^{(k-1)} \quad \text{para } v = \text{constante}$$

$$C_S = kC_0 \left[1 - (1 - 2\alpha k) f_s \right]^{\left(\frac{k-1}{1-2\alpha k} \right)} \quad \text{para } v = \text{parabólica}$$

$$\text{onde } \alpha = \frac{D_S t_{SL}}{L^2}$$

Solidificação fora do equilíbrio

Mistura completa no líquido com difusão no sólido

Solução clássica de Brody e Flemings

$$C_S = kC_0 \left[1 - \frac{f_S}{(1 + \alpha k)} \right]^{(k-1)} \quad \text{para } v = \text{constante}$$

$$C_S = kC_0 \left[1 - (1 - 2\alpha k) f_S \right]^{\left(\frac{k-1}{1-2\alpha k} \right)} \quad \text{para } v = \text{parabólica}$$

$$\text{onde } \alpha = \frac{D_S t_{SL}}{L^2}$$

Equação de Scheil

$$D_S \rightarrow 0 \quad \dots \quad \alpha \rightarrow 0$$

$$C_S = kC_0 (1 - f_S)^{(k-1)}$$

Equilíbrio

$$D_S \rightarrow \infty \quad \dots \quad \alpha \rightarrow \infty$$

$$C_S = \frac{kC_0}{[1 - (1 - k)f_S]}$$

Solução de Clyne-Kurz

Solução de Ohnaka

Solução de Kobayashi

Solidificação fora do equilíbrio

Mistura parcial de soluto no líquido

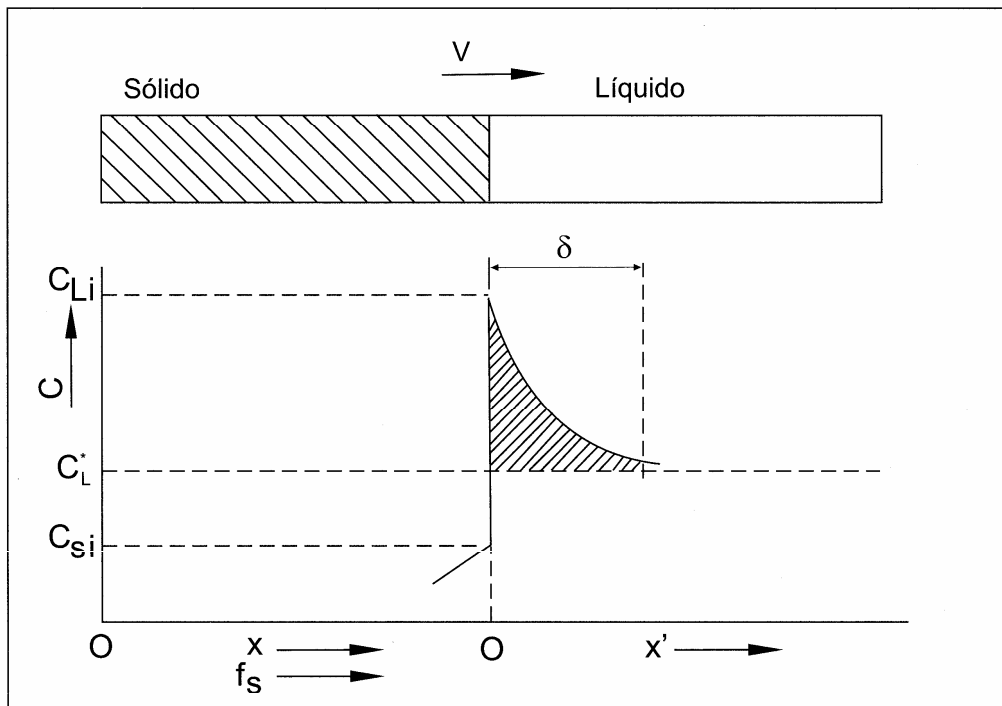


Figura 3.11 — Acúmulo de soluto na interface sólido/líquido para condições de mistura parcial no líquido.

$$k_{ef} = \frac{C_{Si}}{C_L^*} = \frac{k}{k + (1 - k) \exp\left(\frac{-v\delta}{D}\right)}$$

A análise pode ser aplicada a todos os casos anteriores, desde que o comprimento do sistema seja significativamente maior que o tamanho da camada limite de difusão no líquido. Para isso, basta substituir k por k_{ef} dentro dos seus limites de definição ($k \leq k_{ef} \leq 1$).

Solidificação fora do equilíbrio

Análise comparativa de soluções

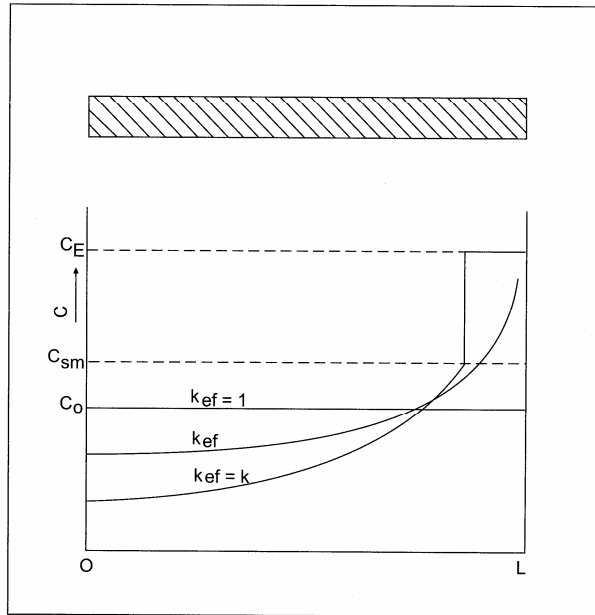


Figura 3.12 — Representação qualitativa do perfil de segregação de soluto através da Equação de Scheil com $k = k_{ef}$, para uma liga de composição C_0 conforme Figura 3.6.

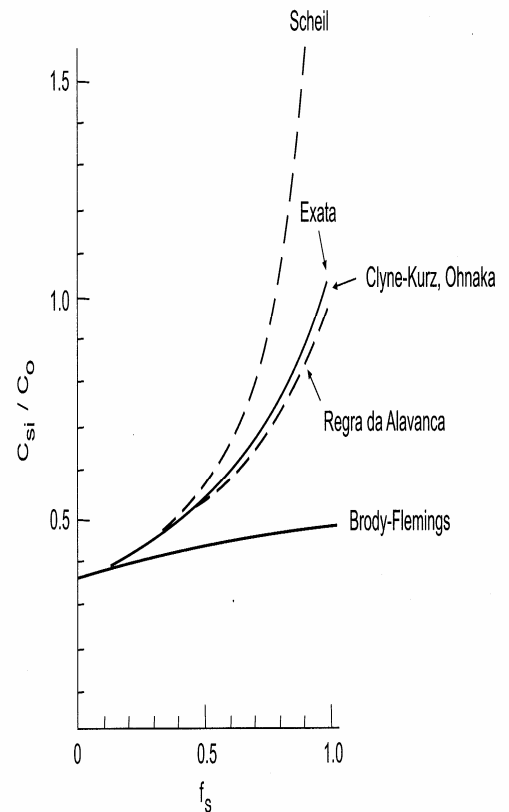
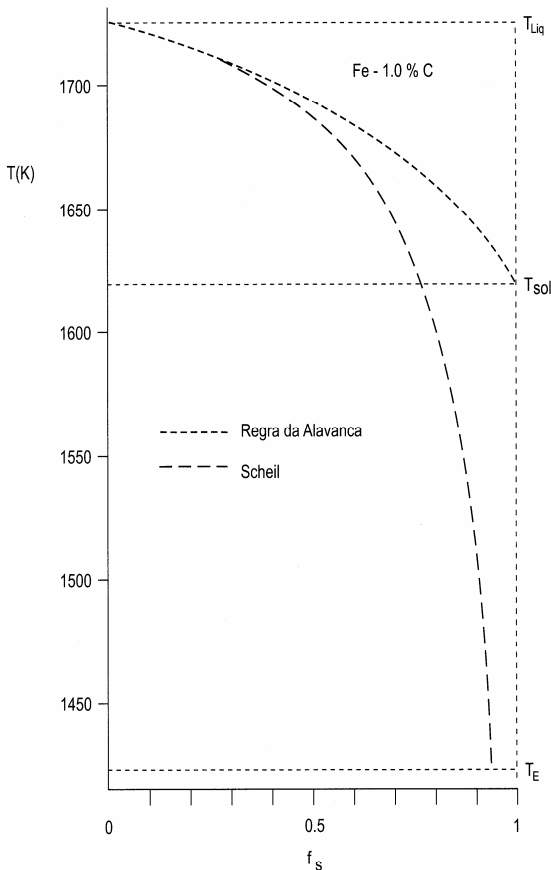


Figura 3.13 — Evolução da fração sólida com a temperatura para uma liga Fe 1% C de acordo com a Regra da Alavanca e a Equação de Scheil.

Figura 3.14 — Perfil de segregação de carbono no Fe - δ segundo diferentes soluções $k = 0,36$ e $\alpha = 6,4$.

Metais Puros

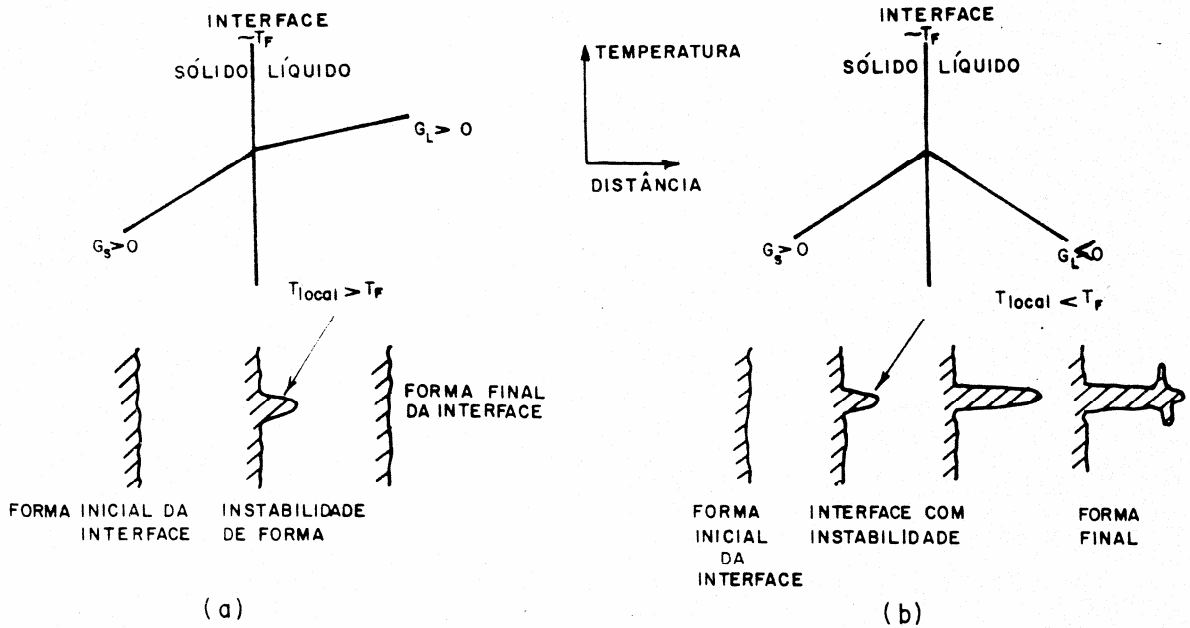


Fig. 4.1 (a) Área de sólido e líquido adjacente à interface, mostrando os gradientes de temperatura positivos no líquido e no sólido, juntamente com a seqüência esquemática que apresenta a formação de uma protuberância instável, que se funde devido à temperatura local da extremidade ser maior que a temperatura de fusão. (b) Área de sólido e líquido adjacente à interface, mostrando o gradiente de

temperatura negativo no líquido e gradiente positivo no sólido, juntamente com uma seqüência esquemática mostrando a formação e a estabilização de uma protuberância na interface, quando ela se projeta para uma região em que a temperatura local da extremidade está abaixo da temperatura de fusão.

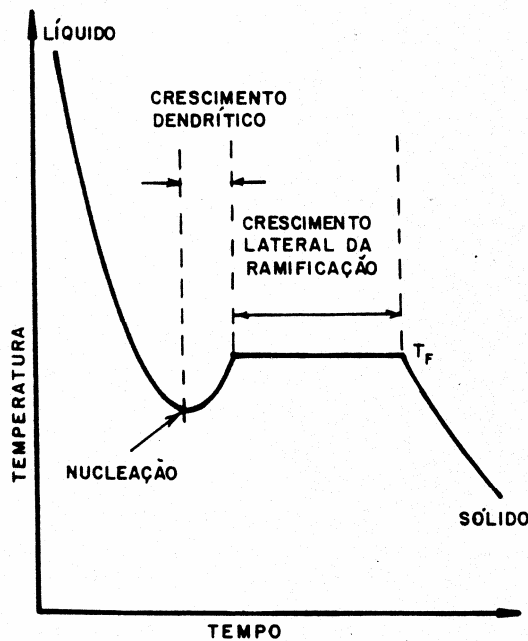
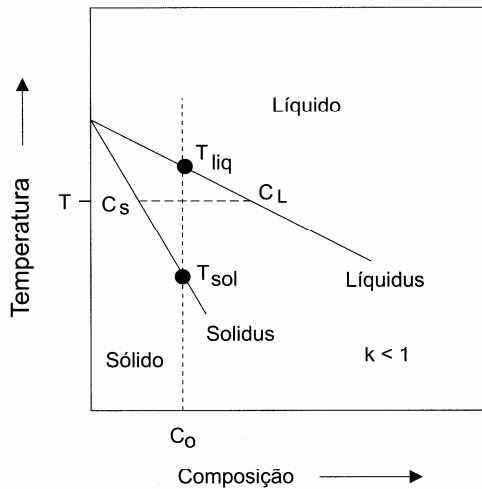


Fig. 4.2 Forma típica da curva de resfriamento de metais puros, mostrando as regiões em que ocorrem diferentes fenômenos de crescimento.

Ligas Monofásicas

Super-resfriamento constitucional



$$G_L \geq -\frac{mvC_0(1-k)}{Dk}$$

m – inclinação da linha liquidus

Figura 6.1 – Região de fase única do diagrama de equilíbrio indicando as linhas de transformação *solidus* e *liquidus*.

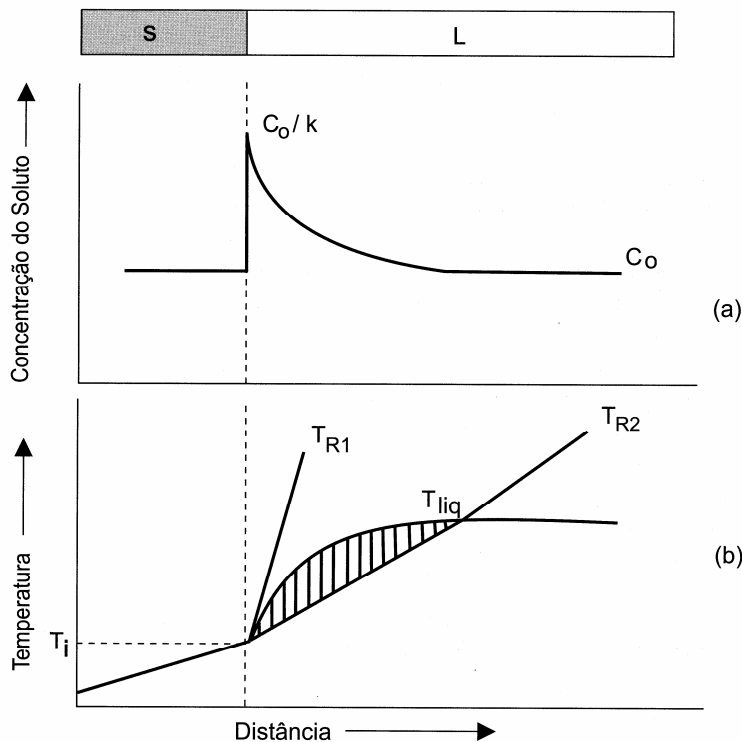


Figura 6.2 — Indicação da região com super-resfriamento constitucional: a) perfil de acumulação de soluto à frente da interface S/L; e b) perfil inverso de temperatura *liquidus* correspondente e região super-resfriada constitucionalmente quando o perfil real de temperaturas no metal líquido for aquele indicado em 2.

- *Baixos valores de gradiente térmico no líquido junto à interface;*
- *altas velocidades de crescimento do sólido;*
- *linha liquidus bastante inclinada;*
- *elevado teor de soluto na liga;*
- *baixa difusividade de soluto no líquido;*
- *valores muito baixos ($k < 1$) ou altos ($k > 1$) de k .*

Ligas Monofásicas

Estabilidade da interface

$$G_L \geq -\frac{mvC_0(1-k)}{Dk}$$

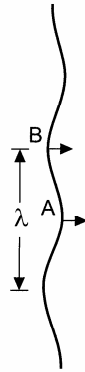


Figura 6.6 — Formato da perturbação na interface S/L com comprimento de onda λ .

Interface plana estável: $v < v_{Cr}$ ou $v > v_a$

$$v_a = \frac{D\Delta T}{\Gamma k}; \quad \Gamma = \frac{\sigma}{\Delta S}; \quad \Delta S = \frac{L}{T_f}.$$

$$v_{Cr} = \frac{GD}{\Delta T} + f(\Gamma, G, \Delta T, k); \quad G = \frac{K_L G_L + K_S G_S}{K_L + K_S}.$$

Exemplo: $v < 6 \cdot 10^{-6}$ m/s ou $v > 0,75$ m/s

Ligas Monofásicas

Estabilidade da interface – crescimento celular

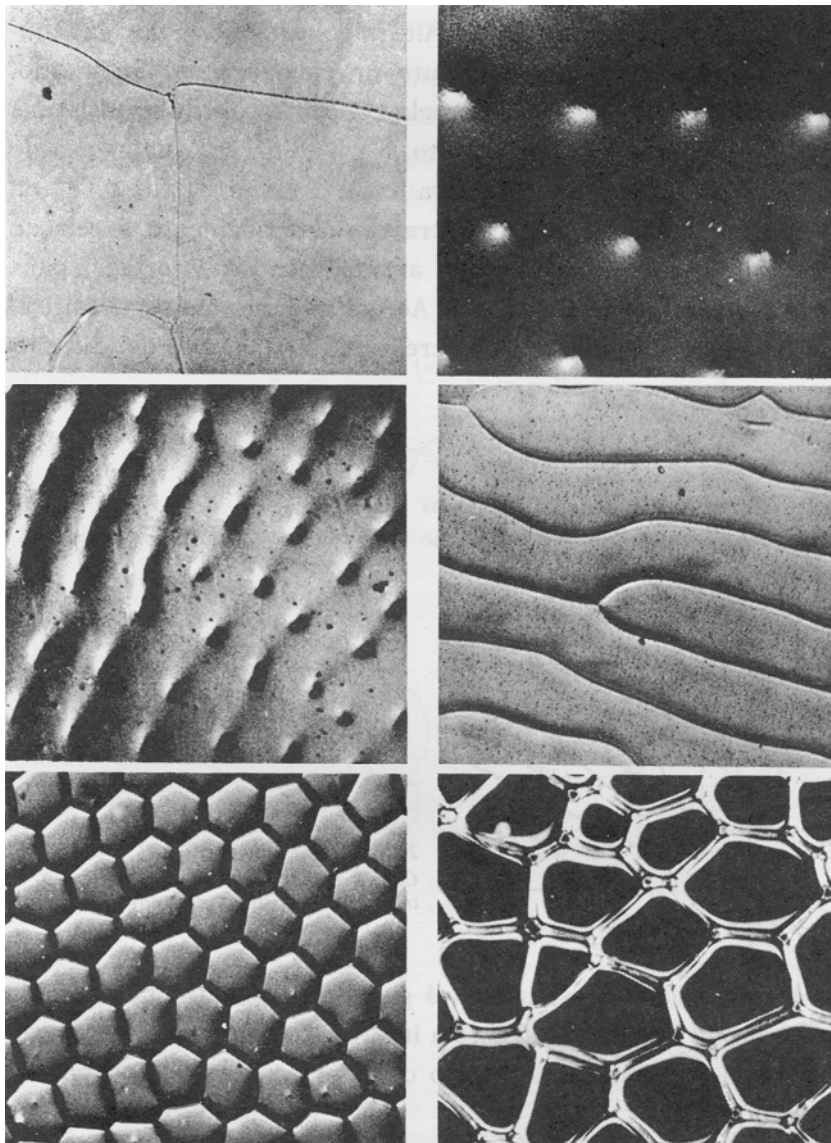


Figura 6.9 — Formas da interface sólido/líquido obtidas por decantação do líquido em ligas de estanho (Adaptado de Ohno, 1976).

- (i) *sem super-resfriamento* \boxtimes *interface planar;*
(ii) *com super-resfriamento* \boxtimes *protuberância na interface;*
(iii) *aumentando-se o super-resfriamento:*
- *células alongadas;*
 - *células interrompidas;*
 - *dendritas celulares.*

Ligas Monofásicas

Estabilidade da interface – crescimento dendrítico

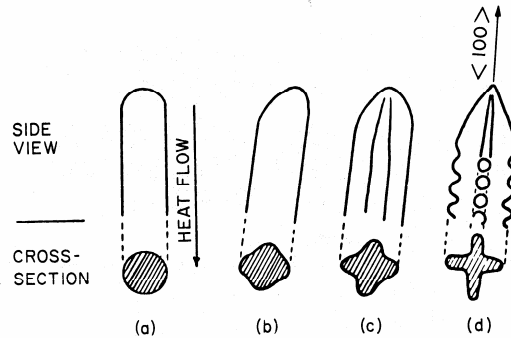
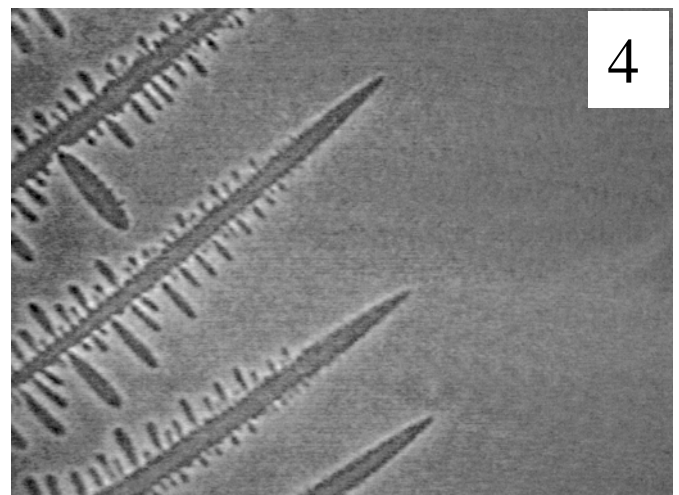
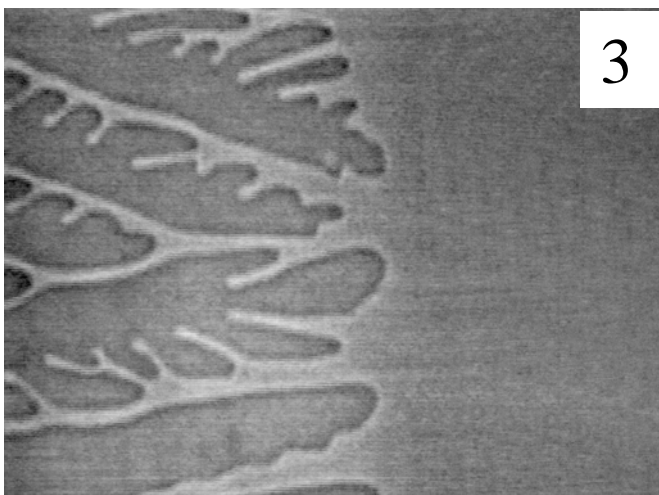
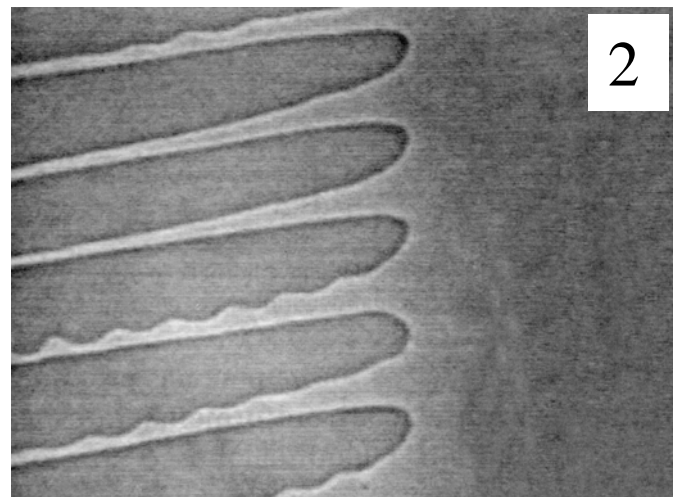
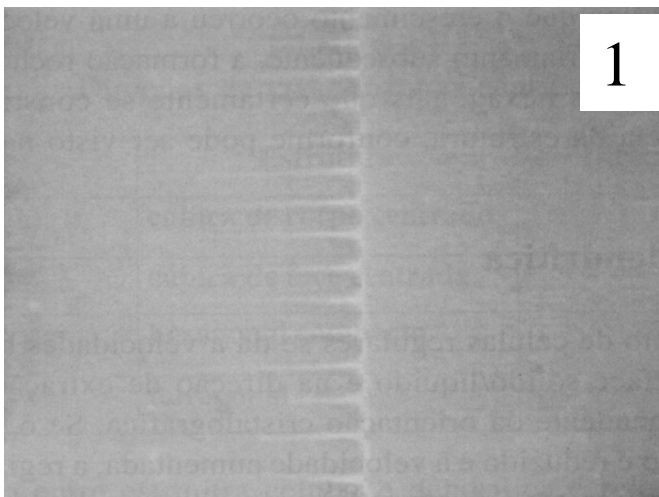


