

INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DE PAREDE DE
MOLDE NO TEMPO DE SOLIDIFICAÇÃO E NA
ESTRUTURA DE FUNDIÇÃO DA LIGA EUTÉTI
CA ALUMÍNIO-12% SILÍCIO (SILUMIN)

22/77

Sa59i

1625/BC

SETOR FABRICAÇÃO

ALUMINUM

Rezende Gomes dos Santos

Tese apresentada à Faculdade de Engenharia de Campinas - UNICAMP como parte dos requisitos necessários para obtenção do título de MESTRE EM CIÊNCIAS.

- CAMPINAS -

1977

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. MAURÍCIO PRATES pela orientação, pelo incentivo e sobretudo pela amizade e dedicação que tornaram possível a realização deste trabalho.

Aos componentes do Grupo de Solidificação e em especial aos amigos AMAURI GARCIA e CARLOS A. B. CAMPOS pela inestimável ajuda durante os trabalhos experimentais.

Aos colegas: ANTONIO LAERTE STRUZIATO, CARLOS A. SANTAROSA, MARCOS A. PADULA, MARIO W. ALBERTINI, RITA H. BUSO, TAKA O. PERRONI e VIKTORIA DARA BOS pela amizade e dedicação com que colaboraram na elaboração do presente trabalho.

TÍTULO: "INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DE PAREDE DE MOLDE
NO TEMPO DE SOLIDIFICAÇÃO E NA ESTRUTURA
DE FUNDIÇÃO DA LIGA EUTÉTICA ALUMÍNIO-12%
SILÍCIO (SILUMIN) "

R E S U M O

O presente trabalho visa, essencialmente, analisar a influência do dimensionamento da espessura de parede de molde no tempo de solidificação e na estrutura final de peças fundidas em liga Alumínio-12% Silício (Silumin), liga esta de larga utilização prática. Inicialmente faz-se uma revisão crítica dos métodos existentes na literatura especializada, com referência ao cálculo teórico e empírico do tempo de solidificação. Em seguida analisou-se, experimentalmente, a influência da espessura de parede do molde no tempo de solidificação. A partir dos resultados obtidos propôs-se uma equação empírico-experimental que correlaciona o tempo de solidificação com a relação entre o volume do molde e o volume da peça. Analisou-se também, experimentalmente, a influência do tempo de solidificação na estrutura final do Silumin, tendo sido determinada, baseada nos resultados obtidos, uma equação empírico-experimental que correlaciona o refino da estrutura com o tempo de solidificação. Posteriormente foram feitas considerações sobre a aplicação prática dos resultados obtidos, em casos reais de fundição.

TITLE: "INFLUENCE OF THE MOULD WALL THICKNESS ON THE
SOLIDIFICATION TIME AND AS-CAST STRUCTURE OF
COMMERCIAL EUTECTIC ALUMINUM-12% SILICON"

A B S T R A C T

This work deals, essentially, with the analysis of the influence of the mould wall thickness on the solidification time and as-cast structure of commercial eutectic Aluminum-12% Silicon castings. Initially, a critical review was made of the available methods for the determination of solidification time. Then, an experimental analysis was made of the influence of the mould wall thickness on the solidification time. The results yielded an empirical equation which correlates the solidification time with the mould volume and sample volume. The influence of solidification time on the Aluminum-12% Silicon structure was also examined and an empirical equation that correlates the structural refinement with the solidification time, was established. Some considerations were given to the practical application of the results in conventional foundry practice.

Í N D I C E

	<u>PÁGINA</u>
CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO	1
1.1. CONSIDERAÇÕES GERAIS	1
1.2. MÉTODOS DE ANÁLISE DO PROBLEMA DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR DIRANTE A SOLIDIFICAÇÃO	1
1.2.1. Apresentação do problema	1
1.2.2. Métodos analíticos exatos	7
1.2.3. Análise da validade dos métodos analíticos exatos	19
1.2.4. Métodos analíticos aproximados	21
1.2.5. Análise da validade dos métodos analíticos aproximados	24
1.2.6. Métodos analógicos	26
1.2.7. Análise da validade dos métodos analógicos	27
1.2.8. Métodos numéricos	27
1.2.9. Análise da validade dos métodos numéricos	28
1.2.10. Métodos empíricos e experimentais	28
1.3. JUSTIFICATIVAS E OBJETIVOS DO PRESENTE TRABALHO ..	30
 CAPÍTULO 2 - MATERIAIS E MÉTODOS	 33
2.1. METAIS E LIGAS UTILIZADAS	33
2.2. FUSÃO E VAZAMENTO	35
2.3. MOLDES UTILIZADOS	36
2.4. TRATAMENTO DE MODIFICAÇÃO	42
2.5. DETERMINAÇÃO DOS TEMPOS DE SOLIDIFICAÇÃO	42
2.6. TÉCNICAS METALOGRÁFICAS	42
2.7. MEDIDAS DE PARÂMETROS DE ESTRUTURA	47

	<u>PÁGINA</u>
CAPÍTULO 3 - RESULTADOS	50
3.1. FUNDIÇÃO DE CILINDROS DE SILUMIN	50
3.2. FUNDIÇÃO DE PLACAS ESBELTAS DE SILUMIN E CHUMBO	53
3.3. ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO DO SILUMIN	54
3.4. PARÂMETROS ESTRUTURAIS DO SILUMIN	66
CAPÍTULO 4 - DISCUSSÃO	69
4.1. EQUAÇÃO PARA DETERMINAÇÃO DO TEMPO TOTAL DE SOLIDIFI- CAÇÃO LEVANDO EM CONTA A ESPESSURA DE PAREDE DO MOLDE	69
4.2. VERIFICAÇÃO DA VALIDADE DA EQUAÇÃO PROPOSTA	75
4.3. VARIAÇÃO DA ESTRUTURA DO SILUMIN COM O TEMPO DE SOLI- DIFICAÇÃO	82
4.4. EXEMPLO DE APLICAÇÃO DA EQUAÇÃO PROPOSTA	84
CAPÍTULO 5 - CONCLUSÕES	89
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	91
APÊNDICE 1 - SIMBOLOGIA	94
APÊNDICE 2 - PROPRIEDADES FÍSICAS DOS MATERIAIS UTILIZADOS ..	97
APÊNDICE 3 - FUNÇÃO ERRO E FUNÇÃO ERRO COMPLEMENTAR	98
APÊNDICE 4 - PROGRAMA DE CÁLCULO PARA USO NA CALCULADORA HP 9810A	99
APÊNDICE 5 - MÉTODOS DE CÁLCULO USADOS PARA ESTIMAR " t_o " e " t_{∞} "	103

CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO

1.1. CONSIDERAÇÕES GERAIS

É de grande importância na tecnologia da fundição o conhecimento do tempo de solidificação de peças fundidas, não só pela necessidade de se determinar o tempo de desmoldagem, como por ser este parâmetro uma indicação da velocidade de solidificação, a qual influi diretamente na estrutura do material e, portanto, nas propriedades obtidas (1).

O tempo de solidificação depende de vários parâmetros, entre os quais os mais importantes são: temperatura do metal líquido no momento do vazamento, características térmicas do metal fundido e do material do molde, formato do molde, espessura das paredes do molde e uso ou não de pinturas isolantes nas paredes internas do molde (2,3).

Apesar da importância da análise do processo de solidificação para o cálculo do tempo de solidificação das peças fundidas, só recentemente este assunto passou a ser estudado com mais frequência, devido às complicações matemáticas introduzidas sempre que se deseja abordar analiticamente o problema, mesmo para formas geométricas simples.

A solidificação pode ser definida como um processo de transferência de calor que envolve transformação de fase. Assim sendo, os problemas de solidificação podem ser analisados através das equações de fluxo de calor em regime transitório. Infelizmente, dada a não linearidade das equações diferenciais envolvidas, e a complexidade matemática resultante deste fato, poucas são as soluções disponíveis e limitadas as suas aplicações.

1.2. MÉTODOS DE ANÁLISE DO PROBLEMA DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR DURANTE A SOLIDIFICAÇÃO

1.2.1. Apresentação do problema

O processo de fabricação de peças por fundição con-

siste basicamente no vazamento do metal, no estado líquido, em um molde que lhe confere uma forma e através do qual é feita a extração de calor que permitirá a solidificação do mesmo. Uma representação esquemática do sistema metal/molde, em um instante qualquer do processo de solidificação, é apresentada na figura 1.1.

Para o equacionamento do problema, pode-se isolar um elemento do sistema metal/molde e associar ao mesmo um sistema de coordenadas lineares (x) com origem na interface metal/molde e orientado no sentido molde-metal, conforme mostrado na figura 1.2.

Considerando um caso bastante real, são os seguintes os mecanismos de transferência de calor que podem ocorrer no processo de solidificação em um sistema metal/molde (4,5):

- (a) condução de calor e convecção no metal líquido.
- (b) condução de calor através da espessura de metal solidificado.
- (c) transferência de calor newtoniana na camada de ar existente na interface metal/molde devido ao contato imperfeito entre o metal e o molde e a expansão do molde (no caso de molde metálico) e/ou à contração do metal durante a solidificação.
- (d) condução de calor através das paredes do molde.
- (e) radiação e convecção, das paredes externas do molde para o meio ambiente.

A figura 1.3. apresenta, de forma esquemática, os mecanismos de transferência de calor observados no processo de solidificação.

Nem sempre ocorrem simultaneamente todos estes mecanismos de transferência de calor e, em alguns casos, dada a predominância de um ou mais deles, os outros podem ser desprezados. Assim é que a convecção e condução de calor no líquido remanescente se anulam com a dissipação do superaquecimento. Como, em geral, na prática o superaquecimento é eliminado rapidamente, a influência destes mecanismos de transferência de calor no processo de solidificação pode ser desprezada sem que se incorra em erros apreciáveis (5). Por outro lado, a transferência newtoniana na interface metal/molde só não existe no caso de contato perfeito entre o metal e o molde (caso da solda) e pode ser desprezada no

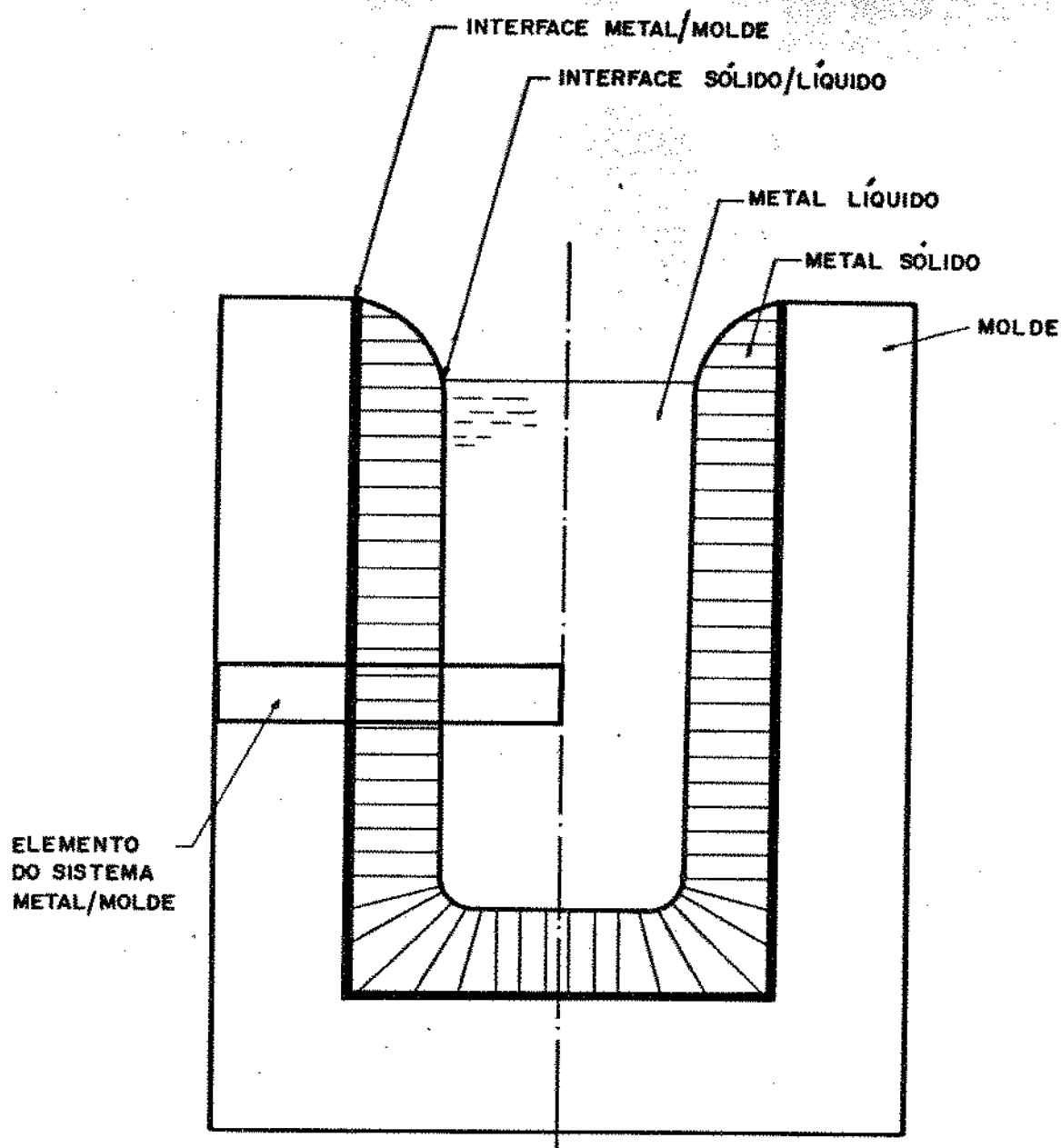


FIGURA - 1.1

Representação esquemática do sistema metal/molde em um instante qualquer do processo de solidificação.

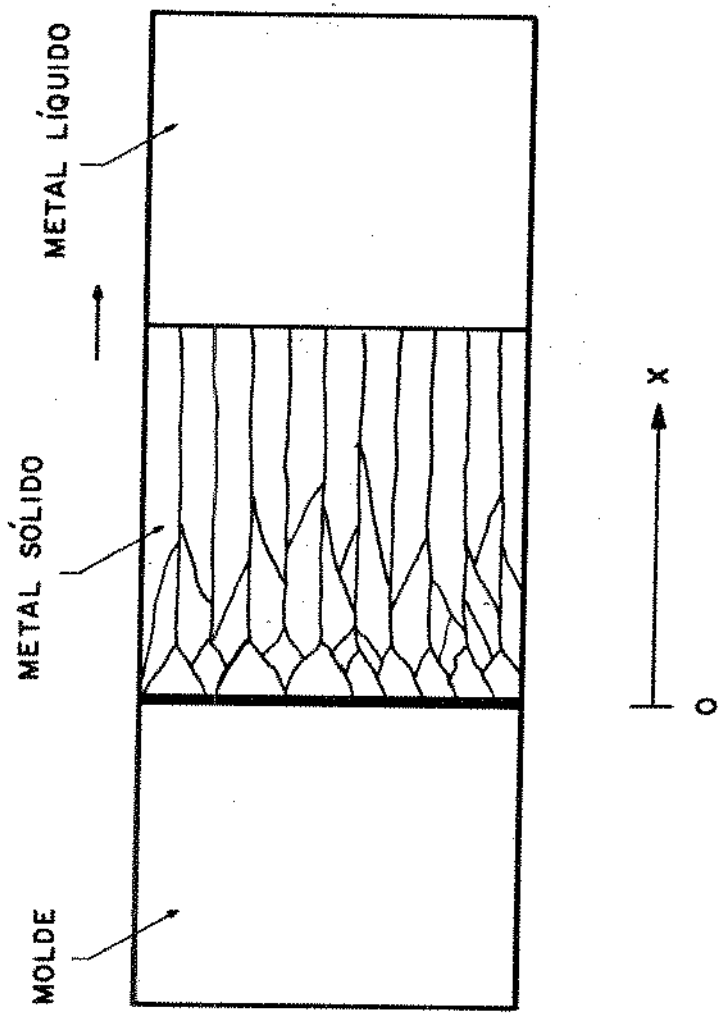


FIGURA - 1.2

Elemento retirado do sistema metal/molde.

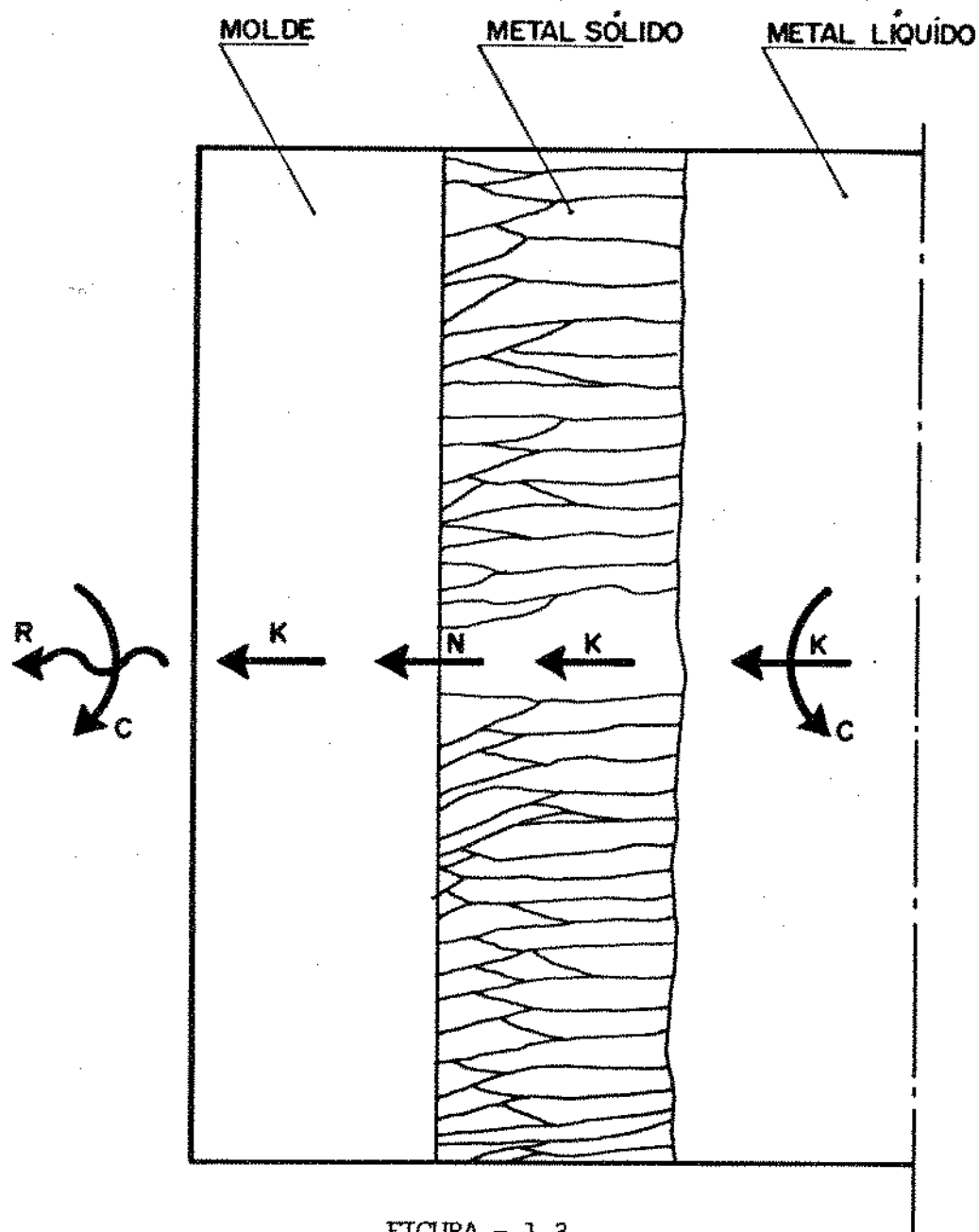


FIGURA - 1.3

Representação esquemática dos mecanismos de transferência de calor que podem ocorrer no processo de solidificação:

- C = convecção
- K = condução
- N = transferência newtoniana
- R = radiação

caso de moldes de areia, devendo ser considerada em todos os outros casos (6). As trocas de calor por convecção e radiação entre o molde e o meio ambiente não existem no caso de moldes refrigerados e no caso de moldes com paredes espessas o suficiente para serem consideradas semi-infinitas (o que não é frequente na prática), devendo ser consideradas nos casos de paredes finas. E, finalmente, as transferências de calor por condução no metal solidificado e nas paredes do molde que devem ser também sempre consideradas. Em resumo, os modos essenciais de transferência de calor durante a solidificação são a condução térmica, no metal e no molde, e a transferência newtoniana na interface metal/molde.

A análise matemática simultânea destes mecanismos de transferência de calor é bastante complexa, uma vez que eles se dão em regime transiente e que as propriedades térmicas do metal e do molde podem variar com a temperatura. Basicamente, os métodos de análise conhecidos podem ser divididos em:

- métodos analíticos exatos
- métodos analíticos aproximados
- métodos analógicos
- métodos numéricos
- métodos empíricos e experimentais

Os métodos analíticos exatos tentam encontrar soluções sem aproximações matemáticas, o que se torna bastante difícil das as já citadas dificuldades introduzidas pela não linearidade das equações diferenciais envolvidas. Assim sendo, tais soluções só são possíveis para casos bastante particulares e ideais muito distantes das condições reais observadas na prática da fundição.

Os métodos analíticos aproximados tentam chegar às soluções por meios indiretos, permitindo que se façam considerações mais gerais que os métodos anteriores e, portanto, mais próximas da realidade.

Os métodos analógicos são baseados na analogia entre as equações que descrevem a transferência de calor e as que descrevem um fluxo elétrico, permitindo que se idealise um circuito elétrico capaz de simular um sistema térmico.

Por último, os métodos numéricos, que tem se desenvolvido devido ao crescente progresso observado no campo da computação e que permitem cálculos bastante precisos, mas apresentando o

inconveniente de que, em geral, a complexidade matemática observada nos métodos analíticos é substituída pela complexidade de programação e pela necessidade de computadores de grande capacidade. Além disso estes métodos só se aplicam a casos específicos, não permitindo generalizações (6).

A seguir, será apresentada uma análise crítica e sucinta de cada um dos métodos, acima mencionados, abordando as principais soluções propostas para o problema em cada um deles.

1.2.2. Métodos analíticos exatos

Em geral, para a análise do problema segundo os métodos analíticos, supõe-se um sistema metal/molde tal que (6):

- (a) O fluxo de calor é unidirecional.
- (b) A interface metal/molde é macroscopicamente plana.
- (c) O molde e o metal se comportam como elementos semi-infinitos, de modo que não haja saturação de calor no molde durante o processo de solidificação e, portanto, a extração de calor do metal se dá apenas por condução, não havendo trocas de calor por radiação e convecção entre o molde e o meio ambiente, uma vez que a temperatura da superfície externa do molde permanece constante e igual à temperatura ambiente.
- (d) Não existem correntes de convecção no metal líquido de modo que o metal entra em contato com o molde instantaneamente (despreza-se o efeito do vazamento).
- (e) A segregação de soluto, se existe, é desprezível, o que é razoável no caso de metais comercialmente puros e ligas eutéticas ou muito diluídas.
- (f) O contato térmico entre o metal e o molde é perfeito, o que significa que não há resistência térmica ao fluxo de calor na interface metal/molde (coeficiente de transmissão de calor infinito).
- (g) As propriedades térmicas do metal e do molde são independentes da temperatura, ou seja, não variam durante o processo de solidificação.

Estas hipóteses permitem que se considere que a extração de calor do metal se dá apenas por condução, o que possibilita o equacionamento do problema.

A simbologia adotada para a apresentação das equações está definida no APÊNDICE 1.

O equacionamento do problema da transferência de calor durante a solidificação é baseado na teoria matemática do fluxo de calor não estacionário (6,7,8,9). Considerando um elemento infinitesimal do sistema metal/molde, a equação geral de condução de calor no sólido será dada por:

$$\nabla k \nabla T = d \frac{\partial (cT)}{\partial t} \quad (1.1)$$

Considerando a condutibilidade térmica (k) independente da posição no espaço, e o calor específico (c) independente da temperatura, a equação 1.1 pode ser escrita na forma:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{k}{dc} \nabla^2 T \quad (1.2)$$

ou:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{k}{dc} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad (1.3)$$

Como o fluxo de calor é considerado unidirecional, e fazendo:

$$\frac{k}{dc} = a \quad (1.4)$$

a equação (1.3) pode ser reduzida a:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (1.5)$$

O fluxo de calor por unidade de área (q) é dado pela

equação de Fourier:

$$q_x = -k \frac{\partial T}{\partial x} \quad (1.6)$$

onde:

$$q_x = \frac{1}{A} \frac{dQ}{dt} \quad (1.7)$$

De acordo com o sistema de referência adotado, tem-se:

- $x < 0$ molde
- $x = 0$ interface metal/molde
- $x > 0$ metal
- $x = S$ interface sólido/líquido
- $0 < x < S$ metal sólido
- $x > S$ metal líquido

Baseando-se nas hipóteses assumidas anteriormente pode-se estabelecer as seguintes condições de contorno:

$$\text{para } t = 0 \quad \left\{ \begin{array}{l} x \leq 0 \Rightarrow T_m = T_o \\ x > 0 \Rightarrow T_l = T_v \end{array} \right. \quad (1.8)$$

$$(1.9)$$

$$\text{para } t > 0 \quad \left\{ \begin{array}{l} x = -\infty \Rightarrow T_m = T_o \\ x = +\infty \Rightarrow T_l = T_v \\ x = 0 \Rightarrow T_m = T_s = T_i = \text{constante} \\ x = S \Rightarrow T_s = T_l = T_f = \text{constante} \end{array} \right. \quad (1.10)$$

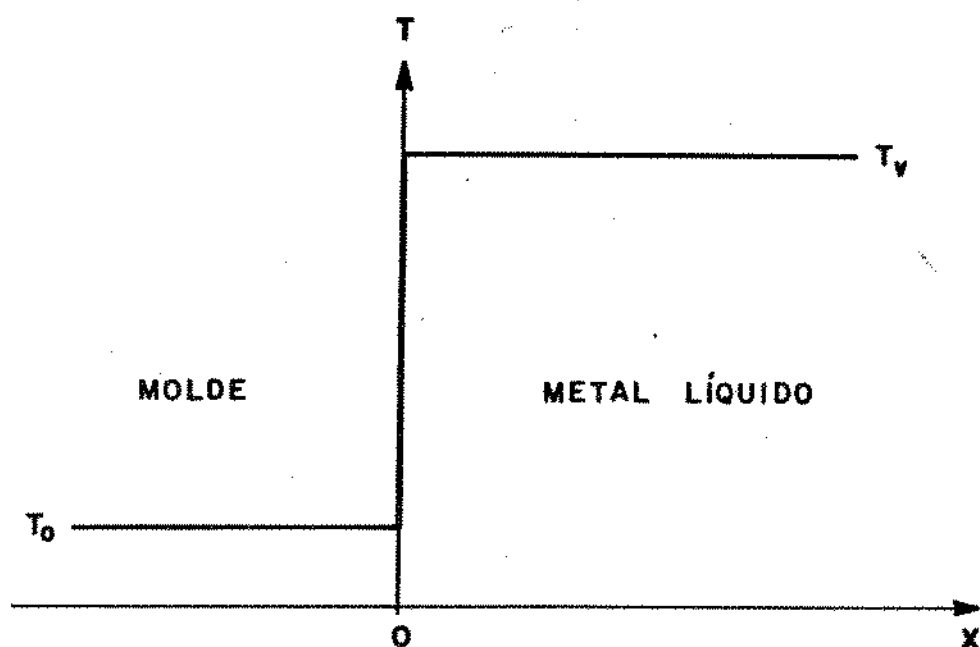
$$(1.11)$$

$$(1.12)$$

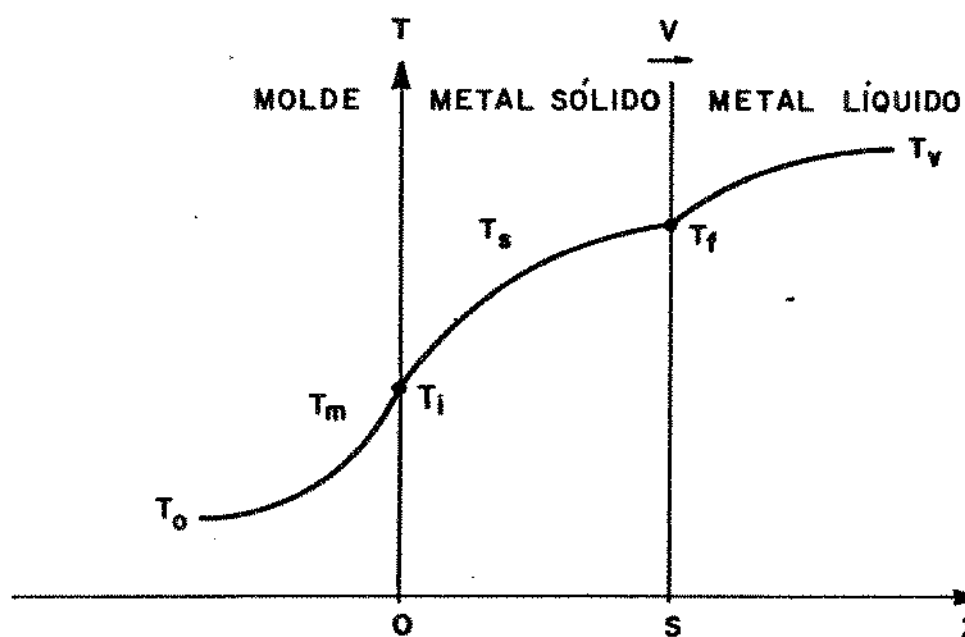
$$(1.13)$$

As figuras 1.4(a) e 1.4(b) mostram os perfis de temperatura do sistema metal/molde nos instantes $t = 0$ e $t > 0$ respectivamente.

