

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO
NA ETAPA DE RESFRIAMENTO PRIMÁRIO DO
LINGOTAMENTO CONTÍNUO DE METAIS

Marcos Eduardo T. Adorno

Trabalho apresentado à Comissão
de Pós-Graduação da Faculdade de
Engenharia de Campinas, como par
te dos requisitos para a obten-
ção do título de Mestre em Enge-
nharia Mecânica.

- CAMPINAS -

1982

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

AGRADECIMENTOS

Ao prof. Dr. Amauri Garcia, a quem se deve a o rientação deste trabalho, o autor agradece pelo interêsse e ajuda dispensados durante o desenvolvimento do mesmo.

Agradece também a colaboração do Sr. Laerte Struziatti e da Sra. Rita H. B. Jacón nos trabalhos experimentais, Fátima França e Severino R. Cezar nos trabalhos de datilografia e Windsor Ramos e Marcos Padula pelos desenhos executados.

Um especial agradecimento é dirigido ao Prof. M. Sc, Carlos A. B. de Campos, pelo estímulo e amizade demonstrados desde o início deste trabalho.

Aos meus pais,
amigos e companheiros
nesta fase.

SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO NA ETAPA DE RESFRIAMENTO PRIMÁRIO DO LINGOTAMENTO CONTÍNUO DE METAIS.

RESUMO

O presente trabalho objetiva a determinação de parâmetros térmicos, cinéticos e de estrutura, na solidificação de metais não-ferrosos em dispositivos experimentais de fundição estática refrigerados a água, simulando certas condições de transferência de calor e de solidificação da primeira etapa de resfriamento do lingotamento contínuo. É abordada inicialmente a evolução histórica deste processo juntamente com sua importância comercial, precedendo uma caracterização dos principais sistemas de lingotamento contínuo utilizados na indústria.

Em seguida, é feita uma análise da transferência de calor verificada no primeiro estágio de refrigeração do processo, onde o conhecimento da cinética de solidificação e da distribuição de temperaturas no molde é fundamental para um bom desempenho operacional do sistema e para a qualidade do lingote obtido. São descritos três diferentes dispositivos simuladores que reproduzem satisfatoriamente certas condições de solidificação no interior de moldes refrigerados, particularmente no lingotamento contínuo. O primeiro destes é apresentado resumidamente através de suas características e possibilidades de investigação da qualidade superficial do lingote produzido continuamente, enquanto que os outros são enfocados mais detalhadamente. O estudo simulado desenvolvido com estes dois últimos dispositivos abrange, respectivamente, estimativas para os seguintes itens:

- Cinética de solidificação molde, distribuição

de temperaturas no sistema metal-molde e variação do espaçamento interdendrítico secundário durante esta etapa, para o caso do lingotamento de ligas de pequeno intervalo de solidificação e sob um regime unidirecional de extração de calor do molde.

- Inclinação da macroestrutura colunar e variação do coeficiente de transmissão de calor do sistema metal - fluido de refrigeração, para o caso do lingotamento de metais puros, com uma componente de fluxo de calor na direção de extração do lingote.

Finalmente, os resultados obtidos por diversas técnicas experimentais são correlacionados e comparados com previsões teóricas para esses itens, calculadas através de modelos matemáticos específicos e de associações destes com equações empíricas, em função de variáveis do processo de lingotamento contínuo. Uma concordância satisfatória é verificada entre os correspondentes valores, permitindo considerar a simulação efetuada neste trabalho como uma maneira indireta e relativamente simples de avaliação de parâmetros críticos no contrôle deste processo.

SIMULATION OF THE PROCESS OF SOLIDIFICATION IN THE FIRST STAGE OF COOLING IN THE CONTINUOUS CASTING OF METALS.

ABSTRACT

This thesis reports the results of an experimental simulation of the first stage of cooling in the continuous casting of metals. Experiments performed in water-cooled static casting assemblies, with non-ferrous metals, were used to evaluate the thermal, kinetic and structural parameters of this initial step of solidification in the process.

The experimental data obtained with two different assemblies, in each case, are compared with the theoretical predictions for the following topics:

- Kinetics of solidification in the mould, temperature distribution in the metal-mould system and variation of the secondary dendrite arm spacing.

- Ingot columnar structure inclination and variation of the overall heat transfer coefficient of the metal-cooling fluid system.

These predictions are given by mathematical models and by associations of these models with experimental equations, in terms of through variables of the continuous casting process. A satisfactory agreement between the correspondent values is found to exist, allowing to consider this simulation as an indirect and relatively simple way to evaluate critical parameters on the control of this process.

Í N D I C E

	PAG
CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO	01
I.1 - Considerações Gerais	01
I.2 - Objetivos do presente trabalho	08
CAPÍTULO II - O PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO	10
II.1 - Histórico	10
II.2 - Sistemas de lingotamento contínuo ..	13
CAPÍTULO III - SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO NA ETAPA DE RESFRIAMENTO PRIMÁRIO	31
III.1 - Análise da Transferência de calor durante o processo	31
III.2 - Lingotamento estático com alimentação pela base	43
III.3 - Solidificação unidirecional vertical	46
III.4 - Solidificação lateral com resfriamento por coluna d'água	58
CAPÍTULO IV - MATERIAIS E MÉTODOS UTILIZADOS	63
IV.1 - Solidificação unidirecional vertical	63
IV.2 - Solidificação lateral com resfriamento por coluna d'água	71

CAPÍTULO V	- RESULTADOS E DISCUSSÃO	78
CAPÍTULO VI	- CONCLUSÕES	123
	Linhas de Pesquisa decorrentes deste traba <u>l</u>	
	ho	127
	Referências Bibliográficas	129
APÊNDICE I	- SIMBOLOGIA UTILIZADA	135
APÊNDICE II	- FUNÇÃO ÊRRO E CONSTANTE DE SOLIDIFICAÇÃO ..	138
APÊNDICE III	- PROPRIEDADES FÍSICAS DOS MATERIAIS UTILIZA-	
	DOS	143
APÊNDICE IV	- REGISTRO TÉRMICO DA SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECI	
	ONAL VERTICAL DA LIGA Pb 5% Sn EM MOLDE DE	
	COBRE POLIDO E REFRIGERADO À ÁGUA	144
APÊNDICE V	- VALORES TABELADOS PARA A FUNÇÃO ÊRRO	145

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

I.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

A principal razão da grande importância industrial do processo de lingotamento contínuo, evidenciada pelo desenvolvimento de uma recente tecnologia neste setor, reside em suas consideráveis vantagens econômicas, decorrentes principalmente de sua elevada produtividade, além da uniformidade, na qualidade metalúrgica do lingote obtido.

Os principais aspectos metalúrgicos envolvidos, encontrados em trabalhos experimentais e na literatura pertinente, podem ser sumarizados como:

- Uma melhor qualidade do produto fundido, devido a uma maior homogeneidade, menor segregação, uma estrutura primária de granulação mais fina e uma distribuição mais homogênea de carbeto, no caso de aços de elevado conteúdo de Carbono.⁽¹⁾

- Uma redução sensível na quantidade de trabalho a quente requerida posteriormente.

- Um maior aproveitamento de material útil, devido à grande redução nos descartes de "cabeça" e "pé" de lingote.

Por outro lado, os aspectos econômicos do processo podem ser divididos em dois itens principais, segundo Halliday⁽²⁾: - os custos de conversão (custos reais de equipamento) e os custos de produção.

Levando-se em conta que a produção anual (em toneladas) tem um significado maior nos custos de conversão para o caso dos metais, ainda de acordo com o mesmo autor, esses custos podem ser gráficamente representados como na fi

gura 1.

A análise desse ítem permite chegar-se às seguintes conclusões:

1 - O custo de produção por lingotamento contínuo, de seções de qualquer dimensão, é apreciavelmente mais baixo (no geral) do que a produção da mesma quantidade anual da mesma seção por processos convencionais.

2 - O capital inicial investido no equipamento é geralmente compensado pela eliminação do grande consumo de lingoteiras massivas, cujo custo de consumo é bem maior, além do menor espaço ocupado.

3 - Para um dado custo de conversão permissível, a produção de um determinado tipo de aço pelo lingotamento estático é considerada não-econômica abaixo de um certo nível de tonelagem anual, enquanto que pelo lingotamento contínuo a sua produção mantém-se econômica mesmo a níveis bem mais baixos.

4 - O lingotamento contínuo usualmente propicia uma considerável economia no custo de conversão total, desde o metal líquido até o produto semi-acabado, para altas tonelagens anuais.

Os custos de produção, por sua vez, são reduzidos pelo emprêgo do lingotamento contínuo devido às suas vantagens técnicas inerentes, à segurança do processo e às facilidades operacionais numa aciaria.

Essas vantagens são esquematizadas na figura 2 (em relação ao tempo de produção) e listadas em seguida, pelos dados obtidos da mesma fonte.⁽²⁾

-Maior padronização, maior produtividade

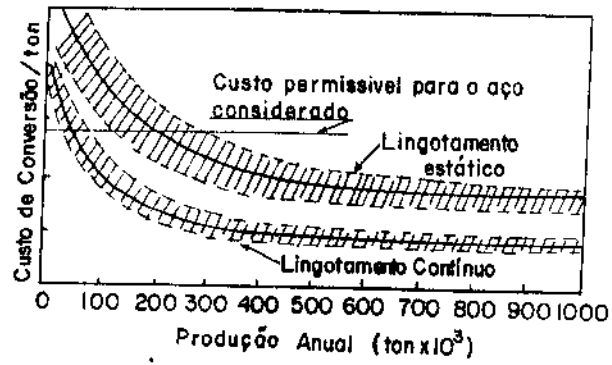


Fig. 1 - Custos de Conversão no Lingotamento Contínuo⁽¹¹⁾

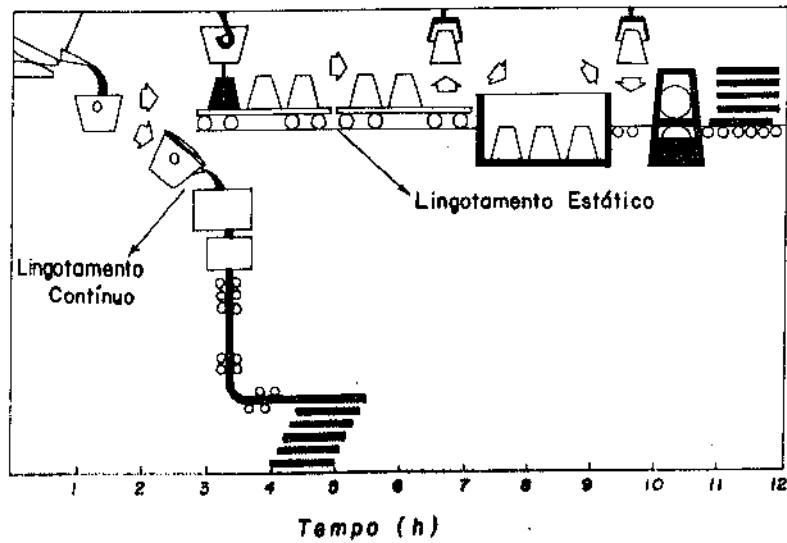


Fig. 2 - Tempo de Produção: Lingotamento Contínuo x Lingotamento Estático⁽¹¹⁾

- Alto rendimento (6 a 12%)
- Redução na energia requerida e no refugo reciclado.
- Eliminação dos pesados trens de laminação primária (desbaste).
- Grande diminuição no tempo total de produção
- Permite redução na mão-de-obra.
- Menor área de trabalho.
- Possibilita o lingotamento de perfis especiais.

O atual interesse existente por uma pesquisa sistemática nesse assunto, em vista das inúmeras vantagens do processo, visa basicamente as alterações operacionais e as adaptações no processo que conduzam a uma otimização do compromisso entre a produtividade elevada e a qualidade metalúrgica do produto semi-acabado.

O estudo da transferência de calor e da cinética de solidificação em sistemas metal-molde é de fundamental importância para a caracterização e controle de qualquer processo metalúrgico que envolva a solidificação.

No lingotamento contínuo, a influência desses fatores é predominante na primeira etapa do resfriamento, proporcionado pelo molde, onde se verifica o início da solidificação do lingote. (figura 3).

Em decorrência desse fato, podemos considerar o molde como o componente de maior responsabilidade no processo, pois determina as condições de operação e as características de qualidade para o produto.

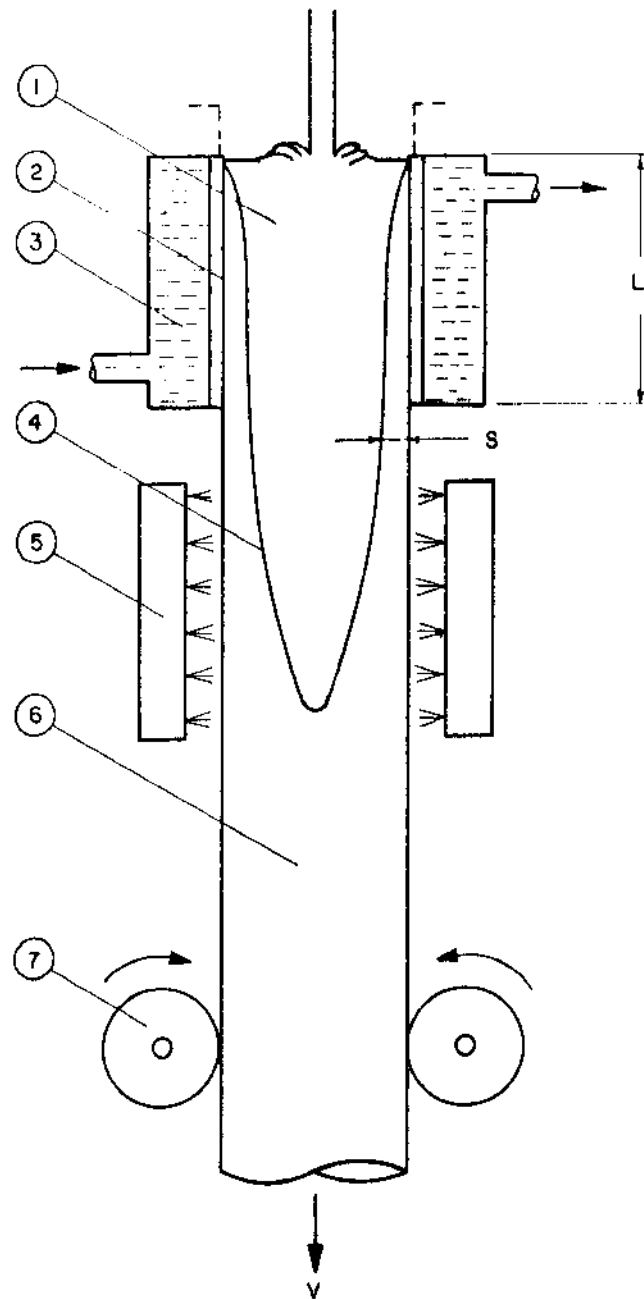


Fig. 3 - Esquema Típico do Processo de Lingotamento Contínuo⁽¹⁵⁾ (1) Metal líquido; (2) Interface metal/lingoteira; (3) Lingoteira refrigerada por água; (4) Interface sólido/líquido; (5) Sistema de refrigeração secundária; (6) Lingote solidificado; (7) Roletes de extração.

Para tanto, o mesmo deve promover uma retirada eficiente de calor do metal para o fluido de refrigeração, enquanto suporta a casca de sólido formada e o líquido remanescente.

Essa eficiência na transferência do calor durante esta etapa deve assegurar a formação de uma camada de sólido que, na saída do molde, apresente uma espessura suficiente para lhe proporcionar a autonomia mecânica necessária para resistir tanto à pressão metalostática do poço de metal líquido quanto às tensões de extração.

Além disso, o molde é também responsável pela qualidade superficial e uniformidade estrutural conseguidas para o lingote.

A ocorrência de áreas de depressão transversal, que surgem na superfície de lingotes de aço durante o período de solidificação no interior do molde, causam uma redução na taxa de resfriamento, provocada pelo aumento da resistência térmica da camada de separação física metal-molde. Essa redução local no fluxo de calor do metal para o molde provoca o aparecimento de regiões com microestruturas mais grosseiras, com grande tendência ao desenvolvimento de trincas.

A origem dessas depressões é ainda assunto de controvérsia; enquanto alguns autores⁽³⁾ consideram a contração verificada na transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ do aço como a causa mais provável, outros^(4,5) atribuem esta à solidificação sobre o menisco, ou ainda a mecanismos baseados essencialmente no movimento de oscilação do molde⁽⁶⁾. (vide capítulo III).

De qualquer maneira, a ocorrência dessas mar
cas superficiais, junto ao deslocamento gradativo do lingo
te das paredes internas do molde (o que permite a formação
de um filme gasoso entre o metal e o molde, diminuindo sen
sivelmente o coeficiente de transmissão de calor da interfa
ce metal-molde), reitera a fundamental importância da análi
se da transferência de calor associada à cinética de solidi
ficação nesse estágio de refrigeração primária do processo.

Os principais temas abordados neste trabalho
compreendem portanto uma análise desses fatores restrita ao
molde e a simulação desta etapa do processo por métodos ex
perimentais, dois deles obtidos da literatura^(5,7,8,9) e um
terceiro desenvolvido pelo autor, tendo sempre como hipóte
se básica a condição de unidirecionalidade para o crescimen
to da fase sólida.

1.2 OBJETIVOS DO PRESENTE TRABALHO

Tendo em vista a importância da etapa de resfriamento primário do processo de lingotamento contínuo de metais sobre as características operacionais do processo, bem como sobre a qualidade do produto final, estabeleceu-se um programa de trabalho para analisar o processo de solidificação nesta etapa com os seguintes objetivos:

- (a) Análise da transferência de calor no molde, considerando a condição de unidirecionalidade para o fluxo de calor.
- (b) Caracterização de métodos experimentais de simulação que propiciem avaliações consideráveis sobre a qualidade superficial de lingotes, cinética de solidificação no molde, distribuição de temperaturas no sistema metal-molde e de parâmetros da estrutura dendrítica e colunar.
- (c) Utilização de um dispositivo de Solidificação Unidirecional Vertical para a obtenção de dados cinéticos, térmicos e de microestrutura.
- (d) Construção e utilização de um dispositivo de Solidificação Lateral Com Resfriamento Por Coluna D'Agua para o estudo cinético, da estrutura macroscópica e de parâmetros da transmissão de calor no sistema metal-molde que possibilitem uma análise do perfil térmico durante a solidificação.
- (e) Determinação experimental da cinética de solidificação, da variação da temperatura da interface metal-molde, do espaçamento interdendrítico secundário, do ângulo de inclinação da estrutura colunar em lingotes e estabelecimento de correlações entre estas variáveis do processo de solidificação.
- (f) Proposição de uma relação analítica que permita estimar

o coeficiente global de transmissão de calor, em função da inclinação da macroestrutura e da velocidade de lingotamento.

CAPÍTULO II

O PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO

II - 1 HISTÓRICO

Surgiram no século passado as primeiras tentativas de obtenção de metais vazados de maneira ininterrupta, solidificados sob várias formas e com dimensões bem próximas (ou mesmo iguais) às do produto final. Pretendia-se assim, basicamente, suprimir as operações intermediárias de conformação e obter um produto de boa qualidade, com um rendimento global muitas vezes superior aos dos processos convencionais utilizados até então.

No ano de 1840, G.E. Sellers, nos EUA, obteve a patente para um processo em que eram fundidos, continuamente, tubos de Chumbo⁽¹⁰⁾.

Em 1856, Sir Henry Bessemer solicitava patente para o lingotamento contínuo de chapas de ferro maleável^(10,11). O seu processo era baseado no vazamento do metal líquido entre dois cilindros refrigerados a água, seguido da remoção da chapa solidificada, como ilustrado na figura 4.

