

INFLUÊNCIA DO TEMPO DE SOLIDIFICAÇÃO
NAS CARACTERÍSTICAS DE LINGOTES DE
ALUMÍNIO COM SECÇÃO RETANGULAR

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS

CENTRO DE TECNOLOGIA

INFLUÊNCIA DO TEMPO DE SOLIDIFICAÇÃO NAS CARACTERISTICAS
DE LINGOTES DE ALUMÍNIO COM SECÇÃO RETANGULAR*

ENG^o. ALVARO AZEVEDO CARDOSO

*Trabalho apresentado para obtenção do ti
tulo de Mestre em Ciências na área de En
genharia.

CAMPINAS

-1975-

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

À minha esposa

Cidinha

Aos meus filhos

Gustavo

Renata

Aos meus pais e irmãos

A G R A D E C I M E N T O S

O presente trabalho foi realizado no *CENTRO DE TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS*. Agradeço ao seu Diretor *Prof. Dr. Dino Ferraresi* pelo grande apoio dado.

Agradeço também ao *Prof. Dr. Maurício Prates de Campos Filho*, Chefe do Departamento de Materiais e Mecânica dos Sólidos da Faculdade de Engenharia da UNICAMP, pela valiosa orientação deste trabalho.

Agradeço também à eficiente colaboração do técnico *Keizi Takahashi Ito* e da escriturária *Vanda Furquim*, assim como aos demais funcionários e engenheiros do *Centro de Tecnologia da UNICAMP*, que tornaram possível a realização deste trabalho.

R E S U M O.

Efetuu-se uma análise sistemática das possibilidades de controle operacional do processo de solidificação, que se verifica em lingotes de Alumínio com secção retangular (tipo placa) variável obtidos em coquilhas de aço-doce. Tomou-se como parâmetro de referência o tempo total de solidificação, determinado por meio de curvas de esfriamento, e observou-se o efeito sobre o mesmo dos parâmetros operacionais do processo, tais como: espessura do lingote, superaquecimento do metal líquido, teor de liga (cobre) e recobrimentos isolantes da interface metal/lingoteira. Paralelamente, observou-se o efeito destes parâmetros operacionais sobre a estrutura de solidificação resultante. Testou-se os modelos Unidirecional (parabólico), de Gulyaev e de Chvorinov para a pré-determinação de tempo de solidificação (desmoldagem) dos lingotes.

A B S T R A C T

This work refers to a systematical analysis about the possible control of the solidification process - occurring in Aluminum ingots, obtained in mild steel chill - molds with rectangular section the total solidification time was taken as a referencial parameter. This time was obtained experimentally through cooling curves. It was observed how the solidification time is affected by operational parameter as: ingot thickness, liquid superheat, copper alloy content and metal/mold interface coats. It was also observed the effect of the solidification time over the resultant solidified structure. Finally, it was verified the viability of the Unidirectional, Gulyaev and Chvorinov models for the previous calculation of the ingot solidification time.

Í N D I C E

INFLUÊNCIA DO TEMPO DE SOLIDIFICAÇÃO NAS CARACTERÍSTICAS DE
LINGOTES DE ALUMÍNIO COM SECÇÃO RETANGULAR

	<u>PÁGINA</u>
CAP. I- <u>INTRODUÇÃO</u>	01
I.1- <i>A solidificação do lingote</i>	03
I.1.a) <i>Instabilidade Morfológica da Interface sólido/líquido</i>	03
I.1.b) <i>Regimes de Solidificação do Lingote</i>	05
I.2- <i>Qualidade Metalúrgica do Lingote</i>	08
I.2.a) <i>Estrutura</i>	08
I.2.b) <i>Segregação</i>	13
I.2.c) <i>Defeitos</i>	16
I.3- <i>O tempo de Solidificação</i>	17
I.3.a) <i>Método do Modelo Unidirecional</i>	21
I.3.b) <i>Método do Gulyaev</i>	25
I.3.c) <i>Método de Chvorinov</i>	25
I.4- <i>Objetivos deste trabalho</i>	28
CAP. II- <u>TÉCNICAS EXPERIMENTAIS</u>	29
II.1- <i>Metodologia Geral</i>	29
II.2- <i>Metais e Ligas Utilizadas</i>	31
II.3- <i>Lingoteiras</i>	31
II.4- <i>Recobrimento das Lingoteiras</i>	38

II.5-	Equipamento de Fusão e Vazamento	38
II.6-	Termometria	39
II.7-	Metalografia	39
<i>CAP. III-</i>	<u>RESULTADOS E DISCUSSÃO</u>	41
III.1-	Efeito da espessura do lingote- no tempo total de solidificação e na macroestrutura	42
III.2-	Efeito da adição de elemento de liga no tempo total de solidifi- cação e na macroestrutura	46
III.3-	Efeito do superaquecimento no tempo total de solidificação e na macroestrutura	46
III.4-	Efeito do recobrimento das pare- des internas da lingoteira no tempo total de solidificação e na macroestrutura	51
III.5-	Comparação dos Resultados Obti- dos com o Modelo Unidirecional para Determinação do tempo de solidificação	56
III.6-	Comparação dos Resultados Obti- dos com o Modelo de Gulyaev pa- ra Determinação do tempo de so- lidificação	62
III.7-	Comparação dos Resultados Obti- dos com o Modelo de Chvorinov - para Determinação do tempo de solidificação.....	65
<i>CAP. IV-</i>	<u>CONCLUSÕES</u>	69
	<u>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS</u>	72

APÊNDICES:

1- Simbologia	75
2- Desenvolvimento do Modelo Unidirecional para a Determinação do tempo de solidificação	78
3- Propriedades Físicas do Alumínio	88

INFLUÊNCIA DO TEMPO DE SOLIDIFICAÇÃO NAS CARACTERÍSTICAS DE

LINGOTES DE ALUMÍNIO COM SECÇÃO RETANGULAR

C A P Í T U L O I

I N T R O D U Ç Ã O

Em termos tecnológicos, o lingotamento consiste numa operação aparentemente passiva que normalmente antecede os processos mecânicos de deformação plástica (laminação, extrusão, forjamento, etc.), como ilustra o esquema da figura I.1. Entretanto, em termos metalúrgicos, o lingotamento consiste numa operação de caráter ativo, já que o desempenho do lingote durante o processamento mecânico estará total ou parcialmente comprometido com as características do processo de solidificação que se desenvolve no sistema metal-lingoteira. Em outras palavras, o lingote deve preencher determinados requisitos de qualidade metalúrgica antes de ser processado mecanicamente, devido ao que sua solidificação deve processar-se de forma controlada.

A tecnologia envolvida nas operações de lingotamento industrial encontra-se ainda em estágio de empirismo acentuado, notadamente no setor de metais e ligas não-ferrosos. A metodologia experimental, associada aos modernos conceitos da solidificação de metais, podem levar a uma massa crítica de resultados sistemáticos que permitam a racionalização das operações de lingotamento, garantindo, ou mesmo melhorando, a qualidade metalúrgica dos lingotes [1] .

Dentre os metais não-ferrosos, destacam-se o Alumínio e suas ligas, materiais de extrema relevância no desenvolvimento das indústrias aeronáutica, Automobilística, Eletro-Eletrônica e Nuclear, principalmente sob a forma de chapas e perfis laminados, conformados mecanicamente a partir de lingotes de secção retangular.

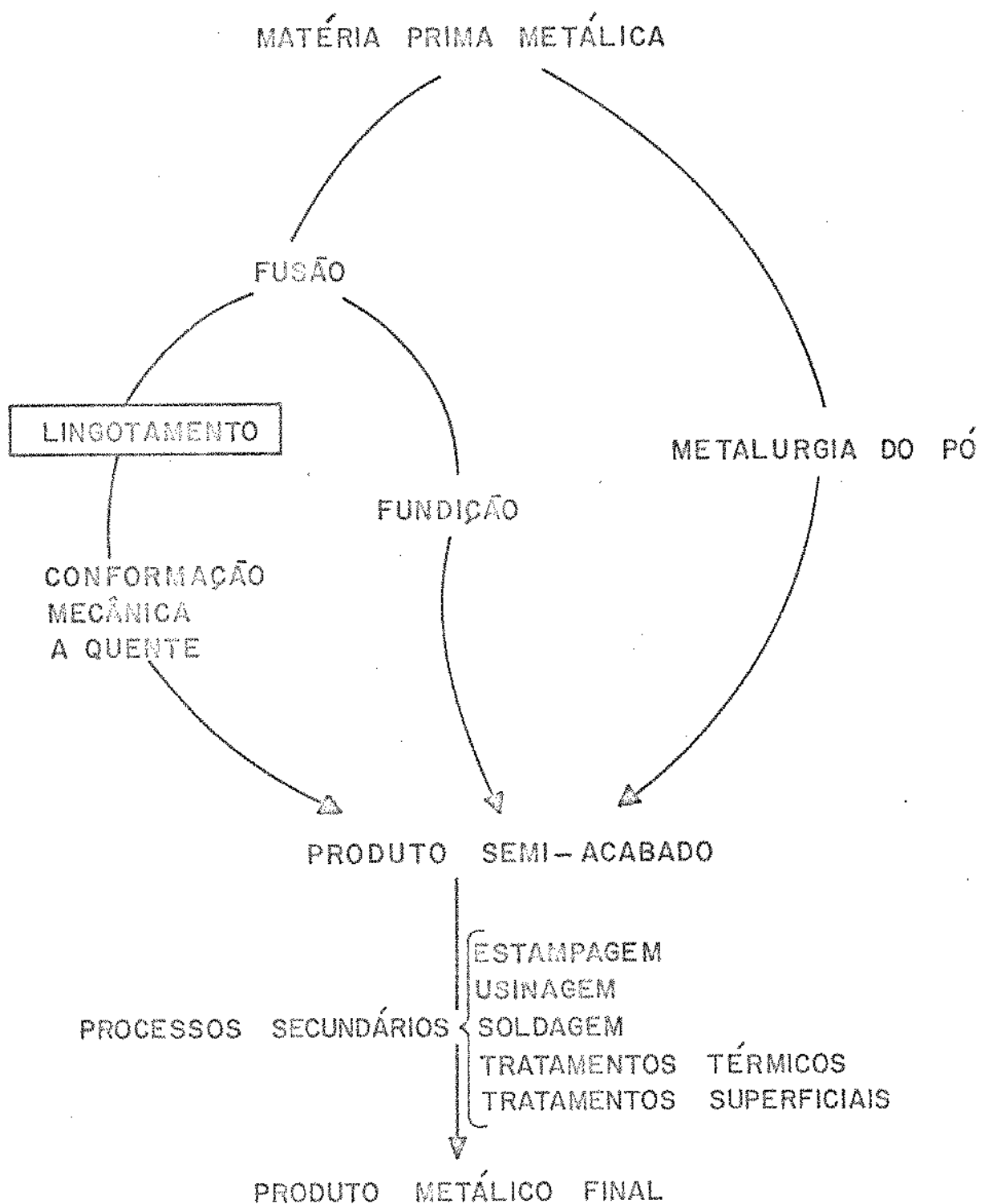


Figura I.1- Fluxograma esquemático das opções da Tecnologia Metalúrgica, mostrando a incidência do Lingotamento .

I.1- A SOLIDIFICAÇÃO DO LINGOTE

Os resultados das pesquisas realizadas sobre o fenômeno da solidificação dos metais, em escala de laboratório, já permitem que se estabeleça um quadro qualitativo de orientação para a pesquisa dos lingotes [2]. Este quadro está esquematizado na fig. I.2, evidenciando que as características de Estrutura, Segregação e Defeitos (interrelacionadamente) dependem basicamente do grau de instabilidade da interface de crescimento sólido-líquido. Esta instabilidade está condicionada pelo grau de Super-resfriamento Constitucional que estabelece em cada instante do processo de solidificação, em função dos três parâmetros fundamentais que regem o processo: composição química do metal líquido , velocidade instantânea de avanço da interface sólido-líquido e gradiente térmico instantâneo do metal líquido adiante da interface de crescimento, estando estes dois últimos determinados pelas condições de transferência de calor e massa proporcionadas pelo sistema metal- lingoteira [1] .

I.1.a) Instabilidade Morfológica da Interface sólido/ líquido

A experiência mostra que a intensidade do Super-resfriamento Constitucional (SC) pode ser colocada em função da composição nominal da liga (C_0), da velocidade de solidificação (V') e do gradiente térmico no líquido (G), - através do índice: (ver simbologia no apêndice-I):

$$SC = \frac{C_0 \sqrt{V'}}{G} \quad (1)$$

O critério de estabilidade plana da interface-sólido-líquido (condição de ausência de SC) pode ser estabelecido em função da inclinação da linha liquidus ($m' = dT/dC$) e do coeficiente de difusão (D) do soluto no líquido [2]:

PARAMETROS DO PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO

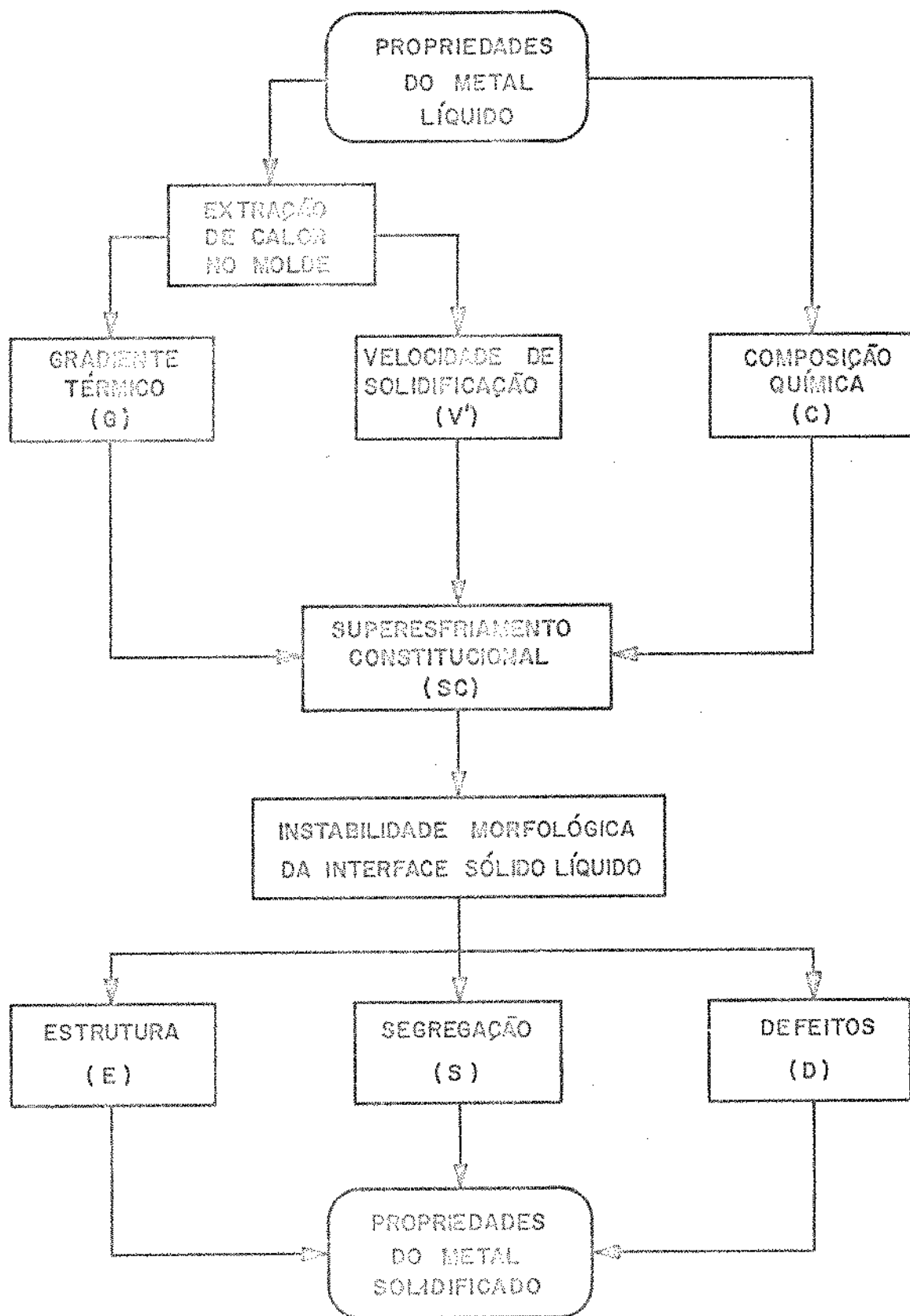


Figura I.2- Quadro do interrelacionamento das variáveis e dos parâmetros do processo de solidificação.

$$SC < \frac{K'D}{m' (1-K')} \quad (2)$$

Para valores de SC maiores do que este limite, a interface s31ido/l31quido, para corrigir ou minimizar a instabilidade termodin31mica decorrente, emite protuber31ncias no seio l31quido enriquecido de soluto. Estas protuber31ncias podem ser de primeira ordem (c31lulas) para baixos valores de SC, e de segunda ordem (dendritas) para altos valores de SC. No caso de valores m31ximos de SC, poder31 haver tamb31m a nuclea31o de fase s31ida adiante da interface s31ido/l31quido.

A instabilidade morfol31gica da interface s31ido/l31quido pode ser identificada em fun31o dos par31metros de solidifica31o G, V' e C₀, segundo o esquema da fig. 1.3, onde se delimitam morfologias caracter31sticas em fun31o da intensidade de SC existente no l31quido [3]. A morfologia da interface, ao instabilizar-se (em primeira ou segunda ordem) faz com que o l31quido enriquecido de soluto se misture mais intimamente com a fase s31ida, diminuindo a instabilidade termodin31mica causada pelo SC [4].

I.1.b) Regimes de Solidifica31o do Lingote

O processo de solidifica31o de um lingote convencional 31 de natureza relativamente complexa j31 que, de uma maneira geral, se verifica sob dois regimes superpostos [5]:

- (1º) Solidifica31o Progressiva, no sentido-periferia centro, a partir de pontos de nuclea31o situados na interface metal-molde, que d31 origem 31 duas zonas estruturais: Zona Coquilhada (formada de pequenos gr31os junto 31 periferia) e Zona Colunar (formada de gr31os alongados na dire31o do crescimento, a partir

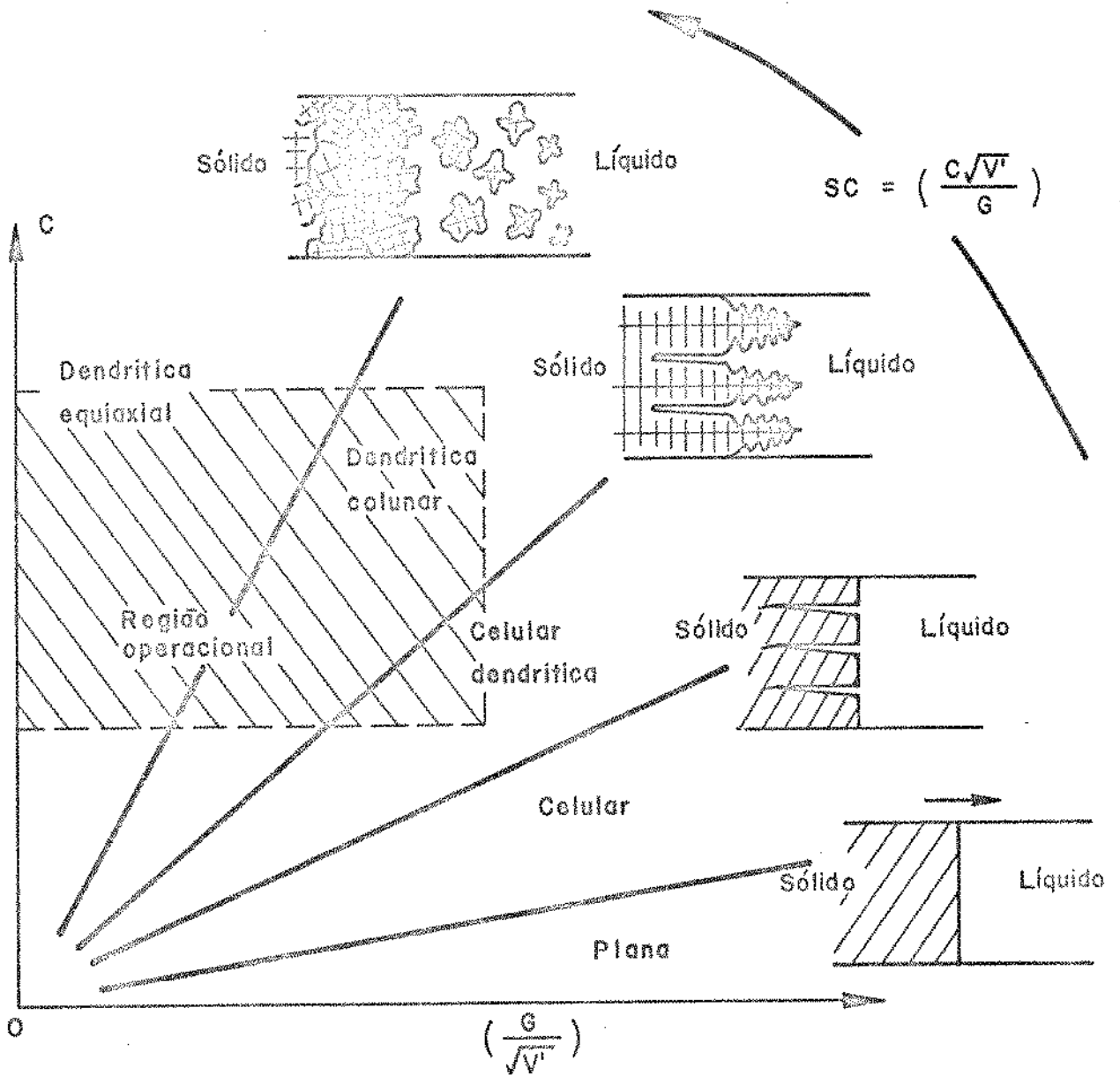


Figura 1.3- Tipos de microestrutura de crescimento da interface sólido/líquido, em função dos parâmetros de solidificação. No gráfico encontra-se indicada uma região que caracteriza as situações encontradas nas operações normais de lingotamento. (região operacional)

de um processo seletivo e direccional-
que se verifica entre os grãos coqui-
lhados).

- (2º) Solidificação Extensiva, que se dá si-
multaneamente a partir de diversos pon-
tos de nucleação, ou de pré-nucleação,
existentes no metal líquido remanesce-
nte, dando origem à Zona Equiaxial (for-
mada de grãos relativamente grandes -
que cresceram de forma independente e
simultânea).

Devido a este fato, surgem as três zonas estru-
turais, cujas gêneses são explicadas por diversas teorias de
caráter qualitativo. A estas zonas estruturais, e às suas ori-
gens, estão associadas as características de Anisotropia Estru-
tural, Segregação de Solute e Defeitos diversos, podendo cada zo-
na apresentar diferentes níveis de qualidade metalúrgica, fato
que deve ser considerado de forma decisiva na pesquisa de con-
trole operacional da solidificação do lingote [6] .

Partindo-se do arrazoado acima, e do fato de
que operacionalmente se pode controlar a composição química -
do metal líquido e as condições de transferência de calor e
massa do sistema (através de parâmetros tais como: superaque-
cimento do vazamento, difusividade térmica do molde e da inter-
face metal/molde, grau de turbulência do vazamento, etc.) che-
ga-se à conclusão que se pode estabelecer uma correlação para-
métrica entre a qualidade metalúrgica do lingote e as variá-
veis do processo de solidificação como, por exemplo, o tempo
de solidificação do lingote, o qual reflete parametricamente o
regime de extração de calor do sistema e portanto, a cinética-
de solidificação. Esta correlação, conduzida de maneira siste-
mática, pode permitir o controle da solidificação do lingote ,
visando sua posterior aplicação [1,6]

I.2- QUALIDADE METALÚRGICA DO LINGOTE

A qualidade metalúrgica de um lingote pode ser caracterizada pelas heterogeneidades de tipo Cristalina (macro e microestrutura), Química (macro e microsegregação) e Física (macro e microdefeitos) que possam se apresentar durante o processo de solidificação. A classificação destas características encontra-se resumida no quadro da fig. I.4.

I.2.a) Estrutura

A estrutura do material solidificado pode ser identificada pelas heterogeneidades cristalográficas do processo de solidificação. Estas heterogeneidades são delimitadas pela unidade cristalográfica denominada de " Grão cristalino".

O material solidificado apresenta uma ou mais das seguintes zonas estruturais : Zona Coquilhada, Zona Colunar e Zona Equiaxial Central, conforme a ilustração esquemática da fig. I.5.

A Zona Coquilhada se localiza sempre junto à parede do molde e é formada por grãos equiaxiais geralmente de pequenas dimensões, e é o resultado do superesfriamento térmico do líquido causado pelo seu contato inicial com as paredes frias do molde. Em geral, a profundidade da zona coquilhada é pequena comparativamente às dimensões do sistema metal/ molde. Entretanto, em condições de alta extração de calor, metais de alta condutividade térmica (cobre, por exemplo) podem apresentar zonas coquilhadas bastante extensas . Quanto mais eficiente o contato térmico na interface metal/molde, maior será a frequência de nucleação de grãos coquilhados, ou seja, menor o tamanho de grão da zona coquilhada. O número de grãos coquilhados por unidade de área de contato na interface metal/molde (N) depende do coeficiente de transmissão de calor da interface metal/ molde (h_i) [7] :

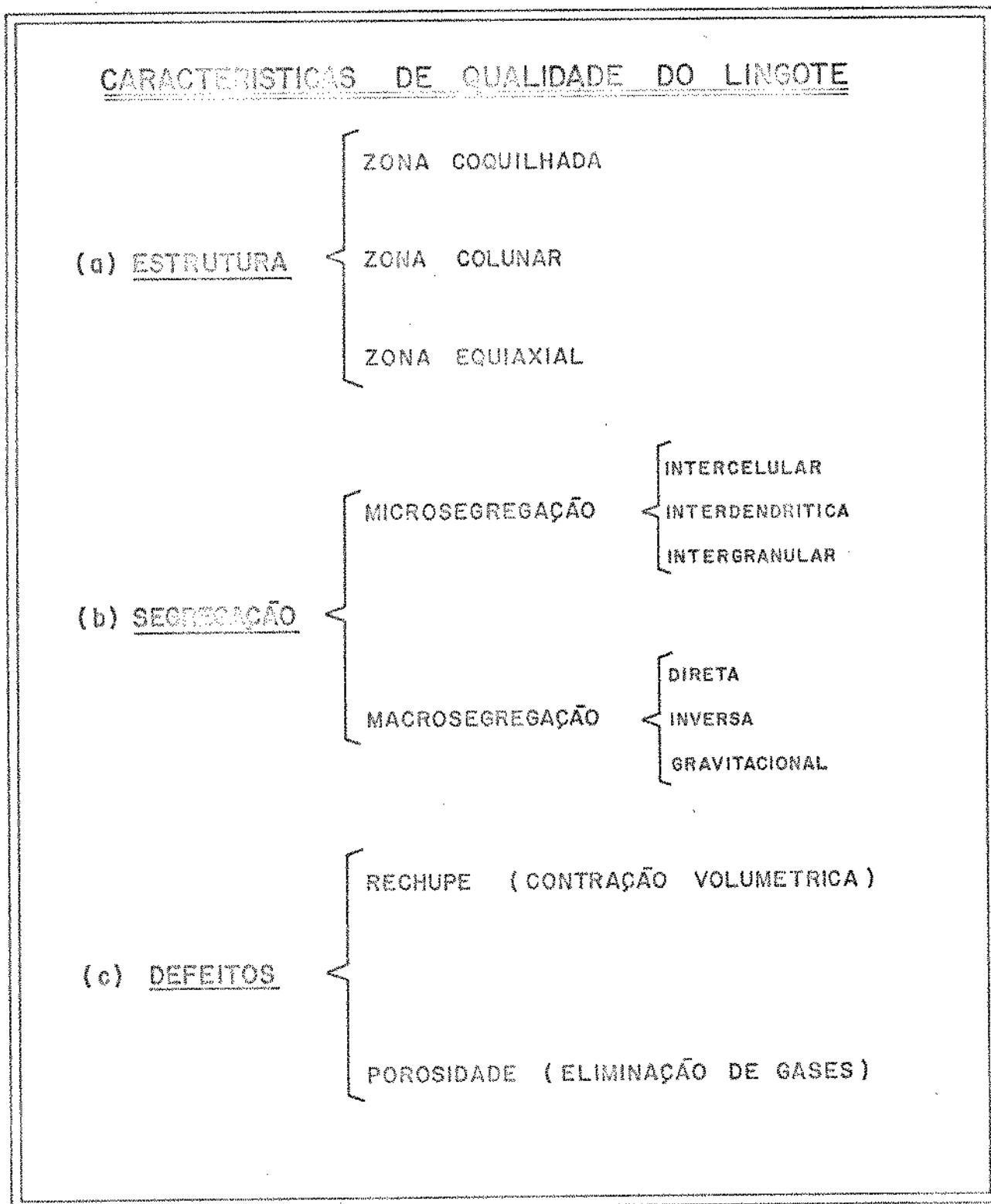


Figura 1.4- Quadro de classificação das características de qualidade do lingote, que condicionam suas propriedades de aplicação.