Baseado nas equações anteriores e condições de contorno apresentadas nas equações 1.8 a 1.13 foram desenvolvidos vários métodos analíticos exatos cujas soluções serão apresentadas a seguir.



(a) $t = 0$



(b) $t > 0$

FIGURA - 1.4

Distribuição de temperaturas no sistema metal/molde para $t=0$ e $t>0$.

SOLUÇÃO DE SCHWARTZ

A solução analítica exata mais geral foi a obtida por Schwartz, considerando uma solução do seguinte tipo (6,7,8,10):

$$T(x,t) = A^* + B^* \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{at}} \right) \quad (1.14)$$

onde A^* e B^* são constantes de integração determinadas a partir das condições de contorno e "erf" é a função erro definida por:

$$\operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{at}} \right) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^{x/2\sqrt{at}} \exp(-u^2) du \quad (1.15)$$

Resolvendo a equação (1.14), levando em conta as condições de contorno estabelecidas anteriormente, Schwartz chegou à seguinte equação que relaciona o tempo de solidificação (t_s) com a espessura solidificada (S):

$$t_s = \frac{1}{4a_s} \left(\frac{S}{\phi} \right)^2 \quad (1.16)$$

onde ϕ é uma constante para cada sistema metal/molde e pode ser calculada através da seguinte equação:

$$\frac{\exp(-\phi^2)}{\frac{b_s}{b_m} + \operatorname{erf}(\phi)} - \frac{b_l (T_v - T_f)}{b_s (T_f - T_o)} \frac{\exp(\frac{a_s}{a_l} \phi^2)}{\operatorname{erfc}(\sqrt{\frac{a_s}{a_l}} \phi)} - \sqrt{\pi} \frac{H}{c_s (T_f - T_o)} \phi = 0 \quad (1.17)$$

onde:

$$b = \sqrt{kdc} \quad (1.18)$$

sendo b_s , b_l , b_m calculadas com as propriedades (k , d e c) do metal sólido, do metal líquido e do molde respectivamente.

A distribuição de temperaturas no metal e no molde obtida com a solução de Schwartz está representada na figura 1.5.

Em todas as outras soluções analíticas exatas propostas, o tempo de solidificação é calculado pela equação (1.16) va

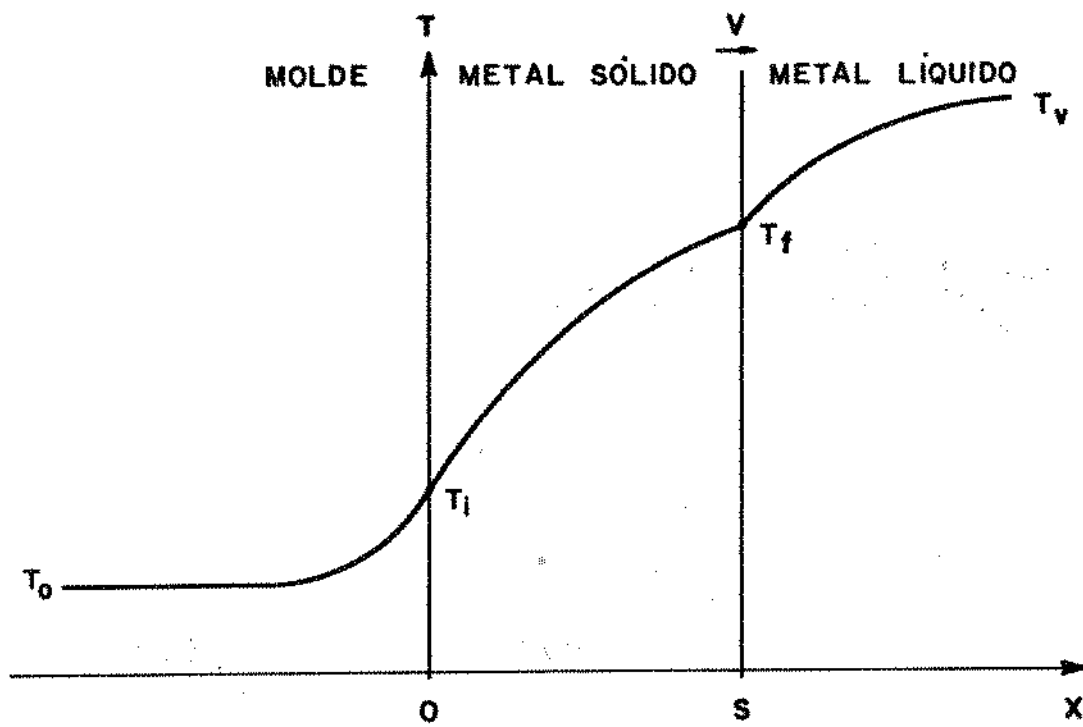


FIGURA - 1.5

Distribuição de temperaturas no sistema metal/molde ob
tida com a solução de Schwartz.

riando apenas a equação proposta para o cálculo da constante ϕ .

SOLUÇÃO DE NEUMANN

Neumann foi o primeiro a demonstrar que a solução da equação diferencial para condução de calor unidirecional, baseada na função-erro (erf), satisfazia as condições de contorno do processo de solidificação (10). Sua solução é anterior à de Schwartz, no entanto é menos geral, uma vez que considera que o material do molde apresenta difusividade de calor infinita, ou seja, que o molde é um absorvedor perfeito de calor, o que só é válido para moldes refrigerados.

A relação entre o tempo e a espessura solidificada é dada pela equação 1.16, mas a constante ϕ é determinada através da equação (6,7,8,10):

$$\frac{\exp(-\phi^2)}{\text{erf}(\phi)} - \frac{b_l (T_v - T_f) \exp(-\frac{a_s}{a_l} \phi^2)}{b_s (T_f - T_o) \text{erfc}(\sqrt{\frac{a_s}{a_l}} \phi)} - \sqrt{\pi} \frac{H}{c_s (T_f - T_o)} \phi = 0 \quad (1.19)$$

A distribuição de temperaturas obtidas através da solução de Neumann está representada na figura 1.6.

SOLUÇÃO DE LIGHTFOOT

Lightfoot, além de considerar as hipóteses estabelecidas por Neumann, admitiu que o molde, o metal líquido e o metal sólido apresentam as mesmas propriedades (6,7) e obteve a seguinte equação para determinação da constante ϕ (6,7,8,10):

$$\exp(\phi^2) \left[\frac{1}{\text{erf}(\phi)} - \frac{(T_v - T_f)}{(T_f - T_o) \text{erfc}(\phi)} \right] - \sqrt{\pi} \frac{H}{c_s (T_f - T_o)} \phi = 0 \quad (1.20)$$

A distribuição de temperaturas no metal e no molde obtida através da solução de Lightfoot é semelhante à obtida por Neumann (figura 1.6).

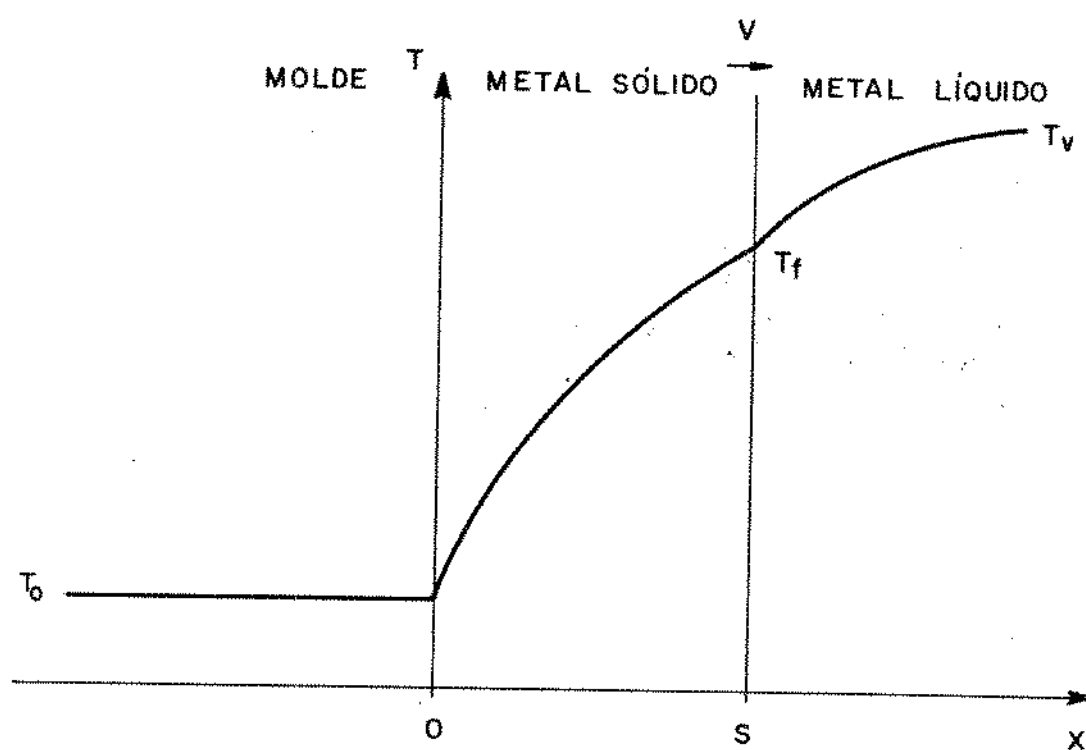


FIGURA - 1.6

Distribuição de temperaturas no sistema metal/molde obtida com as soluções de Neumann e Lightfoot.

SOLUÇÃO DE LYUBOV

Lyubov no desenvolvimento da sua solução não impôs difusividade de calor infinita para o material do molde, mas considerou que não há superaquecimento no metal líquido ou seja, que o metal é vazado com a temperatura de fusão, obtendo a seguinte equação para a determinação da constante ϕ (6,7):

$$\phi \exp(\phi^2) \left[\frac{b_s}{b_m} + \operatorname{erf}(\phi) \right] = \frac{c_s (T_f - T_o)}{H \sqrt{\pi}} \quad (1.21)$$

A distribuição de temperaturas obtida por Lyubov está representada na figura 1.7.

Esta solução é particularmente interessante dada a sua simplicidade, sendo possível a solução gráfica da equação 1.21 o que facilita o processo de cálculo. Na figura 1.8 é apresentada a solução gráfica da equação 1.21 obtida com o uso de um computador EAI 640.

SOLUÇÃO DE STEFAN

A solução proposta por Stefan é um caso particular da solução de Lyubov, considerando que o material do molde apresenta difusividade de calor infinita (molde refrigerado). Com esta hipótese a equação de definição do ϕ toma uma forma mais simples ou seja (6):

$$\phi \exp(\phi^2) \operatorname{erf}(\phi) = \frac{c_s (T_f - T_o)}{H \sqrt{\pi}} \quad (1.22)$$

A distribuição de temperaturas segundo a solução de Stefan está representada na figura 1.9.

SOLUÇÃO DE CHVORINOV

Chvorinov considerou que o metal é vazado sem superaquecimento e que o molde apresenta baixa capacidade de extração

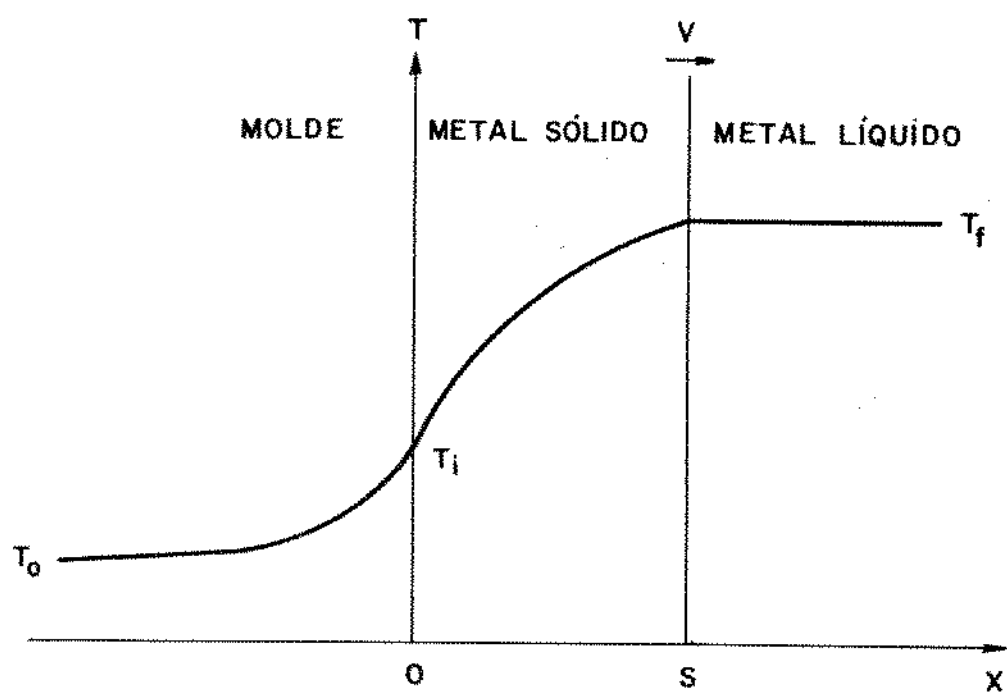


FIGURA - 1.7

Distribuição de temperaturas no sistema metal/molde obtida com a solução de Lyubov.

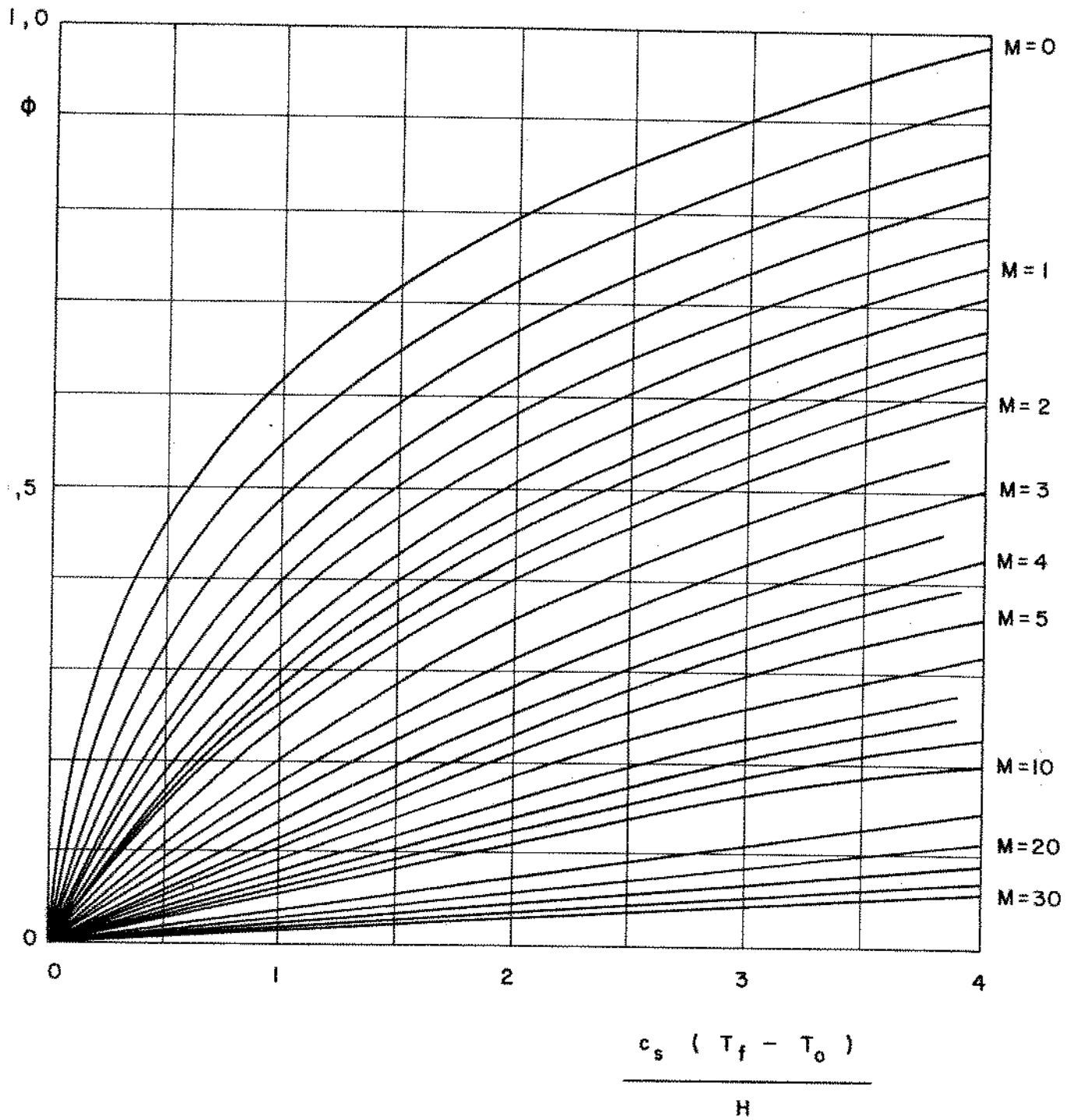


FIGURA - 1.8

Solução gráfica da equação de Lyubov.

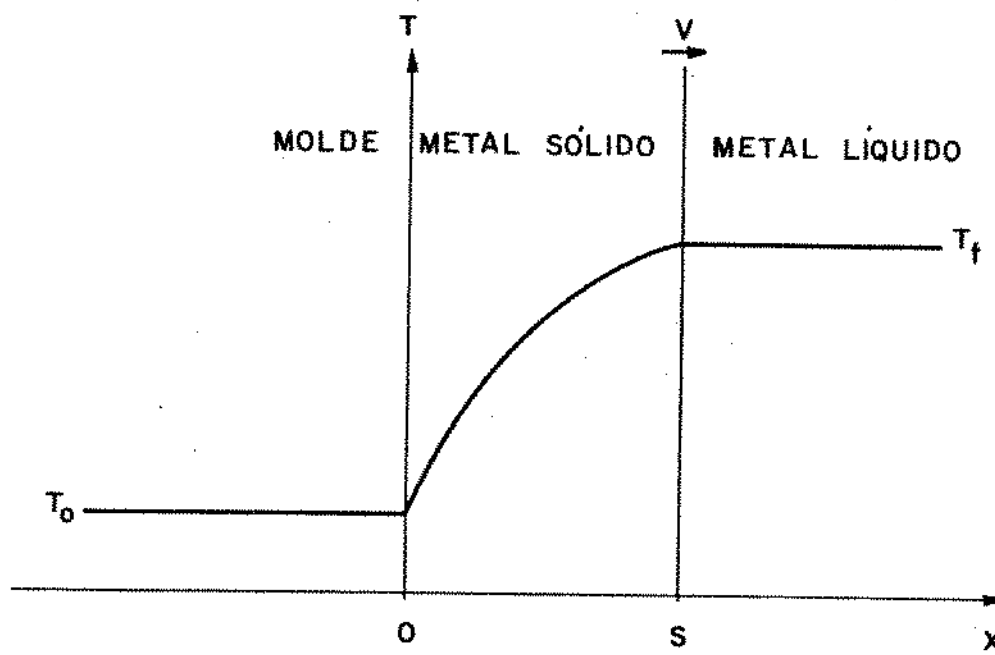


FIGURA - 1.9

Distribuição de temperaturas no sistema metal/molde obtida com a solução de Stefan.

de calor, ou seja, que a difusividade de calor do molde é bem menor que a do metal, chegando a seguinte solução:

$$\phi = \frac{b_m c_s (T_f - T_o)}{H \sqrt{\pi} b_s} \quad (1.23)$$

A solução de Chvorinov é aplicável com boa precisão para moldes de areia. A distribuição de temperaturas obtidas com a solução de Chvorinov está representada na figura 1.10.

1.2.3. Análise da validade dos métodos analíticos exatos

As hipóteses simplificadoras adotadas no desenvolvimento dos métodos analíticos exatos impõem uma série de restrições à aplicação dos mesmos. A principal destas restrições diz respeito à consideração de um contato térmico perfeito entre o metal e o molde, o que não ocorre em casos reais devido às imperfeições na superfície do molde e à camada de ar que se forma na interface metal/molde durante a solidificação (6). Uma limitação destes métodos é a consideração de fluxo inidirecional de calor que só é válida no caso de placas planas paralelas.

Como no caso de moldes de paredes planas tem-se paredes laterais, muitas vezes o efeito de canto não pode ser desprezado, e estes métodos só valem como aproximação. Para moldes com outros formatos não planos, mesmo simples como no caso de cilindros, não se dispõe de soluções analíticas exatas. Outra limitação é a consideração de condições semi-infinitas no metal e no molde. No caso do metal esta consideração só pode ser considerada válida no início do processo de solidificação e no caso do molde ela impede a análise da influência da espessura de parede no tempo de solidificação, uma vez que no caso de espessuras de paredes finitas a superfície externa do molde pode se aquecer antes de se completar o processo de solidificação e então haverá trocas de calor por convecção e radiação com o meio ambiente e não apenas por condução no molde como no caso semi-infinito. Além disso, a consideração das propriedades térmicas do metal e do molde serem independentes da temperatura pode, em alguns casos, introduzir erros consideráveis, já que para muitos metais há uma variação sensível das mesmas (11).

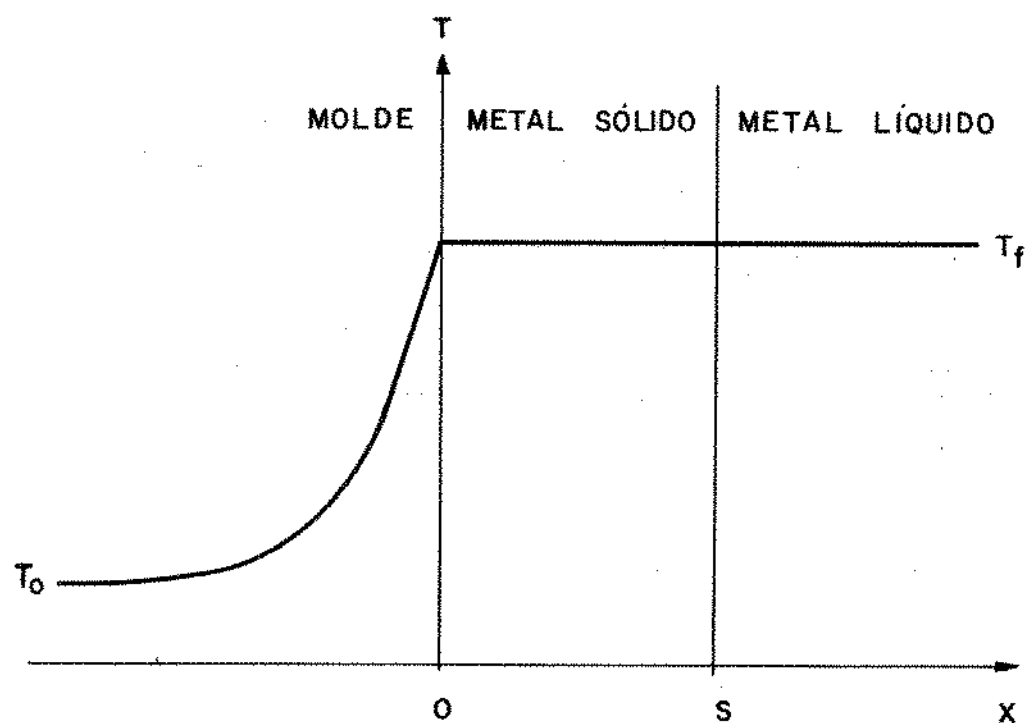


FIGURA - 1.10

Distribuição de temperaturas no sistema metal/molde obtida com a solução de Chvorinov.

Pode-se concluir então que com os métodos analíticos exatos pode-se chegar apenas a soluções aproximadas para problemas práticos de solidificação e ainda assim somente para o caso de placas planas paralelas com paredes consideradas semi-infinitas, ou seja, de paredes excessivamente espessas.

1.2.4. Métodos analíticos aproximados

A diferença básica entre os métodos analíticos aproximados e os métodos analíticos exatos é que nestes são usados funções matemáticas auxiliares para descrever a distribuição de temperaturas no metal e a partir destas são determinadas equações que permitam estabelecer o tempo de solidificação em função da espessura solidificada.

Para o desenvolvimento destes métodos foram consideradas as seguintes condições (6):

- (a) fluxo de calor unidirecional.
- (b) metal e molde se comportam como elementos semi-infinitos.
- (c) Interface metal/molde macroscopicamente plana.
- (d) não existem correntes de convecção no metal líquido.
- (e) o contato térmico entre o metal e o molde não é perfeito, ou seja, existe resistência térmica na interface metal/molde.
- (f) material do molde apresenta difusividade de calor infinita, o que permite considerar a temperatura do molde constante durante o processo de solidificação.
- (g) as propriedades térmicas do metal e do molde não variam com a temperatura.

Baseadas nestas hipóteses, e considerando diferentes funções auxiliares para representar a distribuição de temperaturas no metal, foram desenvolvidas várias soluções para o problema, sendo válida para todas elas a seguinte equação que dá o tempo de solidificação em função da espessura solidificada (6):

$$t_S = \left[\left(\frac{h_i S}{k_S \gamma} + 1 \right)^2 - 1 \right] \frac{k_S^2 H}{2h_i^2 a_S c_S (T_f - T_o)} \quad (1.24)$$

variando em cada solução o valor da função γ , que dá a distribuição de temperatura no metal.

SOLUÇÃO DE LONDON E SEBAN

London e Seban (12) adotaram uma função linear para descrever a distribuição de temperatura no metal, e considerando que o mesmo é vazado sem superaquecimento, chegaram a um valor unitário para a função γ ($\gamma=1$).

A distribuição de temperaturas segundo a solução de London e Seban acha-se representada na figura 1.11.

SOLUÇÃO DE MEGERLIN

Adotando uma função linear quadrática e o metal sendo vazado sem superaquecimento Megerlin obteve a seguinte equação para a determinação da função γ (13):

$$\gamma = \frac{1 - f_o}{f_1 - f_o} \quad (1.25)$$

onde:

$$f_o = \frac{1}{1 + \frac{H}{c_S T_f}} \quad (1.26)$$

e

$$f_1 = \left\{ \frac{1}{\delta} - \frac{f_2^2 - f_3^2}{4 f_2} \ln \left[\frac{(f_2 + f_3)(f_2 - 1)}{(f_2 - f_3)(f_2 + 1)} \right] \right\}^{1/2} \quad (1.27)$$

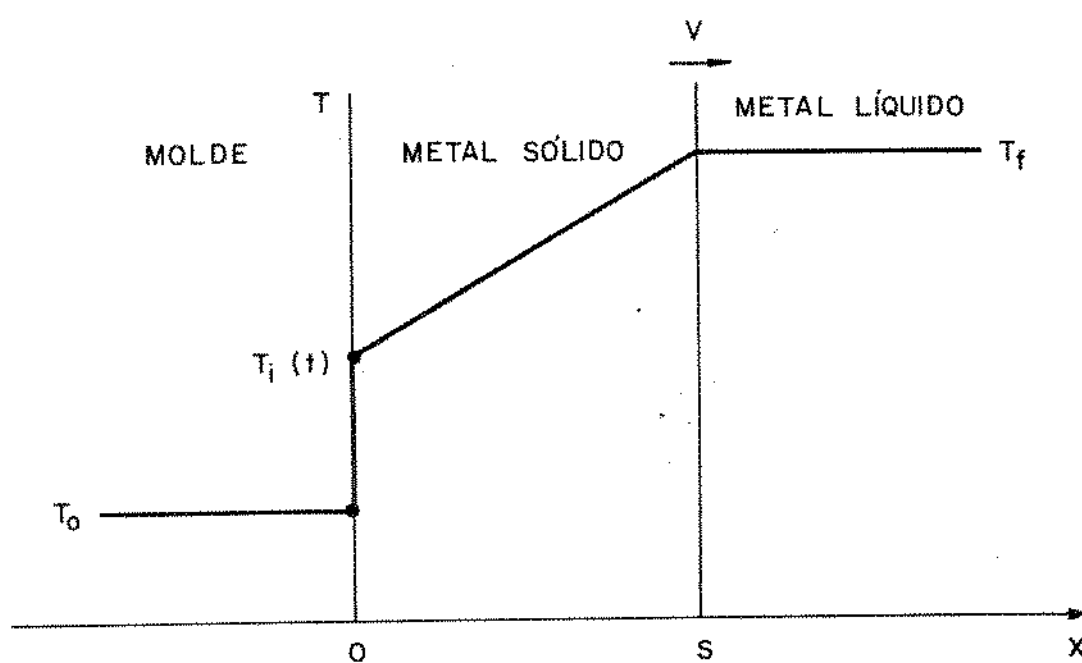


FIGURA - 1.11

Distribuição de temperaturas no sistema metal/molde obtida com a solução de London e Seban.

sendo:

$$\delta = \frac{2}{1 + \left[1 + \frac{(1-f_o^2) c_s (T_f - T_o)}{H} \right]^{1/2}} \quad (1.28)$$

$$f_2 = \left[1 + \frac{2 c_s (T_f - T_o)}{H} \right]^{1/2} \quad (1.29)$$

$$f_3 = \frac{2}{\delta} - 1 \quad (1.30)$$

A distribuição de temperaturas obtida com a solução de Magerlin está representada na figura 1.12.