No início deste século, com o grande progresso industrial ocorrido, a idéia original de Bessemer foi re projetada por vários pesquisadores, dando origem a novos pro

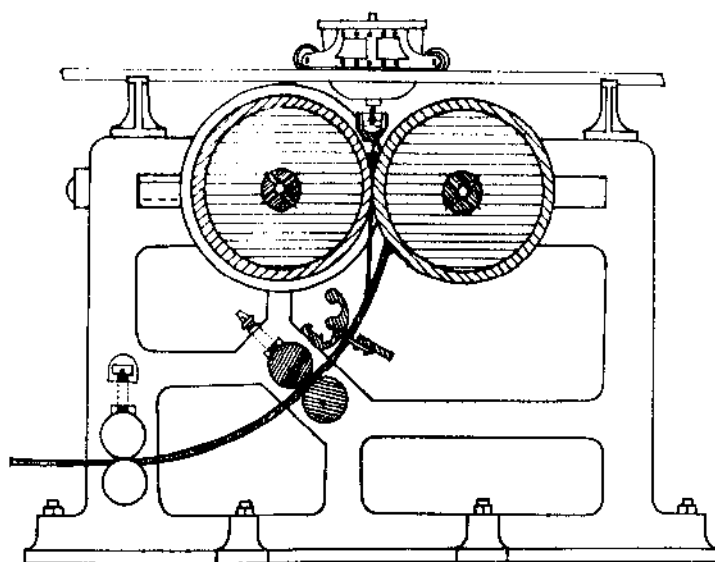


Fig. 4 - Processo Bessemer Para o Lingotamento Contínuo de Chapas ⁽¹¹⁾

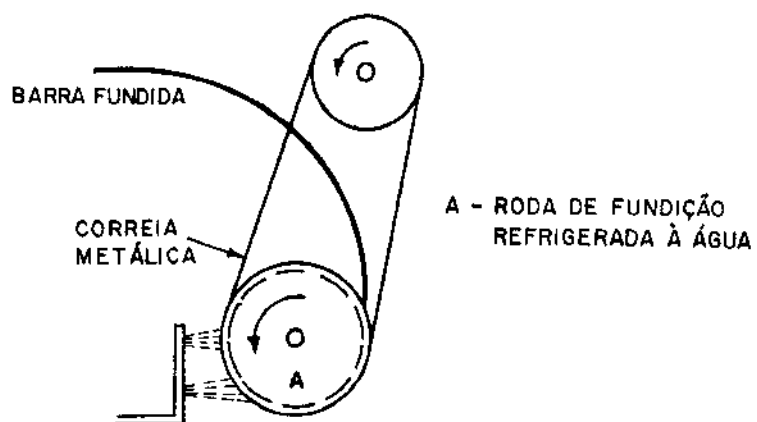


Fig. 5 - Esquema do Processo Properzi Para o Lingotamento Contínuo de Metais Não-Ferrosos.

cessos, como o de Evanov (Rússia, 1905), Duter (Alemanha, 1909) e o de Junghans (Alemanha, 1933)⁽¹¹⁾.

No período de 1930 a 1935, foram desenvolvidas máquinas com moldes móveis para a fundição contínua de fios e barras de Chumbo, Zinco e Alumínio.⁽¹²⁾ As primeiras máquinas deste tipo constituíam uma combinação de uma roda giratória e de uma correia flexível sem fim (ambas metálicas), tendo como exemplo típico o processo pioneiro de Properzi⁽¹³⁾ esquematizado na figura 5. Por este processo, atualmente são produzidas barras fundidas que podem ser laminadas logo em seguida, sem interrupção do processo; é o mais largamente utilizado dos processos com moldes móveis para o lingotamento contínuo de Alumínio e provavelmente o primeiro a competir com os laminadores convencionais.

No final da década de 30, evoluídas de processos desenvolvidos para os metais não ferrosos, surgiram as primeiras técnicas para o lingotamento contínuo de aço⁽⁹⁾, porém sem aplicação industrial satisfatória.

Somente a partir de 1950 é que o processo foi definitivamente implantado na indústria do aço, quando então surgiram soluções para os problemas relacionados com certas propriedades típicas desse material: alto ponto de fusão, baixa difusividade térmica e transformações de fase no estado sólido durante o resfriamento.

Essas particularidades tornam a análise da solidificação e transferência de calor (além da otimização do processo) bastante complexa para os aços quando comparada com a dos não-ferrosos, como salientado no capítulo III.

II- 2 - Sistemas de Lingotamento Contínuo

Essencialmente, o lingotamento contínuo difere dos processos convencionais pela obtenção de lingotes com comprimentos superiores ao do molde onde são formados.

O metal líquido é vazado continuamente no interior de um molde, onde se verifica a solidificação de uma camada superficial (de espessura variável para cada caso), e de onde é extraído, como um sólido, sofrendo duas novas etapas de resfriamento, quando então sua solidificação é completada. (fig. 3)

O molde pode possuir paredes estacionárias, vibratórias, oscilantes ou girantes; além de formas planas, pode ser constituído de um tambor rotatório ou de uma roda móvel associada a uma correia metálica sem fim, entre outras formas.

As grandes diferenças existentes entre as propriedades dos aços e dos metais não-ferrosos alteram muito as condições operacionais para o seu lingotamento contínuo.

Assim é que os diversos sistemas existentes para essa finalidade podem ser agrupados em categorias específicas para cada uma dessas classes de metais (em alguns casos, adaptações especiais permitem o lingotamento de metais de ambas as classes).

Para os não-ferrosos, a grande variedade de

sistemas existentes se enquadra numa classificação de Lingotamento Semi-Contínuo, Lingotamento Contínuo (propriamente dito) e Lingotamento Contínuo Rotativo, enquanto que os sistemas mais utilizados para os aços (todos inteiramente contínuos) dividem-se basicamente em Sistema Vertical, com Curvamento no Lingote, com Molde Curvo e Sistema Horizontal.

METAIS NÃO-FERROSOS

a) Lingotamento Semi-Contínuo

Num processo semi-contínuo, o metal é geralmente fundido num forno do tipo revérbero, passando por um forno de espera, onde é degaseificado (caso típico do Alumínio) e tem a sua temperatura ajustada. A seguir, desce por um canal inclinado até um reservatório pequeno, isolado, de onde é distribuído a vários moldes individuais, de Alumínio ou de Cobre, refrigerados a água. Para o início do processo, é introduzida uma peça metálica com o perfil do lingote no fundo de cada molde. Esta peça é apoiada numa plataforma que pode ser abaixada por um mecanismo hidráulico, com velocidade controlada, na direção vertical.

Quando o líquido atinge o nível necessário no interior do molde, o mecanismo é acionado, abaixando a plataforma e a peça iniciadora ("Dummy Bar"). A solidificação é completada na saída do molde por jatos d'água, que incidem diretamente na superfície do lingote emergente. O processo continua até que a plataforma atinja o limite do seu curso, quando então é interrompido e o sistema é preparado para o próximo ciclo. Por este processo, podem ser obtidos lingotes de Alumínio de até 10 toneladas⁽¹⁴⁾, destinadas à laminação a quente de chapas. As velocidades típicas de extração

situam-se na faixa de 0,08 a 0,25 cm/s, para o Alumínio comercialmente puro (1100), e no intervalo de 0,04 a 0,13 cm/s para as ligas mais fortes⁽¹⁴⁾, valores estes bastante dependentes das condições de cada instalação.

b) Lingotamento Contínuo

A diferença entre este sistema e o anterior reside no fato de que neste não existe uma plataforma para apoiar o lingote na saída do molde (e efetuar sua extração, com um curso determinado). Isso é feito por um conjunto de cilindros que, com sua rotação, aplicam ao lingote uma tensão suficiente para a sua completa extração do molde, sem que ocorra deformação plástica. Esses cilindros são acoplados a eixos de motores elétricos cuja rotação é compatível com a velocidade de extração.

A uma determinada distância desses cilindros (onde a solidificação já foi completada) é efetuado o corte do lingote, geralmente por uma serra volante, em pedaços de tamanho adequado para a continuidade do processo de produção.

Este sistema de lingotamento possui a mesma estrutura básica do sistema vertical utilizado para a fundição contínua dos aços (detalhado adiante, na figura 7), podendo também ser convertido para um sistema horizontal com

a introdução de algumas modificações.⁽¹⁴⁾

c) Lingotamento Contínuo Rotativo

Com essa denominação, procuramos englobar todos os processos de lingotamento contínuo nos quais o metal é vazado em um molde que possua um movimento que o torne capaz de promover a extração do lingote na mesma direção, sentido e velocidade desse movimento. Conceituando-se este sistema dessa maneira, evita-se qualquer confusão em relação aos movimentos de vibração existentes nos moldes de diversos outros sistemas. O termo "rotativo" provém do fato do metal ser vazado na cavidade entre uma roda giratória e uma correia metálica sem fim, ambas refrigeradas a água, em alguns dos processos que deram origem a esse sistema. Nos demais processos, o movimento do molde apresenta sempre características de rotação.⁽¹²⁾

Em alguns dos casos, como no do já citado processo Properzi, o lingote pode ser laminado imediatamente após sua extração do molde, sendo feito passar por um trem laminador acoplado à linha de produção. Tem-se então o chamado Sistema de Fabricação Integrada, que apresenta novas vantagens econômicas por eliminar muitas etapas na produção, incluindo o oneroso reaquecimento dos lingotes para a laminação posterior. De qualquer modo, o processo de fundição, em si, é praticamente independente das etapas subsequentes.

AÇOS

A instalação de um sistema para o lingotamento contínuo de aços basicamente requer os seguintes componentes:

- Um forno para a fusão do metal
- painéis de transferência e vazamento, que transportam o aço líquido do forno até a lingoteira.
- Uma calha de distribuição (ou intermediária)
- Um molde refrigerado a água (resfriamento primário, indireto)
- Uma bateria de chuveiros para a incidência direta de água (resfriamento secundário).
- Cilindros para a extração do lingote
- Dispositivos para corte e transporte do produto.

Características e Funções dos Componentes

Forno de fusão - dentre os vários tipos utilizados, o forno elétrico a arco é um dos que mais se adaptam às condições de lingotamento contínuo, principalmente para os aços especiais.

Sua característica fundamental é a regularidade dos intervalos entre os vazamentos, de 3 a 6 horas (conforme a dimensão da corrida). Com capacidade situada no intervalo de 20 a 120 toneladas, permite temperaturas suficientemente elevadas para garantir o superaquecimento necessário.⁽¹⁰⁾

O mesmo não ocorre com o Siemens-Martin, onde a irregularidade nos intervalos entre as corridas (de 6 a 12 horas) dificulta muito a sincronização dos fornos com o lingotamento contínuo, cujo ciclo é uniforme. O conversor Thomaz, por sua vez, apesar de apresentar uma maior uniformidade nesses intervalos (em torno de uma hora) fornece o aço a temperaturas de vazamento muito baixas para um bom andamento do processo.

Panelas de transferência - dependendo da velocidade de vazamento requerida e do equipamento utilizado, essas panelas são geralmente do tipo Sifão ou com vazamento pelo fundo (figs. 7 e 8).

A transferência do aço líquido, do forno para a lingoteira, deve ser efetuada de maneira a garantir uma perda máxima de superaquecimento de 15°C ⁽¹⁰⁾. Essas panelas são feitas de aço e revestidas com refratários apropriados para o tipo de aço a lingotar.

Calha de distribuição - possibilita manter-se o líquido a um volume constante, para que a pressão metalostática seja uniforme e controlada. Mantém ainda um fluxo de alimentação razoavelmente laminar através de sua válvula-tampão (evitando turbulências que possam prejudicar a qualidade do lingote), dirigindo o fluxo de metal líquido exatamente para a entrada do molde. A calha de distribuição

é construída com chapas de aço inoxidável soldadas, e revestidas com refratários sílico-aluminosos.⁽¹⁵⁾

Molde - Os moldes empregados no lingotamento contínuo são sempre refrigerados a água, pela sua grande capacidade de troca rápida de calor. Isso permite as altas velocidades de solidificação exigidas para o processo, fator principal para a sua continuidade e para a qualidade metalúrgica do lingote.

Existem vários modelos de molde, em sua maioria feitos de Cobre, que se enquadram em três tipos básicos: Tubo, Bloco e Placa (fig. 6)

O primeiro tipo é mais usado para seções transversais quadradas menores de até 200 mm^2 , enquanto que os outros dois abrangem seções bem maiores, quadradas e retangulares⁽¹¹⁾.

Fundamentalmente, o molde consiste de uma caixa ôca cuja cavidade principal dá o perfil desejado ao lingote, formada por paredes falsas, onde o fluido de refrigeração (água) circula sob pressão e com vazão controlada.

Na extração do lingote do molde, apesar da contração volumétrica da espessura solidificada, ocorre muitas vezes uma aderência entre o metal e a superfície interna do molde (micro-solda ou "pega"). Essa dificuldade tem sido superada através da utilização de moldes oscilantes (na direção de extração) e lubrificados nas paredes internas. Diversos óleos de baixo teor de resíduos e escórias pulverizadas são empregados na lubrificação, enquanto que a frequência comum para um comprimento de molde típico (750 mm) é de 0,5 Hz⁽¹⁶⁾. A oscilação do molde impede a "pega" por ação mecânica, enquanto que a lubrificação promove a formação de uma película gasosa protetora entre o metal e as

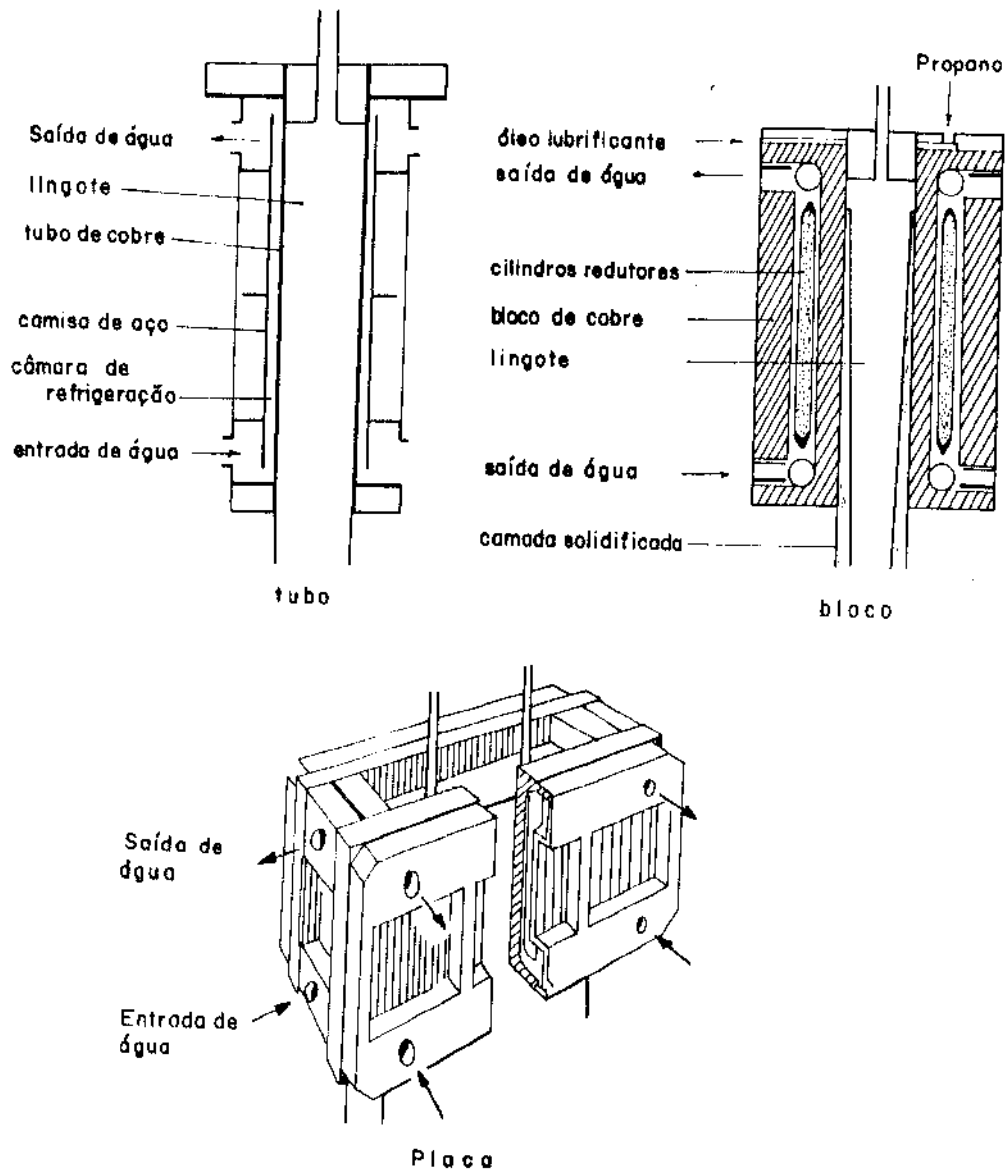


Fig. 6 - Tipos de Molde para o Lingotamento Contínuo de Aços⁽¹¹⁾

paredes internas, pela vaporização do óleo ao contacto com o metal líquido.

Por outro lado, a lubrificação acarreta a desvantagem de diminuir sensivelmente o coeficiente de transmissão de calor da interface metal-molde (h_i) pela redução da capacidade de extração de calor desse sistema, o que traz como consequência menores velocidades de solidificação (capítulo III).

Chuveiros d'água - na etapa de resfriamento secundário, onde o lingote extraído do molde sofre a incidência direta de água através da bateria de chuveiros, o projeto e a calibração desta deve assegurar que um resfriamento homogêneo e eficiente ocorra. Uma refrigeração insuficiente ou inadequada nesse estágio pode dar origem a uma série de defeitos tanto superficiais como internos no lingote.

A Tabela 1 fornece as características e causas desses defeitos.

Cilindros Extratores (Roletes) - são cilindros de aço cuja rotação (correspondente à velocidade de extração) imprime ao lingote uma tensão suficiente para a sua completa extração do molde, sem deformá-lo plásticamente.

Dispositivos para Corte - emprega-se o corte por maçaricos oxi-propanos ou oxi-acetilênicos para lingotes de grande seções transversais, enquanto que para os de pequenas seções são utilizadas tesouras de corte por cisalhamento⁽¹⁵⁾.

a) Sistema Vertical

Neste sistema (fig. 7), o lingote evolui mantendo a posição vertical durante todo o seu percurso, desde

TABELA 1 - Defeitos metalúrgicos causados por refrigeração secundária ineficiente no lingotamento contínuo dos aços.⁽¹⁵⁾

TIPOS DE DEFEITOS	CAUSAS
Trinca externa longitudinal	Resfriamento irregular ou falta de alinhamento. Resfriamento irregular intenso.
Defeito superficial de aspecto romboédrico.	Jato de resfriamento irregular, falta de alinhamento vertical.
Defeito superficial de aspecto côncavo	Forma do jato de refrigeração incorreta e super-resfriamento.
Defeito superficial de aspecto convexo	Refrigeração insuficiente, forma de jato de refrigeração incorreta, colocação incorreta dos chuveiros.
Trincas internas na forma de estrela	Jato excessivo de resfriamento.
Trincas internas paralelas à direção de laminação	Resfriamento errado ou irregular.
Trincas internas normais à direção de laminação	Alinhamento incorreto, refrigeração insuficiente.
Trincas internas diagonais aos cantos	Alinhamento incorreto, refrigeração irregular, forma do jato incorreta.