FIGURE 3-17 Sketch of the changing shape of the growth structure as the growth velocity is increased. (a) Regular cell growing at low velocity; (b) regular cell growing in $\langle 100 \rangle$ dendrite direction; (c) flanged cell; (d) dendrite exhibiting the start of periodic lateral branching. (From Morris and Winegard.³⁴)



Material	Estrutura	Direção preferencial
Fe, Latão β	cúbica de corpo centrado	$\langle 100 \rangle$
Al, Cu, Ag, Au, Pb	cúbica de face centrada	$\langle 100 \rangle$
Zn, Cd, Mg	hexagonal compacta	$\langle 10 \bar{1} 0 \rangle$
Sn	tetragonal	$\langle 110 \rangle$

Ligas Monofásicas

Estabilidade da interface – crescimento dendrítico

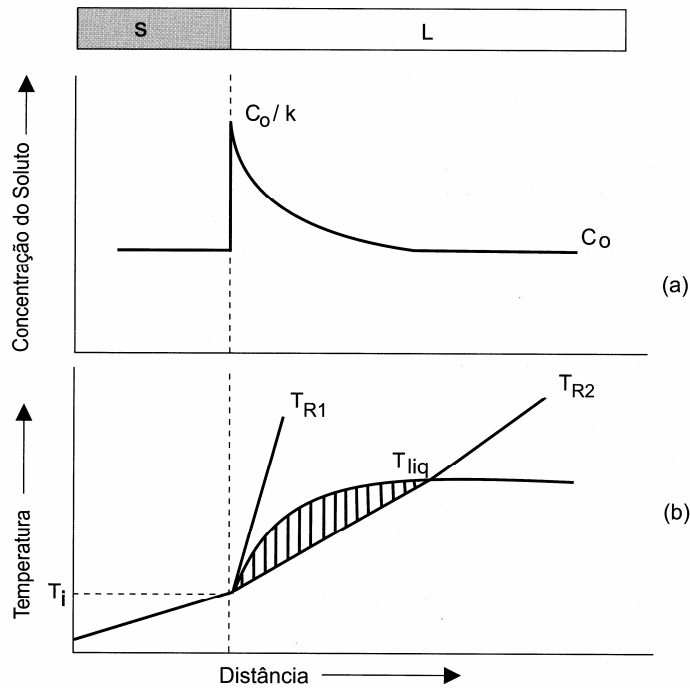


Figura 6.2 — Indicação da região com super-resfriamento constitucional:
 a) perfil de acumulação de soluto à frente da interface S/L; e b) perfil inverso de temperatura *liquidus* correspondente e região super-resfriada constitucionalmente quando o perfil real de temperaturas no metal líquido for aquele indicado em 2.

$$G_L \geq -\frac{mvC_0(1-k)}{Dk}$$

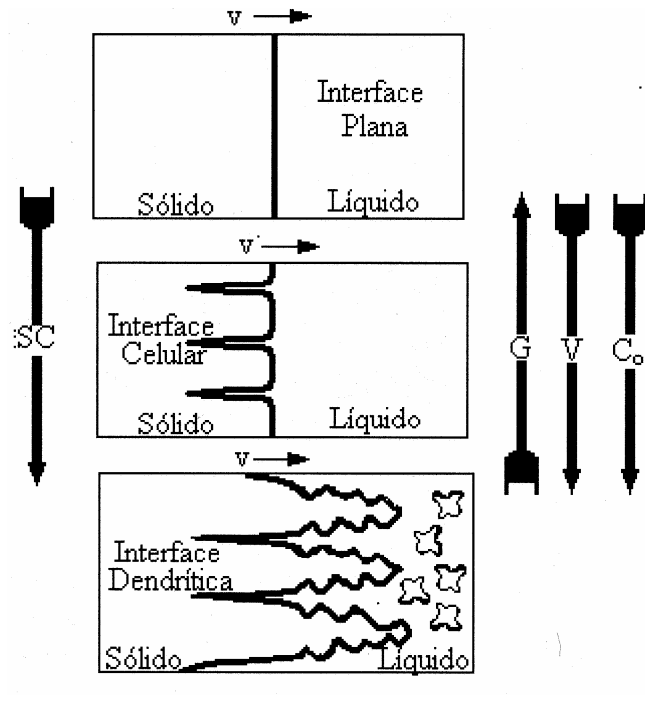
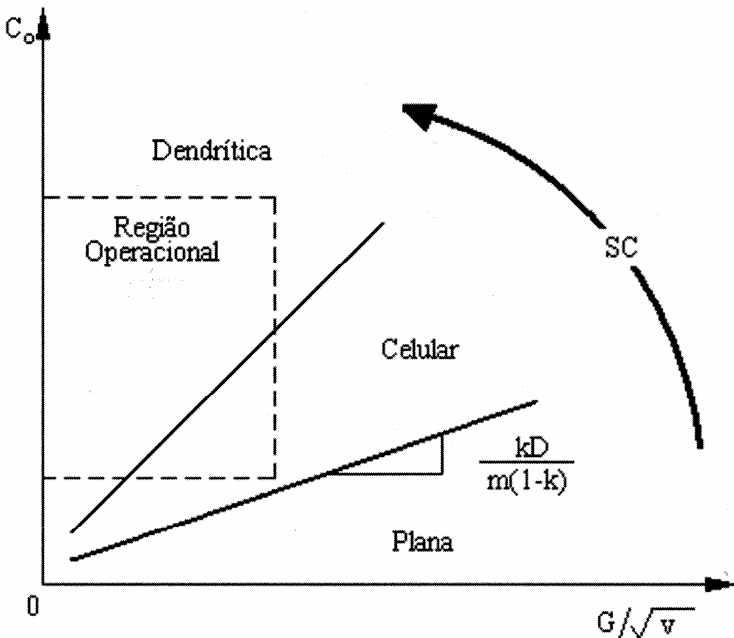


Figura 6.14 a) e b) — Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SC – grau de super-resfriamento; G – gradiente térmico à frente da interface; v – velocidade da interface; e C_0 – concentração de soluto.

Ligas Monofásicas

Estabilidade da interface – crescimento dendrítico

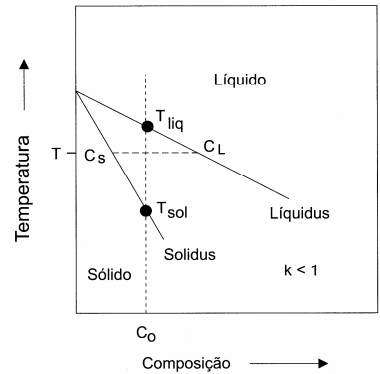
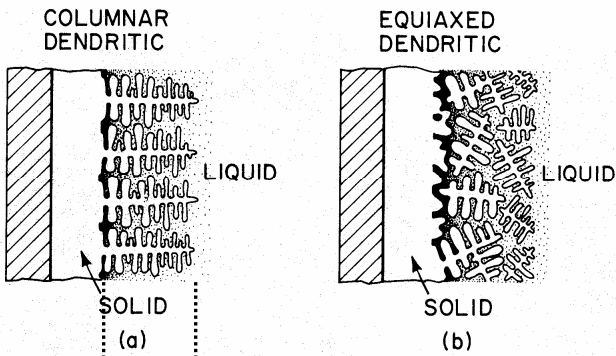


Figura 6.1 – Região de fase única do diagrama de equilíbrio indicando as linhas de transformação *solidus* e *liquidus*.

$$L_D = \frac{T_{liq} - T_{sol}}{G_M}$$

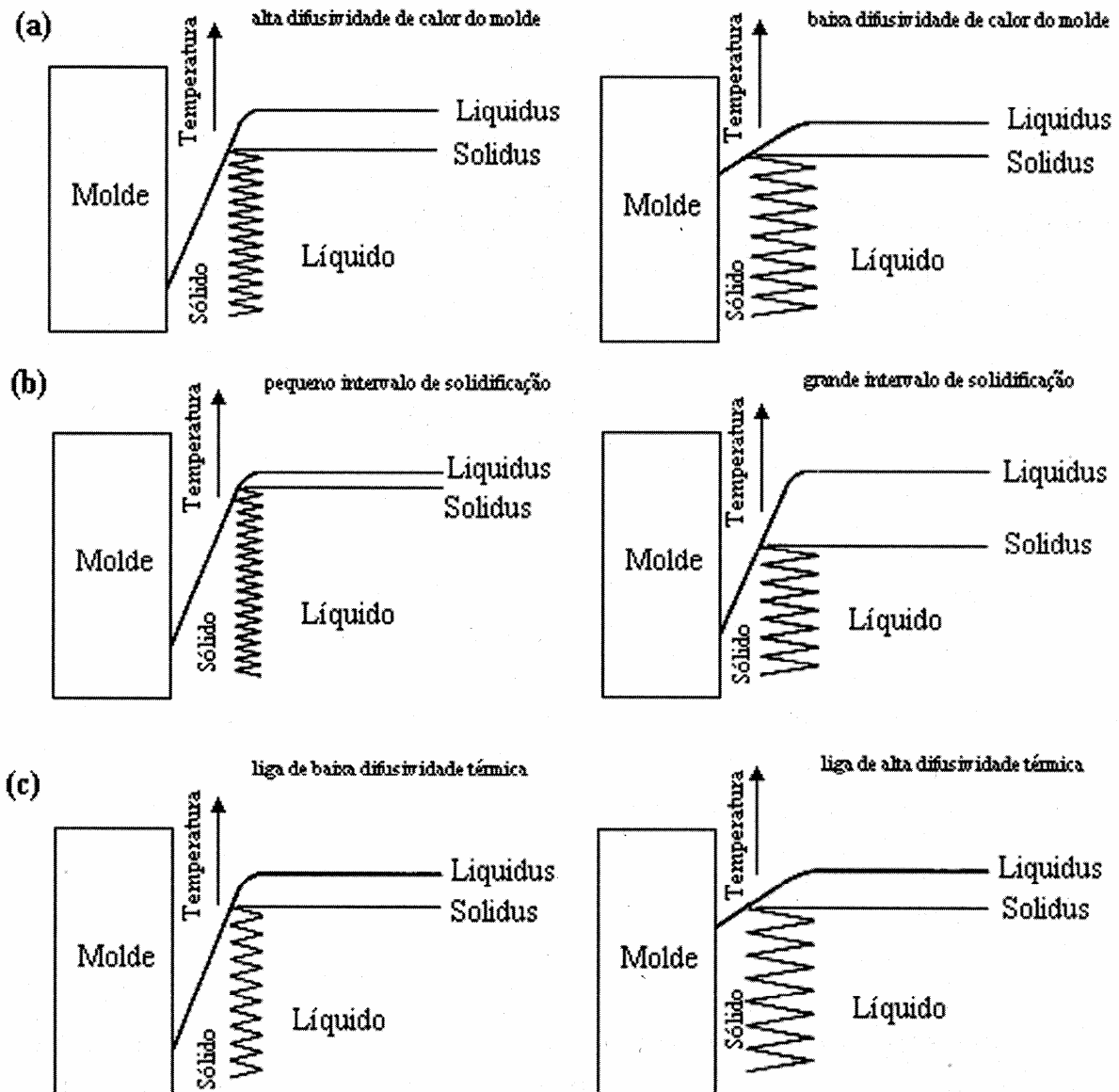


Figura 6.19 — Fatores de influência no comprimento da ramificação dendrítica: a) Difusividade de calor do molde; b) intervalo de solidificação; e c) difusividade térmica da liga.

Ligas Monofásicas

Estabilidade da interface – crescimento dendrítico

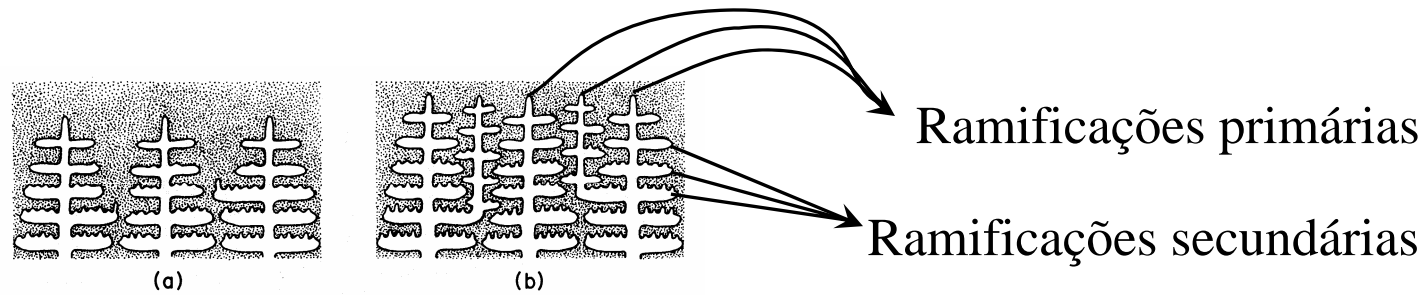


FIGURE 5-14
Formation of new primary arms by branching from secondaries.

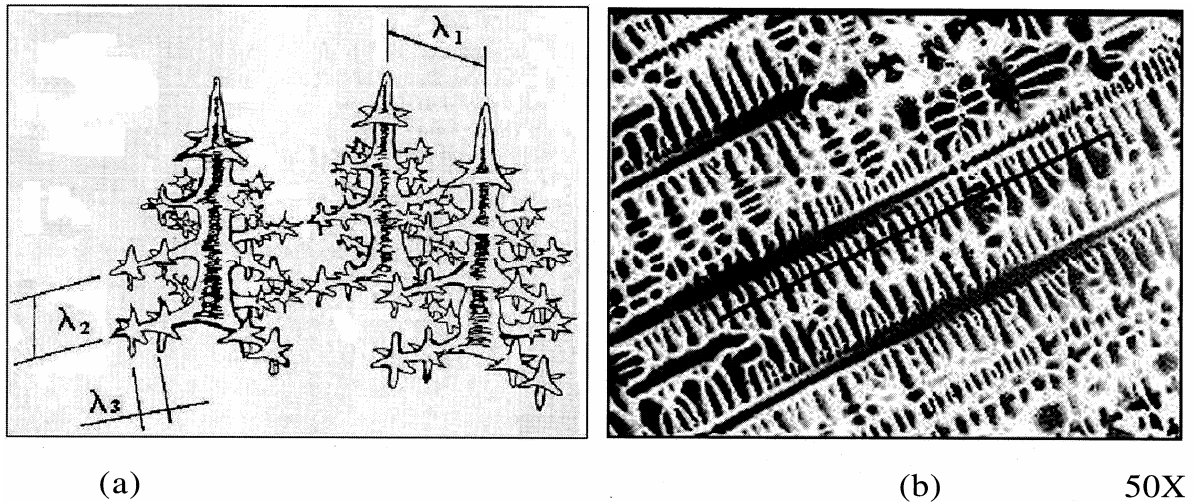


Figura 6.18 — a) Representação dos espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários; e b) microestrutura dendrítica de uma amostra de aço.

Espaçamento entre ramificações primárias

$$\lambda_1 = KG_L^{-a} v^{-b}$$

Espaçamento entre ramificações secundárias

$$\lambda_2 = K(G_L v_L)^{-a}$$

Ligas Monofásicas

Estabilidade da interface – crescimento dendrítico

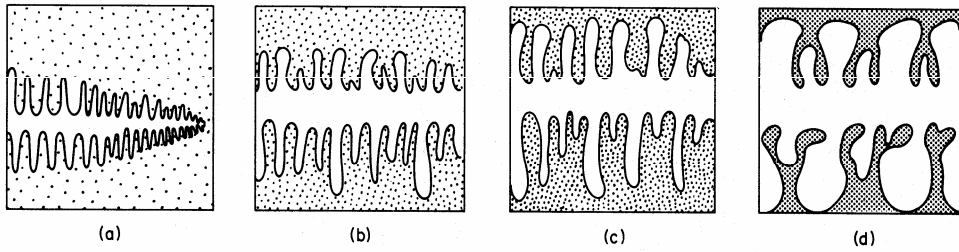


FIGURE 5-17 Schematic diagram of growth of a dendrite in an alloy. (a) through (d) show a fixed position at various stages of solidification. Note that many smaller arms disappear while larger ones grow.

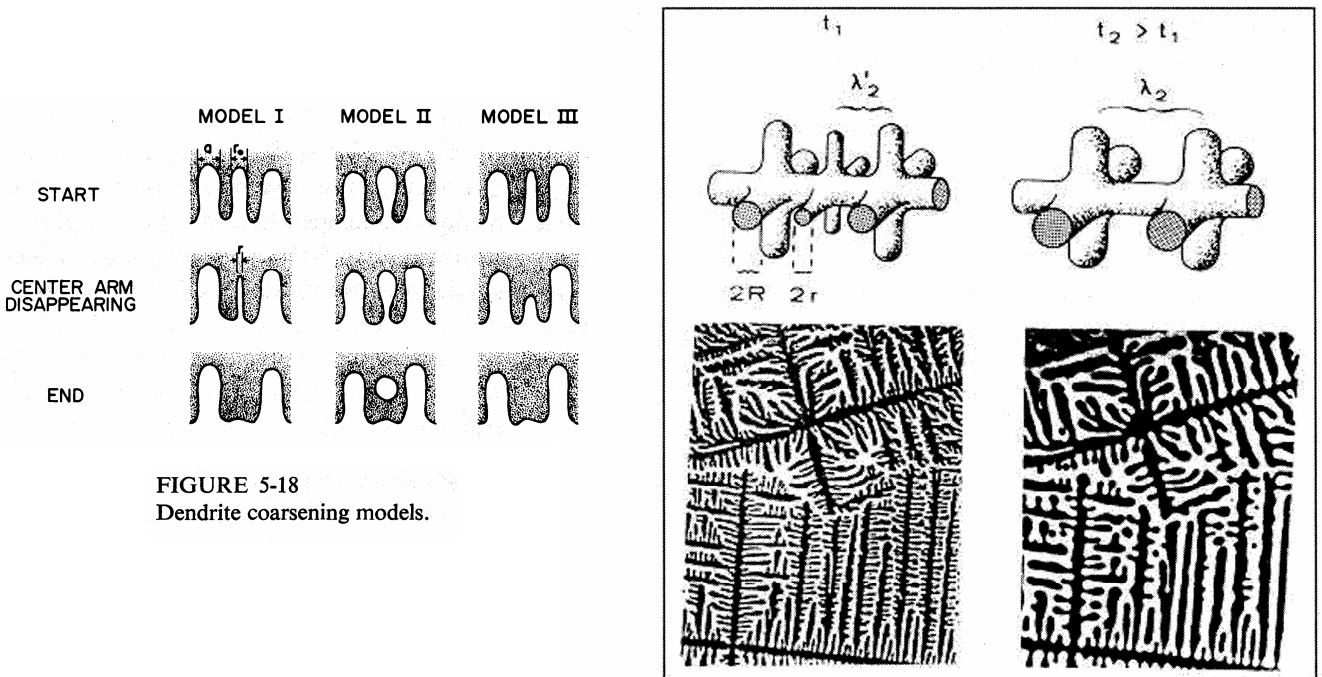


FIGURE 5-18 Dendrite coarsening models.

Figura 6.27 — Engrossamento dos braços dendríticos secundários após a solidificação: t_1 — imediatamente após a solidificação (Kurz, 1992).

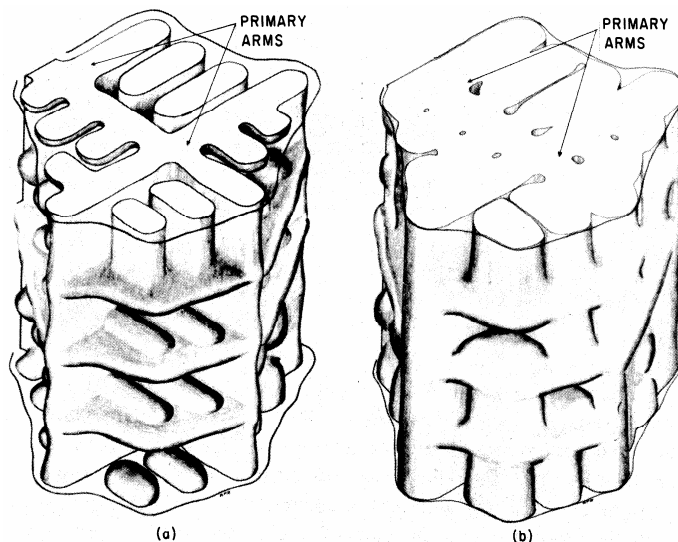


FIGURE 5-13 Schematic diagram of dendrite structure in Al-4.5% Cu alloy at (a) 50 percent solid and (b) 90 percent solid. (From Singh et al.¹⁶)

TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA SOLIDIFICAÇÃO

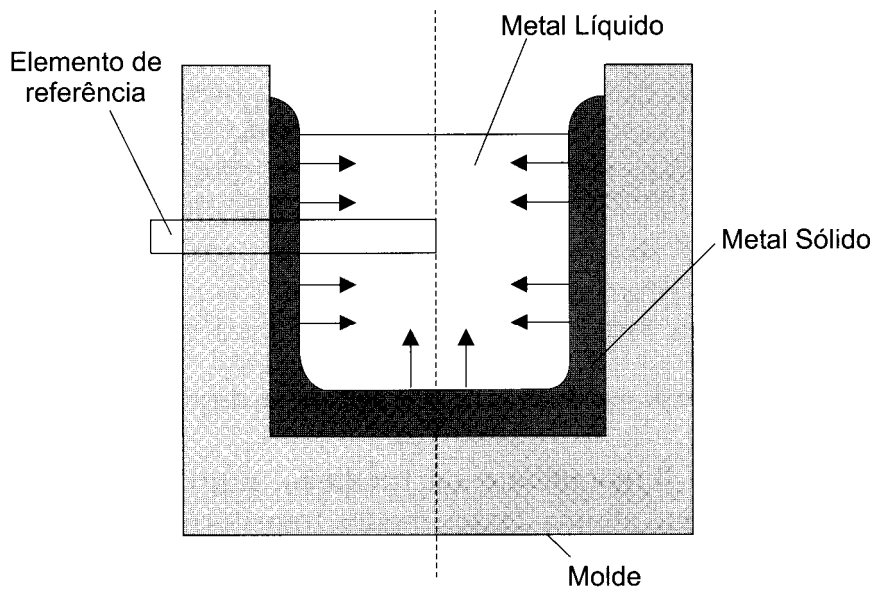
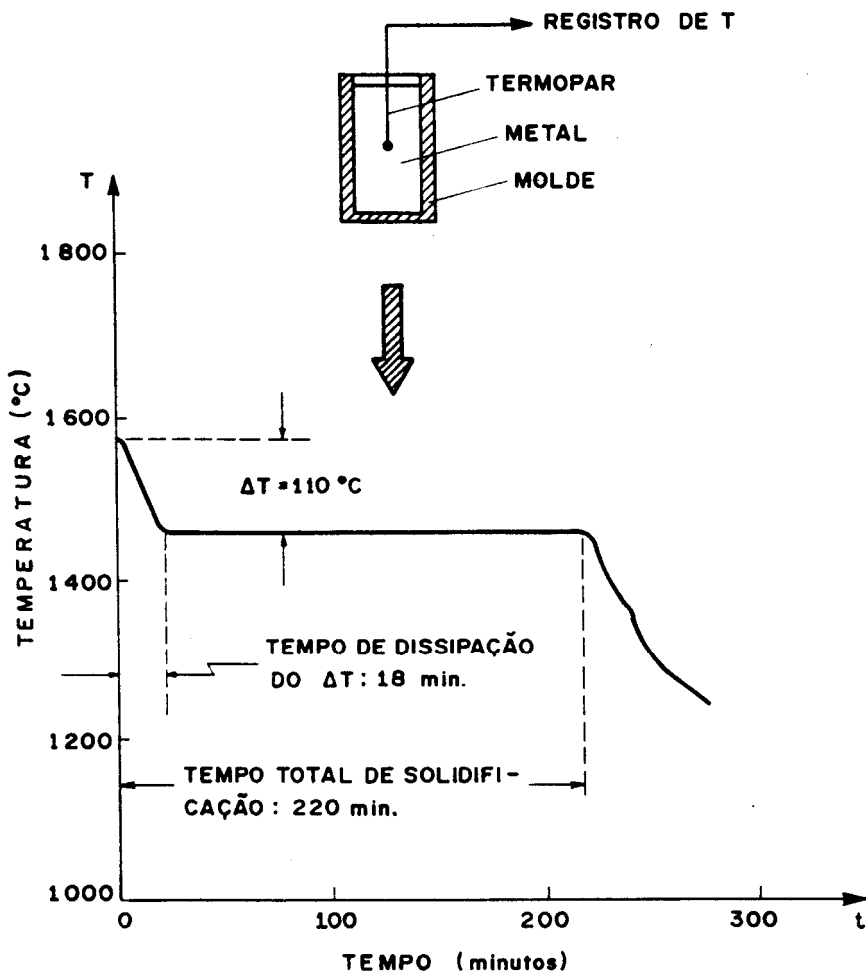
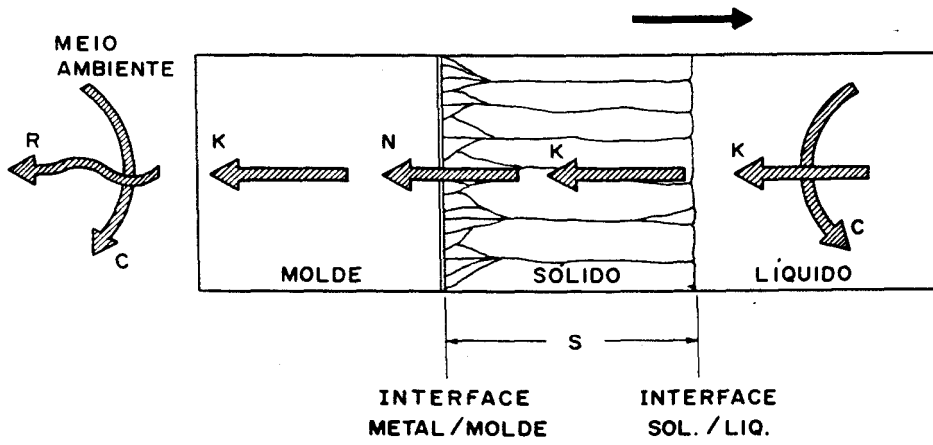