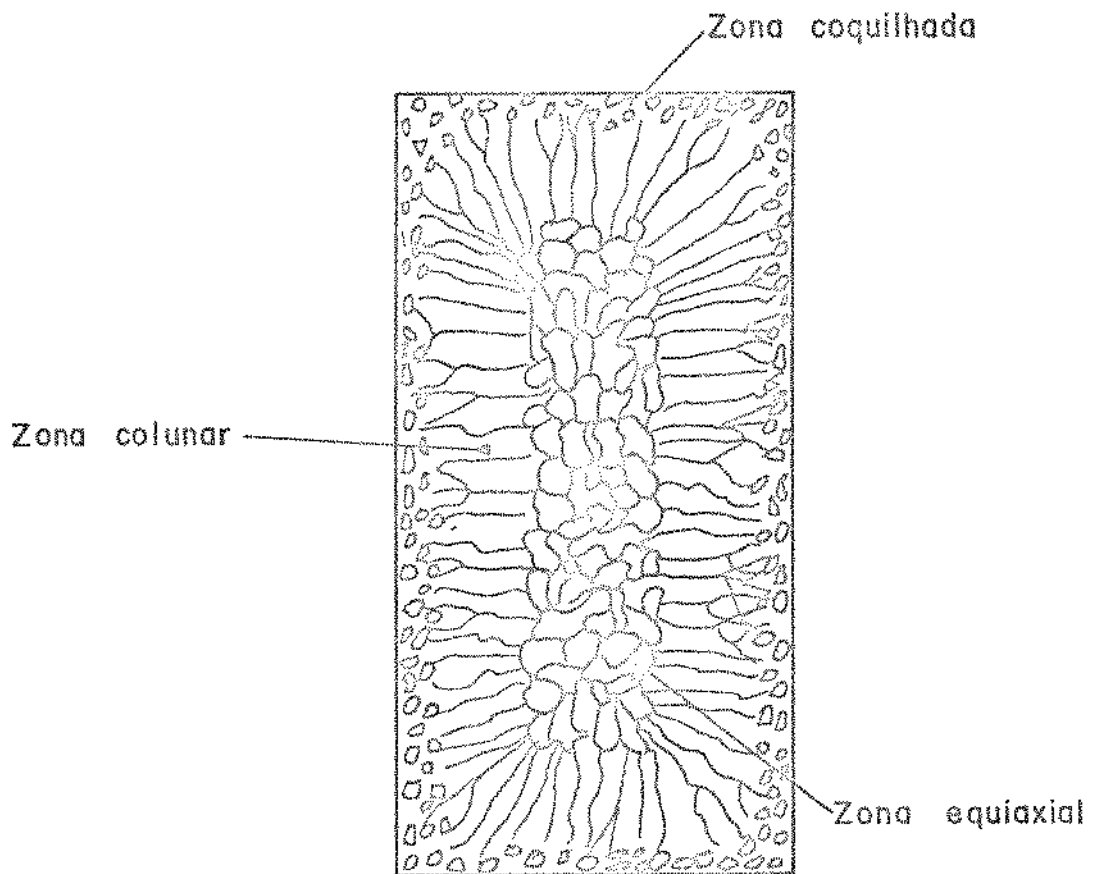


Figura 1.5- Corte transversal esquemático de um lingote retangular mostrando as zonas típicas da ma croestrutura de solidificação.

$$N \cong C' \cdot h_i^2$$

onde C' é uma constante que depende do metal que solidifica.

A Zona Colunar é constituída de grãos alongados que crescem a partir da zona coquilhada. Os grãos coquilhados, que nucleam com orientação cristalográfica favorável ao fluxo de calor, bloqueiam o crescimento dos grãos de orientação desfavorável, e crescem progressivamente na direção do líquido remanescente [8]. Esta situação está esquematizada na fig. 1.6.

A Zona Equiaxial Central é formada por grãos - de dimensões relativamente grandes e orientados aleatoriamente, que cresceram de forma extensiva no seio do líquido remanescente. A gênese dos grãos equiaxiais centrais é diversa, podendo os mesmos originarem-se de :

- (a) grãos coquilhados que foram levados ao centro do líquido pelas correntes de convecção [9] ;
- (b) grãos nucleados na superfície livre do líquido (ausência de cabeça quente, por exemplo) e que decantam pela sua maior densidade [10] ;
- (c) partículas sólidas resultantes do rompimento de dendritas da zona colunar (ação mecânica da turbulência de vazamento) que são levadas ao centro do líquido, ali atuando como pré-núcleos [11] ;
- (d) nucleação heterogênea provocada por nucleantes artificiais (única condição para que os grãos equiaxiais centrais se apresentem com dimensões relativamente pequenas) [12] .

A zona equiaxial cresce concomitantemente com a zona colunar, bloqueando o crescimento progressivo desta.

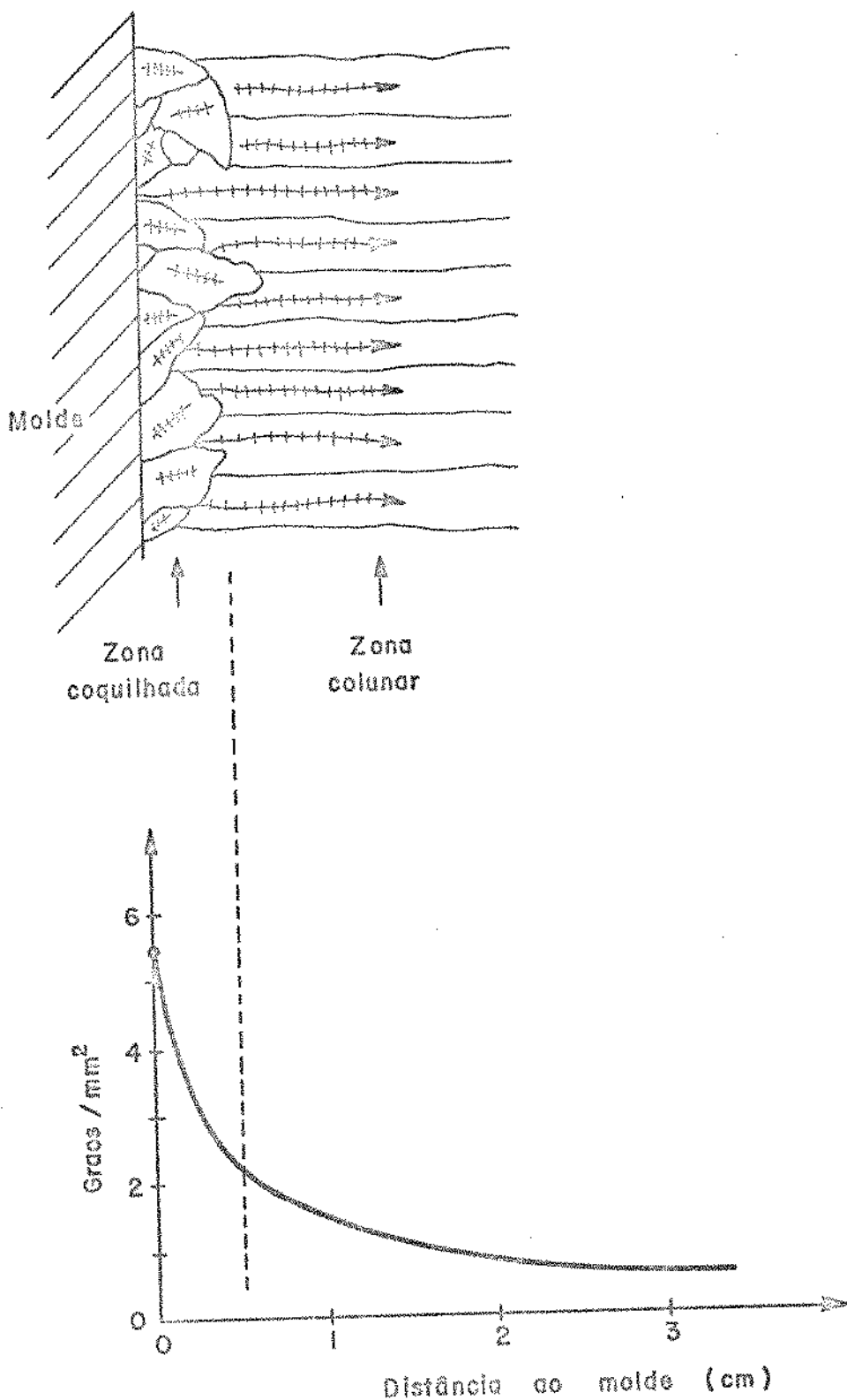


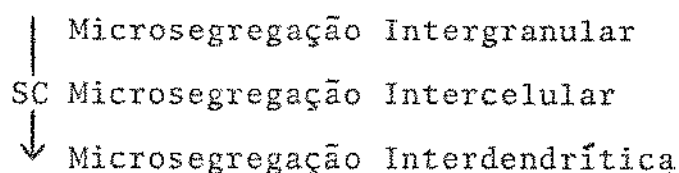
Figura I.6- Exemplo esquemático da transição entre as zonas coquilhada e colunar de um lingote.

A Tabela I.1 mostra , de forma qualitativa, as possibilidades de controle da estrutura solidificada por meio dos parâmetros operacionais do processo de solidificação.

I.2.b) Segregação

A segregação pode ser identificada pelas heterogeneidades químicas associadas às subestruturas de solidificação. As heterogeneidades de curto alcance (dentro da dimensões da microestrutura) são denominadas Microsegregações, ao passo que as de longo alcance (dentro das dimensões da macroestrutura) são denominadas Macrosegregações.

A microsegregação está intimamente associada - ao tipo de subestrutura decorrente da instabilidade morfológica da interface sólido/líquido que ocorre durante a solidificação. Assim, o grau de SC, presente durante o crescimento de um grão, determinará o tipo de microsegregação resultante [13] :



A intensidade da microsegregação pode ser traduzida pelo Índice de Microsegregação [14]:

$$I_S = \frac{C_{m\acute{a}x}}{C_{m\acute{i}n}} \quad (4)$$

onde os valores máximo e mínimo da concentração de soluto são medidos por microsonda eletrônica no perfil de concentração - mais característico da região analisada, como ilustrado na Fig. I.7, para o caso da microsegregação interdendrítica. Microsegregações severas podem causar a precipitação preferencial de segundas fases nas regiões de máximas concentrações.

TABELA -I.1

Quadro das possibilidades de controle da incidência das zonas estruturais resultantes do processo de solidificação.

PARAMETROS DE CONTROLE	ZONAS DA MACROESTRUTURA		
	COQUILHADA	COLUNAR	EQUIAXIAL
AUMENTO DO SUPERAQUECIMENTO			
APLICAÇÃO DE MASSALOTES			
AGITAÇÃO NO LIQUIDO			
AUMENTO DO TEOR DE SOLUTO			
ADIÇÃO DE NUCLEANTES ARTIFICIAIS			
AUMENTO DA EXTRAÇÃO DE CALOR NO SISTEMA METAL/MOLDE			
SIMBOLOGIA:	AUMENTO 	SEM EFEITO 	DIMINUIÇÃO 

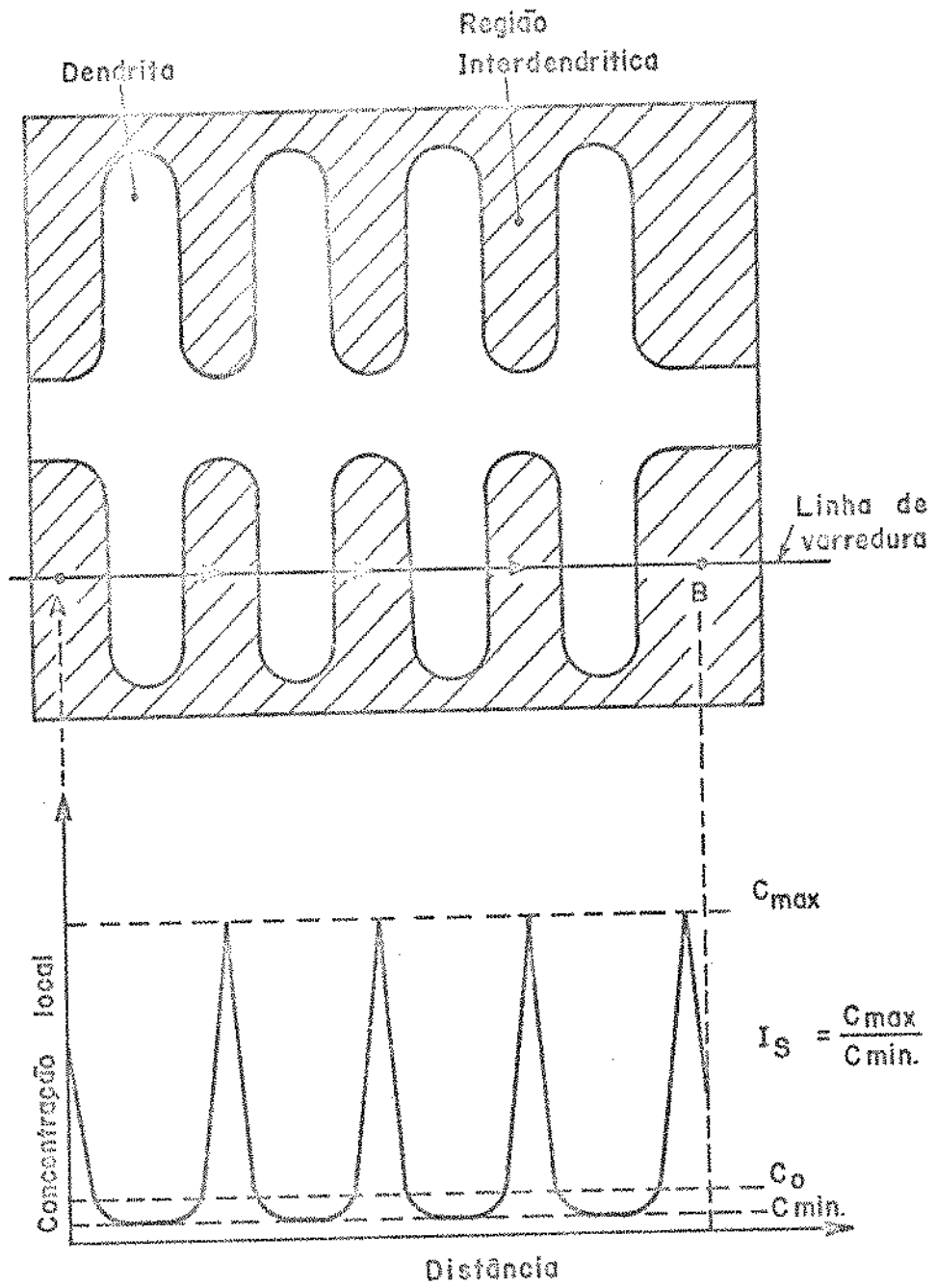


Figura I.7- Esquema da determinação do Índice de Microsegregação Interdendritica sobre o perfil de concentração do soluto.

No caso de lingotes, a microsegregação intergranular de impurezas podem causar a precipitação de eutéticos de baixo ponto de fusão, que chegam a prejudicar o desempenho das operações de conformação plástica posteriores. Nos aços, a microsegregação interdendrítica pode causar a precipitação preferencial de perlita interdendríticamente, dando lugar ao fenômeno da fibragem após o forjamento. A microsegregação celular de impurezas, em metais super puros (99,999%) para aplicações eletrônicas, pode alcançar níveis comprometedores ao desempenho em serviço [15].

A macrosegregação será direta ou inversa dependendo da severidade do crescimento dendrítico da zona colunar. Para o crescimento celular/dendrítico haverá tendência para macrosegregação direta. Se o crescimento for excessivamente dendrítico, a contração volumétrica diferencial ao longo do corpo dendrítico poderá causar um bombeamento do líquido rico em soluto para a região posterior, dando lugar à macrosegregação inversa. A macrosegregação gravitacional se deve à decantação de fases de alta densidade precipitadas em meio ao líquido remanescente, como acontece na solidificação de lingotes de Alumínio-urânio.

I.2.c) Defeitos

Os defeitos podem ser identificados como sendo as descontinuidades físicas, microscópicas ou macroscópicas, da estrutura solidificada. Suas causas podem ser de dois tipos [16]:

- (a) Contração volumétrica do material que solidifica, e
- (b) eliminação de gases na interface sólido/líquido.

A grande maioria dos metais e ligas apresentam

maior densidade no estado sólido que no estado líquido. Nessas condições, o material solidificado se contrai volumetricamente durante o processo de solidificação. A diferença de volume pode ser progressiva, formando os rechupes, ou pode ser extensiva formando as porosidades. Os rechupes são característicos da solidificação de metais puros, de compostos intermetálicos ou de eutéticos (interface sólido/líquido macroscopicamente plana), ao passo que as porosidades são características principais da solidificação de ligas (interface sólido/líquido instável), como ilustra a fig. I.8.

De uma maneira geral, os gases são mais solúveis no material líquido do que no material sólido, havendo uma variação brusca de solubilidade na temperatura de solidificação. Esta diferença de concentração de gases deve ser eliminada na interface sólido/líquido, durante o processo de solidificação, sob a forma de bolhas gasosas nucleadas na interface. O jogo entre a cinética da solidificação e a cinética do crescimento das bolhas determinará a oclusão ou não das mesmas no material solidificado, assim como sua morfologia e distribuição, conforme o esquema da fig. I.9. Considerando-se que a velocidade de solidificação varia durante o processo, surge de imediato a possibilidade de controle das bolhas ao longo da espessura solidificada, como ilustra a ... fig. I.10. Esta possibilidade de controle é de grande importância no tocante ao lingotamento de aços efervescentes.

I.3- O TEMPO DE SOLIDIFICAÇÃO

O conhecimento do tempo de solidificação de um lingote tem duas aplicações básicas:

-Determinação do tempo de desmoldagem do lingote;

-Parametrização do processo de solidificação, ou seja, das características de qualidade do lingote.

O tempo de solidificação de um lingote pode ser determinado por três métodos distintos:

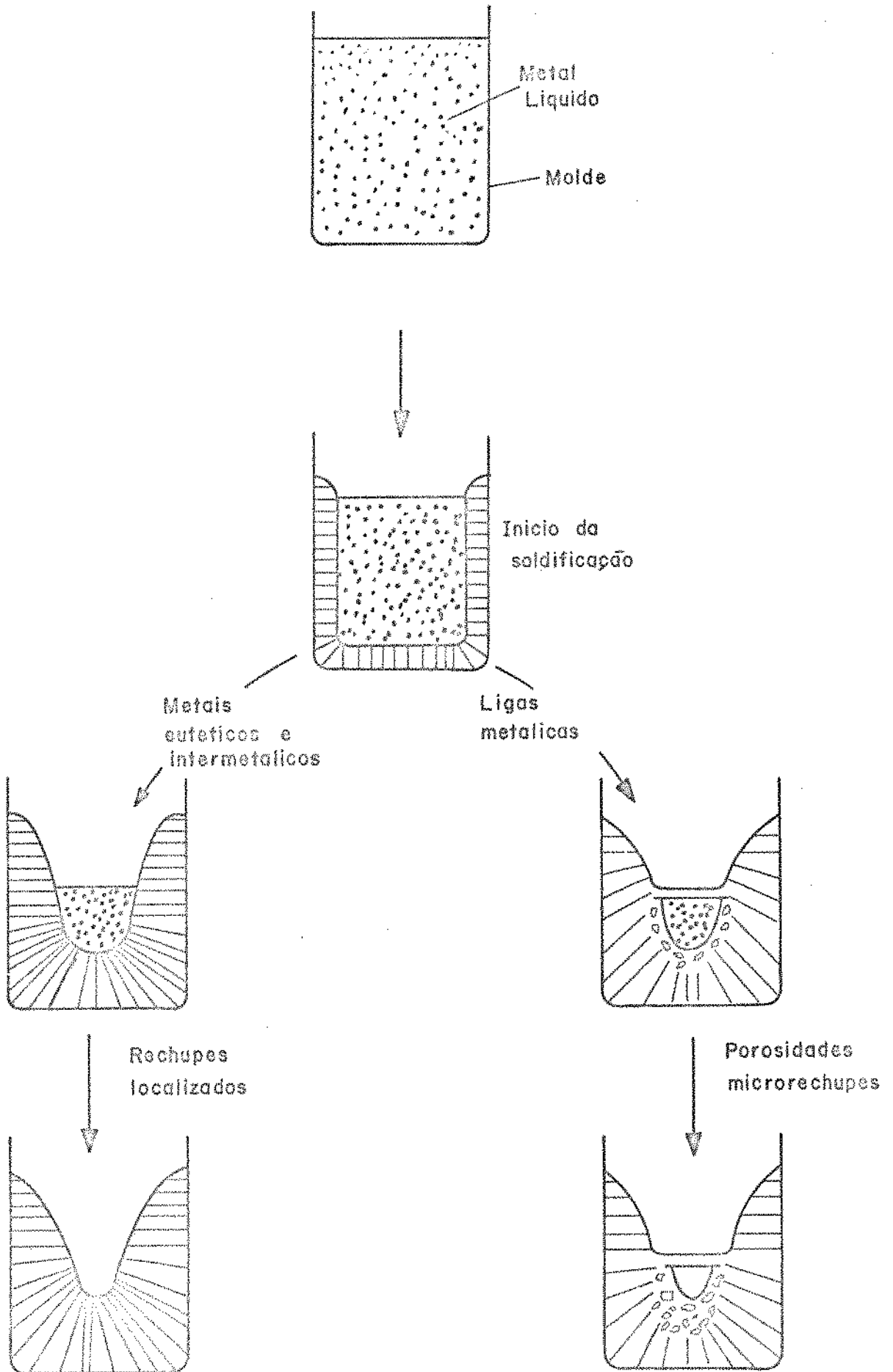


Figura I.8- Sequências esquemáticas do processo de solidificação indicando os casos limites da contração volumétrica do material solidificado.

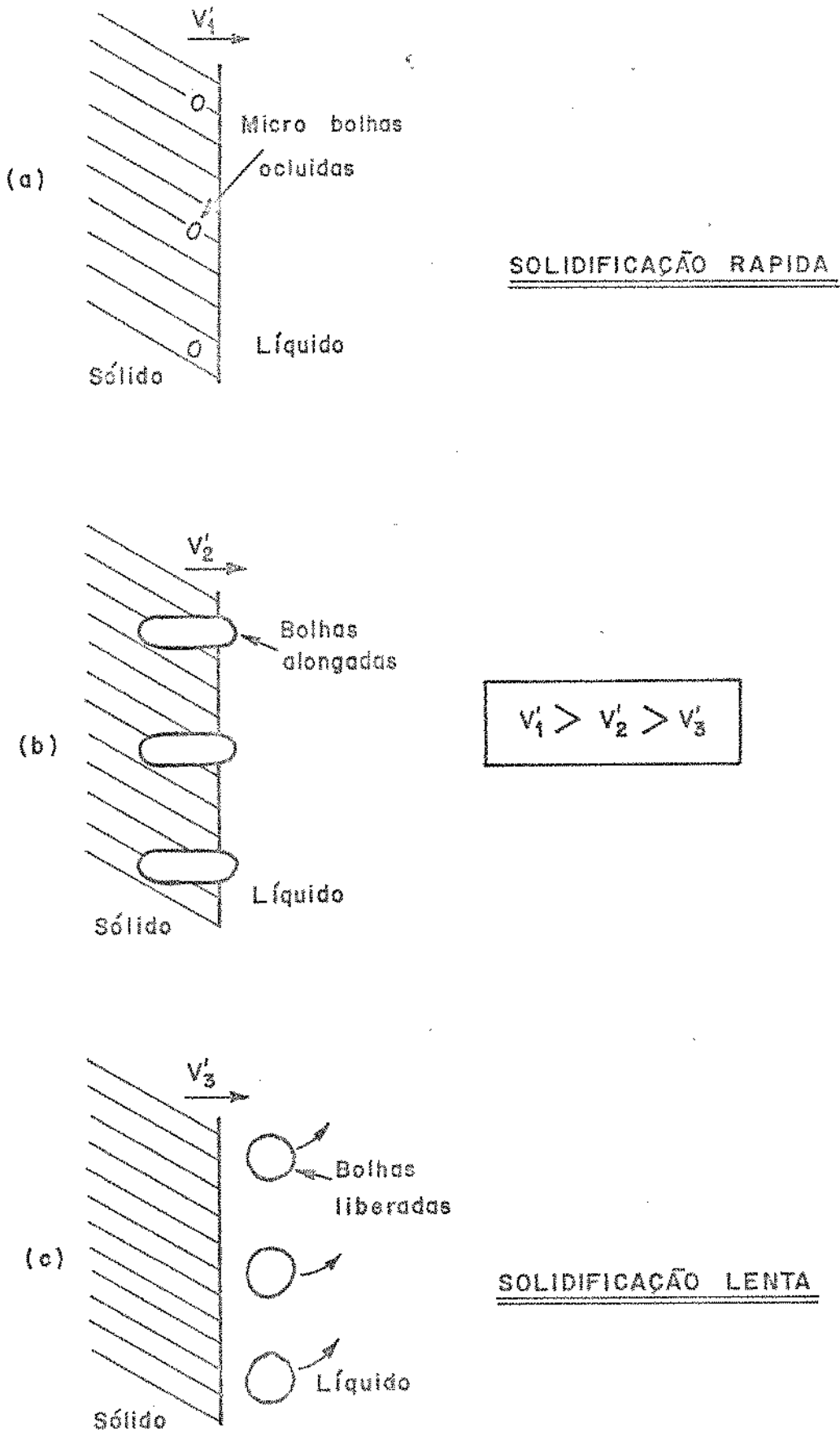


Figura 1.9- Esquema ilustrando as tres formas de eliminação de bolhas gasosas na interface sólido/líquido - em função da cinética de solidificação: da solidificação rápida (a) até a solidificação lenta.