Existem ainda as soluções de Adams (10), Hills (14) e Hrycak (15) que não permitem um cálculo preciso do tempo de solidificação por não apresentarem soluções analíticas para a determinação da função γ e portanto não serão analisadas neste trabalho.

1.2.5. Análise da validade dos métodos analíticos aproximados

Valem aqui as mesmas restrições já citadas no caso dos métodos analíticos exatos no que diz respeito às hipóteses de fluxo de calor unidirecional, metal e molde semi infinitos, interface metal/molde plana e propriedades térmicas do metal e do molde constantes com a temperatura. Além disso a hipótese de que o material do molde apresenta difusividade de calor infinita restringe a aplicação dos métodos aos casos de moldes refrigerados. No entanto, estes métodos apresentam uma vantagem com relação aos métodos exatos por considerarem a existência de resistência térmica na interface metal/molde.

Resumindo, pode-se dizer que estes métodos podem ser aplicados com boa aproximação no caso de moldes de paredes planas refrigerados.

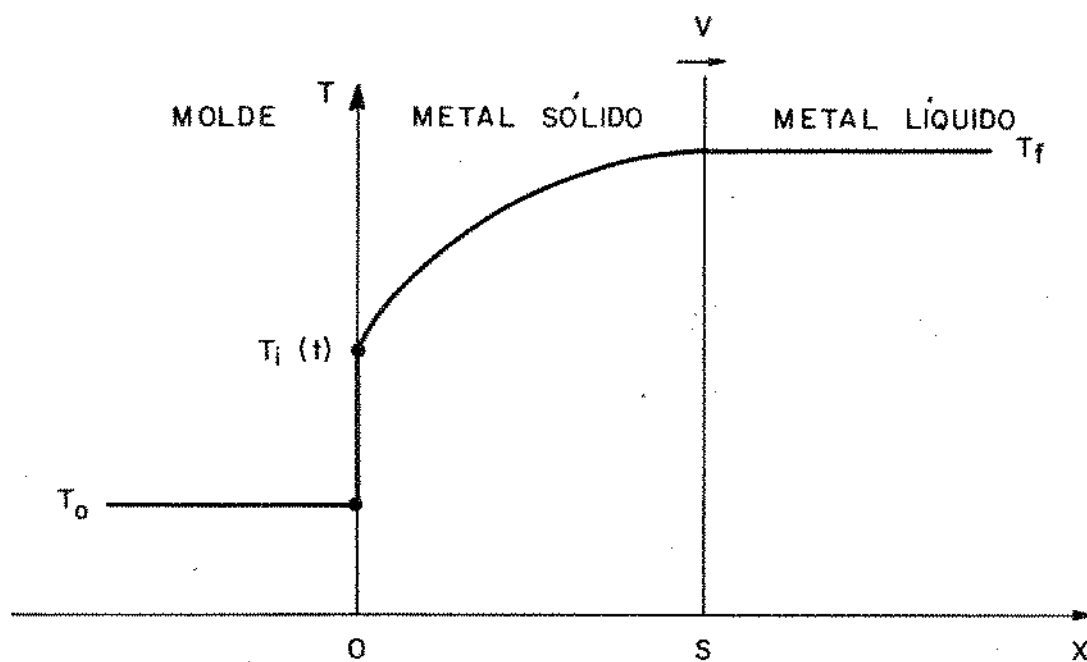


FIGURA - 1.12

Distribuição de temperaturas no sistema metal/molde obtida com a solução de Megerlin.

1.2.6. Métodos analógicos

Estes métodos são baseados na analogia existentes entre as equações de transferência de calor e as de circuitos elétricos em regimes transitórios (7,11). As correspondências entre as grandezas dos sistemas térmicos e elétricos são apresentadas na tabela 1.1.

SISTEMA TÉRMICO	SISTEMA ELÉTRICO
Temperatura	Diferença de potencial
Tempo	Tempo
Quantidade de calor	Carga elétrica
Fluxo de calor	Corrente elétrica
Resistência térmica	Resistência elétrica
Capacidade térmica	Capacidade elétrica
Condutibilidade térmica	Condutibilidade elétrica
Difusividade térmica	Difusividade elétrica

TABELA 1.1

Analogia entre grandezas térmicas e elétricas

Assim a equação (1.6) de fluxo de calor pode ser substituída pela equação de fluxo de eletricidade:

$$i = \frac{1}{R} \frac{\partial v}{\partial x} \quad (1.31)$$

e a equação (1.5) de condução de calor pela equação:

$$\frac{\partial v}{\partial t} = \frac{1}{RC} \frac{\partial^2 v}{\partial x^2} \quad (1.32)$$

Consegue-se com isto montar um sistema elétrico capaz

de representar com bastante precisão um sistema térmico análogo, com a vantagem que as grandezas elétricas são mais facilmente manipuladas e medidas.

Os principais trabalhos usando estes métodos foram realizados por Pashkis (16) para explicar o comportamento de peças de aço de formatos geométricos simples (placas, esferas e cilindros) vazadas em moldes de areia.

1.2.7. Análise da validade dos métodos analógicos

Com estes métodos consegue-se analisar a influência de diversos fatores que influem no processo de solidificação, tais como: superaquecimento do metal no momento do vazamento, espessura do molde e formação de camada de ar na interface metal/molde (contato térmico imperfeito). Com isto conseguem-se resultados mais próximos de situações reais que no caso dos métodos analíticos.

A precisão destes métodos depende principalmente da determinação dos valores exatos das constantes térmicas dos materiais que compõe o sistema térmico (calor específico, condutibilidade térmica, calor latente, etc.), o que nem sempre é possível. Além disso eles não permitem que se leve em conta a variação das propriedades térmicas do metal e do molde com a temperatura, o que pode acarretar erros consideráveis.

1.2.8. Métodos Numéricos

Os métodos numéricos se baseiam na substituição da equação de transferência de calor por equações aproximadas (diferenças finitas) que são resolvidas passo a passo. Estes métodos tem permitido que se obtenham soluções para muitos problemas práticos insolúveis pelos métodos analíticos. Um dos primeiros trabalhos realizados através de análise numérica no campo de solidificação foi o de Dusenberre(17) que desenvolveu um método capaz de calcular o tempo de solidificação de uma placa plana infinita, levando em conta a espessura do molde e contato imperfeito na interface metal/molde, considerando fluxo de calor unidirecional e propriedades térmicas do metal e do molde constantes com a tempe-

ratura. Este método pode ser aplicado sem o uso de computadores, mas às custas de cálculos bastante exaustivos.

Um método numérico mais elaborado foi desenvolvido por Sarjant e Slack (18) para estudar a solidificação e o resfriamento de lingotes de aço. Este método permite que se considere a variação das propriedades térmicas do metal e do molde com a temperatura, o que lhe confere uma grande vantagem em relação aos outros métodos. Além disso ele considera a formação de uma camada de ar na interface metal/molde (contato imperfeito) e as perdas de calor por radiação e convecção na superfície externa do molde. Para a aplicação deste método é necessário o uso de computadores.

Sciama (4) partindo do método proposto por Sarjant e Slack idealizou um programa para estudar a solidificação de cilindros de Silumin (Alumínio-12% de Silício) em moldes metálicos de diferentes espessuras obtendo resultados para o tempo total de solidificação e distribuição de temperaturas na peça e no molde bastante próximos dos medidos experimentalmente.

1.2.9. Análise da validade dos métodos numéricos

Os métodos numéricos são aqueles que permitem a análise do problema da solidificação mais próxima da realidade, sem as hipóteses simplificadoras comuns aos métodos analíticos. No entanto a complexidade envolvida na programação do problema para o cálculo em computadores, e a impossibilidade de formulação de programas que permitam uma generalização dos métodos a diferentes casos, além da necessidade de máquinas de grande capacidade, impedem uma maior utilização destes métodos.

1.2.10. Métodos empíricos e experimentais

Além dos trabalhos realizados com base na aplicação dos métodos já citados, muitos outros tem sido desenvolvidos procurando analisar o problema da solidificação através de dados obtidos experimentalmente e propondo modelos capazes de descrever o fenômeno e que possam ser aplicados a casos reais.

Dentre os modelos propostos, pode-se citar o desen-

volvido por Prates, Pires, e Biloni (19) que partindo das hipóteses:

- (a) fluxo de calor unidirecional
- (b) resistência térmica constante na interface metal/molde.
- (c) interface sólido/líquido macroscopicamente plana.
- (d) metal vazado sem superaquecimento.
- (e) propriedades térmicas do metal e do molde constantes.
- (f) metal e molde semi infinitos.

chegaram à seguinte equação que permite calcular o tempo de solidificação em função da espessura solidificada.

$$t_S = \alpha S^2 + \beta S \quad (1.33)$$

Esta equação, apesar de simples e de fácil aplicação, já que as constantes α e β podem ser facilmente calculadas, permite a obtenção de resultados bastante próximos dos obtidos experimentalmente para metais puros ou ligas que apresentem a interface sólido líquido macroscopicamente plana. No entanto ela não permite que se leve em conta o superaquecimento do metal no momento do vazamento e nem que se analise a influência da espessura de parede do molde no processo de solidificação.

No campo experimental vários trabalhos tem sido publicados nos últimos anos e entre eles podem ser citados:

- (a) O de Panchanathan, Seshadri e Ramachandran (3) que analisaram a influência da relação volume do molde/volume da peça no tempo de solidificação, no início da formação da camada de ar na interface metal/molde, na temperatura máxima atingida pela interface metal/molde e na taxa de extração de calor utilizando moldes metálicos retangulares;
- (b) O de Srinivasan, Seshadri e Ramachandran (20) que analisaram a influência da forma geométrica do molde na taxa de extração de calor;

- (c) Sciama (2) que examinou a influência da espessura dos moldes (metálicos e de areia) no tempo de solidificação.

Estes trabalhos se resumem na apresentação de resultados experimentais não propondo nenhuma equação que permita a generalização e aplicação das conclusões extraídas dos mesmos.

A tabela 1.2, apresenta uma comparação dos principais métodos de análise citados em função das hipóteses adotadas para o desenvolvimento dos mesmos.

Como pode ser observado não foi desenvolvido nenhum método que permita através de uma equação simples de ser aplicada o cálculo do tempo de solidificação levando em conta a espessura de parede do molde. Além disso as equações foram desenvolvidas apenas para placas planas.

1.3. JUSTIFICATIVAS E OBJETIVOS DO PRESENTE TRABALHO

No projeto de moldes para fundição é de fundamental importância o dimensionamento adequado da espessura de parede do molde, o que, na prática corrente é geralmente feito de forma totalmente empírica por meio do método tradicional e anti-econômico da tentativa-e-erro.

A importância do dimensionamento correto da espessura de parede do molde reside no fato de que o volume relativo do molde influi direta e decisivamente no tempo total de solidificação da peça e portanto no seu tempo de desmoldagem, o qual, em termos de produção, afeta o custo final. Além disso, deve-se considerar também o fato de que o tempo de solidificação pode eventualmente condicionar a estrutura de fundição do metal e, portanto, as propriedades e o desempenho da peça em serviço.

Como foi mostrado anteriormente, torna-se impossível, do ponto de vista matemático, a determinação analítica da influência da espessura finita do molde na cinética e, portanto, no tempo de solidificação. Assim sendo, torna-se necessário que essa influência seja verificada dentro de uma sistemática experimental, cujos resultados possam levar, se possível, a equações simples que correlacionem o tempo de solidificação com a espessura de parede, ou, em outras palavras com o volume relativo do mol

HIPÓTESES ASSUMIDAS									
	Fluxo de calor unidirecional	Metal e molde de semi-infinitos	Contato térmico perfeito na interface metal/molde	Difusividade de calor do molde infinita	Interface metal/molde plana	Metal vazado sem superaquecimento	Propriedades térmicas do metal e do molde constantes com a temperatura	Molde, metal sólido e metal líquido com as mesmas propriedades	Difusividade de calor do molde bem menor que a do metal
MÉTODO DE CÁLCULO									
SCHWARTZ	SIM	SIM	SIM	NÃO	SIM	NÃO	SIM	NÃO	NÃO
NEIMANN	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM	NÃO	SIM	NÃO	NÃO
LIGHTFOOT	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM	NÃO	SIM	SIM	NÃO
LYUBOV	SIM	SIM	SIM	NÃO	SIM	SIM	SIM	NÃO	NÃO
STEFAN	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM	NÃO	NÃO
CHVORINOV	SIM	SIM	SIM	NÃO	SIM	SIM	SIM	NÃO	SIM
LONDON E SEBAN	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM	NÃO	NÃO
MEGERLIN	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM	SIM	NÃO	NÃO
PRATES, PIRES E BILONI	SIM	SIM	NÃO	NÃO	SIM	SIM	SIM	NÃO	NÃO
ANALÓGICOS	SIM	NÃO	NÃO	NÃO	NÃO	NÃO	SIM	NÃO	NÃO
NÚMÉRICOS	SIM	NÃO	NÃO	NÃO	NÃO	NÃO	NÃO	NÃO	NÃO

TABELA - 1.2

Comparação dos principais métodos de cálculo do tempo de solidificação em função das hipóteses adotadas para o seu desenvolvimento.

de. Paralelamente deve-se também verificar experimentalmente as correlações eventualmente existentes entre o tempo de solidificação e a estrutura final das ligas mais utilizadas em fundição. Estes são os objetivos principais e essenciais do presente trabalho, tendo em vista que a literatura não revela nenhum trabalho definitivo sobre tais assuntos.

Para atingir os objetivos globais, acima mencionados, utilizou-se a liga comercial Alumínio-12% Silício, denominada SI LUMIN, fundida em moldes de materiais normalmente utilizados na tecnologia de fundição, quais sejam, areia e aço. E no caso dos moldes de aço foi verificada a influência da variação do contato térmico na interface metal/molde, utilizando-se para tanto os moldes com a parede interna polida ou recoberta com pinturas isolantes de uso corrente na prática da fundição. Além disso, como material complementar para verificar a validade dos resultados obtidos para outros metais foi usado o chumbo pelas facilidades de manuseio em laboratório.

CAPÍTULO 2

MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. METAIS E LIGAS UTILIZADAS

Para a realização dos trabalhos experimentais foram empregados os seguintes metais:

- (a) Liga eutética Alumínio-Silício (Silumin) comercialmente pura, cuja composição química obtida na firma que forneceu o material (REMESA S.A.) é apresentada na tabela 2.1.

ELEMENTO	PORCENTAGEM
Si	11,90
Cu	0,10
Fe	0,55
Zn	0,25
Mg	0,60
Mn	0,15
Al	resto

TABELA 2.1.
Composição Química do Silumin

A escolha do Silumin foi feita de modo a permitir a aplicação prática dos resultados obtidos, uma vez que esta liga é bastante utilizada na tecnologia da fundição devido principalmente à elevada fluidez (que permite a fabricação de peças de formas complexas), baixo ponto de fusão, baixo coeficiente de expansão e boa resistência à corrosão (21). Além disso essa liga pode ter sua resistência aumentada através do refino dos cristais da fase rica em silício feito normalmente na prática com a inoculação de sódio metálico no metal líquido (22), o que justifica o estudo do refino da estrutura provocado por diferentes condições de extração de calor do molde. A figura 2.1 apresenta o diagrama de equilíbrio das ligas Alumínio-Silício (23).

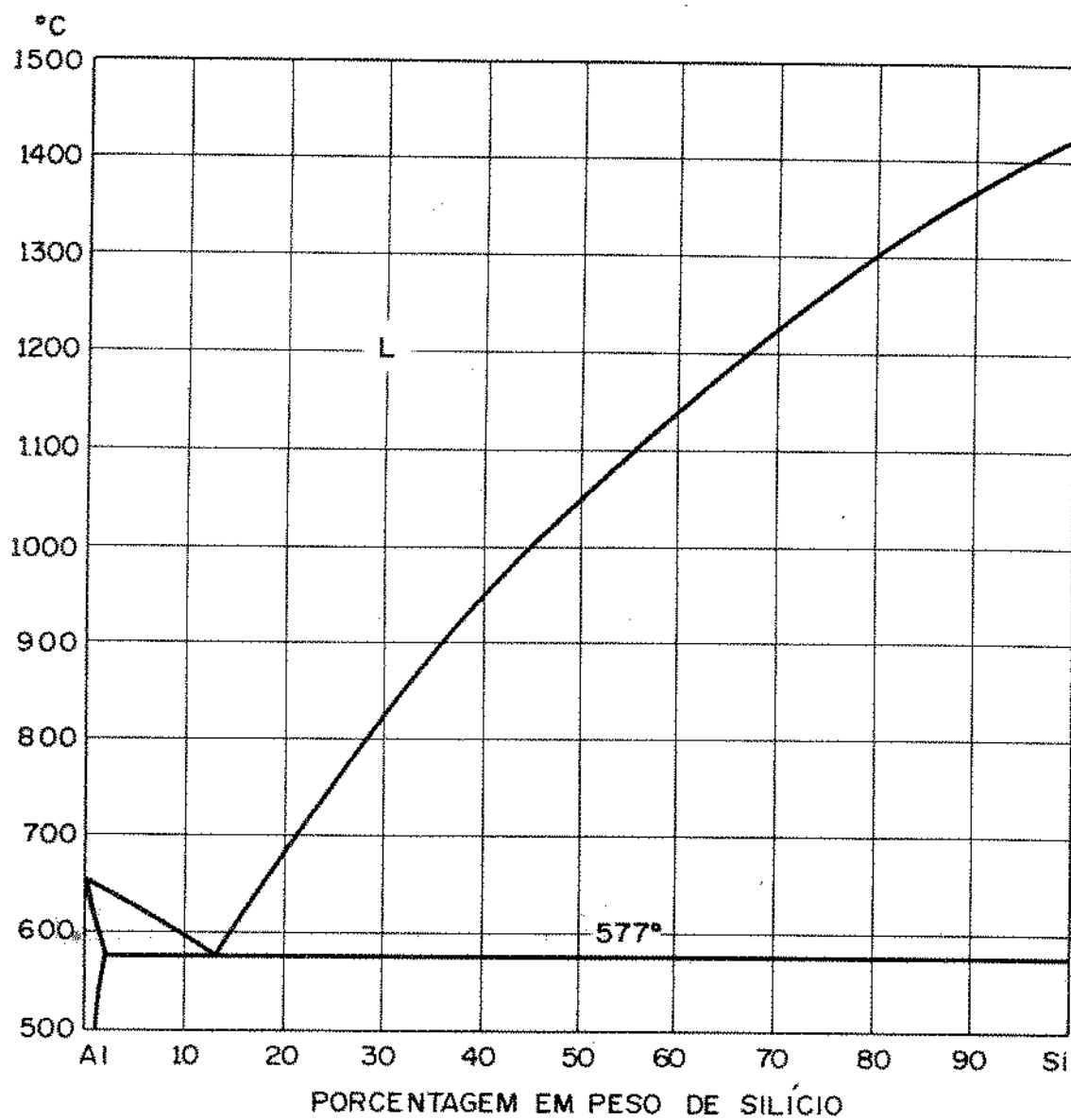


FIGURA - 2.1

Diagrama de equilíbrio das ligas Al-Si

- (b) Chumbo comercialmente puro, cuja composição química, determinada nos laboratórios da METAL LEVE S.A., é apresentada na tabela 2.2.

ELEMENTO	PORCENTAGEM
Sn	0,1660
Ni	0,0020
Fe	0,0020
Zn	0,0019
Pb	resto

TABELA 2.2.
Composição Química do Chumbo

A escolha do Chumbo como metal complementar foi baseada, principalmente, na facilidade de fusão e vazamento devido ao seu baixo ponto de fusão (327°C) e no fato de suas propriedades físicas não sofrerem variações significativas com a temperatura e com a quantidade de impurezas, o que permite um controle mais preciso durante o processo de solidificação. Além disso, o Chumbo foi utilizado para a verificação da direcionalidade do fluxo de calor durante a solidificação.

As propriedades físicas do Silumin e do Chumbo são apresentadas no APÊNDICE-2.

2.2. FUSÃO E VAZAMENTO

As fusões foram realizadas em um forno elétrico tipo mufla, com potência de 6 Kw, sendo o controle da temperatura do metal líquido feito através de um termopar cromel-alumel acoplado a um registrador digital de temperaturas LEEDS & NORTHRUP modelo 927.

O Chumbo foi vazado na temperatura de fusão e o Silumin foi vazado a 700°C , que é um valor de temperatura recomendado para a prática de fundição desta liga (24).

2.3. MOLDES UTILIZADOS

Foram realizados vazamentos em moldes cilíndricos e em moldes de paredes planas tipo placa. Foi também utilizado molde refrigerado unidirecional para estudo da estrutura de solidificação da liga Silumin.

(a) Moldes cilíndricos

Para a fundição de cilindros foram utilizados moldes metálicos e de areia, com 60mm de diâmetro interno a meia altura (apresentando 1% de inclinação na parede interna para facilitar a desmoldagem da peça fundida), 140 mm de altura e com 6 diferentes espessuras de paredes, cujos valores são apresentados na tabela 2.3. Um corte longitudinal dos moldes cilíndricos é apresentado na figura 2.2.

MOLDE	DIÂMETRO EXTERNO (mm)	ESPESSURA DE PAREDE (mm)
1	70	5
2	80	10
3	90	15
4	100	20
5	120	30
6	160	50

TABELA 2.3.

Dimensões dos moldes cilíndricos

Os moldes metálicos (coquilhas) foram usinados em aço ABNT 1045 e os de areia foram moldados com areia de módulo 50-60 A.F.S., contendo aproximadamente 1% de argila aglutinada com resina furânica "Foundrez 13-332" fabricada pela RESANA S.A. As figuras 2.3 e 2.4 mostram, respectivamente, os moldes de aço e de areia utilizados. Os moldes cilíndricos foram construídos sem fundo, sendo assentados sobre uma peça de material refratário para minimizar a retirada de calor pelo fundo. Além disso, para minimizar a perda de calor para o meio ambiente na parte superior da peça, a mesma foi recoberta com um pó refratário logo após o vazamento. Conseguiu-se desta forma, um fluxo de calor essencialmente radial, cuja comprovação foi feita através da ma-

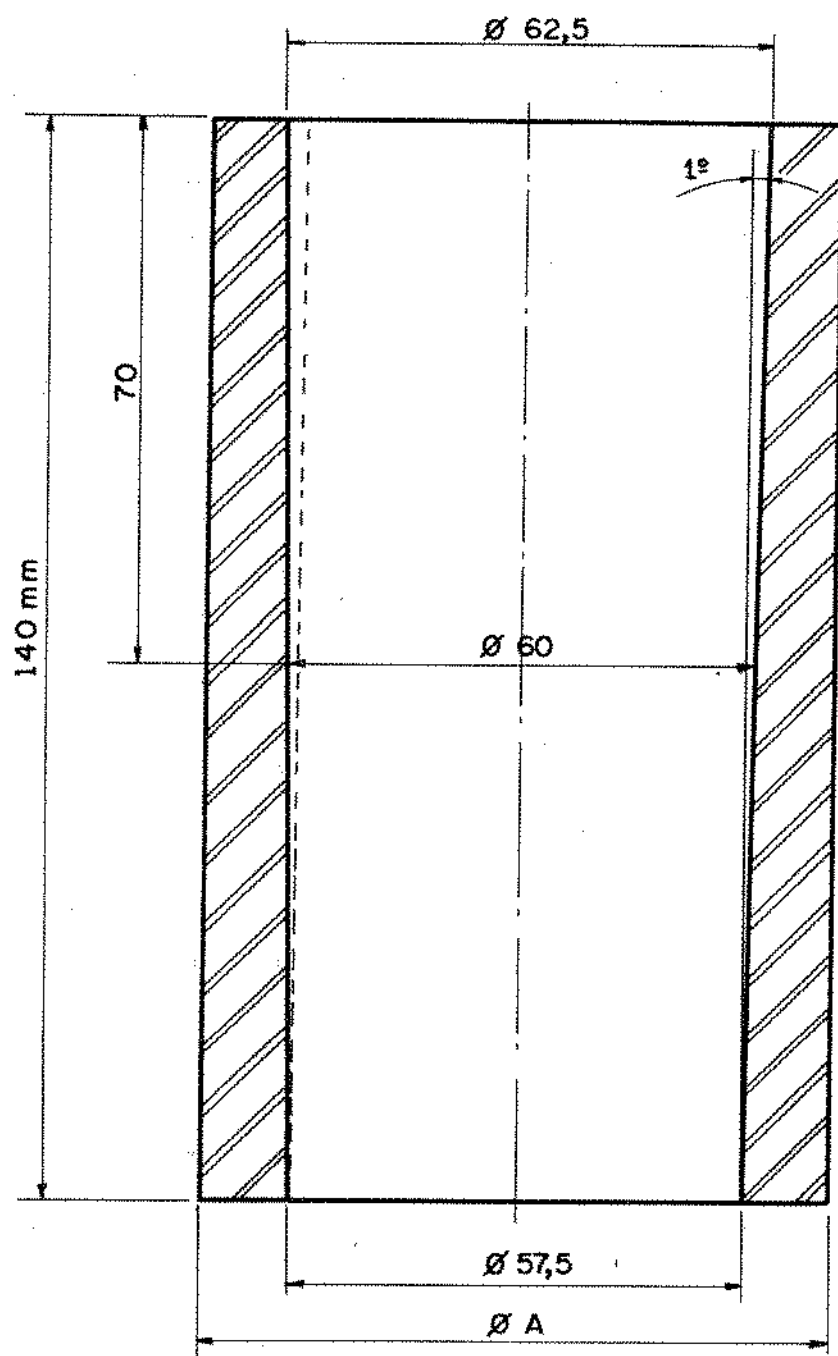


FIGURA - 2.2

Corte longitudinal dos moldes cilíndricos.
(diâmetros externos A= 70, 80, 90, 100,
120, 160 mm).