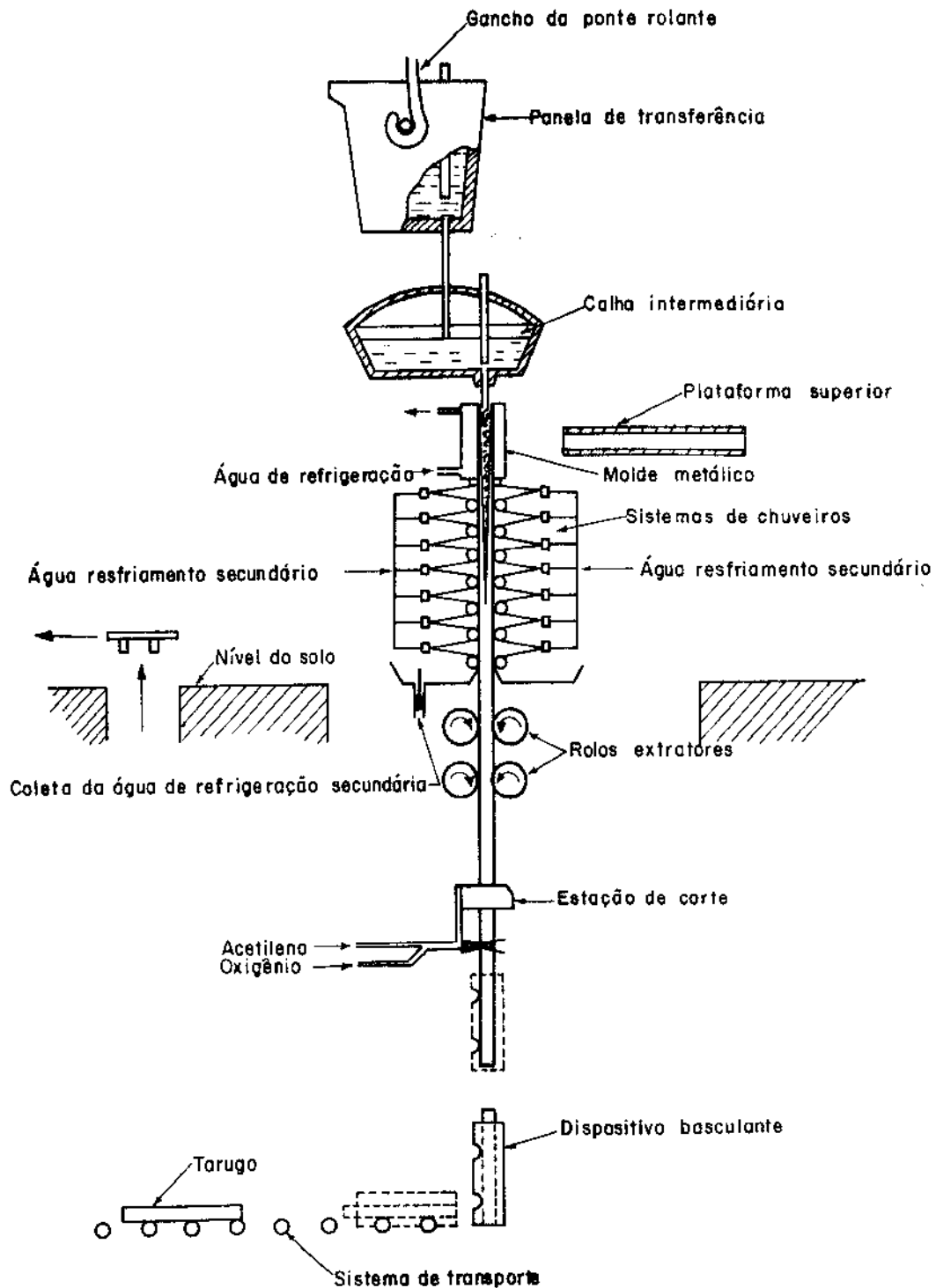


Fig. 7 - Sistema de Lingotamento Contínuo Vertical (Aços) (15)

a refrigeração primária até o corte.

Somente após o corte (usualmente oxi-acetilênico) é que o lingote é posicionado automaticamente na horizontal, para o seu transporte.

A relativa simplicidade operacional deste sistema constitui sua principal vantagem, porém essa configuração vertical exige um custo de instalação considerável, por necessitar de uma elevada altura.

b) Sistema com Curvamento no Lingote

O lingote obtido nesse sistema passa pelas etapas de resfriamento primário e secundário (além dos roletes de extração) na posição vertical. Em seguida, por meio de roletes de flexão, sofre um encurvamento para o horizontal, antes da operação de corte (fig. 8).

Dessa maneira, a altura necessária para a instalação desse sistema torna-se menor em relação ao anterior. Porém, apesar dessa vantagem, esse sistema exige velocidades de extração mais baixas, devido às tensões mecânicas provocadas durante o encurvamento.

Essas tensões podem causar rupturas ou danos superficiais no lingote com uma temperatura bastante alta.

c) Sistema com Molde Curvo

Nesse caso, o molde apresenta o seu eixo lon

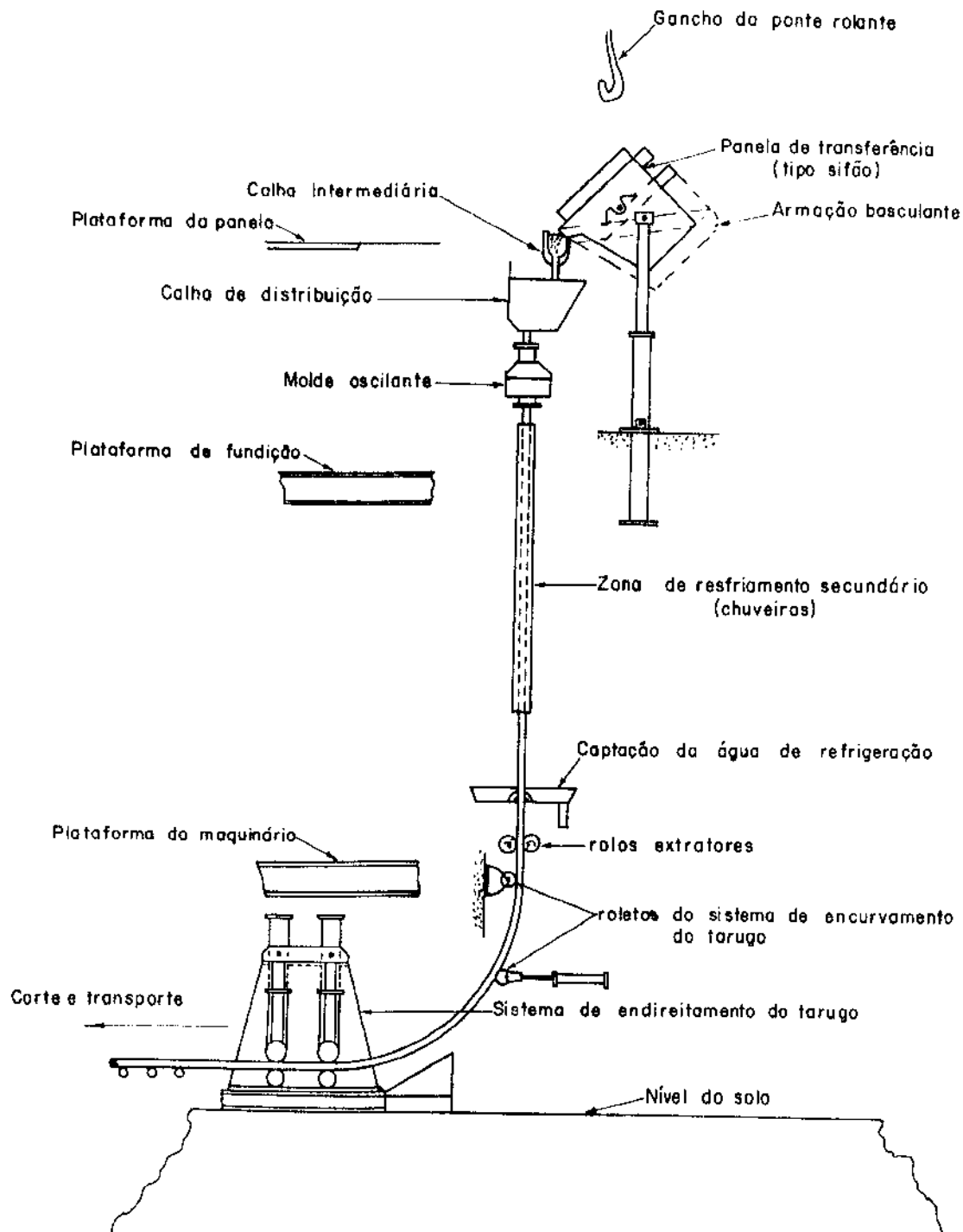


Fig. 8 - Sistema de Lingotamento Contínuo com Incurvamento no Lingote (Aços) (15)

gitudinal encurvado, dando lingote em solidificação uma curvatura adequada já durante a etapa primária de refrigeração (fig. 9).

A refrigeração secundária procede na saída do molde, quando o lingote é simultaneamente guiado por roletes diretores até tangenciar a horizontal. Nesse ponto, ele então passa por uma série de roletes desempenadores e endireitadores, que o conduzem às operações finais de corte e transporte, realizadas na horizontal.

d) Sistema Horizontal

A maioria dos processos que possuem uma configuração horizontal pouco diferem entre si, e em relação aos sistemas anteriores, apresentam poucas variações no aspecto funcional, quando operam com moldes estacionários(fig.10)

Porém, um dos processos de recente desenvolvimento neste sistema apresenta algumas particularidades de grande interesse tecnológico que serão sumarizados nessa seção. Trata-se do "Processo de Lingotamento Contínuo Horizontal com Molde Fechado" (Watts), esquematizado na figura 11, de (a) a (c).

Nesta figura, observa-se que inicialmente (a) o metal líquido é vazado de uma panela intermediária (1), através de uma válvula (2), para um molde horizontal (3) adjacente, refrigerado a água e fechado no fundo. Na sequência da mesma (b), o sistema é apresentado após passado algum

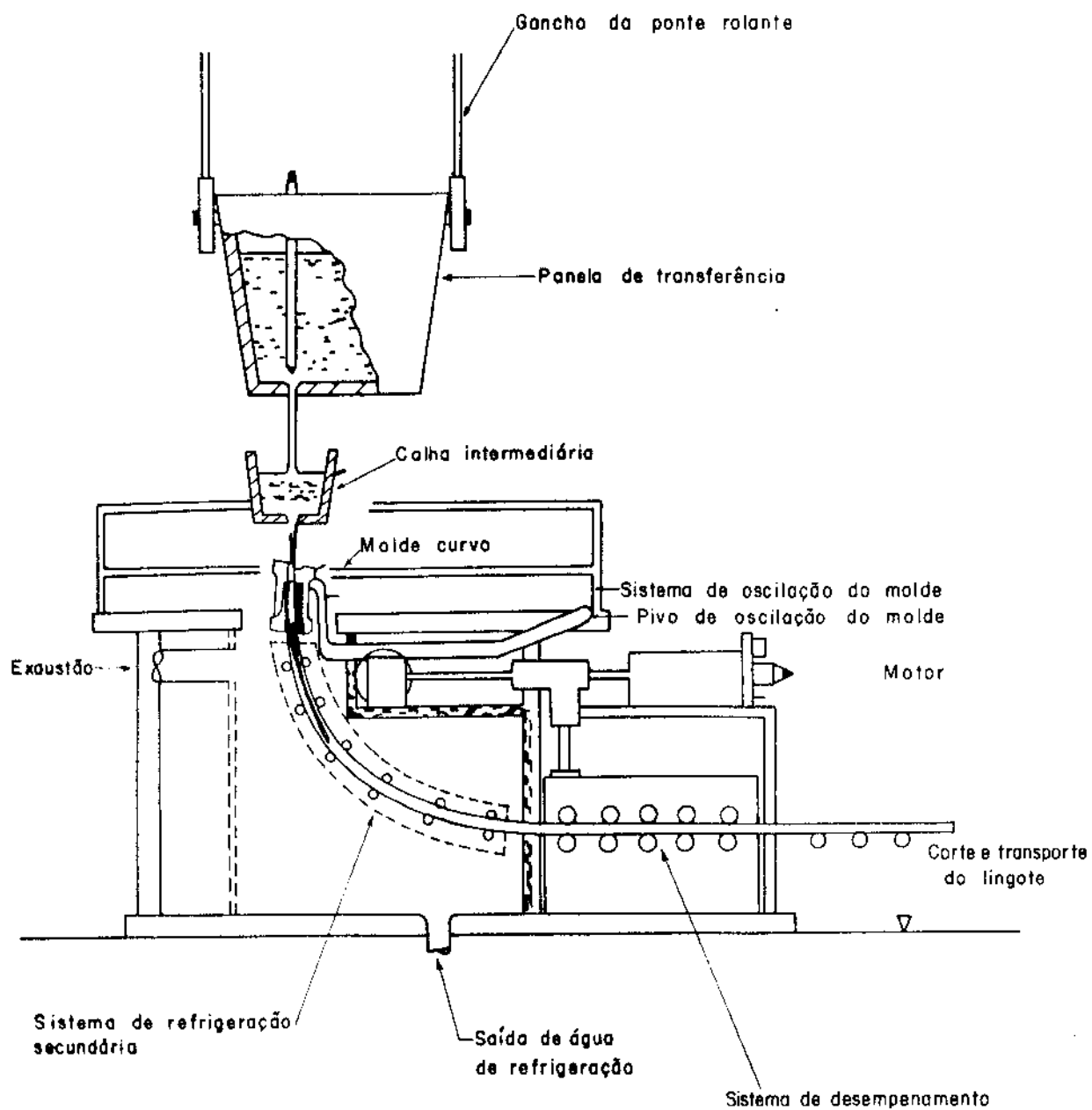


Fig. 9 - Sistema de Lingotamento Contínuo com Molde Curvo
(Aços) ⁽¹⁵⁾

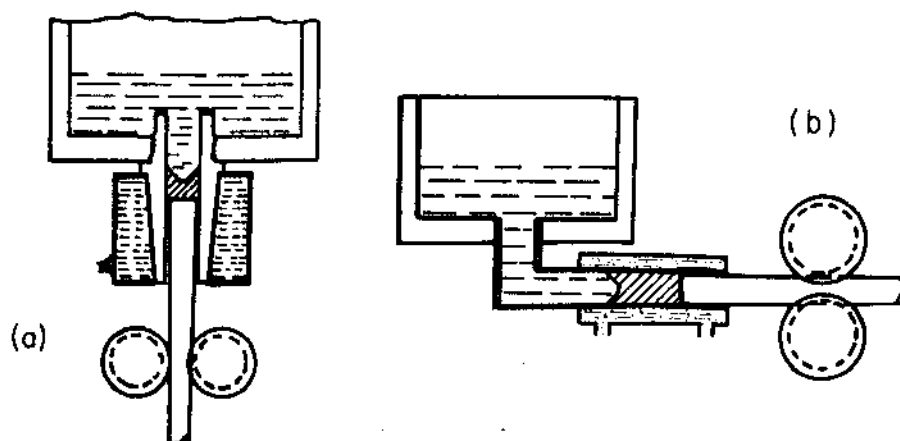


Fig. 10 - Lingotamento Contínuo com Moldes Estacionários (Aços):
 a) Vertical; b) horizontal⁽¹⁶⁾

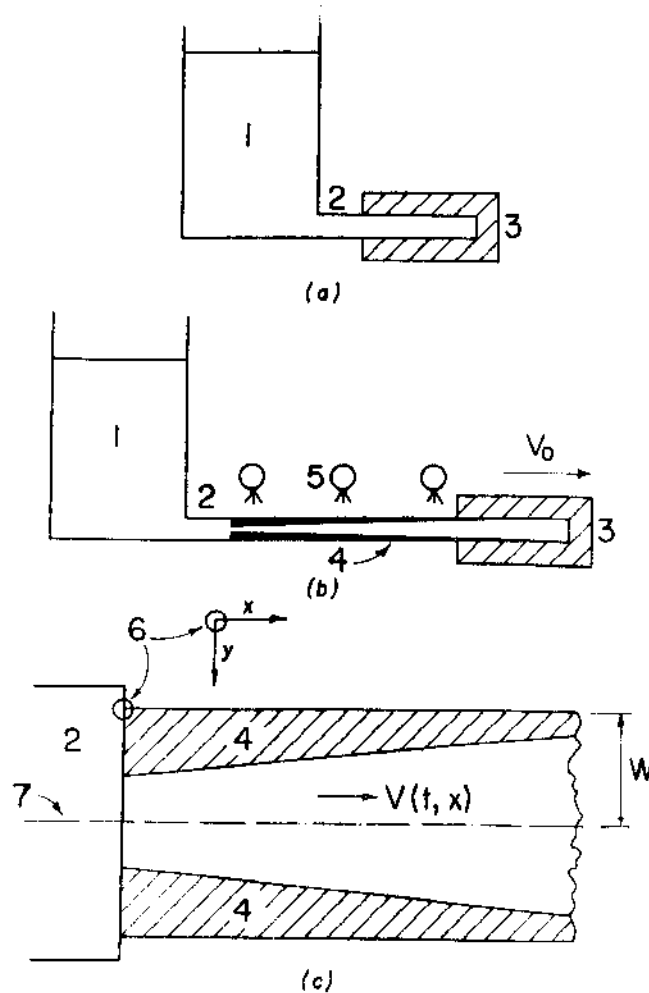


Fig. 11 - Esquema de Funcionamento da Máquina Watts de Lingotamento Contínuo Horizontal de Aços⁽¹⁷⁾:
 1) Aço Líquido, 2) Canal de Saída; 3) Molde;
 4) Casca Solidificada, 5) Refrigeração por Chuveiros,
 6) Origem do Sistema de Referência, 7) Plano de Simetria.

tempo de vazamento; no instante em que uma casca sólida de espessura suficiente já está formada, o molde é deslocado horizontalmente com uma velocidade constante (V_0). A superfície desta casca (4) é resfriada por chuveiros d'água (5) e depois por radiação; enquanto isso o molde é suprido com mais metal fundido através do poço líquido interior à casca. A parte final da figura (c) detalha a casca formada e a corrente de metal líquido, além do sistema de coordenadas empregado para a análise do lingotamento de uma placa de espessura $2W$. Para uma velocidade constante de lingotamento (V_0), a velocidade linear da corrente de metal líquido ($V(t,x)$) será variável devido à não-uniformidade da casca solidificada (a forma esquematizada para a casca nesta figura é arbitrária porque a verdadeira forma só poderá ser obtida após efetuada a análise). O sistema pode ser mantido em funcionamento enquanto o poço existir, permitindo o suprimento de metal líquido para o molde em movimento.⁽¹⁷⁾

A principal vantagem desse processo, em contraste com as operações normais de lingotamento contínuo, reside no fato de que a corrente de metal líquido é inteiramente turbulenta e se move pelo interior da casca solidificada com uma velocidade finita.

Esse movimento relativo da corrente líquida, junto com aturbulência no seio do líquido, é considerado um fator que impede o crescimento colunar, provocando uma melhor distribuição de constituintes e minimizando assim os problemas de segregação.⁽¹⁷⁾

Por outro lado, uma das grandes dificuldades encontradas no projeto de instalação de um sistema deste ti

po é a determinação do comprimento máximo que deve ser lin
gotado, antes que o suprimento de metal líquido para o mol
de seja restringido pela solidificação da corrente líquida
no interior da casca.

CAPÍTULO III

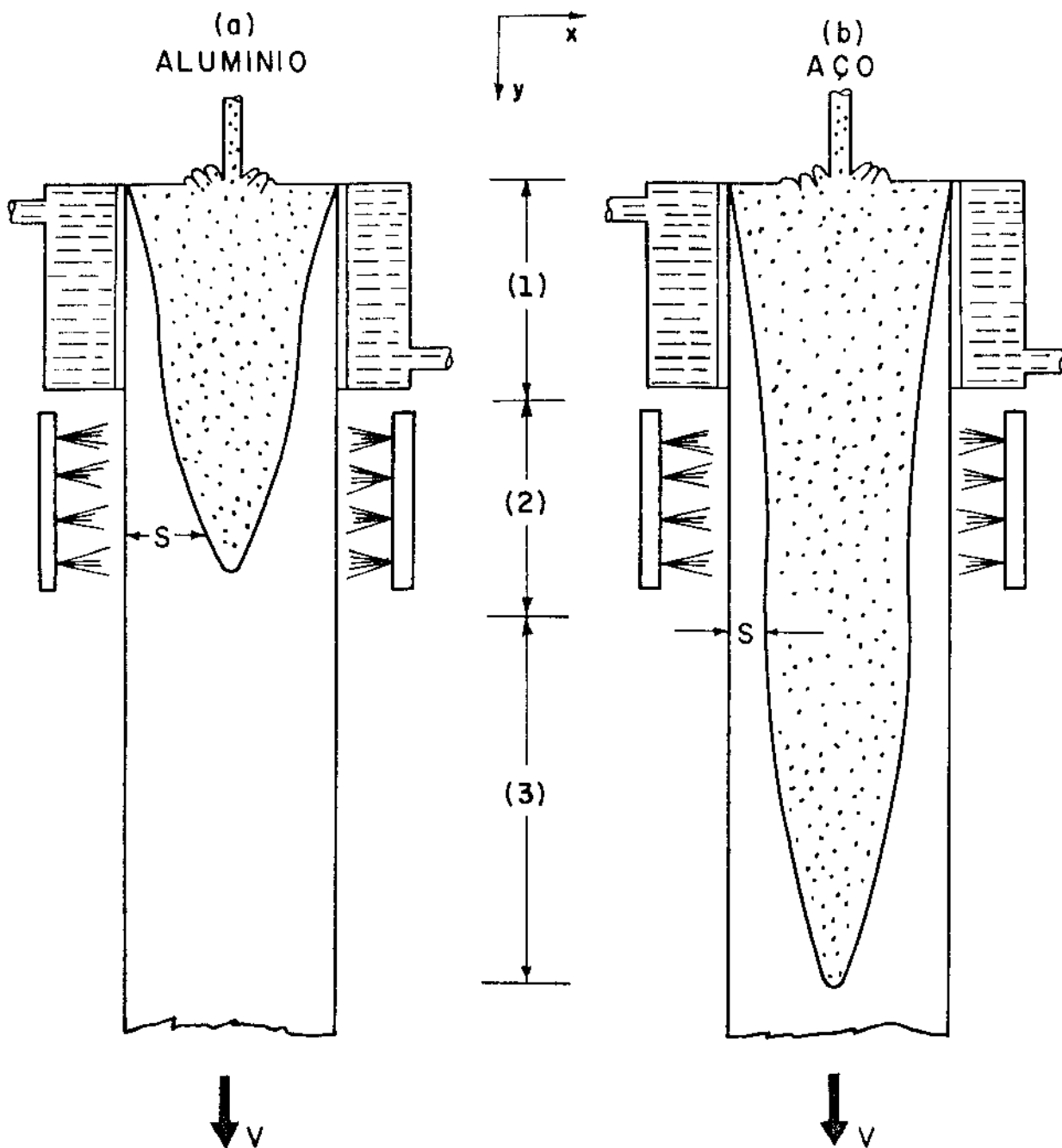
SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE LINGOTAMENTO CONTÍNUO NA ETAPA DE RESFRIAMENTO PRIMÁRIO

III. 1 - Análise da Transferência de Calor durante o processo.

Antes de abordarmos os métodos experimentais utilizados na simulação do processo em seu primeiro estágio de refrigeração, consideremos as diferentes etapas de resfriamento sofridas pelo lingote em um sistema vertical de lingotamento contínuo, próprio para os aços.