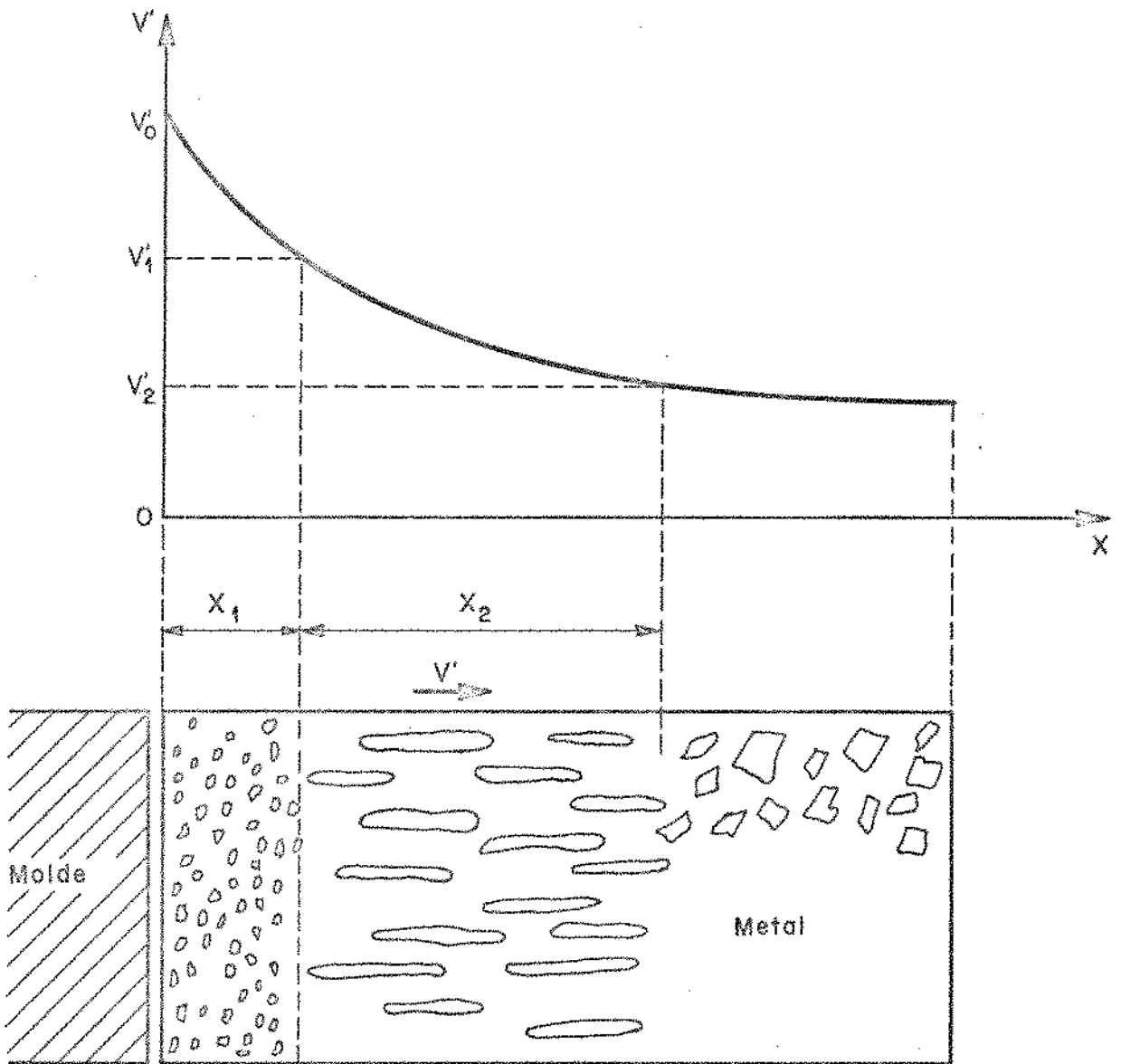


Figura I.10- Esquema ilustrando a possibilidade de controle de distribuição de bolhas no material solidificado, em função do perfil de velocidade de solidificação, ou seja, em função do tempo de solidificação do lingote.

- Método do Modelo Unidirecional
- Método de Gulyaev
- Método de Chvorinov

I.3.a) Método do Modelo Unidirecional

Considere-se um elemento do sistema metal/molde do tipo esquematizado na fig. I.11. Nestas condições, a análise da transferência de calor no sistema, mostra que a cinética do processo de solidificação pode ser representada pela equação geral [17] (Vide apêndice 2):

$$t = \alpha X^2 + \beta X \quad (5)$$

onde t é o tempo necessário para solidificar uma espessura X . Para um dado material que solidifica, o coeficiente α depende do tipo de molde (condições de condução térmica), ao passo que o coeficiente β depende da eficiência do contato térmico na interface metal/molde (condições de transferência - Newtoniana), ou seja, depende do coeficiente de transferência de calor da interface metal/molde [18].

A literatura mostra frequentemente uma relação empírica entre t e X da forma [19]:

$$X = A' \sqrt{t} - B' \quad (6)$$

Esta equação empírica pode ser considerada como caso particular da equação geral (5). Para tanto, basta colocar a equação (5) na forma de uma equação do 2º grau, cuja raiz positiva é dada por :

$$X = \sqrt{\left(\frac{\beta}{2\alpha}\right)^2 + \frac{t}{\alpha}} - \left(\frac{\beta}{2\alpha}\right) \quad (7)$$

se considerarmos que :

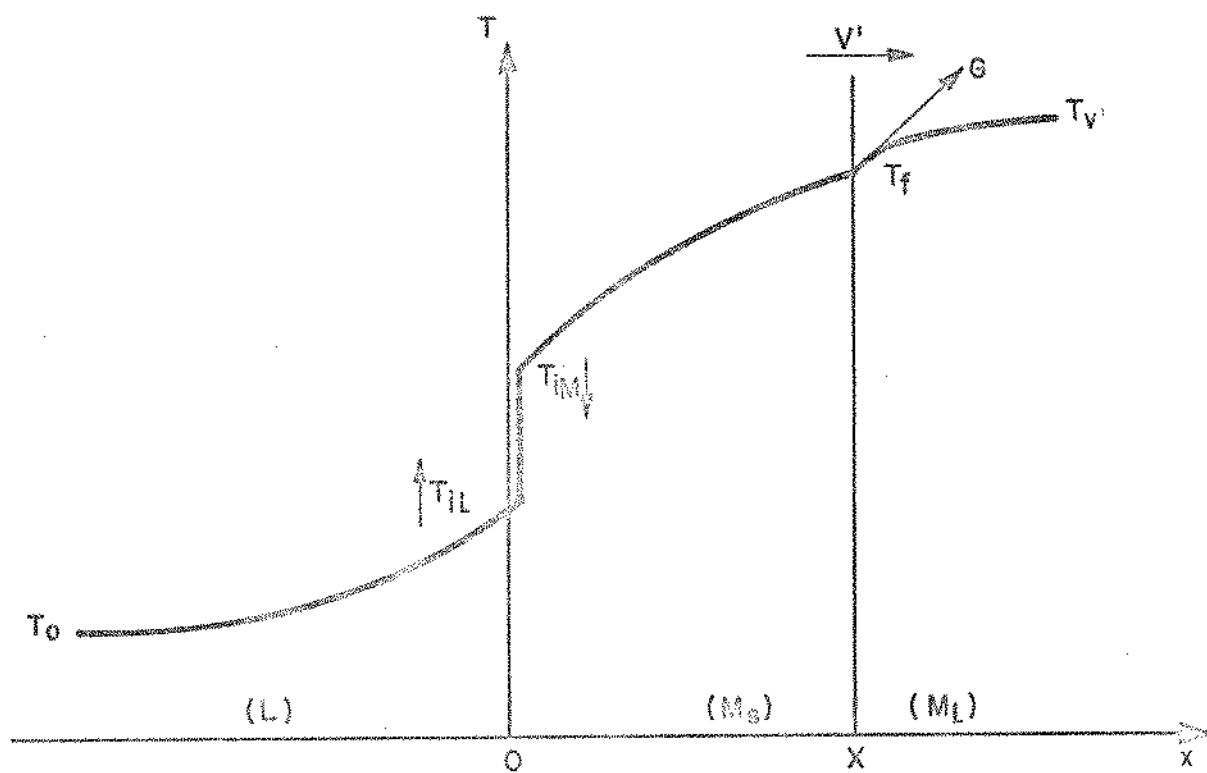
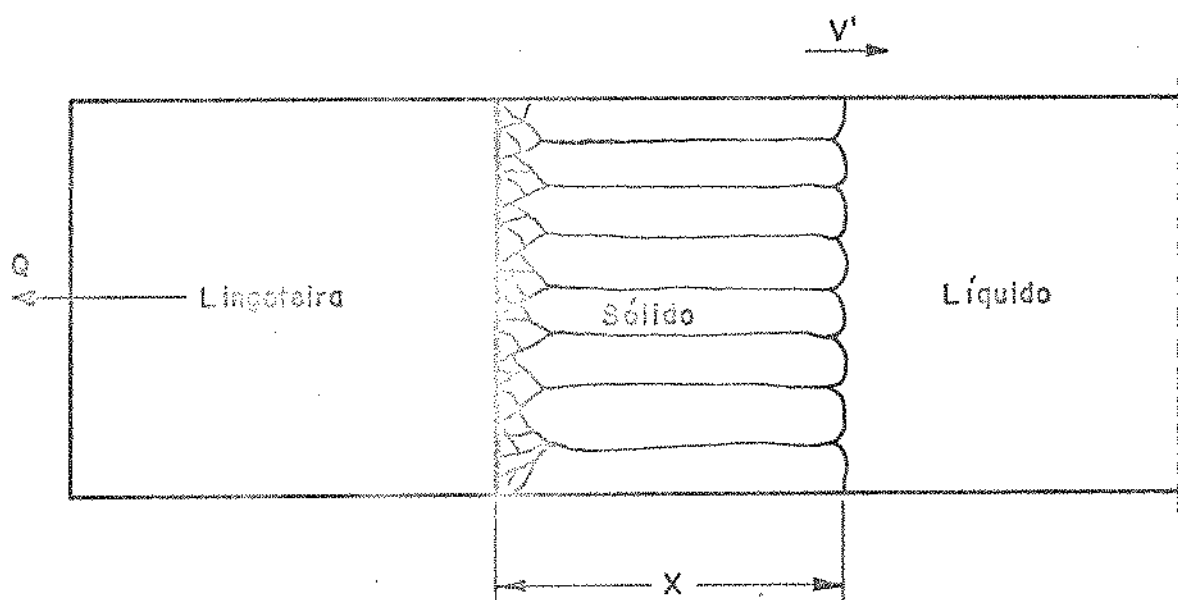


Figura I.11- Representação esquemática de um sistema metal/molde durante a solidificação, com o correspondente perfil térmico.

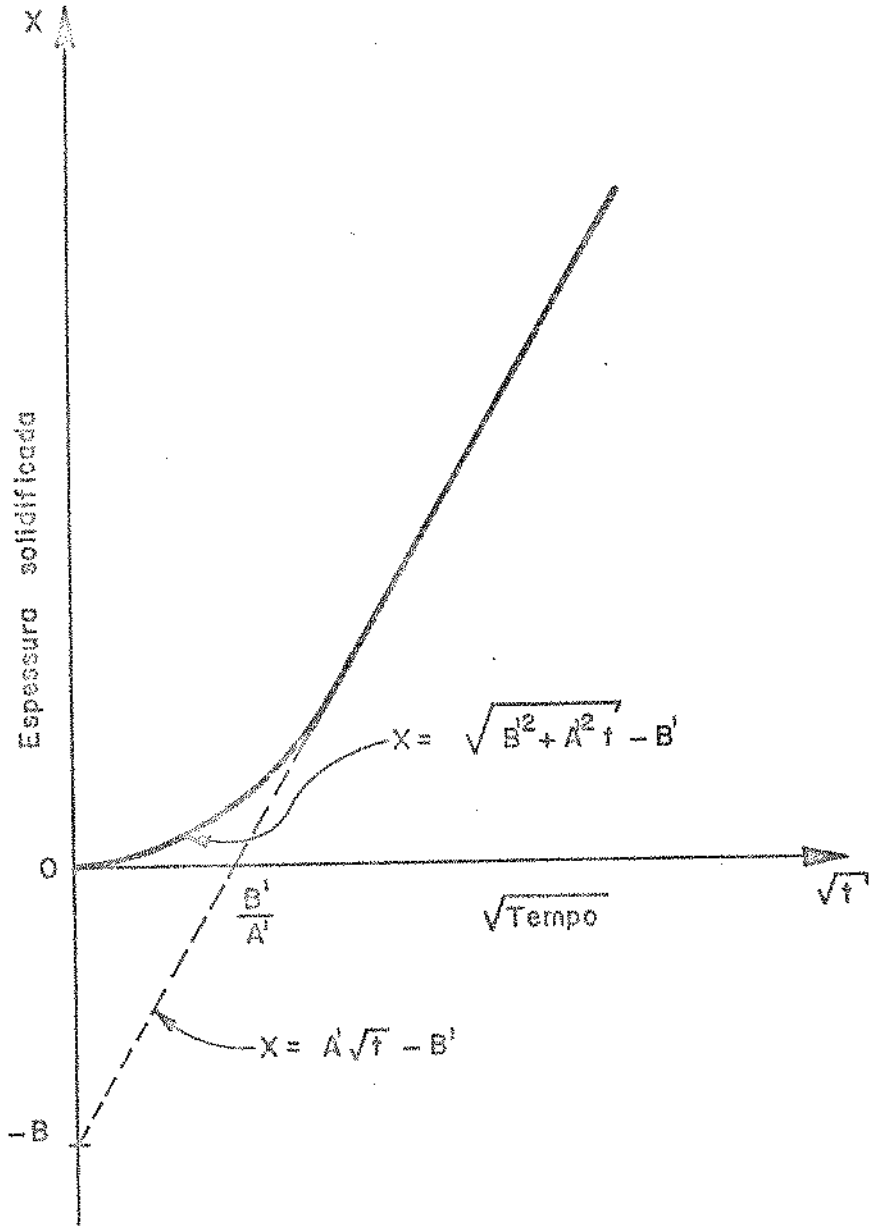


Figura I.12- Representação gráfica da cinética de solidificação pela equação empírica (6) ; note-se que tendem a coincidir a medida que a espessura solidificada aumenta.

$$\frac{t}{\alpha} \gg \left(\frac{\beta}{2\alpha} \right)^2 \quad (8)$$

ou seja, para :

$$t \gg \frac{\beta^2}{4\alpha} \quad (9)$$

a equação (7) pode ser representada por:

$$X \cong \sqrt{t/\alpha} - \left(\frac{\beta}{2\alpha} \right) \quad (10)$$

que coincide com a forma da equação (6) , se considerarmos:

$$A' = \left(\frac{1}{\sqrt{\alpha}} \right) \text{ e } B' = \left(\frac{\beta}{2\alpha} \right) \quad (11)$$

A representação gráfica da equação (7) está esquematizada na fig. 1.12.

A velocidade de avanço da interface sólido/líquido pode ser obtida derivando-se a equação (5) :

$$V' = \frac{dX}{dt} = \frac{1}{2\alpha X + \beta} \quad (12)$$

revelando que a velocidade de solidificação diminui à medida que a espessura solidificada aumenta, partindo de uma velocidade inicial (X = 0) :

$$V'_0 = \frac{1}{\beta} \quad (13)$$

que depende apenas do contato térmico entre metal e molde. Esta velocidade inicial pode ser controlada pela aplicação de recobrimentos ou pinturas na superfície interna do molde.

A representação gráfica da variação da velocidade de solidificação está esquematizada na fig. I.13.

I.3.b) Método de Gulyaev

Uma fórmula empírica, para estimativa do tempo total de solidificação de grandes lingotes ou peças fundidas de geometria simples, foi desenvolvida por Gulyaev [20]:

$$t_s \cong m'' \cdot f \cdot d'^2 \quad (\text{min}) \quad (14)$$

onde: d' = metade da dimensão principal (espessura ou diâmetro do sistema) (cm).

f = fator de forma (adimensional) que depende da geometria do sistema :

retangular : $f = 1,00$

cilindrica : $f = 0,76$

esférica : $f = 0,47$

m'' = fator que depende do metal e do molde , dados na Tabela - I.2, (min/cm²).

I.3.c) Método de Chvorinov

Outra fórmula empírica foi desenvolvida por Chvorinov, que se restringe a moldes de areia de geometria qualquer, relacionando o tempo total de solidificação de um lingote ou peça fundida em função da relação (volume) / (... área externa) do mesmo [21]:

$$t_s = \delta \left(\frac{V}{A} \right)^2 \quad (15)$$

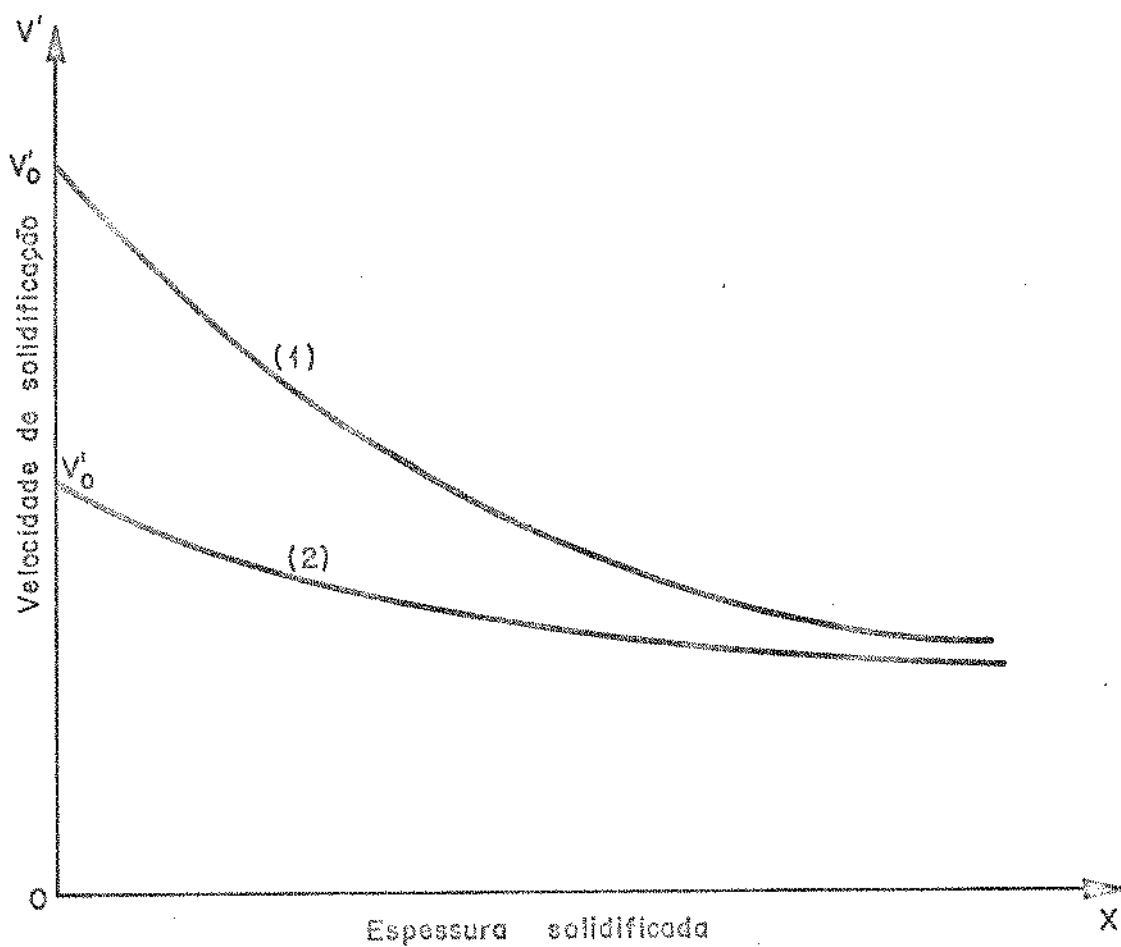


Figura I.13 - Representação gráfica do perfil de velocidade de solidificação para um mesmo sistema, sob duas condições de contato térmico na interface metal/molde: (1)- contato direto e (2)-contato através de uma pintura isolante.

T A B E L A I.2

Fatores empíricos do sistema
metal/molde, determinadas
por Gulyaev.

Liga	Molde	M
Latão	Areia	0,31
	Fe-fo	0,17
	Refrigerado	0,06
Alumínio	Areia	0,40
	Fe-fo	0,10
Aço-C	Areia	0,60
	Fe-Fo	0,15
Fe-fo	Areia	2,04
	Fe-fo	0,21
Fe-fo Maleável	Areia	0,82
	Fe-fo	0,25

onde δ é uma constante de proporcionalidade, determinada pela derivação da equação deduzida por Chvorinov.

$$\delta = \frac{\pi}{4} \left(\frac{H^* m}{a_s} \right) \quad (16)$$

I.4- OBJETIVOS DESTE TRABALHO

Neste trabalho busca-se estabelecer procedimentos que permitam a determinação de tempos de solidificação, assim como a sua relação com características estruturais, de lingotes de alumínio, para o que serão atingidos os seguintes objetivos:

I.4.a) Medir experimentalmente, por meio de curvas de esfriamento, o tempo de solidificação de lingotes de alumínio e liga alumínio-cobre com secções retangulares de diferentes proporções.

I.4.b) Verificar a existência de correlações - paramétricas entre a macroestrutura do lingote, o seu tempo de solidificação e as características operacionais do lingotamento.

I.4.c) Verificar a influência dos recobrimentos isolantes da superfície interna do molde no tempo de solidificação do lingote e na sua macroestrutura.

I.4.d) Verificar a aplicabilidade do método do modelo unidirecional para a predeterminação do tempo de solidificação do lingote.

I.4.e) Verificar a aplicabilidade do método de Gulyaev para a predeterminação do tempo de solidificação do lingote.

I.4.f) Verificar a aplicabilidade do método de Chvorinov para a predeterminação do tempo de solidificação do lingote.

C A P I T U L O I I

TECNICAS EXPERIMENTAIS

II.1. METODOLOGIA GERAL

Foram obtidos lingotes tipo placa , de alumínio comercialmente puro e liga Al-Cu, solidificados com diferentes espessuras. Os respectivos tempos de solidificação foram medidos por meio de curvas de esfriamento tomadas na região central de cada lingote.

O procedimento experimental, de acordo com a montagem mostrada nas figuras II.1 e II.2, pode ser resumido pela sequência abaixo :

- (a) ligou-se o forno e esperou-se que o mesmo atingisse a temperatura bem próxima do ponto de fusão do metal;
- (b) Carregou-se o forno com o cadinho contendo aproximadamente um terço da quantidade do metal a ser fundido.
- (c) Após a fusão desta quantidade foi adicionado o metal restante.
- (d) Após a fusão de todo metal devidamente superaquecido, retirou-se o cadinho do forno e, homogeneizou-se mecanicamente a temperatura do banho até que o mesmo atingisse a temperatura de vazamento desejada. Esta temperatura foi controlada por meio de um termopar de imersão ligado ao milivoltímetro calibrado.
- (e) Uma vez verificada a temperatura desejada procedeu-se o vazamento do metal líquido - na lingoteira de aço-doce, na qual se en

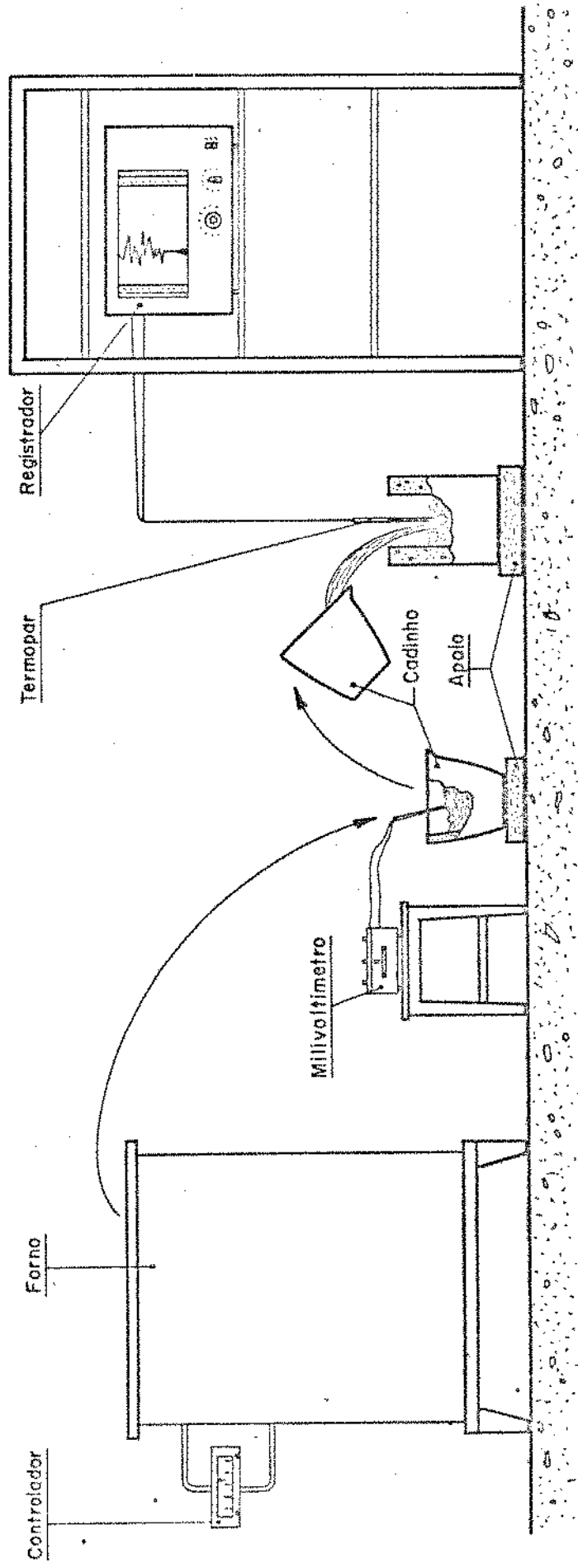


Figura II.1.- Esquema de montagem experimental do lingotamento dos metais.

contrava previamente colocado um termopar, conectado a um registrador, para o levantamento da curva de esfriamento.

- (f) Terminada a solidificação, foi feita a desmoldagem do lingote, conforme é mostrado - na figura II.3, e retirada para análise - posterior a curva de esfriamento registrada, conforme exemplo da figura II.4.
- (g) Após a desmoldagem e o esfriamento do lingote, procedeu-se ao corte longitudinal do mesmo, segundo a espessura, visando sua posterior macrografia, conforme exemplificado na figura II. 5.

II.2. METAIS E LIGAS UTILIZADOS

No trabalho experimental foram utilizados os seguintes metais e ligas:

- Alumínio com 99,85% de pureza
- Cobre com 99,99% de pureza
- Liga Alumínio- 4,5% cobre

A figura II.6 mostra o diagrama de equilíbrio da liga Alumínio-cobre [9]. A pesagem dos metais para - obtenção da liga foi feita em uma balança analítica, marca Sartorius, modelo 1100.

II.3. LINGOTEIRAS

Foram utilizadas 5 lingoteiras (figura II.7) de aço ABNT-1020 retiradas de chapas laminadas de espessuras: 25,4 mm e 50,8 mm. O volume útil foi de $160 \times 100 \times 50 \text{ mm}^3$.