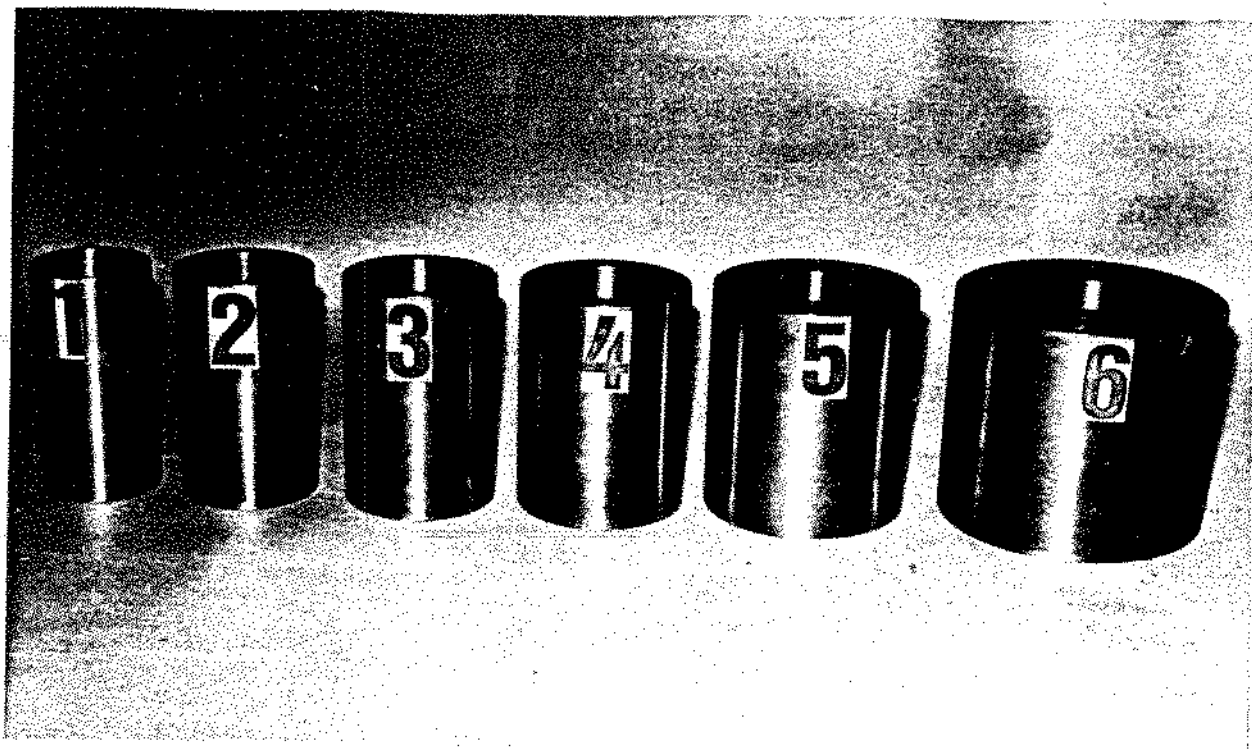


FIGURA - 2.3

Moldes cilíndricos de aço

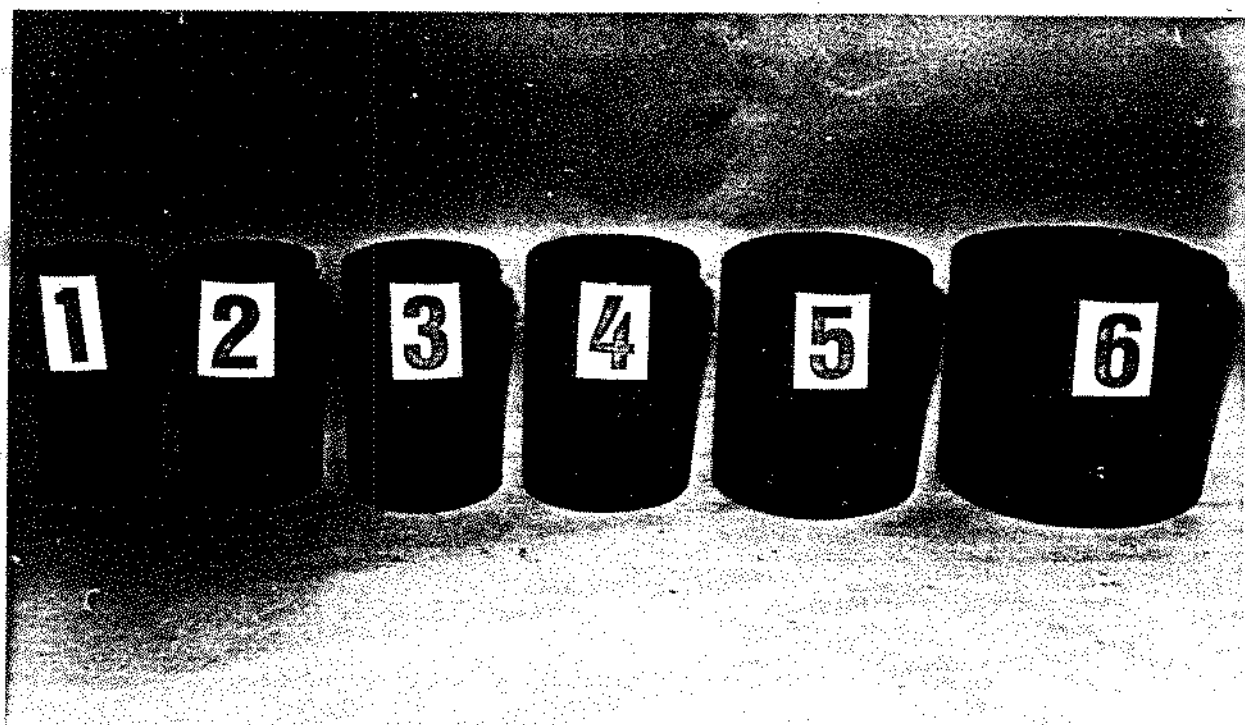


FIGURA - 2.4

Moldes cilíndricos de areia

crografia da secção transversal de uma peça de chumbo vazada em um desses moldes. A figura 2.5. apresenta a macrografia obtida.

No caso dos moldes metálicos foram usadas duas condições diferentes de contato térmico na interface metal/molde, ou seja: parede interna do molde polida ou recoberta com pintura isolante (DYCOTE 39, da FOSECO).

(b) Molde de paredes planas

Para a fundição de placas esbeltas (espessura muito menor que a altura e a largura), utilizou-se moldes de paredes planas. Neste caso, ao contrário dos moldes cilíndricos, foi fixada a espessura de parede do molde, variando-se a espessura das peças obtidas através de um molde de paredes ajustáveis, especialmente constituído para este fim e que é mostrado na figura 2.6. As dimensões desse molde são apresentadas na tabela 2.4. O molde utilizado foi construído em aço ABNT 1045.

DIMENSÕES EM mm	
Espessura das paredes principais	50
Espessura das paredes laterais	20
Altura	160
Largura das paredes principais	120
Largura das paredes laterais	Variável

TABELA 2.3.

Dimensões principais do molde de parede plana

Para que o molde de parede plana simulasse com boa aproximação as condições de solidificação em placas planas paralelas ideais, as paredes e o fundo foram construídas de modo a apresentar espessuras bem menores que as paredes principais, sendo, além disso, recobertas com uma pintura isolante de DYCOTE 39 (FOSECO) e as paredes principais foram polidas de modo a permitir uma extração de calor sensivelmente maior. Conseguiu-se, dessa forma, minimizar os efeitos de canto provocados pelas paredes laterais e pelo fundo, obtendo-se um fluxo de calor quase que totalmente unidirecional. A comprovação da unidirecionalidade do fluxo de calor foi feita através de macrografia da secção transversal de uma peça de Chumbo vazada nesse molde. A ma

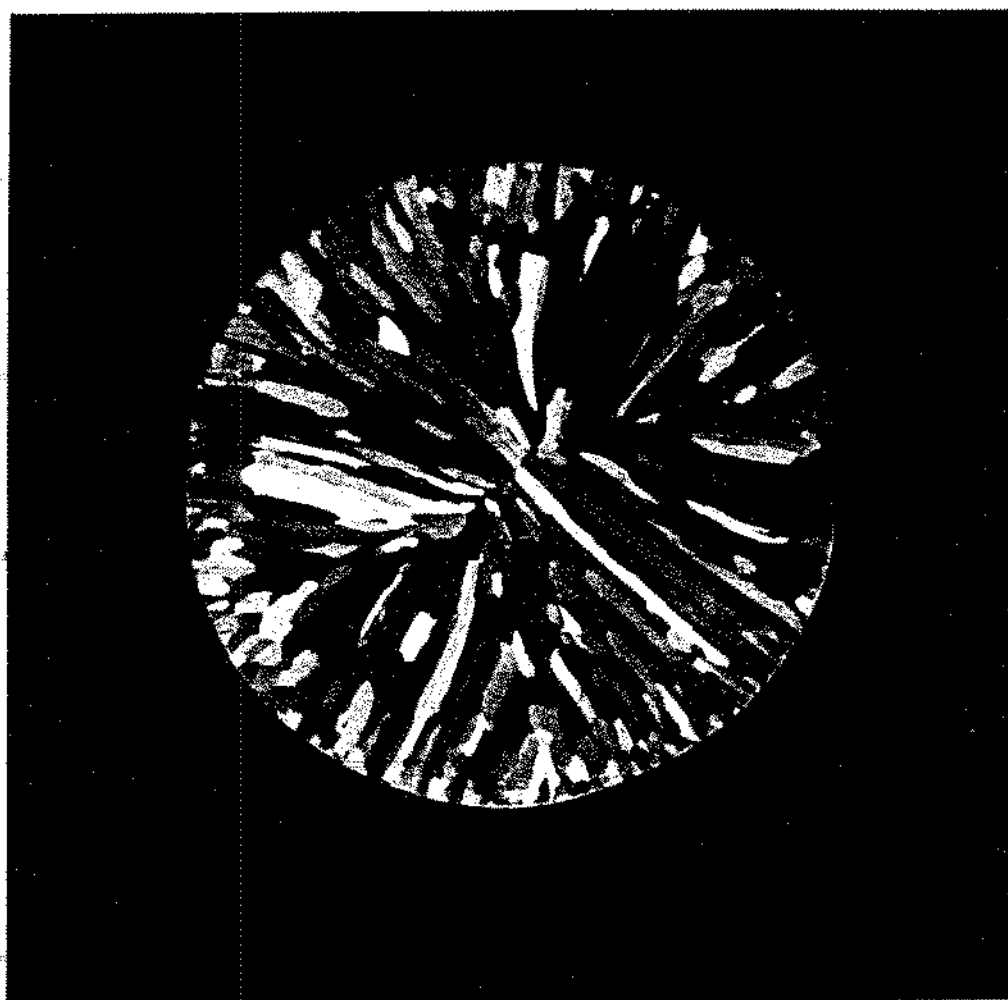
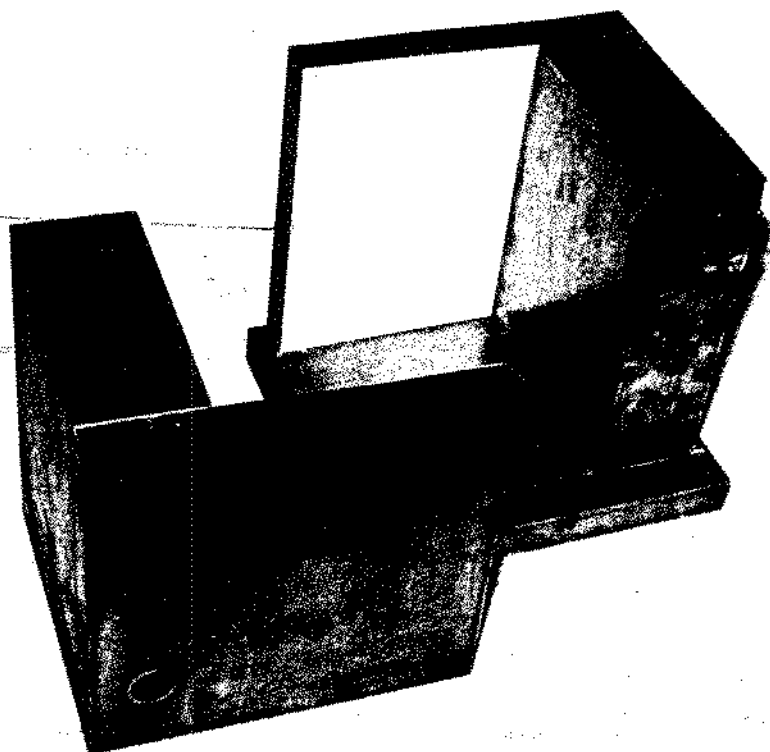
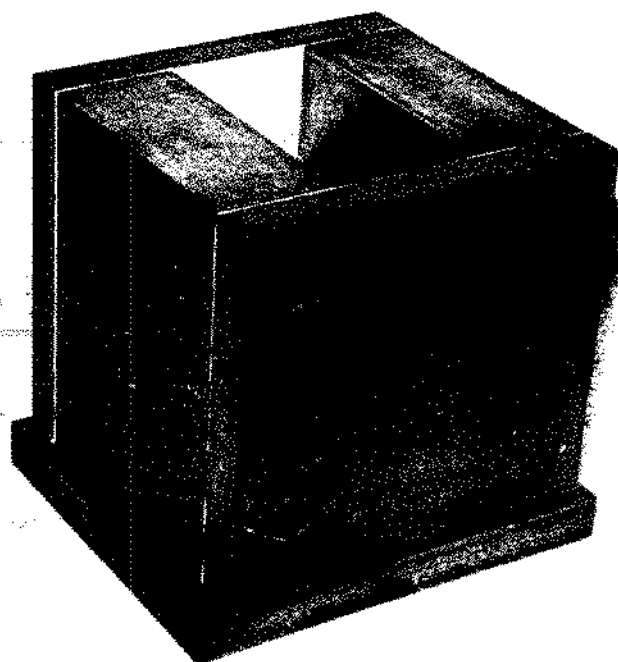


FIGURA - 2.5

Macrografia da secção transversal de uma peça de chumbo vazada em molde cilíndrico, mostrando a predominância do fluxo radial de calor.



(a)



(b)

FIGURA - 2.6

Molde de paredes planas.(a) desmon
tado e (b) montado.

crografia obtida é mostrada na figura 2.7.

(c) Molde refrigerado

Para a realização de uma experiência visando a análise da estrutura obtida com molde refrigerado foi utilizado um dispositivo de solidificação unidirecional, conforme esquema apresentado na figura 2.8, constituído de um forno elétrico tubular com potência de 1.8 Kw, onde a solidificação foi realizada na forma vertical ascendente, utilizando-se água como fluido de refrigeração do molde.

2.4. TRATAMENTO DE MODIFICAÇÃO

Foram realizados alguns vazamentos com o silumin modificado com um produto a base de sódio usado para provocar o refino da fase rica em silício. O produto utilizado foi o SILISSAL fornecido pela PROFUNDIR. Para o tratamento de modificação a liga foi desgaseificada a 730°C sendo posteriormente adicionado o agente modificante na proporção de 1,5% em peso estando a liga à temperatura de 750°C .

2.5. DETERMINAÇÃO DOS TEMPOS DE SOLIDIFICAÇÃO

A determinação dos tempos de solidificação foi feita através das curvas de resfriamento obtidas com o uso de termopares posicionados no centro do molde (no caso de moldes cilíndricos e de moldes de paredes planas) e acoplados a um registrador de temperaturas. A montagem utilizada está representada na figura 2.9. No caso do molde refrigerado foram posicionados termopares a 5 e 80mm da interface metal/molde. Foram usados termopares cromel-alumel de 0,64mm de diâmetro com capa protetora de aço inoxidável de 3,18mm de diâmetro e isolamento mineral e um registrador de temperaturas YOKOGAWA tipo 3047 com precisão de leitura de $\pm 4^{\circ}\text{C}$. A figura 2.10 mostra uma curva de resfriamento típica. Com o intuito de verificar a repetibilidade dos resultados realizou-se algumas experiências em condições idênticas.

2.6. TÉCNICAS METALGRÁFICAS

Para a análise da estrutura final do silumin solidifi-



FIGURA - 2.7

Macrografia da seção transversal de uma peça de chumbo vazada em molde de parede plana, mostrando o efeito desprezível das paredes laterais.

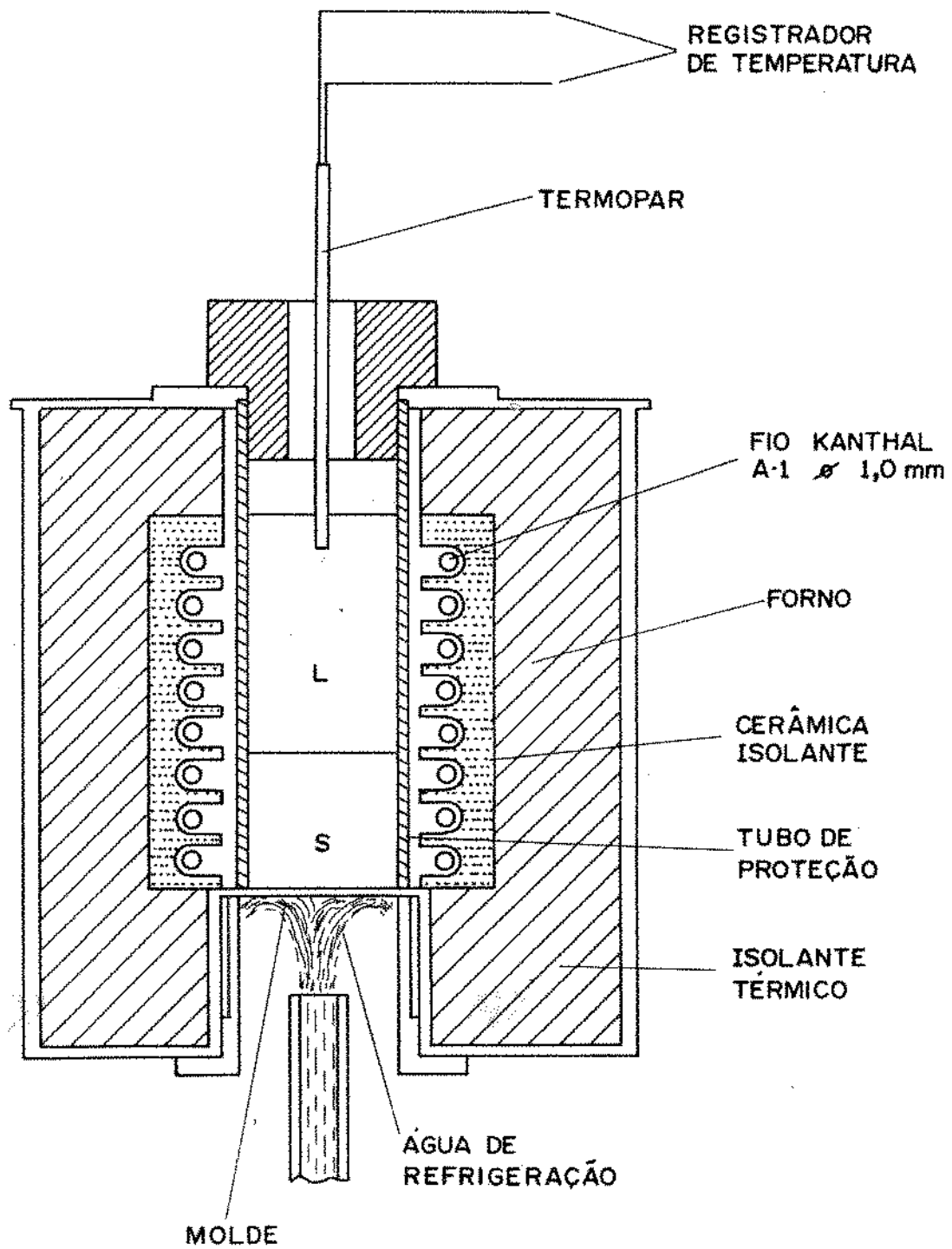


FIGURA - 2.8

Esquema do dispositivo de solidificação unidirecional refrigerado a água.

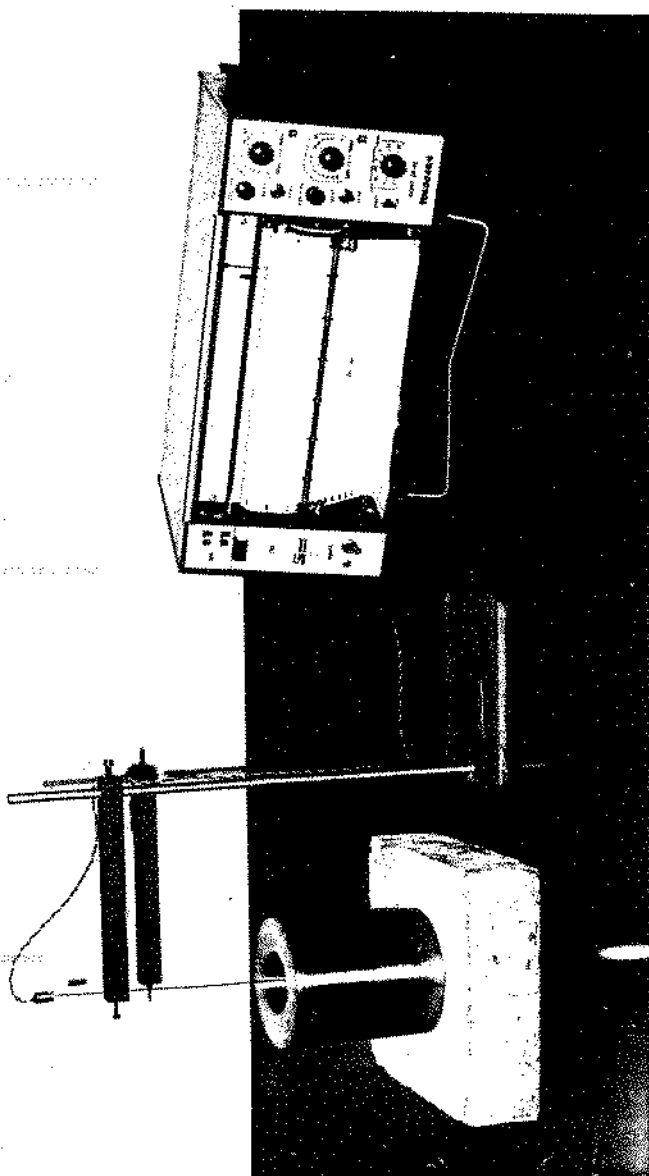


FIGURA - 2.9

Montagem usada nos trabalhos experimentais

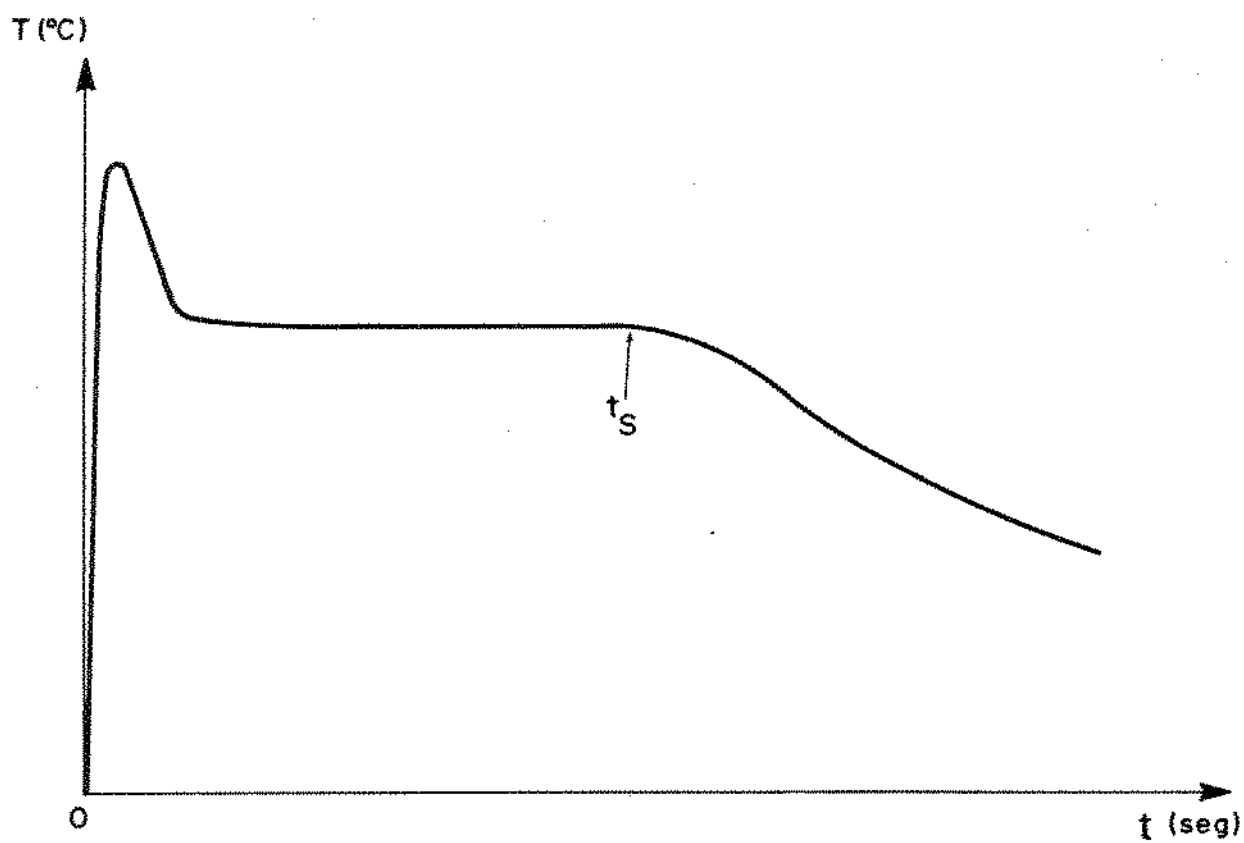


FIGURA - 2.10

Curva de resfriamento típica

cado segundo diferentes condições as peças obtidas com o uso de moldes cilíndricos e de paredes planas foram cortadas ao meio na direção transversal e das metades obtidas foram retiradas amostras em uma região central situada abaixo da posição onde estava posicionado o termopar. As figuras 2.11 e 2.12 mostram respectivamente cilindros e placas inteiros e cortados mostrando a região de onde foram retiradas as amostras. No caso da peça obtida com molde refrigerado foram retiradas amostras de regiões situadas a 5, 60 e 80mm da interface metal/molde. As amostras obtidas foram cuidadosamente polidas em politrizes STRUERS e a seguir atacadas com uma solução de 0,5% de ácido fluorídrico em água (25), e fotografadas através de um banco metalográfico OLIM PUS modelo PME.

Para uma análise mais detalhada da estrutura do silumin algumas das amostras foram fotografadas através de um microscópio eletrônico de varredura CAMBRIDGE modelo S4.10. Para tanto as amostras foram polidas em uma politriz eletrolítica PRESI modelo POLISEC 20, usando como eletrólito uma solução composta de: 760ml de álcool etílico absoluto, 30ml de água destilada, 190ml de éter e 20 ml de ácido perclórico 60% (23).

2.7. MEDIDAS DE PARÂMETROS DE ESTRUTURA

Para caracterizar as diferenças de comportamento estrutural do silumin modificado e não modificado com o tempo de solidificação foram medidos, para amostras da liga solidificada em diferentes condições de extração de calor, o espaçamento interdendrítico e o espaçamento entre as fases do eutético. As medidas foram feitas utilizando-se um banco metalográfico ULTRAPHOT III - ZEISS com aumento de 1.000 a 2.000 vezes.

De modo a se ter um parâmetro indicativo da variação da estrutura do silumin não modificado com o tempo de solidificação foi medido o número de cristais da fase rica em Silício por mm^2 em amostras obtidas de peças solidificadas em diferentes condições de extração de calor. Para tanto as amostras foram fotografadas com um aumento de 54 vezes no banco metalográfico OLIM PUS modelo PME sendo as fotografias ampliadas 6,5 vezes.

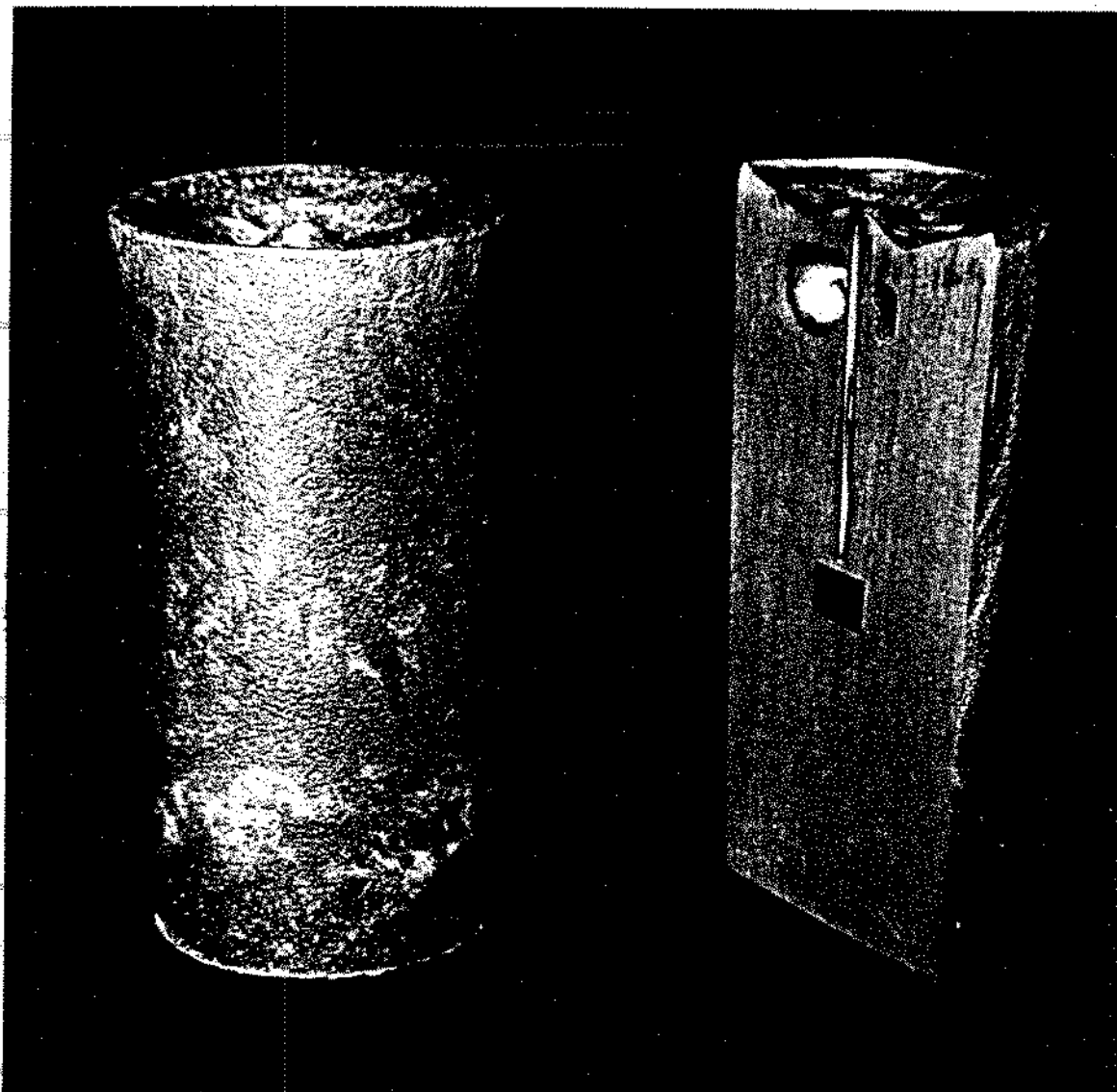


FIGURA - 2.11

Peça de silumin vazada em molde cilíndrico, inteira e corta
da longitudinalmente, mostrando a região de retirada da amostra
tra para exame micrográfico.