Essas etapas encontram-se esquematizadas na figura 12, onde também é mostrada a diferença fundamental no poço de metal líquido (perfil de solidificação) dos metais-não ferrosos, como o Alumínio (caso a) em comparação com o aço (caso b). Pode ser observado nessa figura que o aço apresenta uma maior profundidade para o poço de metal líquido, o que é explicado pelo fato de que durante a solidificação as temperaturas na camada solidificada devem ser mantidas sempre acima da temperatura crítica de transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ (Austenítica), como mostra qualitativamente a figura 13.

A coexistência de três fases sólidas distintas na solidificação acarretaria tensões de contração diferencial, provocando a formação de trincas que comprometem a qualidade do lingote (1, 15, 18, 19).



1: ESTÁGIO DE REFRIGERAÇÃO PRIMÁRIA (MOLDE)

2: ESTÁGIO DE REFRIGERAÇÃO SECUNDÁRIA (SPRAY)

3: ESTÁGIO DE RADIAÇÃO LIVRE

Figura 12: - Representação do perfil da solidificação no lingotamento contínuo

a) Caso típico do Alumínio (poço de metal líquido curto).

b) Caso típico do aço (poço de metal líquido longo).

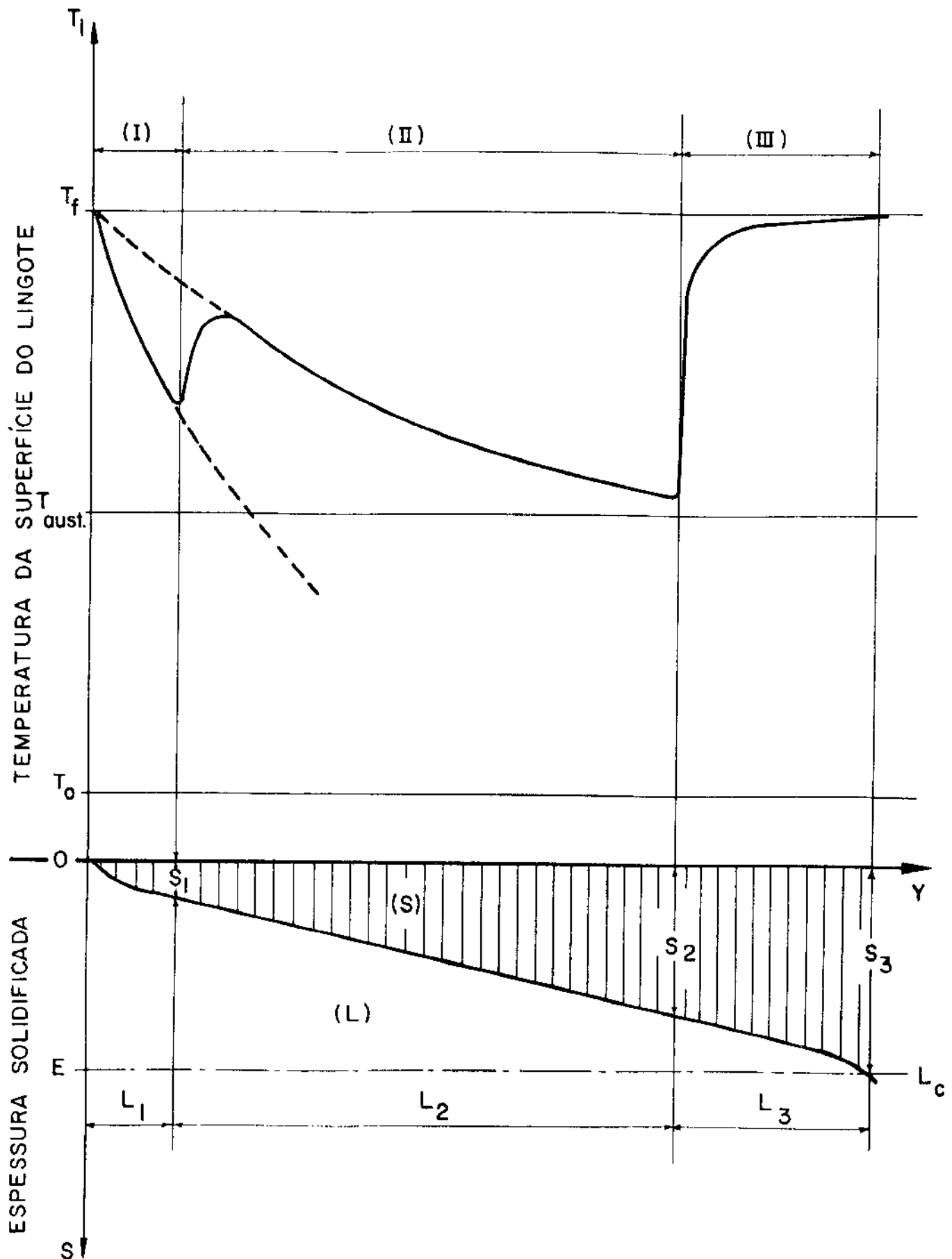


Figura 13: - Variação esquemática da temperatura da superfície do lingote em função da espessura solidificada no lingotamento contínuo do aço. (9)

(1) Estágio de Refrigeração Primária

Nesta etapa primária, de refrigeração indireta com água e que se verifica no molde, o conhecimento na prática operacional recomenda que, para o aço, a espessura mínima solidificada (S_1) até o final desse estágio (representada na figura 13), deve ser da ordem dos valores mostrados na tabela abaixo⁽¹⁸⁾:

Tipo de Lingote	S_1 (cm)
Lingotes pequenos (10x10 cm)	1,0
Lingotes médios (15 x15 cm)	1,25
Placas pequenas	1,7
Placas grandes	> 2,0

Tabela 2: Espessura mínima solidificada até o primeiro estágio de Refrigeração (S_1) no lingotamento contínuo do aço.

Além desse critério, deve ser observado ainda que ao longo do molde a temperatura da casca solidificada deve ser mantida sempre acima de T_{aus} , pelo motivo já citado.

(2) Estágio de Refrigeração Secundária

Já fora do molde, o lingote em solidificação sofre mais uma refrigeração com água, que agora incide diretamente em sua superfície, através de chuveiros ("sprays").

O objetivo principal desta segunda etapa é proporcionar um resfriamento mais eficiente, já que o deslocamento do lingote das paredes do molde (devido à contração) provoca uma diminuição muito sensível na eficiência da troca térmica após determinado comprimento no molde, sem que a temperatura da superfície da casca solidificada (T_i) caia a valores que atinjam a temperatura crítica (T_{aus}), no caso do lingotamento contínuo dos aços. Essa condição é possibilitada pelo fato de que neste estágio o coeficiente de transmissão de calor da interface metal-água (h_a) é mais facilmente ajustável através de regulagem do fluxo e pressão da água nos chuveiros, de modo a permitir que a solidificação ocorra o mais rápido possível.

(3) Estágio de Radiação livre

Esta é a última etapa de refrigeração, onde a transferência de calor é efetuada por radiação livre (cuja taxa de transmissão é menor do que a da etapa anterior).

Assim, a manutenção das temperaturas do lingote acima da temperatura crítica (T_{aus}) é garantida até a solidificação completa do mesmo, correspondente à maior espessura solidificada (S_3) (figura 13).

Completada a solidificação do lingote, o resfriamento posterior prosseguirá de maneira essencialmente ho

mogênea, pela ausência de gradientes térmicos apreciáveis . Isso é possível devido às características de transferência de calor por radiação e convecção ao meio ambiente e à ausência da temperatura de solidificação como condição maximizante do perfil térmico; dessa forma o resfriamento subsequente pode ocorrer com uma temperatura na superfície do lingote pouco abaixo da temperatura no seu centro⁽⁹⁾.

A Transferência de Calor no Molde

O tratamento matemático do transporte de calor no resfriamento primário do lingotamento contínuo é extremamente importante, pois permite a determinação do perfil de temperaturas no metal, bem como da cinética de solidificação no molde.

Esses resultados, entre outros, possibilitam a fixação do comprimento de molde necessário para a solidificação de uma espessura que apresente uma autonomia mecânica suficiente para conter o metal líquido, sem perigo de ruptura, na saída do lingote do molde (início do resfriamento secundário).

Uma das primeiras análises do problema do fluxo de calor no lingotamento contínuo originou-se do trabalho de Krainer e Tarmann⁽¹⁹⁾, que chegaram à determinação do coeficiente de transmissão de calor realizando medidas do fluxo de calor através das paredes do molde, em experiências de lingotamento estático e contínuo para o caso do aço de baixo carbono.

A figura 14 indica as fontes de troca de calor verificadas na etapa de refrigeração primária, juntamente com o respectivo perfil térmico. São elas: o metal líquido, o metal sólido, o molde e o fluido de refrigeração.

O vazamento induz correntes de convecção no metal líquido, o que provoca a homogeneização da temperatura e o transporte de calor do líquido para o sólido, por convecção forçada. No metal sólido, a transferência de calor se dá por condução, que pode ser considerada unidirecional (na direção perpendicular à de extração do lingote), exceto nos casos do lingotamento contínuo de Cobre e Alumínio a baixas velocidades de extração^(20,21).

A caracterização da transferência Newtoniana, verificada entre a superfície externa do metal sólido e o fluido de refrigeração, pode ser efetuada através de um coeficiente global de transmissão de calor (h), que é o valor recíproco resultante da soma de três resistências térmicas envolvidas: a resistência térmica da interface metal-molde ($1/h_i$), a resistência térmica da parede do molde (m/k_m) e a resistência térmica da interface molde-fluido de refrigeração ($1/h_a$).

Assim temos:

$$\frac{1}{h} = \frac{1}{h_i} + \frac{m}{k_m} + \frac{1}{h_a} \quad (1)$$

onde m = espessura da parede do molde

k_m = condutibilidade térmica do material do molde.

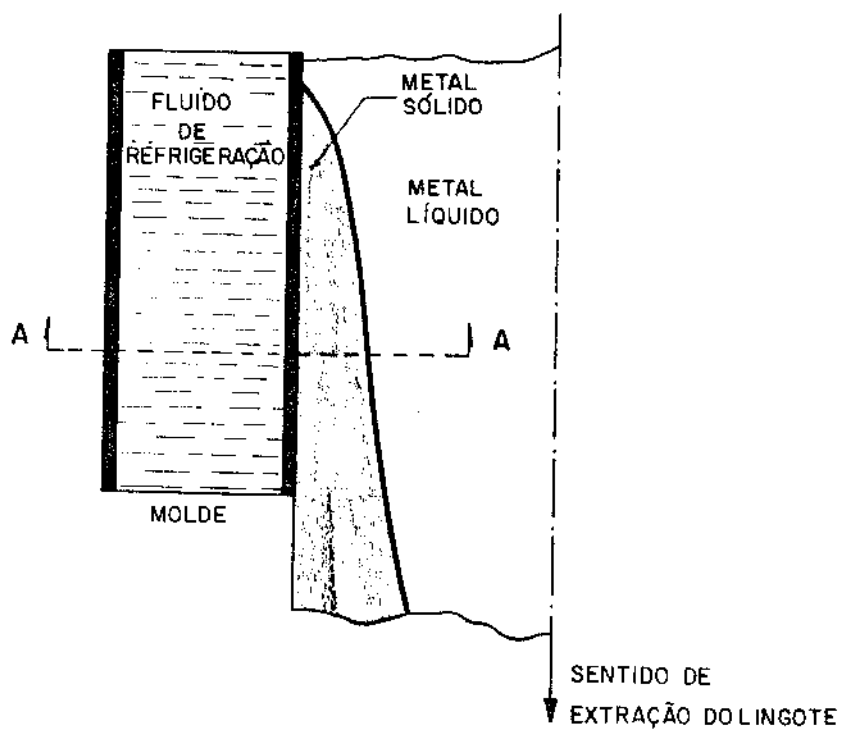
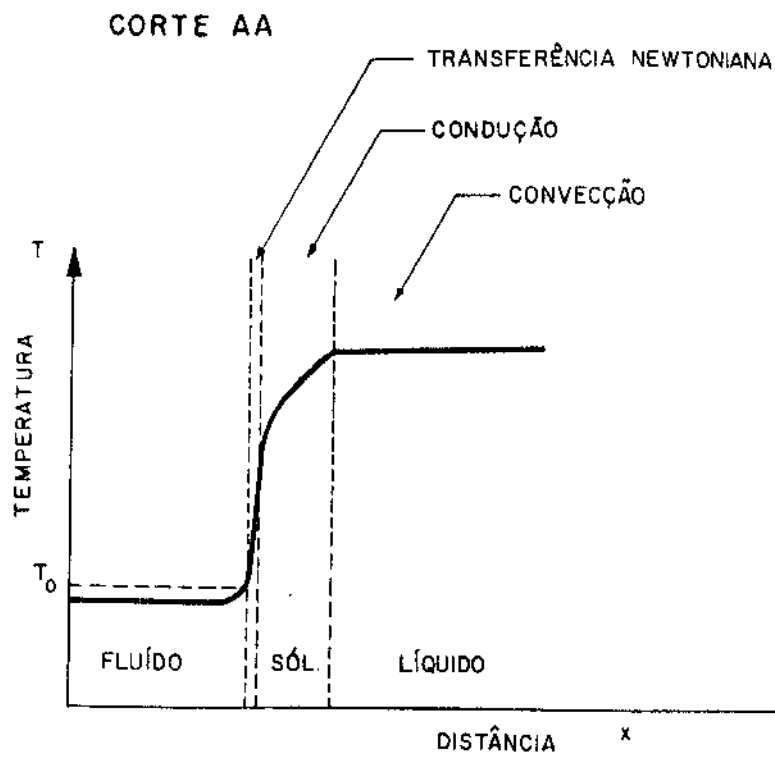


Fig. 14 - Representação Esquemática do Perfil de Solidificação e da Distribuição de Temperaturas na Etapa de Resfriamento Primário do Lingotamento Contínuo, com as respectivas indicações dos modos de Transferência de Calor atuantes (30)

O coeficiente de transmissão de calor molde-fluido de resfriamento (h_a), com o fluido passando por um canal de largura w , pode ser obtido pelo conjunto de equações⁽²²⁾:

$$Nu = 0.023 (Re)^{0.8} (Pr)^{0.33} \quad (2 a)$$

$$Nu = h_a w / k_a \quad (2 b)$$

$$Re = \frac{d_a V_a}{\eta_a} \quad (2 c)$$

$$Pr = \frac{C_p \eta_a}{k_a} \quad (2 d)$$

onde Nu , Re e Pr são, respectivamente, os números de Nusselt, Reynolds e Prandtl para o fluido nos canais do molde, e

k_a = Condutibilidade térmica do fluido

η_a = Viscosidade do fluido

V_a = Velocidade do fluido

w = largura do canal

Como as parcelas (m^2/km) e ($1/ha$) juntas representam uma pequena contribuição à resistência térmica total entre a superfície do molde e o fluido, podemos considerar que a transferência Newtoniana é praticamente controlada pela resistência térmica metal-molde ($1/h_i$).^(23,24)

O fluxo de calor no molde, de acordo com a literatura^(22,24,25), é função da distância ao longo de seu comprimento.

No início da formação da camada solidificada, esse fluxo sofre um aumento resultante de um melhor contacto térmico entre metal e molde, provocado pela pressão metalostática sobre a camada sólida.

À medida que esta camada cresce, ela vai adqui

rindo uma maior resistência a essa pressão, até o ponto em que esta última é vencida pela contração, ocorrendo então a formação de um filme gasoso ("gap") entre o metal e o molde.

Com isso, há uma diminuição no valor do coeficiente de transmissão de calor entre o metal e o molde, que juntamente com o aumento contínuo na resistência térmica da camada sólida, faz com que o fluxo global de calor diminua.

Já nas proximidades da saída do molde, devido à influência dos chuveiros da etapa de resfriamento secundário sobre a parte inferior do mesmo, o fluxo de calor volta a crescer.

A figura 15 esquematizada a variação do fluxo de calor ao longo do molde, quanto a esses três aspectos fundamentais.

Em termos de projeto ou de operação de sistemas de lingotamento contínuo, é de capital importância o conhecimento do coeficiente global de transmissão de calor.

O efeito de fatores tais como o material do molde, velocidade do fluido de refrigeração, lubrificação do molde e velocidade de extração do lingote, pode ser sintetizado nesta variável.

Segundo análise de Hills⁽²¹⁾ no lingotamento contínuo do aço, a variação do coeficiente de transmissão de calor ao longo do molde é tal que pode ser considerada linear.