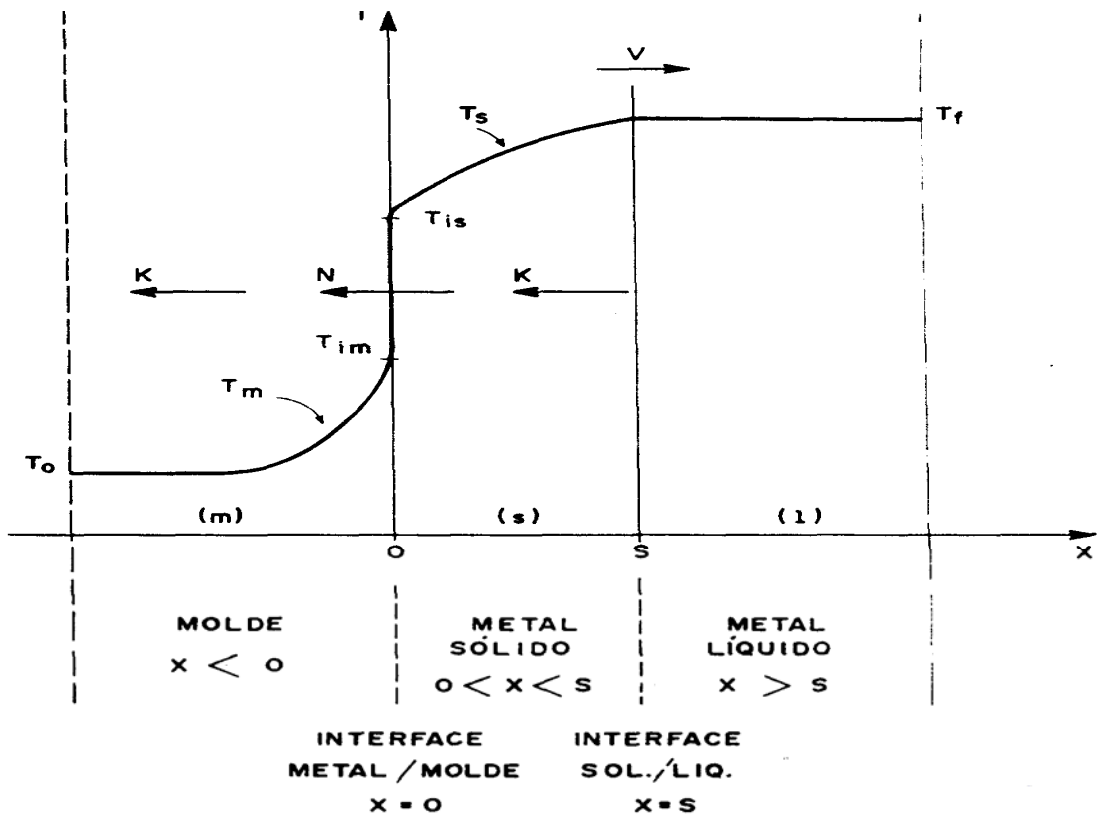
Figura 5.1 — Elemento de referência representativo do sistema metal/molde.

Superaquecimento: $\Delta T = T_V - T_T$





- K = CONDUÇÃO
- N = TRANSFERÊNCIA NEWTONIANA
- C = CONVECÇÃO
- R = RADIAÇÃO



$$q_k = -\frac{K}{S}(T_L - T_{is})$$

$$q_r = \sigma \varepsilon (T_{em}^4 - T_0^4)$$

$$q_c = h_c (T_{em} - T_0)$$

$$q_N = h_N (T_{is} - T_{im})$$

K – Condutividade térmica

h – Coeficiente de transferência de calor por convecção

σ – Constante de Stefan-Boltzmann

ε – Emissividade da superfície

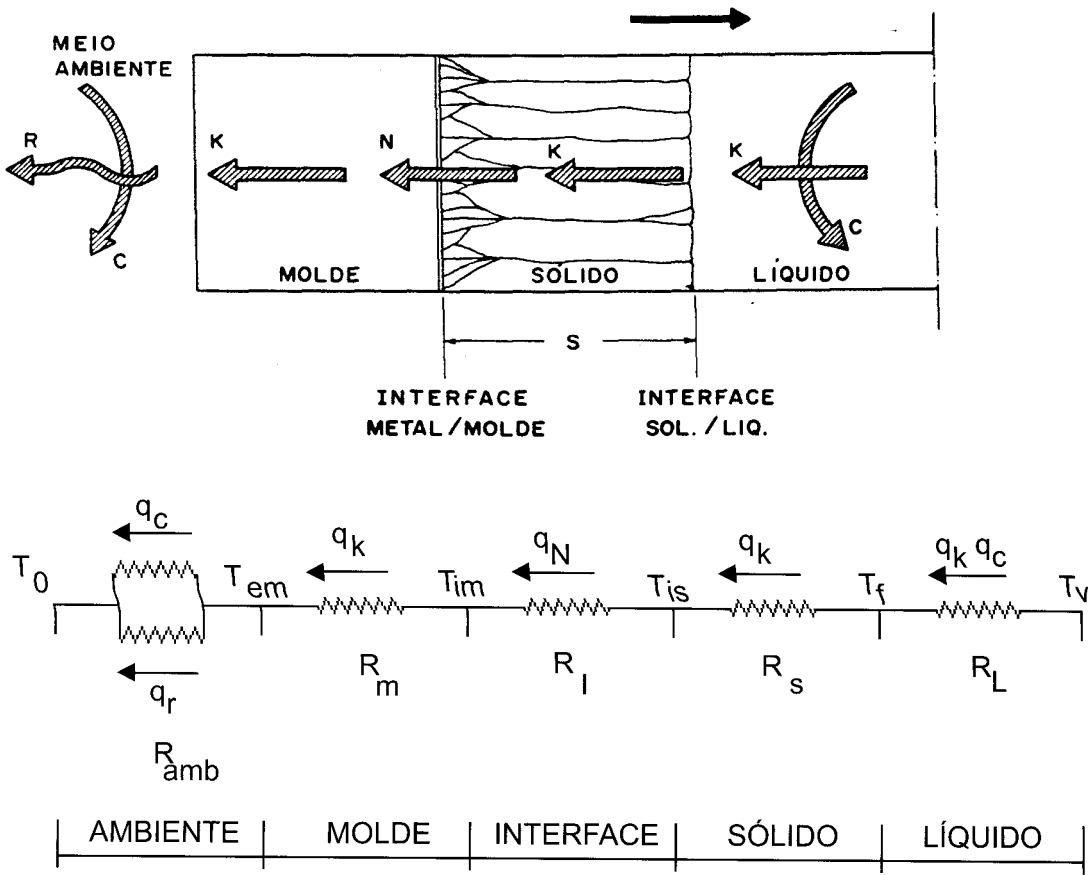
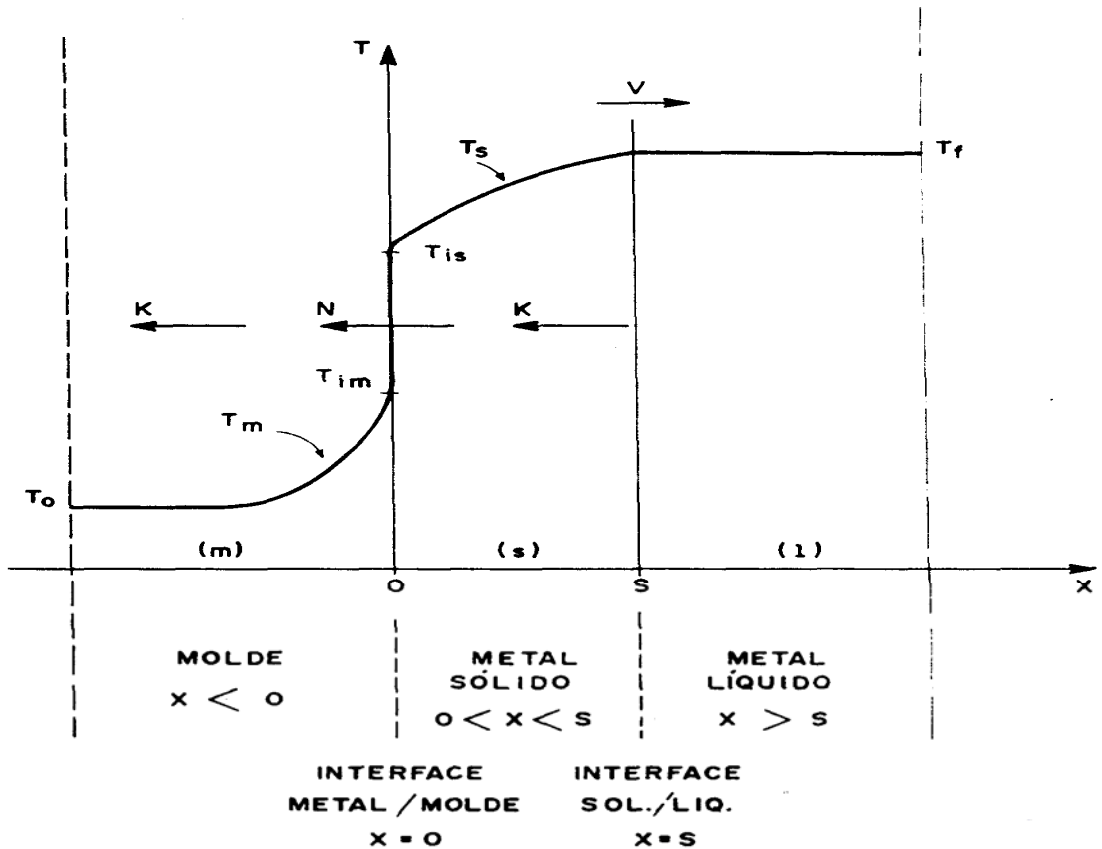
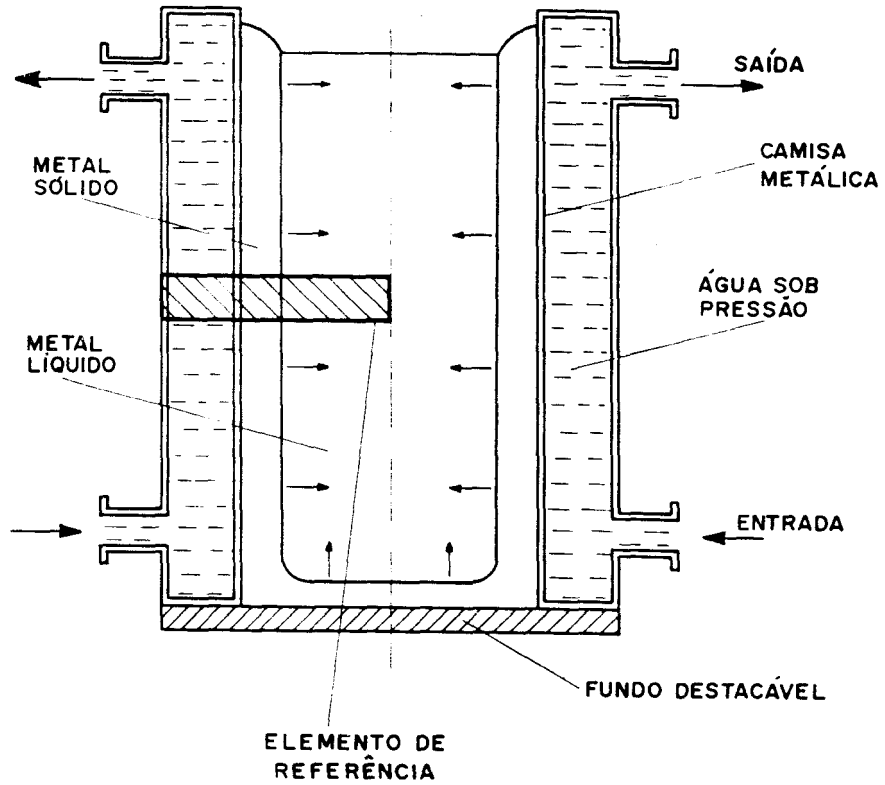


Figura 5.7 — Circuito térmico de um sistema metal/molde.

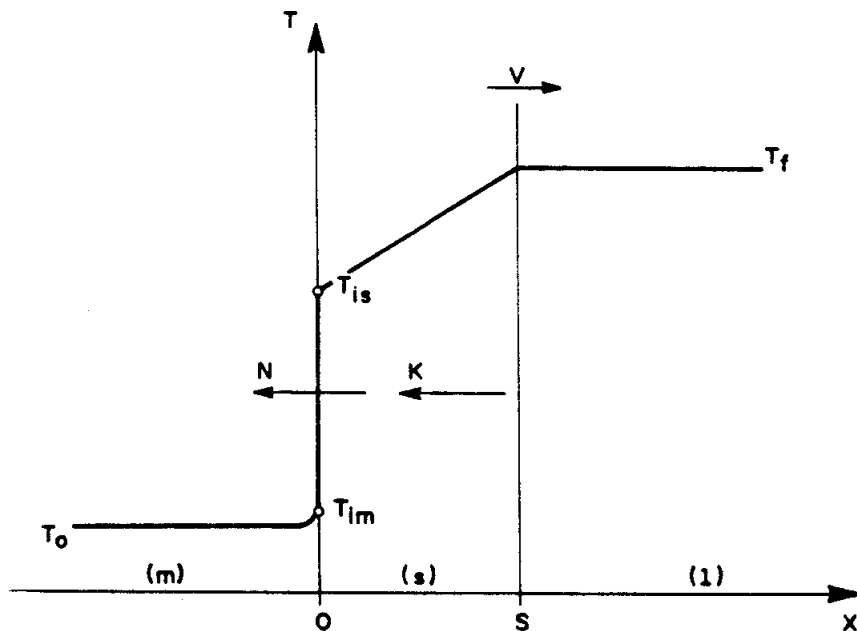
$$R_T = R_{amb} + R_m + R_i + R_s + R_L$$



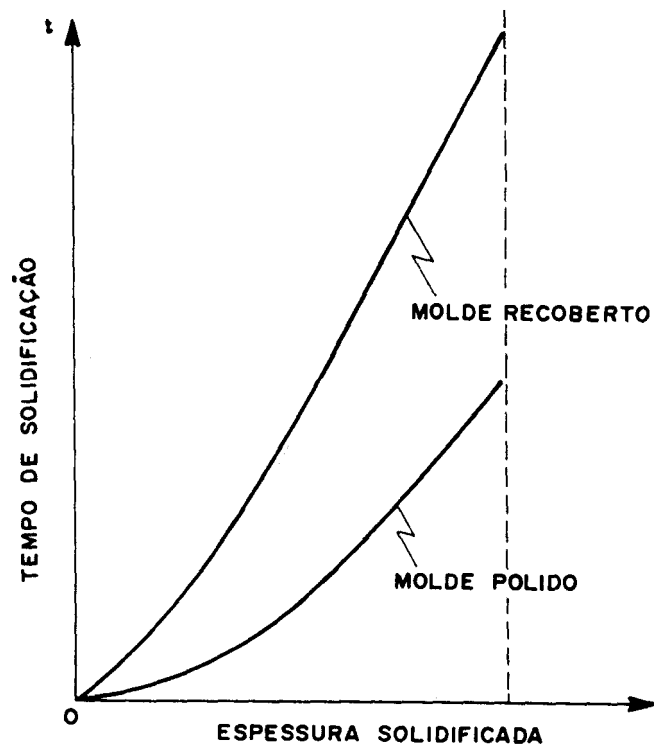
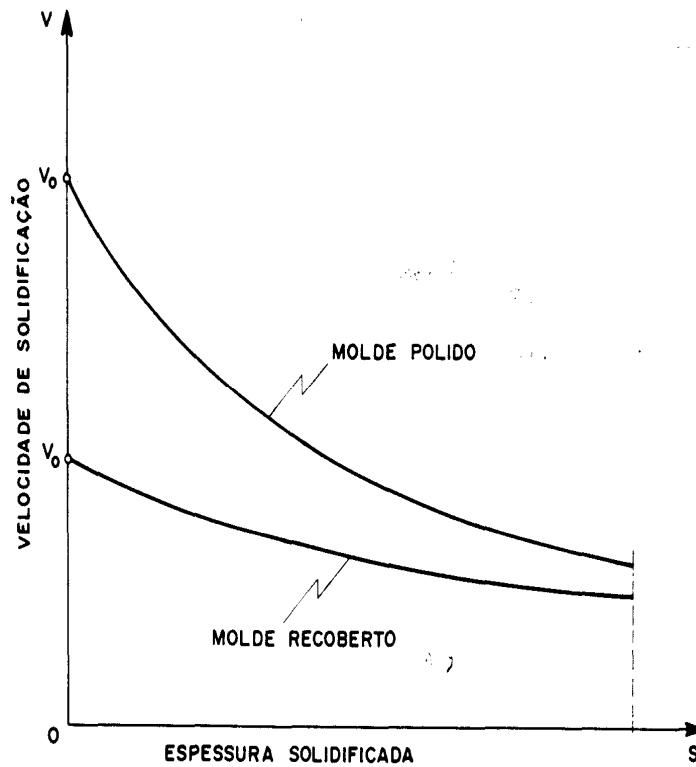
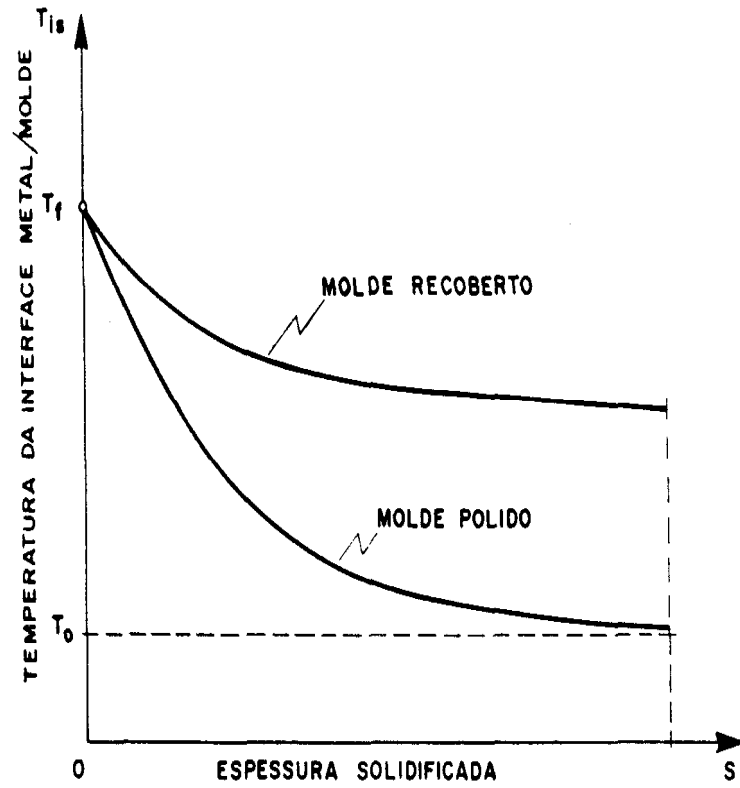
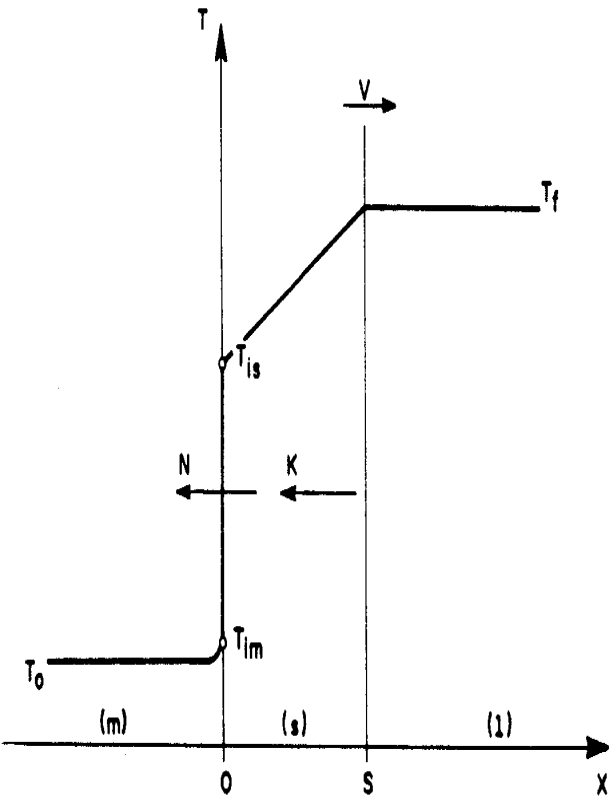
Moldes Refrigerados