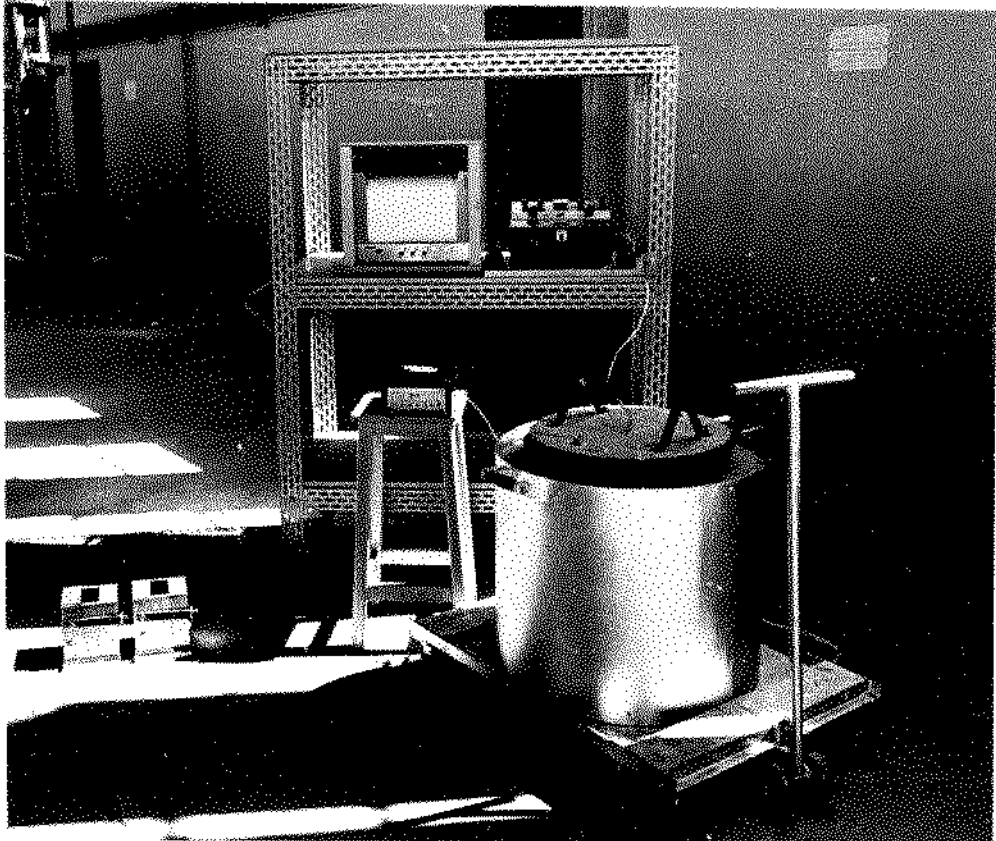


Figura II.2- Elementos da montagem experimental esquematizados na figura II.1

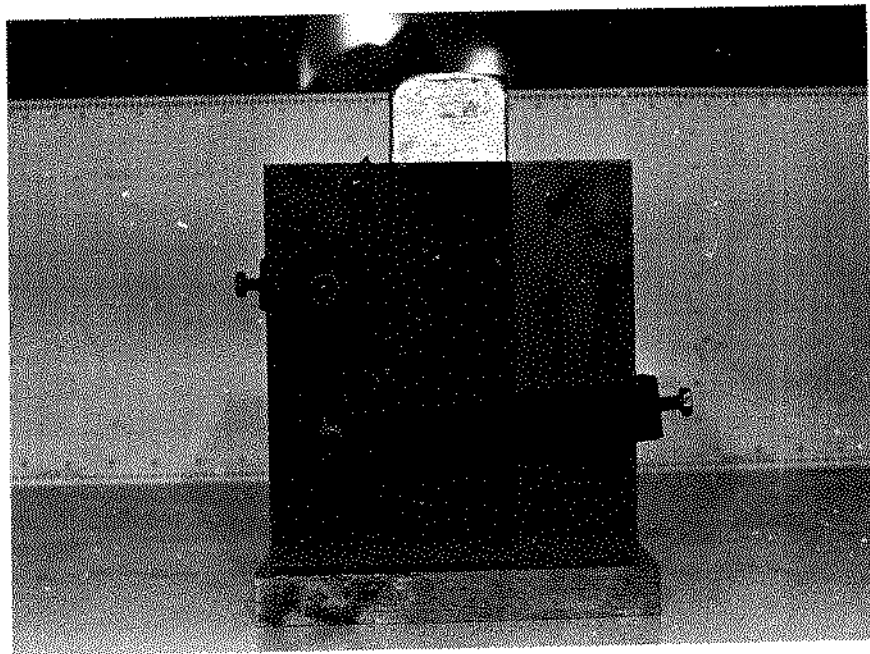
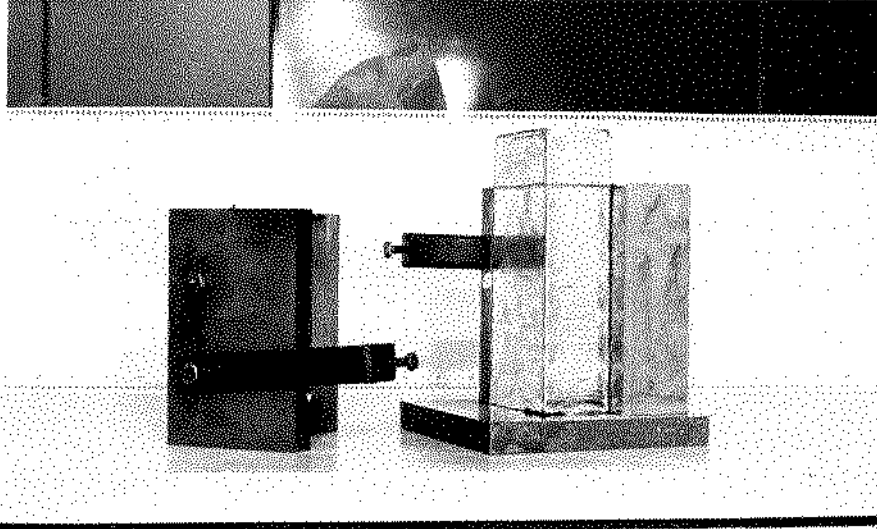
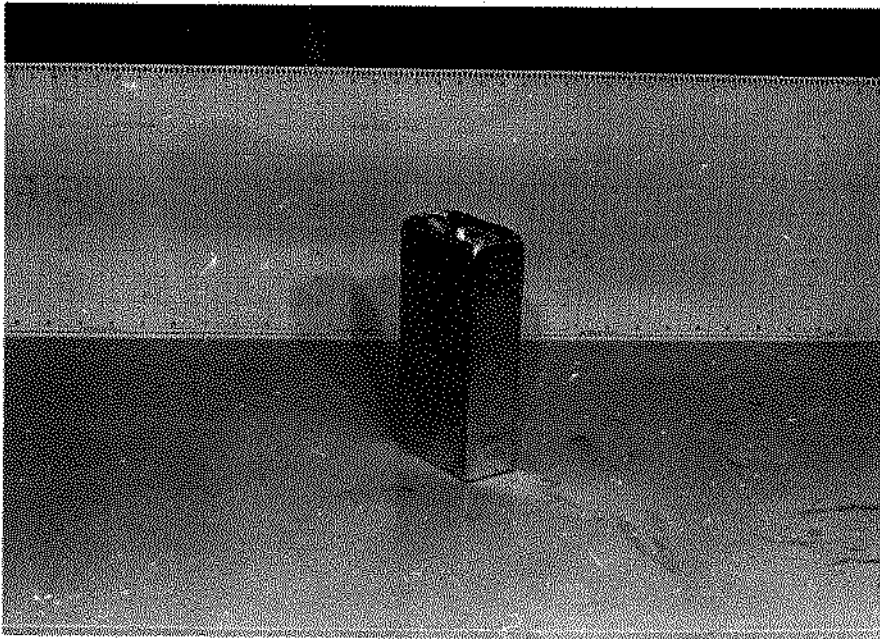


Figura II. 3a- Antes da desmoldagem

Nota: Lingotamento preliminar com "cabeça-
-quente".



II.3.b- Durante a desmoldagem



II.3.c- Lingote desmoldado

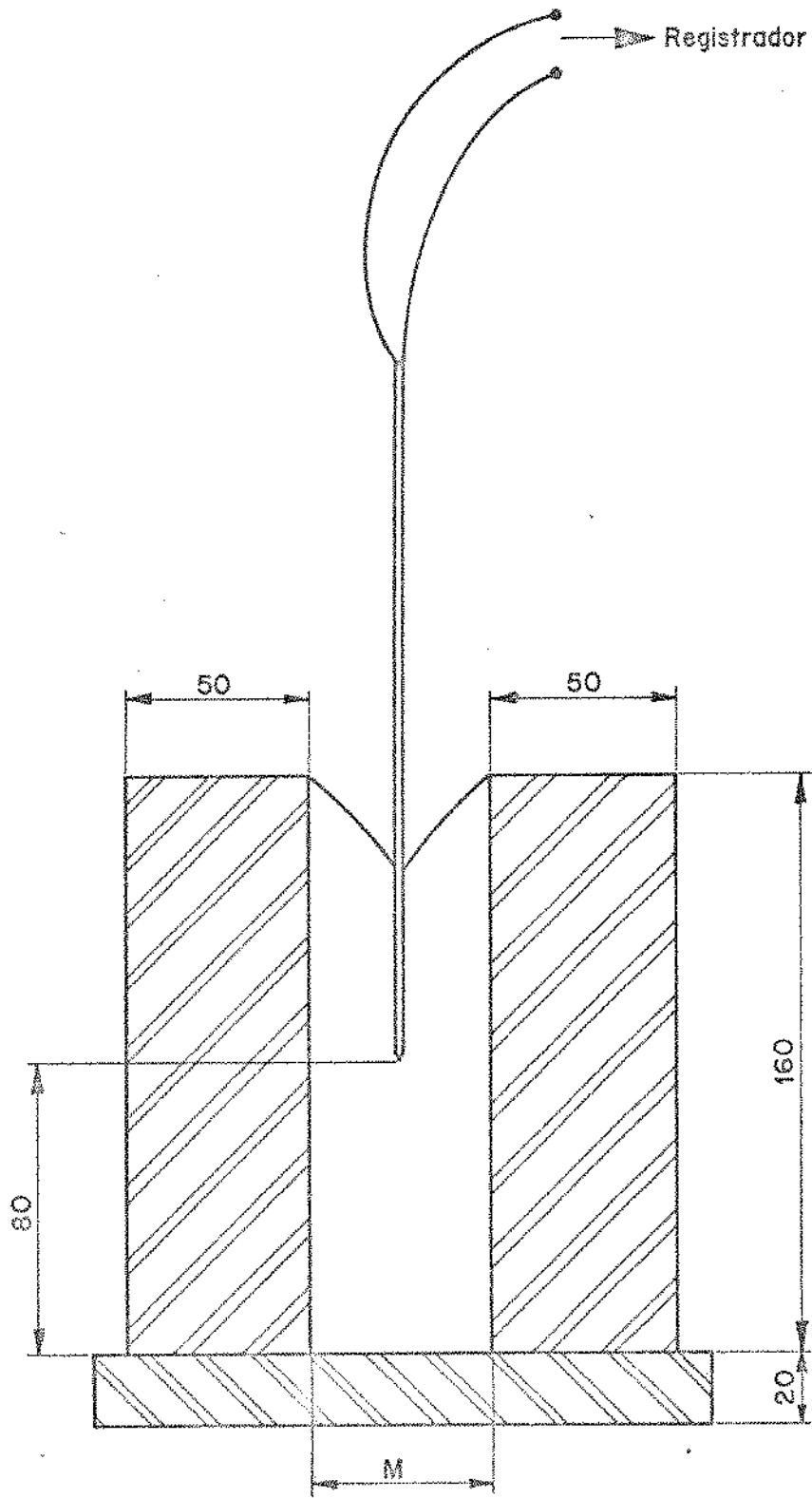


Figura II.4.a- . Esquema do posicionamento do termopar para registro da curva de esfriamento de um lingote com 50mm de espessura.

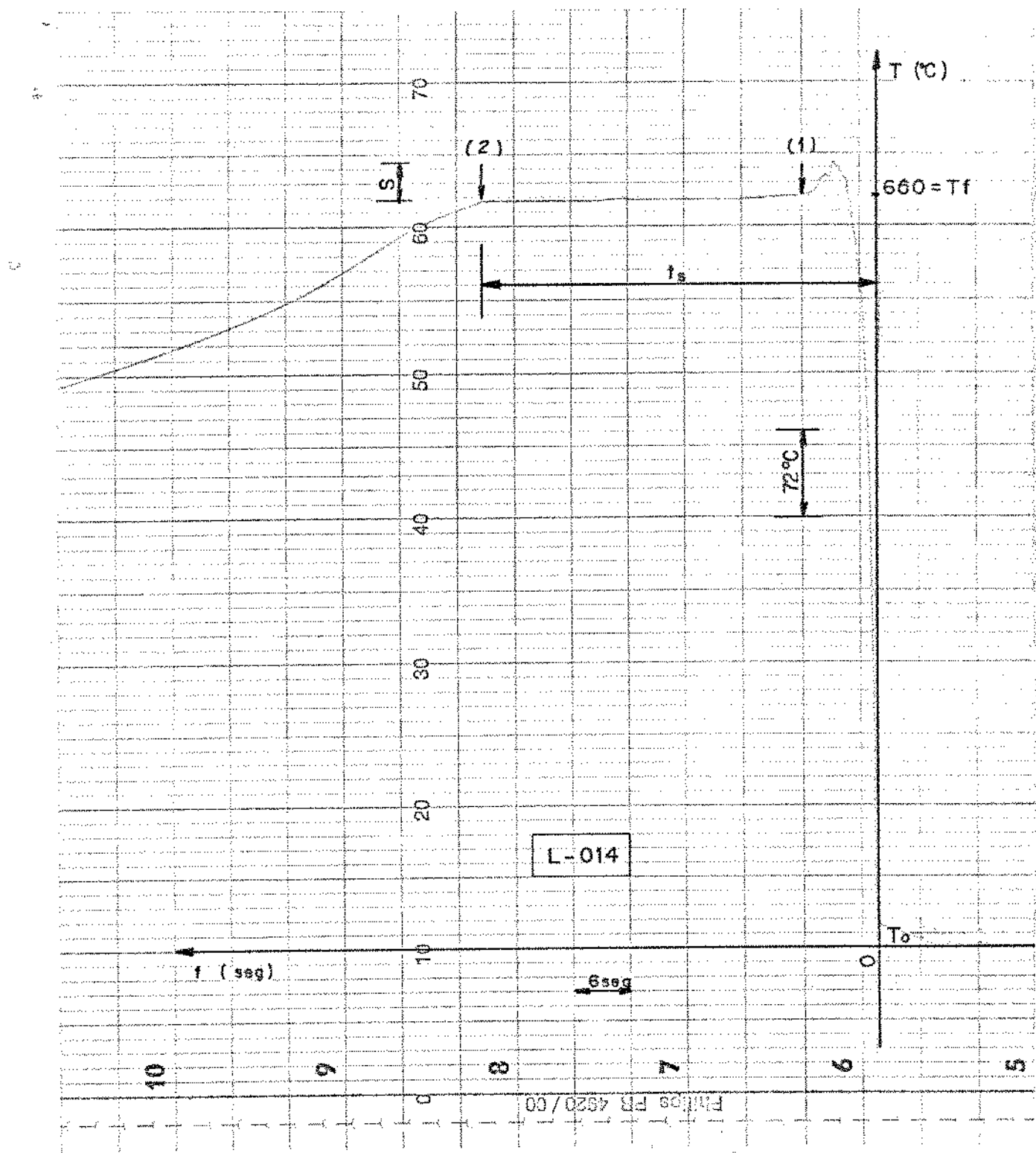
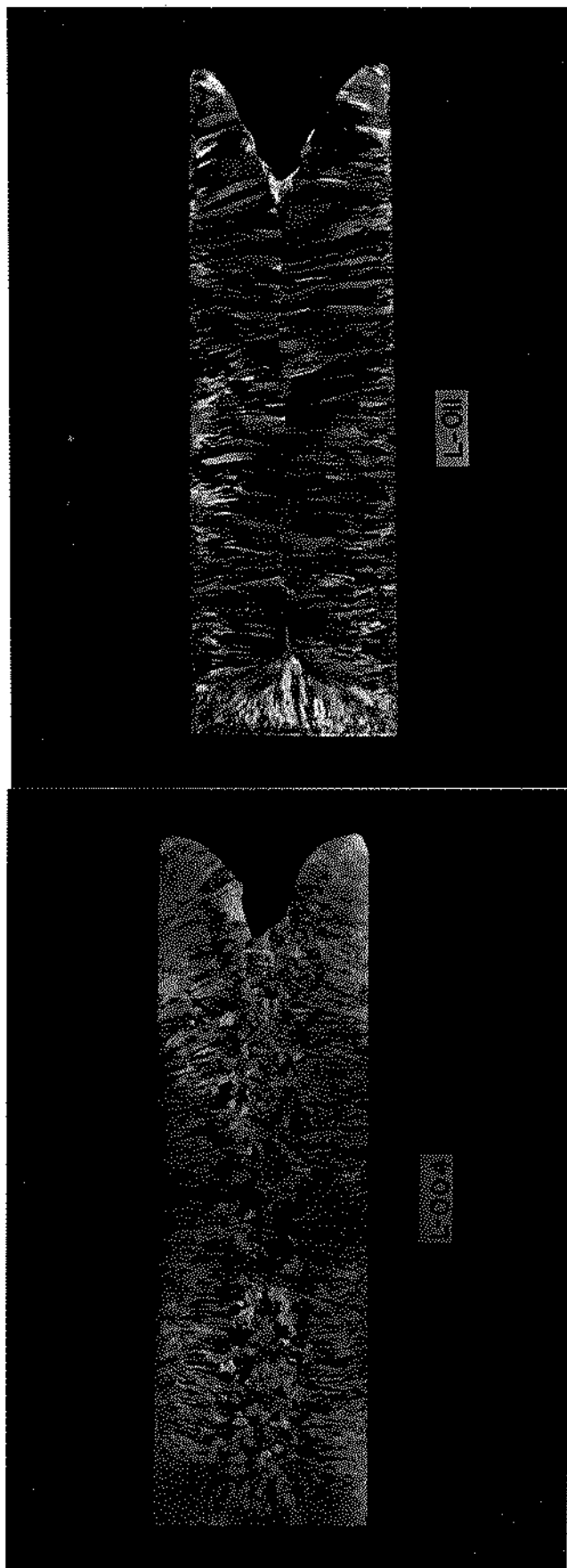


Figura II.4.b- Curva de esfriamento de um lingote de alumínio, com espessura de 50mm, solidificado em uma lingoteira polida.



(a)

(b)

Figura II.5- Macroestruturas de lingotes com 50mm de espessura
a) Alumínio comercialmente puro
b) Liga Alumínio- 4,5% cobre

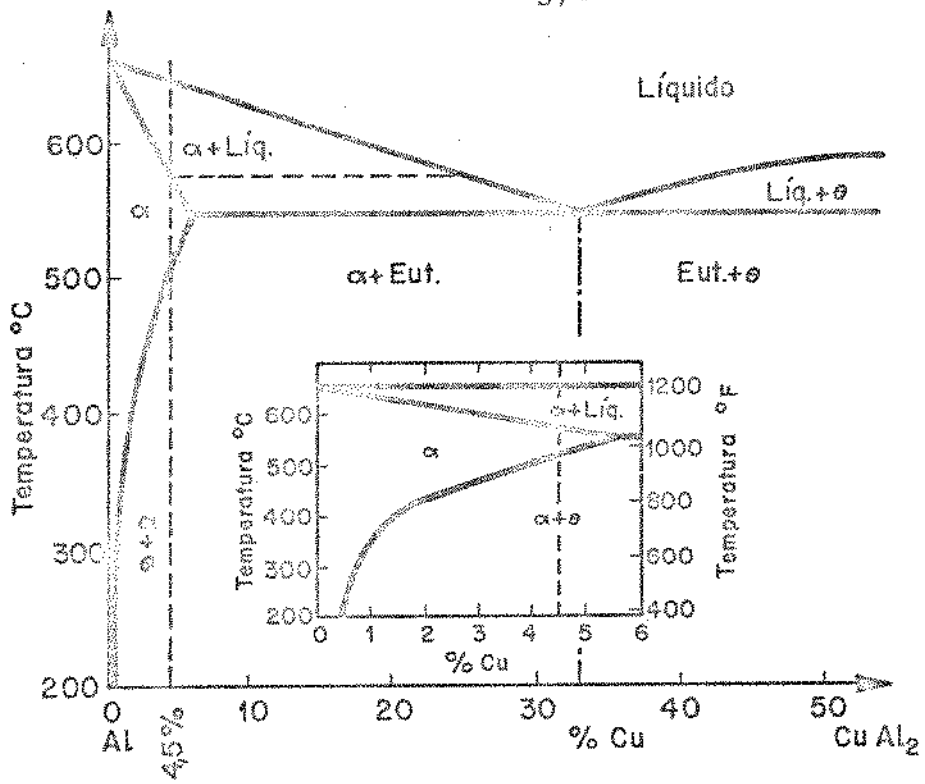


Figura II.6. Diagrama de equilibrio Al-Cu.

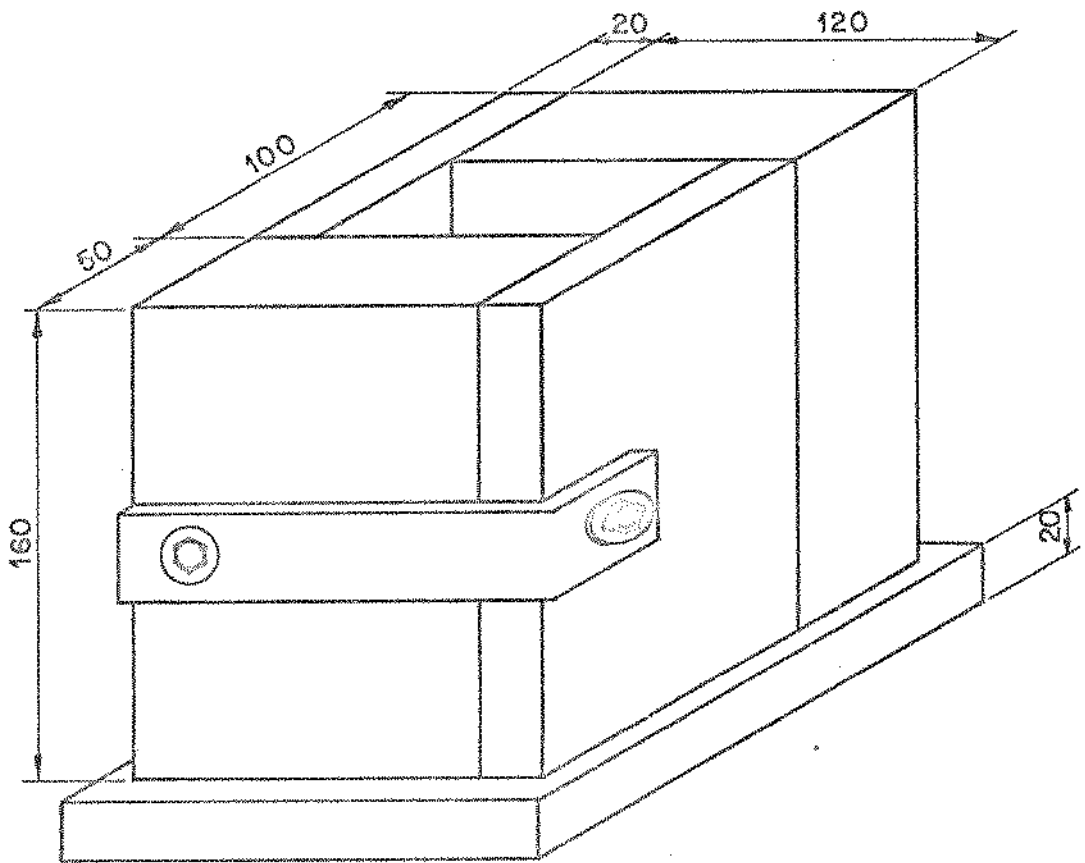


Figura II.7- Lingoteira de aço ABNT-1020 utilizada nos lingotamentos.

As faces internas tiveram o acabamento final de retífica.

II.4. RECOBRIMENTO DAS LINGOTEIRAS

Como recobrimento foi utilizada uma tinta isolante de fabricação Fosco, modelo Dycote-34, destinada à fundição de alumínio em coquilhas, por gravidade. A aplicação foi feita com a lingoteira aquecida (aproximadamente .. 150°C) e o recobrimento diluído em água sob pressão, como especificado pelo fabricante.

II.5. EQUIPAMENTOS DE FUSÃO E VAZAMENTO

Foram utilizados os seguintes equipamentos para a obtenção de lingotes:

- Um forno de resistência elétrica tipo cadinho, especialmente projetado e construído para este trabalho, com as seguintes especificações:

Potência	:	8 KW
Altura útil	:	350 mm
Diâmetro útil	:	300 mm
Resistência elétrica:		Kanthal DS ϕ 3,7 mm
Temperatura máxima	:	1.100°C

A este forno foi acoplado um regulador de temperatura marca Hartman & Braun, modelo Indim, 220V, com fundo de escala para 1.200°C.

- O metal foi fundido em cadinhos de carboneto de silício marca Macan-Ultra, da firma S.A. White-Martins, com os seguintes modelos:

MAC-13 : capacidade de 2,00 litros (4,6 Kg de alumínio puro)

MAC-20 : capacidade de 3,45 litros (7,9 Kg de alumínio puro)

II.6. TERMOMETRIA

As curvas de esfriamento dos lingotes foram obtidas em um registrador tempo-temperatura mono-canal, marca Philips, modelo PR 2500, com as especificações seguintes:

medida mínima	1 mV
medida máxima	250 mV
medidas com termopares	pode ser efetuada a medição - com ou sem junção fria.
temperatura de trabalho	20°C ± 250C
Velocidade do papel utilizada	6.000 mm/h
Fundo de escala utilizado	50 mV

A temperatura de vazamento foi controlada por um milivoltímetro potenciométrico, marca Leeds & Northrup, com faixa contínua de medição até 101 mV.

Os termopares utilizados para as medições de temperatura foram todos de ligas Chromel-Alumel, com as especificações seguintes:

- para medição preliminar : ϕ 3 mm
- para medição e registro : ϕ 1,5 mm
- ϕ 0,2 mm

II.7. METALOGRAFIA

Foram retirados corpos de prova da parte central dos lingotes, estando as faces dos mesmos situadas na linha média do comprimento (50mm), para obtenção das

croestruturas destes corpos de provas.

Os reagentes químicos utilizados foram:

- para Alumínio comercialmente puro :

Macro-ataque.....	HCl conc	64 ml
	HNO ₃ conc.	32 ml
	HF (40%)	4 ml

- para alumínio- 4,5% cobre :

Macro-ataque.....	HCl conc.	1,5 ml
	HNO ₃ conc.	2,5 ml
	HF (40%)	0,5 ml
	H ₂ O dist.	95 ml

C A P I T U L O III

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os tempos totais de solidificação obtidos e os dados experimentais podem ser agrupados em duas tabelas distintas, para alumínio comercial (tabela III.1) e para liga alumínio-cobre (tabela III.2)

TABELA III.1- Resultados experimentais para lingotes de alumínio comercial.

L	t _s seg.	M mm	S °C	T _v -T _f °C	CONDIÇÕES INTERNAS DA LINGOTEIRA -	(V/A) ² mm ²
011	27,0	50	56	-	P	227,5
013	37,5	50	48	-	P	-
014	41,4	50	28	-	P	-
015	46,2	50	80	-	P	226,9
024	54,6	50	148	-	R	-
101	37,2	50	48	100	P	226,1
102	37,2	50	4	40	P	227,5
103	58,8	50	60	100	R	226,1
104	58,8	50	24	40	R	227,8
105	49,2	50	24	100	R	227,2
106	57,0	50	0	40	R	226,1
121	68,4	60	16	40	R	281,6
122	56,4	60	10	40	P	281,0
123	16,2	30	16	40	P	115,4
124	26,4	30	16	40	R	115,8
126	36,6	40	24	40	R	174,0
127	40,8	40	32	40	R	171,6
129	11,4	20	16	40	P	62,9
131	27,6	40	26	40	P	171,6
132	15,9	20	24	40	R	62,6
133	7,2	20	5	40	P	62,9

NOTA : P : Polida ; R : Com Recobrimento.

TABELA III.2 - Resultados experimentais para lingotes de liga alumínio- 4,5% cobre.

L	t_s seg.	M mm	S °C	$T_V - T_f$ °C	CONDIÇÕES INTERNAS DA LINGOTEIRA
002	56,4	50	100	-	P
003	54,0	50	76	-	P
004	49,8	50	50	-	P
005	47,4	50	40	-	P
006	43,0	50	16	-	P
111	42,0	50	10	100	P
112	40,0	50	0	40	P
115	74,4	50	48	100	R
116	72,6	50	30	40	R

Nota: P: Polida ; R : com Recobrimento

III.1- Efeito da espessura do lingote no tempo total de solidificação e na macroestrutura

A variação do tempo total de solidificação de lingotes de alumínio comercial com a espessura é mostrada nas figuras III.1, III.2, III.3; III.4 e III.5.