Mesmo assumindo-se um valor médio para o coeficiente de transmissão de calor ao longo do molde (de acordo

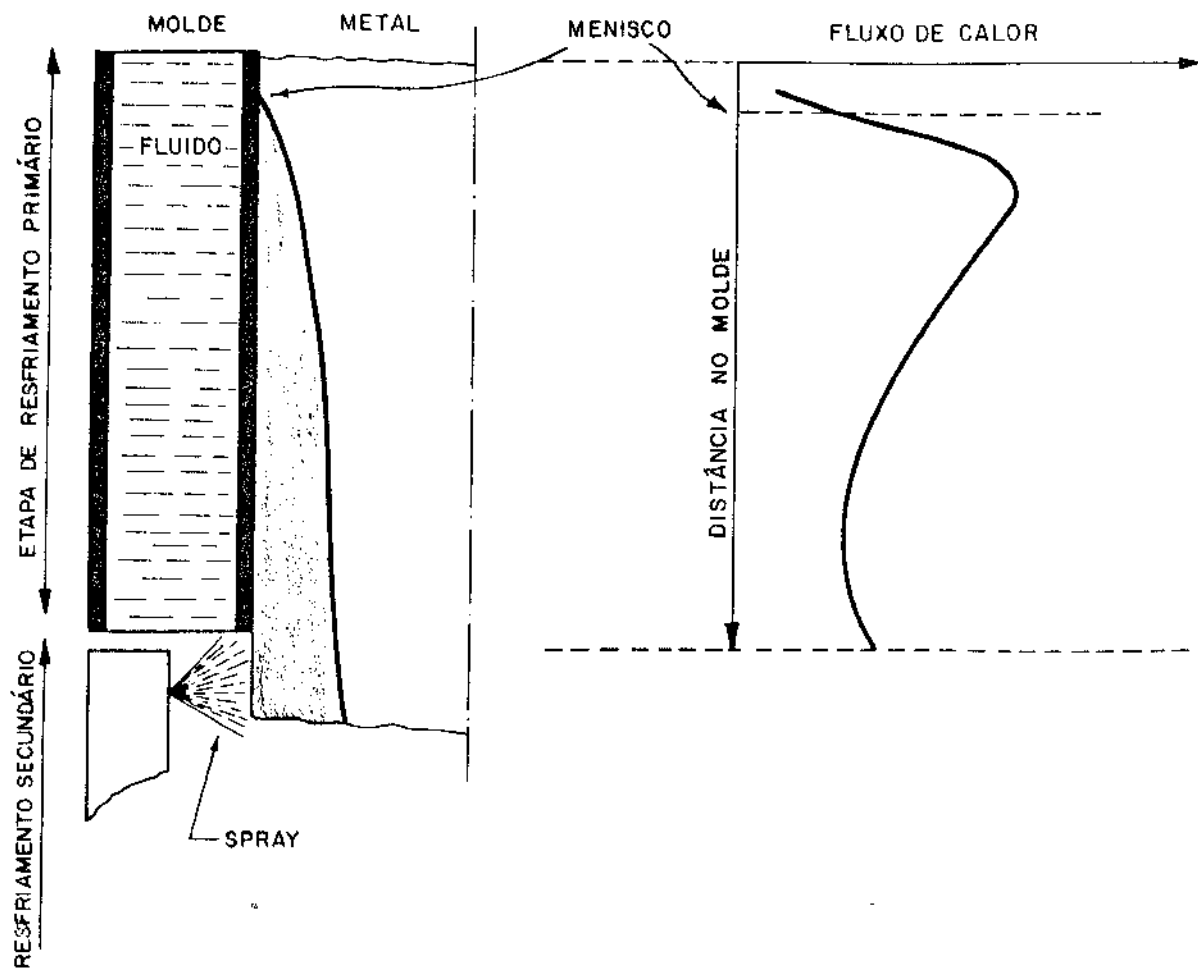


Fig. 15 - Esquema da Variação do Fluxo de Calor ao Longo do Molde (30)

com a análise de Jones⁽²⁷⁾), ao invés de considerar-se a pequena variação linear existente, obtem-se uma aproximação bastante razoável. Com esta aproximação, esse coeficiente fica parametrizado, o que torna um pouco menos complexa a análise de transferência de calor nesta etapa do lingotamento contínuo.

III - 2 - Lingotamento Estático com Alimentação pela Base

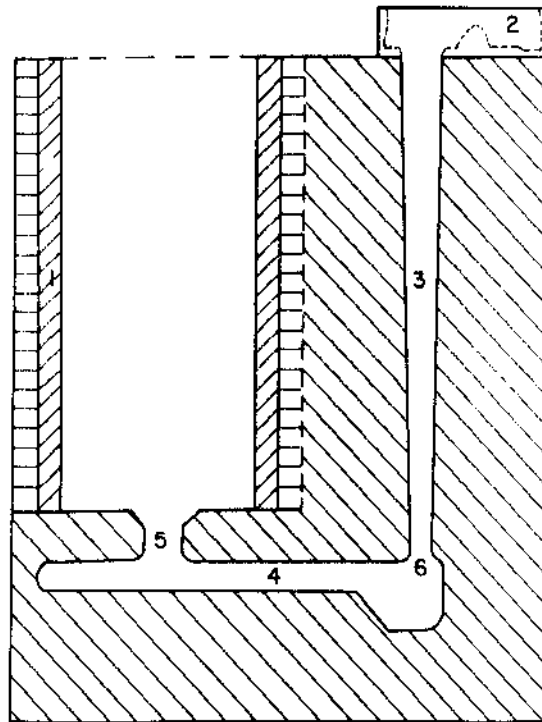
Um dos métodos experimentais de simulação da etapa inicial do processo, recentemente desenvolvido por alguns pesquisadores nessa área^(5,7), consiste basicamente de um sistema estático de fundição onde a alimentação de metal líquido para o molde é feita através de sua base ("Uphill Teming Technique").

Essa técnica trouxe importantes contribuições ao estudo das condições de transferência de calor e de solidificação existentes no interior do molde, condições estas intimamente associadas à qualidade superficial do lingote obtido.

A ocorrência de irregularidades na superfície, além de comprometer a qualidade do produto, causa uma considerável perda no rendimento global do processo.

Dentre os vários mecanismos propostos para explicar a formação dessas marcas superficiais^(3,4,6), o método experimental em questão identifica-se mais com o da solidificação sobre o menisco, evidenciado pela boa concordância entre os resultados obtidos em escala de laboratório e os verificados no exame de amostras de lingotes comerciais, solidificados sob diferentes condições de lingotamento contínuo⁽⁵⁾.

O dispositivo de lingotamento estático utilizado neste método de simulação (fig. 16) compreende um conjunto de canais, para o fluxo de metal líquido, construídos em um sistema silicato de sódio - CO₂ e dimensionados para minimizar a turbulência e espirramentos.



1. PAREDES DO MOLDE
2. FUNIL DE VAZAMENTO
3. CANAL DE CORRIDA
4. CANAL DE ENTRADA
5. CANAL DE ENTRADA NO MOLDE
6. REDUTOR DE VELOCIDADE

Fig. 16 - Lingotamento Estático com Alimentação pela Base (5)

O uso de redutores de várias dimensões, situados na base do canal de corrida, permite a obtenção de diferentes velocidades de ascensão do líquido no molde metálico, constituído por placas de cobre refrigeradas. As superfícies dessas placas-molde, em contacto com o banho, são usinadas a diferentes níveis de rugosidade; em alguns dos experimentos as placas são recobertas com pinturas isolantes.

O registro térmico é efetuado através de termopares situados a várias distâncias a partir da base do molde. Dessa maneira, em experiências realizadas por Saucedo, Beech e Davies⁽⁵⁾, foram lingotados aço-carbono com teores de 0,003 % C a 1,63 % C, aço inoxidável 18/8 e Alumínio de pureza comercial, com o objetivo de avaliar a correlação de rugosidade, poder de extração de calor do molde, composição química do banho, superaquecimento e velocidade de lingotamento, recobrimento isolante do molde e microestrutura, com a incidência de marcas superficiais, investigando assim as possíveis origens e os prováveis mecanismos de formação desses defeitos.

Com os resultados experimentais obtidos por esse método de simulação, os mesmos autores⁽⁵⁾ chegaram entre outras, às conclusões resumidas abaixo:

a) Rugosidade do Molde: a ocorrência das marcas superficiais pode ser sensivelmente diminuída, ou até mesmo eliminada, pelo aumento do valor desse parâmetro.

b) Poder de Extração de Calor do Molde: quanto maior o fluxo de calor através das paredes do molde, maior é a largura e a profundidade desses defeitos.

c) Composição Química do Banho: para os aços-carbono, à medida que o teor de Carbono aumenta, a severidade das marcas é diminuída.

d) Superaquecimento e Velocidade de Lingotamento: com o aumento do superaquecimento, a incidência desses defeitos superficiais é geralmente bastante reduzida (ou mesmo eliminada), ocorrendo o mesmo para velocidades de lingotamento crescentes.

e) Recobrimento Isolante do Molde: obtém-se uma redução na severidade de formação dessas marcas quando recobrimentos isolantes são utilizados.

f) Microestrutura: as regiões em contacto com as paredes do molde apresentam dendritas fortemente orientadas (na direção do fluxo de calor), ao contrário das regiões mais distantes das paredes, sugerindo que estas últimas não solidificaram na direção pressuposta de extração de calor. Além disso, as zonas acima dos defeitos aparentam claramente ter sido solidificadas sobre uma porção de sólido anteriormente formada, evidenciando o mecanismo de solidificação sobre menisco como a fonte mais provável de formação dessas marcas superficiais.

III - 3 - Solidificação Unidirecional Vertical

A maioria dos modelos matemáticos propostos para o problema da solidificação no molde baseia-se nas hipóteses de operação do equipamento em regime estacionário e de condução de calor exclusivamente perpendicular à direção de extração do lingote.

Considerando-se principalmente as altas velocidades de produção do lingotamento contínuo do aço e a reduzida condutibilidade térmica desse metal, a transferência de calor na direção de extração, nesse caso, pode ser desprezada sem que isto comprometa a análise do problema.^(20,21)

Assim sendo, a solidificação unidirecional vertical de metais de baixas condutividades térmicas em moldes refrigerados à água (altas velocidades de solidificação), mesmo caracterizando um lingotamento estático, constitui um outro importante procedimento experimental para a simulação do estágio primário do processo contínuo, quanto a aspectos cinéticos, de transferência de calor e de estrutura.

Em experiências efetuadas nessas condições, com um dispositivo de lingotamento onde a solidificação é feita de maneira ascendente, provocada pela refrigeração da base de um molde situado no interior de um forno à resistência elétrica (fig. 17), Garcia e Prates^(28,29) desenvolveram um modelo completamente analítico que permite a obtenção de soluções bastante confiáveis, além de gerais e simplificadas, para a cinética de solidificação e distribuição de temperaturas em sistemas metal-molde.

Esse modelo, que considera simultaneamente a condução térmica no metal sólido e a transferência Newtoniana na interface metal-molde, mesmo tendo sido desenvolvido originalmente para metais puros, revelou-se ser aplicável ao lingotamento contínuo^(9,30) e suas equações representativas para esse caso são as seguintes:

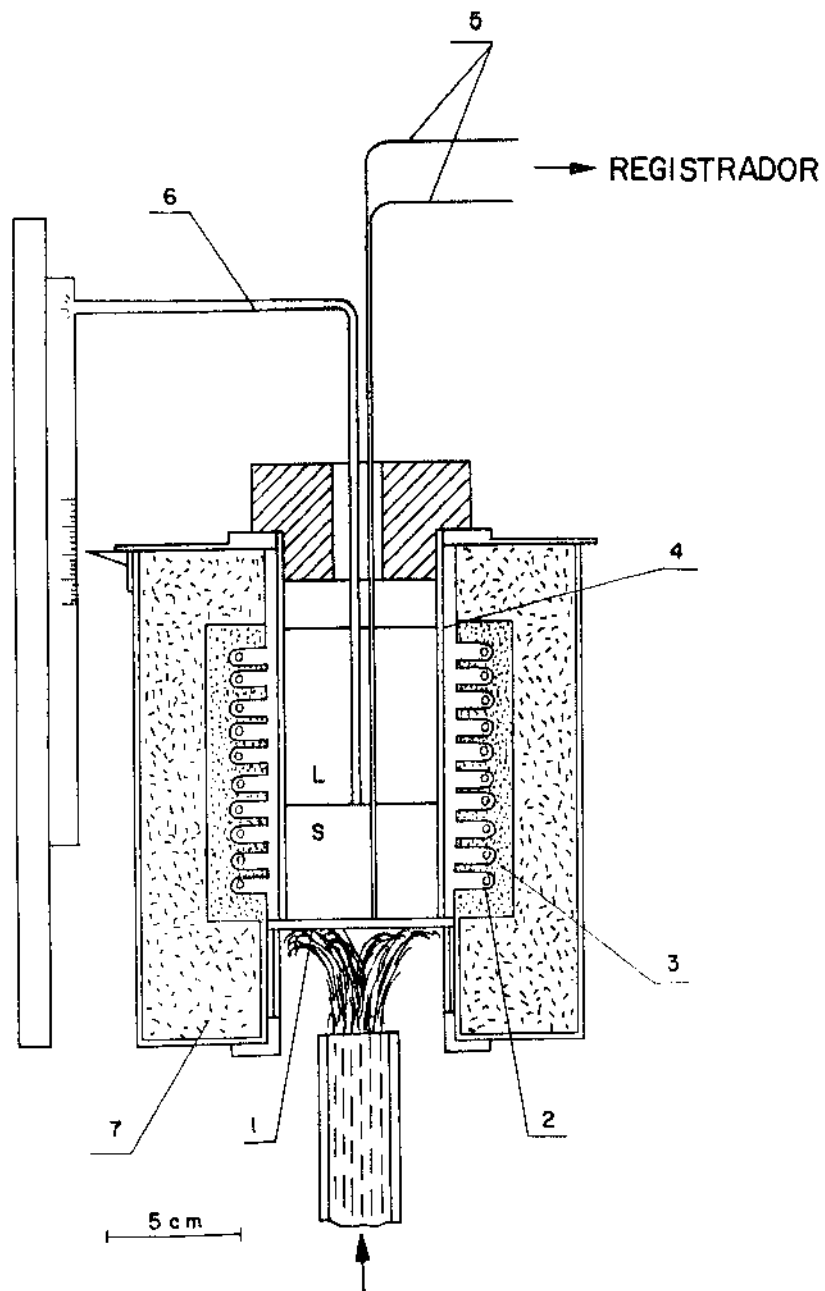


Figura 17: - Representação esquemática do dispositivo de solidificação unidirecional refrigerado a água. (9)

1. Chapa molde
2. Resistências elétricas de fio Kanthal A-1
3. Capa isolante de material cerâmico
4. Tubo de aço inoxidável
5. Termopar
6. Dipstick
7. Paredes externas de chapa de aço ABNT 1020

Cinética

$$t = \frac{1}{4 a_s \phi^2} S^2 + \frac{H d_s}{h (T_f - T_o)} S \quad (3)$$

$$\text{ou } t = \alpha S^2 + \beta S \quad (4)$$

distribuição de temperaturas

$$T_s = T_o + \frac{T_f - T_o}{\text{erf}(\phi)} \text{erf}\left(\phi \frac{\beta + 2x}{\beta + 2\alpha S}\right) \quad (5)$$

onde t = tempo de solidificação de uma espessura S a_s = difusividade térmica do metal sólido S = espessura solidificada ϕ = constante de solidificação (apêndice II) H = calor latente de fusão d_s = densidade do metal sólido h = coeficiente global de transmissão de calor T_f = temperatura de fusão do metal T_s = temperatura do metal sólido T_o = temperatura do fluido de refrigeração erf = função erro (apêndice II) x = distância à interface metal-molde

Até há algum tempo, a maioria dos modelos matemáticos desenvolvidos para essa finalidade utilizaram um valor constante para o coeficiente de transmissão de calor (h) ao longo do molde.

Entretanto, através de medidas do fluxo de calor no molde, vários pesquisadores mostraram que a variação desse coeficiente pode ser bastante significativa, sendo muito influenciada pela velocidade de extração do lingote e pela composição química do aço (a variação de h é tanto maior quanto maior quanto mais alta for a velocidade de extração⁽³⁾, enquanto que o fluxo médio de calor no molde apresenta em ponto mínimo a 0,10 % de Carbono, permanecendo praticamente constante para composições acima de 0,25% do mesmo elemento⁽³¹⁾).

O modelo analítico descrito anteriormente, embora tenha sido formalizado com a suposição de h constante, pode ser estendido para a análise de qualquer variação conhecida de h ao longo do molde, como demonstrado em trabalho recente dos citados autores e colaborador⁽³²⁾. Neste trabalho, para uma comparação entre previsões teóricas, fornecidas por diferentes técnicas de cálculo, e resultados experimentais, além deste modelo analítico (estendido ao tratamento de h variável), foram utilizados o modelo semi-analítico de Hills⁽³³⁾ (de aplicação tradicional ao lingotamento contínuo) e a técnica de diferenças finitas desenvolvidas por Lait et al⁽³⁴⁾.

A comparação foi efetuada com dados obtidos por Brimacombe e Weinberg⁽³⁵⁾ em instalações industriais de lingotamento contínuo, para três composições de aço de baixo e médio Carbono, com o intuito de verificar a mencionada

influência da composição sobre o fluxo de calor no molde.

O modelo de Garcia e Prates pode ser estendido para o caso de uma variação linear de h , como proposto por Hills, bastando para isso que o metal no molde seja dividido em um certo número de elementos, a partir do menisco, cada um destes submetido a um valor constante de h , como representado esquematicamente na figura 18.

Por outro lado, é demonstrado também no mesmo trabalho a extensão do modelo à situação em que é feita uma divisão do molde em três regiões com distintos valores para h , procurando-se assim captar a tendência de variação do fluxo de calor para altas velocidades de extração do lingote, tendo como base as medidas de fluxo de calor realizadas por Taylor⁽³⁶⁾ para diferentes velocidades de extração, conforme ilustrado na figura 19.

Esta situação constitui a aproximação utilizada na aplicação do referido modelo pelos autores, por parecer mais razoável do que a utilização de uma variação linear para h ⁽³²⁾ (observa-se na mesma figura que para baixos valores de V a variação do fluxo de calor no molde é pequena, o que sugere que o emprêgo de um valor constante para h possa ser considerado como uma boa aproximação).

Feitas essas considerações, a comparação entre os resultados experimentais para a cinética de solidificação no molde e as diferentes técnicas de cálculo utilizadas é plotada em função da distância ao longo do molde, como mostram as figuras 20 e 21, para diferentes composições de aço carbono.

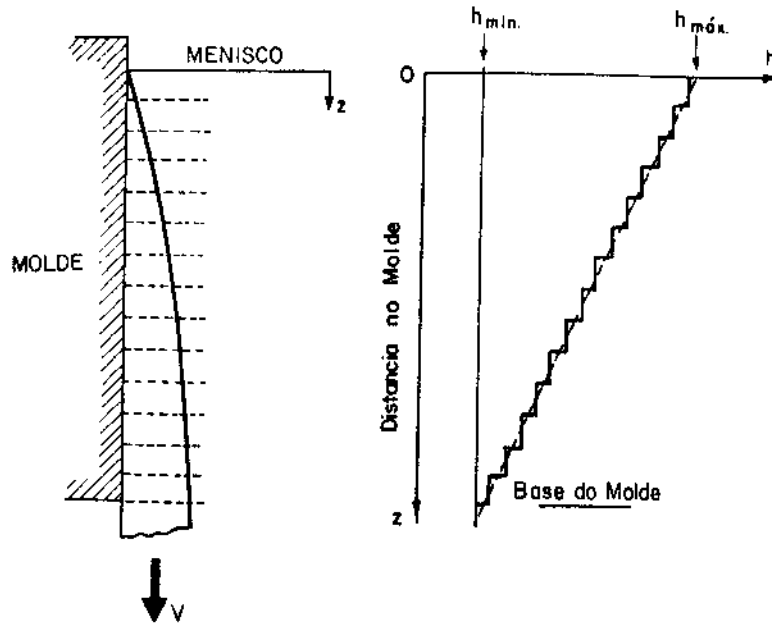


Fig. 18 - Representação Esquemática da Solidificação no molde do lingotamento contínuo e da hipótese de variação linear para h , com uma divisão em degraus correspondentes a valores constantes de h , para aplicação do modelo analítico (32)

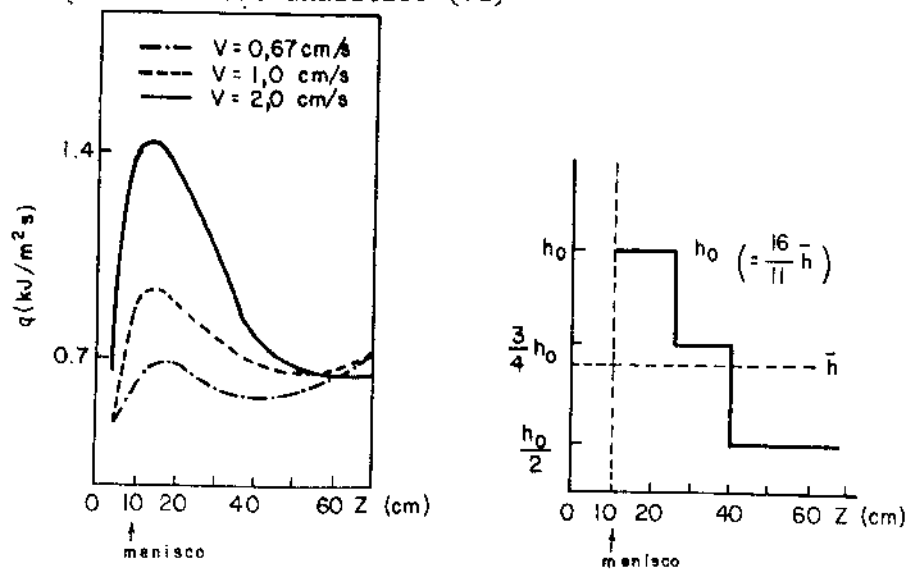


Fig. 19 - Comportamento do fluxo de calor no molde durante o lingotamento contínuo de aços-carbono sob diferentes velocidades de produção (extração) e esquema da proposição para a variação de h ao longo do molde baseada nesse comportamento. (32)