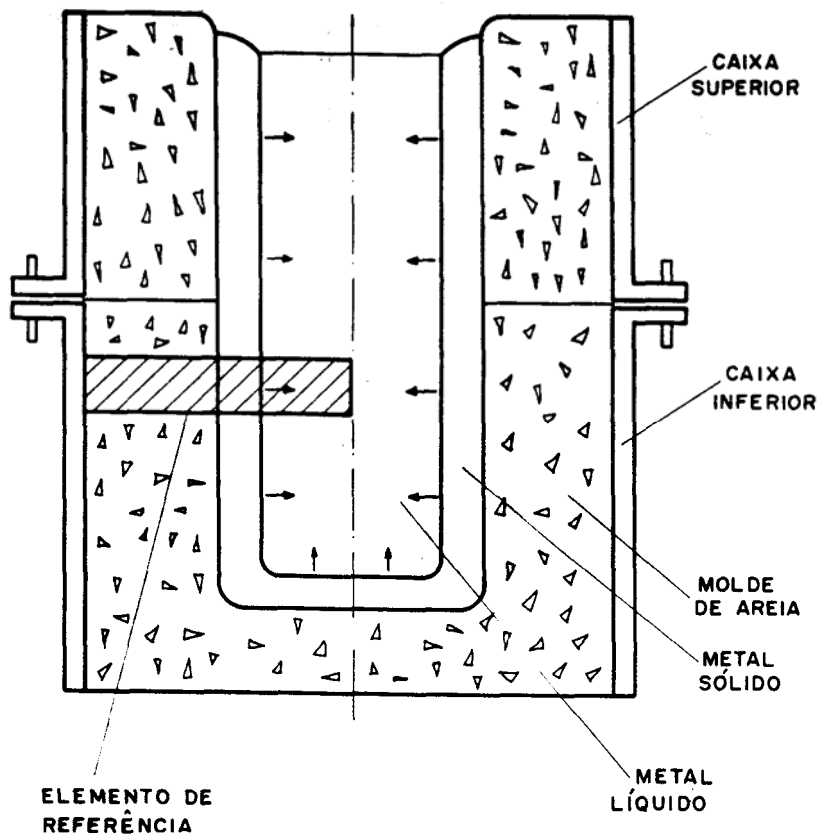
$$R_m \ll R_i + R_S + R_L$$



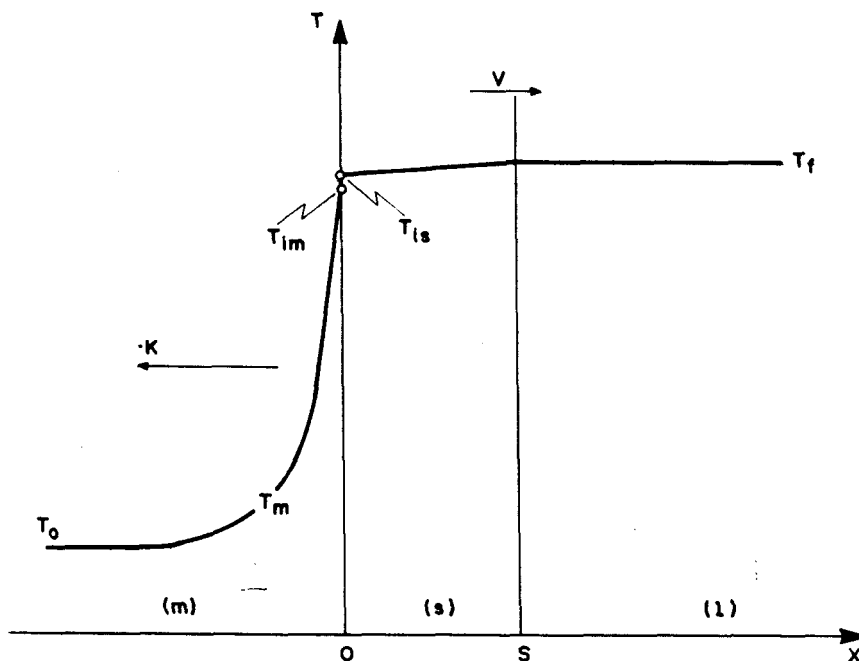
Moldes Refrigerados



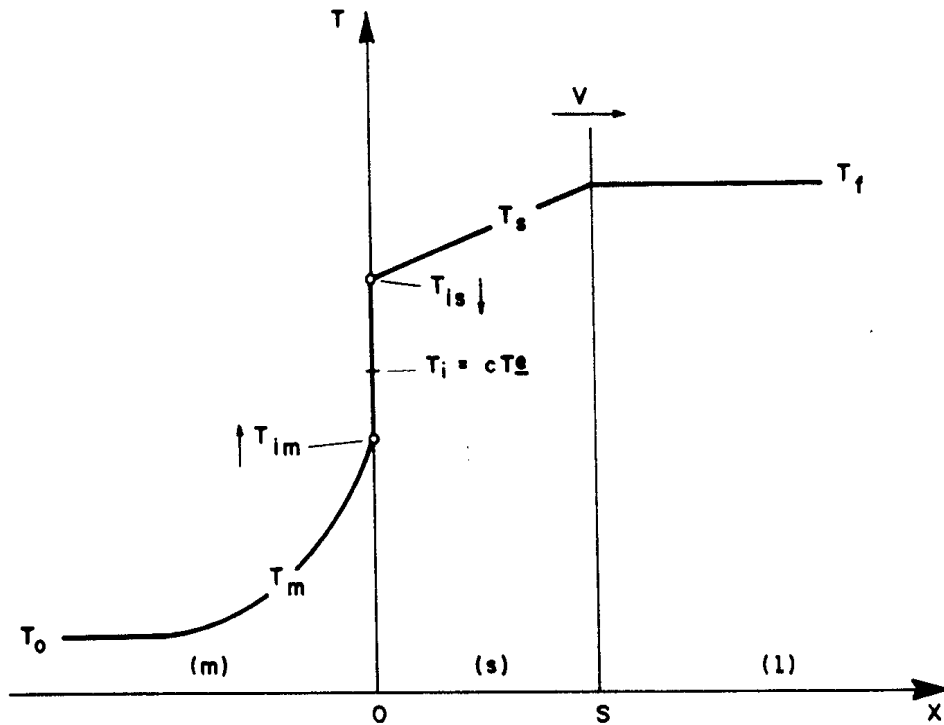
Moldes Refratários



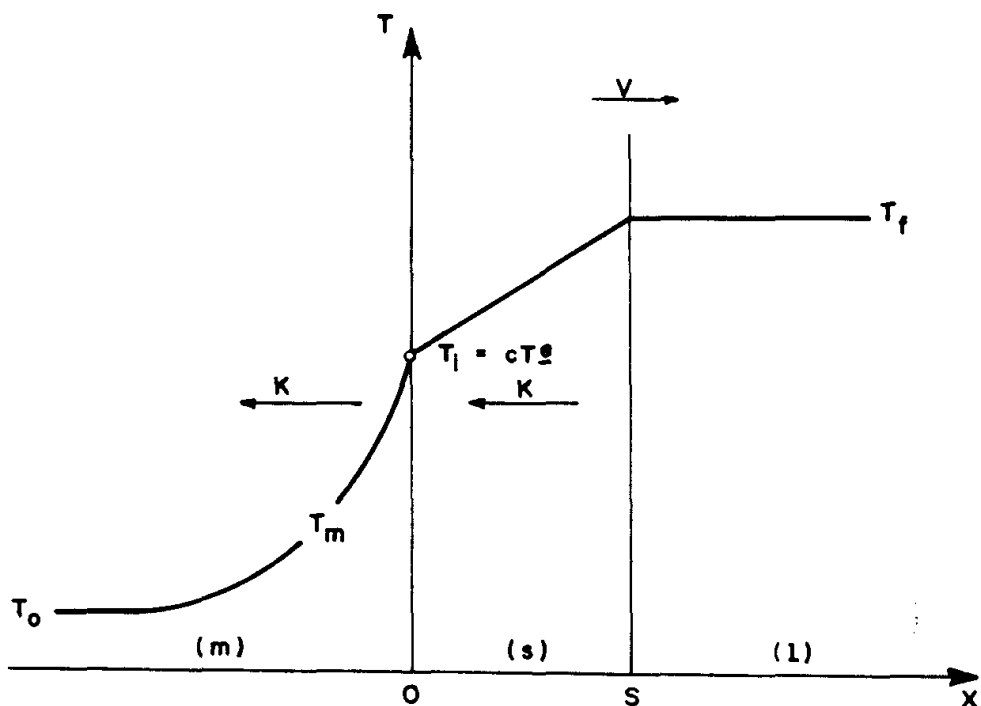
$$R_m \gg R_i + R_s + R_L$$



Moldes Metálicos ou Coquilhas



Contato Perfeito entre Molde e Metal



Comparações Diversas

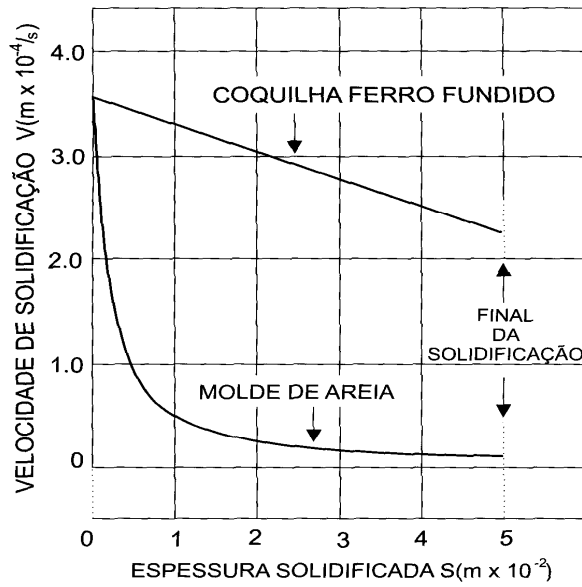


Figura 5.13 — Perfis de velocidades de solidificação de uma placa de alumínio solidificada em moldes de areia e de ferro fundido.

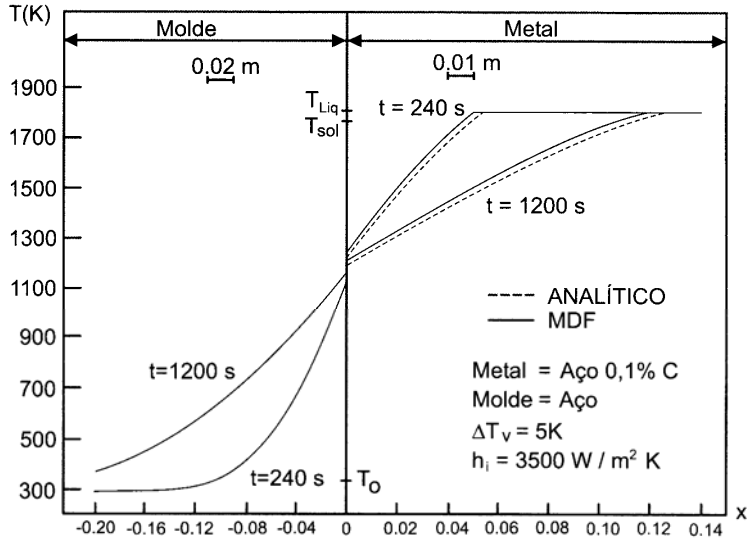


Figura 5.21 b) — Perfil de temperaturas na solidificação de um aço 0,1% C em molde de aço: previsões teóricas do modelo analítico e MDF: método de diferenças finitas.

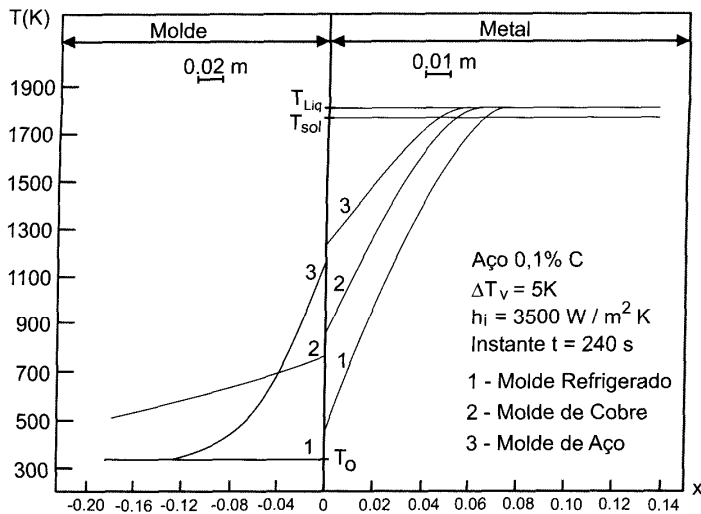


Figura 5.22 — Previsões teóricas do modelo analítico para a distribuição de temperaturas na solidificação do aço 0,1% C.

Comparações Diversas

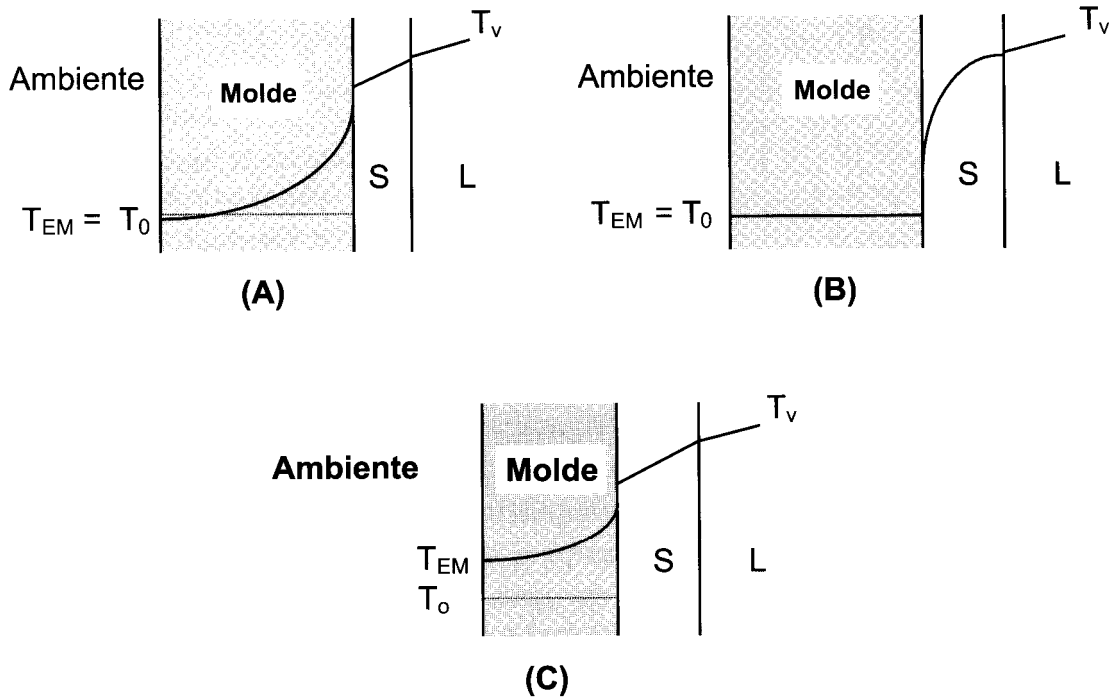


Figura 5.35 — Distribuição de temperaturas no molde: (A) molde semi-infinito; (B) refrigerado e (C) molde de parede fina.

Lingotamento Contínuo

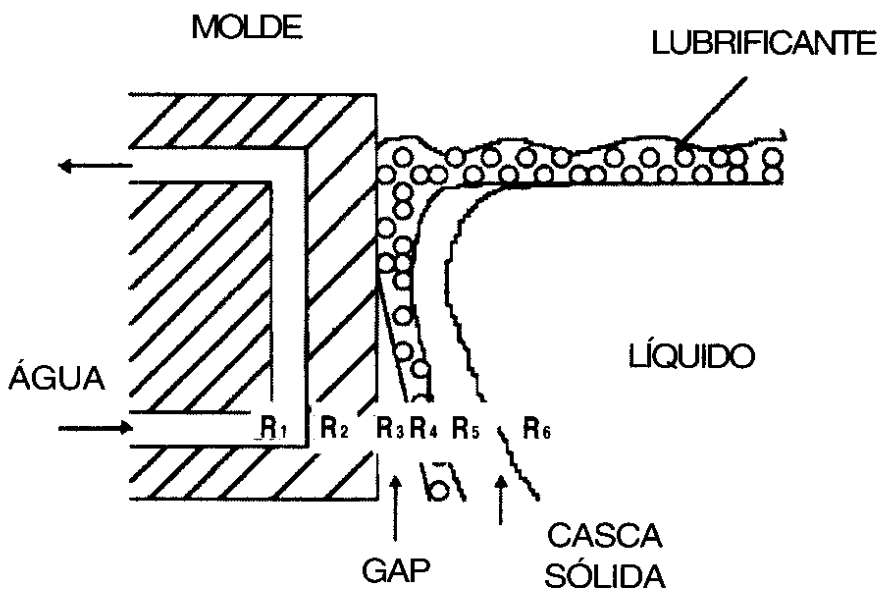


Figura 5.41 — Esquema ilustrativo do conjunto de resistências térmicas atuantes na solidificação em um molde refrigerado.

Lingotamento Contínuo

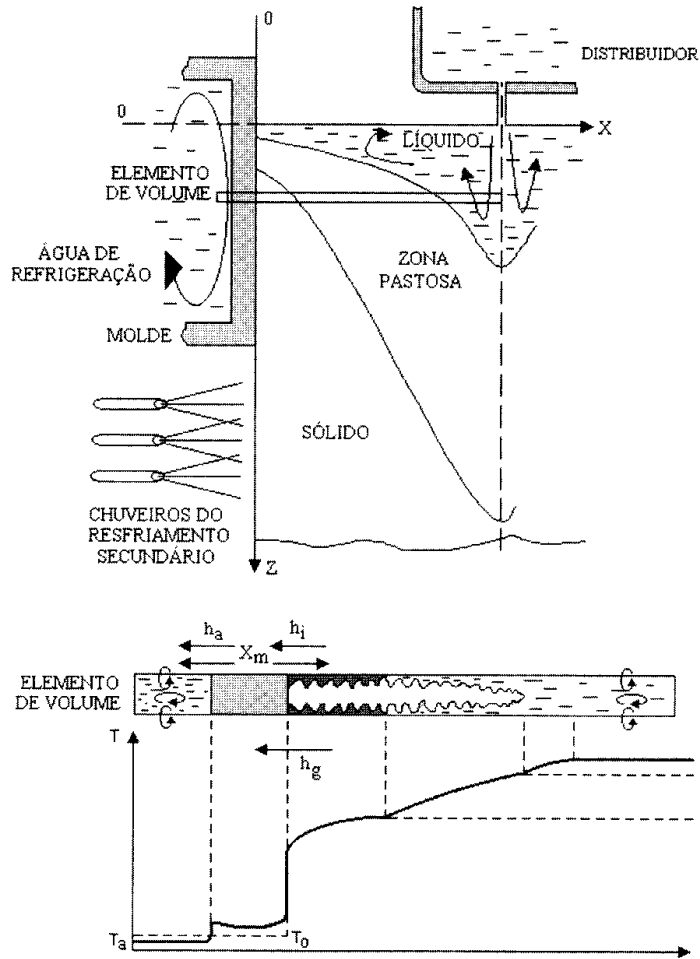
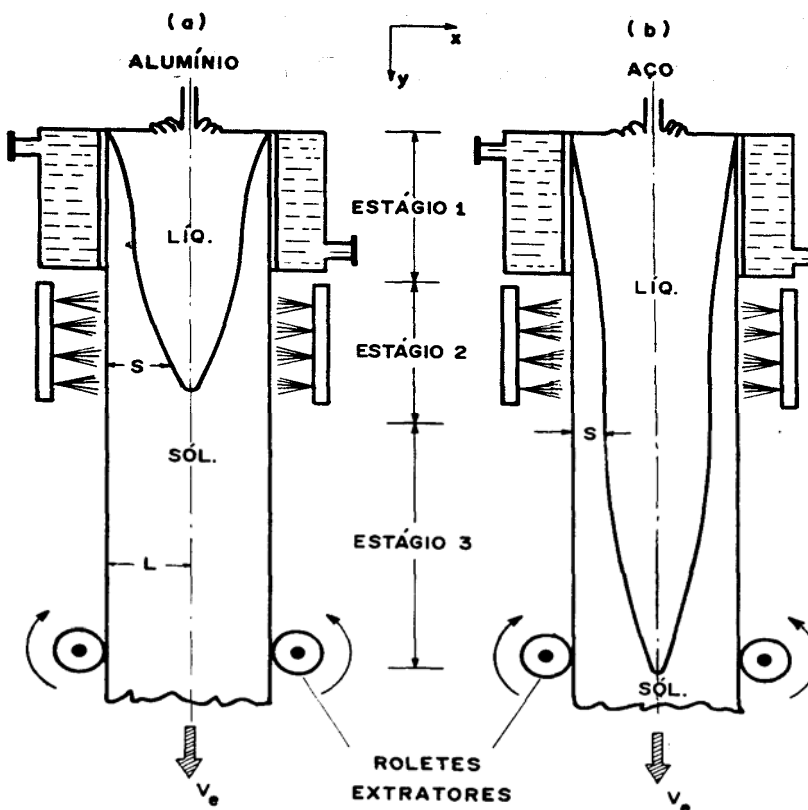


Figura 5.43 — Esquema da seção longitudinal do sistema de lingotamento contínuo na região do molde e perfil térmico no elemento de volume.



Contração volumétrica na solidificação

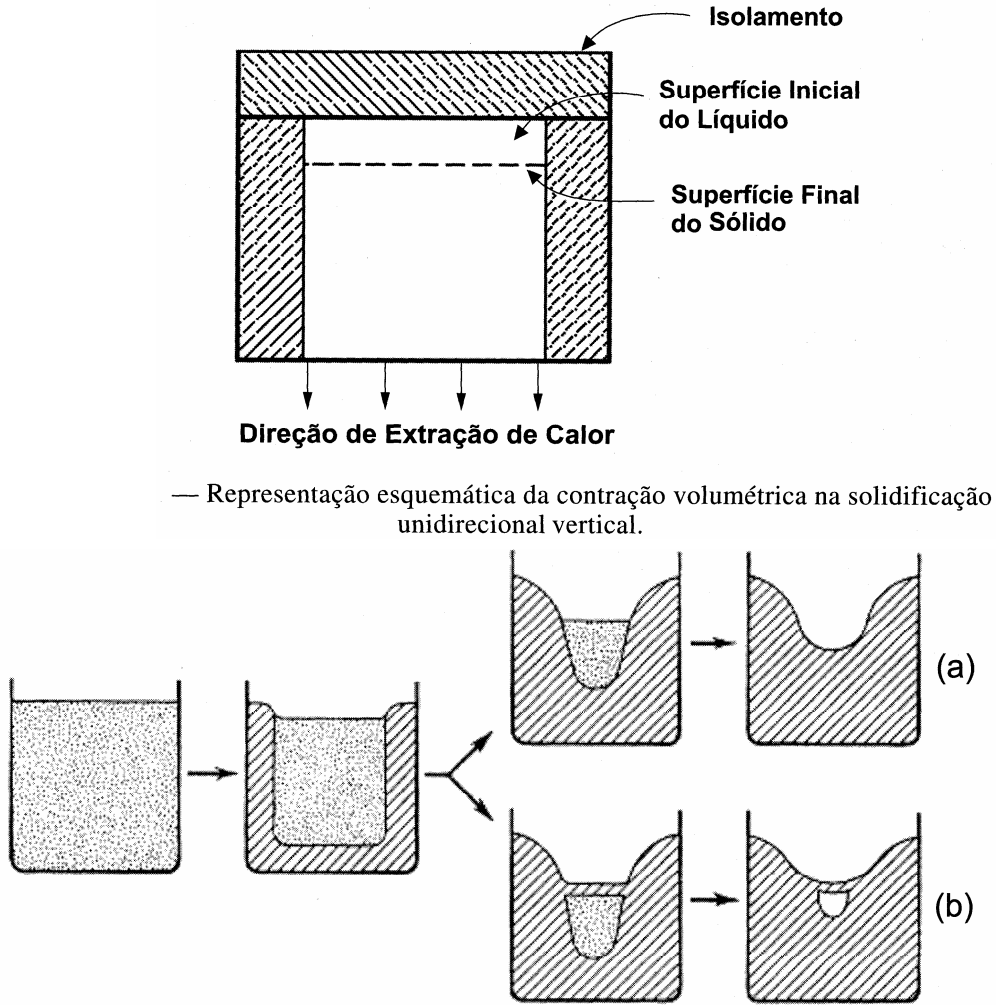


Figura 8.2 — Representação esquemática da evolução da solidificação em lingoteiras com formação de rechupe (a); e rechupe mais vazio central (b).

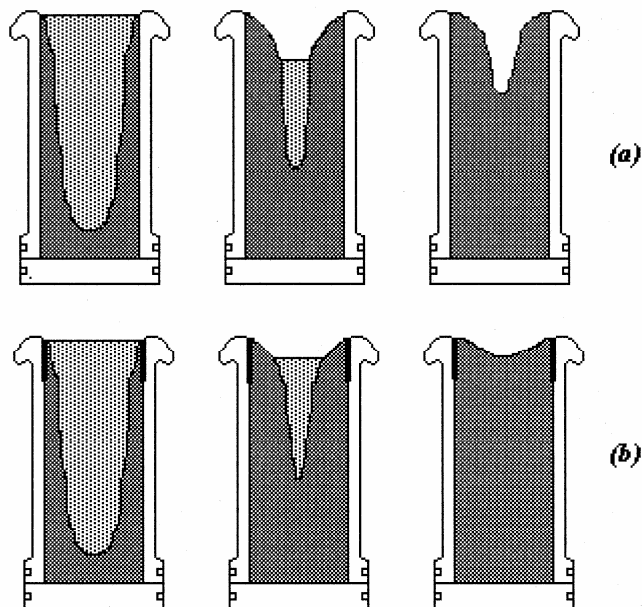


Figura 8.3 — Ilustração da formação de rechupes em lingotes industriais: a) sem cabeça quente; e b) com cabeça quente.

Zonas coquilhada, colunar e equiaxial

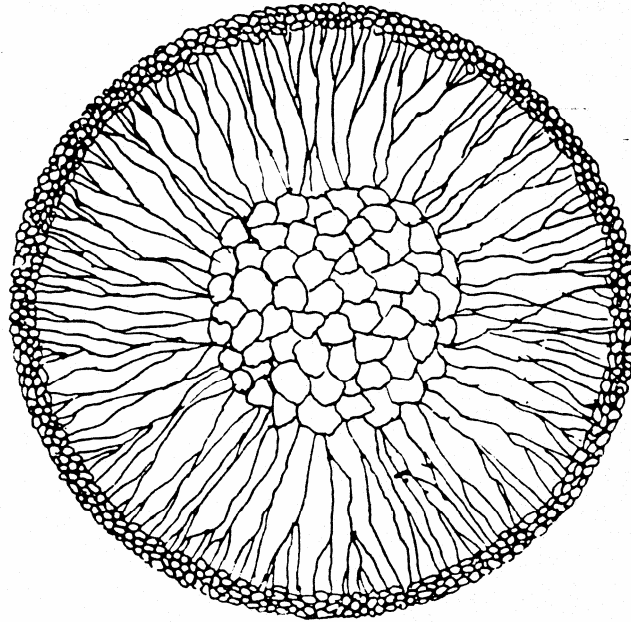


Fig. 7.4 Representação esquemática das zonas estruturais da macroestrutura de fundição (seção transversal de uma peça cilíndrica).

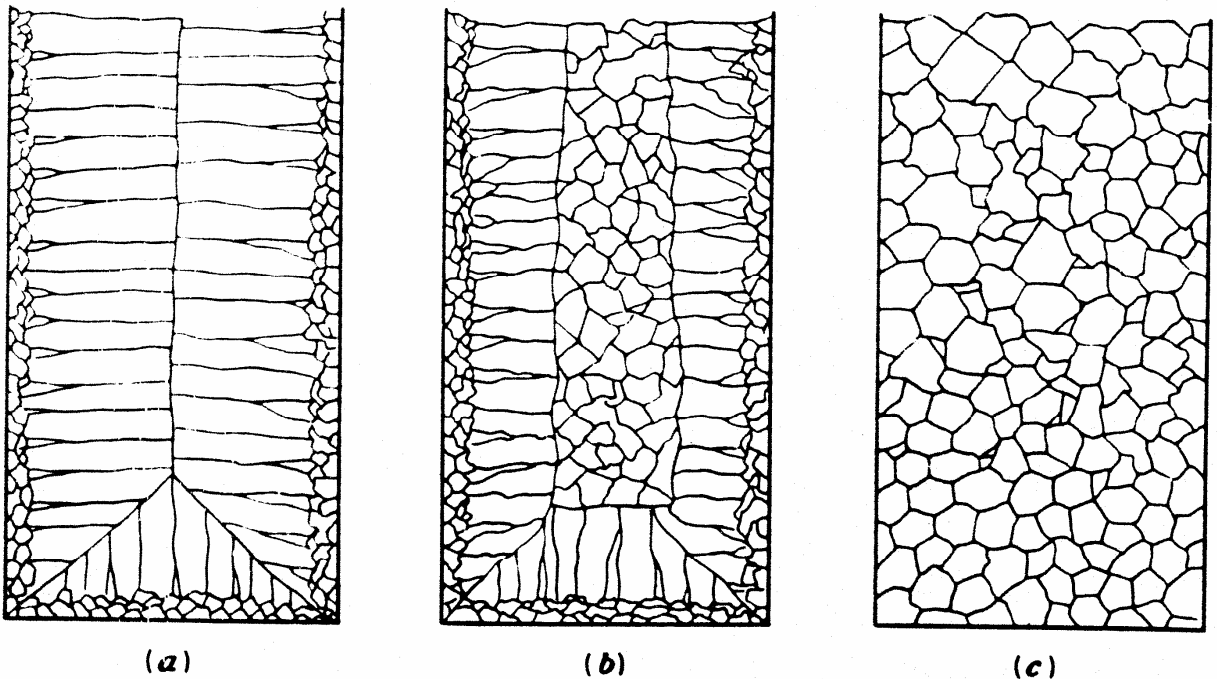


Fig. 7.5 Possíveis variações na macroestrutura de uma mesma peça (seção longitudinal), em função das condições de solidificação: (a) ausência de zona equiaxial central; (b) presença das três zonas; (c) ausência das zonas coquilha e colunar.