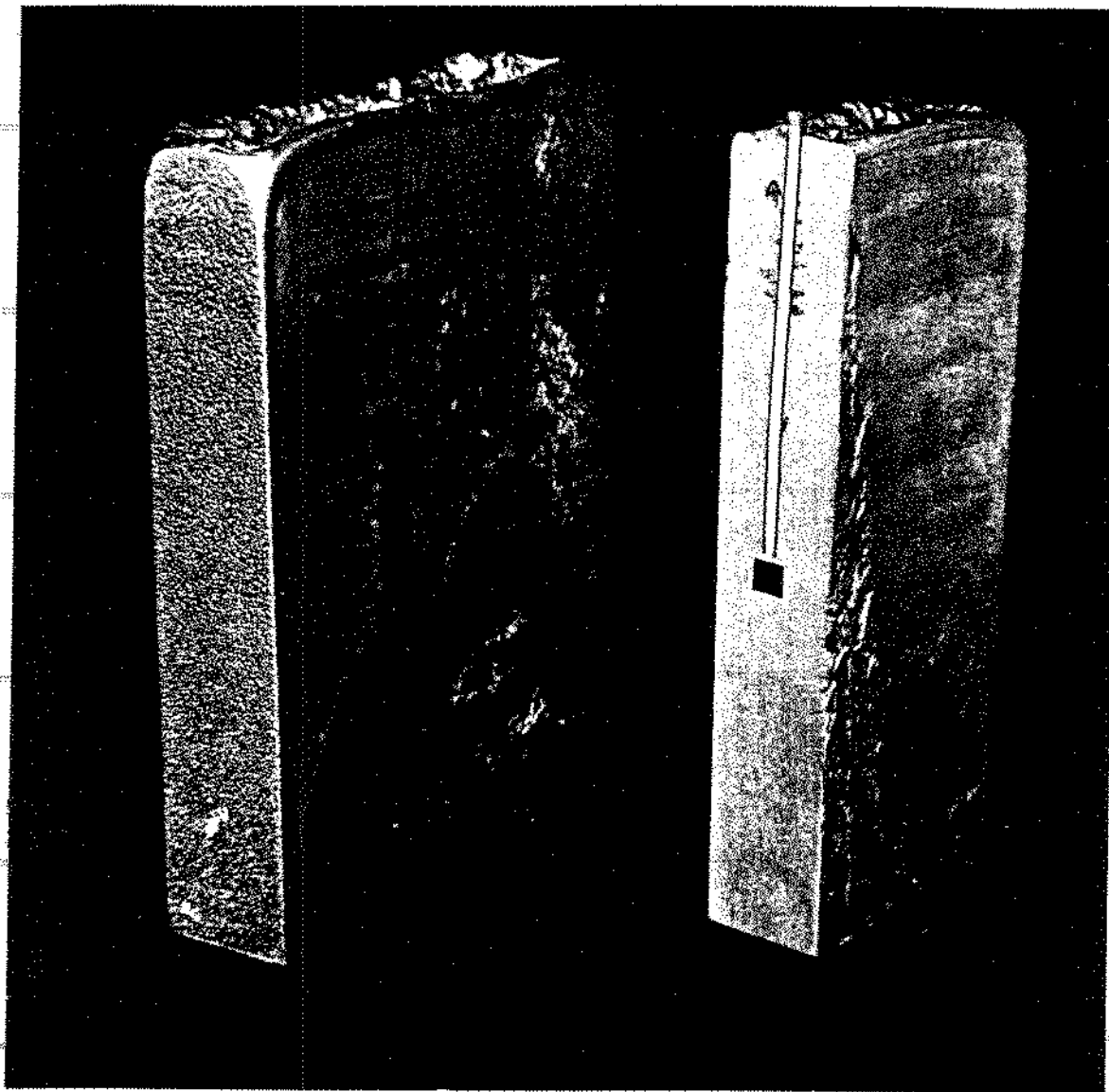


FIGURA - 2.12

Peça de silumin vazada em molde de parede plana, inteira e cortada longitudinalmente, mostrando a região de retirada da amostra para exame micrográfico.

CAPÍTULO 3

RESULTADOS

3.1. FUNDIÇÃO DE CILINDROS DE SILUMIN

Com a finalidade de determinar a influência da espessura de parede no tempo total de solidificação, foram feitos vazamentos com o Silumin em moldes cilíndricos de aço, com parede interna polida ou recoberta com pintura isolante, e em moldes cilíndricos de areia. Os tempos de solidificação obtidos são apresentados nas tabelas 3.1, 3.2 e 3.3, em função das espessuras de parede e de um parâmetro adimensional obtido com a relação entre o volume do molde (V') e o volume da peça (V), que é função da espessura do molde (e'), ou seja:

$$\frac{V'}{V} = \frac{4e'}{D} \left(1 + \frac{e'}{D}\right) \quad (3.1)$$

e (mm)	$\frac{V'}{V}$	t_S (s)
5	0,36	228
10	0,78	110
15	1,25	76
20	1,78	61
30	3,00	50 (*)
50	6,11	42

TABELA 3.1

Tempo total de solidificação de Cilindros de Silumin obtidos em moldes de aço com parede interna polida. /

(*) Para verificar a repetibilidade dos resultados obtidos foram repetidas duas experiências nestas condições sendo obtidos tempos iguais a 49 e 51 segundos, (diferenças menores que 5%).

e (mm)	$\frac{V'}{V}$	t_S (s)
5	0,36	262 (*)
10	0,78	144
15	1,25	114
20	1,78	104
30	3,00	97
50	6,11	84

TABELA 3.2

Tempo total de solidificação de cilindros de Silumin obtidos em moldes de aço com parede interna recoberta com pintura isolante (DYCOTE 39).

(*) Para verificar a repetibilidade dos resultados obtidos foram repetidas duas experiências nestas condições sendo obtidos tempos iguais a 264 e 255 segundos, (diferenças menores que 5%).

e (mm)	$\frac{V'}{V}$	t_S (s)
5	0,36	542
10	0,78	688
15	1,25	624
20	1,78	557
30	3,00	508
50	6,11	503

TABELA 3.3

Tempo total de solidificação de cilindros de Silumin obtidos em moldes de areia.

A figura 3.1 mostra as curvas de variação do tempo de solidificação em função da espessura de parede do molde, baseadas nos dados das tabelas 3.1, 3.2 e 3.3.

Pode-se observar através das curvas da figura 3.1 que no caso de cilindros de Silumin vazados em moldes de areia, o

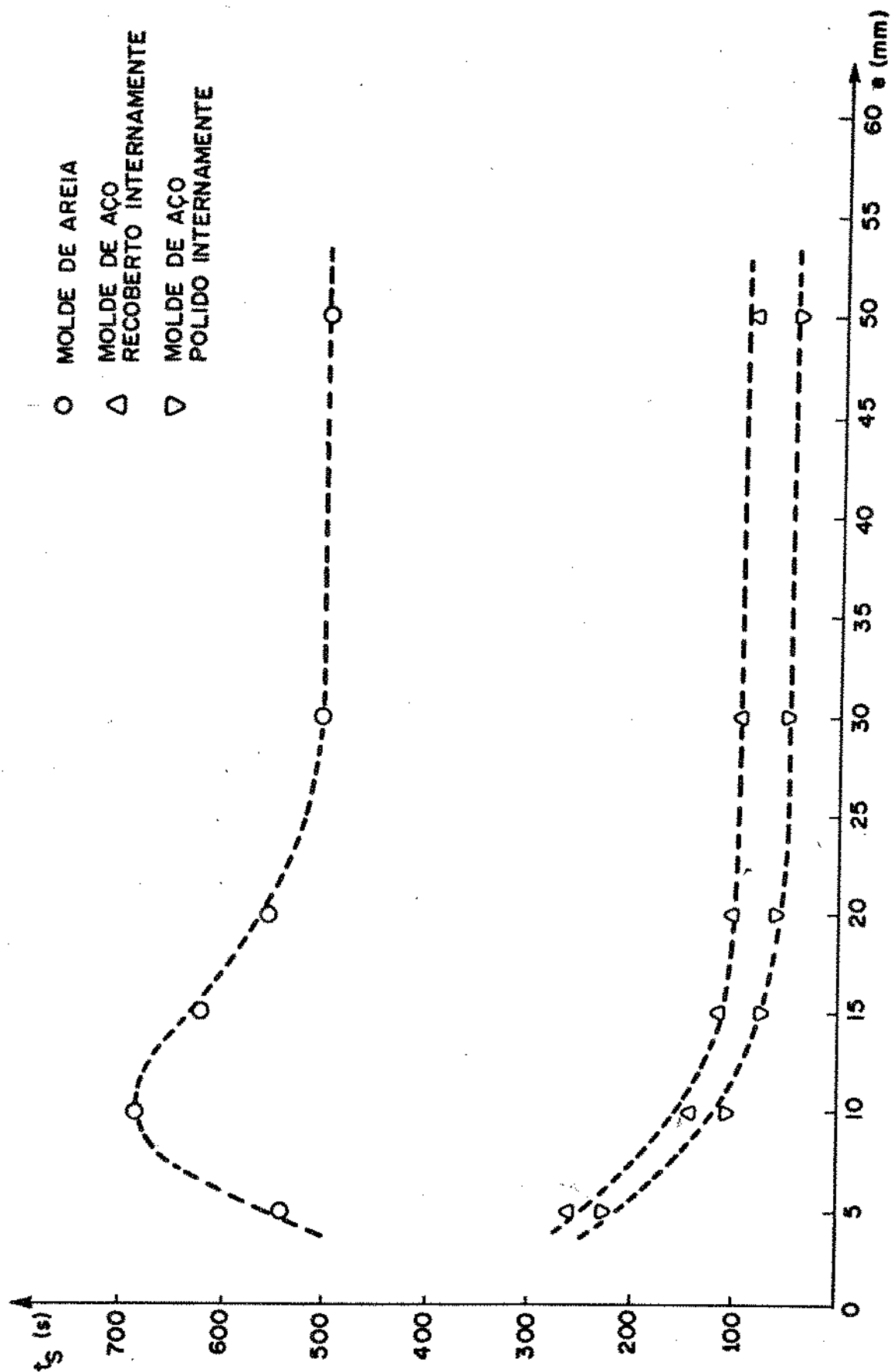


FIGURA - 3.1

Variação do tempo de solidificação de cilindros de silumin com a espessura de parede de molde.

tempo total de solidificação inicialmente cresce com o aumento da espessura de parede até atingir um máximo, após o que começa decrescer tendendo a um valor constante. Já no caso dos cilindros de Silumin vazados em moldes de aço, tanto no caso de parede interna polida como no de parede interna recoberta, não é detectado um ponto de máximo, ou seja, o tempo total de solidificação decresce continuamente com o aumento da espessura de parede tendendo a um valor constante.

Isto pode significar que, no caso de moldes metálicos, o tempo decresce continuamente com o aumento da espessura de parede até atingir um valor constante, não apresentando um ponto de máximo, ou que este máximo ocorre para uma parede de molde de espessura muito pequena, menor que as espessuras viáveis na prática.

Nota-se também na figura 3.1 que para uma mesma espessura de parede, o tempo de solidificação é maior para peças vazadas em moldes de areia que para aquelas vazadas em moldes de aço com parede recoberta, e maior para estas do que para as vazadas em moldes de aço com parede polida, sendo a diferença de tempos de solidificação, apresentada pelas duas últimas, menor que a apresentada pelas duas primeiras. Considerando-se moldes de parede muito espessos (semi infinitos) e o valor do tempo de solidificação em areia como referência (100%) os tempos para moldes de aço recobertos e polidos são respectivamente 17 e 8%. Tais valores constituem uma medida da capacidade relativa de extração de calor dos diferentes tipos de moldes utilizados, independentemente da espessura dos mesmos.

3.2. FUNDIÇÃO DE PLACAS ESBELTAS DE SILUMIN E CHUMBO

Com a finalidade de se determinar os tempos de solidificação de placas esbeltas de diferentes dimensões (espessura variável) fundidas em moldes de aço de paredes planas com espessura de parede constante, foram feitas experiências com Silumin e Chumbo. Os resultados obtidos são apresentados nas tabelas 3.4 e 3.5, mostrados em função da espessura (e) da peça e da relação entre o volume do molde (V') e o volume da peça (V), que é por sua vez, função da espessura da peça (e) e da espessura do molde (e'), ou seja:

$$\frac{V'}{V} = \frac{2e'}{e} \quad (3.2)$$

e (mm)	$\frac{V'}{V}$	t_S (s)
17	6	10
25	4	26
33	3	56

TABELA 3.4

Tempo total de solidificação de placas esbel-
tas de Silumin obtidas em moldes de aço.

e (mm)	$\frac{V'}{V}$	t_S (s)
20	5	8
25	4	14
33	3	24

TABELA 3.5

Tempo total de solidificação de placas es-
beltas de Chumbo obtidas em moldes de aço.

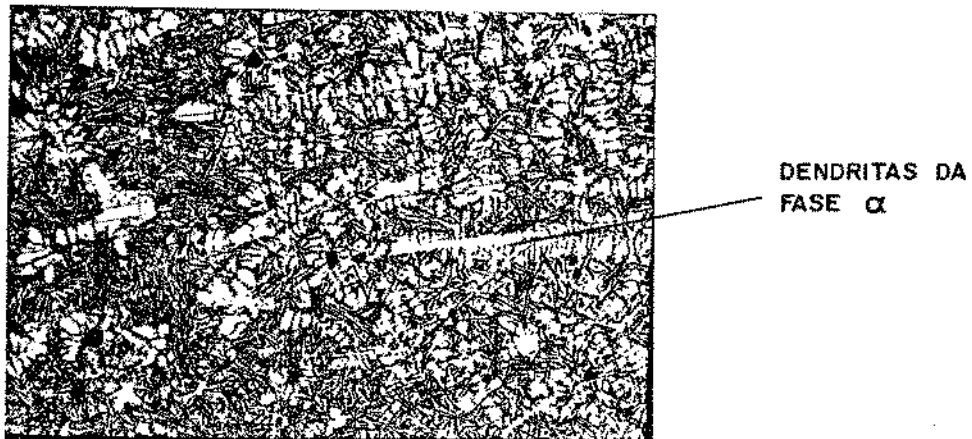
3.3. ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO DO SILUMIN

Inicialmente foram obtidas, através de amostras reti-
radas de algumas das peças fundidas, microestruturas típicas do
Silumin. Estas microestruturas são apresentadas nas figuras
3.2(a), 3.2(b) e 3.2(c) e permitem a identificação dos princi-
pais componentes da liga.

Pode-se notar que a estrutura do Silumin é caracteri-
zada por um eutético constituído de duas fases (25):



(a)



(b)



(c)

FIGURA - 3.2

Microestruturas típicas do silumin com a identificação dos seus principais componentes.

- (a) uma fase α rica em Alumínio
- (b) uma fase β rica em Silício.

Em geral a fase β é constituída de cristais em forma de agulha, podendo, eventualmente, apresentar formações mais grossas, dispostos em uma matriz da fase α (figura 3.2(a)).

Parte da fase α pode se apresentar sob a forma de dendritas primárias, que, em geral, só são detectadas quando se examina a estrutura através de aumentos de pequena magnitude (figura 3.2(b)).

Além dos constituintes citados acima foi detectada uma fase terciária constituída de um composto intermetálico complexo (Al-Fe-Si-Mn), que aparece devido à existência de Ferro e Manganês como impurezas na liga. Este composto se apresenta sob a forma de uma estrutura típica denominada "escrita chinesa" devido à sua forma característica. (figura 3.2(c)).

Na figura 3.3, são apresentadas microestruturas obtidas com a liga solidificada em diferentes condições de extração de calor do sistema metal/molde, ou seja, em moldes cilíndricos de areia, de aço com parede interna recoberta e de aço com parede interna polida, todos com espessura de parede igual a 15mm. Nota-se um refino gradativo da fase β à medida que são melhoradas as condições de extração de calor do molde, sendo mais significativo quando se passa do molde de areia para o molde de aço com parede recoberta, do que quando se passa deste último para o molde de aço com parede polida. Pode-se notar também que o sistema passa de uma estrutura totalmente eutética (molde de areia) para uma estrutura onde coexistem eutético e dendritas da fase rica em Alumínio (moldes metálicos). Essa verificação mostra o quanto a estrutura do Silumin é sensível ao tempo de solidificação da peça. Assim sendo procurou-se analisar essa dependência de forma mais ampla.

Na figura 3.4 são apresentadas microestruturas obtidas com a liga modificada, solidificada também em moldes cilíndricos de areia e de aço com parede recoberta e polida, com 15mm de espessura. Nota-se, neste caso, que apesar de haver um refino da fase β com o tempo de solidificação a dependência estrutura/tempo é menos sensível que no caso anterior. Isso é consequência da predominância do refino pela ação do agente modificante. No entanto o fato mais importante constatado atra-



(a)



(b)



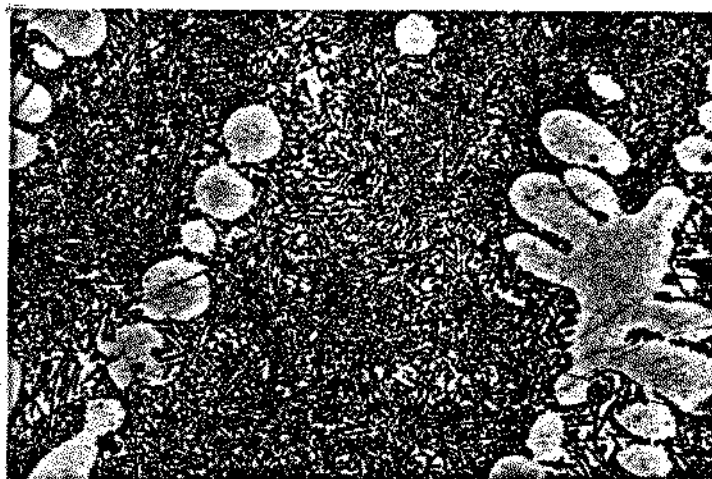
(c)

FIGURA - 3.3

Microestruturas apresentadas pelo silumin solidificado em moldes cilíndricos em tres diferentes condições de extração de calor: (a) molde de areia; (b) molde de aço com parede interna recoberta e (c) molde de aço com parede interna polida (Aumento 300x)



(a)



(b)



(c)

FIGURA - 3.4

Microestruturas apresentadas pelo silumin modificado solidificado em moldes cilíndricos em três diferentes condições de extração de calor: (a) molde de areia; (b) molde de aço com parede interna recoberta e (c) molde de aço com parede interna polida (Aumento 300x)

vês dessas micrografias diz respeito às dendritas da fase α , que se apresentam muito mais grosseiras para a liga modificada que para a liga não modificada solidificada nas mesmas condições.

Na figura 3.5 é apresentada uma sequência de microestruturas obtidas a partir de uma peça solidificada em molde refrigerado. De forma semelhante aos casos anteriores, nota-se um refino crescente da fase β com a diminuição do tempo de solidificação. Verifica-se que pode ser obtido, desta forma, um refino da fase β da mesma ordem que os obtidos com o processo de modificação. Mas a estrutura apresenta uma diferença fundamental no que diz respeito às dendritas da fase α que se apresentam muito mais finas. Por outro lado fica também evidente a dependência do refino das dendritas com o tempo de solidificação sendo que as mesmas se apresentam mais refinadas quanto mais rápida for a solidificação.

De modo a se mostrar a influência preponderante do tempo na estrutura final da liga são apresentadas na figura 3.6 micrografias de amostras obtidas de peças solidificadas em diferentes moldes e apresentando, portanto, diferentes tempos de solidificação.

Na figura 3.7. é mostrada a variação da estrutura do Silumin em função da espessura de parede do molde (que influi diretamente no tempo de solidificação) para peças solidificadas em moldes cilíndricos de areia, de aço com parede recoberta e de aço com parede polida. Pode-se observar que, com o aumento da espessura da parede (diminuição do tempo de solidificação), há um refino crescente da estrutura até que se atinja uma espessura crítica (a partir da qual o molde pode ser considerado como semi-infinito), acima da qual não se verificam mudanças sensíveis na estrutura uma vez que o tempo de solidificação assume um valor constante.

Tendo em vista a importância da estrutura do Silumin foi realizada uma análise mais detalhada da estrutura da mesma através de um microscópio eletrônico de varredura. Tal análise foi feita a partir de amostras retiradas estrategicamente de peças solidificadas em diferentes condições de extração de calor, permitindo obter não só maiores informações sobre a morfologia da fase β como sobre o refino provocado pela diminuição do tempo de solidificação. As micrografias obtidas são apresentadas nas figuras 3.8, 3.9 e 3.10.



(a)



(b)



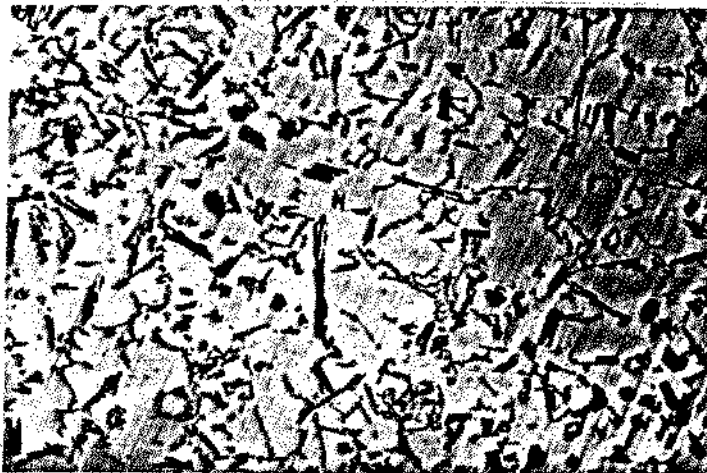
(c)

FIGURA - 3.5

Microestruturas apresentadas pelo silumin solidificado em molde refrigerado às seguintes distâncias da interface metal/molde: (a) 80mm; (b) 60 mm e (c) 5 mm (Aumento 300x).



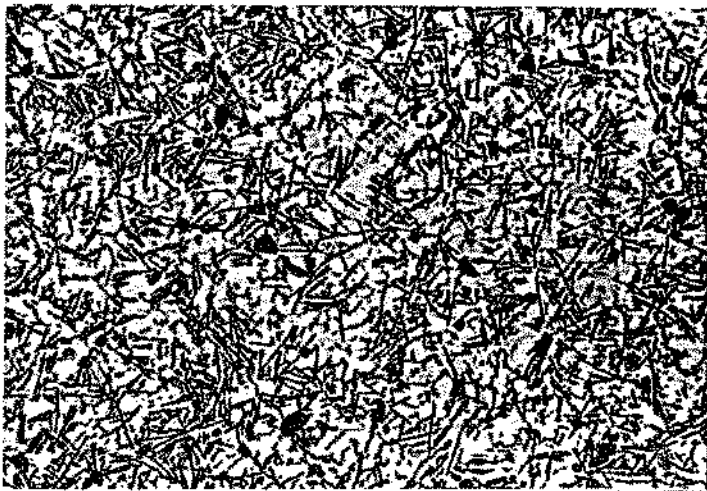
$t_S = 688 \text{ s}$



$t_S = 228 \text{ s}$



$t_S = 144 \text{ s}$



$t_S = 97 \text{ s}$

FIGURA - 3.6

Estruturas do silumin para peças solidificadas em tempos diferentes (Aumento 30 x)

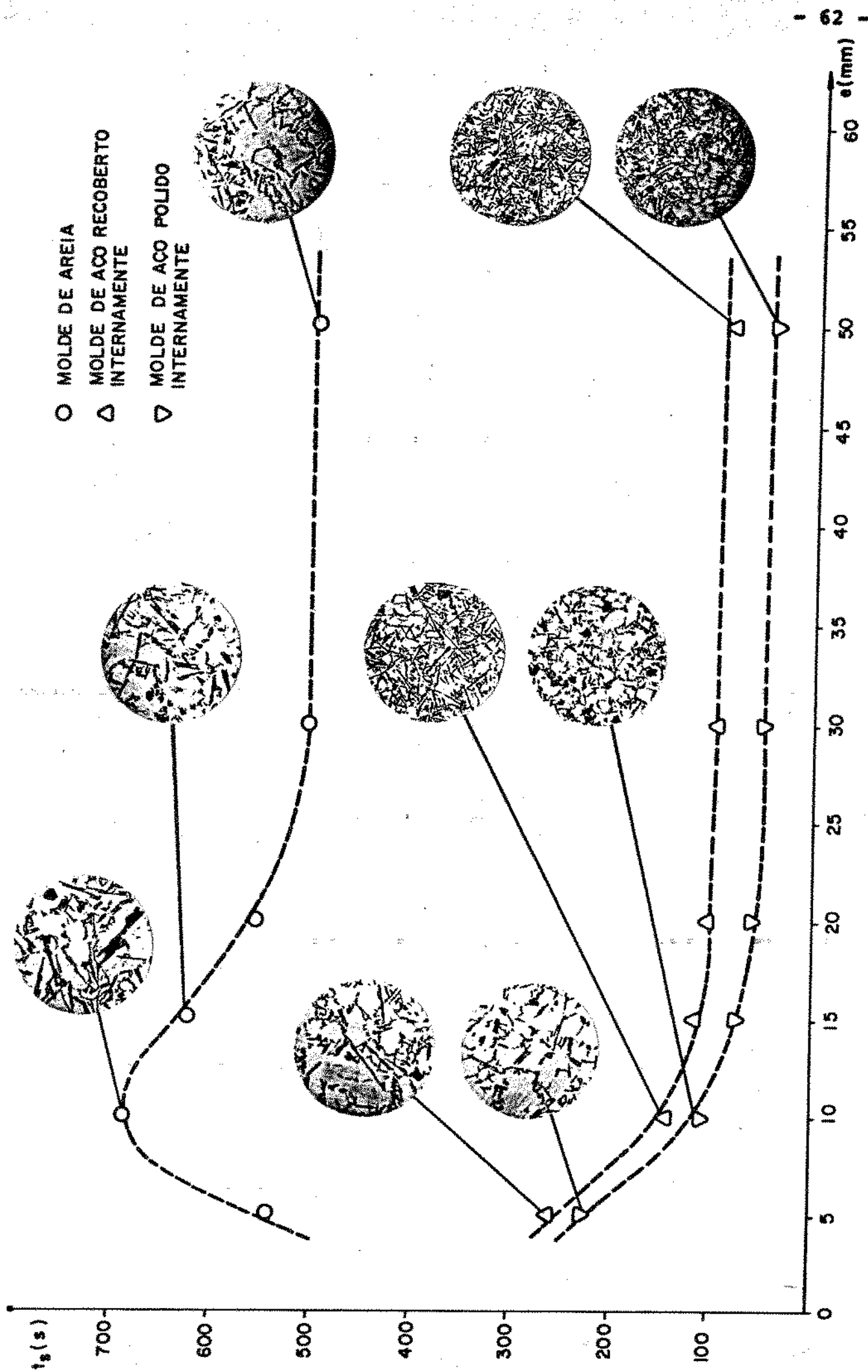
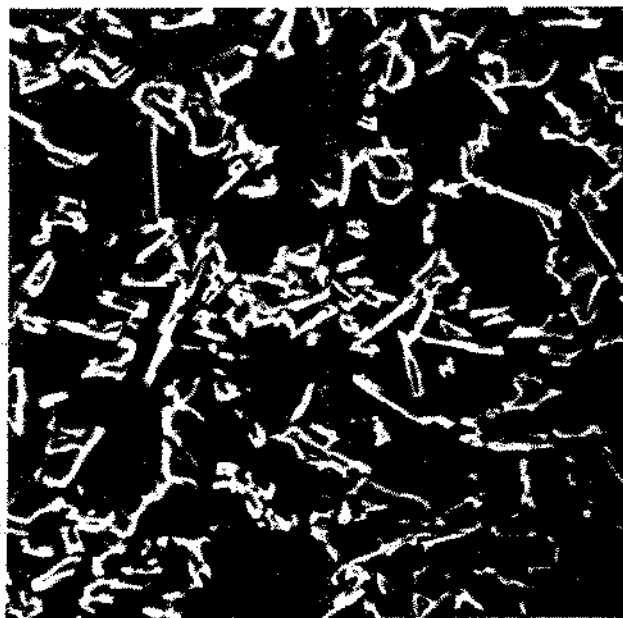
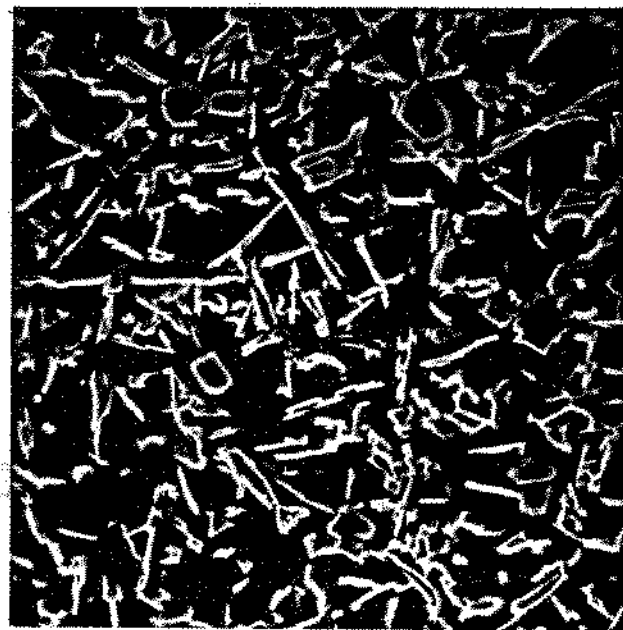


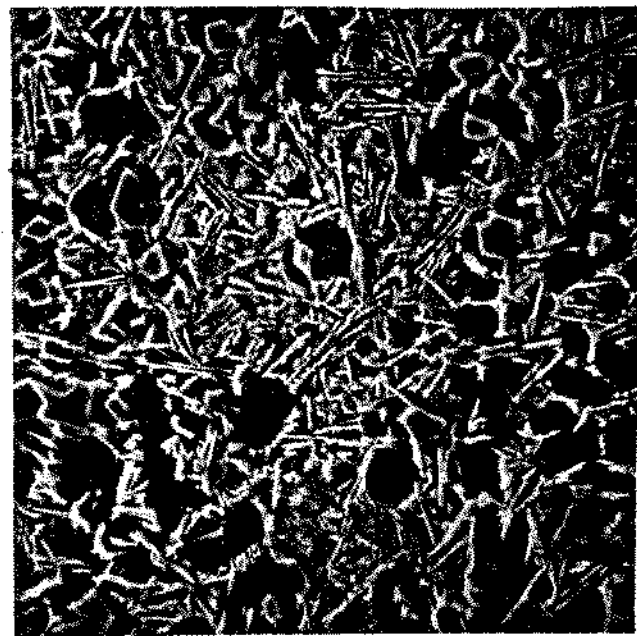
FIGURA - 3.7
Variação da estrutura do silumin na função da espessura de parede do molde.