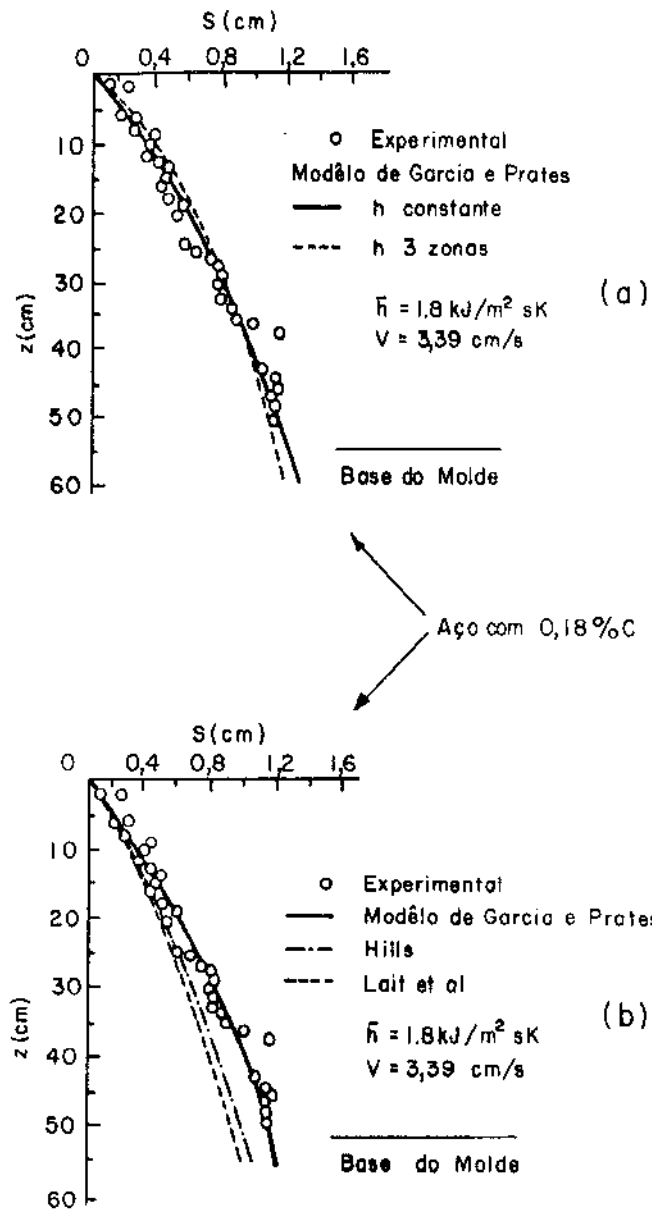


Fig. 20: - Comparação entre resultados experimentais relativos à cinética de solidificação no molde e diferentes técnicas de cálculo, com diferentes suposições para a variação de h (32)

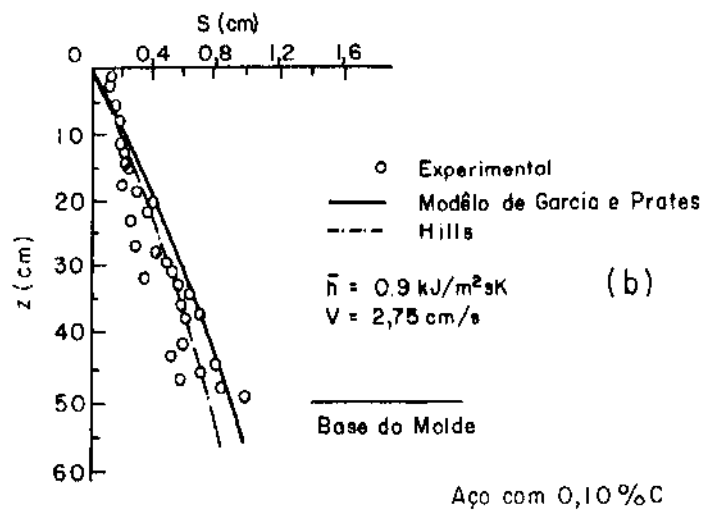
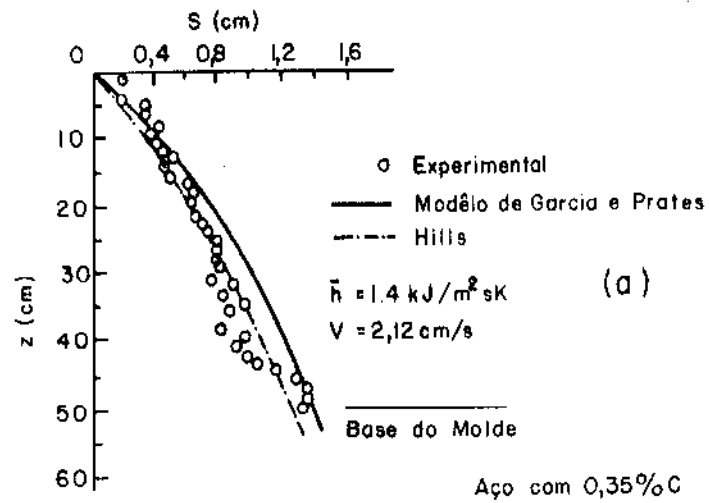


Fig. 21: - Comparação entre resultados experimentais relativos à cinética de solidificação no molde e diferentes técnicas de cálculo (32).

Nesta comparação, o modelo de Garcia e Prates é utilizado com valores médios de h (\bar{h}), medidos experimentalmente e com a variação de h proposta na figura 19; no modelo de Hills é adotada uma variação linear de h , de tal forma que h assuma um valor na saída do molde igual à metade do valor à altura do menisco, enquanto que na técnica de Lait et al é assumida como condição de contorno a equação de fluxo de calor no molde proposta por Savage e Pritchard⁽³⁷⁾ (esta técnica foi utilizada apenas para a composição de baixo teor de Carbono, por revelar-se a mais imprecisa, já que assume uma condição de contorno tal que uma vez fixada a velocidade de extração, o fluxo de calor no molde é o mesmo, independentemente da composição do aço, o que não se verifica na realidade, conforme a conclusão de Grill e Brimacombe⁽³⁾).

Pela análise das figuras 20 e 21, nota-se que o modelo de Garcia e Prates é o que apresenta melhor concordância com os resultados experimentais, podendo-se assim concluir que a cinética não é afetada pela hipótese de coeficiente global de transmissão de calor constante assumida no molde, pois a adoção de valores variáveis para h , embora mais precisa, não tem muita influência sobre os resultados relativos à cinética de solidificação no molde.

Outros autores⁽³⁵⁾, mesmo tendo chegado à uma conclusão semelhante, evidenciaram porém que para a previsão da temperatura da superfície do lingote é fundamental que se conheça a variação desse coeficiente ao longo do molde.

Essa temperatura, outra variável de grande importância no controle do processo (principalmente na fixação das condições de resfriamento de sua segunda etapa), é muito influenciada pela variação da resistência térmica en-

tre o metal e o molde.

Neste aspecto, por não se encontrar na literatura valores dessa temperatura devidamente relacionados com a variação de h ao longo do molde, fica difícil decidir-se qual dos modelos matemáticos propostos é o mais confiável (seriam necessários valores experimentais dessa temperatura, acompanhados da variação correspondente de h medida no molde, de preferência obtidos em sistemas industriais.

Por outro lado, a obtenção de uma estrutura adequada para um bom nível de qualidade metalúrgica do produto semi-acabado, através do controle dos parâmetros térmicos do sistema considerado, é um outro importante resultado a ser conseguido no processo de solidificação, particularmente no caso do lingotamento contínuo.

A microestrutura resultante exerce uma grande influência nas propriedades mecânicas do lingote, principalmente devido à morfologia e escala da estrutura dendrítica desenvolvida. Dependendo do teor de soluto presente no material, as microestruturas observadas podem variar desde uma configuração celular regular até morfologias dendríticas altamente ramificadas, nas quais é bastante difícil identificar-se a ordem dos ramos.

Para um entendimento mais aprofundado dessa variação, é necessário conhecer-se a sequência de eventos que ocorrem nos estágios iniciais da solidificação, especialmente quanto à sua relação com as estruturas dendrítica e de grão. No início do crescimento de um núcleo, a rejeição do soluto geralmente ocorre, provocando o superesfriamento constitucional como decorrência, a formação de uma série de protuberâncias celulares, que em muitos casos serão rapidamente degenerados para uma estrutura dendrítica com ramificações laterais. Esse fenômeno é geralmente acompanhado por uma reorientação do eixo crescimento, até que este corresponda a uma direção cristalina -

gráfica específica, ao longo do qual o crescimento pode ocorrer mais rapidamente^(38, 39). O ponto em que uma célula se transforma em uma dendrita não é bem definido, mais o aparecimento de ramos secundários é usualmente tomado como indicativo desta formação.

Convém salientar que para todas as células ou dendritas originadas de um mesmo centro de crescimento (ou situadas em um único grão) tôdas as orientações são comuns. Dessa forma, todos os ramos de mesma ordem das dendritas pertencentes a um mesmo grão são paralelos entre si.

A taxa de extração de calor, e conseqüentemente, a velocidade instantânea de crescimento (ou de solidificação) tem influência tanto na morfologia quanto na escala da estrutura dendrítica, sendo que resfriamentos mais rápidos darão origem a um menor espaçamento entre os ramos das dendritas.

É comum utilizar-se o espaçamento entre os ramos secundários para caracterizar a estrutura resultante, parcialmente porque em muitos casos o espaçamento entre os ramos secundários é o de maior relevância, em termos de características e propriedades do produto semi-acabado.

Geralmente, esse espaçamento (λ_2) é relacionado com o tempo local de solidificação (t_s), que caracteriza a taxa de resfriamento, através de uma equação da forma

$$\lambda_2 = A t_s^n \quad (6)$$

onde A e n são constantes que dependem da composição química da liga. A taxa de resfriamento também influencia a morfologia dendrítica; à medida que o crescimento se torna mais lento, como o corre para distâncias crescentes à interface metal-molde (valores maiores de espessura solidificada), o tempo local de solidificação aumenta e o espaçamento entre os ramos se torna maior⁽⁴⁰⁾.

Isso permite a formação de um tipo de estrutura

mais ramificada, com ramos de ordem elevada e menor regularidade (a direcionalidade marcante de estruturas resfriadas rapidamente pode inclusive ser perdida). É interessante notar-se que uma estrutura do tipo celular, com pequena ramificação lateral, pode ser favorecida tanto por uma taxa de resfriamento bem alta quanto por uma bastante baixa. Um crescimento rápido não proporciona tempo necessário para a formação de ramos de ordem mais elevadas, mas um crescimento bastante lento reduz superesfriamento constitucional, diminuindo a força motriz para a degeneração da interface sólido, apesar de que normalmente para que isso seja considerável, é necessário que o metal seja relativamente puro. (39, 40)

Assim, a correlação entre a velocidade instantânea solidificada e a microestrutura resultante pode ser efetuada através de medidas do espaçamento interdendrítico secundário correspondentes aos valores dessa velocidade, o que poderá ser conseguido mesmo em um sistema estático de solidificação como o descrito neste ítem.

Por essas colocações, fica evidenciado que a simulação da etapa inicial do lingotamento contínuo por Solidificação Unidirecional vertical pode fornecer importantes informações sobre a cinética de solidificação no molde e parâmetros da estrutura dendrítica.

III.4 - Solidificação Lateral com Resfriamento por coluna d'Água.

Este outro método de simulação, também estático e desenvolvido pelo autor desta dissertação para o caso de metais não-ferrosos, visa basicamente reproduzir de maneira simplificada (e em escala de laboratório) as condições de solidificação verificadas no molde, através de um movimento relativo entre o metal e o fluído de refrigeração.

O dispositivo projetado para essa finalidade

(fig. 22) consiste de um molde metálico de seção transversal retangular, cujas paredes paralelas de menor largura estão conectadas a dois reservatórios comunicantes e as duas outras paredes são justapostas, respectivamente, a dois fornos elétricos retangulares de igual potência, ligados em série, que abrangem o molde em toda a sua extensão, embora permitindo a extração de calor pelas duas aberturas laterais, onde se situam as paredes refrigeradas.

Neste sistema, ao contrário do processo contínuo, o metal e o molde permanecem estacionários durante todo o transcorrer da solidificação, enquanto que o fluido de refrigeração (água) tem movimento ascendente pelos reservatórios, promovendo assim o resfriamento do lingote desde sua base até o topo.

O regime de extração de calor do molde assim obtido poderá ser considerado unidirecional ou não, em função da velocidade de ascensão das colunas d'água (velocidade de lingotamento), associada à velocidade de refrigeração, e da condutibilidade térmica do material em solidificação.

Desta forma, obtém-se um movimento relativo entre o conjunto metal-molde e o fluido de refrigeração em ascensão (colunas d'água), o que aproxima mais do caso real as condições de solidificação proporcionadas por este método de simulação.

Este dispositivo, em princípio, permite a determinação da evolução da espessura solidificada com o tempo, do perfil de temperaturas no lingote, molde e fluido de refrigeração (incluindo as interfaces presentes) e, conseqüentemente, de estimativas da variação dos coeficientes de transmissão de calor no sistema metal-fluido de refrigeração, através de registros térmicos.

Possibilita também uma outra análise da transferência de calor no molde, com uma componente de fluxo na dire-

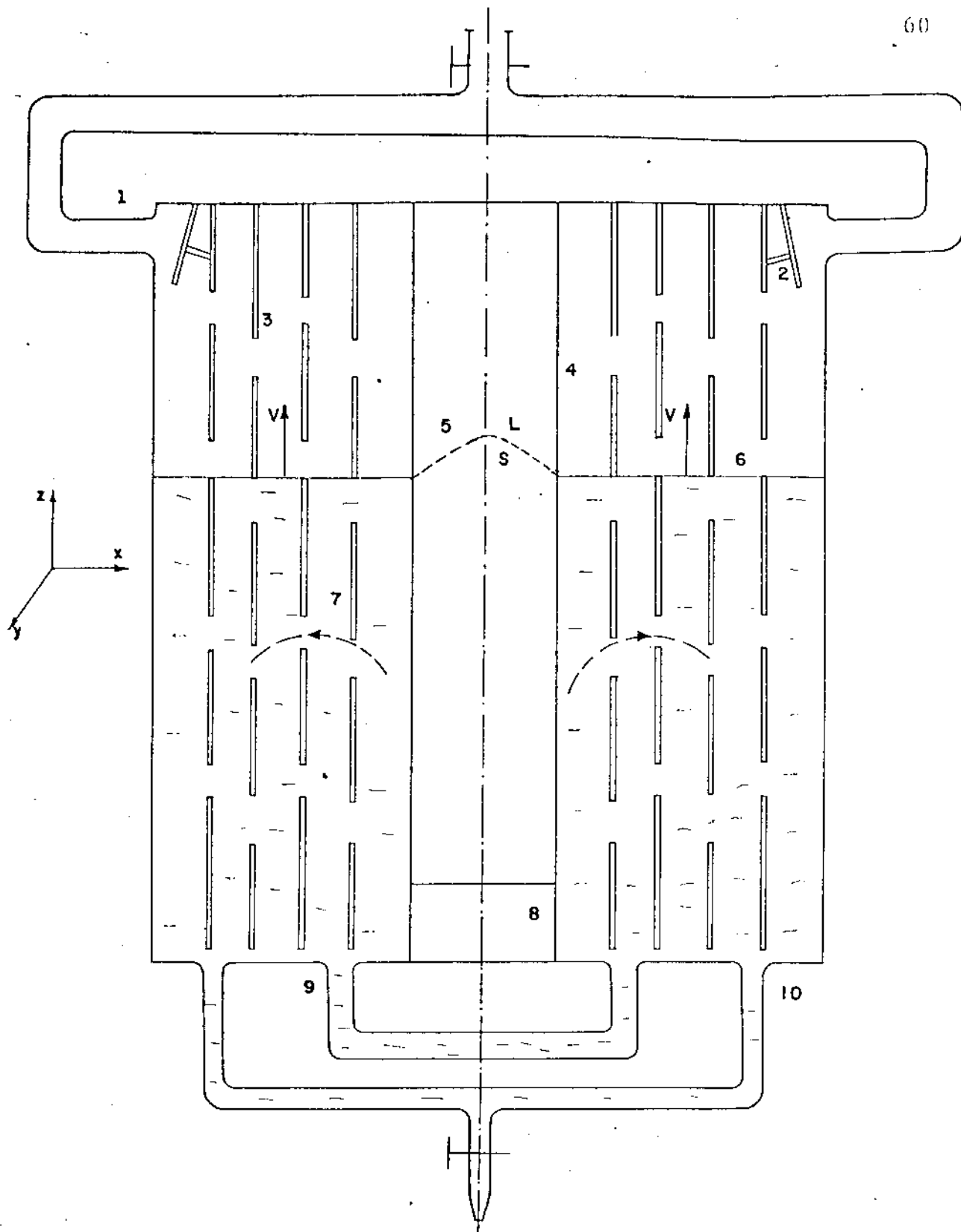


Fig. 22 - Esquema do dispositivo de Solidificação lateral com Resfriamento por Coluna D'Água.

- | | |
|--|--|
| 1 - Entrada de água | 6 - Nível das colunas d'água em ascensão nos reservatórios |
| 2 - Anteparos defletor de fluxo | 7 - Convexão no fluido de refrigeração |
| 3 - Placas paralelas com furos não alinhados | 8 - Tijolo isolante |
| 4 - Chapa-molde | 9 - Duto comunicador dos reservatórios |
| 5 - Interface sólido-líquido | 10 - Saída de água. |

ção do eixo do lingote (direção de extração no processo contínuo), como tipicamente ocorre no caso de lingotamento contínuo de metais não-ferrosos.

Uma outra importante informação decorrente dessa análise, que pode ser evidenciada por macrografias de lingotes obtidos neste sistema, é a relação existente entre a velocidade de lingotamento (ou de extração) e a inclinação da estrutura colunar, associadas à velocidade de crescimento da fase sólida (velocidade de solidificação) que é diretamente proporcional ao poder de extração de calor do sistema metal-fluido de refrigeração.

No molde, as condições locais de solidificação e a estrutura resultante são bastante afetadas pela variação da velocidade de lingotamento, como mostrado por Piesche⁽⁴⁰⁾ para o lingotamento contínuo de Bronze e Latão em um sistema industrial. Segundo esse autor, a velocidade de crescimento colunar pôde ser expressa empíricamente por:

$$V_s = \cos\theta \quad V \quad (7)$$

onde: V_s = velocidade local de crescimento da fase sólida

θ = ângulo entre as direções de lingotamento e de crescimento

V = velocidade de lingotamento.

Nota-se claramente nas macrografias obtidas pelo mesmo autor⁽⁴⁰⁾ que o referido ângulo realmente cresce com o aumento da velocidade de lingotamento.

Portanto, a redução da velocidade de lingotamento, utilizada certas vezes em sistemas industriais como medida para minimizar a rápida deterioração da porção do molde onde preferencialmente a solidificação se verifica (procurando -

se assim fazer com que esta abranja uma maior extensão do molde) apesar de propiciar melhores acabamentos superficiais, pode também provocar sensíveis mudanças nas condições locais de solidificação⁽⁴⁰⁾, acarretando estruturas que podem comprometer a qualidade metalúrgica do produto acabado.

Na prática, ainda de acôrdo com Piesche, para as posteriores deformações a frio na laminação daqueles metais, a estrutura mais adequada é obtida com um ângulo de 45° entre as direções de lingotamento e de crescimento da fase sólida. Ângulos maiores do que este tendem a promover trincas transversais enquanto que ângulos menores favorecem a formação de trincas longitudinais.

Assim, a Solidificação Lateral com Resfriamento por Coluna d'Água também pode possibilitar valiosas contribuições à pesquisa da solidificação no molde para o lingotamento contínuo, como se pretende mostrar nos itens seguintes deste trabalho.

CAPÍTULO IV

MATERIAIS E MÉTODOS

A parte experimental deste trabalho compreende a utilização do dispositivo de solidificação unidirecional vertical descrito no capítulo anterior, para a obtenção de registros térmicos, dados cinéticos e de micro-estrutura, e a construção e utilização do dispositivo de solidificação lateral com resfriamento por coluna d'água (também já descrito no referido capítulo), para o estudo cinético, da estrutura macroscópica e de parâmetros de transferência de calor, na solidificação de metais não-ferrosos em moldes refrigerados à água.