Observou-se que o aumento do tempo de solidificação com o aumento da espessura fez com que a estrutura central dos lingotes passasse de grãos equiaxiais para grãos totalmente colunares. Por outro lado, na base do lingote verificou-se uma maior tendência de formação de grãos equiaxiais com o aumento da espessura, devido provavelmente à nucleação de grãos por meio de pequenas partículas já solidificadas, trazidas pelo movimento convectivo; este movimento convectivo

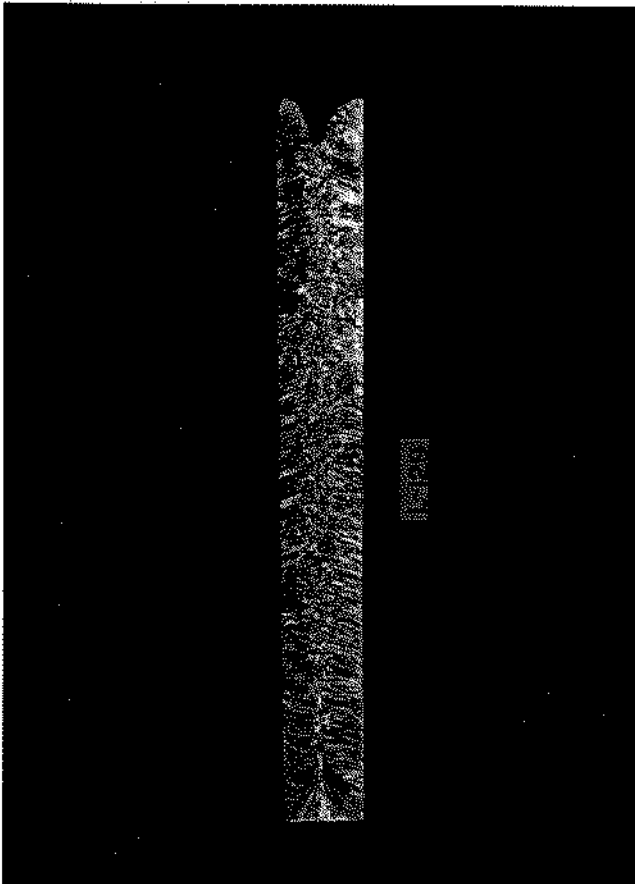


Figura III.1-

Macroestrutura de um lingote de alumínio comercialmente puro, com espessura de - 20mm, solidificado em lingoteira com paredes polidas.

$$t_s = 11,4 \text{ seg}$$

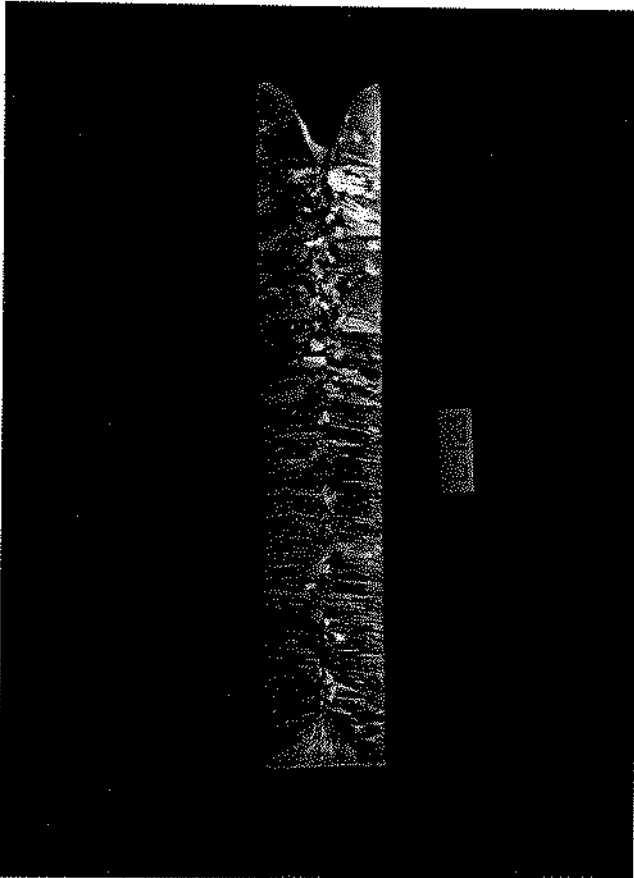


Figura III.2-

Macroestrutura de um lingote de alumínio-comercialmente puro-com espessura de 30mm, solidificado - em lingoteira com paredes polidas.

$$t_s = 16,2 \text{ seg}$$



Figura III.3-

Macroestrutura de um lingote de alumínio comercialmente puro com espessura de 40mm, solidificado - em lingoteira com paredes polidas.

$$t_s = 27,6 \text{ seg}$$

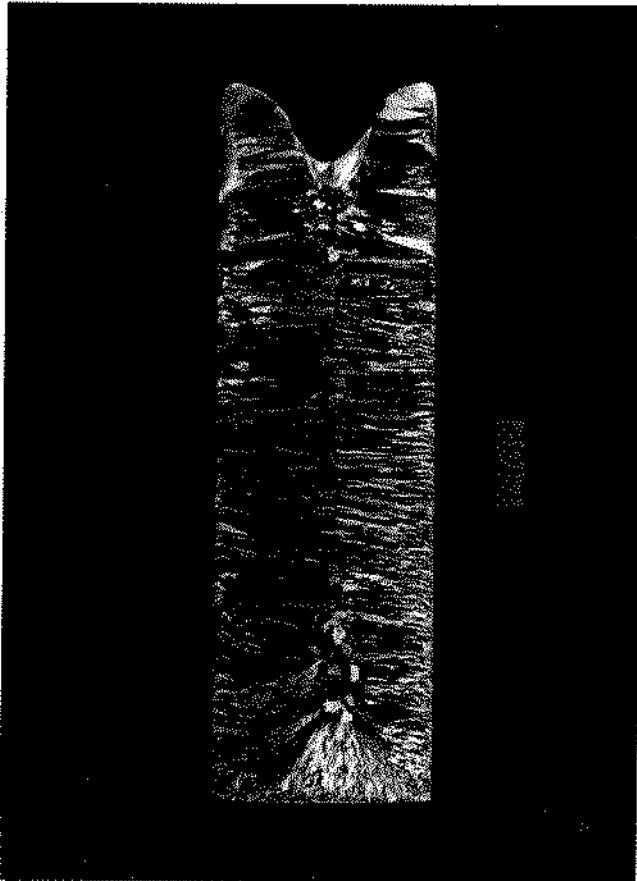


Figura III.4-

Macroestrutura de um lingote de alumínio comercialmente puro com espessura de 50mm, solidificado em lingoteira com paredes polidas.

$$t_s = 37,2 \text{ seg}$$

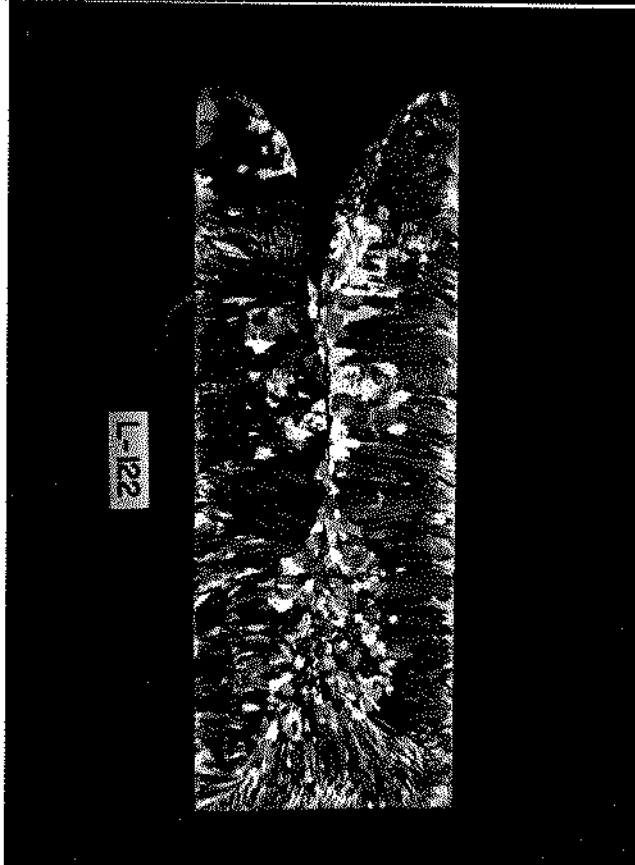


Figura III.5-

Macroestrutura de um lingote de alumínio comercialmente puro com espessura de 60mm, solidificado em lingoteira com paredes polidas.

$$t_s = 56,4 \text{ seg}$$

é mais acentuado em volumes que facilitam a maior movimentação do líquido dentro da lingoteira [2].

A figura III.6 mostra um gráfico da variação do tempo total de solidificação do lingote com a respectiva espessura, com os dados retirados das figuras III.1 , III.2 , III.3, III.4 e III.5.

III.2 - Efeito da adição de elemento de liga no tempo total de solidificação e na macroestrutura.

As figuras III.7 e III.8 mostram o efeito da adição de cobre no alumínio comercial.

Observa-se que, além de aumentar o tempo de solidificação, a adição de cobre no alumínio provoca uma alteração da macroestrutura, ou seja, provoca o aparecimento da zona equiaxial central e um conseqüente bloqueio da zona colunar [8].

Outro fato a ser notado é que o aparecimento da zona equiaxial central no lingote de Al-Cu distribui a contração volumétrica, verificando-se um maior rechupe no lingote sem elemento de liga e um conseqüente aumento das macroporosidades no lingote com elemento de liga [10].

III.3 - Efeito do superaquecimento no tempo total de solidificação e na macroestrutura

A variação do tempo total de solidificação de lingotes de alumínio comercial com o superaquecimento é mostrada nas figuras III.9 e III.10 .

A figura III.11 mostra a variação do tempo total de solidificação de lingotes de liga alumínio-cobre com o superaquecimento.

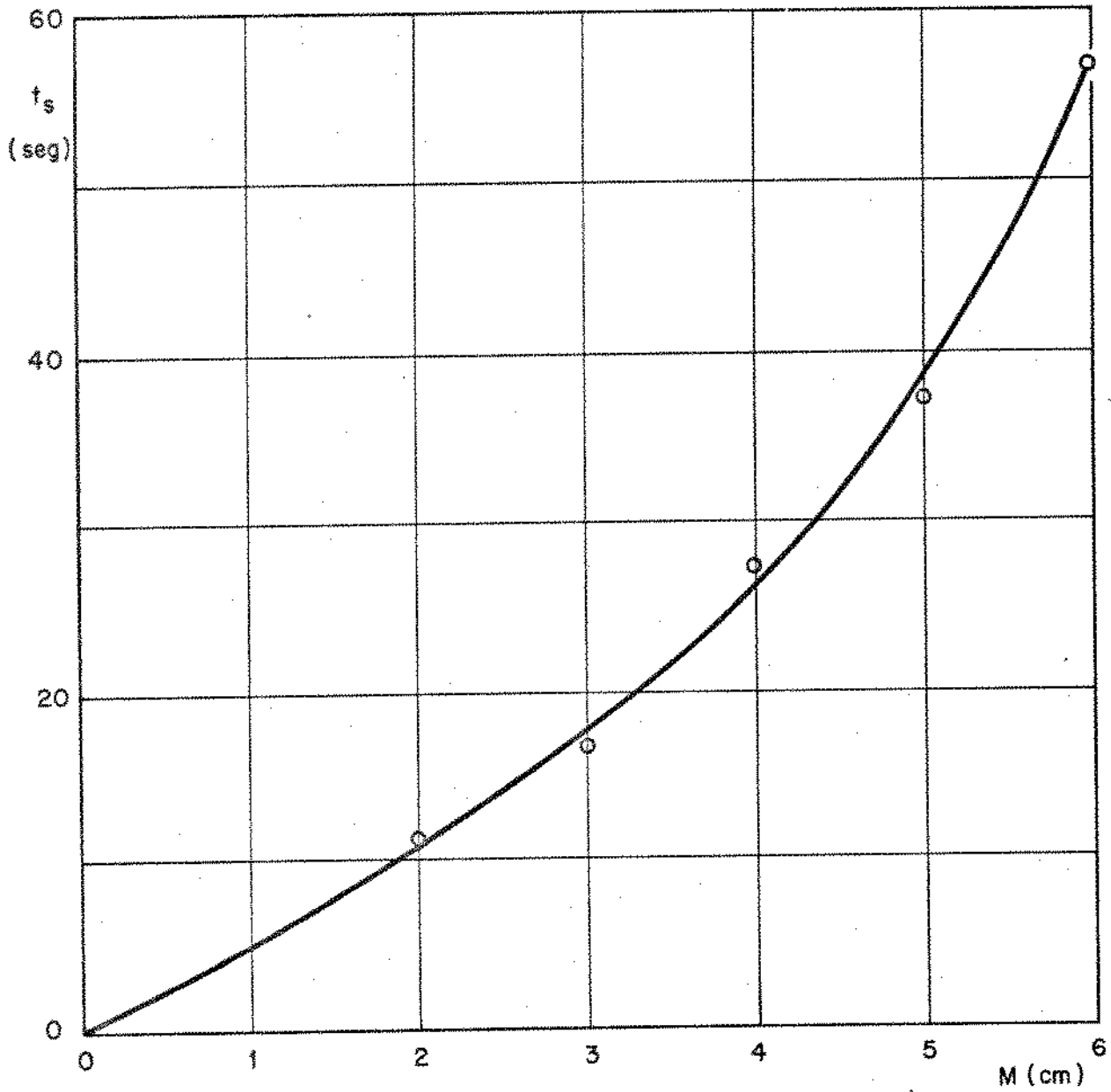


Figura III.6 - Gráfico mostrando a variação do tempo de solidificação do lingote com a espessura respectiva referentes às Figuras III.1, III.2, III.3, III.4 e III.5.

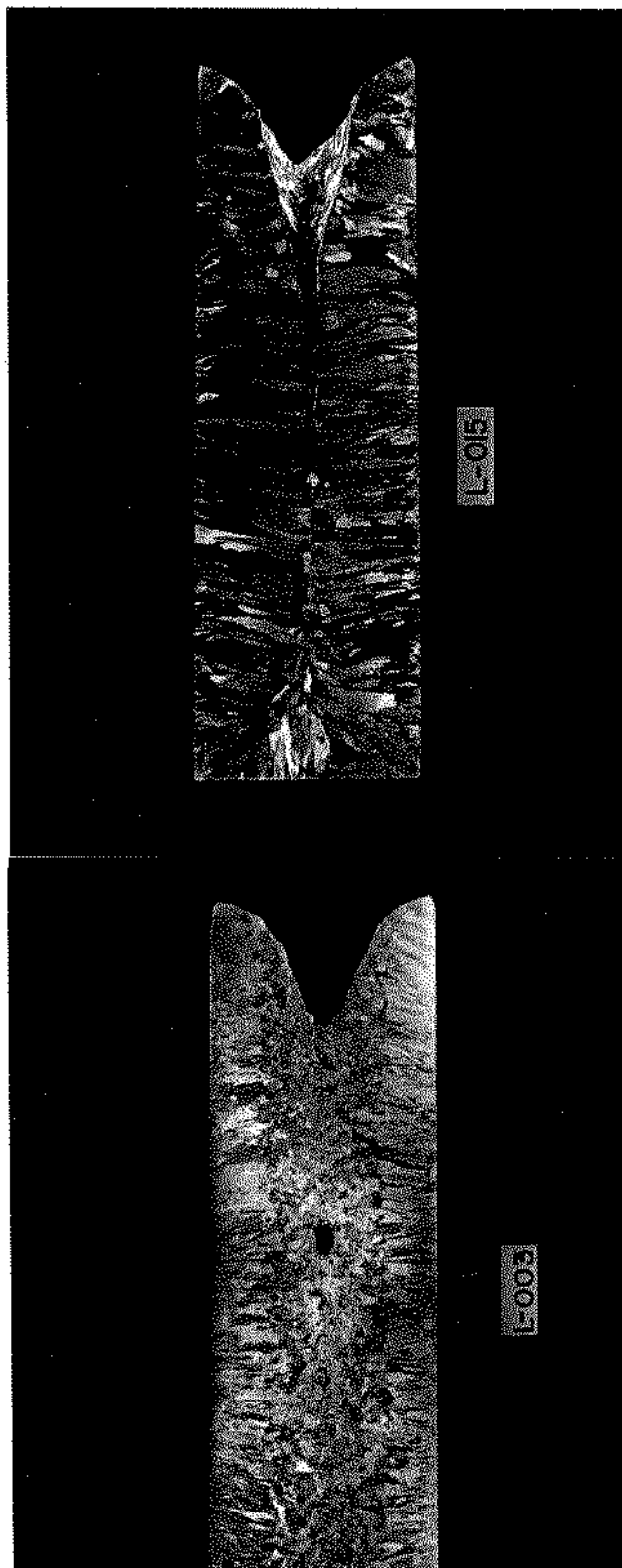


Figura III.7-

Macroestrutura de lingote de alumínio comercialmente puro com espessura 50mm, solidificado em lingoteira com paredes polidas.

$$t_s = 46,2 \text{ seg}$$

Figura III.8-

Macroestrutura de lingote de liga Al-Cu-4,5% de cobre com espessura 50mm, solidificado em lingoteira com paredes polidas.

$$t_s = 54,0 \text{ seg}$$

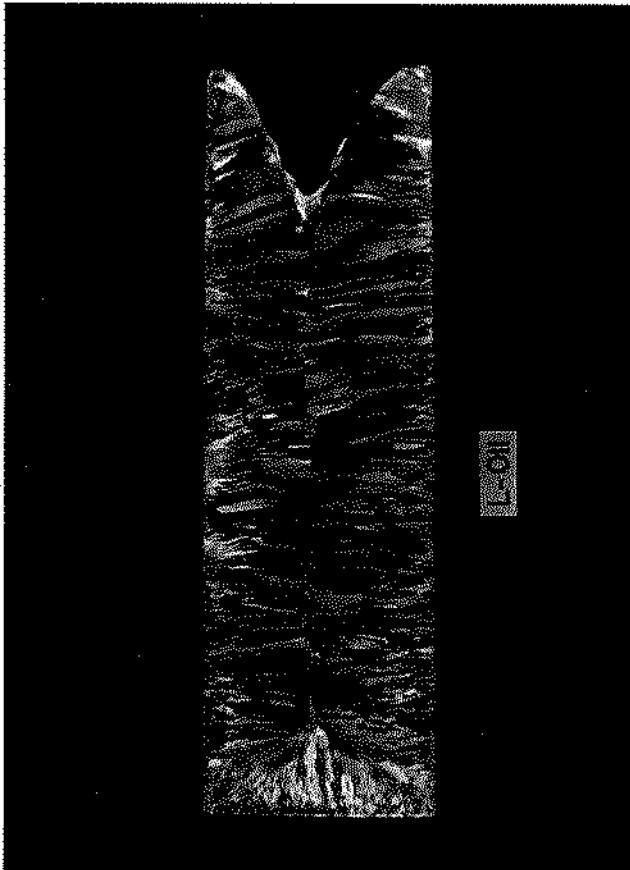


Figura III.9-

Macroestrutura de um lingote de alumínio comercialmente puro com espessura de 50mm, solidificado em lingoteira com paredes polidas.

$$s = 56 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

$$t_s = 27,0 \text{ seg}$$



Figura III.10-

Macroestrutura de um lingote de alumínio comercialmente puro com espessura de 50mm, solidificado em lingoteira com paredes polidas.

$$s = 80 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

$$t_s = 46,2 \text{ seg}$$

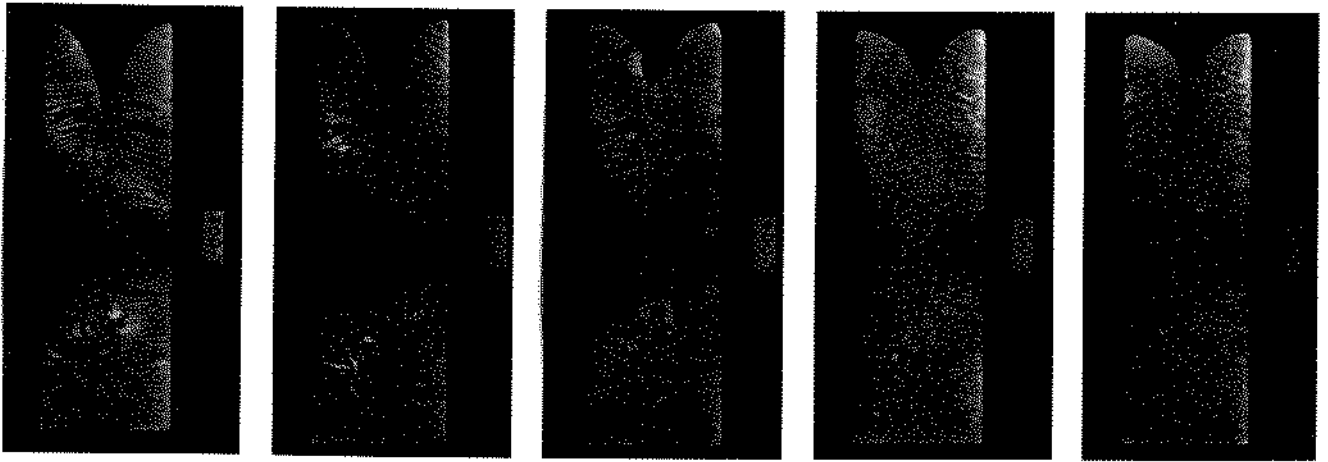


Figura III.11- Macroestrutura de lingotes de liga Al-Cu com espessuras de 50mm, solidificadas em lingoteiras com paredes polidas.

L- 002	—	S = 100°C	t _S = 56,4 seg
L- 003	—	S = 76°C	t _S = 54,0 seg
L- 004	—	S = 50°C	t _S = 49,8 seg
L- 005	—	S = 40°C	t _S = 47,4 seg
L- 006	—	S = 16°C	t _S = 43,0 seg

A figura III.12 mostra a variação do tempo total de solidificação de lingotes de liga Al-Cu com o superaquecimento e com profundidade do rechupe.

Observa-se que sendo maior o superaquecimento, maior será o tempo para a sua eliminação e conseqüentemente maior o tempo total de solidificação.

Para alumínio comercial puro o rechupe é localizado. Como não existe condições de nuclear grãos no centro do lingote, a estrutura colunar é predominante não dando condições de se formar as macroporosidades. Mas, mesmo sem se ter rechupe mais distribuído (formação de macroporosidades), o rechupe localizado é maior para maiores superaquecimentos.

Para liga Al-Cu ocorre fato semelhante, com a diferença que neste caso se tem condições de formação da estrutura equiaxial central e um conseqüente aparecimento das macroporosidades. Ainda com liga Al-Cu, além do aumento do rechupe com o superaquecimento, a mudança de estrutura é visivelmente notada. Passou-se de uma estrutura quase totalmente colunar para outra acentuadamente equiaxial quando se diminui o superaquecimento. Ocorre uma diminuição no tamanho médio dos grãos, tanto na região equiaxial quanto na colunar. Quando se tem alto superaquecimento, o metal no centro do lingote permanece mais tempo líquido, refundindo os grãos que são nucleados na frente de solidificação [6]. Daí o fato de se ter maior região de estrutura colunar.

III.4 - Efeito do recobrimento das paredes internas da lingoteira no tempo total de solidificação e na macroestrutura.

A variação do tempo total de solidificação de lingotes de alumínio comercial com a aplicação de recobrimentos nas paredes internas da lingoteira é mostrada nas figuras III.13 e III.14. As figuras III.15 e III.16 mostram, além do aumento do tempo de solidificação, a mudança de estrutura devido à aplicação de recobrimento em lingotes de liga Al-Cu.

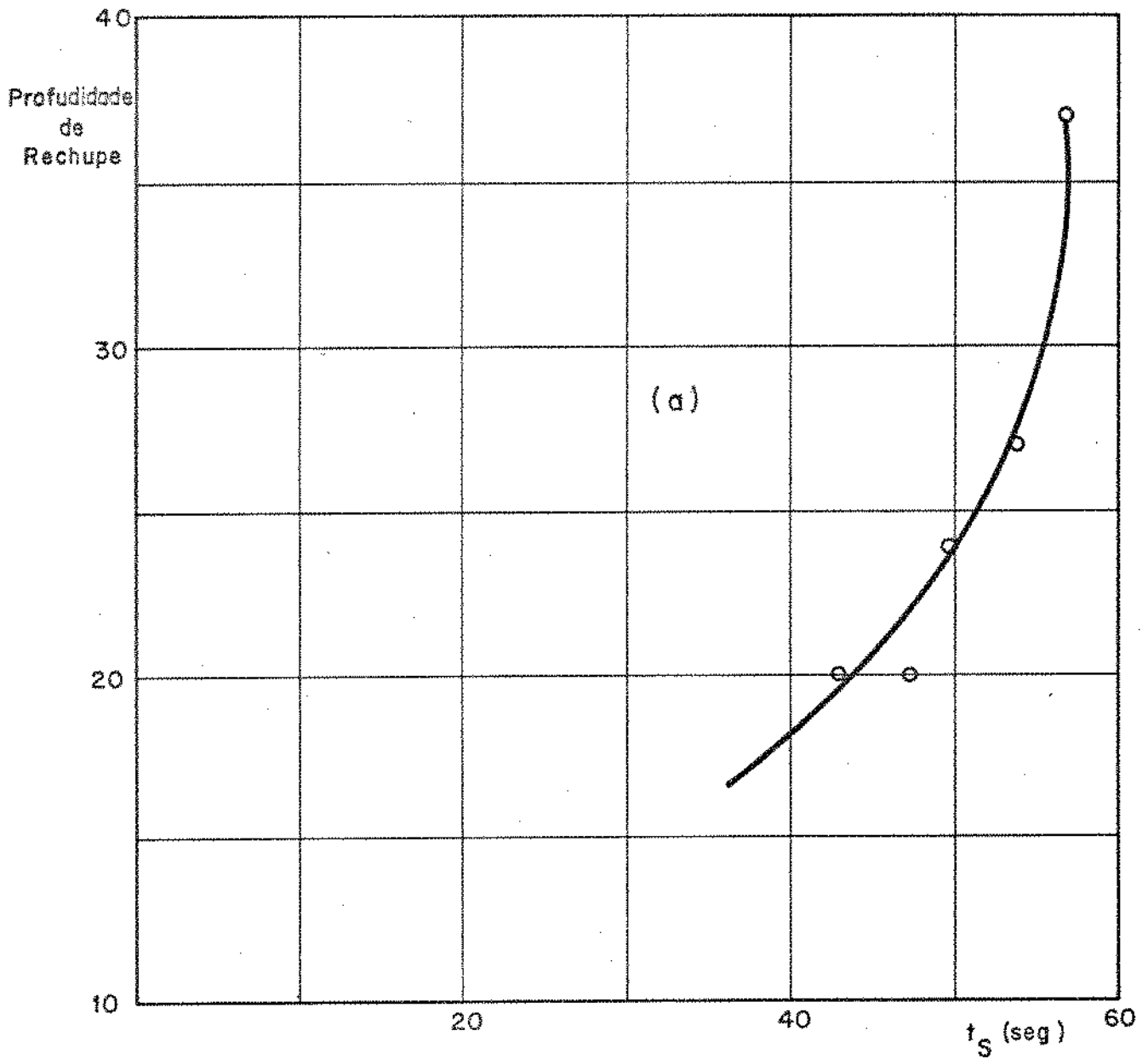


Figura III.12 a- Variação do tempo de solidificação com (a) Profundidade do rechupe.

NOTA: Gráficos correspondentes a lingotes de Al-Cu da figura III.11.