Zona coquilhada

Favorecida por:

- *Bom contato térmico metal/molde*
- *Baixo superaquecimento*
- *Baixa difusividade térmica no líquido*
- *Alta difusividade térmica do molde*
- *Uso de moldes refrigerados*
- *Superfície do molde com alta eficiência de nucleação*

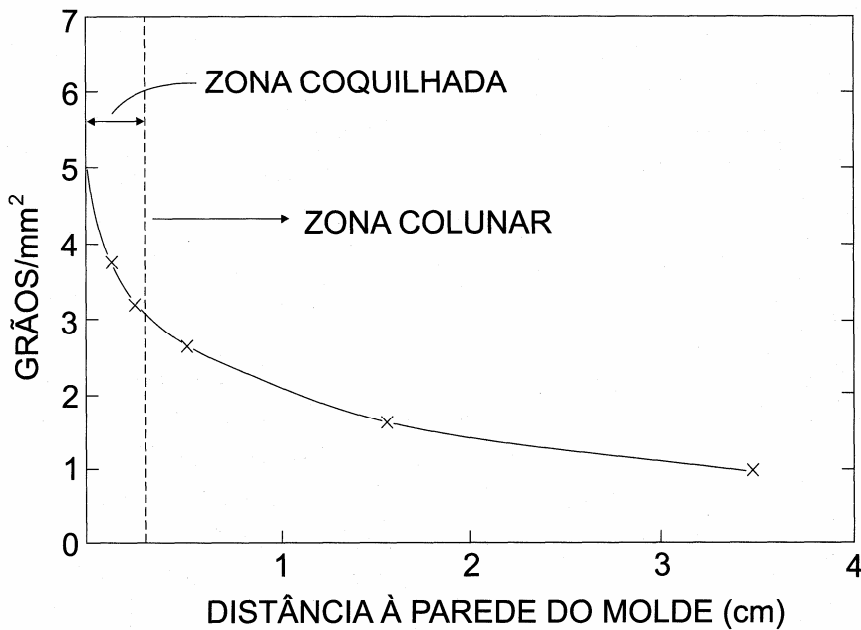


Figura 8.8 — Tamanho das zonas coquilhada e colunar e quantidade de grãos por unidade de área decorrente da solidificação de uma liga Al 2% Ag em molde metálico.

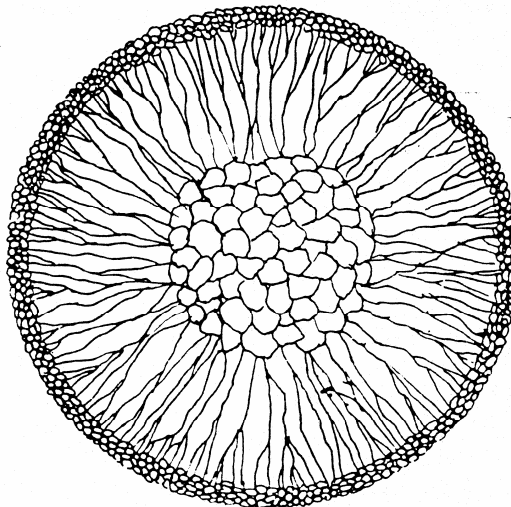


Fig. 7.4 Representação esquemática das zonas estruturais da macroestrutura de fundição (seção transversal de uma peça cilíndrica).

Zona colunar

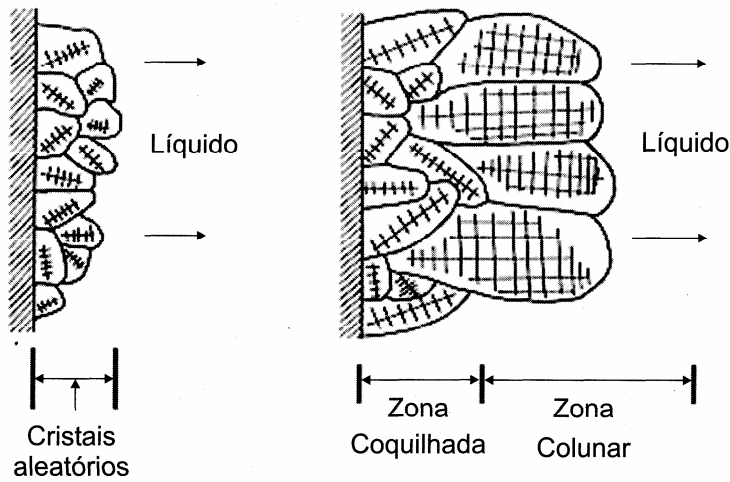
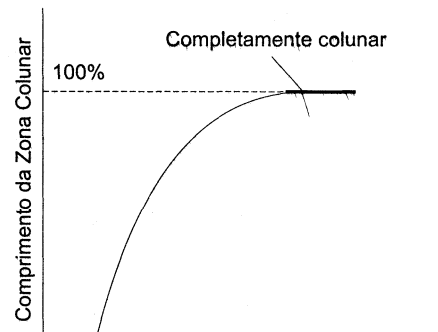


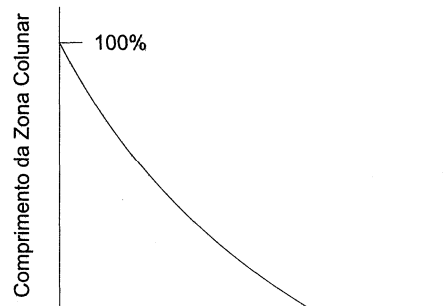
Figura 8.4 — Representação esquemática do crescimento de grãos na região coquilhada e do surgimento de grãos colunares a partir de grãos coquilhados com orientação favorável.

Favorecida por:

- *Alto superaquecimento*
- *Baixo teor de soluto da liga*
- *Baixa difusividade térmica do molde*
- *Uso de moldes pré-aquecidos*



(a) Superaquecimento de vazamento



(b) Teor de soluto

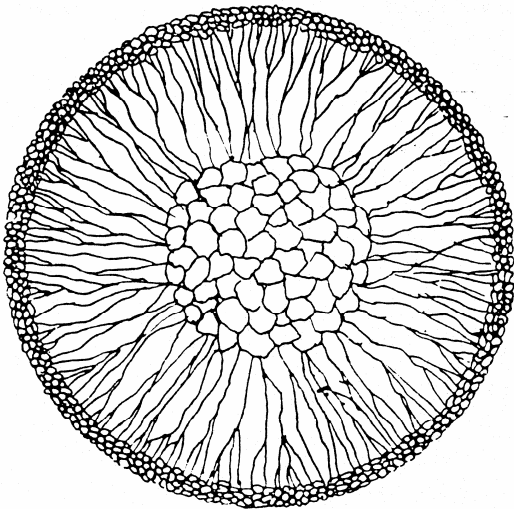
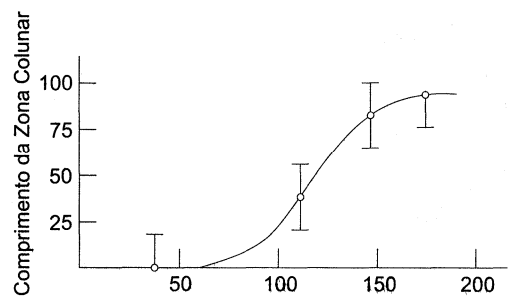


Fig. 7.4 Representação esquemática das zonas estruturais da macroestrutura de fundição (seção transversal de uma peça cilíndrica).



(c) Temperatura do Molde (°C)

Zona equiaxial

Formação competitiva com a zona colunar

Provenientes de:

- cristais coquilhados*
- ruptura de ramificações dendríticas por ação mecânica*
- refusão das bases das ramificações dendríticas secundárias*
- cristais formados na superfície superior do lingote*

Favorecida por:

- Baixo superaquecimento*
- Formação de dendritas longas*
- Movimento convectivo intenso do líquido*
- Vibração mecânica*
- Uso de agentes inoculantes*

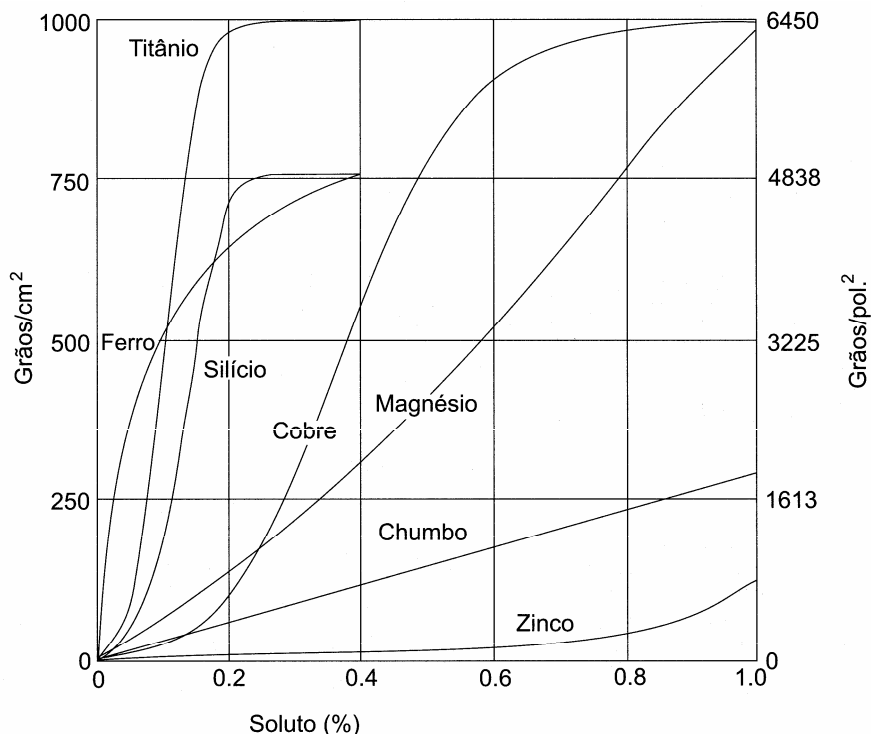


Figura 8.14 — Influência de elementos de liga (porcentagem em peso) no tamanho de grão de ligas de alumínio.

Propriedades mecânicas de estruturas colunares e equiaxiais

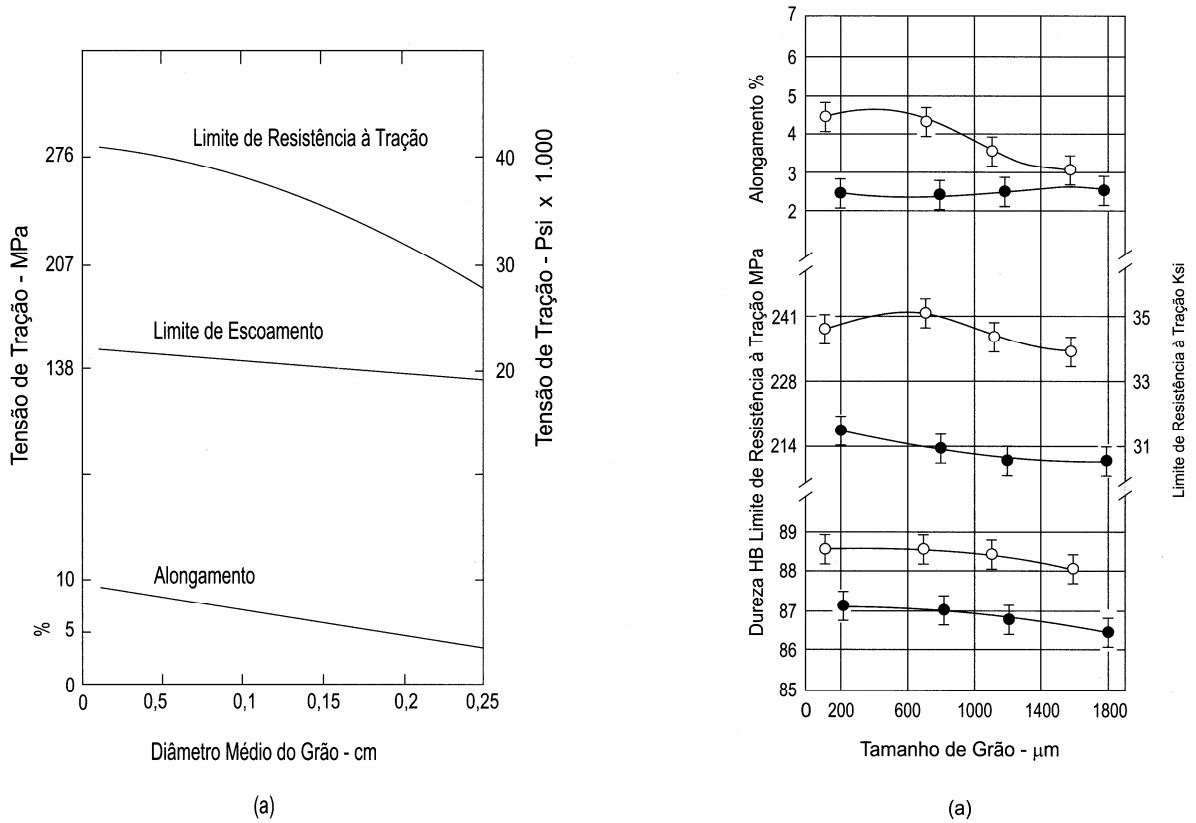


Figura 8.23 — Propriedades mecânicas de estruturas brutas de solidificação em função do tamanho de grão: a) Al 4,5% Cu; e b) Al 7% Si: pontos em negrito – modificada com sódio; e pontos claros – estado normal sem modificação (Rooy, 1988).

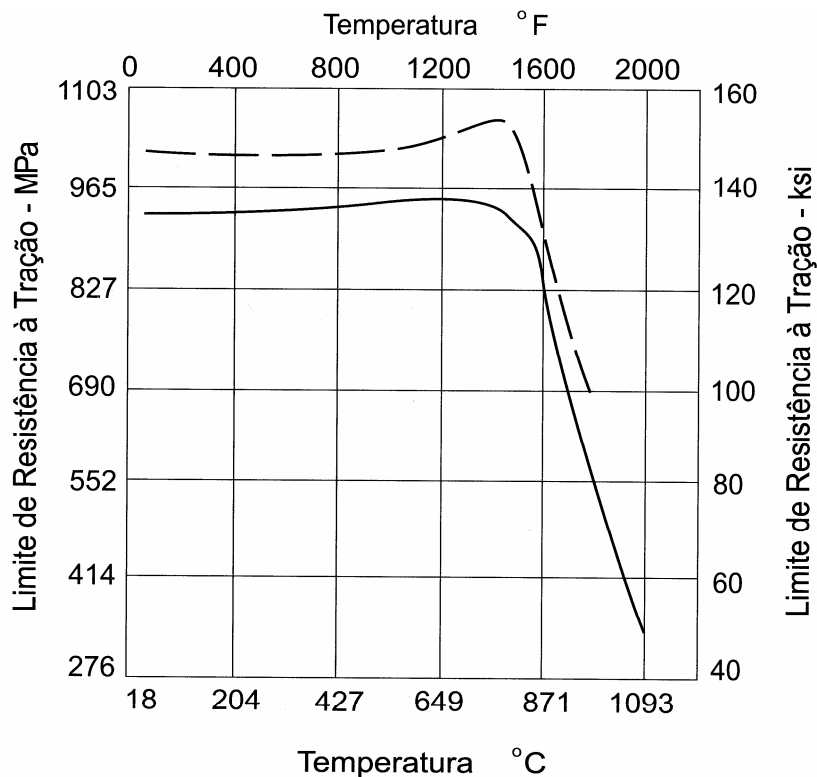


Figura 8.28 — Limite de resistência à tração em função da temperatura de uma liga Ni-Cr-Mo : --- estrutura colunar; e — estrutura equiaxial (Piwonka, 1988).

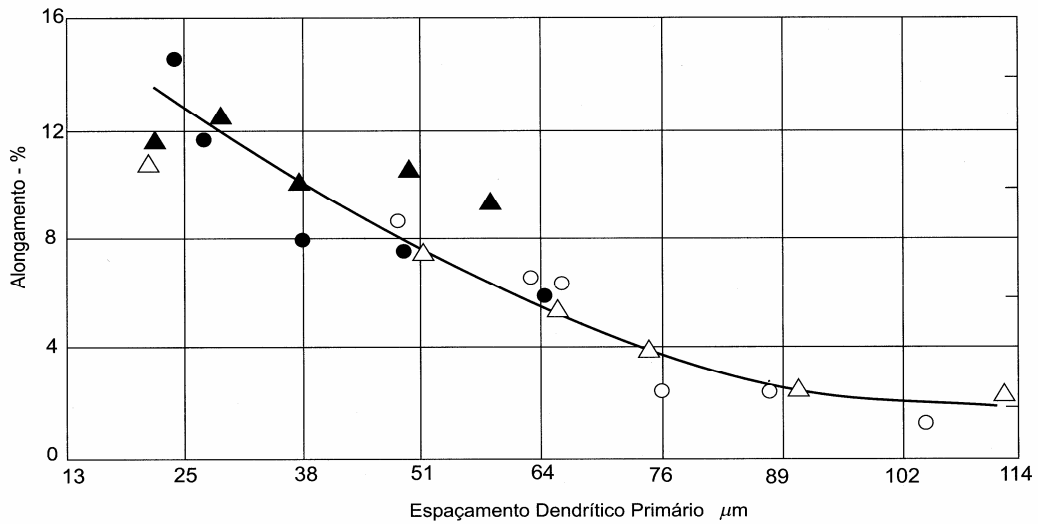
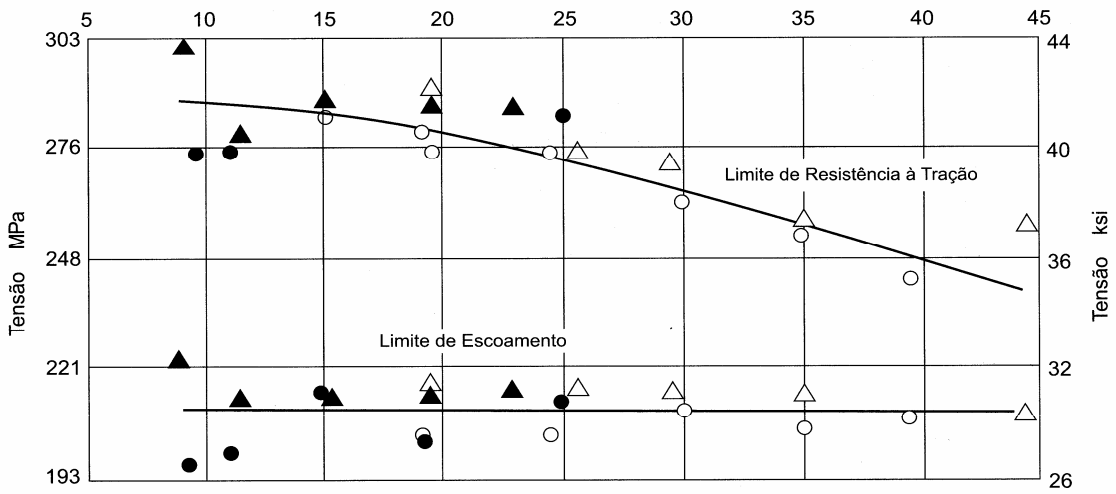


Figura 8.24 — Propriedades mecânicas da liga Al 7% Si em função do espaçamento dendrítico primário (Rooy, 1988).

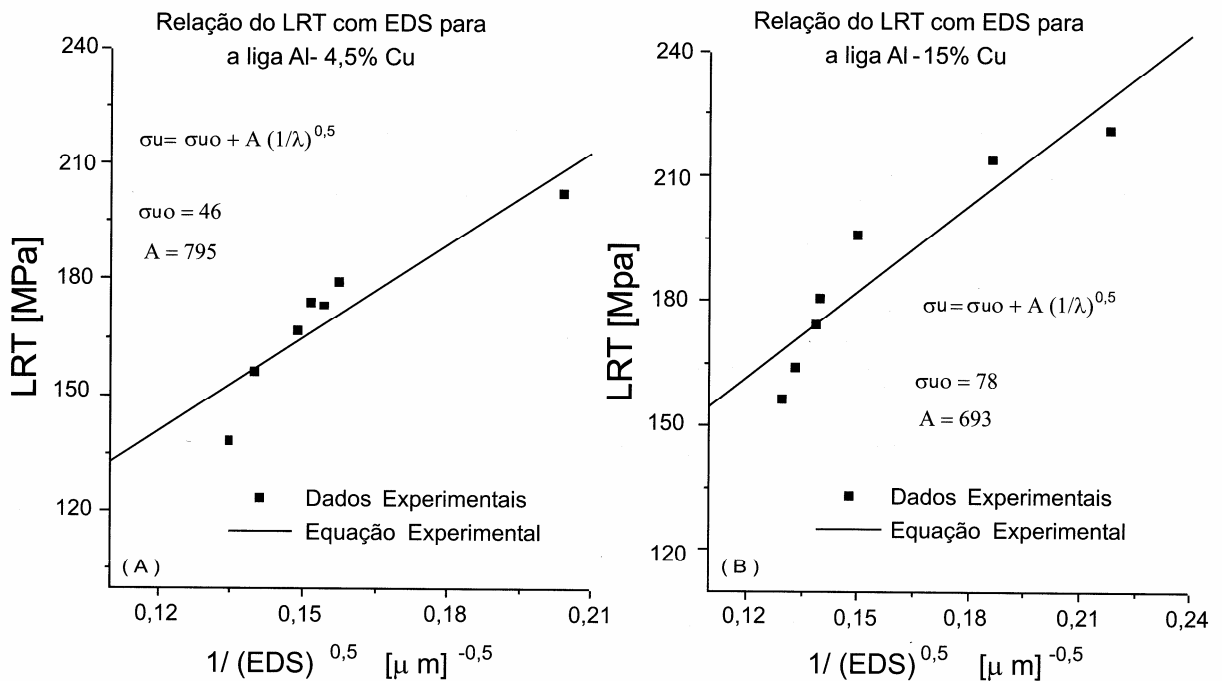


Figura 8.26 — Relação entre limite de resistência à tração (LRT) e espaçamentos dendríticos secundários (EDS) para as ligas Al 4,5% Cu e Al 15 % Cu.

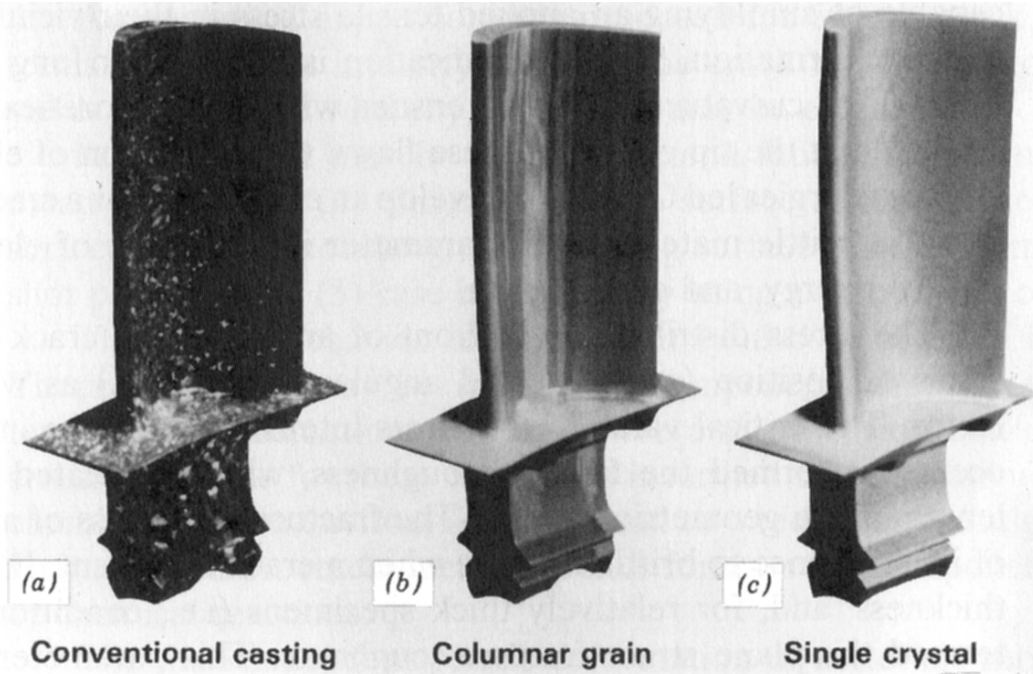


FIGURE 8.41 (a) Polycrystalline turbine blade that was produced by a conventional casting technique. High-temperature creep resistance is improved as a result of an oriented columnar grain structure (b) produced by a sophisticated directional solidification technique. Creep resistance is further enhanced when single-crystal blades (c) are used. (Courtesy of Pratt & Whitney.)