IV.1 - Solidificação Unidirecional Vertical

a) Materiais utilizados - liga Pb 5% Sn, para medidas cinéticas e térmicas.

- Liga Al 1% Cu, para o relacionamento entre microestrutura e velocidade de solidificação.

Essas ligas foram preparadas em laboratório, por fundição em cadinhos de grafita (forno tipo mufla), com Chumbo, Estanho, Alumínio e Cobre de purezas comerciais, tendo em vista principalmente sua facilidade de manuseio em laboratório.

A pequena percentagem de Cobre na composição da segunda liga (1%) visa obter um perfil de segregação interdendrítica suficientemente nítido para as medidas de espaçamento entre os ramos secundários das dendritas formadas (já que esses ramos apresentam-se evidenciados com maior clareza quando a análise micrográfica é feita na direção longitudinal dos lingotes

obtidos neste sistema (direção de crescimento da fase (sólida), permitindo assim acompanhar-se a variação do espaçamento interdendrítico juntamente com o aumento da espessura solidificada e a correspondente diminuição da velocidade de solidificação) e sem que ocorra um distanciamento considerável do caso de solidificação unidirecional de metais puros, onde o tratamento matemático envolvido é caracterizado confiavelmente como analítico.

A composição química mais detalhada dos metais utilizados nas duas etapas experimentais deste trabalho é apresentada na Tabela 3, enquanto que a figura 23 mostra os diagramas de equilíbrio binários dos sistemas Chumbo-Estanho e Alumínio - Cobre (as principais propriedades físicas desses metais encontram-se no apêndice III).

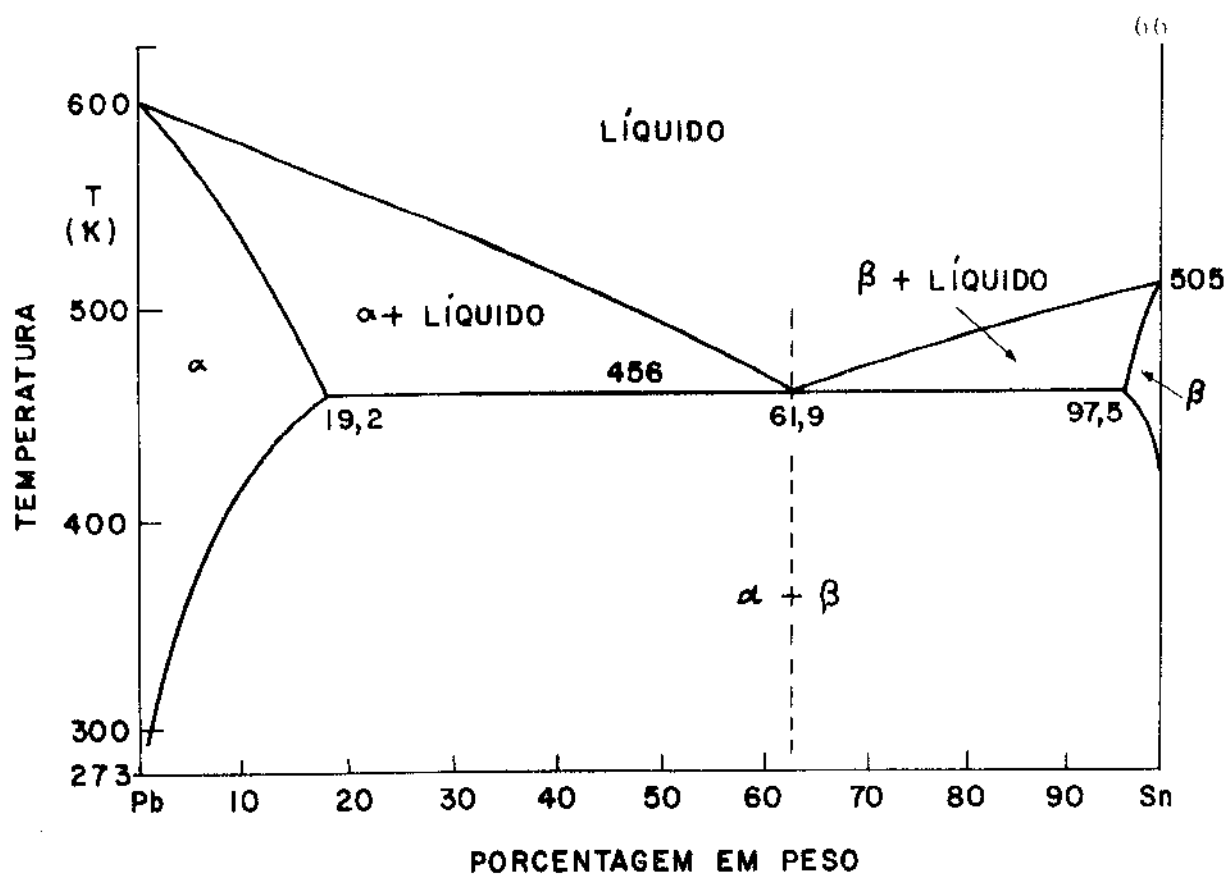
b) dispositivo de solidificação unidirecional vertical.

Este sistema de solidificação unidirecional, além das características já anteriormente mencionadas, garante um mínimo de convecção térmica e assegura um contacto térmico constante entre o metal e a base do molde (por onde é extraído o calor) devido à pressão que o peso do metal exerce sobre a interface metal-molde, inibindo a formação local de um "gap" gasoso (41,42).

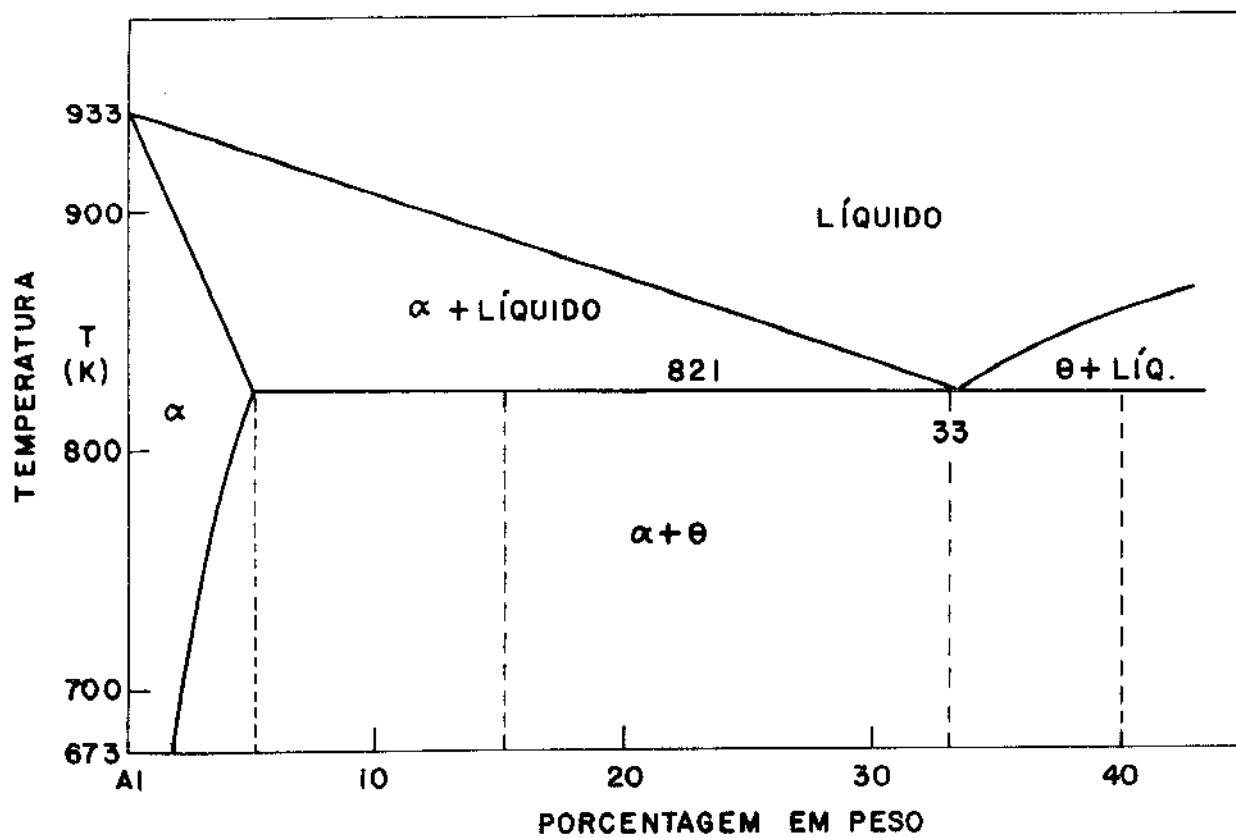
As ligas utilizadas foram refundidas nas mesmas condições de preparação e vazadas no interior do molde (pré-aquecido ligeiramente), constituído por um cilindro de 50mm de diâmetro e 157 mm de altura, feito de chapas de Cobre de 1mm de espessura para o caso da solidificação da liga Pb 5% Sn, e de aço 1010, de iguais dimensões, para a liga Al 1% Cu. Esse cilindro é envolvido, desde sua base, pelas paredes do forno elétrico tubular, contendo resistências de fio Kanthal A-1 distribuídas em duas zonas com potência de 500 watts cada e controladas individualmente por chaves automáticas de controle de temperatura, o que além de tornar desprezíveis as trocas laterais de calor durante a solidificação, mantém o líquido homogeneizado a uma temperatura constante⁽⁹⁾.

METAL	COMPOSIÇÃO QUÍMICA - PORCENTAGEM EM PESO										
	Sn	Zn	Fe	Ni	Mn	Pb	Cu	Si	Mg	Cr	
CHUMBO	0,25	0,0038	0,002	0,003	-	resto	-	-	-	-	-
ESTANHO	resto	-	0,009	-	0,0025	0,19	0,007	-	-	-	-
ALUMÍNIO	-	-	0,182	0,0148	-	-	0,0242	0,103	0,0013		
COBRE	-	-	-	-	-	0,002	resto	0,09	-	-	0,27

Tabela 3 - Composição química dos metais utilizados (Análise realizada nos laboratórios da Metal Leve S.A.)



(a)



(b)

Fig. 25 - Diagrama de equilíbrio dos sistemas binários.

a) Estanho-Chumbo

b) Alumínio-Cobre

A base do molde, refrigerada externamente pelo jato d'água, teve suas superfícies polidas com lixas d'água no caso da primeira liga, enquanto que na solidificação da segunda liga essas superfícies foram recobertas com uma pintura isolante à base de Alumina ("Dycote 39", fabricação Fosco), sendo para isso utilizada uma pistola pulverizadora. O recobrimento isolante da interface metal-molde, neste caso, foi feita com o objetivo principal de garantir a unidirecionalidade no crescimento da fase sólida, em vista da alta condutibilidade térmica desse material, que propicia o estabelecimento de gradientes térmicos em outras direções.

As paredes laterais desse cilindro também foram recobertas com a mesma pintura isolante, para evitar-se micro-soldagens e obter-se uma melhor isolamento térmica (neste sistema, para que a unidirecionalidade do fluxo de calor seja mantida, sua extração deve-se realizar exclusivamente de forma perpendicular à base do molde).

Para dar início ao resfriamento, o forno era então desligado, procedendo-se uma forte agitação mecânica do líquido (efetuada com um bastão de aço pintado com o mesmo recobrimento isolante usado nas paredes laterais do molde) para minimizar ainda mais os gradientes térmicos remanescentes e atingir-se de forma homogênea a temperatura "Liquidus" da liga considerada. Somente quando essa temperatura era atingida é que a válvula da água de refrigeração era aberta, promovendo-se assim o início imediato da solidificação da liga, sem superaquecimento.

As temperaturas "Liquidus" dessa ligas podem ser estimadas nos diagramas de equilíbrio da figura 23; no caso desta simulação (condição de não-equilíbrio) os valores obtidos experimentalmente revelaram-se ser de 593° K (320° C) para a liga Pb 5% Sn e de 930 K (657 C) para a liga Al 1+ Cu. A refrigeração da base do molde pelo jato d'água foi feita com um fluxo de 0,23 l/s, valor este suficiente para promover crescimento unidirecional.

c) Registro térmico e medida do avanço da interface sólido-líquido.

A evolução da camada solidificada com o tempo foi medida através da técnica de "dipstick", de eficiência já comprovada em trabalhos experimentais de diversos autores^(43, 44, 45) principalmente para a solidificação de metais puros) e pelo posicionamento de termopares e distâncias pré-fixadas, a partir da interface metal-molde, para a comprovação de algumas medidas.

O registro térmico da solidificação foi realizado por quatro termopares chromel-alumel de 0,3 mm de diâmetro, com junta e corpo isolados (isolação mineral) recobertos com bainha de aço inoxidável de 1,5 mm de diâmetro, posicionados como descrito acima e devidamente acoplados a um registrador de temperaturas multi-canal marca Philips, modelo PM 9831 (utilizou-se também um indicador auxiliar de temperaturas, tipo digital, marca Leeds & Morthrup, modelo 927, para controle das zonas de aquecimento do forno e verificação da homogeneidade da distribuição de temperaturas no seio do líquido, após a agitação e a fixação dos termopares).

Para a determinação da temperatura da interface metal-molde, um dos termopares foi fixado com sua junta encostada à superfície interna da base do molde, enquanto que os demais foram posicionados com suas juntas distantes de 10, 20 e 40 mm, respectivamente, da mesma superfícies, com a finalidade de determinar-se a variação do perfil térmico da camada solidificada, durante o processo.

O registrador de temperaturas era acionado simultaneamente com a refrigeração, no momento em que se atingia superaquecimento nulo (foram tomadas como referência as temperaturas "Liquidus" das ligas utilizadas, indicadas por um termopar com junta encostada à interface metal-molde, mesmo sem a presença de gradientes térmicos consideráveis em todo o volu

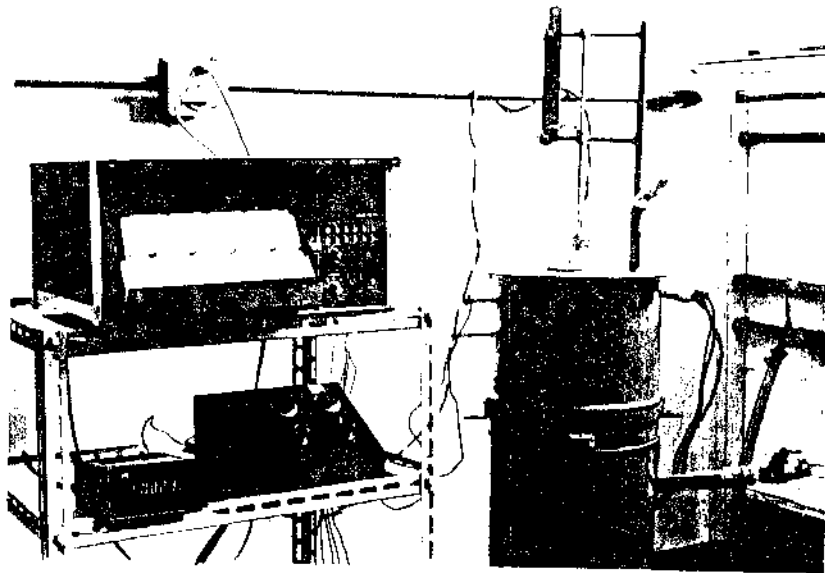


Fig. 24 - Montagem dos equipamentos utilizados para as medidas cinéticas na Solidificação Unidirecional Vertical.

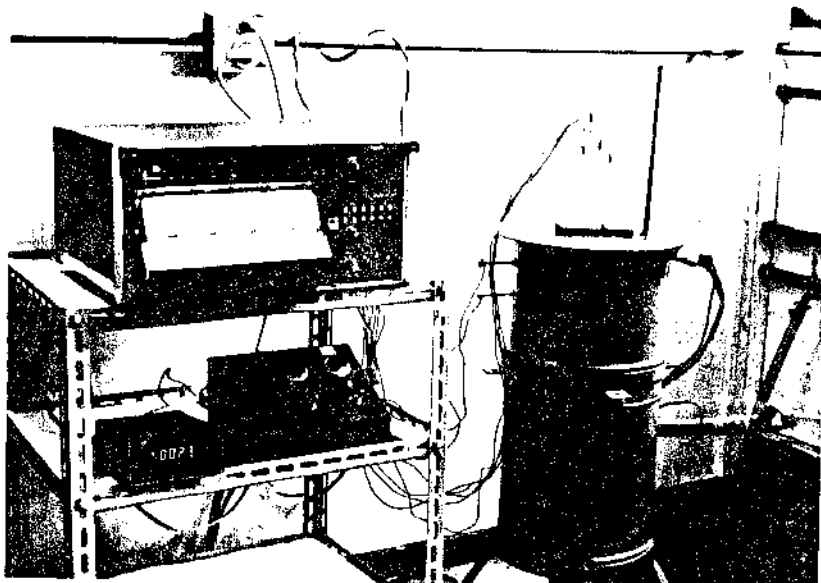


Fig. 25 - Montagem dos equipamentos utilizados no registro térmico da solidificação unidirecional vertical.

me do líquido). A temperatura da água de refrigeração, em todas as experiências, foi de 298° K (25° C).

Para verificação da repetibilidade dos resultados obtidos com as técnicas experimentais utilizadas, foram repetidas algumas experiências em condições idênticas.

As montagens dos equipamentos utilizados, respectivamente para as medidas da evolução da camada solidificada, (com o "dipstick") e na determinação do perfil térmico nesta camada (com o registrador de temperaturas), nesta etapa experimental são mostrados nas figuras 24 e 25.

d) Metalografia e medida do espaçamento interdendrítico secundário.

O lingote da liga Al 1% Cu solidificado neste sistema foi seccionado longitudinalmente na parte central; de uma de suas metades foram retiradas duas amostras, a primeira abrangendo desde a base até sua metade, e a segunda desde sua metade até seu tampo.

Essas amostras foram pré-polidas mecanicamente, sofrendo em seguida um polimento eletrolítico, para a análise micrográfica subsequente.

Para a revelação da microestrutura destas amostras empregou-se o reativo de Keller, cuja composição é a seguinte: 0,5 ml de Ácido Fluorídrico, 1,5 ml de Ácido Clorídrico, 2,5 ml de Ácido Nítrico e 95,5 ml de água.

As medidas do espaçamento entre os ramos secundários das dendritas formadas, para diversas posições ao longo do eixo longitudinal das amostras foram efetuadas nas fotos (ampliação de 1 x 1) das micrografias obtidos com aumentos de 50 e 75X, em um microscópio ótico marca "Olympus", modelo PME com o auxílio de uma escala metálica graduada, de precisão igual a 0,05 mm, e de um compasso "de ponta seca".

IV.2 - Solidificação Lateral com Resfriamento por Coluna d'Água.

a) Material utilizado: Chumbo de pureza comercial.

Esse material, obtido de lingotes comerciais e fundido em cadinhos de grafita (forno tipo pôço), apresenta as propriedades já mencionadas na secção anterior para a liga Pb 5% Sn, que junto com as considerações também efetuadas naquela secção caracterizam-no como o material mais versátil para esse tipo de simulação.

b) Dispositivo de solidificação lateral com resfriamento por coluna d'água.

Neste sistema de solidificação, como descrito no capítulo anterior, a justaposição dos fornos às duas paredes paralelas de maior largura do molde visa a obtenção de extração de calor variável com a velocidade de ascensão das colunas d'água (que associada à velocidade de resfriamento corresponde à velocidade de lingotamento).

Assim, a extração de calor é feita preferencialmente na direção perpendicular às paredes paralelas de menor largura (direção da largura do lingote) que são as paredes refrigeradas pelas colunas d'água em ascensão nos reservatórios comunicantes.

O volume relativamente grande desses reservatórios (mostrado no desenho da figura 26) foi projetado para uma dissipação eficiente do calor extraído do molde; para evitar-se turbulência na formação das colunas d'água foram inseridas nesse volume placas paralelas com furos não alinhados, duas e duas.