(a)



(b)



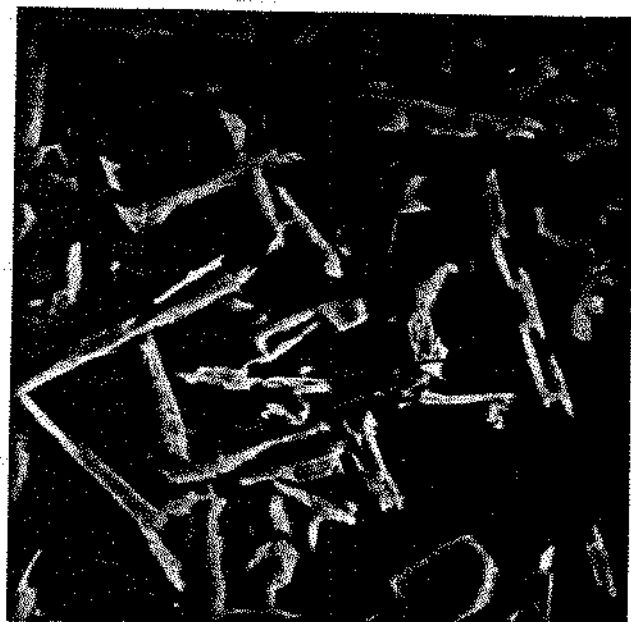
(c)

FIGURA - 3.8

Micrografias obtidas com o uso de microscópio eletrônico com aumento de 200 vezes. (a) Silumin solidificado em molde cilíndrico de areia, com espessura igual a 10 mm ($t_S=688s$) (b) silumin solidificado em molde cilíndrico de aço com parede interna recoberta, com espessura igual a 5 mm ($t_S=262s$) e (c) silumin solidificado em molde cilíndrico de aço com parede interna polida, com espessura igual a 50 mm ($t_S=42s$).



(a)



(b)



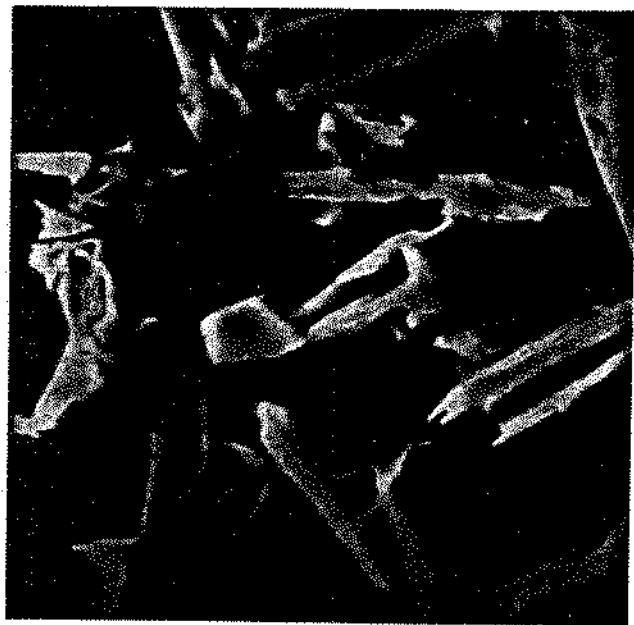
(c)

FIGURA - 3.9

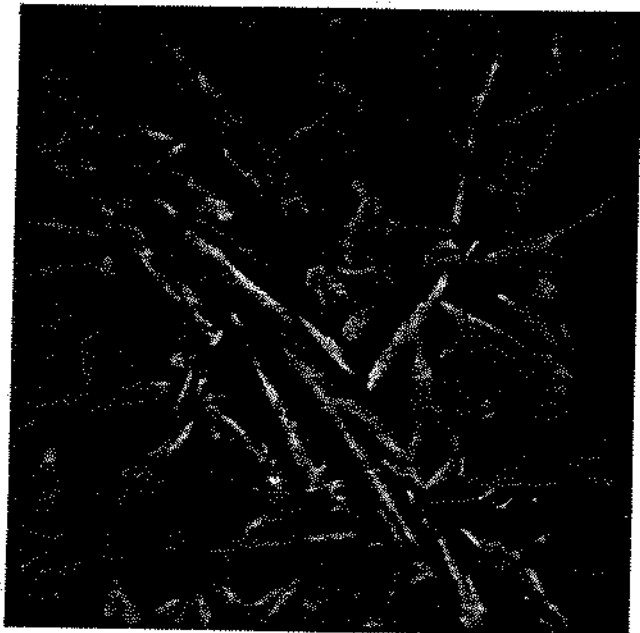
Micrografias obtidas com o uso de microscópio eletrônico com aumento de 500 vezes. (a) silumin solidificado em molde cilíndrico de areia, com espessura igual a 10mm ($t_S=688s$); (b) silumin solidificado em molde cilíndrico de aço com parede interna recoberta, com espessura igual a 5 mm ($t_S=262s$) e (c) silumin solidificado em molde cilíndrico de aço com parede interna polida com espessura igual a 50 mm ($t_S=42s$).



(a)



(b)



(c)

FIGURA - 3.10

Micrografias obtidas com o uso de microscópio eletrônico com aumento de 1000 vezes. (a) silumín solidificado em molde cilíndrico de areia com espessura igual a 10 mm ($t_S=688s$); (b) silumín solidificado em molde cilíndrico de aço com parede interna recoberta, com espessura igual a 5mm ($t_S=262s$) e (c) silumín solidificado em molde cilíndrico de aço com parede interna polida, com espessura de parede igual a 50mm ($t_S=42s$).

3.4. PARÂMETROS ESTRUTURAIS DO SILUMIN

De modo a caracterizar as diferenças de comportamento da estrutura, da liga modificada e não-modificada, em função das condições de extração de calor no sistema metal/molde e, consequentemente em função do tempo de solidificação, foram medidos dois parâmetros estruturais: espaçamento interdendrítico da fase α e espaçamento entre as fases do eutético. Os resultados são apresentados na figura 3.11 em função do tempo de solidificação. Pode-se notar de forma bastante evidente a diferença de comportamento apresentada, do ponto de vista da estrutura, pela liga modificada em relação à não-modificada (espaçamentos interdendríticos maiores para um mesmo espaçamento interfásico).

Por outro lado, para se ter, no caso da liga não-modificada, um parâmetro capaz de quantificar o comportamento da estrutura em função da variação do tempo de solidificação, variação esta obtida com diferentes materiais de molde (aço e areia) diferentes condições de contato térmico na interface metal/molde (aço com parede interna polida ou recoberta) e diferentes espessuras de parede, foi medido o número de cristais da fase β por unidade de área em amostras do material solidificado nas diferentes condições citadas. Os resultados são apresentados na figura 3.12. Pode-se notar que a frequência de cristais da fase β é bastante alta para tempos de solidificação baixos e decresce com o aumento do tempo de solidificação, sendo que a influência do tempo é atenuada a medida que este atinge valores mais altos.

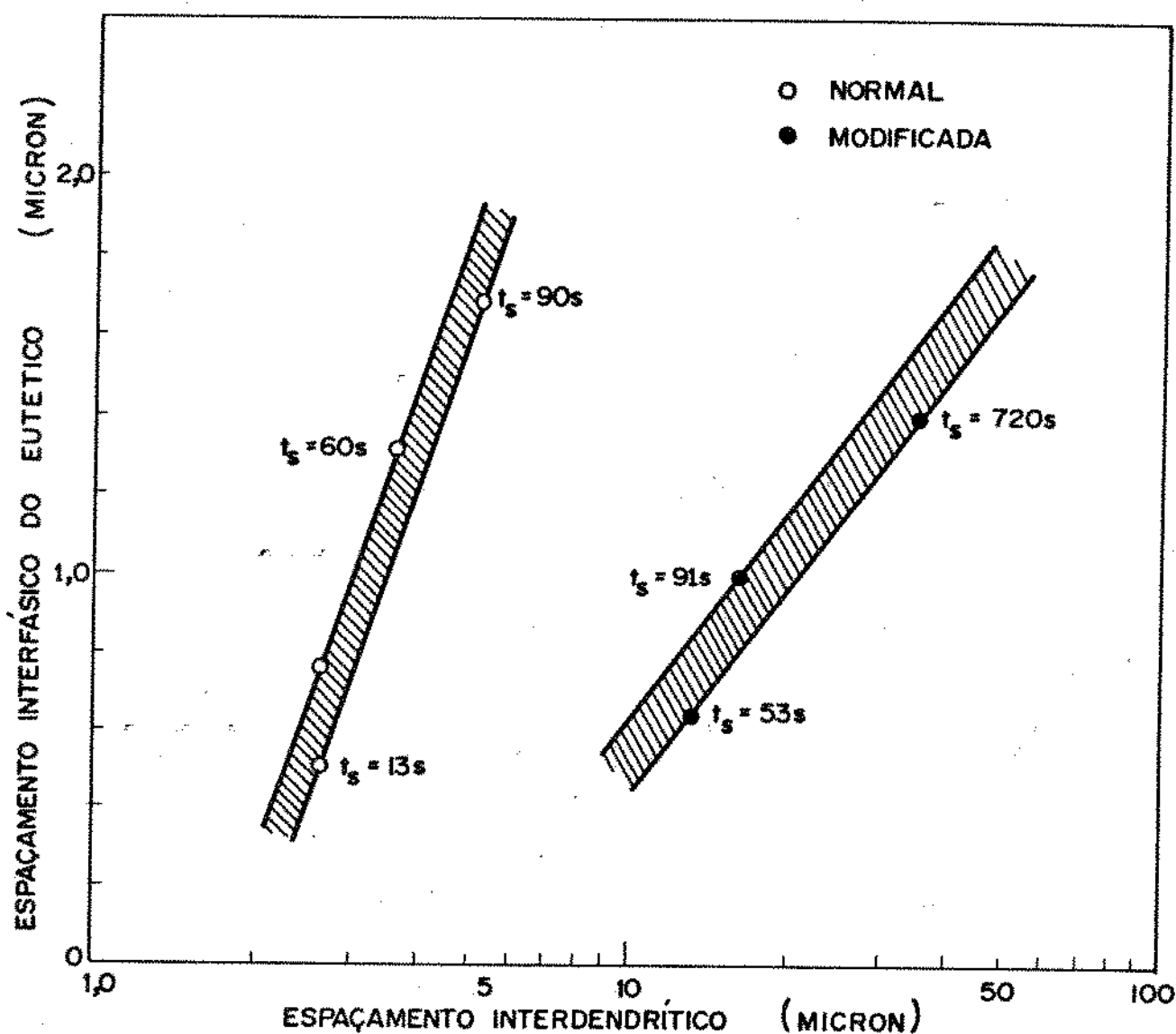


FIGURA - 3.11

Tendência de variação do espaçamento interfásico do eutético com o espaçamento interdendrítico da fase α na solidificação do silumin com e sem modificação, sob diversas condições de extração de calor do molde (t_s = tempo de solidificação).

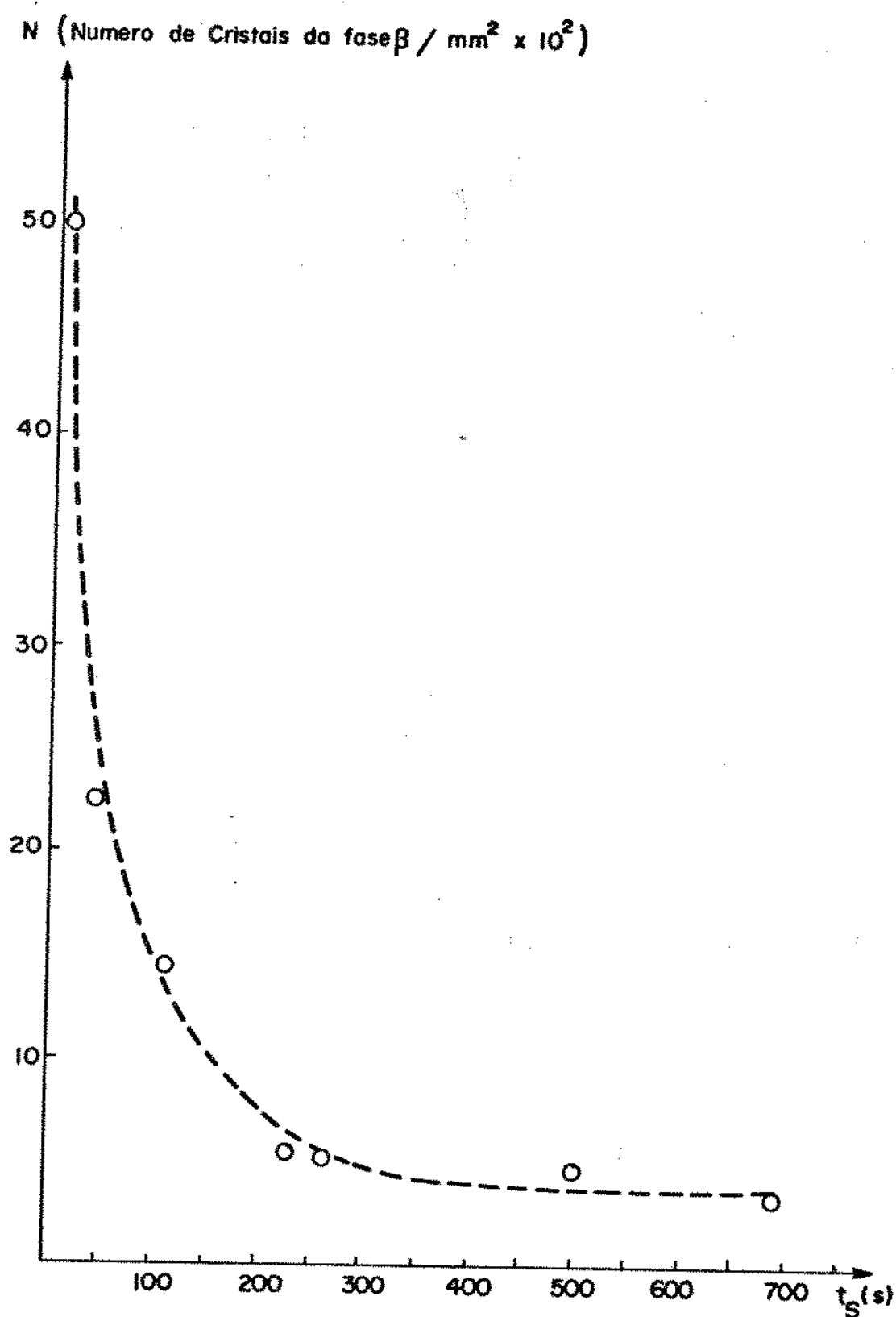


FIGURA - 3.12

Variação do número de cristais da fase β por unidade de área com o tempo de solidificação.

CAPÍTULO 4

DISCUSSÃO

4.1. EQUAÇÃO PARA DETERMINAÇÃO DO TEMPO TOTAL DE SOLIDIFICAÇÃO LEVANDO EM CONTA A ESPESSURA DE PAREDE DO MOLDE

Procurou-se desenvolver, no presente trabalho, uma equação empírica que permita a estimativa do tempo de solidificação (t_s) - levando em consideração a espessura de parede do molde (e'). O desenvolvimento dessa equação foi baseado em resultados experimentais e em uma análise teórica da transferência de calor durante o processo de solidificação.

Imaginando, inicialmente, o caso ideal de uma peça solidificada diretamente em contato com o meio ambiente, ou seja, sem a interferência de parede de molde, pode-se concluir que toda a transferência de calor da superfície externa para o meio se dará através de mecanismos de radiação e convecção térmica. Assim, chamando de " q " o fluxo de calor médio retirado do metal que se solidifica e de " q_{RC} " o fluxo de calor devido a radiação e convecção da superfície externa para o meio, pode ser escrito:

$$q = q_{RC} \quad (4.1)$$

Considerando agora a existência de um molde de pequena espessura a transferência de calor da superfície externa da peça para o meio ambiente se dará através dos seguintes mecanismos:

- (a) Transferência newtoniana entre a superfície externa da peça e a superfície interna do molde devido ao contato térmico imperfeito na interface metal/molde.
- (b) Condução térmica através das paredes do molde.
- (c) Radiação e convecção térmica da superfície externa do molde para o meio ambiente.

Desta forma, englobando os fluxos de calor devido à condução e à transferência newtoniana em um único termo denominado

" q_{KN} ", pode ser escrito que:

$$q = q_{KN} + q_{RC} \quad (4.2)$$

Para moldes de pequena espessura a influência do termo " q_{RC} " é predominante, mas a medida que se aumenta a espessura do molde passa a haver uma influência maior do termo " q_{KN} " e um decréscimo de " q_{RC} ". Isto ocorre até que a espessura do molde seja tal que o processo de solidificação se complete antes que a superfície externa do mesmo se aqueça. Neste caso o termo " q_{RC} " deixa de influir e " q_{KN} " assume um valor constante e portanto:

$$q = q_{KN} = \text{constante} \quad (4.3)$$

A espessura de molde a partir da qual passa a valer a equação 4.3 dá-se o nome de espessura crítica (e'_c). E moldes com espessura igual ou maior que " e'_c " são denominados de "se mi-infinitos".

Resumindo, pode-se dizer que " q_{RC} " é máximo para o caso ideal de solidificação sem a influência de molde e tende a zero para moldes semi-infinitos. Por outro lado " q_{KN} " é nulo quando não há influência de molde e tende a um valor máximo e constante para moldes semi-infinitos.

Uma representação esquemática da variação de " q_{RC} " e " q_{KN} " com a espessura do molde e sua influência no fluxo médio de calor foi sugerida por Sciama (2). Esta representação é mostrada na figura 4.1.

Como o tempo de solidificação é inversamente proporcional ao fluxo médio de calor pode-se concluir, baseado na figura 4.1, que a variação de " t_s " com a espessura de parede do molde terá a forma da curva apresentada na figura 4.2.

Pode-se notar na figura 4.1 que a forma da curva de variação de " q " com " e " depende do balanço das parcelas " q_{KN} " e " q_{RC} ". Assim sendo, nos casos em que o decréscimo de " q_{RC} " com o aumento de " e " for mais acentuado que o aumento de " q_{KN} "

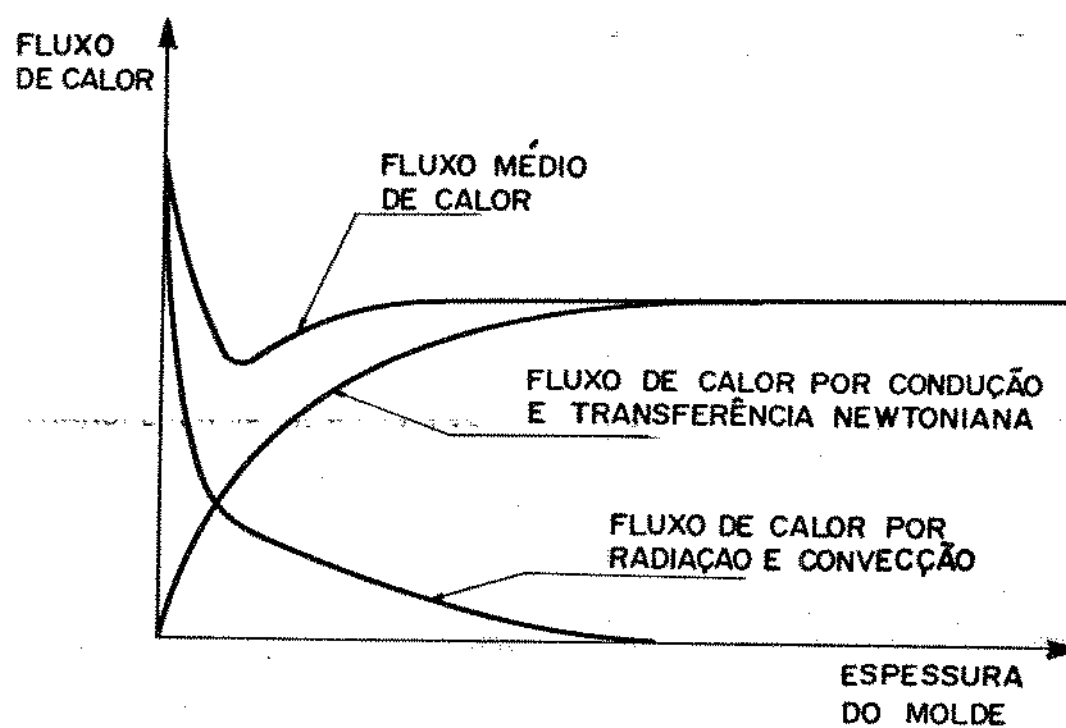


FIGURA - 4.1

Variação do fluxo de calor com a espessura do molde.

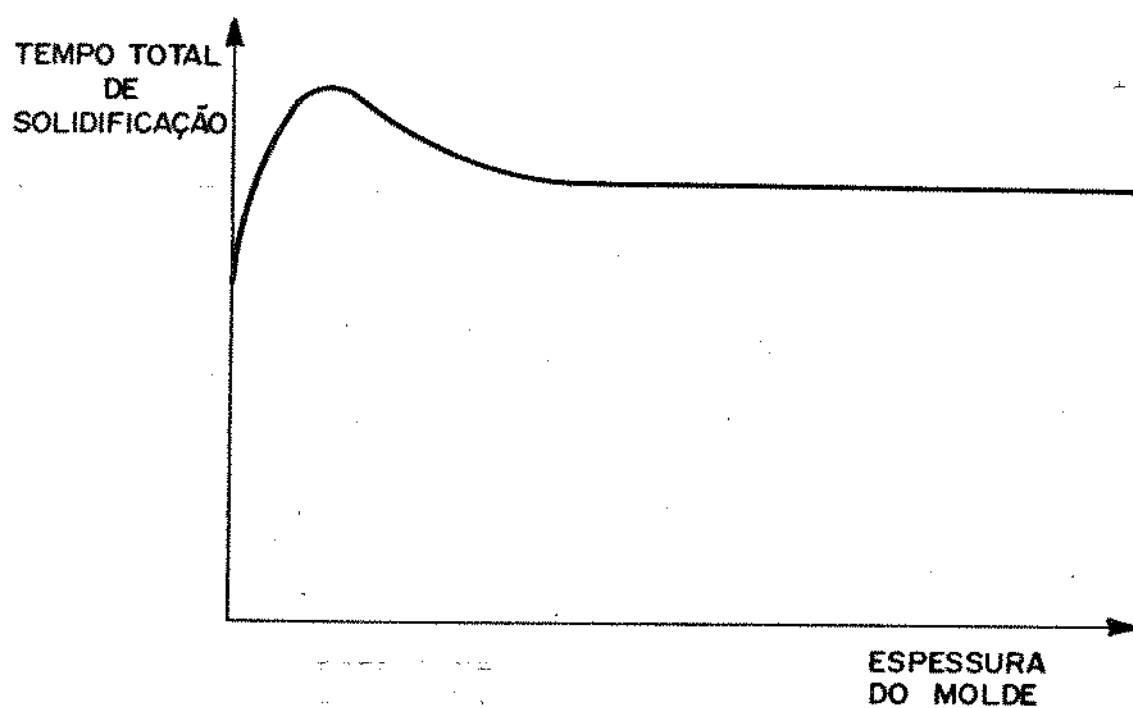


FIGURA - 4.2

Variação do tempo total de solidificação com a espessura do molde.

o valor de "q" decresce até a espessura de molde para a qual "q_{KN}" e "q_{RC}" se igualam. A partir desta espessura o valor de "q" cresce até que seja alcançada a espessura crítica, mantendo-se constante para espessuras maiores que esta. Por outro lado, se o aumento de "q_{KN}" for mais acentuado que o decrescimo de "q_{RC}", o valor de "q" aumenta continuamente com "e'" até a espessura crítica acima da qual se mantém constante. Como a curva de "t_s" em função de "e'" apresenta um comportamento inverso ao da curva de "q" pode-se concluir que, nos casos em que "q" passa por um valor mínimo, "t_s" deve passar por um valor máximo. E no caso em que "q" aumenta continuamente, "t_s" deve diminuir continuamente com o aumento de "e'". Estes fatos podem ser comprovados através das curvas experimentais da figura 3.1.

Baseado nestes fatos, procurou-se determinar uma equação capaz de representar a variação do tempo de solidificação em função da espessura do molde. No desenvolvimento da equação a espessura do molde foi substituída pelo parâmetro adimensional obtido com a relação entre "volume do molde" e "volume da peça ($\frac{V'}{V}$)" que, como já foi visto, depende da mesma.

Assumiu-se para o desenvolvimento da equação que o tempo de solidificação possa ser decomposto em duas parcelas, sendo uma relativa às influências da radiação e da convecção representada por "t_{RC}" e outra relativa às influências da condução e da transferência newtoniana representada por "t_{KN}". Desta forma tem-se:

$$t_s = t_{KN} + t_{RC} \quad (4.4)$$

Da mesma forma que "t_s", as parcelas "t_{KN}" e "t_{RC}" devem ser também função da relação $\frac{V'}{V}$.