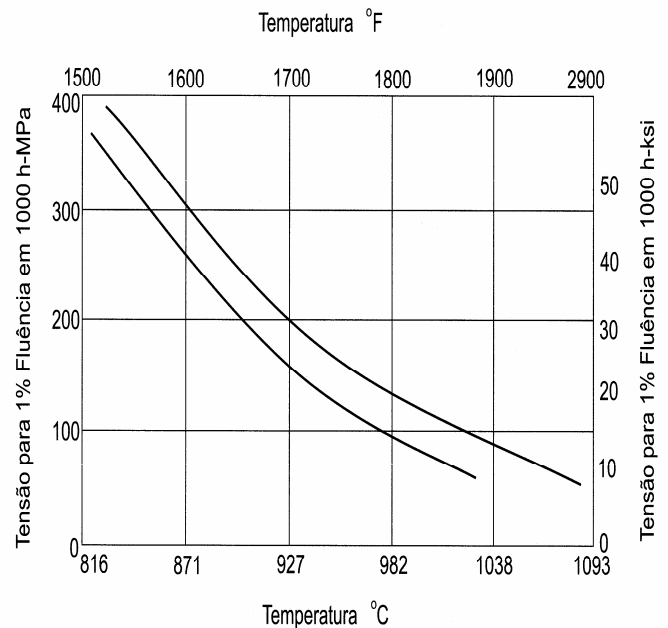
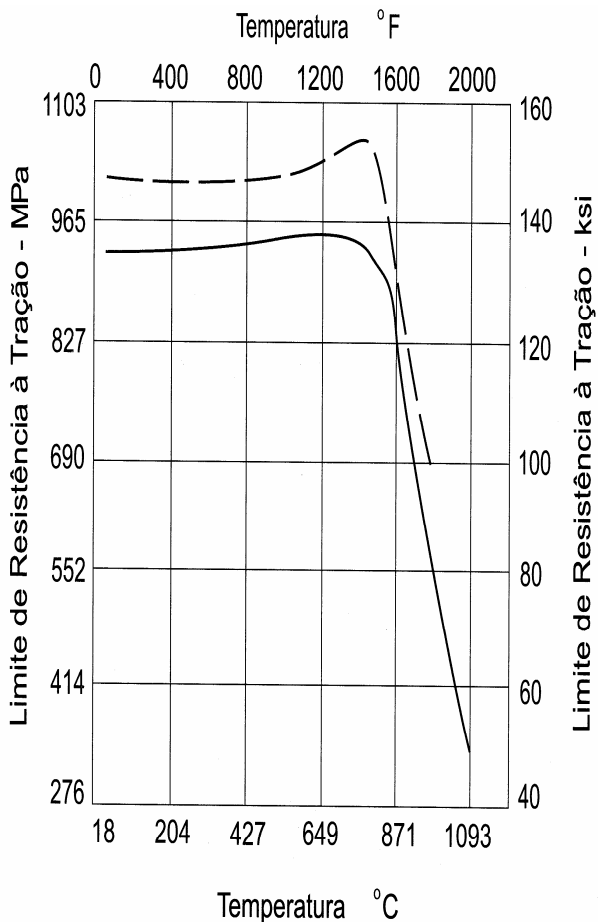


Figura 8.29 — Comparação entre as resistências à fluência de uma liga de níquel em função da temperatura: curva superior — estrutura monocristalina; e curva inferior — estrutura colunar (Piwonka, 1988).

Figura 8.28 — Limite de resistência à tração em função da temperatura de uma liga Ni-Cr-Mo : --- estrutura colunar; e — estrutura equiaxial (Piwonka, 1988).

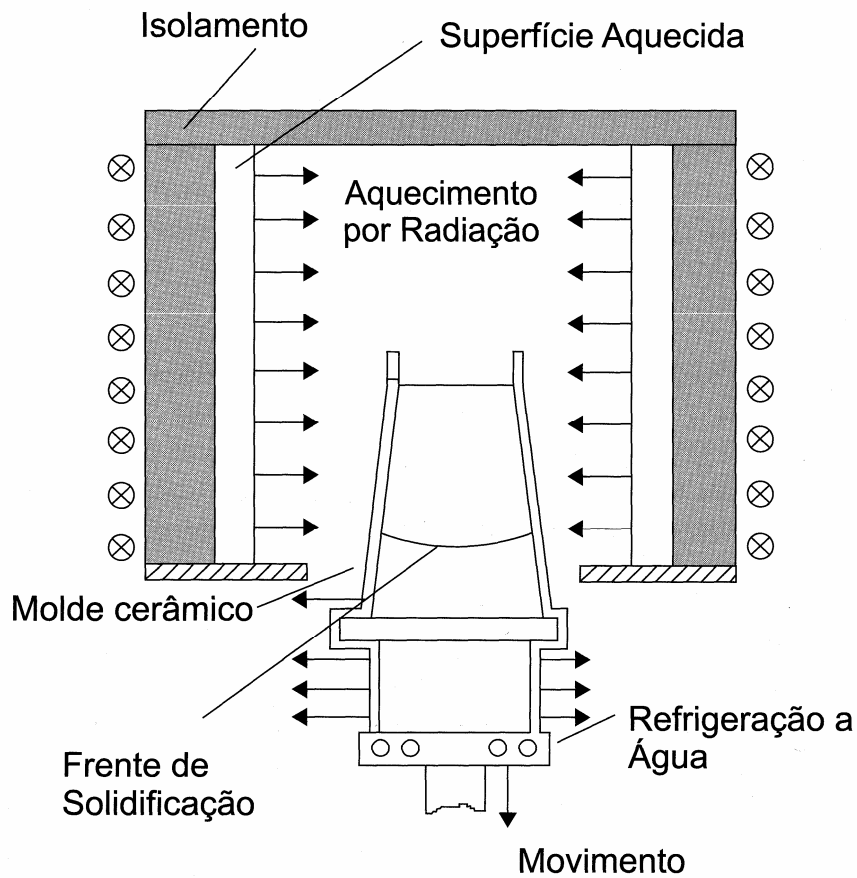


Figura 8.20 — Esquema do crescimento unidirecional de lâminas de turbinas.

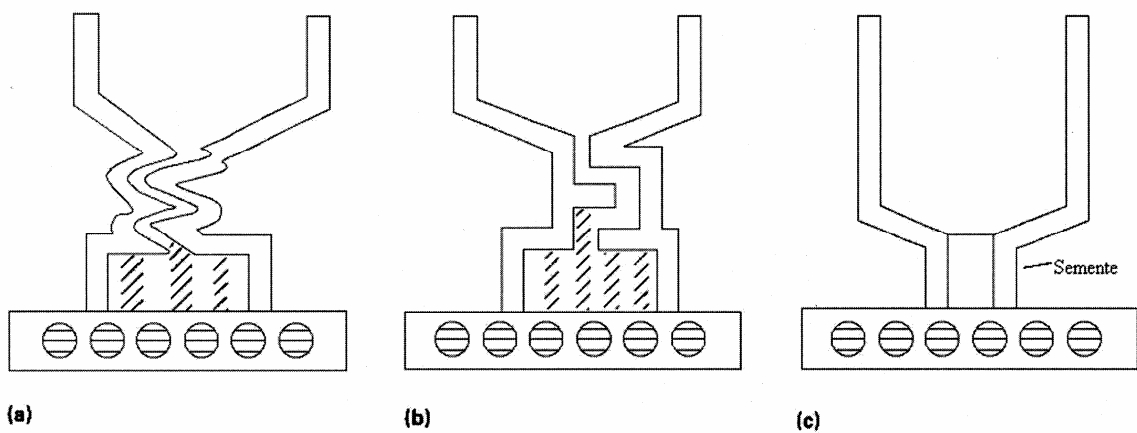


Figura 8.21 — Representações esquemáticas de métodos alternativos de produção de lâminas de turbinas com estruturas monocristalinas.

FLUXO DE LÍQUIDO NA SOLIDIFICAÇÃO

Fluidez de metais líquidos

A fluidez de um metal é conceituada, na prática de fundição, como sendo a habilidade que o metal tem de preencher todas as cavidades internas do molde (\neq viscosidade).

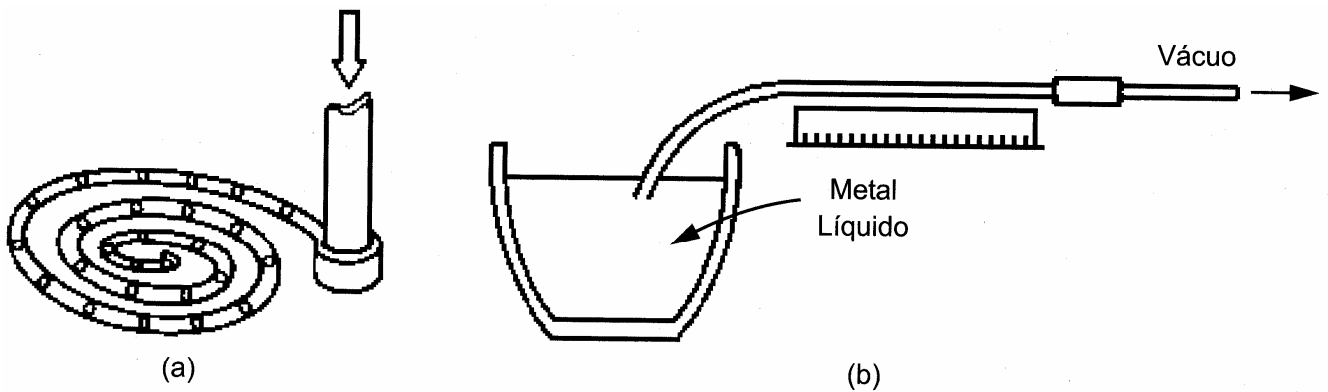


Figura 9.2 — Ensaios de fluidez: a) espiral; e b) vácuo.

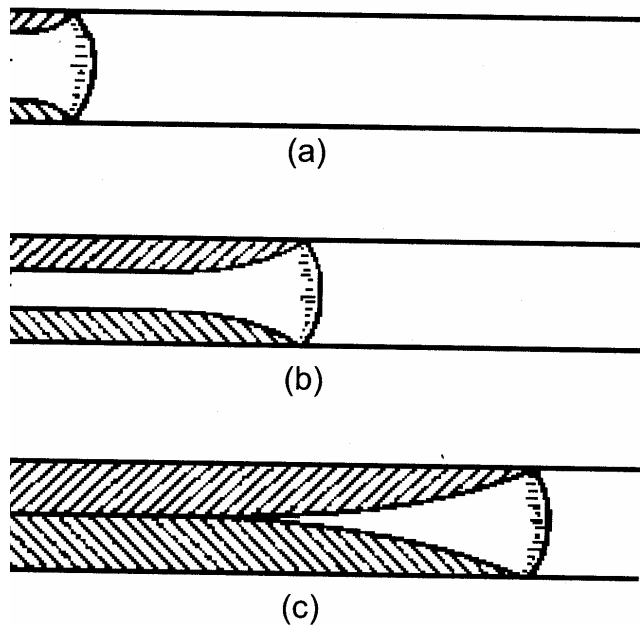


Figura 9.3 — Fluxo de metal através de canal de ensaio de fluidez: a) início do fluxo; b) durante o fluxo; e c) no final quando as frentes de solidificação bloqueiam a entrada de metal líquido.

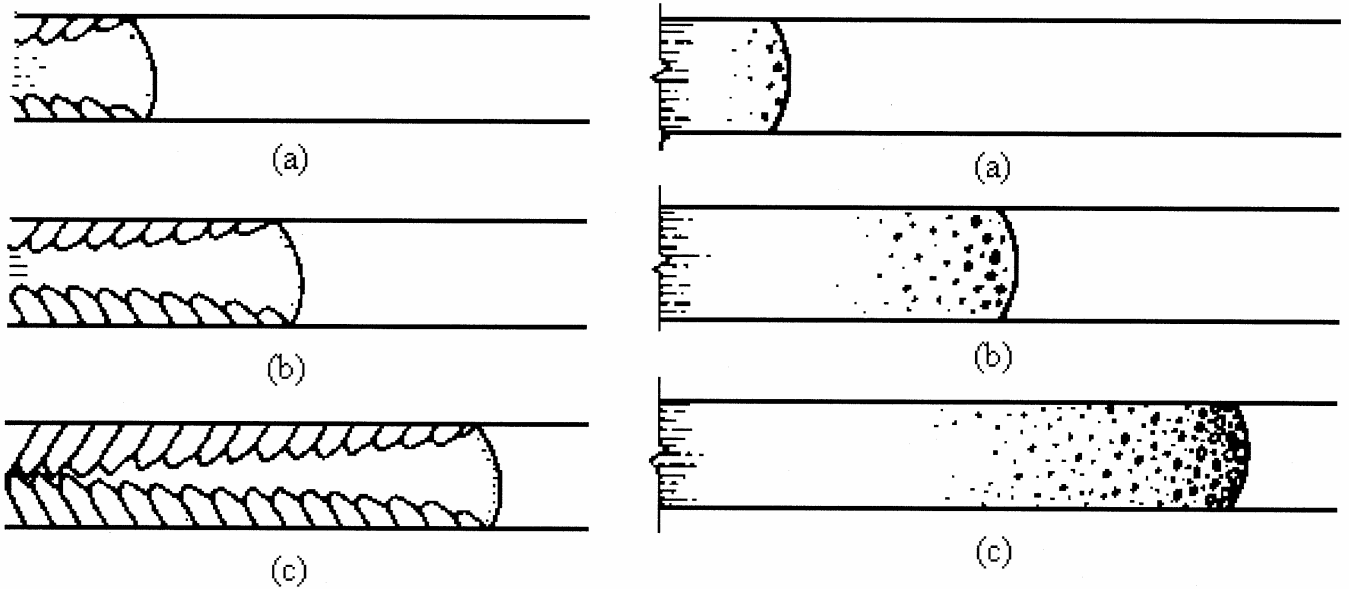


Figura 9.5 — Sequência do fluxo de metal líquido em ensaio de fluidez: à esquerda – crescimento colunar; e à direita – crescimento equiaxial.

A fluidez depende de:

- *variáveis do metal: temperatura do metal líquido, viscosidade, calor latente, condutividade térmica, calor específico, densidade;*
- *variáveis do molde e metal/molde: condutividade térmica, calor específico e densidade do molde, coeficiente de transferência de calor metal/molde;*
- *variáveis do ensaio: altura do metal líquido e diâmetro do canal.*
- *outras variáveis: tensão superficial, formação de películas superficiais, pressão de gases desenvolvida na solidificação.*

Convecção no líquido

Convecção no líquido ocorre:

- por ação mecânica no vazamento;*
- induzida termicamente;*
- por diferença de densidade (composição e contração).*

Efeitos:

- aumenta a região de grãos equiaxiais;*
- refina o grão;*
- maior homogeneidade microestrutural e química;*
- diminui o superaquecimento.*

Fluxo de líquido interdendrítico

- A existência de uma rede dendrítica dificulta a alimentação de líquido para as regiões vazias decorrentes da contração volumétrica.*
- Fluxo de líquido em meios porosos.*
- rede dendrítica com muitas ramificações leva à formação de microporosidades na peça fundida.*

SEGREGAÇÃO

Segregação – diferenças de composição na peça fundida.

Microsegregação – diferenças de curto alcance.

Macrosegregação – diferenças de longo alcance.

Microsegregação

Refere-se à modificação de composição em função da rejeição de soluto entre ramificações celulares, dendríticas ou entre contornos de grão..

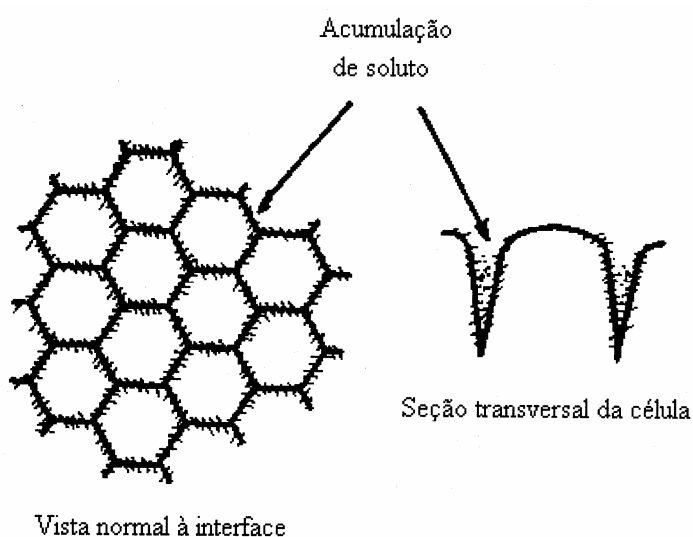


Figura 9.9 — Representação esquemática da distribuição de soluto na solidificação celular.

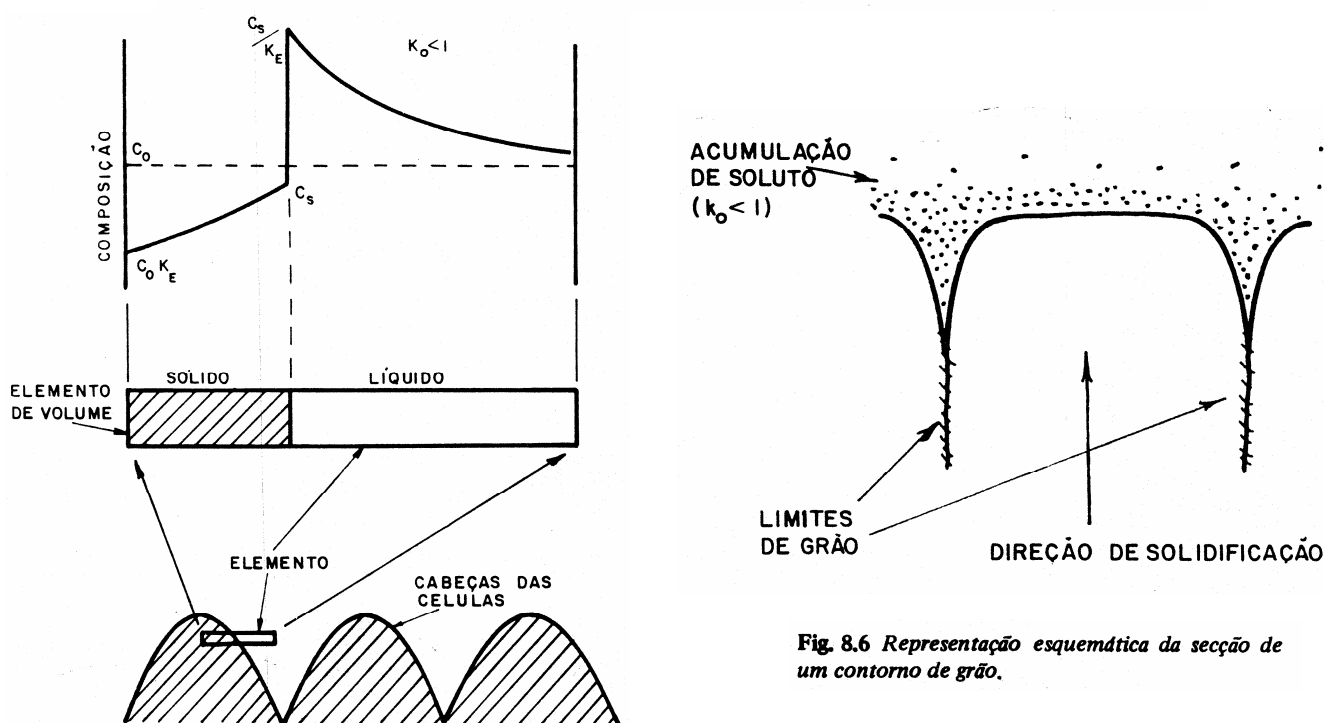


Fig. 8.2 Redistribuição de soluto em um crescimento celular.

Fig. 8.6 Representação esquemática da seção de um contorno de grão.

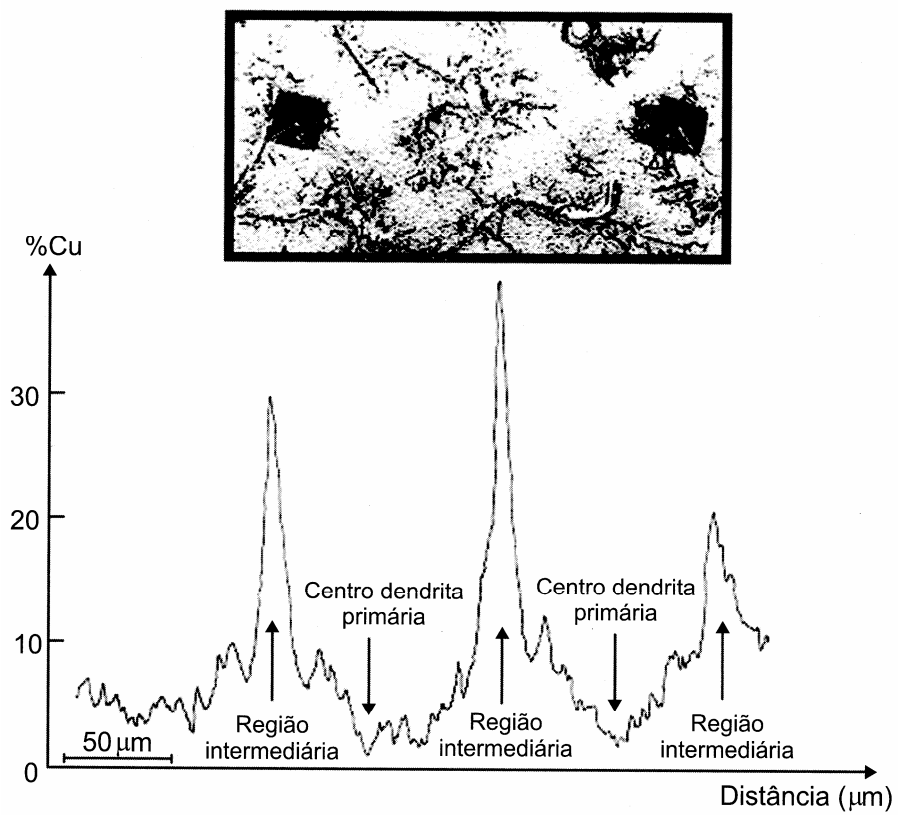


Figura 9.13 — Distribuição de soluto entre ramificações primárias – liga Al 5% Cu (Losz, 1978).

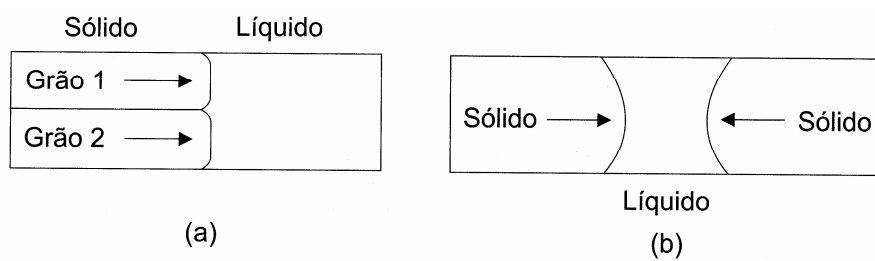


Figura 9.15 — a) Contorno de grão paralelo à direção de crescimento; e b) Contorno de grão produzido por crescimento equiaxial.

Macrossegregação

Refere-se à segregação de longo alcance causada pelo movimento de líquido ou sólido. É avaliada normalmente através da relação:

$$\Delta C = \bar{C}_S - C_0$$

Segregação positiva: $\bar{C}_S > C_0$

Segregação negativa: $\bar{C}_S < C_0$

Segregação normal

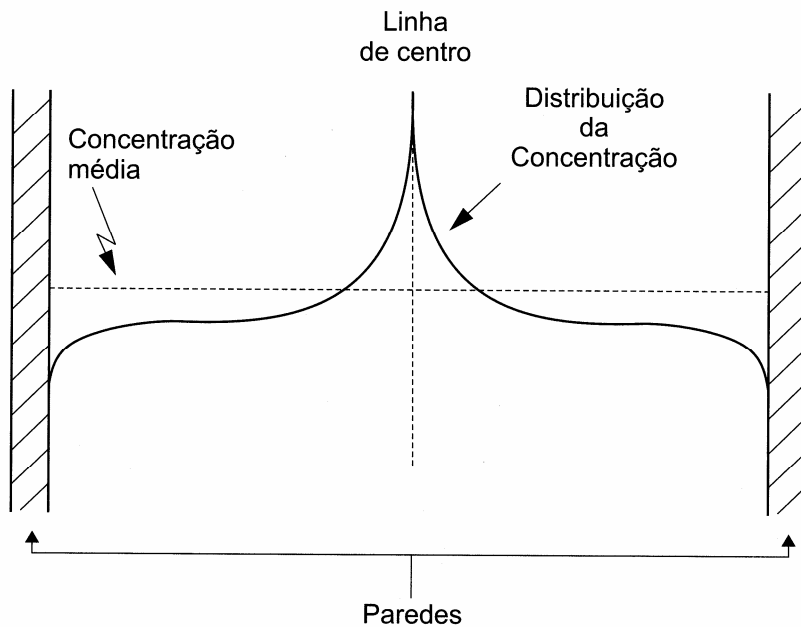


Figura 9.16 — Segregação normal na solidificação de um lingote colunar.