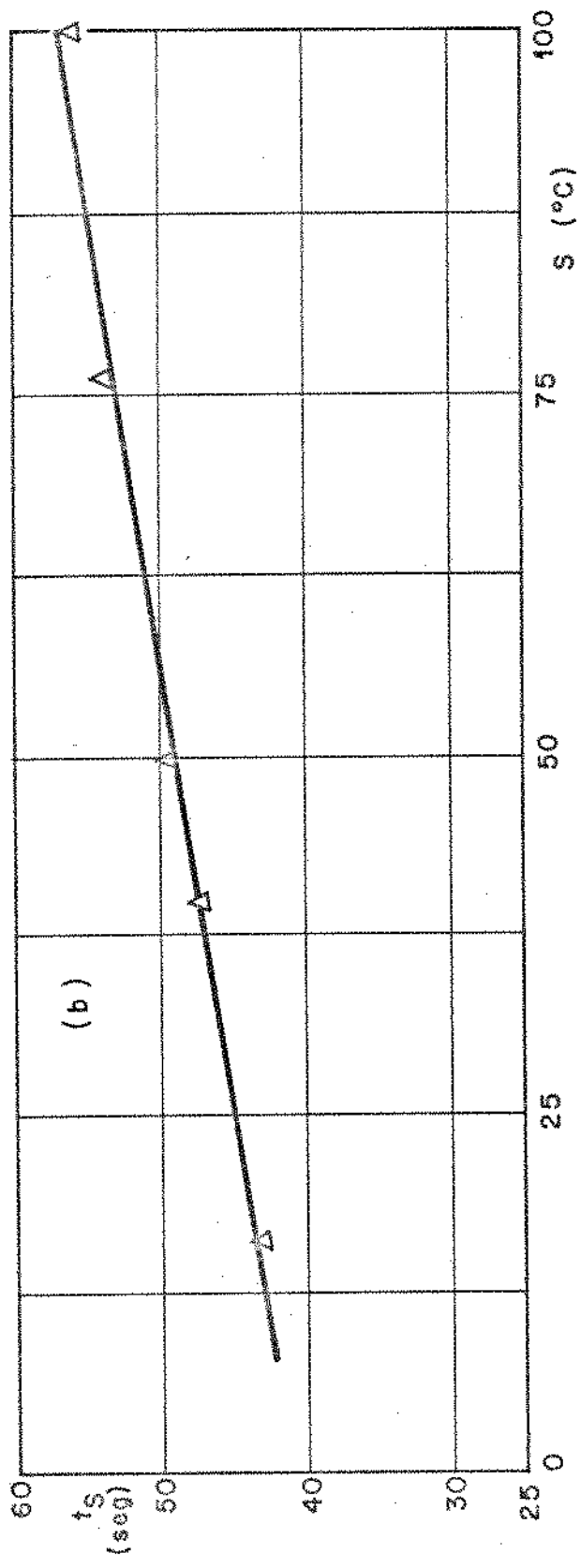


Figura III.12 b- Variação do tempo de solidificação com (b) superaquecimento
NOTA: Gráficos correspondentes a lingo- tes de Al-Cu da figura III.11.

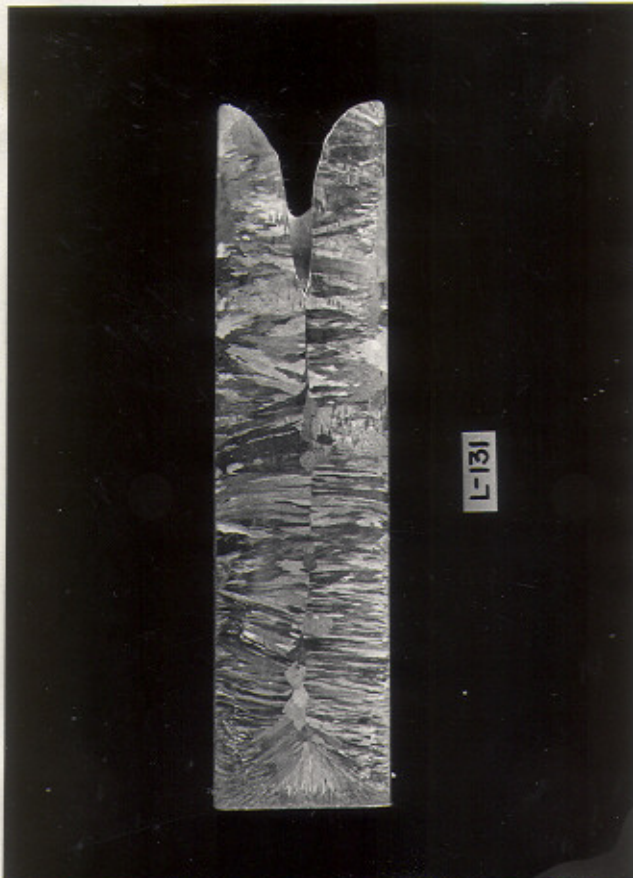


Figura III.13-

Macroestrutura de um lingote de alumínio comercialmente puro com espessura de 40mm, solidificado - em lingoteira com paredes polidas.

$$t_s = 27,6 \text{ seg}$$

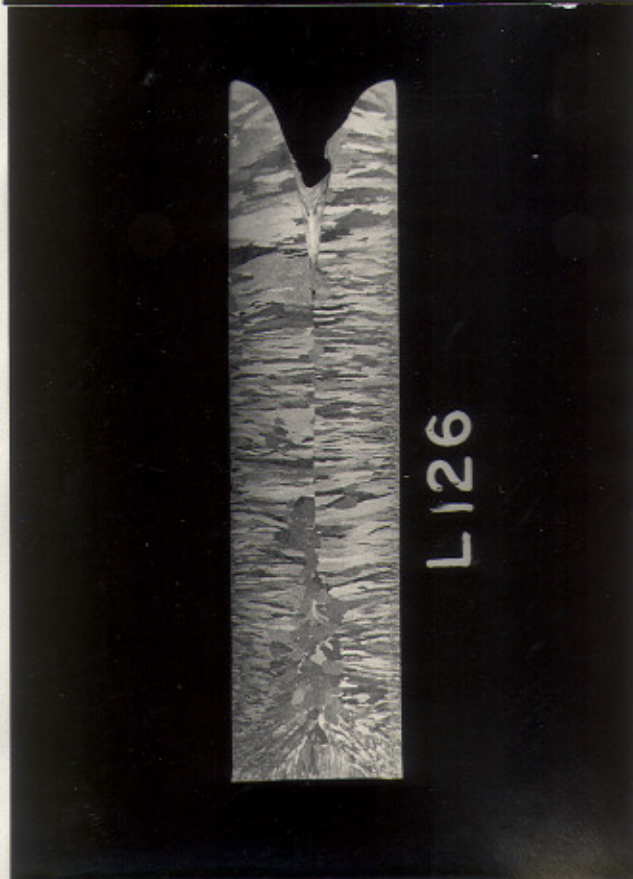


Figura III.14-

Macroestrutura de um lingote de alumínio-comercialmente puro com espessura de 40mm, solidificado - em lingoteira com pa redes recobertas.

$$t_s = 36,6 \text{ seg}$$

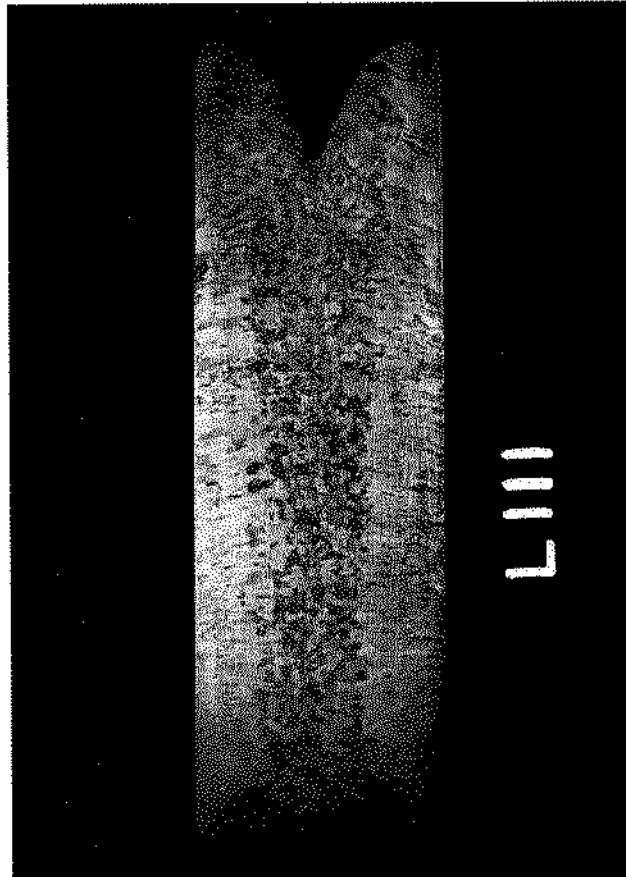


Figura III.15-
Macroestrutura de um
lingote de liga.....
Al-Cu, com espessura
de 50mm, solidifica
do em lingoteira com
paredes polidas

$t_s \approx 42,0$ seg

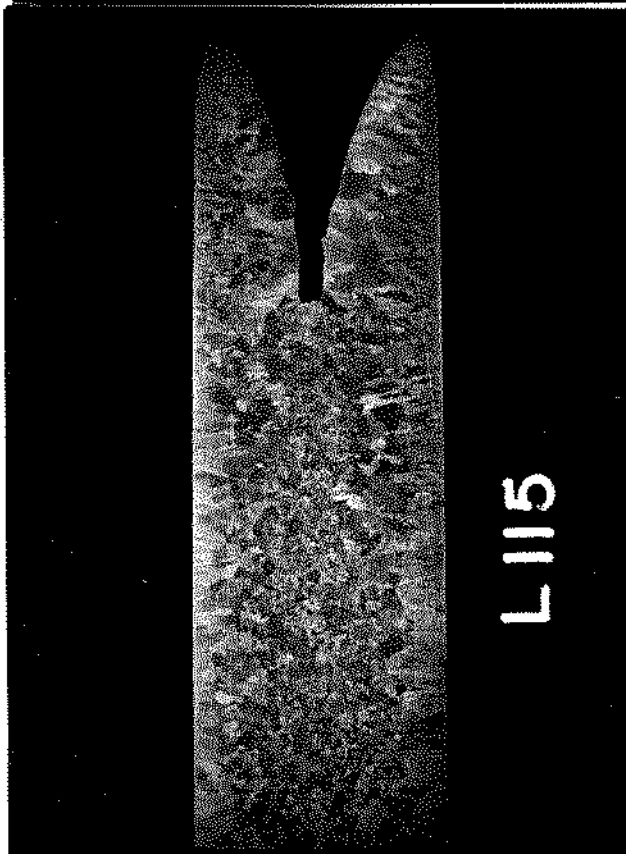


Figura III.16-
Macroestrutura de um
lingote de liga
Al-Cu, com espessura
de 50mm, solidifica
do em lingoteira com
paredes recobertas.

$t_s = 74,4$ seg

Normalmente os recobrimentos aplicados as paredes internas da lingoteira tem a finalidade de isolar a mesma do metal líquido vazado, protegendo as paredes e prolongando a vida útil da lingoteira. Ou ainda, evitar a pega (soldagem pontual) do metal com a lingoteira, para facilitar a desmoldagem. Entretanto, além destes efeitos citados, os recobrimentos provocam uma série de outras consequências que em determinados casos podem ser até prejudiciais às qualidades metalúrgicas do lingote obtido [18]. Pode, por exemplo, prejudicar o acabamento superficial dos lingotes, além de aumentar sensivelmente o tempo de solidificação, trazendo com isto uma alteração na estrutura que pode não ser desejável. É necessário também tomar muito cuidado com a utilização de recobrimentos isolantes, pois, sendo eles granulados, pode ocorrer o desgarramento das paredes e uma consequente interferência na formação da estrutura, através da nucleação de grãos em pontos localizados.

A figura III.17 mostra um gráfico do efeito da aplicação de recobrimento no tempo de solidificação variando a espessura do lingote. Este gráfico mostra que o efeito do recobrimento é muito mais importante em pequenas espessuras. O aumento da espessura faz diminuir a influência do recobrimento no tempo total de solidificação.

III. 5- Comparação dos Resultados Obtidos com o Modelo Unidirecional para Determinação do tempo de Solidificação.

As figuras III.18 e III.19 mostram a comparação entre os resultados obtidos experimentalmente e as curvas teóricas provenientes do Modelo Unidirecional desenvolvido no Apêndice-2 e dos dados do Apêndice-3 [17]:

A figura III.20 mostra que é possível a representação dos pontos experimentais através de parábolas semelhantes às previstas pelo modelo Unidirecional.

$$\frac{t_{s1}^* - t_{s2}^*}{t_{s2}^*}$$

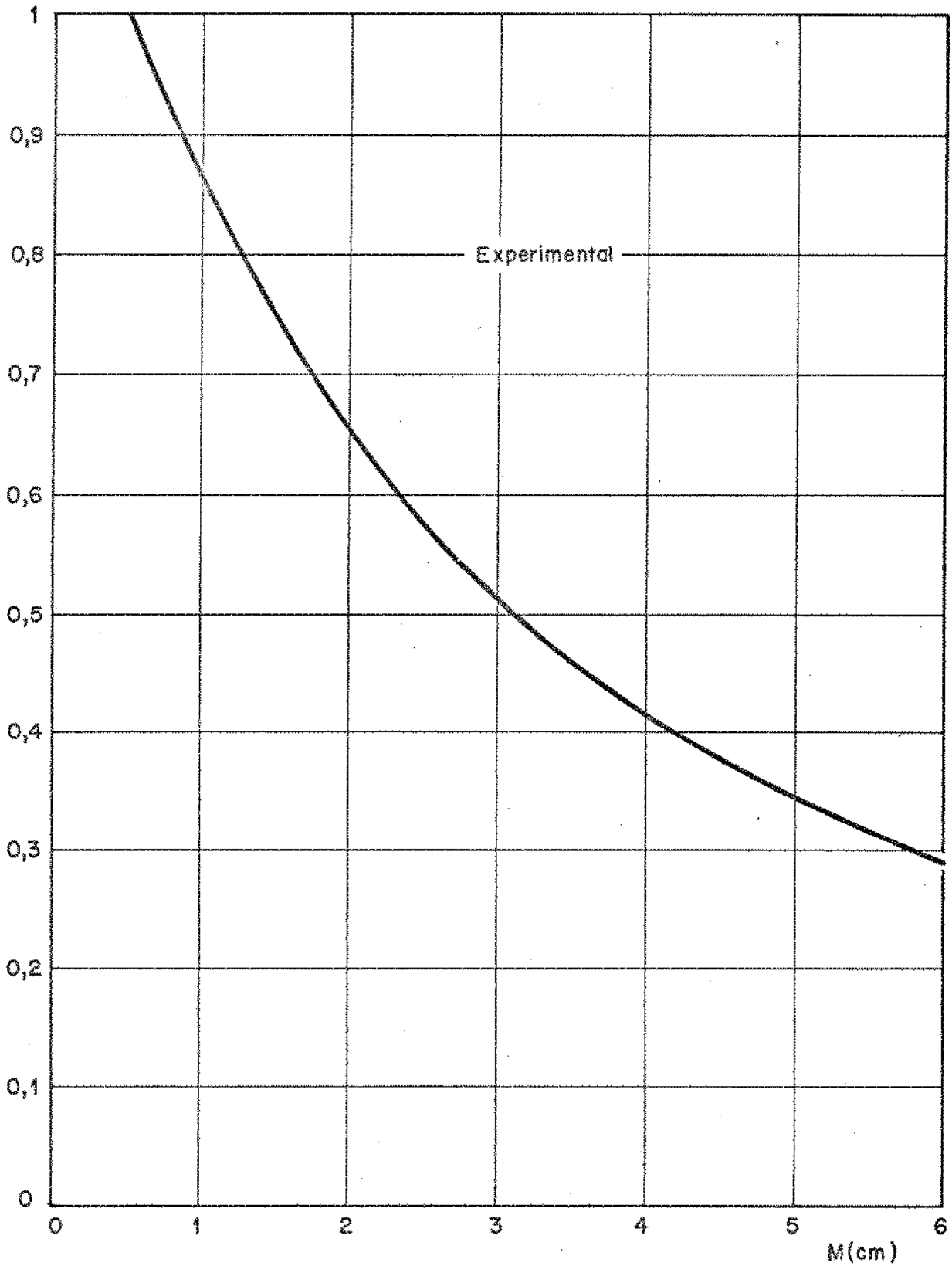


Figura III.17- Variação do efeito do recobrimento no tempo total de solidificação com espessura variável para lingotes de alumínio comercial. Curva obtida da regressão dos pontos experimentais.

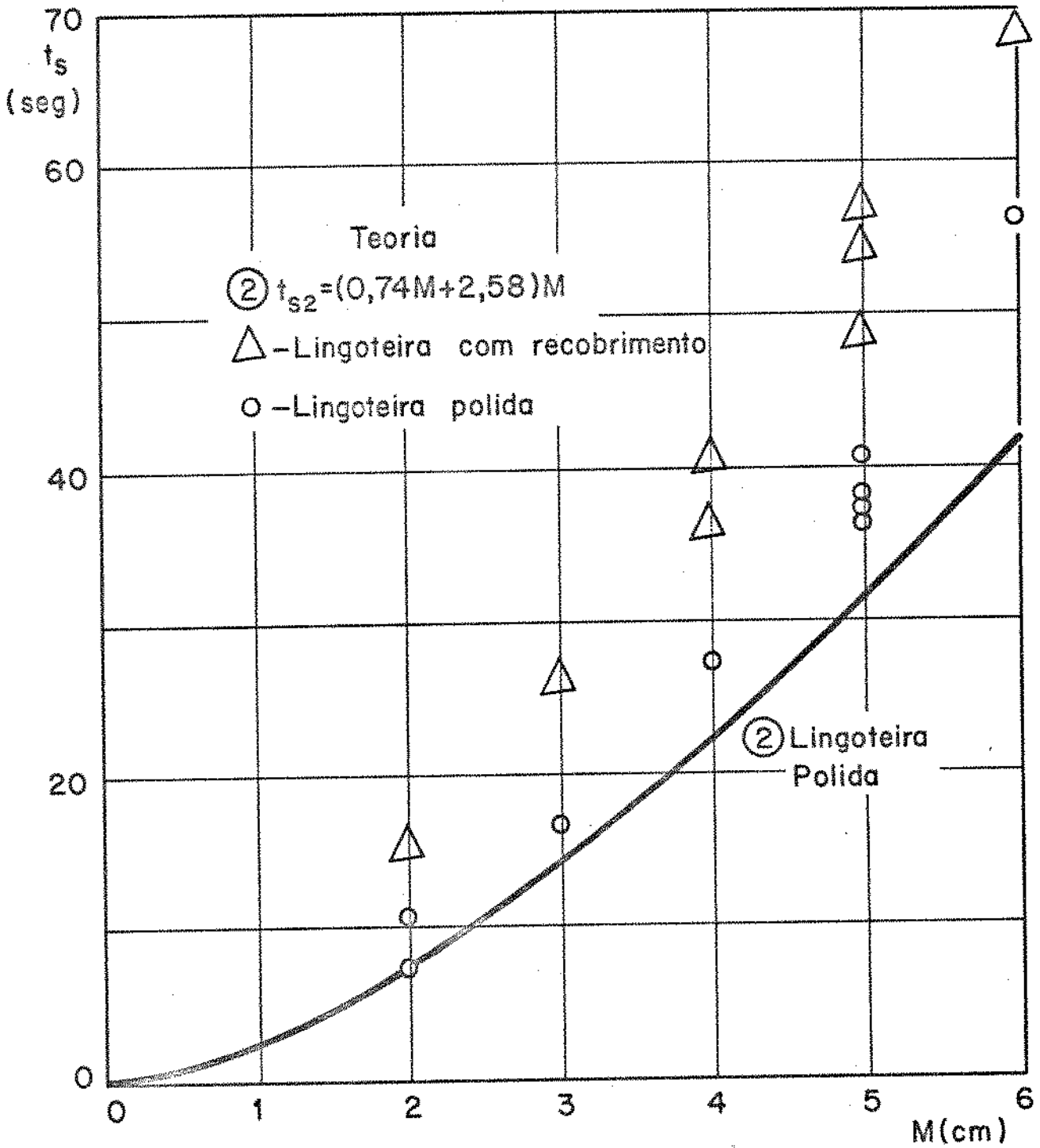


Figura III.18- Variação do tempo total de solidificação com a espessura dos lingotes dos lingotes de alumínio comercialmente puro. Pontos experimentais e curva teórica calculada segundo apêndices 2 e 3 para lingoteira polida.

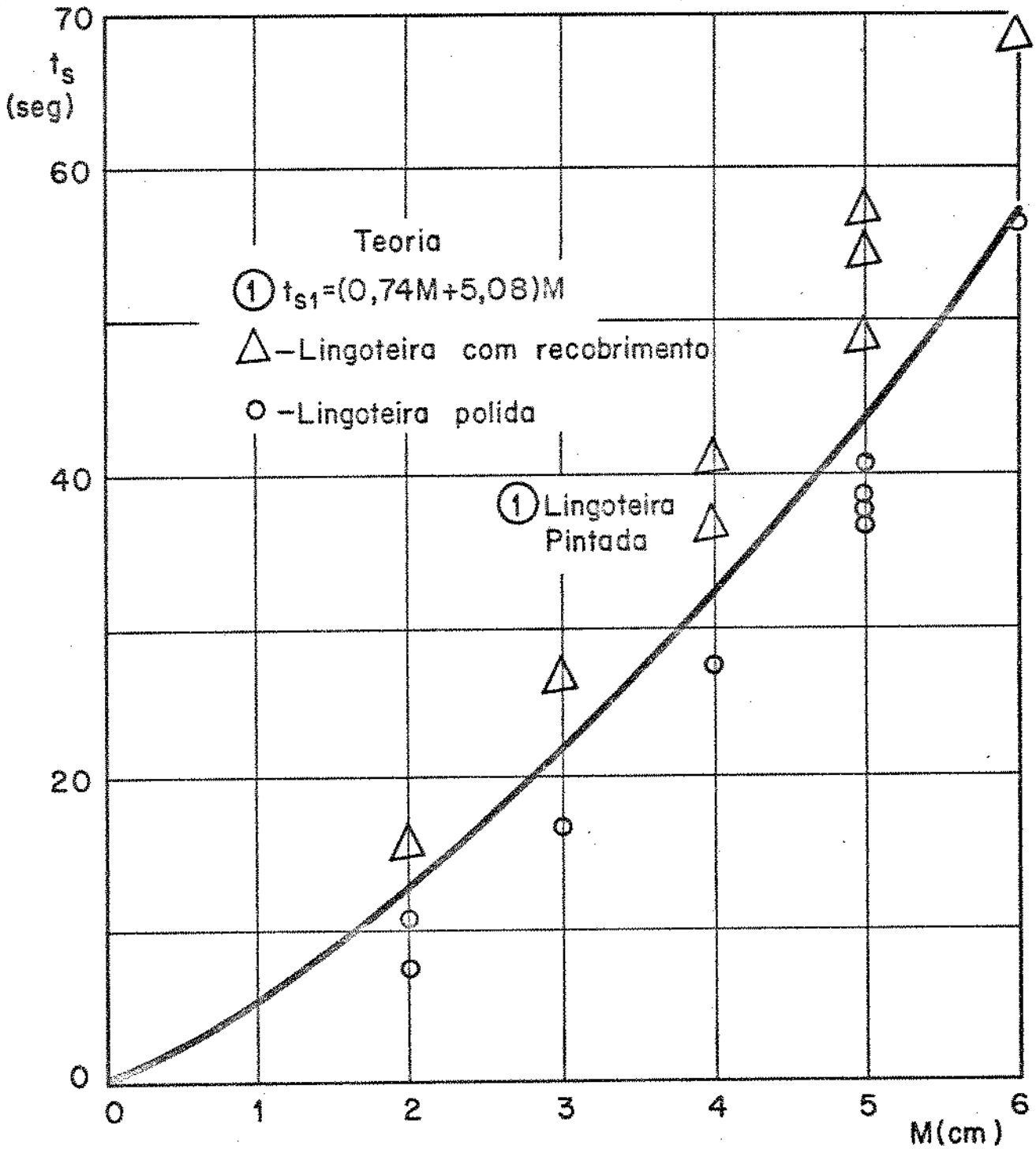


Figura III.19- Variação do tempo de solidificação - com a espessura dos lingotes de alumínio comercialmente puro. Pontos experimentais e curva teórica calculada segundo apêndices 2 e 3 para lingoteira com recobrimento.

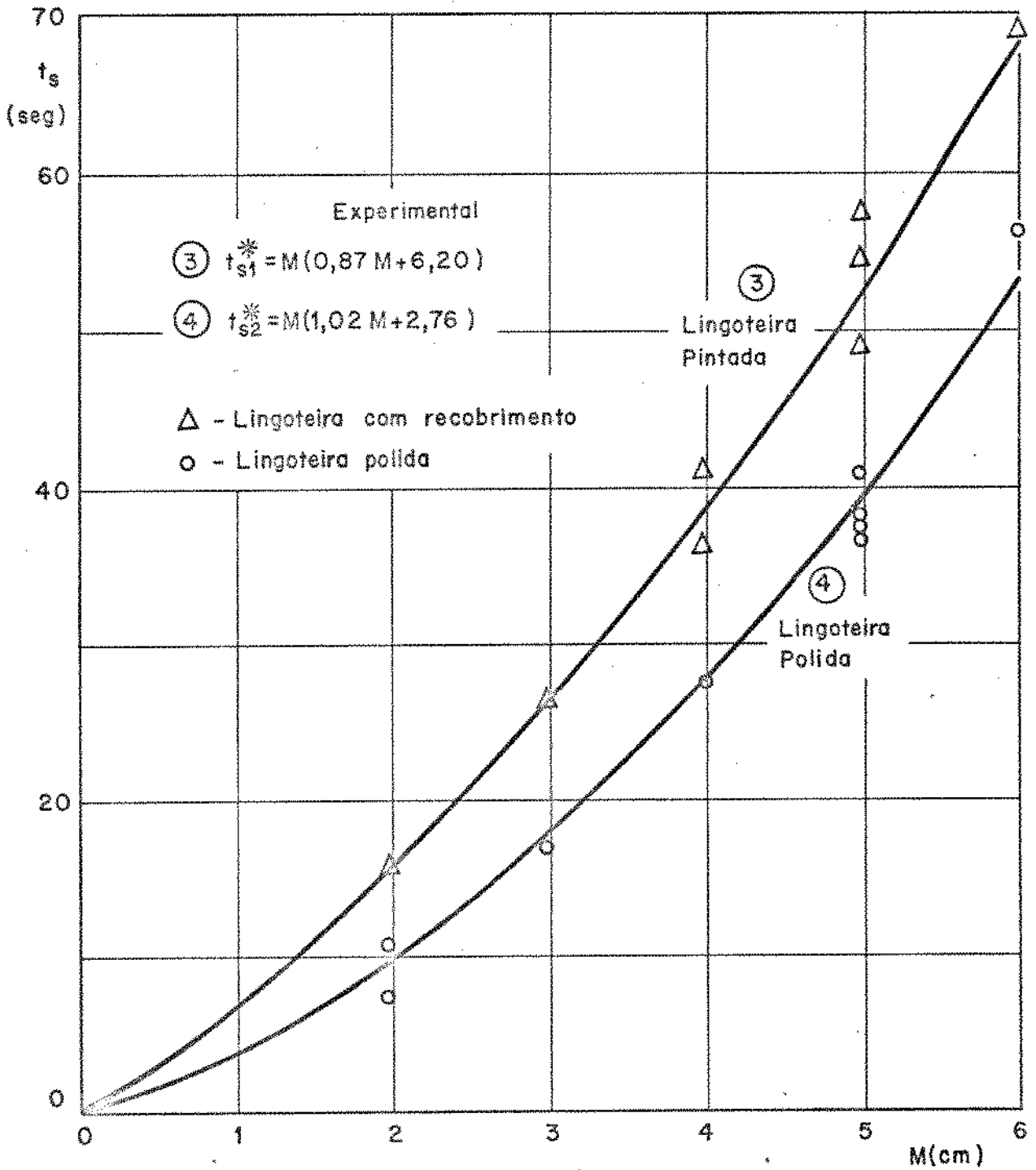


Figura III.20- Regressão das curvas baseadas nos pontos experimentais obtidos para alumínio comercialmente puro na forma proposta pelo Modelo Unidirecional.