A equação 4.4 deve assumir valores particulares para certos valores de espessura de molde. Para "espessura nula" "t_s" depende apenas de "t_{RC}" e para moldes semi-infinitos depende apenas de "t_{KN}". Chamando os valores de "t_s" nestes pontos respectivamente de "t₀" e "t_∞" tem-se:

$$\text{para } e' = 0 \Rightarrow \left(\frac{V'}{V}\right) = 0 \quad \text{e} \quad t_s = t_0 \quad (4.5)$$

e para $e' = e'_c \Rightarrow \left(\frac{V'}{V}\right) = \left(\frac{V'}{V_c}\right)$ e $t_S = t_\infty$ (4.6)

Considerando $f\left(\frac{V'}{V}\right)$ e $f'\left(\frac{V'}{V}\right)$ como duas funções de $\left(\frac{V'}{V}\right)$ pode se escrever de uma forma geral que:

$$t_{KN} = t_\infty f\left(\frac{V'}{V}\right) \quad (4.7)$$

e

$$t_{RC} = t_0 f'\left(\frac{V'}{V}\right) \quad (4.8)$$

Substituindo-se as equações 4.7 e 4.8 na equação 4.4 obtêm-se:

$$t_S = t_\infty f\left(\frac{V'}{V}\right) + t_0 f'\left(\frac{V'}{V}\right) \quad (4.9)$$

Para que a equação 4.9 satisfaça as condições 4.5 e 4.6 torna-se necessário que:

$$\text{para } \frac{V'}{V} = 0 \quad \begin{cases} f\left(\frac{V'}{V}\right) = 0 \\ f'\left(\frac{V'}{V}\right) = 1 \end{cases} \quad (4.10)$$

$$(4.11)$$

$$\text{e para } \left(\frac{V'}{V}\right) \geq \left(\frac{V'}{V}\right)_c \quad \begin{cases} f\left(\frac{V'}{V}\right) = 1 \\ f'\left(\frac{V'}{V}\right) = 0 \end{cases} \quad (4.12)$$

$$(4.13)$$

Assim sendo, quando se varia a relação $\frac{V'}{V}$ de zero até o valor crítico, deve-se ter:

(a) $f\left(\frac{V'}{V}\right)$ variando de 0 a 1.

(b) $f'(\frac{V'}{V})$ variando de 1 a 0.

As duas funções matemáticas que satisfazem essas condições são as funções "erro" (erf) e "erro-complementar" (erfc). As definições e as propriedades destas funções são apresentadas no APÊNDICE 3.

Poderia se supor então, numa primeira hipótese, que:

$$t_s = t_{\infty} \operatorname{erf}\left(\frac{V'}{V}\right) + t_o \operatorname{erfc}\left(\frac{V'}{V}\right) \quad (4.14)$$

Porém, uma equação deste tipo levaria a conclusão que a espessura de parede a partir da qual o molde pode ser considerado semi-infinito seria constante, para qualquer tipo de molde, o que não ocorre na prática, conforme foi constatado pelos resultados experimentais apresentados na figura 3.1. Concluiu-se então que os valores de $\frac{V'}{V}$ são afetados por algum fator adicional. Além disso, como os valores de " t_{KN} " e " t_{RC} " dependem dos materiais de molde e do metal a ser solidificado este fator deve ser diferente para cada um dos termos. Assim sendo chamando os fatores de "m" e "n" a equação pode ser escrita da seguinte forma:

$$t_s = t_{\infty} \operatorname{erf}\left(m \frac{V'}{V}\right) + t_o \operatorname{erfc}\left(n \frac{V'}{V}\right) \quad (4.15)$$

4.2. VERIFICAÇÃO DA VALIDADE DA EQUAÇÃO PROPOSTA

Para verificar a validade da equação proposta foram usados os resultados obtidos com Silumin vazado em molde cilíndricos apresentados nas tabelas 3.1, 3.2 e 3.3.

Dos resultados experimentais podem ser retirados diretamente os valores de " t_s " para diferentes valores de $(\frac{V'}{V})$ e o valor de " t_{∞} ", para cada um dos casos tornando-se necessário, então, determinar os valores de " t_o ", "m" e "n". Esta determinação foi feita empregando-se o método de "tentativa-e-erro", usando-se a equação 4.15 e os valores de " t_{∞} " e " t_s " obtidos com os três tipos de molde. Os cálculos foram feitos com o auxílio de uma calculadora de mesa programável Hewlet Packard modelo 9810A.

A tabela 4.1 apresenta os valores experimentais de " t_{∞} " e os valores calculados de " t_0 ", " m " e " n ".

MOLDE	t_0 (s)	t_{∞} (s)	m	n
Aço com parede interna polida	340	40	2	1
Aço com parede interna recoberta	340	85	2	1
Areia	340	500	2	1/2

TABELA 4.1

Parâmetros t_0 , t_{∞} , m , n relativos a moldes cilíndricos de aço (recobertos e polidos internamente) e de areia.

Aplicando-se os parâmetros determinados na equação 4.15 foram obtidas, com a calculadora HP 9810 acoplada a um traçador de gráficos HP 9862A, curvas do tempo de solidificação em função de $\frac{V'}{V}$, para os três tipos de molde. Estas curvas são apresentadas na figura 4.3, juntamente com os pontos experimentais. O programa utilizado para o cálculo na HP consta do APÊNDICE 4.

Pela concordância verificada entre os pontos experimentais e as curvas determinadas com o uso da equação 4.15 conclui-se que a equação proposta pode ser utilizada, com boa confiabilidade, para a estimativa do tempo de solidificação de peças cilíndricas. Além disso, uma análise dos valores apresentados na tabela 4.1 conclui-se que:

- (a) o fator " m " apresenta um valor único, independente do material do molde e das condições de extração de calor da interface metal/molde.
- (b) o fator " n " é dependente do material de molde, mas não varia com as condições de extração de calor da interface metal/molde.

Uma vez verificada a validade da equação para o cálculo

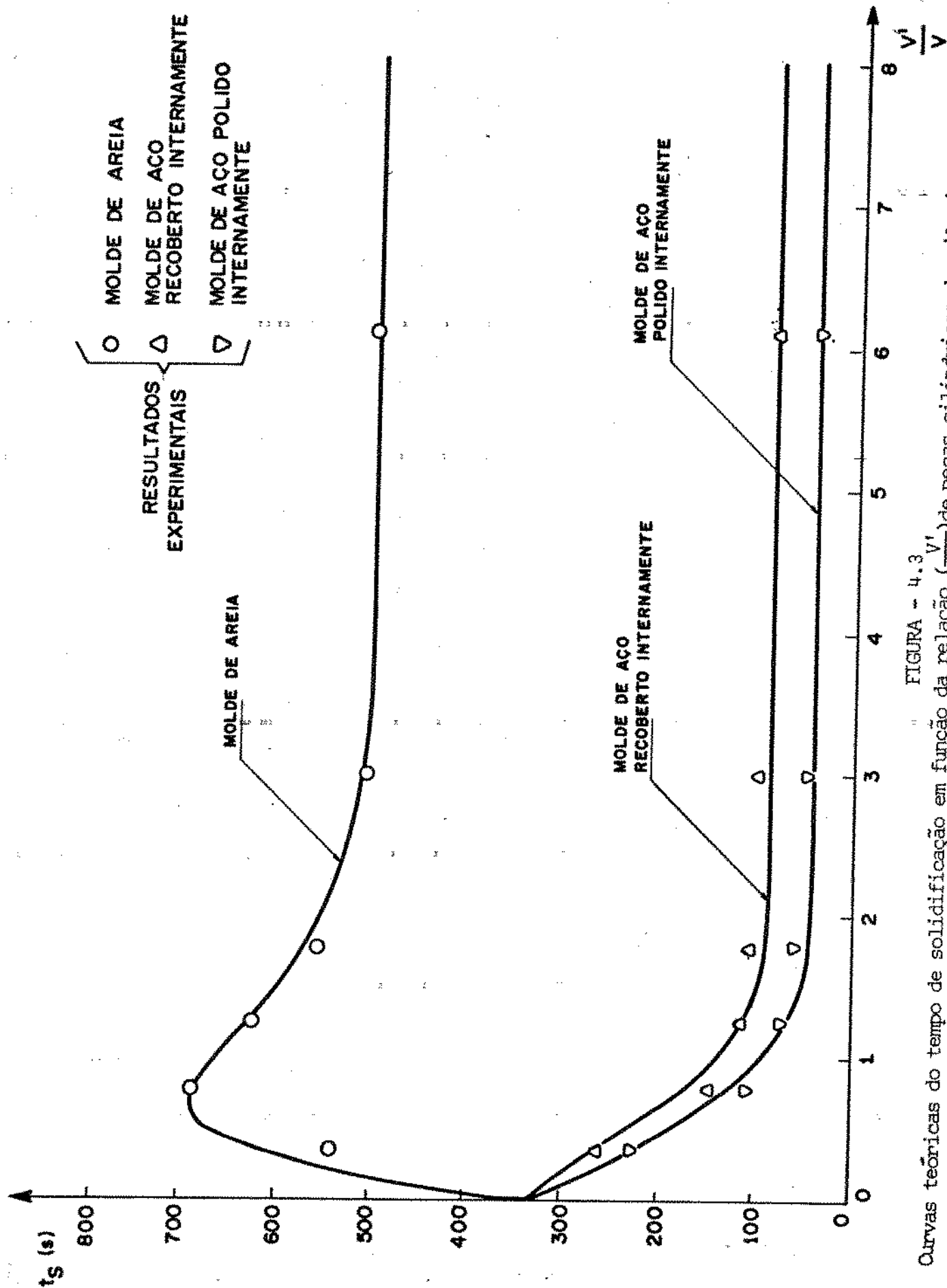


FIGURA - 4.3
Curvas teóricas do tempo de solidificação em função da relação $(\frac{V'}{V})$ de peças cilíndricas de silumin

lo de " t_s " de peças solidificadas em moldes cilíndricos, foi testada a validade da mesma para solidificadas em moldes de paredes planas. Para tanto foram utilizados tempos de solidificação obtidos por Sciama (2) para placas planas esbeltas de Silumin com 20mm de espessura solidificadas em moldes de diferentes espessuras. Estes valores são apresentados na tabela 4.2.

ESPESSURA DE PAREDE DO MOLDE (mm)	$\frac{V'}{V}$	TEMPO DE SOLIDIFICAÇÃO (t_s)
0	0	600
5	0,5	915
10	1,0	1020
15	1,5	990
20	2,0	900
26	2,6	810

TABELA 4.2

Tempo de solidificação de placas planas esbeltas de Silumin vazadas em moldes de areia de diferentes espessuras, (temperatura de vazamento 670°C)

Sciama (2) também determinou o valor de " t_∞ " obtendo um valor de 633 segundos.

Utilizando estes valores e a equação 4.15 foram determinados por tentativa-e-erro os fatores "m" e "n", tendo sido obtidos os valores:

$$m = 1$$

$$n = 1/4$$

Aplicando-se os parâmetros determinados na equação 4.15 foi obtida, com a calculadora e o traçador de gráficos da HP, a curva de variação de " t_s " em função de $\frac{V'}{V}$. Na figura 4.4 é apresentada esta curva juntamente com os pontos de Sciama.

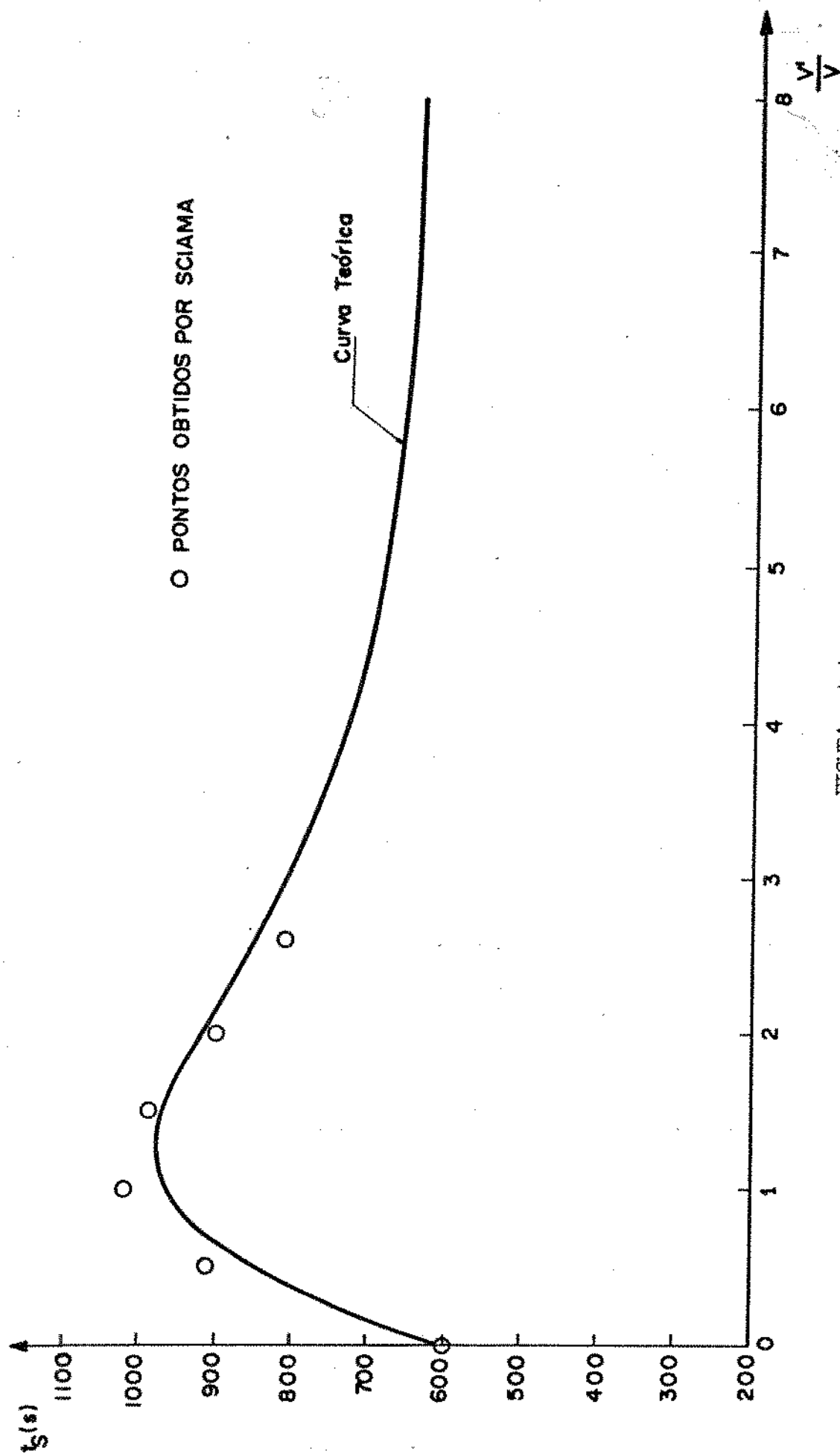


FIGURA - 4.4

Curva de variação do tempo de solidificação em função da relação $(\frac{V'}{V})$ para peças de silumin vazadas em moldes de areia de paredes planas.

Dada a boa concordância verificada entre os pontos de Sciama e a curva obtida conclui-se que a equação proposta pode ser também empregada para a estimativa do tempo de solidificação de placas esbeltas.

Um dado interessante é obtido comparando-se os fatores "m" e "n" obtidos para moldes de parede plana de areia com os obtidos para moldes cilíndricos de areia. Observa-se que quando se passa de moldes cilíndricos para moldes de parede plana os valores de "m" e "n" se reduzem à metade. Baseado nesse fato e na quele observado no caso de moldes cilíndricos que o fator "m" se mantém constante para uma determinada geometria independente do material do molde e das condições de extração de calor na interface metal/molde, pode se supor que, no caso de moldes de paredes planas de aço, os fatores "m" e "n" assumirão valores respectivamente iguais a 1 e 1/2 já que para os moldes cilíndricos de aço apresentam valores iguais a 2 e 1. Para verificar se isto realmente ocorre foram utilizados os tempos de solidificação obtidos para placas de Silumin de diferentes espessuras solidificadas em moldes de parede plana com espessura de parede constante (50mm) indicados na tabela 3.4.

Os valores do tempo de solidificação em moldes de parede semi-infinita (t_{∞}) e sem a interferência de paredes de molde (t_0) foram calculados pelos métodos aproximados (válidos apenas para placas planas) descritos no APÊNDICE 5.

Utilizando-se os valores experimentais de " t_s ", os valores calculados de " t_0 " e " t_{∞} " e impondo-se "m" igual a um foram determinados os valores de "n" correspondentes através da equação 4.5.

A tabela 4.3 apresenta os valores calculados de " t_0 " e " t_{∞} " para as placas de diferentes espessuras (e) e os valores de "n" correspondentes.

e (mm)	$\frac{V'}{V}$	t_0 (s)	t_{∞} (s)	n
17	6	505,7	10,0	0,50
25	4	743,8	16,1	0,44
33	3	981,8	23,1	0,50

TABELA 4.3

Valores de " t_0 ", " t_{∞} " e "n" calculados para placas planas de Silumin de diferentes espessuras.

Como pode ser observado os valores de "n" obtidos são iguais ou bastante próximos de 0,5 (apresentando uma média igual a 0,48) o que confirma a suposição anterior de que os valores dos fatores "m" e "n" para moldes cilíndricos e moldes de parede plana guardam uma relação de 2:1.

Para verificar se o material a ser solidificado exercia alguma influência nos valores dos fatores "m" e "n" foram utilizados os valores do tempo de solidificação de placas de Chumbo de diferentes espessuras solidificadas em moldes de aço de paredes planas com espessura de parede constante (50mm) indicados na tabela 3.5. Utilizando o mesmo procedimento anterior, empregado no caso das placas de Silumin, foram calculados os valores de " t_0 " e " t_∞ " e aplicando-se os valores obtidos na equação 4.15 foram determinados os fatores "m" e "n". Os resultados obtidos para as placas de diferentes espessuras são apresentados na tabela 4.4.

e (mm)	$\frac{V'}{V}$	t_0 (s)	t_∞ (s)	m	n
20	5	204,0	7,9	1	0,49
25	4	255,0	11,7	1	0,46
33	3	336,6	19,4	1	0,58

TABELA 4.4

Valores " t_0 ", " t_∞ ", "m" e "n" calculados para placas planas de chumbo de diferentes espessuras.

Nota-se que enquanto os valores de "m" assumem um valor unitário os valores de "n" se apresentam bastante próximos de 0,5 (apresentando uma média igual a 0,51). Uma vez que estes valores são iguais aos encontrados para as placas de Silumin solidificadas nas mesmas condições pode-se concluir que o valor dos fatores "m" e "n" não dependem do material a ser solidificado.

Baseado nos resultados obtidos foi montada a tabela 4.5 que apresenta os valores dos fatores "m" e "n" a serem aplicados na equação 4.15 para o cálculo do tempo de solidificação de peças solidificadas em moldes de areia ou aço de paredes

cilíndricas ou planas.

MATERIAL DO MOLDE	GEOMETRIA			
	CILÍNDRICA		PLANA	
	m	n	m	n
Aço	2	1	1	1/2
Areia	2	1/2	1	1/4

TABELA 4.5

Valores dos fatores "m" e "n" em função da geometria e do material do molde.

Resumindo, pode-se dizer que "m" é um fator que depende apenas da geometria do molde não sendo influenciado pelo material do mesmo, enquanto "n" depende tanto da geometria como do material de molde, sendo que, quando se passa da geometria cilíndrica para a plana os fatores "m" e "n" guardam uma relação de 2:1.

4.3. VARIAÇÃO DA ESTRUTURA DO SILUMIN COM O TEMPO DE SOLIDIFICAÇÃO

O refino da fase β do Silumin pode ser obtido através de dois processos:

- (a) tratamento com modificante à base de Sódio.
- (b) melhoria das condições de extração de calor.

como pode ser observado nas figuras 3.3, 3.4 e 3.5.

Por outro lado, uma análise dos resultados apresentados na figura 3.11. permite concluir que:

- (a) Pode-se conseguir com altas taxas de extração de calor um refino de fase β equivalente ao obtido com modificação (mesmo espaçamento interfásico do eutético).

- (b) A estrutura obtida com altas taxas de extração de calor apresenta dendritas da fase α muito mais refinadas (menor espaçamento interdendrítico) do que a obtida com modificação, para um mesmo espaçamento interfásico do eutético.

Como as propriedades finais do Silumin dependem não só dos cristais da fase β como também das dendritas da fase α , sendo tanto melhores quanto mais refinados se apresentarem estes constituintes (25), pode-se concluir, sempre que possível, deve-se provocar o refino da fase β através da melhoria das condições de extração de calor do sistema metal/molde. A melhoria das condições de extração de calor influi diretamente no tempo de solidificação e na figura 3.6 pode ser observada a dependência da estrutura com " t_s ".

Uma forma de se influir nas condições de extração de calor é através da variação da espessura de parede do molde. Essa variação da espessura condiciona o tempo de solidificação e portanto a estrutura final da liga conforme pode ser visto na figura 3.7. Daí a importância do estudo da variação do tempo de solidificação com a espessura do molde.

Uma análise mais detalhada da variação da estrutura do Silumin com o tempo de solidificação foi feita através das micrografias obtidas com o uso de um microscópio eletrônico de varredura apresentadas nas figuras 3.8, 3.9 e 3.10. Foram fotografadas, com diferentes aumentos, amostras de peças que apresentaram diferentes tempos de solidificação. Pode-se notar, nas fotografias com maior aumento que a fase β não é constituída de cristais isolados, como se poderia supor analisando micrografias comuns, mas de uma estrutura contínua e ramificada. Portanto o maior ou menor refino da fase β é caracterizado por um maior ou menor grau de ramificação dessa estrutura contínua (25).

Uma vez constatada a dependência do refino da fase β com o tempo de solidificação procurou-se estabelecer um parâmetro capaz de quantificar esta dependência. O parâmetro mais conveniente encontrado foi a frequência de cristais da fase β por unidade de área de uma amostra polida da liga (o que na verdade representa o grau de ramificação da estrutura contínua da fase β). A figura 3.12 mostra a curva de variação desse parâmetro com o tempo de solidificação. Plotando-se os valores obtidos em escala log-log obteve-se uma variação praticamente linear entre o núme-

ro de cristais por unidade de área (N) e " t_s ". A figura 4.5 apresenta a curva obtida em escala log-log. A partir desta curva foi estabelecida uma relação aproximada entre "N" e " t_s " da seguinte forma:

$$N = 25,5 \times 10^3 t_s^{-2/3} \quad (4.16)$$

Na figura 4.6 é apresentada a curva obtida a partir da equação 4.16 juntamente com os pontos experimentais. Pela boa concordância verificada entre os pontos experimentais e a curva conclui-se que a equação proposta pode ser usada para estimar a influência do tempo de solidificação na estrutura do Silumin.

4.4. EXEMPLO DE APLICAÇÃO DA EQUAÇÃO PROPOSTA

Através das equações 4.15 e 4.16 pode-se estabelecer, para uma determinada peça a ser fundida, a influência da espessura de parede do molde no tempo de solidificação e, no caso do Silumin, a influência do tempo na estrutura final. Assim sendo pode-se determinar, por exemplo, de quanto é possível diminuir a espessura do molde, em relação a espessuras correspondentes a moldes semi infinitos, sem que haja um aumento excessivo do tempo de desmoldagem da peça e sem que a estrutura seja alterada de forma a comprometer sensivelmente a resistência da peça.

De modo a exemplificar aplicação prática das equações obtidas é apresentado a seguir um problema real:

"Uma fundição está utilizando, para fundir barras cilíndricas de Silumin com 60mm de diâmetro e 500mm de altura, coquilhas de aço com 30mm de espessura, polidas internamente e deseja estudar a possibilidade de reduzir o custo de fabricação através da redução do consumo de material de molde, reduzindo para tanto, a espessura dos mesmos".

Usando-se as equações 4.15 e 4.16 podem ser calculados o tempo de solidificação e a frequência de cristais da fase β por unidade de área para diferentes espessuras de molde. A tabela 4.6 apresenta valores de " t_s ", "N" e da massa do molde (M_m) para diferentes valores de "e" e a variação percentual dos mesmos em relação aos valores obtidos com o molde de 30mm de espessura.

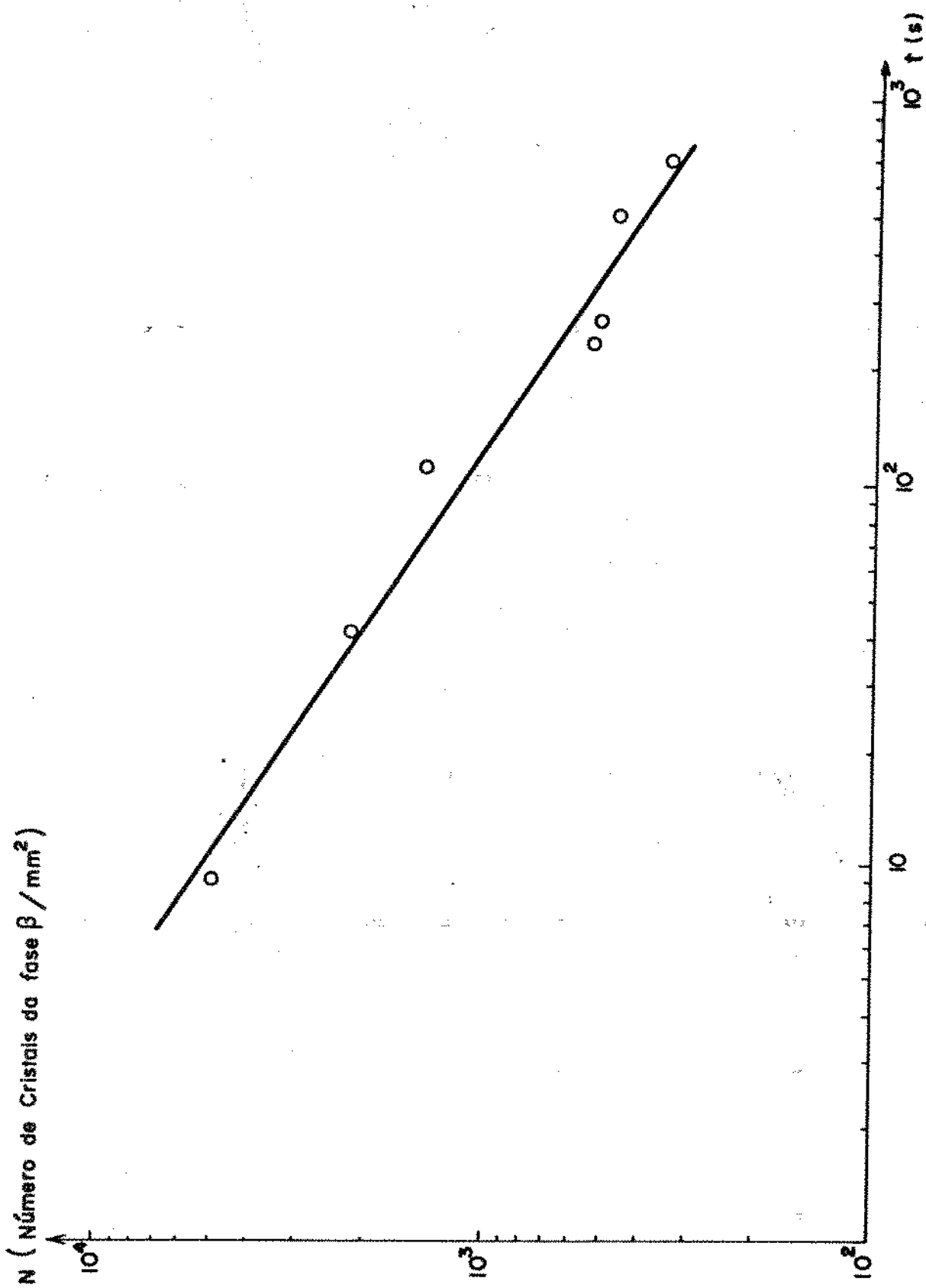


FIGURA - 4.5

Varição do número de cristais da fase β por unidade de área com o tempo de solidificação (escala log-log)

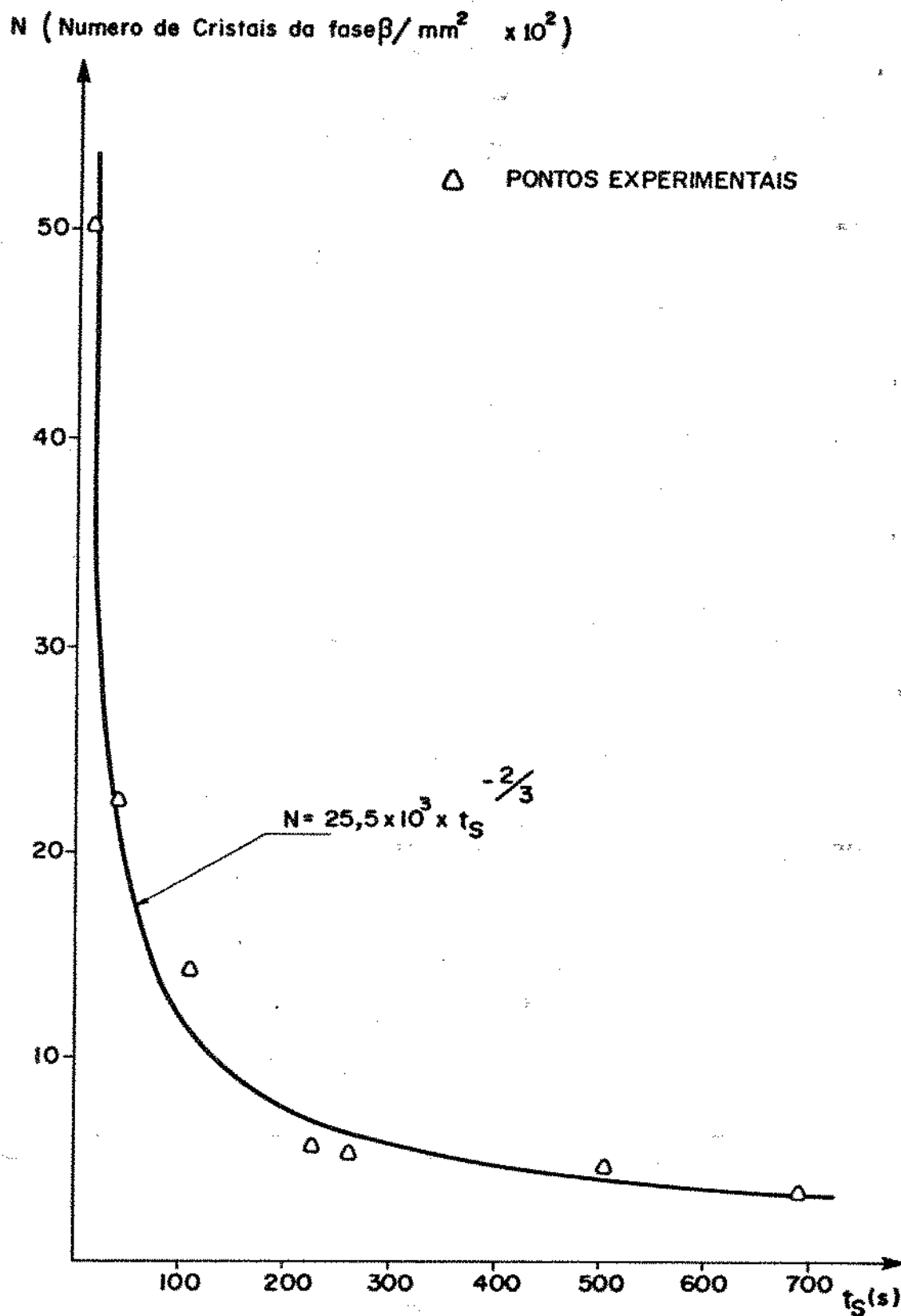


FIGURA - 4.6

Curva de variação do número de cristais de fase β por unidade de área com o tempo de solidificação.