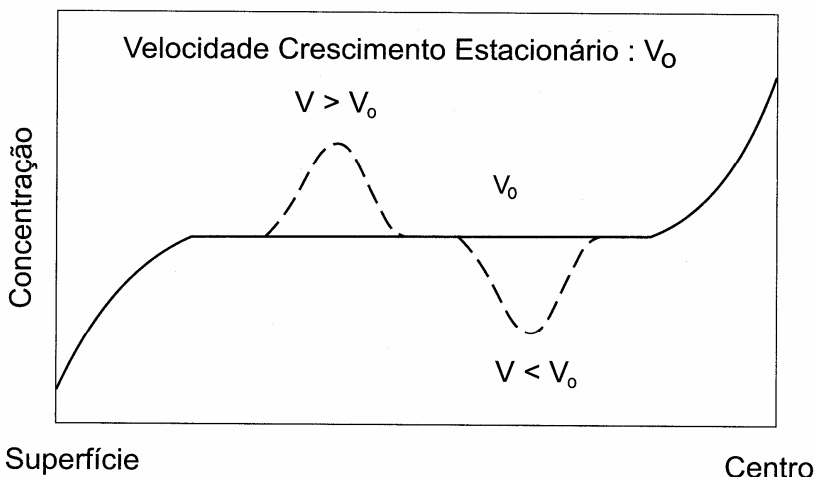


Figura 9.17 — Distribuição de soluto típica de solidificação com frente plana com alterações na velocidade de deslocamento da interface S/L durante o processo.

Segregação inversa

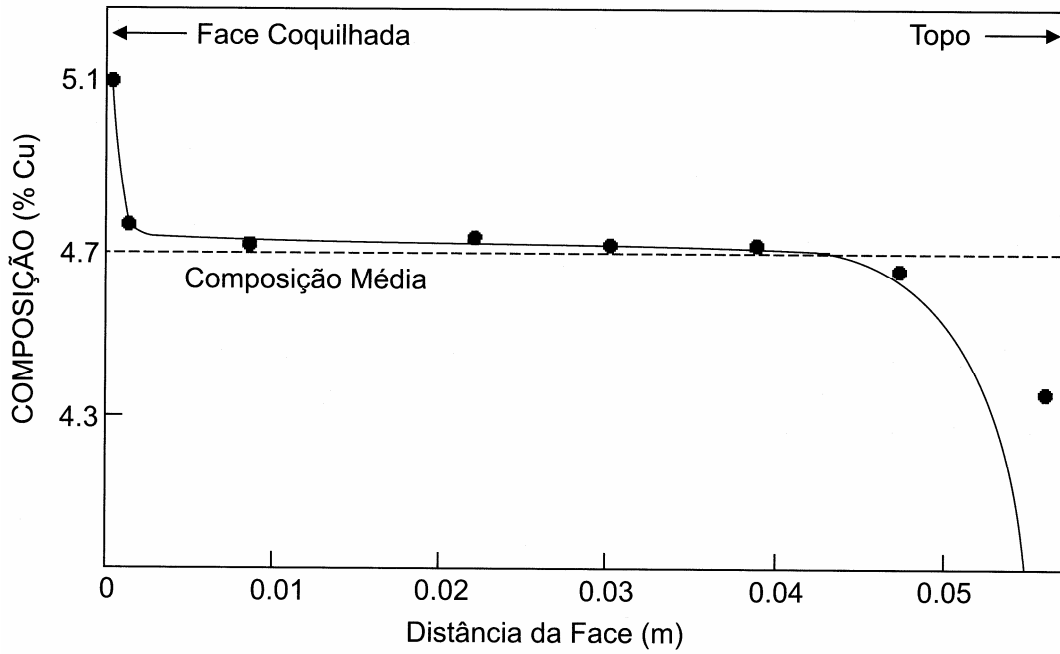


Figura 9.18 — Comparação entre resultados experimentais e calculados relativos à segregação inversa da liga Al 4,7% Cu (Ynoue, 1992).

Segregação em lingotes industriais

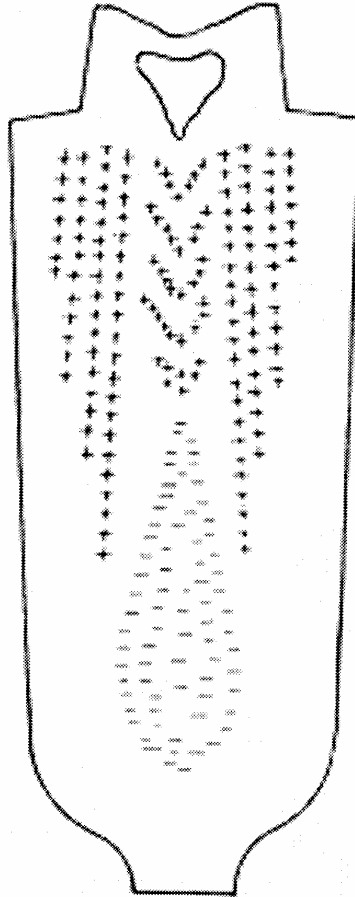


Figura 9.22 — Segregação do enxofre típica de lingotes de aço acalmados.

Processos de fundição

A base de todos os processos de fundição consiste em alimentar o metal líquido, na cavidade de um molde com o formato requerido, seguindo-se um resfriamento, a fim de produzir um objeto sólido resultante de solidificação. Os vários processos diferem, principalmente, na maneira de formar o molde. Em alguns casos, como no da moldagem em areia, constrói-se um molde para cada peça a ser fundida e, subseqüentemente, ele é rompido para remover-se o fundido, ou seja, para desmoldá-lo. Em outros casos, como por exemplo, na fundição sob pressão, usa-se um molde permanente, repetidas vezes, para uma sucessão de fundições, removendo-se o fundido após cada fundição, sem danificar o molde. Em ambos os casos, entretanto, é necessária uma provisão de metal líquido que preencha todas as partes do sistema e permaneça no local até que a solidificação termine.

As etapas básicas e a terminologia podem ser mais bem ilustradas considerando-se a fundição de um objeto simples num molde de areia, conforme se vê na Fig. 6.1. Primeiro, é necessário um *modelo* do objeto a ser fundido. Ele pode ser manufaturado com madeira, metal ou outros materiais. O molde é feito por empacotamento de areia, em torno do modelo, toda a estrutura estando contida numa *caixa de moldagem* (ou frasco).

Usualmente, o molde é feito em duas partes: uma superior (caixa superior) e outra inferior (caixa inferior). Durante o processo de moldagem, a superfície do modelo é tratada para facilitar sua remoção após a moldagem. Se o fundido deve possuir regiões ocas, são feitos modelos separados denominados *machos*, que são colocados no interior da cavidade deixada pelo modelo do fundido. O espaço entre a cavidade e o macho será então preenchida pelo metal líquido, que solidifica, formando-se a peça fundida.

A provisão de metal é feita pela alimentação do metal líquido por meio de um sistema de *canais de alimentação* existentes no molde. Ao mesmo tempo faz-se uma grande abertura rebaixada, denominada *bacia de vazamento*, para facilitar a entrada do metal no molde. São abertos canais alargados para permitir que o metal esorra para fora da cavidade do molde após seu preenchimento, mantendo assim uma cabeça metalostática durante a solidificação. Estes canais são conhecidos como *massalotes* ou *montantes*. A Fig. 6.2 mostra, em diagrama, a terminologia do sistema de entrada do metal e alimentação do molde.

Terminada a solidificação, a peça fundida é removida do molde por um processo conhecido como *desmoldagem*. Em seguida, os machos são extraídos por impacto e os alimentadores são cortados. A areia restante é removida e a peça fundida está pronta para as operações de usinagem superficial, denominadas *rebarbação*.

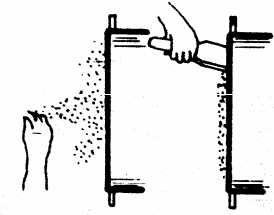
Nos processos de molde permanente, são usados normalmente moldes metálicos, que possuem os requisitos necessários para os sistemas de vazamento e alimentação. As dificuldades que envolvem a produção de moldes metálicos são responsáveis pelo alto custo dos processos que utilizam moldes permanentes.

Durante o processo de solidificação no molde, pode-se conseguir o controle da direção de crescimento da interface sólido/líquido por meio do controle do fluxo de calor no molde. A solidificação pode ser acelerada no local pela utilização de *resfriadores* ou *coquilhadores*, que se constituem em aletas metálicas, capazes de extrair calor mais rapidamente que o material do molde. Por outro lado, usando materiais isolantes ou compostos exotérmicos, as condições de fluxo de calor podem ser controladas para permitir maior resfriamento numa região particular do molde.

Torna-se bastante complexa a análise global da seqüência de eventos técnicos da fundição, desde o projeto da peça e do molde até a obtenção do produto final, pois envolve não somente as técnicas centrais de preparação, fundição, desmodelagem e rebarbação, mas também todas as técnicas associadas, desde o planejamento inicial até a inspeção final. O esquema geral de preparação e produção da tecnologia de fundição é mostrado esquematicamente na Fig. 6.3.

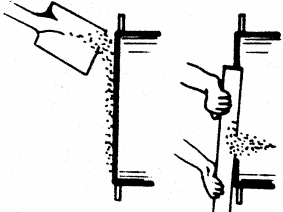
Moldagem em areia

APLICAÇÃO DA SUPERFÍCIE DE SEPARAÇÃO



SOLAGEM

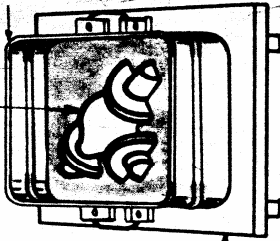
ENCHIMENTO COM AREIA



RASPAGEM DO EXCESSO DE AREIA

METADE INFERIOR DO MODELO

METADE INFERIOR DA CARÇAÇA



MESA DE MOLDAGEM

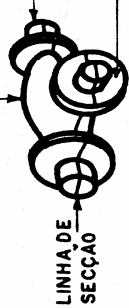
1. A PARTE INFERIOR DO MODELO É COLOCADA SOBRE A MESA DE MOLDAGEM, NA PARTE INFERIOR DA CARÇAÇA



METADE SUPERIOR

REPRODUÇÃO DO MACHO

METADE INFERIOR

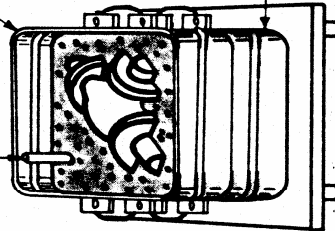


LINHA DE SEÇÃO

MODELO

TOPO

CANAL VERTICAL



BASE

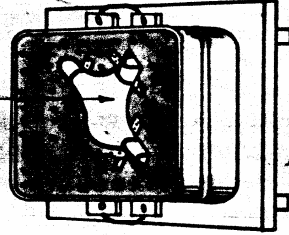
3. A METADE INFERIOR DO MOLDE É INVERTIDA, E A METADE SUPERIOR DO MODELO E DA CARÇAÇA SÃO FIXADAS NA POSIÇÃO.

4. A METADE SUPERIOR DO MOLDE É PREPARADA DA MESMA FORMA QUE ANTERIORMENTE.

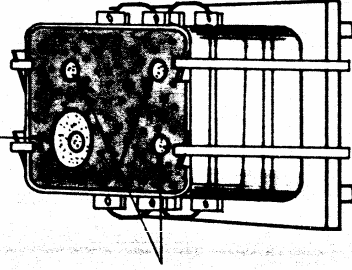
CANAL DE ENTRADA

CANAL VERTICAL

CONJUNTO DO MACHO



BACIA DE VAZAMENTO



5. A CARÇAÇA É SEPARADA, OS MODELOS SÃO REMOVIDOS, O MACHO É POSICIONADO E ENTÃO, AS CAIXAS SÃO FECHADAS.

6. QUANDO AS CAIXAS SÃO FECHADAS E FIXADAS LATERALMENTE, O CONJUNTO ESTÁ PRONTO PARA O VAZAMENTO.

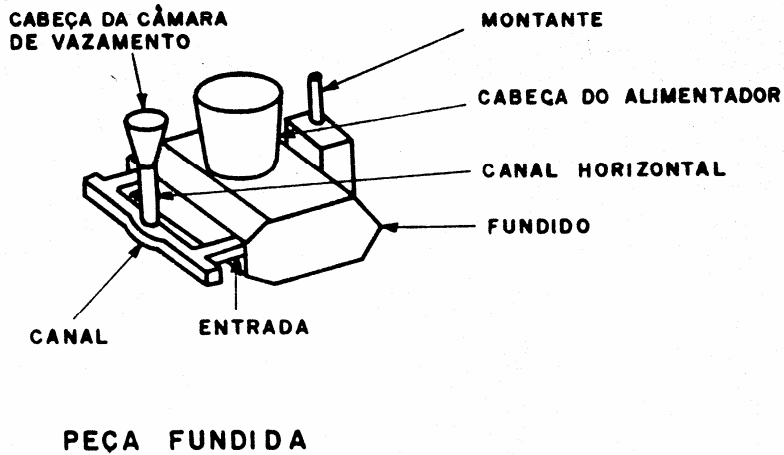
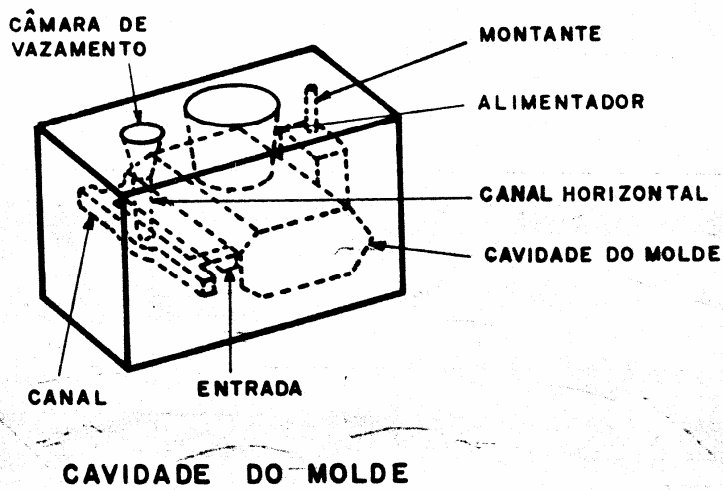
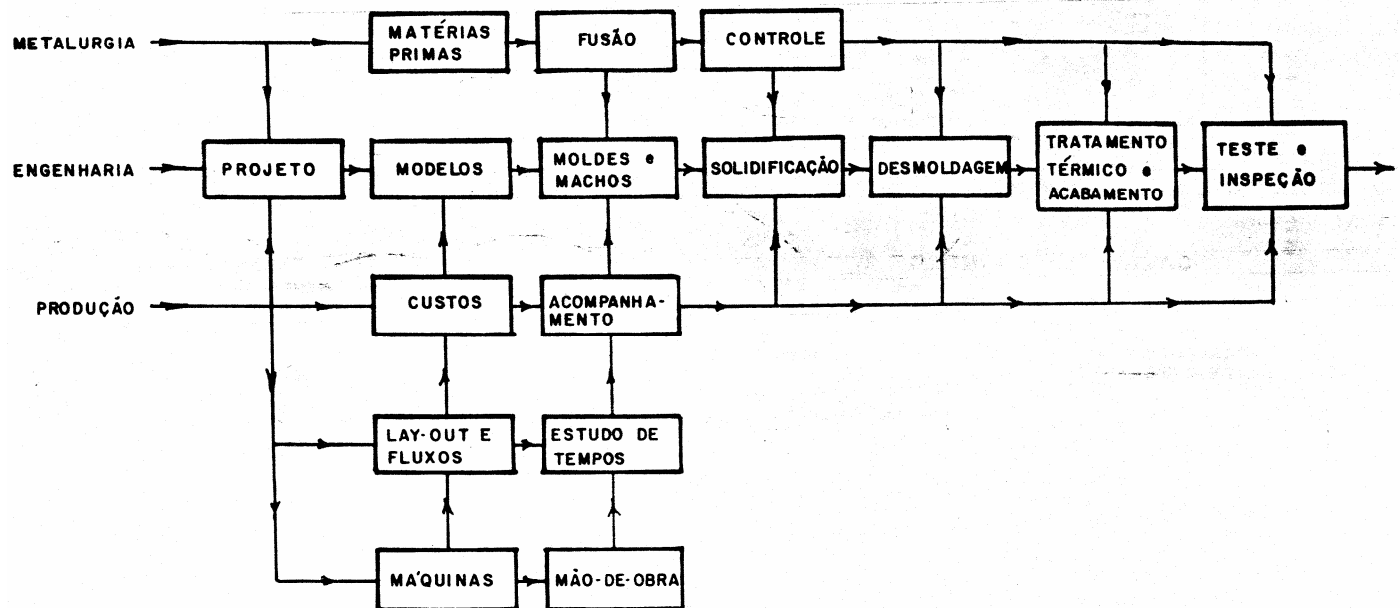


Fig. 6.2 Terminologia dos sistemas de canais de alimentação.

Fig. 6.3 Representação esquemática de linhas de produção e principais atividades de uma moderna fundição em areia.



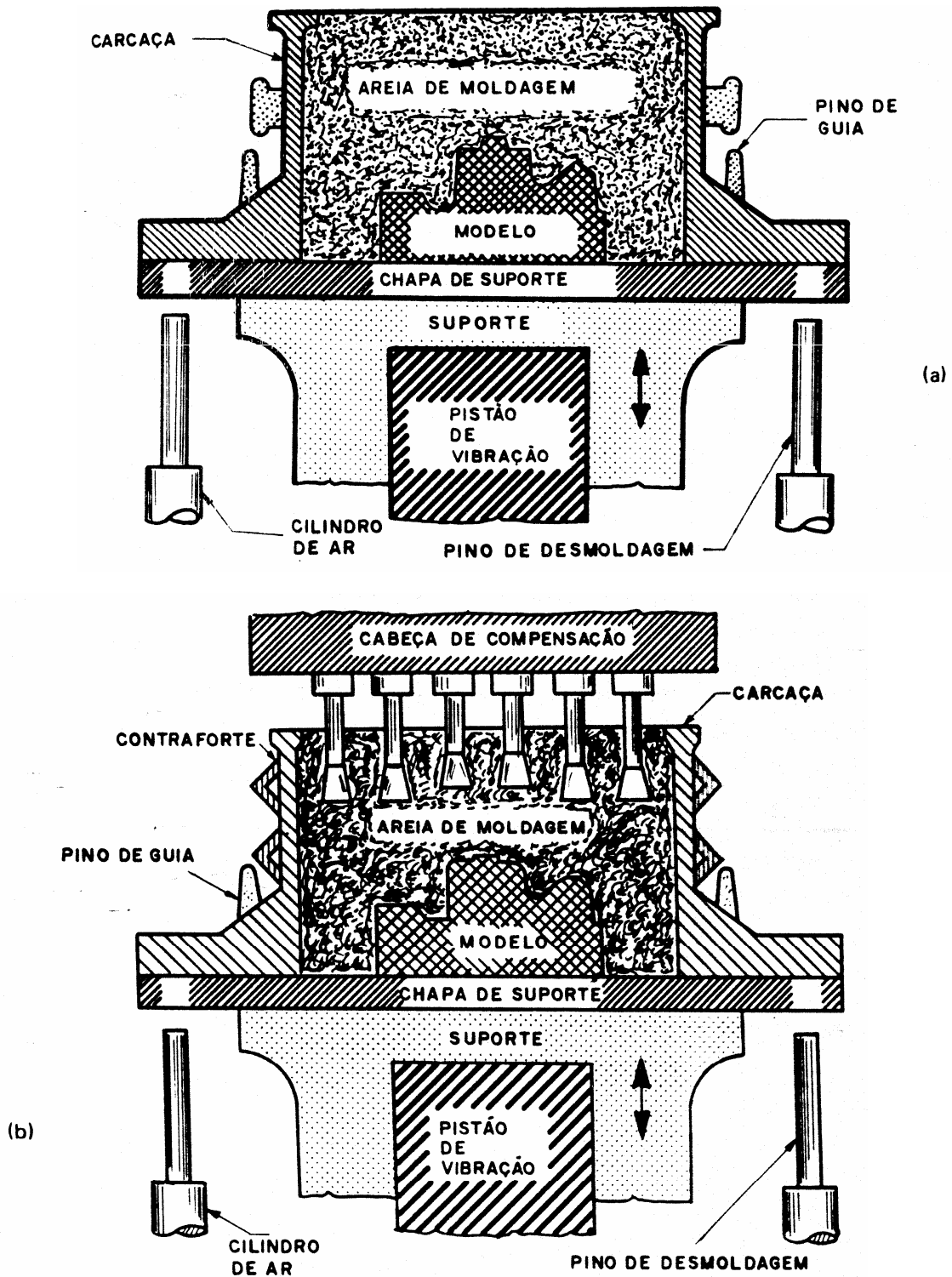
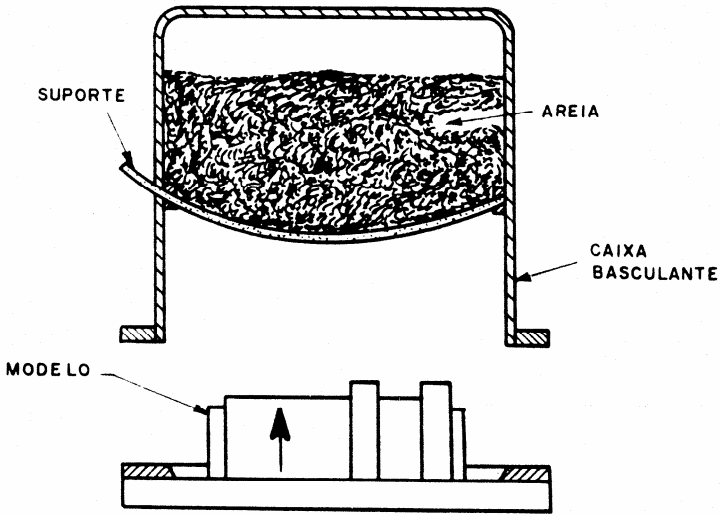
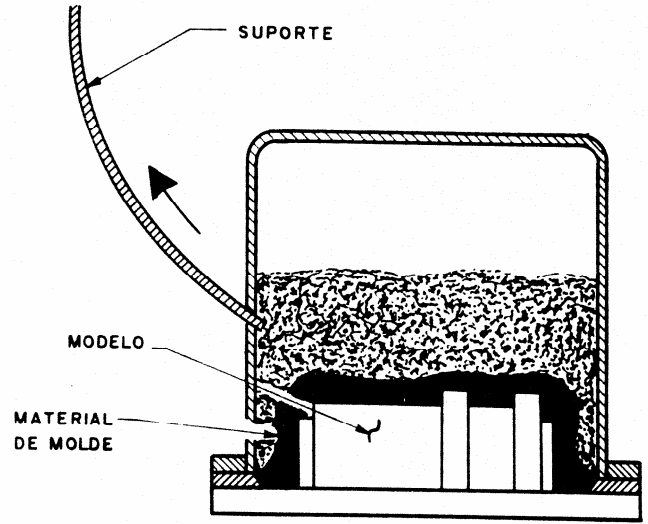


Fig. 6.6 Componentes essenciais de: (a) equipamento de moldagem com vibração. A vibração é produzida por levantamento e abaixamento do suporte; (b) equipamento de moldagem por vibração-compressão. Após a compactação pela vibração, é aplicada uma pressão de compressão.

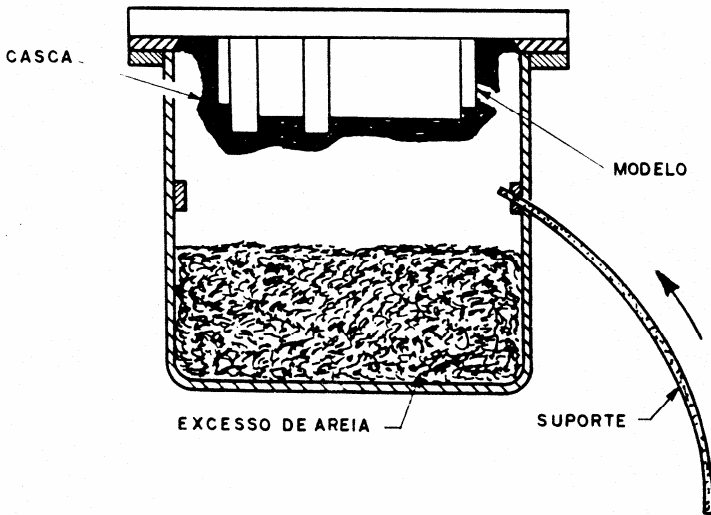
Fig. 6.9 Etapas da produção de molde em casca usando uma caixa basculante.