As figuras acima mencionadas mostram que o Mo
delo Unidirecional somente é quantitativamente representativo
para espessuras de lingotes muito pequenas. Para espessuras
maiores, a diferença na determinação do tempo total de -
solidificação através deste modelo em comparação com os re
sultados aumenta progressivamente com a espessura. Fazendo-
-se uma análise das condições impostas para o cálculo do mo
delo, verifica-se que faltou a previsão da influência de va
rios outros fatores que interferem no processo de solidificação
do lingote. O primeiro deles a ressaltar é o fato de -
que o modelo admite um superaquecimento nulo quando, na prá
tica, não o é. Outro fator que também pode ser decisivo nesta
diferença é o aparecimento do "gap" de ar durante a sol
dificação provocado pela contração volumétrica, que não é -
previsto pelo modelo e, com toda certeza, faz aumentar significativa
mente a resistência térmica da interface metal/lin
goteira [18] . Outros fatores ainda poderiam ser citados ,
como por exemplo, o fato da espessura do molde ser finita e
não semi-infinita como admitido pelo modelo, e que poderiam-
justificar esta diferença. A figura *III.20* mostra a possi
bilidade da representação pela mesma forma das curvas do mo
delo dos pontos experimentais e, ainda, a probabilidade de -
que, se forem considerados todos os fatores inerentes ao pro
cesso sem aproximações, o modelo Unidirecional venha repre
sentar com boa precisão os resultados experimentais.

Os erros cometidos quando se adota este modelo
são de 20% quando se tem recobrimento nas paredes da lingo
teira, e de 15 a 27% quando as paredes da lingoteira estão
polidas.

III.6 - Comparação dos Resultados Obtidos com o Modelo de Gulyaev para a determinação do tempo total de solidificação.

A figura III.21 mostra a comparação entre os resultados obtidos experimentalmente e a curva levantada a partir da fórmula de Gulyaev [21]. (item I.3.b).

Segundo os resultados obtidos, o modelo proposto por Gulyaev representa muito bem os valores experimentais provenientes do lingotamento de alumínio comercialmente puro em lingoteiras de paredes internas polidas. Mas, quando se trata de resultados obtidos de lingoteiras com recobrimentos, este modelo passa a não representar os valores práticos e a diferença dos resultados na determinação do tempo de solidificação torna-se apreciável.

Logo, quando se tem lingoteiras com recobrimento, é possível acrescentar mais um fator na fórmula de Gulyaev para prever o efeito de uma pintura isolante.

Para o recobrimento utilizado nos lingotamentos, este fator de correção é de 1,5, que foi obtido a partir da regressão dos pontos experimentais. A validade da utilização deste fator está restrita às condições impostas nas experiências realizadas, ou seja, utilização de lingoteiras com secção retangular ($f=1,00$) e molde de aço-doce para lingotamento de alumínio ($m'' \cong 0,10$).

A fórmula pode ser desenvolvida da seguinte maneira:

$$t_s = m'' \cdot f \cdot g \cdot d'^2$$

onde:

$g = 1,0$ para lingoteiras polidas

$g = 1,5$ para lingoteiras recobertas com Dyco

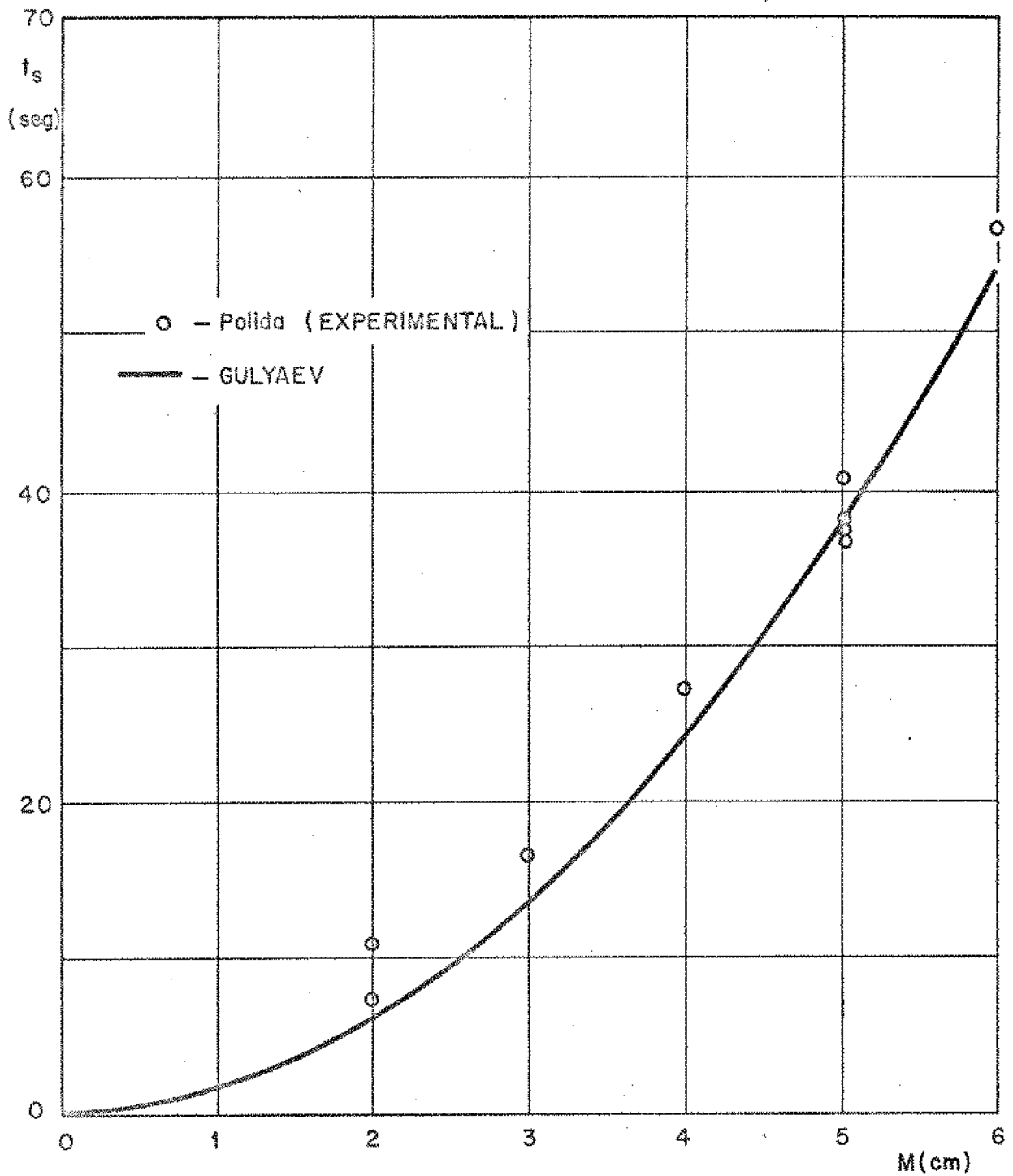


Figura III.21 a- Variação do tempo total de solidificação com a espessura de lingotes de alumínio comercialmente puro. Curva levantada a partir da fórmula de Gulyaev e :
(a) Pontos experimentais de lingoteiras polidas.

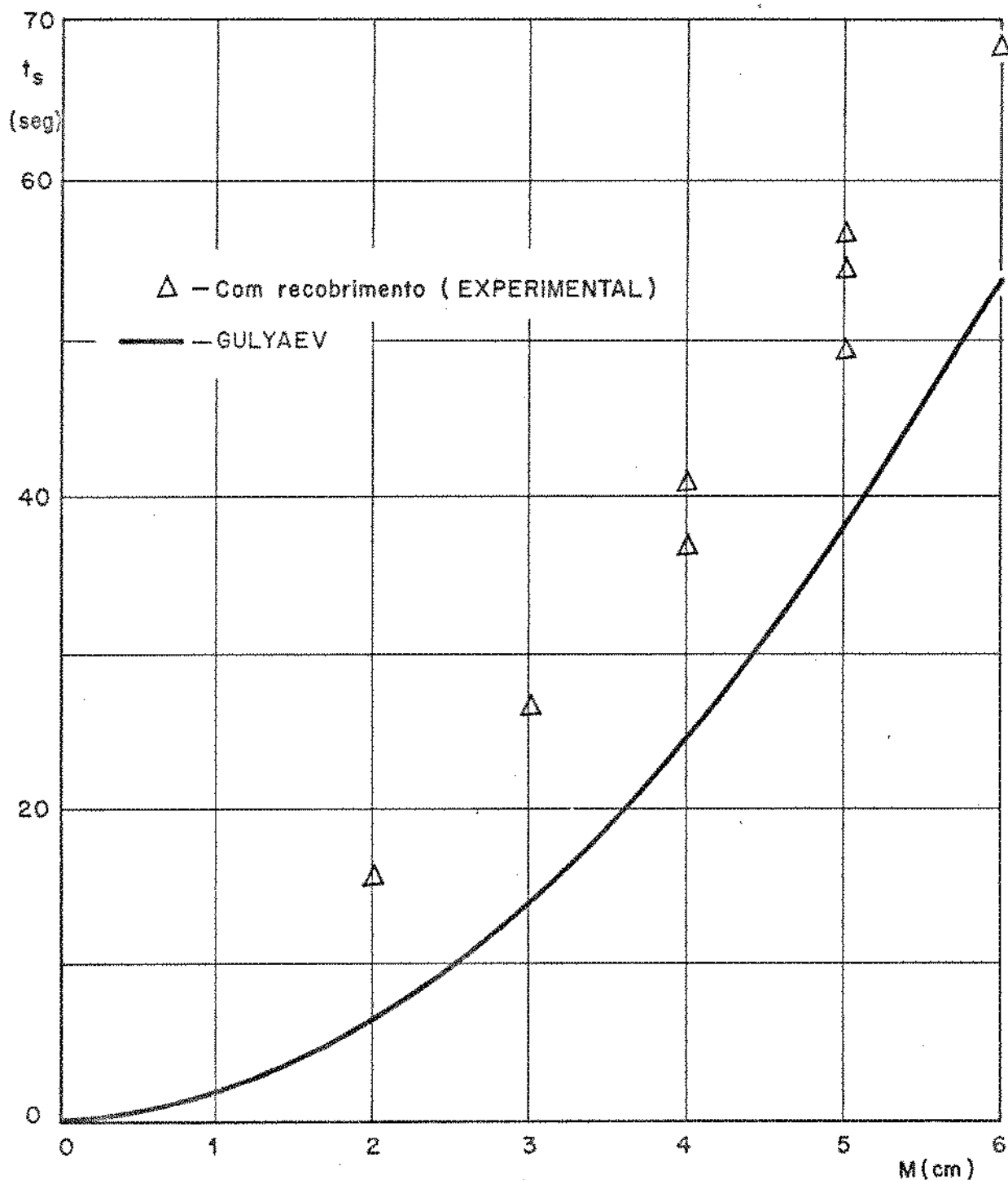


Figura III.21b- Variação do tempo total de solidificação com espessura de lingotes de alumínio comercialmente puro, Curva levantada a partir da fórmula de Gulyev e:
(b) Pontos experimentais de lingoteiras com recobrimento..

e os outros fatores especificados no ítem I.3.b.

A figura III.22 mostra esta correção proposta sob forma gráfica.

III.7 - Comparação dos Resultados Obtidos com o Modelo de Chvorinov para a Determinação do tempo total de Solidificação

A figura III.23 mostra a comparação direta dos resultados com a curva calculada através da fórmula de Chvorinov [21] .

A figura III.24 mostra a regressão dos pontos obtidos, para lingoteira de paredes polidas e de paredes com recobrimento.

Os gráficos mostrados nas figuras acima demonstraram a inaplicabilidade quantitativa do modelo proposto por Chvorinov no caso de moldes metálicos. Por outro lado, a forma de variação do tempo de solidificação com a relação $\left(\frac{V}{A}\right)^2$ é bastante aproximada de uma reta, como mostra a figura III.24, mostrando a viabilidade qualitativa do modelo.

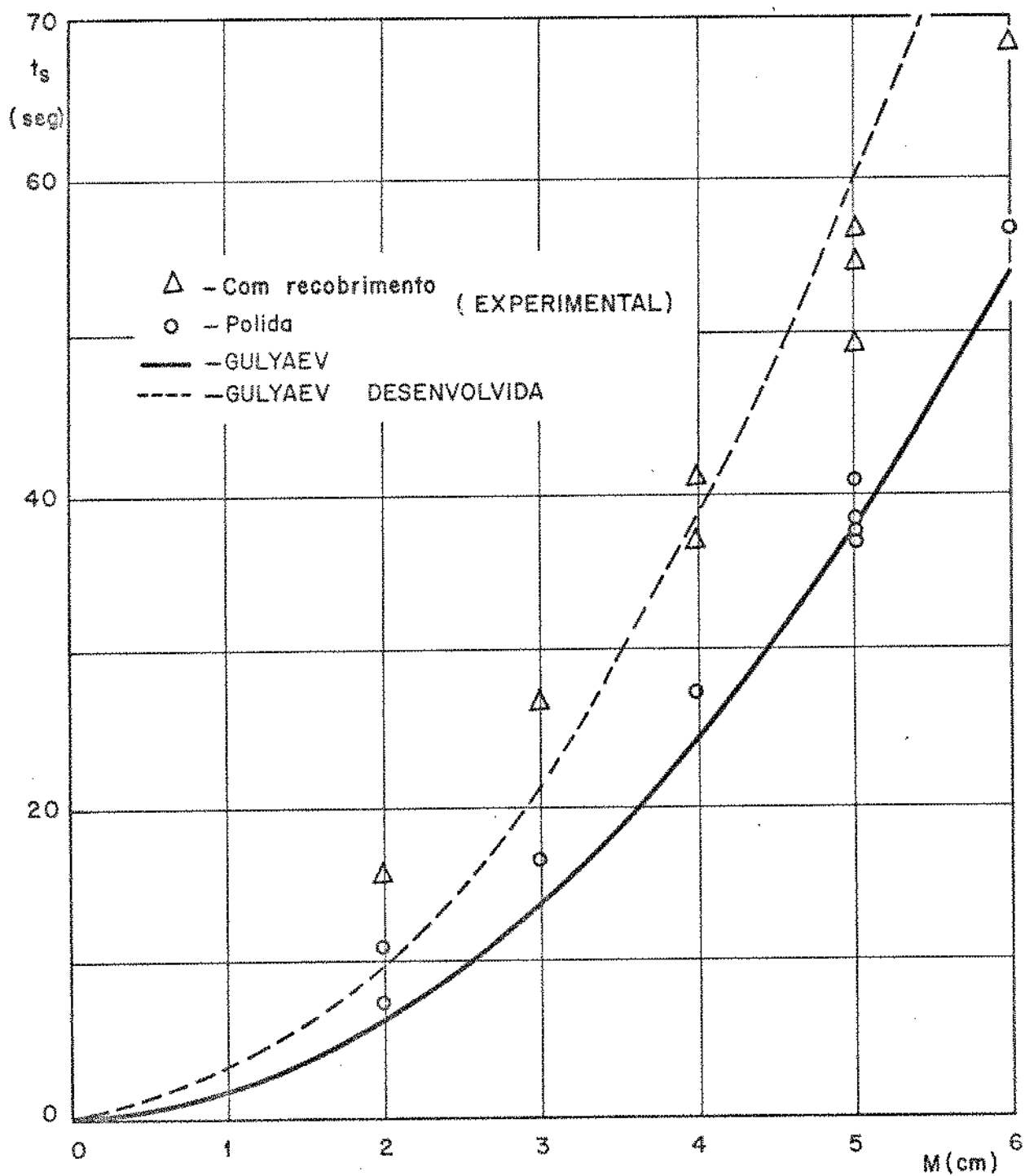


Figura III.22- Representação da fórmula de Gulyaev, com a correção proposta para lingoteiras com recobrimento para lingotes de alumínio - comercialmente puro.

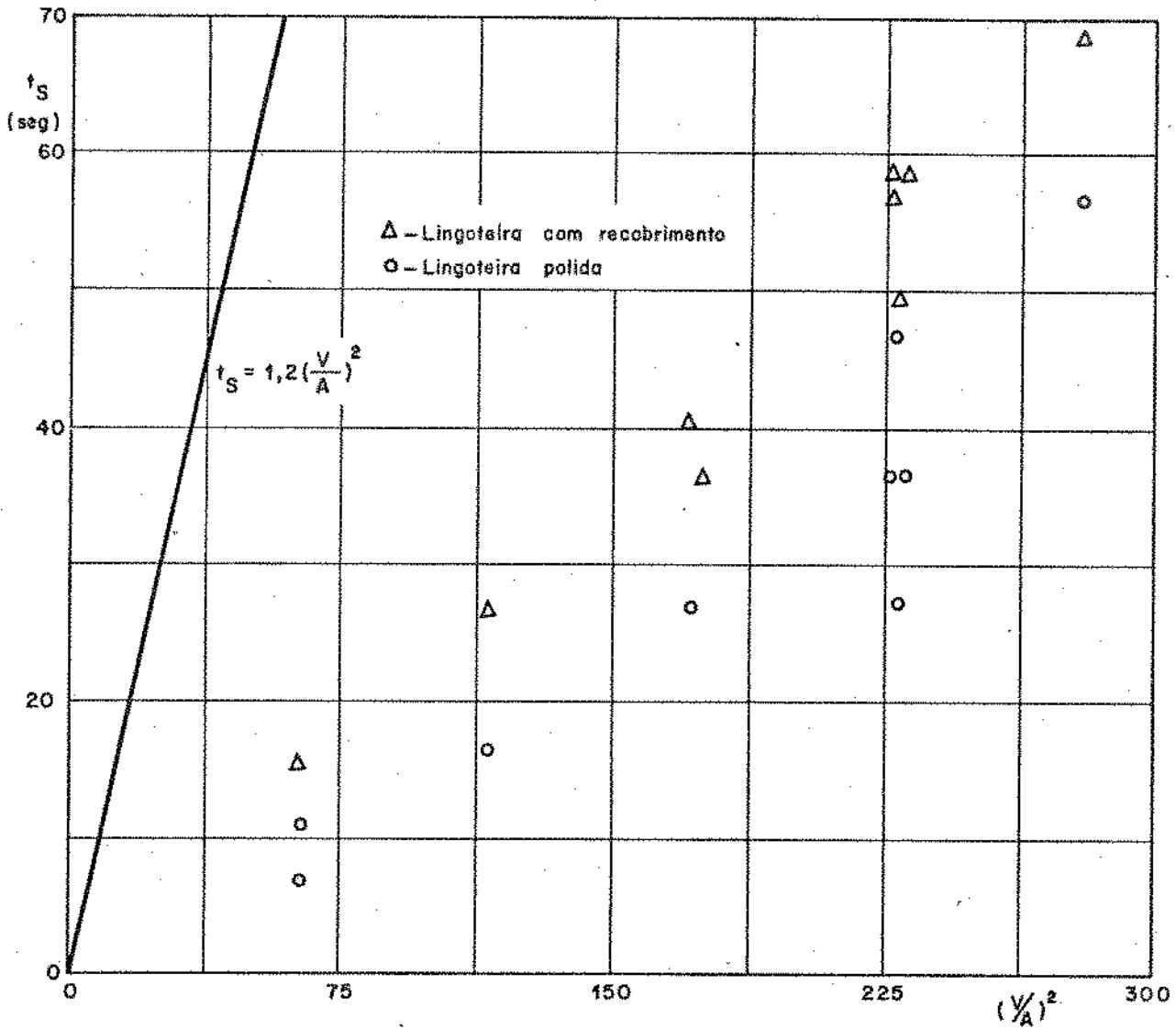


Figura III.23- Representação da fórmula de Chvorinov com os resultados experimentais obtidos de lingotes de alumínio comercialmente puro.

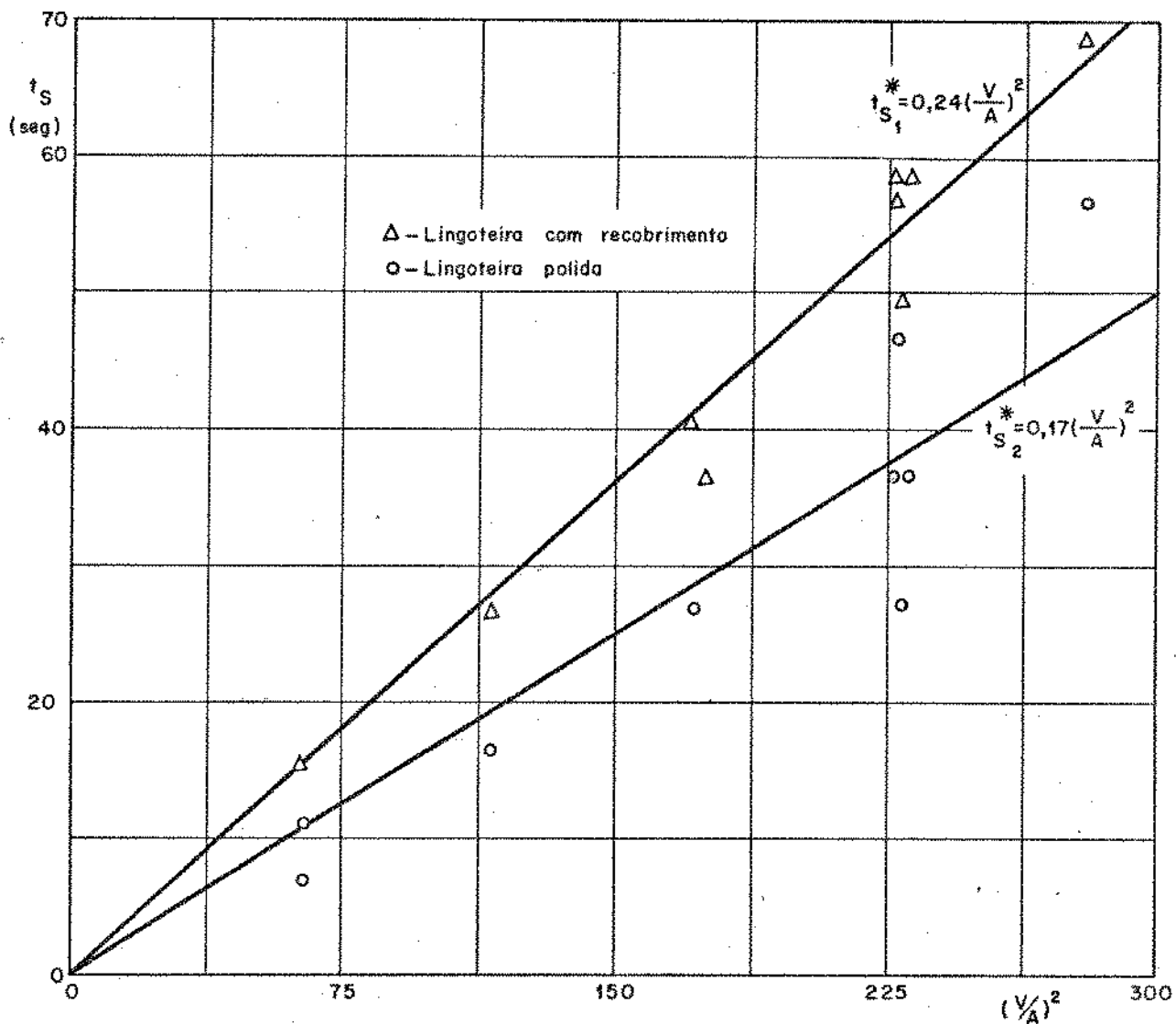


Figura III.24- Regressão dos resultados experimentais para lingoteiras polidas e com recobrimento.

C A P I T U L O I V

C O N C L U S Õ E S

Os resultados obtidos permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

- 1- O aumento da espessura do lingote de alumínio provoca um aumento apreciável no tempo total de solidificação ; para o caso de lingotes obtidos de lingoteiras com paredes internas polidas o tempo total de solidificação passa de 11,4 seg para 56,4 seg , quando se obtém lingotes de espessuras 20mm e 60mm.
- 2- A adição de cobre como elemento de liga do alumínio aumenta o tempo total de solidificação - e faz aparecer uma zona equiaxial central na macroestrutura do lingote. A adição de 4,5% Cu provoca um aumento do tempo de solidificação de 17% no caso de lingotes obtidos de lingoteiras com paredes internas polidas.
- 3- Quanto maior o superaquecimento do vazamento , maior o tempo total de solidificação , maior o tamanho de grão e maior a tendência de predomínio da zona colunar do lingote, tanto no caso de lingotes de alumínio comercial como nos de Al-Cu.
- 4- A aplicação de um recobrimento nas paredes interna da lingoteira provoca um sensível aumento do tempo total de solidificação do lingote. Para lingotes de Alumínio comercial, de espessura 40mm, este aumento foi de 33%.

No caso de lingotes de Al-4,5% Cu, de espessura 50mm, o aumento foi de 75%, em ambos os casos usado recobrimento Dycote 34 da FOSECO. A influência da aplicação de recobrimentos no tempo total de solidificação é mais evidente em lingotes de pequenas espessuras.

- 5- O Modelo Unidirecional de solidificação é válido qualitativamente para o caso de lingotes de alumínio, mas é parcialmente válido do ponto de vista quantitativo, pois o mesmo somente representa os resultados experimentais para lingotes de espessura de até 20mm. As diferenças entre este modelo e os resultados experimentais foram de 20%, para lingotes obtidos de lingoteiras com paredes internas recobertas, de 15 a 27% para polidas. Os resultados obtidos podem ser representados pelas seguintes equações experimentais:

$$t_{S_1}^* = M (0,87M + 6,20) \text{ com recobrimento}$$

$$t_{S_2}^* = M (1,02M + 2,76) \text{ sem recobrimento}$$

- 6- O Modelo de Gulyaev coincide com bastante precisão com os resultados obtidos de lingoteiras de paredes internas polidas, mas não coincide com os obtidos de lingoteiras de paredes internas com recobrimento. A diferença, no segundo caso, é de 100% para pequenas espessuras (20mm), diminuindo para 18% em grandes espessuras (60mm). Ainda no segundo caso, a fórmula de Gulyaev pode ser desenvolvida para lingoteiras com recobrimentos nas paredes internas e introduzindo-se um fator g que considere o recobrimento, podendo ser expressa da

maneira seguinte:

$$t_s = m'' \cdot f \cdot g \cdot d'^2$$

- 7- O Modelo de Chvorinov não se aplica no caso de lingoteiras metálicas. Entretanto, os resultados obtidos sofrem uma variação linear, podendo ser representados pelas seguintes equações experimentais :

$$t_{s_1}^* = 0,24 \left(\frac{V}{A} \right)^2 \text{ com recobrimento}$$

$$t_{s_2}^* = 0,17 \left(\frac{V}{A} \right)^2 \text{ sem recobrimento}$$

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Prates, M - "Influência de la Capacidad de Extracción Calorica del Sistema Metal/Molde sobre el Proceso de la Solidificación". Tese de Doutorado apresentada à Universidad Nacional del Sur, Argentina. Publicação O.E.A. - CNEA, nº PMM/T-78, 1971, cap. I.
- [2] Biloni, H. - "Estado Atual da Pesquisa na Área da Solidificação de Metais e Ligas", Metalurgia, ABM, vol. 26, nº 155, p.803, 1970.
- [3] Cole, G.S. - " Inhomogeneties and their Control via Solidification", Metallurgical Transactions, vol. 2,1971, p. 357.
- [4] Sekerka, R.F- "Morphological Stability", Journal of Crystal Growth, vol. 3, 1968, p. 71.
- [5] Tiller W.A.- "Grain Size Control During Ingot Solidification", Journal of Metals, vol. 11, p. 512, 1959.
- [6] Chalmers, B. - "Le Contrôle de la Structure des Lingots", Revue de Metalurgie, Fev. 1965, p. 115.
- [7] Prates, M. e Biloni, H. - "Variables Affecting the Nature of the Chill Zone", Metallurgical Transaction , vol.3, p. 1501, 1972.
- [8] Pires, O.S.; Morando, R. E Prates, M. - "Formação e controle da Macroestrutura de Lingotes de Ligas Al-Cu", Metalurgia, ABM, vol. 28, nº 179, 1972, p. 779.