$e' \text{ (mm)}$	$M_m \text{ (kg)}$	$t_s \text{ (s)}$	$N \text{ (cristais/mm}^2\text{)}$
30 (100%)	33,3 (100%)	40 (100%)	2180 (100%)
20 (67%)	19,8 (60%)	44 (110%)	2045 (94%)
15 (50%)	13,9 (42%)	66 (165%)	1560 (72%)
5 (17%)	4,0 (12%)	235 (588%)	670 (31%)

TABELA 4.6

Variação do tempo de solidificação, da estrutura e da massa do molde para cilindros de Silumin solidificados em moldes de diferentes espessuras.

Para facilitar a comparação dos valores obtidos para a espessura de molde inicial (30mm) com os obtidos para as demais espessuras foi calculada a relação entre a variação de " M_m " e a variação de " t_s " ($\Delta M_m / \Delta t_s$). Os resultados são apresentados na tabela 4.7.

$e' \text{ (mm)}$	$\Delta M_m / \Delta t_s$
20	3,38
15	0,75
5	0,15

TABELA 4.7

Relação entre a "variação da massa do molde" e a "variação do tempo de solidificação" para moldes de diferentes espessuras em relação aos valores obtidos para moldes de 30mm de espessura.

Como pode ser observado na tabela 4.7, a redução da espessura do molde de 30mm para 20mm é a que apresenta uma maior diminuição da massa do molde para um menor aumento do tempo de solidificação. Esta redução permite uma economia de material de molde de 40% com um aumento de apenas 10% no tempo de solidificação. Além disso, a redução do refino da fase β é pouco alterada (6%). Assim sendo, conclui-se que a espessura do molde pode ser reduzi-

da 30 para 20mm, permitindo uma economia considerável de material de molde sem alterar sensivelmente o tempo de solidificação e a estrutura final da liga.

Este tipo de estudo é também importante no caso de moldes de areia. Uma vez que são destruídos depois de cada vazamento, uma redução da massa dos mesmos propiciará uma menor movimentação de areia, diminuindo os custos de produção.

CAPÍTULO 5

CONCLUSÕES

Os resultados obtidos e discutidos no presente trabalho, decorrentes da fundição de Silumin e Chumbo em moldes cilíndricos e planos, permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

- (1) O dimensionamento da espessura de parede do molde exerce um condicionamento decisivo nas condições globais de transferência de calor do sistema metal/molde durante o processo de solidificação, o que resulta numa influência apreciável no tempo de solidificação da peça. Tal influência depende basicamente do material de molde. No caso de moldes de areia o tempo de solidificação tende inicialmente a aumentar com o aumento da espessura de parede de molde, decrescendo posteriormente a partir de um valor máximo e estabilizando-se finalmente em um valor constante, correspondente ao molde com paredes semi-infinitas. No caso de coquilhas metálicas o tempo de solidificação não revela a tendência inicial de aumentar com o aumento da espessura de molde decrescendo continuamente até estabilizar-se num valor constante correspondente ao molde com paredes semi-infinitas.
- (2) A influência da espessura de parede de molde no tempo de solidificação da peça (t_s), acima descrito de forma qualitativa, pode ser colocada em termos da relação entre o volume do molde (V') e o volume da peça (V) de acordo com a seguinte equação empírico-experimental:

$$t_s = t_{\infty} \operatorname{erf}\left(m \frac{V'}{V}\right) + t_0 \operatorname{erfc}\left(n \frac{V'}{V}\right)$$

onde " t_{∞} " e " t_0 " são valores ideais do tempo de solidificação correspondentes, respectivamente, aos casos extremos e opostos de solidificação em molde semi-infinito e solidificação em ausência total de molde. A constante " m " leva em conta somente a geometria do molde, ao passo que a constante " n " leva em consideração conjuntamente a geometria e o material do molde. Para moldes de geometria cilíndrica pode ser uti-

lizado o valor $m=2$ e para moldes de geometria plana $m=1$. No caso de moldes de areia podem ser utilizados os valores $n=1/2$ para geometria cilíndrica e $n=1/4$ para geometria plana, ao passo que para o caso de coquilhas de aço podem ser utilizados os valores $n=1$ para geometria cilíndrica e $n=1/2$ para geometria plana. Em ambas as constantes, "m" e "n", há uma variação de 50% nos valores quando se passa de geometria plana para cilíndrica.

- (3) No caso de fundição de liga Silumin, o tempo de solidificação da peça exerce uma influência definida na estrutura final e portanto no seu desempenho em serviço. De uma maneira geral quanto menor o tempo de solidificação da peça de Silumin (normal ou modificada com Sódio) mais refinada será a estrutura final e portanto melhor o seu desempenho em serviço. No caso da fundição da liga Silumin normal (não modificada) o refino estrutural causado pela diminuição do tempo de solidificação é observado tanto na fase α (apreciável redução dos espaçamentos interdendríticos), como na fase β (apreciável redução dos espaçamentos interfásicos). No caso da fundição da liga Silumin modificada o refino estrutural provocado pela diminuição do tempo de solidificação da peça é mais notável no que se refere à fase α sendo pouco perceptível no que se refere à fase β . Entretanto, o refino estrutural obtido através da diminuição do tempo de solidificação da liga Silumin normal pode ser tanto ou mais efetivo do que aquele obtido através da modificação com Sódio particularmente no que se refere à fase α .
- (4) No caso da fundição da liga Silumin normal a diminuição do tempo de solidificação obtida exclusivamente através da redução da espessura de parede de molde, tanto de areia como de coquilha metálica, mostrou uma correlação definida com o refino estrutural da fase β . Esta correlação pode ser representada, quantitativamente, através da seguinte equação empírico-experimental:

$$N = 25,5 \times 10^3 t_S^{-2/3}$$

onde "N" é o número de cristais da fase β por unidade de área observada (n°/mm^2) e " t_S " é o tempo de solidificação da peça (segundos).

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. PIRES, O.S.; MARTINS, A.B. e PRATES, M. - "Efeito das condições de extração de calor do sistema metal/lingoteira sobre o comportamento mecânico de lingotes de aço", METALURGIA, vol.30, pag.485, 1974
2. SCIAMA, G. - "Épaisseurs des moules et vitesses de refroidissement des pieces moulées", FOUNDERIE, vol.344, pag. 143, 1975
3. PANCHANATHAN V.; SESHADRI, M.R.; RAMACHANDRAN, A. - "Volume ratio effect on thermal behavior of metallic molds", TRANSACTIONS OF THE AMERICAN FOUNDRYMEN SOCIETY, vol. 66, pag.37, 1974
4. SCIAMA, G. - "Calcul du temps de refroidissement de jets cylindriques coulés en moules métalliques", FOUNDERIE, vol. 268, pag.267, 1968
5. PEREIRA, O.J.; KURI, J.E. e PRATES, M. - "Influência da capacidade de extração de calor do sistema metal/molde no tempo de solidificação de lingotes de Alumínio", Trabalho apresentado no 2º CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, São Carlos, 1976
6. PRATES, M. - "Influência de la capacidad de extracción calorífica del sistema metal/molde sobre el proceso de solidificación", Tese de Doutorado apresentada na UNIVERSIDADE NACIONAL DEL SUR, Argentina, 1971
7. RUDDLE, R.W. - The solidification of castings, Ed. THE INSTITUTE OF METALS, Londres, 1957
8. CARSLAW, H.S. e JAEGER, J.C. - Conduction of heat in solids, Ed. OXFORD UNIVERSITY PRESS, 2ª Edição, 1959

9. GEIGER, G.H. e POIRIER, D.R. - Transport phenomena in metallurgy, Ed. Addison - Wesley Publishing Company, 1973
10. ADAMS JR., C.M. - "Thermal considerations in freezing", - LIQUID METALS AND SOLIDIFICATION, Ed. AMERICAN SOCIETY FOR METALS, pag. 187, 1958
11. SCIAMA, G. - "Transmission de chaleur et solidification", FOUNDERIE, vol.218, pag.138, 1964
12. LONDON, A.L. e SEBAN, R.A. - "Rate of ice formation" - TRANSACTIONS OF THE A.S.M.E., vol.64, pag.771, 1943
13. MEGERLIN, F. - Tese de Doutorado apresentada na Techn. Hochschule, Aaden, 1966
14. HILLS, A.W.D. - "A generalized integral-profile method for the analysis of unidirectional heat flow during solidification" - TRANSACTIONS OF THE METAL SOCIETY (AIME), vol.245, pag.1471, 1969
15. HRYCAK, P. - JOURNAL AM. INST. CHEMICAL ENG., vol.8, pag. 585, 1963
16. PASCHKIS, V. - "Rapport au Comité de Transfert de chaleur", AMERICAN FOUNDRYMEN, pag.23, 1945
17. DUSIMBERRE, G.M. - Numerical analysis of heat flow, Ed. MAC GRAW HILL, 1949
18. SARJANT, R.J. e SLACK, M.R. - "Internal temperature distribution in the cooling and reheating of steel ingots", JOURNAL OF IRON AND STEEL INSTITUTE, vol.177, pag.428, 1954
19. PIRES, O.S.; PRATES, M. e BILONI, H. - "Cinética da Solidificação unidirecional de metais vazados sem superaquecimento", METALURGIA, vol.29, nº 193, pag.813, 1973

20. SRINIVASAN, M.N.; SECHADRY, M.R. e RAMACHANDRAN, A. -
"Heat extration by metalic molds during solidification of
simple shaped aluminun and its alloy castings", TRANSAC -
TIONS OF THE AMERICAN FOUNDRYMEN SOCIETY, vol.67, pag.21,
1975
21. MURPHY, A.J. - Non ferrous foundry metallurgy, Ed. MAC
GRAW HILL BOOK CO., N.York, 1954
22. HEINE, R.W.; ROSENTHAL, P.C. - Principles of metal cast-
ing, Ed. MC GRAW HILL BOOK CO., N.York, 1^a Edição, 1955
23. Metals Handbook, Ed. AMERICAN SOCIETY FOR METALS, Ohio,
vol.8, 8^a Edição, 1973
24. SMITHELLS, C.J. - Metals Reference Book, Ed. BUTTERWORTHS,
London & Boston, 5^a Edição, 1976
25. BAILEY, A.R. e SAMUELS, L.E. - Foundry Metallography Ed.
METALLURGICAL SERVICES BETCHWORTH, England, 1971
26. BERRY, J.; KONDIC, V. e MARTIN, G. - "Solidification times
of simple shaped castings in sand molds", TRANSACTIONS OF
THE AMERICAN FOUNDRYMEN SOCIETY, vol.67, pag.449, 1959
27. PRATES, M.; FISSOLO, J. e BILONI, H. - "Heat flow parame-
ters affecting the unidirectional solidification of pure
metals", METALLURGICAL TRANSACTIONS, vol.3, pag.1419, 1972
28. SPARROW, E.M. e CESS, R.D. - Radiation Heat Transfer, Ed.
BROOKS/COLE PUBLISHING COMPANY, Belmont, California, 1970
29. ABRAMOWITZ, M. e STEGUN, I.A. - Handbook of Mathematical
Functions, Ed. DOVER PUBLICATIONS, INC., New York, 1965
30. KREITH, F. - Princípios da transmissão de calor , Ed.
EDGARD BLUCHER LTDA, São Paulo, 1^a Edição, 1969

APÊNDICE 1

Simbologia adotada na apresentação das equações:

(1) Parâmetros usados nas equações:

- a = difusividade de temperatura
- A = área da superfície de troca de calor
- A* = constante de integração da equação de Schwartz
- b = difusividade de calor
- B* = constante de integração da equação de Schwartz
- c = calor específico
- C = capacidade elétrica
- d = densidade
- D = diâmetro interno dos moldes cilíndricos
- e = espessura das placas planas
- e' = espessura de parede de molde
- e'_c = espessura crítica de parede de molde
- h_i = coeficiente de transmissão de calor na interface metal/molde
- h_{ic} = coeficiente de transmissão de calor devido à convecção
- h_{ir} = coeficiente de transmissão de calor devido à radiação
- H = calor latente de fusão do metal
- i = corrente elétrica
- k = condutibilidade térmica
- m = fator da equação empírica do cálculo do tempo de solidificação
- M = massa
- n = fator da equação empírica do cálculo do tempo de solidificação
- N = número de cristais da fase rica em silício por unidade de área
- q = fluxo de calor por unidade de área
- q_{RC} = fluxo de calor por unidade de área devido a radiação e convecção
- q_{KN} = fluxo de calor na unidade de área devido a condução e transferência newtoniana

Q = quantidade de calor a ser retirada do metal líquido
 R = resistência elétrica
 S = espessura solidificada
 t = tempo
 t_S = tempo de solidificação
 t_{RC} = parcela do tempo de solidificação relativa a radiação e convecção
 t_{KN} = parcela do tempo de solidificação relativa a condução e transferência newtoniana
 t_o = tempo de solidificação sem a influência de paredes de molde
 t_∞ = tempo de solidificação em moldes de paredes semi-infinitas
 T = temperatura
 T_f = temperatura de fusão
 T_v = temperatura de vazamento
 T_o = temperatura do meio ambiente
 V = volume da peça solidificada
 V' = volume do molde
 x, y, z = coordenadas cartesianas
 α = constante da equação de Prates, Pires e Biloni
 β = constante da equação Prates, Pires e Biloni
 γ = função que dá a distribuição de temperaturas no metal nos métodos analíticos aproximados
 ϵ = emissividade
 v = diferença de potencial elétrico
 σ = constante de Stephan Boltzman
 ϕ = constante utilizada no cálculo do tempo de solidificação pelos métodos analíticos exatos

(2) Sub-índices empregados na identificação de grandezas relativas ao sistema metal/molde:

i = interface metal/molde
 l = metal líquido
 m = molde
 s = metal sólido

(3) Funções utilizadas nas análises:

$\text{erf}(x)$ = função-erro

$\text{erfc}(x)$ = função erro complementar
 $\exp(x)$ = função exponencial

$$\nabla = \frac{\partial}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial z}$$

$$\nabla^2 = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} + \frac{\partial^2}{\partial z^2}$$

(4) Sistema de unidades

Foram adotadas, neste trabalho as unidades do sistema CGS.

APÊNDICE 2

Propriedades físicas dos materiais utilizados

(1) Silumin (4,23,26):

$$\begin{aligned}c &= 0,259 \text{ cal/g } ^\circ\text{C} \\d &= 2,42 \text{ g/cm}^3 \\H &= 95 \text{ cal/g} \\k &= 0,35 \text{ cal/cm.s. } ^\circ\text{C} \\T_f &= 577^\circ\text{C} (850^\circ\text{K}) \\e &= 0,2\end{aligned}$$

(2) Chumbo Comercial (27,28):

$$\begin{aligned}c &= 0,04 \text{ cal/g } ^\circ\text{C} \\d &= 10,6 \text{ g/cm}^3 \\H &= 5,8 \text{ cal/g} \\k &= 0,04 \text{ cal/cm.s. } ^\circ\text{C} \\T_f &= 327^\circ\text{C} (600^\circ\text{K}) \\e &= 0,63\end{aligned}$$

(3) Aço 1045 (molde) (24)

$$\begin{aligned}c &= 0,12 \text{ cal/g } ^\circ\text{C} \\d &= 7,86 \text{ g/cm}^3 \\k &= 0,12 \text{ cal/cm.s. } ^\circ\text{C}\end{aligned}$$

APÊNDICE 3

Definição e propriedades da função-erro (erf) e da função-erro complementar (erfc) (29)

(1) Definição:

$$\operatorname{erf}(z) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^z \exp(-u^2) du$$

$$\operatorname{erfc}(z) = 1 - \operatorname{erf}(z) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_z^\infty \exp(-u^2) du$$

(2) Propriedades:

$$\operatorname{erf}(-z) = -\operatorname{erf}(z)$$

$$\operatorname{erf}(0) = 0$$

$$\operatorname{erf}(\infty) = 1$$

$$\operatorname{erf}(-\infty) = -1$$

(3) Derivada:

$$\frac{d}{dz} \operatorname{erf}(z) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \exp(-z^2)$$

APÊNDICE 4

Programa usado para calcular os tempos de solidificação e traçar os gráficos do tempo de solidificação em função da relação volume do molde/volume da peça, utilizando a calculadora HP 9810 A e o traçador de gráficos 9862 A.

(1) Equação a ser resolvida:

$$t_S = t_{\infty} \operatorname{erf} \left(m \frac{V'}{V} \right) + t_0 \operatorname{erfc} \left(n \frac{V'}{V} \right)$$

(2) Aproximações usadas para substituir as funções erro e erro complementar.

Como não é possível se obter diretamente na calculadora as funções erro e erro complementar foram utilizadas as seguintes aproximações (29), cujos erros são menores que $2,5 \times 10^{-5}$:

$$\operatorname{erf}(x) = 1 - (a_1 \delta + a_2 \delta^2 + a_3 \delta^3) \exp(-x^2)$$

onde:

$$x = m \frac{V'}{V}$$

$$\delta = \frac{1}{1 + px}$$

e

$$\operatorname{erfc}(y) = (a_1 \eta + a_2 \eta^2 + a_3 \eta^3) \exp(-y^2)$$

onde:

$$y = n \frac{V'}{V}$$

$$\eta = \frac{1}{1 + py}$$

sendo " a_1 ", " a_2 ", " a_3 " e " p " constantes iguais a:

$$a_1 = 0,3480242$$

$$a_2 = -0,0958798$$

$$a_3 = 0,7478556$$

$$p = 0,47047$$

(3) Programa de cálculo

Com o uso da aproximação citada acima foi possível desenvolver um programa para o cálculo do tempo de solidificação em função da relação volume do molde/volume da peça e traçagem do gráfico correspondente. O programa é transcrito na página seguinte.

PASSOS DO PROGRAMA							
0	PRGM LABEL	59	x ←	121	5	183	0
1	A	60	0	122	x ←	184	3
2	x ←	61	4	123	0	185	3
3	0	62	2	124	3	186	*
4	1	63	+	125	0	187	x ←
5	0	64	y →	126	↑	188	0
6	↑	65	0	127	x ←	189	4
7	x ←	66	4	128	0	190	8
8	0	67	3	129	4	191	+
9	1	68	3	130	5	192	x ←
10	1	69	↑	131	*	193	0
11	*	70	x ←	132	1	194	4
12	y →	71	0	133	+	195	5
13	0	72	4	134	↓	196	x ²
14	4	73	1	135	1/x	197	CHSIG
15	0	74	x ^y	136	x →	198	e ^{-x²}
16	x ←	75	↑	137	0	199	*
17	0	76	x ←	138	4	200	x ←
18	3	77	0	139	6	201	0
19	0	78	3	140	x ←	202	3
20	↑	79	3	141	0	203	5
21	x ←	80	*	142	3	204	*
22	0	81	x ←	143	1	205	x ←
23	4	82	0	144	↑	206	0
24	0	83	4	145	x ←	207	4
25	*	84	3	146	0	208	4
26	1	85	+	147	4	209	+
27	+	86	x ←	148	6	210	x ←
28	↓	87	0	149	*	211	0
29	1/x	88	4	150	y →	212	1
30	x →	89	0	151	0	213	0
31	0	90	x ²	152	4	214	K
32	4	91	CHSIG	153	7	215	FMT
33	1	92	e x ²	154	x ←	216	↓
34	x ←	93	*	155	0	217	x ←
35	0	94	↓	156	3	218	0
36	3	95	CHSIG	157	2	219	1
37	1	96	↑	158	↑	220	0
38	↑	97	1	159	x ←	221	↑
39	x ←	98	+	160	0	222	.
40	0	99	x ←	161	4	223	0
41	4	100	0	162	6	224	5
42	1	101	3	163	x ²	225	+
43	*	102	4	164	*	226	y →
44	y →	103	*	165	x ←	227	0
45	0	104	y →	166	0	228	1
46	4	105	0	167	4	229	0
47	2	106	4	168	7	230	GO TO
48	x ←	107	4	169	+	231	LABEL
49	0	108	x ←	170	y →	232	A
50	3	109	0	171	0	233	END
51	2	110	1	172	4		
52	↑	111	0	173	8		
53	x ←	112	↑	174	3		
54	0	113	x ←	175	↑		
55	4	114	0	176	x ←		
56	1	115	1	177	0		
57	x ²	116	2	178	4		
58	*	117	*	179	6		
		118	y →	180	x ^y		
		119	0	181	↑		
		120	4	182	x ←		

(4) Localização dos parâmetros necessários para o cálculo na memória:

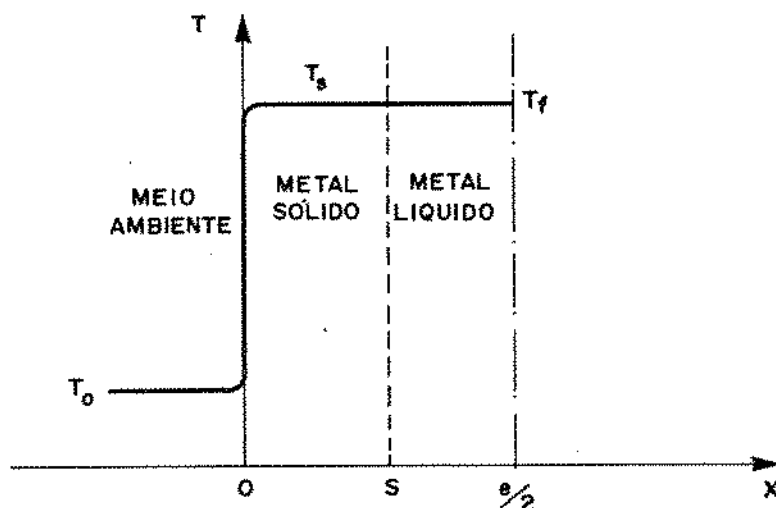
PARAMETROS	MEMÓRIA
a_1	031
a_2	032
a_3	033
p	030
t_∞	034
t_0	035
m	011
n	012
$\frac{V'}{V}$	010

APÊNDICE 5

Métodos de cálculo usados na estimativa dos valores de " t_0 " e " t_∞ " da equação 4.15 para placas planas de silumin e chumbo.

(1) Método para estimativa de " t_0 "

Na estimativa de " t_0 " ou seja do tempo de solidificação de placas planas sem a interferência de paredes de molde foi utilizado o seguinte modelo:



fazendo um balanço térmico na interface:

$$h_i (T_f - T_0) = H d_s \left(\frac{ds}{dt} \right)$$

ou seja,

$$dt = \frac{H d_s}{h_i (T_f - T_0)} ds$$

logo,

$$\int_0^{t_0} dt = \frac{H d_s}{h_i (T_f - T_o)} \int_0^{\frac{e}{2}} dS$$

integrando:

$$t_0 = \frac{H d_s}{h_i (T_f - T_o)} \frac{e}{2}$$

fazendo:

$$\lambda = \frac{H d_s}{h_i (T_f - T_o)}$$

tem-se:

$$t_0 = \lambda \frac{e}{2}$$

Sendo o valor do coeficiente de transmissão de calor (h_i) determinado da seguinte forma:

$$h_i = h_{ir} + h_{ic}$$

sendo adotado para " h_{ic} " um valor igual a $6,5 \times 10^{-4} \text{ cal/cm}^2 \text{ s}^{\circ}\text{K}$ (30) e " h_{ir} " calculado através da equação:

$$h_{ir} = \frac{\epsilon \sigma (T_f^4 - T_o^4)}{T_f - T_o}$$

sendo,

$$\sigma = 1,38 \times 10^{-12} \text{ cal/cm}^2 \text{ s}^{\circ}\text{K}^4$$

Obs: No caso do silumin foi adicionada ainda uma parcela (t'_0) correspondente ao tempo necessário para eliminar o superaquecimento. Este tempo adicional foi determinado de for

ma aproximada através do seguinte balanço térmico

$$M_s c_s (T_v - T_f) = h_i A (T_m - T_o) t'_o$$

onde

$$T_m = \frac{T_v + T_f}{2}$$

e

$$M_s = A \frac{e}{2} d_s$$

portanto:

$$t'_o = \frac{d_s c_s (T_v - T_f)}{h_i (T_v + T_f - 2T_o)} e$$

(2) Método para estimativa de " t_∞ "

Na estimativa de " t_∞ " ou seja do tempo de solidificação de placas planas em moldes de paredes semi-infinitas foi utilizada a equação de Prates, Pires e Biloni apresentada no capítulo 1 (equação 1.33) ou seja:

$$t_\infty = \alpha S^2 + \beta S$$

onde α e β são determinados através das seguintes equações (19):

$$\alpha = \frac{c_s d_s}{4 k_s \phi^2}$$

$$\beta = \frac{H d_s}{h_i (T_f - T_o)}$$

sendo " ϕ " determinado por tentativa-e-erro através da equação:

$$\phi \exp(\phi^2) \left[\frac{b_s}{b_m} + \operatorname{erf}(\phi) \right] = \frac{c_s (T_f - T_o)}{H \sqrt{\pi}}$$

Assim considerando coeficiente de transmissão de calor (h_i) na interface metal/molde igual a $0,1 \text{ cal/cm}^2 \text{ s } ^\circ\text{K}$ (27) e

$$S = \frac{e}{2}$$

pode-se determinar " t_∞ ".

Obs: No caso do silumin foi adicionada ainda uma parcela (t'_∞) correspondente ao tempo necessário para eliminar o superaquecimento. Este tempo adicional foi determinado de forma aproximada através do seguinte balanço térmico:

$$M_s c_s (T_v - T_f) = k_m A t'_\infty \frac{T_m - T_o}{e'}$$

onde

$$T_m = \frac{T_v + T_f}{2}$$

$$M_s = A \frac{e}{2} d_s$$

portanto:

$$t'_{\infty} = \frac{d_s c_s e' (T_v - T_f)}{k_m (T_v + T_f - 2T_o)} e$$