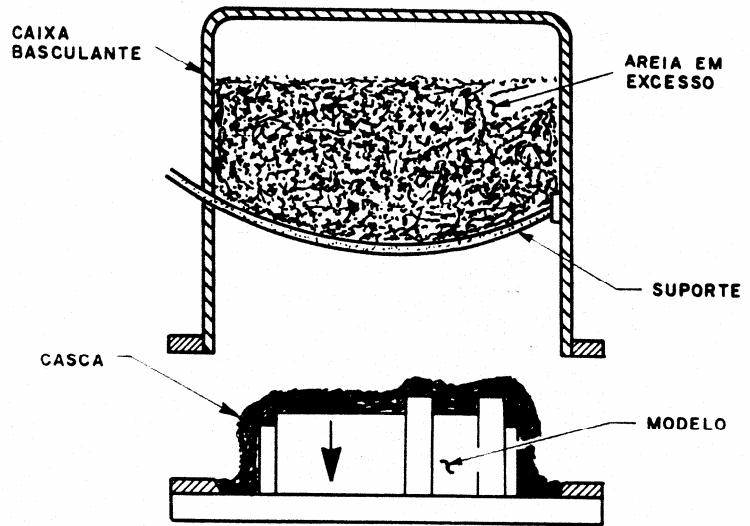
(a) MODELO SENDO LEVANTADO PARA A CAIXA BASCULANTE



(b) MODELO CONECTADO A CAIXA/SUPORTE RETIRADO/A AREIA SOBRANTE CAI



(c) MODELO E CAIXA INVERTIDA, O EXCESSO DE AREIA CAI, O SUPORTE É TRAZIDO PARA A POSIÇÃO INICIAL



(d) POSIÇÃO ORIGINAL, O SUPORTE RETÉM O EXCESSO DE AREIA, O MODELO E A CASCA SÃO ABAIXADOS

Moldagem por cera perdida

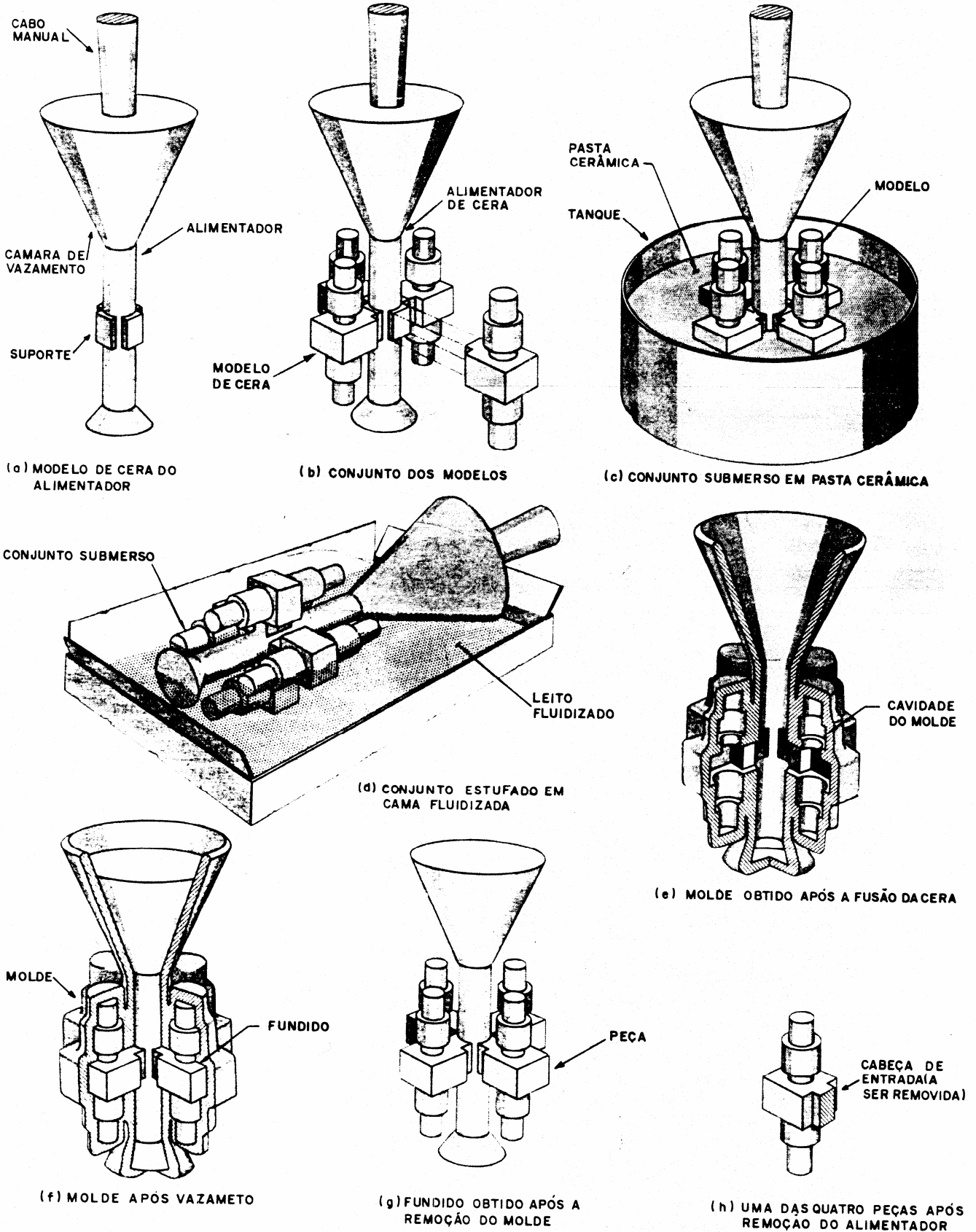


Fig. 6.12 Etapas da produção de uma moldagem por cera perdida.

Fundição sob pressão

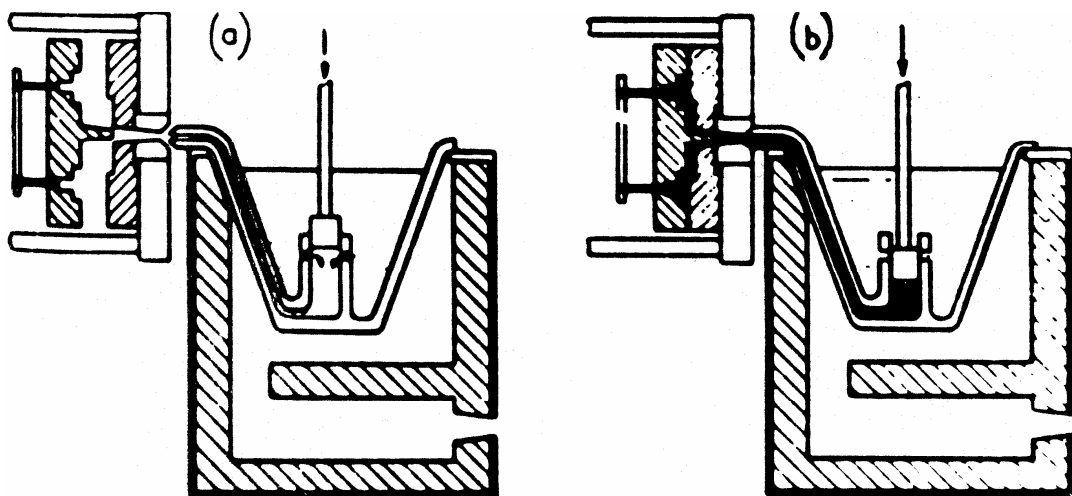


Fig. 6.18 Equipamento de fundição de câmara fria em matriz, operado por pistão (equipamento de tubo curvado): (a) molde aberto antes da injeção do metal; (b) pistão operando para a injeção de metal no molde.

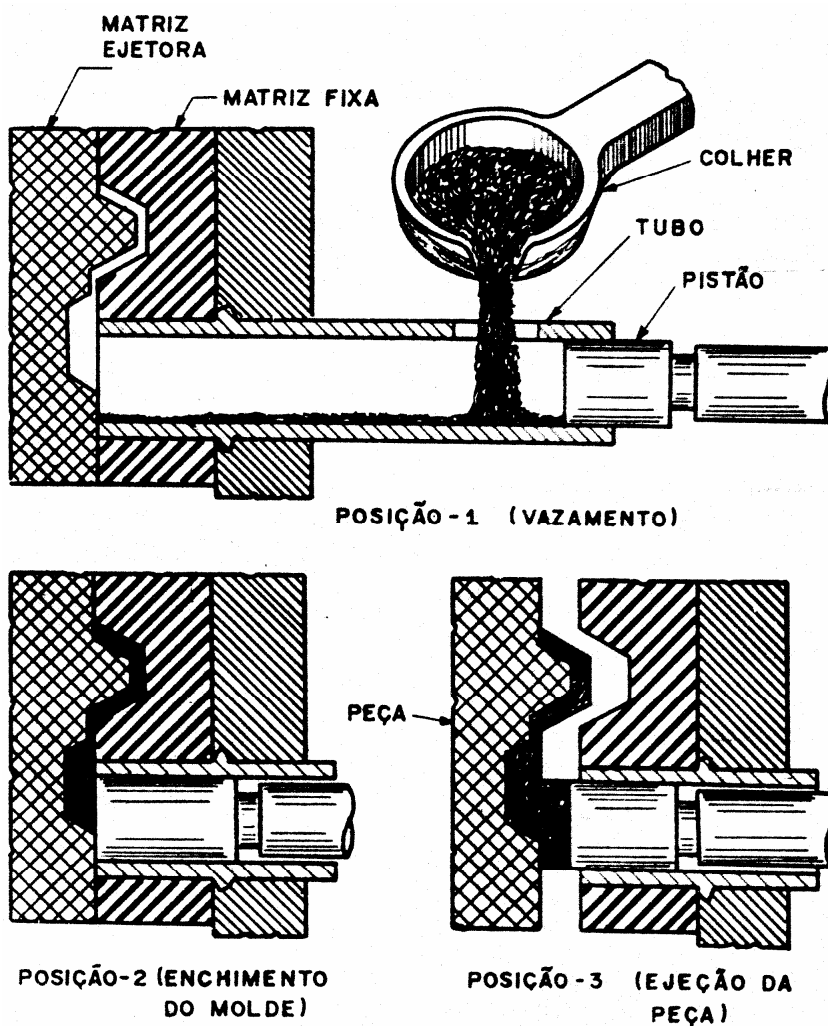
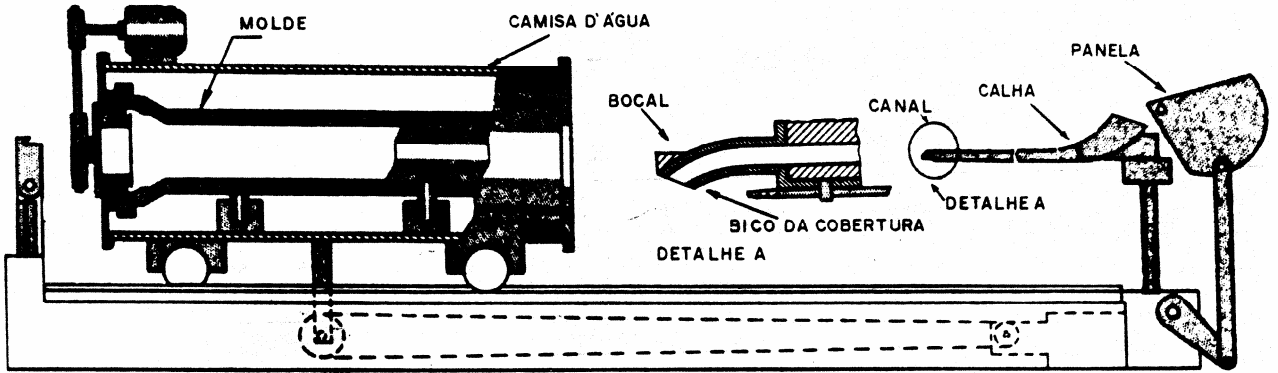
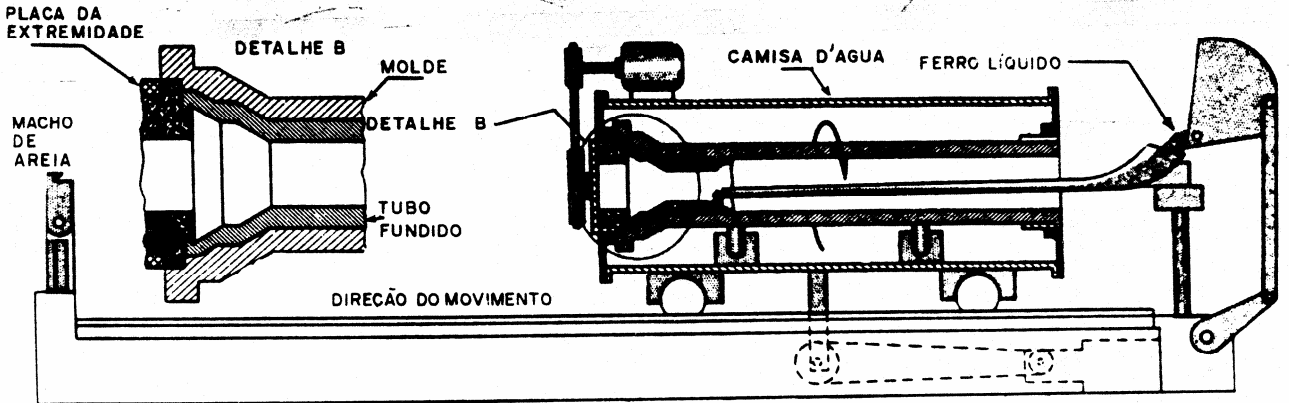


Fig. 6.19 Ciclo de operação de um equipamento de fundição de câmara fria horizontal em matriz.

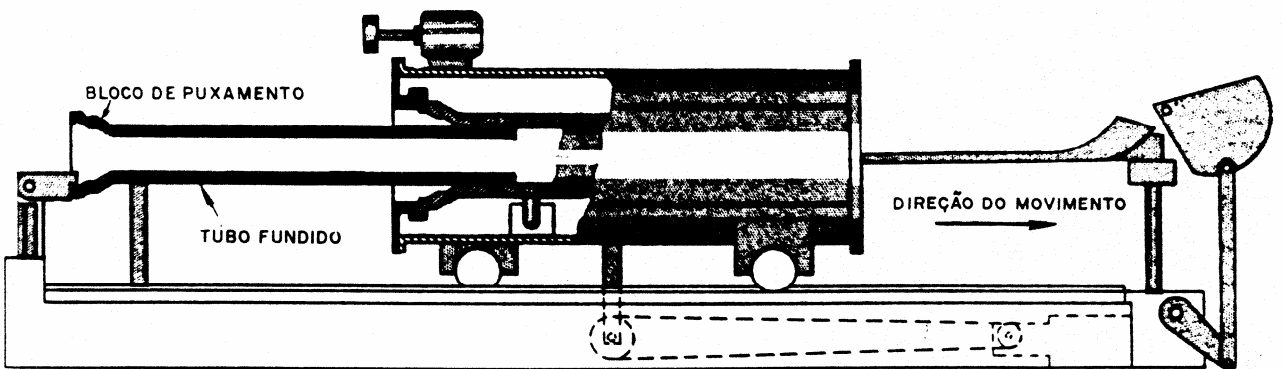
Fundição centrífuga



EQUIPAMENTO DE FUNDIÇÃO CENTRÍFUGA

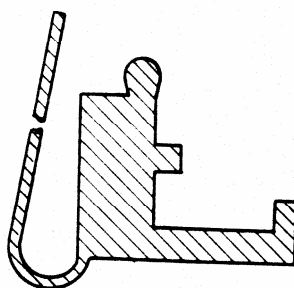
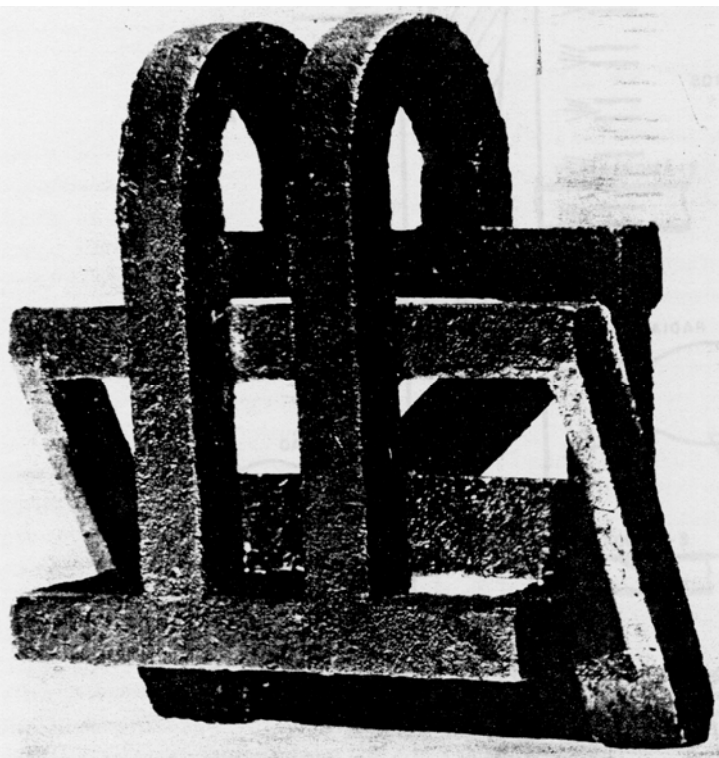
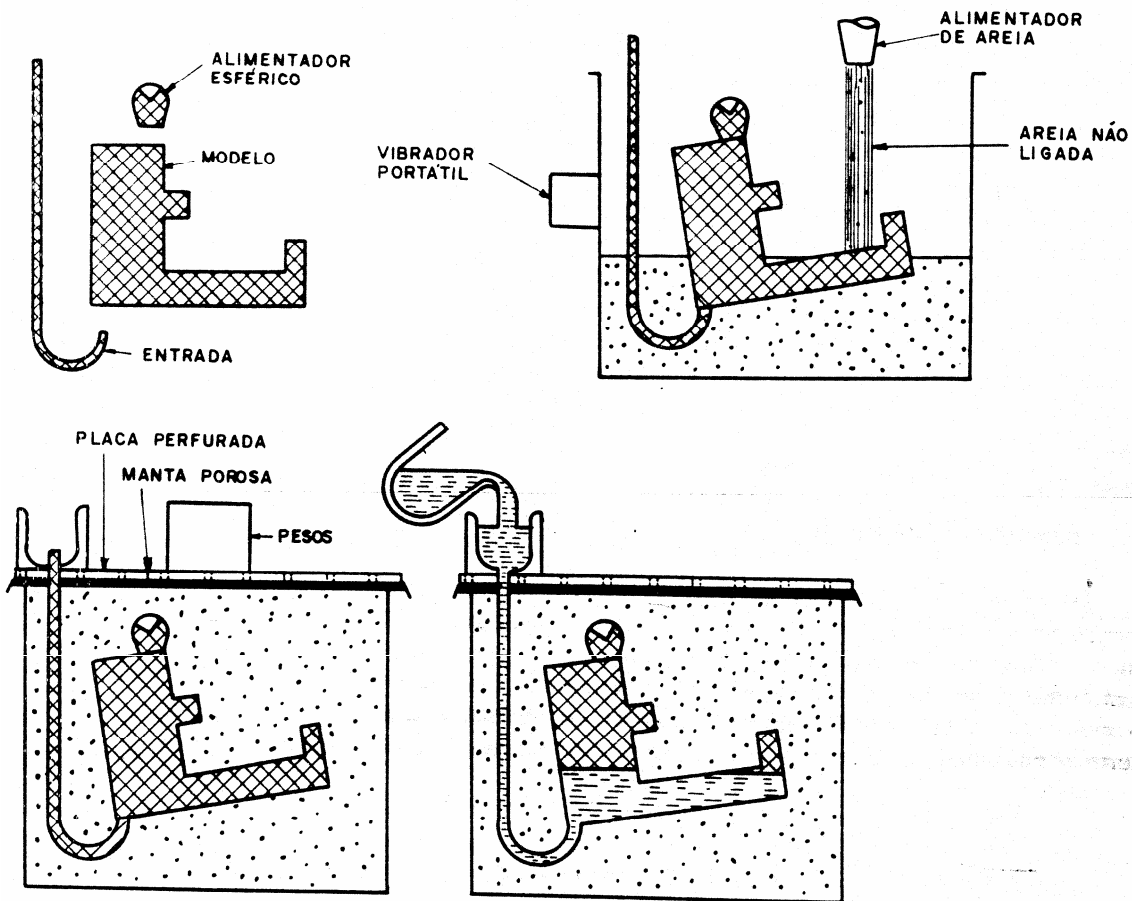


EQUIPAMENTO EM OPERAÇÃO







EQUIPAMENTO DURANTE A DESMOLDAGEM

Fundição em molde cheio



M
IL

-  POLIESTIRENO
-  AREIA NÃO LIGADA (SÍLICA ZIRCONITA, ETC)
-  METAL LÍQUIDO
-  PEÇA FUNDIDA

Fundição contínua

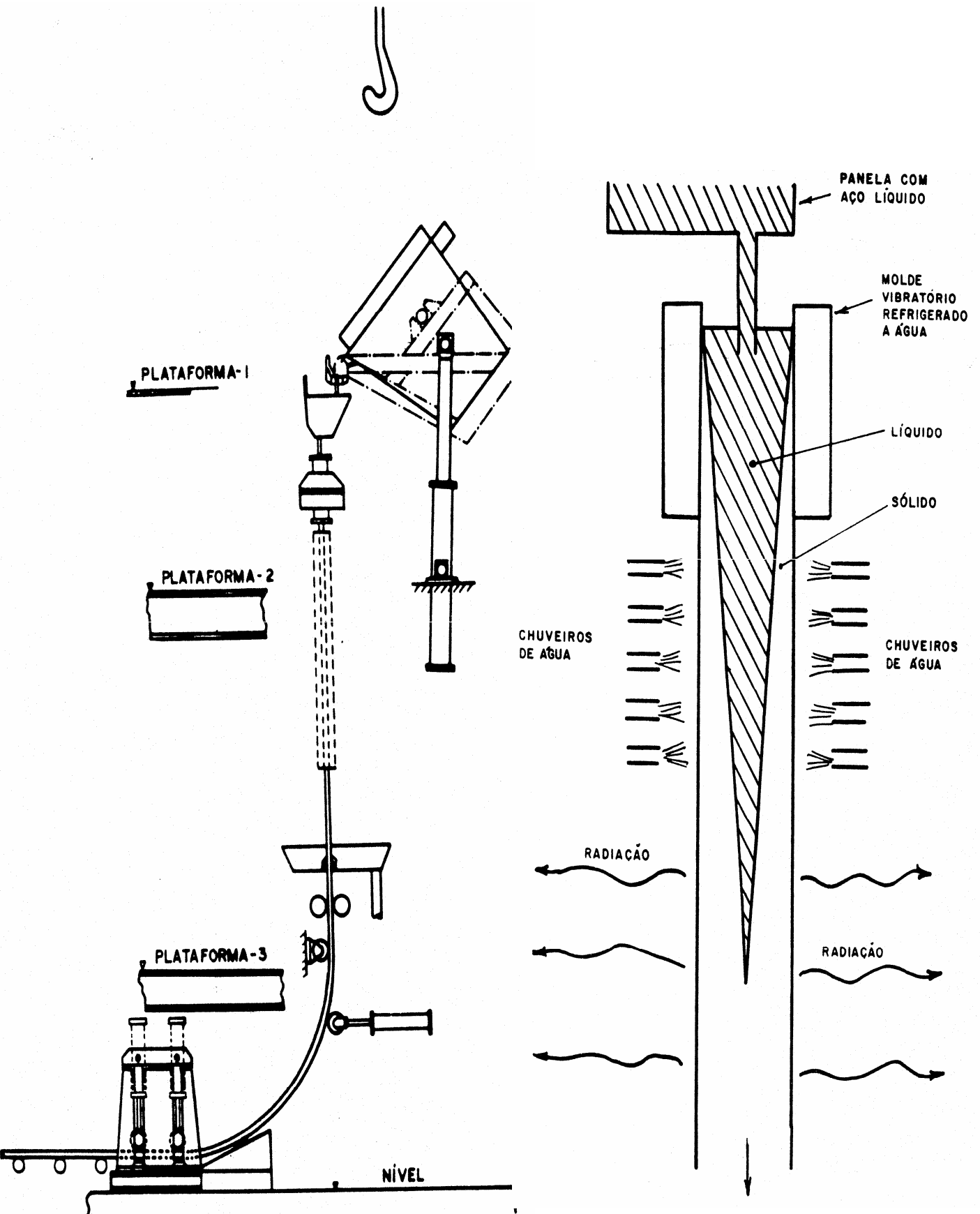


Tabela 6.1

Capacitação dos Principais Processos de Fundição

<i>Processo de Fundição</i>	<i>Metal ou Liga Utilizado</i>	<i>Limite Normal de Peso (kg)</i>	<i>Secção mais Fina da Peça (mm)</i>	<i>Acabamento Superficial (μm)</i>	<i>Tolerância Dimensional numa Dimensão de x (mm)</i>
Moldagem em areia	Aço	0,1 - 200 000	6	8	0,005x a 0,030x
	Ferro fundido	0,03 - 50 000	3,5	8	
	Alumínio	0,03 - 100	3	4	
Moldagem em casca	Aço	0,05 - 120	3,5	6	0,010x a 0,025x
	Ferro	0,03 - 50	3	6	
	Alumínio	0,03 - 15	1,5	2,5	
Moldagem em gesso	Alumínio	0,1 - 50	1,5	1	0,005x
Moldagem por cera Perdida	Aço	0,005 - 25	1	1	0,003x a 0,005x
	Alumínio	0,002 - 10	0,8	1	
Fundição em Molde Permanente	Ferro fundido	0,1 - 10	5	2	0,010x a 0,025x
	Alumínio	0,1 - 50	3	2	
Fundição sob pressão	Alumínio	0,015 - 25	0,8	1	0,0015x
	Zinco	0,05 - 50	0,8	1	

Tabela 6.2

Avaliação do Nível de Custos dos Principais Processos de Fundição

<i>Processo</i>	<i>Custo de Equipamento</i>	<i>Custo de Mão-de-Obra</i>	<i>Custo de Acabamento</i>
Moldagem em areia	Baixo	Baixo-médio	Alto
Moldagem em casca	Médio	Médio	Médio
Moldagem em gesso	Baixo	Médio	Baixo
Moldagem por cera perdida	Médio	Alto	Baixo
Fundição em molde permanente	Alto	Médio	Baixo
Fundição sob pressão	Alto	Baixo	Baixo