- [9] Chalmers, B. - "Principles of Solidification", John Wiley Co., N.Y., 1964.

- [10] Southin, R.T. - "Nucleation of the Equiaxed Zone" - Trans. Met. Soc. AIME, vol. 239, p. 220, 1967.

- [11] Tiller, W.A.- "Solidification", em "Physical Metallurgy" de R. Cahn, p.385, John Wiley Co., N.Y., 1965.

- [12] Sundquist, B.E. e Mondolfo, L.F.- "Heterogeneous Nucleation in the Liquid to Solid Transformation in Alloys", Transactions Met. Soc. AIME, vol. 221, 1961, p.157.

- [13] Prates, M.; Camara, J. e Pires, O.- "Segregação de Solute na Solidificação de Lingotes", Metalurgia, ABM, vol.28, nº181, p.875, 1972.

- [14] Flemings, M.C.-"Microsegregation in Castings and Ingots", Modern Castings, vol.46, p. 353, 1964.

- [15] Biloni, H.; Dibella, R. e Bolling, G.F.- "On Microsegregation Nodes in Cellular Solidification", Transactions, AIME, vol. 239, p. 2012, 1967.

- [16] Campbell, J.- "On the Origin of Porosity in Long Freezing-Range Alloys", British Foundryman, vol. 62 , 1969, p. 147.

- [17] Pires, O.S.; Prates, M. e Biloni, H.- "Unidirectional Solidification of Metal With Zero Superheat"- Zeit für Metallkunde, vol.65,1974, p. 143.

- [18] Prates, M. e Pires, O.- "A Resistência térmica da Interface Metal/Molde e sua Importância na Solidificação de Lingotes", Metalurgia, ABM, vol. 29, nº 184, p. 157, 1973.
- [19] Prates, M.; Fissolo, J. e Biloni, H.- "Heat Flow Parameters Affecting the Unidirectional Solidification" , Metallurgical Transactions, vol. 3, 1972, p. 1419.
- [20] Bidulya, P.- "Steel Foundry Practice" Peace Publishers, Moscou, 1960, p. 56.
- [21] Prates, M. e Biloni, H.- "Metodos de Analisis de la Transmisión Calorica Durante la Solidificación"- Public. OEA-PMM/49 e 59, Buenos Aires, 1971.

A P Ê N D I C E - 1

S I M B O L O G I A

- A - Área de contato entre metal e lingoteira (cm²)
- A_L, A_M - Constantes de integração
- A' - Constante da equação empírica
- a = $\sqrt{K/cd}$ - difusividade de temperatura (cm²/seg)
- B_L, B_M - Constantes de integração
- B' - Constante da equação empírica
- b = \sqrt{Kcd} - difusividade de calor (cal/°C . cm² . seg^{1/2})
- C - Composição do soluto na liga em um ponto qualquer
- C₀ - Composição nominal do soluto na liga
- C' - Constante que depende do metal que solidifica
- c - Calor específico (cal/g . °C).
- D - Coeficiente de difusão do soluto no líquido
- d' - Metade da dimensão principal do lingote (cm)
- d - Densidade (g/cm³)
- erf- Função erro
- f - Constante de Gulyaev
- G - Gradiente térmico no líquido (°C/cm)
- g - Constante de Gulyaev desenvolvida
- H - Calor latente de fusão (cal/g)
- $H^* = \frac{H}{C_M (T_f - T_0)}$ - calor latente adimensional
- h - Coeficiente de transmissão de calor (cal/cm² seg °C)
- $I_s = \frac{C_{\text{máx}}}{C_{\text{min}}}$ - índice de segregação

K - Condutividade térmica (cal/cm . seg . °C)

K' - Coeficiente de partição de equilíbrio

L - Espessura da lingoteira (cm)

M - Espessura do lingote (cm)

$m = \frac{b_M}{b_L}$ - constante do sistema metal/lingoteira

$m' = \frac{dT}{dC}$ - inclinação da linha Liquidus do diagrama de equilíbrio.

m'' - Constante de Gulyaev.

N - Número de grãos coquilhados por unidade de área

q - Fluxo de calor (cal/cm² seg)

S - Superaquecimento do metal líquido (°C)

Sc - Superesfriamento constitucional

T - Temperatura (°C)

T_o - Temperatura ambiente (°C)

T_f - Temperatura de fusão (°C)

t - Tempo de solidificação (seg)

t_s - Tempo total de solidificação (seg)

t_{s1}^{*} - Tempo total de solidificação quando se tem lingoteira com paredes internas recobertas (seg)

t_{s2}^{*} - Tempo total de solidificação quando se tem lingoteira com paredes internas polidas (seg)

V - Volume do metal líquido (cm³)

V' - Velocidade de solidificação (cm/seg)

V'_o - Velocidade inicial de solidificação (cm/seg)

x - Distância à interface metal/lingoteira (cm)

X - Espessura solidificada

$Z = \frac{x}{2a \sqrt{t}}$ - Distância adimensional

α - Coeficiente do Modelo Unidirecional

β - Coeficiente do Modelo Unidirecional

δ - Constante de proporcionalidade

$\phi = \frac{x}{2a_M \sqrt{t}}$ - constante de solidificação

SUBÍNDICES:

(M) - metal

(L) - Lingoteira

(i) - interface metal/lingoteira

(N) - transferência newtoniana de calor

(c) - transferência de calor por condução.

A P Ê N D I C E - 2

Desenvolvimento do Modelo Unidirecional para a pré-Determinação do tempo de Solidificação

-A) Definição do Sistema metal/lingoteira

A figura A.1 mostra o elemento referencial para análise do modelo unidirecional.

O tempo total de solidificação do lingote , que é o mesmo do elemento referencial, é dado por:

$$t_s = t_N + t_c \quad (2.1)$$

A transferência de calor do sistema pode ser comparado, para simples analogia, ao sistema elétrico mostrado na figura A.2.

B) Determinação do tempo de solidificação devido à Transferência de calor por condução térmica (t_o).

Considerando que ocorra somente transferência de calor por condução no sistema , o perfil térmico do elemento referencial durante a solidificação pode ser esquematizado como mostra a figura B.1.

Aplica-se a equação de Fourier, primeiro na lingoteira,

$$\left(\frac{\partial T_L}{\partial t} \right) = a^2_L \left(\frac{\partial^2 T_L}{\partial x^2} \right) , \quad -L \leq x \leq 0 \quad (2.2)$$

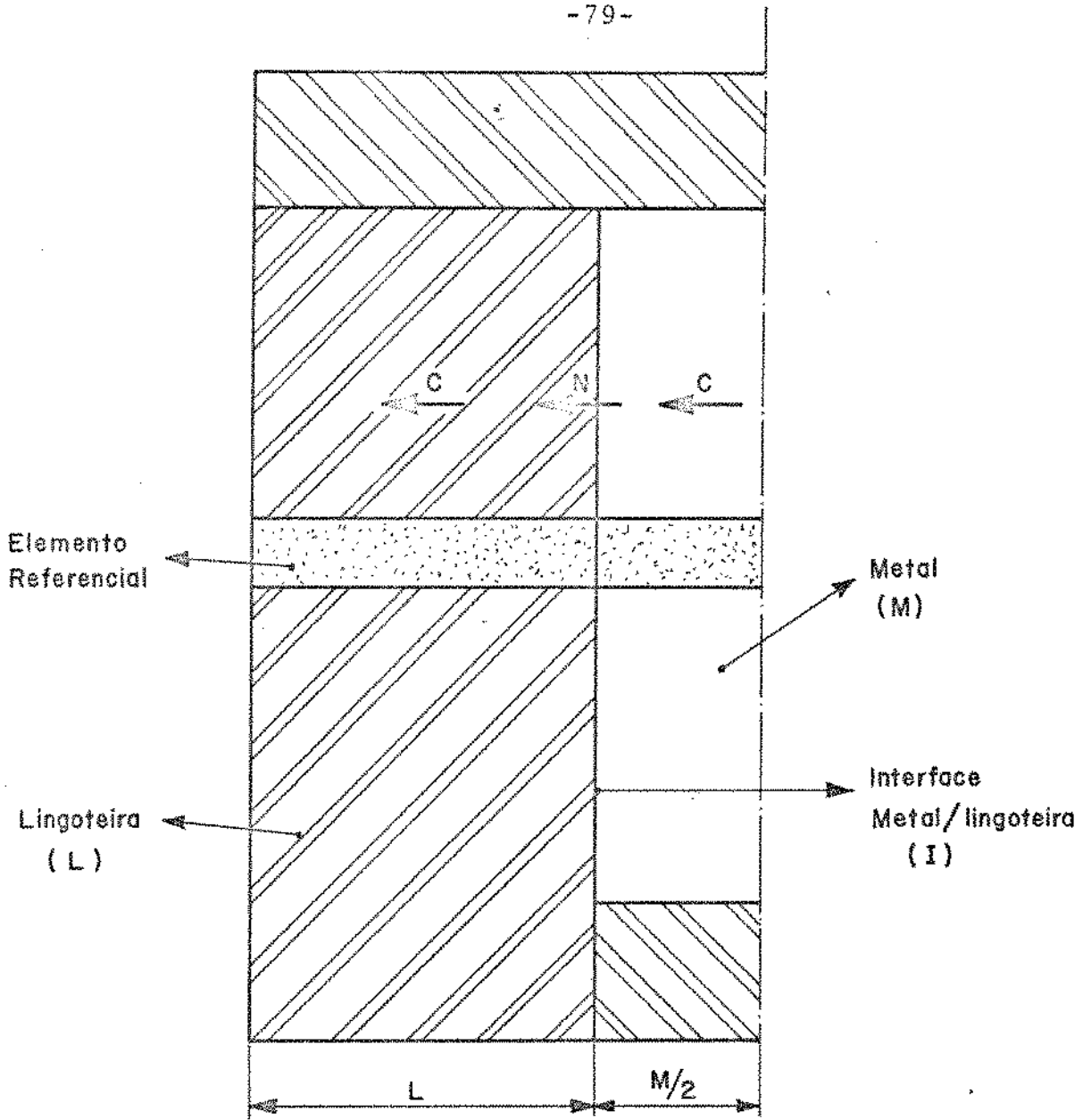


Figura A.1- Corte do sistema metal/lingoteira utilizado no trabalho. Um corte no sentido longitudinal central e outro no sentido da espessura do lingote à meia altura.

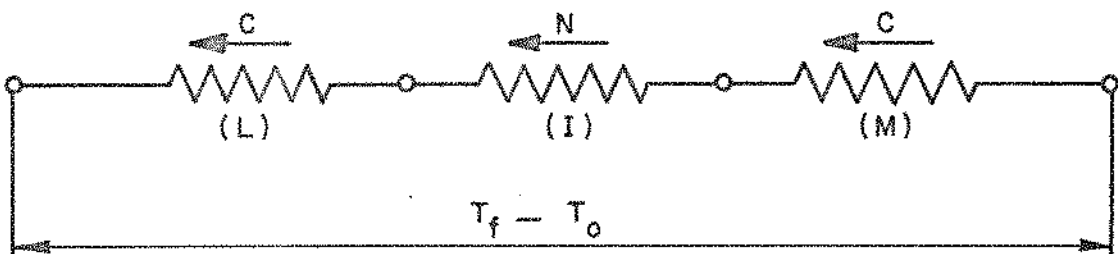


Figura A.2- Analogia elétrica com o sistema metal/lingoteira.

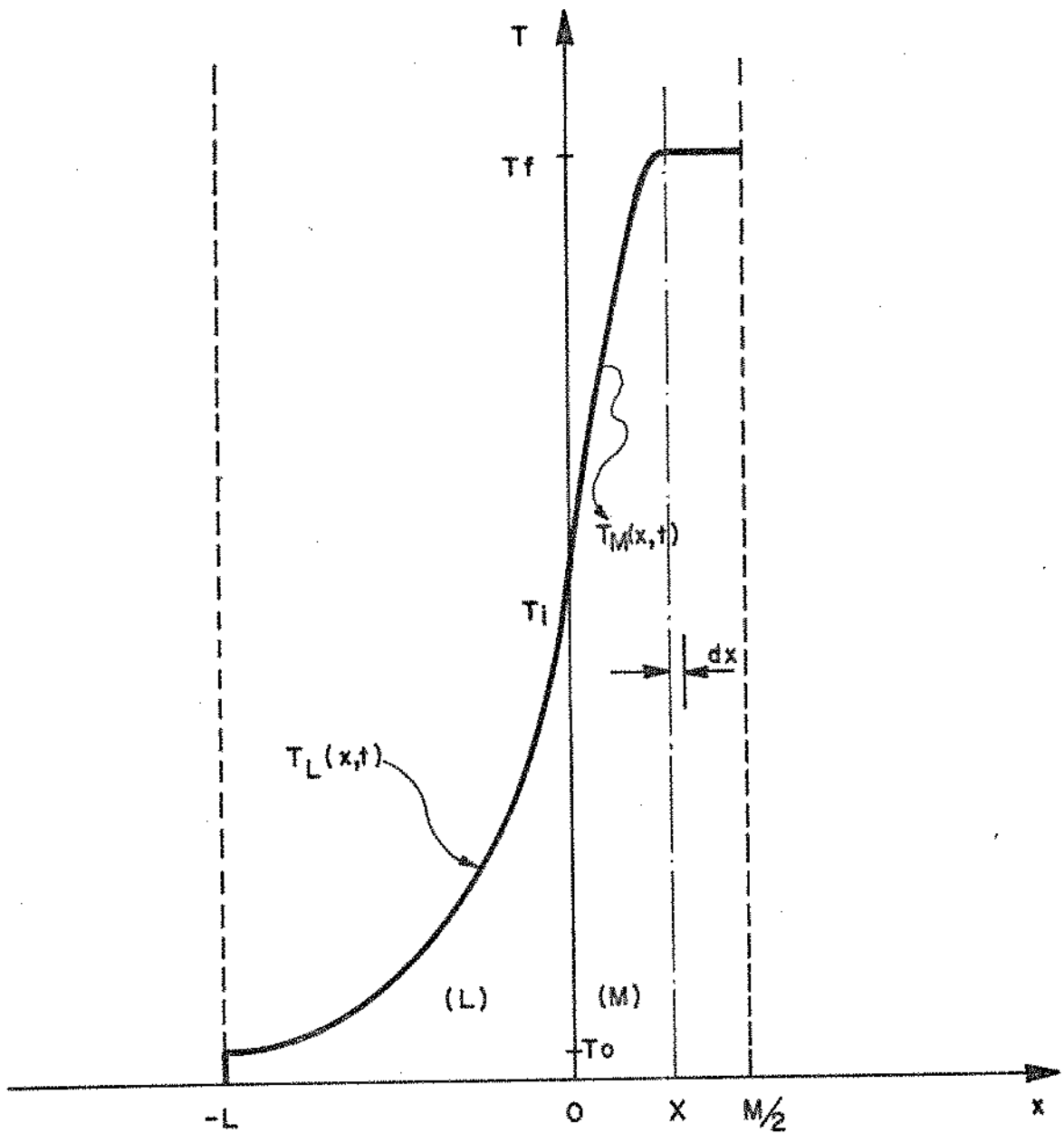


Figura B.1- Perfil térmico do elemento referencial durante a solidificação quando se considera transferência de calor por condução.

e depois no metal:

$$\left(\frac{\partial T_M}{\partial t} \right) = a^2_M \left(\frac{\partial^2 T_M}{\partial x^2} \right), \quad 0 \leq x \leq X \quad (2.3)$$

As condições de contorno do elemento, para que haja solução das equações acima, são:

$$(a) \quad \text{para } x = -L \quad ; \quad T_L = T_o \quad (2.4)$$

$$(b) \quad \text{para } x = 0 \quad ; \quad T_L = T_M = T_i \quad (2.5)$$

$$(c) \quad \text{para } x = X \quad ; \quad T_M = T_f \quad (0 \leq X \leq M/2) \quad (2.6)$$

As soluções das equações de Fourier para a lingoteira e o metal, respectivamente, são as seguintes:

$$T_L = A_L + B_L \operatorname{erf}(Z_L) \quad ; \quad Z_L = \frac{x}{2a_L \sqrt{t}} \quad (2.7)$$

$$T_M = A_M + B_M \operatorname{erf}(Z_M) \quad ; \quad Z_M = \frac{x}{2a_M \sqrt{t}} \quad (2.8)$$

onde, A_L , B_L e A_M , B_M são constantes de integração.

Aplicando-se a equação (2.8) à interface sólido/líquido ($x = X$), resulta em :

$$T_M = T_f = A_M + B_M \operatorname{erf} \frac{X}{2a_M \sqrt{t}} \quad (2.9)$$

onde:

$$\frac{X}{2a_M \sqrt{t}} = \phi \quad (\text{constante de solidificação}) \quad (2.10)$$

E, para $X = M/2$ (final da solidificação),

tem-se que:

$$t_c = \frac{M^2}{16 a_M^2 \phi^2} \quad (2.11)$$

restando determinar a constante ϕ em função dos parâmetros do sistema.

C) Determinação da constante de solidificação (ϕ)

C.1) Determinação das constantes de integração A_L , B_L e A_M , B_M , em função de T_i e ϕ .

- Para $x = 0$ ($Z_L = Z_M = 0$) as equações (2.7) e (2.8) resultam em :

$$T_L = T_i = A_L + B_L \operatorname{erf}(0) = A_L \quad (2.12)$$

$$T_M = T_i = A_M + B_M \operatorname{erf}(0) = A_M \quad (2.13)$$

logo:

$$A_L = A_M = T_i \quad (2.14)$$

- Para $x = -L$ (supondo parede grossa, ou seja, $\frac{L}{2a_L \sqrt{t}} \geq 2$), a equação (2.7) resulta em :

$$T_L = T_o = T_i - B_L \quad (2.15)$$

logo:

$$B_L = T_i - T_o \quad (2.16)$$

- Para $x = X$, a equação (2.8) resulta em :

$$T_M = T_f = T_i + B_M \operatorname{erf}(\phi) \quad (2.17)$$

onde :

$$B_M = \frac{T_f - T_i}{\operatorname{erf}(\phi)} \quad (2.18)$$

Logo, o perfil térmico do elemento de referência é expressado por:

$$T_L = T_i + (T_i - T_o) \operatorname{erf}(Z_L) \quad (2.19)$$

e,

$$T_M = T_i + \frac{(T_f - T_i)}{\operatorname{erf}(\phi)} \operatorname{erf}(Z_M) \quad (2.20)$$

Os gradientes térmicos são obtidos pela derivação das funções (2.19) e (2.20) em função de x :

$$\left(\frac{\partial T_L}{\partial x} \right) = \frac{T_i - T_o}{a_L \sqrt{\pi} \sqrt{t}} \exp(-Z^2_L) \quad (2.21)$$

$$\left(\frac{\partial T_M}{\partial x} \right) = \frac{T_f - T_i}{a_M \operatorname{erf}(\phi) \sqrt{\pi} \sqrt{t}} \exp(-Z^2_M) \quad (2.22)$$

C.2) Determinação de T_i em função ϕ .

Fazendo-se um balanço térmico na interface metal/lingoteira ($x = 0$), encontra-se o seguinte:

$$\Sigma q_{c,0} = K_L \left(\frac{\partial T_L}{\partial x} \right) - K_M \left(\frac{\partial T_M}{\partial x} \right) = 0 \quad (2.23)$$

Considerando-se as equações (2.21) e (2.22) - para $Z_L = Z_M = 0$, a equação (2.23) resulta em :

$$\frac{K_L (T_i - T_o)}{a_L \sqrt{\pi} \sqrt{t}} = \frac{K_M (T_f - T_i)}{a_M \operatorname{erf}(\phi) \sqrt{\pi} \sqrt{t}} \quad (2.24)$$

Fazendo-se as devidas simplificações, a equação (2.24) fica reduzida a :

$$T_i = T_o + (T_f - T_o) \frac{m}{\operatorname{erf}(\phi)} \quad \text{ou,} \quad (2.25)$$

$$T_i = T_o + (T_f - T_o) \left(\frac{m}{m + \operatorname{erf}(\phi)} \right) \quad (2.26)$$

C.3) Determinação da constante de solidificação (ϕ) em função dos parâmetros do sistema.

Fazendo-se um balanço térmico na interface sólido/líquido ($x = X$, $Z_M = \phi$), tem-se :

$$\Sigma q_{c,X} = K_M \left(\frac{\partial T_M}{\partial x} \right)_X - \frac{H dM}{dA dt} \frac{dX}{dt} = 0, \quad \text{ou :} \quad (2.27)$$

$$\frac{b_M (T_f - T_i) \exp(-\phi^2)}{\operatorname{erf}(\phi) \sqrt{\pi} \sqrt{t}} = H d_M \left(\frac{dX}{dt} \right) \quad (2.28)$$

Derivando-se a função (2.10) e considerando-se a equação (2.26), tem-se que :

$$\left(\frac{dX}{dt} \right) = \frac{a_M \phi}{\sqrt{t}} \quad \text{e,} \quad (2.29)$$

$$T_f - T_i = (T_f - T_o) \left(\frac{\text{erf}(\phi)}{\text{erf}(\phi) + m} \right) \quad (2.30)$$

A equação (2.28) fica reduzida a :

$$\frac{b_M (T_f - T_o) \exp(-\phi^2)}{(m + \text{erf}(\phi)) \sqrt{\pi} \sqrt{t}} = \frac{H d_M a_M \phi}{\sqrt{t}} \quad \text{ou,} \quad (2.31)$$

$$\sqrt{\pi} \phi \exp(\phi^2) (m + \text{erf}(\phi)) = \frac{(T_f - T_o) b_M}{H a_M d_M} \quad (2.32)$$

Mas , sendo $C_M = \frac{b_M}{d_M a_M}$, (2.33)

e considerando-se :

$$H^* = \frac{H}{C_M (T_f - T_o)} \quad , \quad (2.34)$$

a equação (2.32) resulta em :

$$\sqrt{\pi} \phi \exp(\phi^2) (m + \text{erf}(\phi)) = \frac{1}{H^*} \quad (2.35)$$

A constante de solidificação ϕ é determinada através da equação (2.35) por meio de tentativas e erros, ou através de computadores .

D) Determinação do tempo de solidificação devido à transferência de calor newtoniana (t_M).

Considerando que ocorra somente transferência de calor newtoniana no sistema, o perfil térmico do elemento

referencial durante a solidificação pode ser esquematizado como mostra a figura D.1.

Fazendo-se um balanço térmico na interface sólido/líquido ($x = X$), obtém-se:

$$\Sigma q_{N,X} = h_i (T_f - T_o) - \frac{H^d_M dA dX}{dA dt} \quad (2.36)$$

onde:

$$\frac{dt}{dX} = \frac{H^d_M C_M}{h_i (T_f - T_o) C_M} = \frac{H^* b_M}{h_i a_M} \quad (2.37)$$

ou

$$dt = \frac{H^* b_M}{h_i a_M} dX \quad (2.38)$$

Integrando-se a equação (2.38) entre 0 e $M/2$, obtém-se:

$$t_N = \frac{H^* b_M M}{2 h_i a_M} \quad (2.39)$$

E) Determinação do tempo total de solidificação (t_s)

Considerando-se as equações (2.1), (2.11) e (2.39) combinadas, tem-se que :

$$T_s = M \left(\frac{M}{16 a_M^2 \phi^2} + \frac{H^* b_M}{h_i a_M} \right) \quad (2.40)$$

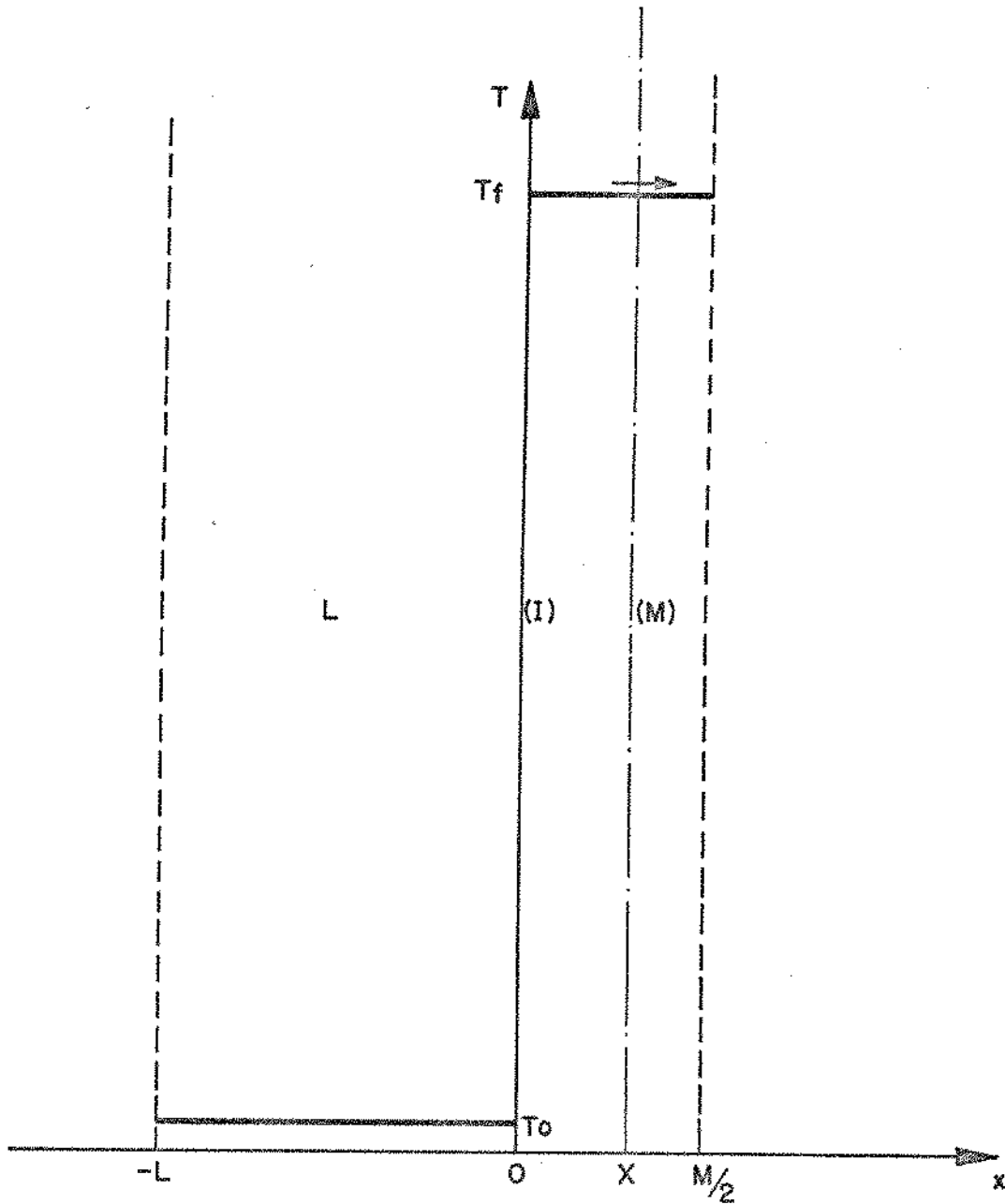


Figura D.1- Perfil térmico do elemento referencial durante a solidificação quando se considera a transferência de calor newtoniana.

A P Ê N D I C E - 3

PROPRIEDADES FÍSICAS DO ALUMÍNIO

Densidade :	2,7 g/cm ³
Ponto de fusão :	660°C
Calor latente de solidificação :	95,3 cal/g
Calor específico :	0,29 cal/g /°C/seg
Condutibilidade térmica :	0,33 cal/cm ² /cm/°C/seg