As diferentes velocidades de ascensão dessa coluna (correspondentes às velocidades de extração do lingote no

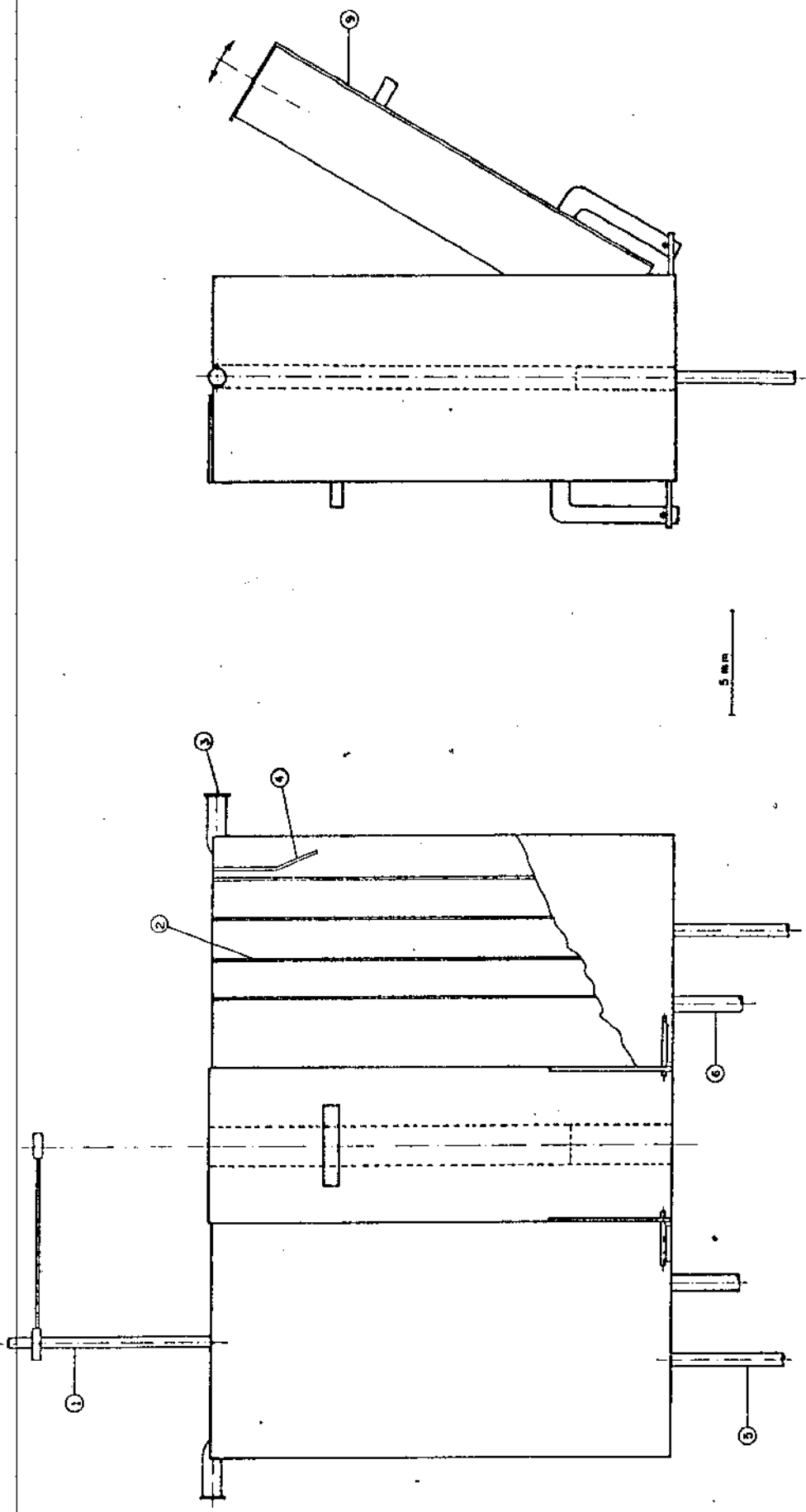
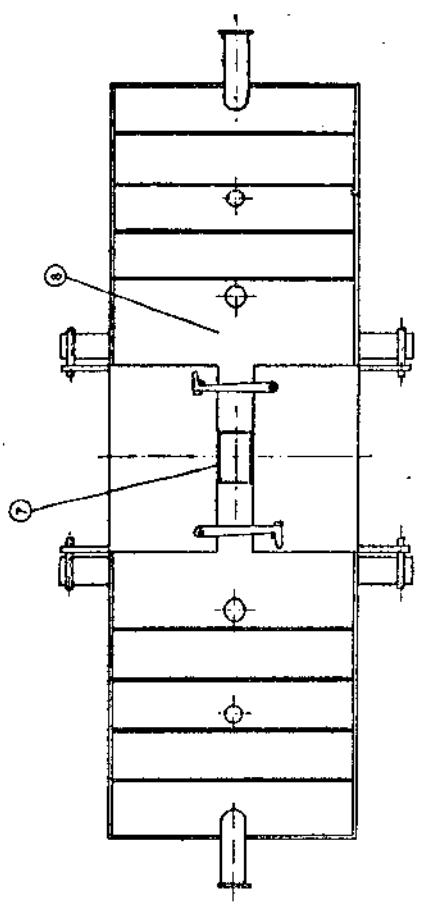


FIG. 28: DISPOSITIVO DE SOLIDIFICAÇÃO LATERAL COM RESERVIÁRIO POR COLUNA D'ÁGUA.

- ① - SUPORTE PARA TERMÓPARES.
- ② - PLACAS PARALELAS COM FUROS NÃO ALINHADOS DOIS A DOIS.
- ③ - ENTRADA DE ÁGUA.
- ④ - PLACAS DEFLETORAS DE FLUXO.
- ⑤ - SAÍDA DE ÁGUA.
- ⑥ - DUTO COMUNICADOR DOS RESERVATÓRIOS.
- ⑦ - MOLDE.
- ⑧ - RESERVATÓRIOS COMUNICANTES.
- ⑨ - FORNOS VASCULANTES.



processo contínuo) foram conseguidas por meio de diferentes aberturas na válvula de admissão de água para os reservatórios (porém com a válvula de saída fechada, para uma ascensão mais rápida das colunas), com vazões controladas por um medidor e com o auxílio de uma bomba de recalque para as velocidades mais altas obtidas.

O material utilizado era transportado no estado líquido para o interior do molde ligeiramente pré-aquecido, cujas paredes paralelas de menor largura são constituídas por chapas de aço SAE 1010, com dimensões de 440 x 25 x 1 mm, para fusadas a um perfil em "U", com ângulos retos, feito com chapa do mesmo aço, de igual comprimento de 2 mm de espessura, que proporciona as paredes de maior largura (50 mm).

A vedação nas junções do molde assim formado, para impedir-se qualquer contacto entre o metal líquido (de baixa viscosidade) e o fluído de refrigeração, foi feita com placas de amianto (interna e externamente) recortadas segundo o perfil em "U", que fazem com que o volume útil resultante para o molde tenha, aproximadamente, dimensões de 440 x 46 x 23 mm. Os fornos elétricos, vasculantes pela base, foram construídos com fios resistores Kanthal A-1 dispostos em elementos refratários planos (em cada forno) e ligados em série, com uma potência global de 1.400 watts.

O controle das temperaturas no molde foi feito através de três termopares chromel-alumel de 0,3 mm de diâmetro, com isolamento mineral e recobertos com bainha de aço inoxidável, distribuídos em três diferentes posições no interior do molde: base, meio e tampo, ligados a um circuito controlador de temperaturas, tipo "liga-desliga", equipado com um contactor e um indicador de temperaturas.

Uma minimização mais eficiente dos gradientes térmicos no líquido, além desse controle de temperaturas ao longo do molde, foi conseguida por uma agitação mecânica na direção

vertical, produzida com um bastão de aço soldado em uma de suas extremidades a uma chapa da mesma largura do molde, também de aço, contendo diversos furos).

Para uma melhor isolação térmica, as paredes do molde justapostas aos fornos foram recobertas com a mesma pintura isolante utilizada na solidificação unidirecional vertical; as outras duas paredes ou eram também pintadas com esse recobrimento (sempre com uma pistola pulverizadora) ou eram polidas com lixas d'água, para que a solidificação neste sistema pudesse ocorrer sob diferentes condições de contacto térmico na interface metal-molde (diferentes valores de h_i).

Desligados os fornos, procedia-se a uma nova agitação mecânica, para que até o instante da abertura da válvula da água de refrigeração (com o início instantâneo da solidificação) o resfriamento transcorresse com o restabelecimento de gradientes térmicos consideráveis no líquido. A abertura dessa válvula era feita quando se atingia a temperatura mínima de 608°K (335°C) com um superaquecimento de aproximadamente 8° desprezível na análise da solidificação, porém necessário para que até o instante em que a água nos reservatórios atingisse o nível da base do molde todo o metal fosse mantido no estado líquido (devido ao grande volume líquido, as correntes de convecção tendem a restabelecer os gradientes térmicos dissipados pela agitação, caso o tempo transcorrido entre esta e o referido instante não seja suficientemente curto). A temperatura dos fluídos de refrigeração (T_a), sempre medida até esse instante, apresentou o valor médio de 298 K (25 C).

As vazões utilizadas nas diversas experiências e fetuadas dessa forma, indicadas por um medidor apropriado, foram de 0,15; 0,21; 0,25 e 0,29 l/s; as velocidades de ascensão das colunas d'água nos reservatórios foram medidas pela cronometragem dos tempos de ascensão de um filête d'água por um tubo transparente comunicante aos reservatórios, ao longo de uma

altura pré-fixada. (Velocidades médias).

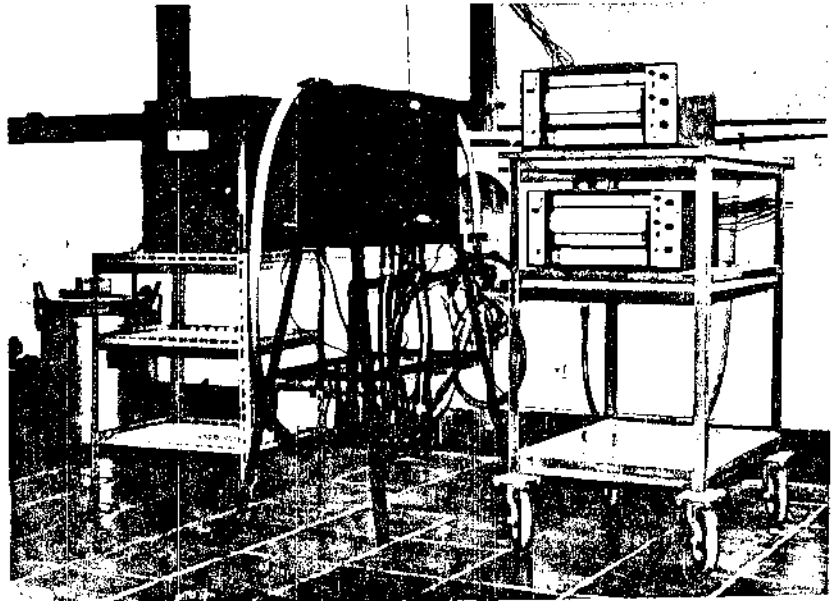
Maiores detalhes deste dispositivo de solidificação e da montagem dos equipamentos utilizados nesta etapa experimental são mostrados na figura 27 (a, b e c).

c) Registro térmico.

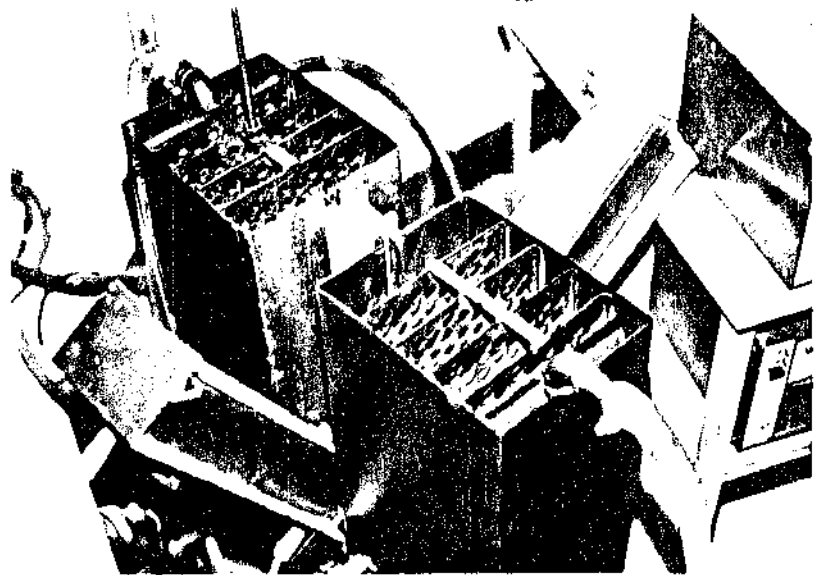
Em cada solidificação efetuada neste sistema, a abertura da válvula da água de refrigeração (para o início do processo) foi tomada em referência à temperatura da interface metal-molde, indicada pelo primeiro termopar de um feixe contendo outros dois, separados de distâncias pré-fixadas, a partir dessa interface (uma das paredes refrigeradas do molde), até as proximidades da metade da largura do lingote.

Este feixe de termopares, posicionado após a última agitação mecânica a 70 mm da base do molde, foi inserido em seu interior com a finalidade de medir-se o avanço da interface sólido-líquido (já que neste sistema não é possível a utilização da técnica da "dipstick"), juntamente com a temperatura da interface molde-fluído de refrigeração indicada por um quarto termopar (isolado do feixe), posicionado do lado de fora do molde, com sua junta encostada ao lado externo da mesma parede refrigerada e no mesmo nível da posição da junta do primeiro termopar do feixe (esses quatro termopares foram acoplados a dois registradores de temperaturas, de dois canais cada um).

Para isso, foram utilizados termopares especiais, montados em laboratório, a partir de fios termo-elétricos de 0,15 mm de diâmetro, marca "Sodern Thermocoak" com isolamento mineral e protegidos com bainha de aço inoxidável, para uma maior precisão e rapidez de resposta nas milivoltagens geradas durante a evolução da camada solidificada através do feixe posicionado, ao longo de pequenas distâncias de separação (no máximo,



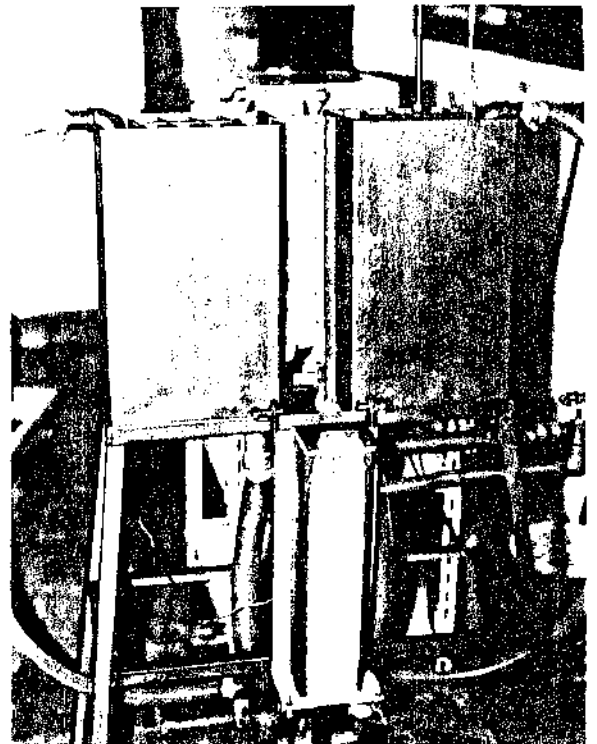
(a)



(b)

Fig. 27 - Detalhes do dispositivo de solidificação lateral com resfriamento por coluna d'água,

- a) Vista geral e equipamentos utilizados no registro térmico da solidificação.
- b) Reservatórios comunicantes e fornos vasculantes adjacentes ao molde.
- c) Molde refrigerado lateralmente por coluna d'água em (ascensão nos reservatórios comunicantes).



de 10 mm entre eles) e em tempos reduzidos (molde metálico refrigerado à água).

d) Metalografia e estudo macroscópico da estrutura colunar.

Os lingotes obtidos neste dispositivo de solidificação, com dimensões de 270 x 45 x 19 mm, em média, não foram seccionados longitudinalmente em serra, mas sim usinados em torno mecânico, nessa mesma direção (em uma das faces de maior largura), com velocidade de corte e avanço mínimos para evitar-se deformações e recristalizações que pudessem prejudicar a análise macroscópica da estrutura colunar, em função da baixa dureza do material utilizado.

Como a usinagem efetuada proporcionou uma superfície de observação metalográfica bastante regular e suficientemente plana para a macrografia de cada um desses lingotes, procedeu-se diretamente ao ataque químico dessas superfícies, utilizando-se para isso uma solução com a seguinte composição: 15g de Molibdato de Amônio dissolvidos em 100 ml de água destilada, adicionados a uma outra porção (em partes iguais), contendo 6 partes de ácido nítrico diluídas em 4 partes de água destilada.

Os ângulos de inclinação das estruturas colunares reveladas, caracterizados por valores médios, foram medidos ao longo das superfícies que faziam parte da interface metal-molde durante a solidificação, para uma série de dez lingotes obtidos com diversas velocidades de lingotamento (velocidades de ascensão das colunas d'água) e para duas condições opostas de contacto térmico nessa interface: molde polido e molde recoberto, com o auxílio de um transferidor de precisão igual a $0,025^\circ$.

CAPÍTULO V

RESULTADOS E DISCUSSÃO

V.1 - Solidificação Unidirecional Vertical

a) Cinética de Solidificação no Molde

Os resultados experimentais obtidos para a cinética de solidificação da liga Pb 5% Sn, empregando-se as técnicas de "dipstick" e de registro térmico para essas medidas, encontram-se agrupados nas Tabelas 4 e 5, respectivamente, e comparados com os valores estimados através do modelo analítico de Garcia e Prates^(28, 29) na Tabela 6 e figura 28. Nesses cálculos, como se trata de uma liga binária, a equação cinética do referido modelo foi utilizada com valores de propriedades físicas dos dois constituintes dessa liga (apêndice III), na proporção em que participam de sua composição.

Embora essas propriedades assim estimadas não sejam aditivas (com exceção da densidade) e o modelo citado não preveja a existência de uma frente de solidificação não plana, essa aproximação apresentou uma concordância razoável com os resultados experimentais, como pode ser observado na mesma figura, principalmente em relação ao deslocamento da linha

S (m x 10 ⁻²)	t ₁ (s)	t ₂ (s)	\bar{t} (s)
1,0	3	3	3,0
1,5	6	5	5,5
2,0	9	8	5,5
2,5	13	13	13,0
3,0	18	17	17,5
3,5	22	23	22,5
4,0	30	28	29,0
5,0	44	44	44,0
5,5	51	51	51,0
6,0	59	59	59,0

Tabela 4: - Cinética de solidificação unidirecional vertical da liga Pb5%Sn medida pela técnica de "ipstick" em molde de Cobre polido e refrigerado a água, sem superaquecimento, para duas experiências realizadas nas mesmas condições (os valores contidos na coluna " \bar{t} " correspondem às médias aritméticas dos valores contidos nas duas colunas anteriores, respectivamente).

S (m x 10 ⁻²)	t _{TL} (s)	t _{TS} (s)	t _{T̄} (s)
1,0	1,8	7,0	4,2
2,0	6,4	16,1	9,4
4,0	16,4	46,7	20,3

Tabela 5: Tempos obtidos por registro térmico para a ocorrência das temperaturas "Liquidus" (TL) "Solidus" (T_S) e Temperatura Média de Fusão (T̄) da liga Pb 5% Sn na solidificação unidirecional vertical em molde de cobre polido e refrigeração a água, sem superaquecimento.

S (m x 10 ²)	dipstick t̄ (s)	Registro Térmico			Modêlo de Garcia e Prates t (s)
		t _{TL} (s)	t _{TS} (s)	t _{T̄} (s)	
1,0	3,0	1,8	7,0	4,2	3,9
2,0	8,5	6,4	16,1	9,4	12,4
4,0	29,0	16,4	46,7	20,3	43,2

Tabela 6: Comparação entre os valores da cinética de Solidificação unidirecional vertical da liga Pb 5% Sn obtidos por duas técnicas experimentais e pelo modelo analítico de Garcia e Prates, nas mesmas condições de solidificação (molde de Cobre polido e refrigerado a água, sem superaquecimento).

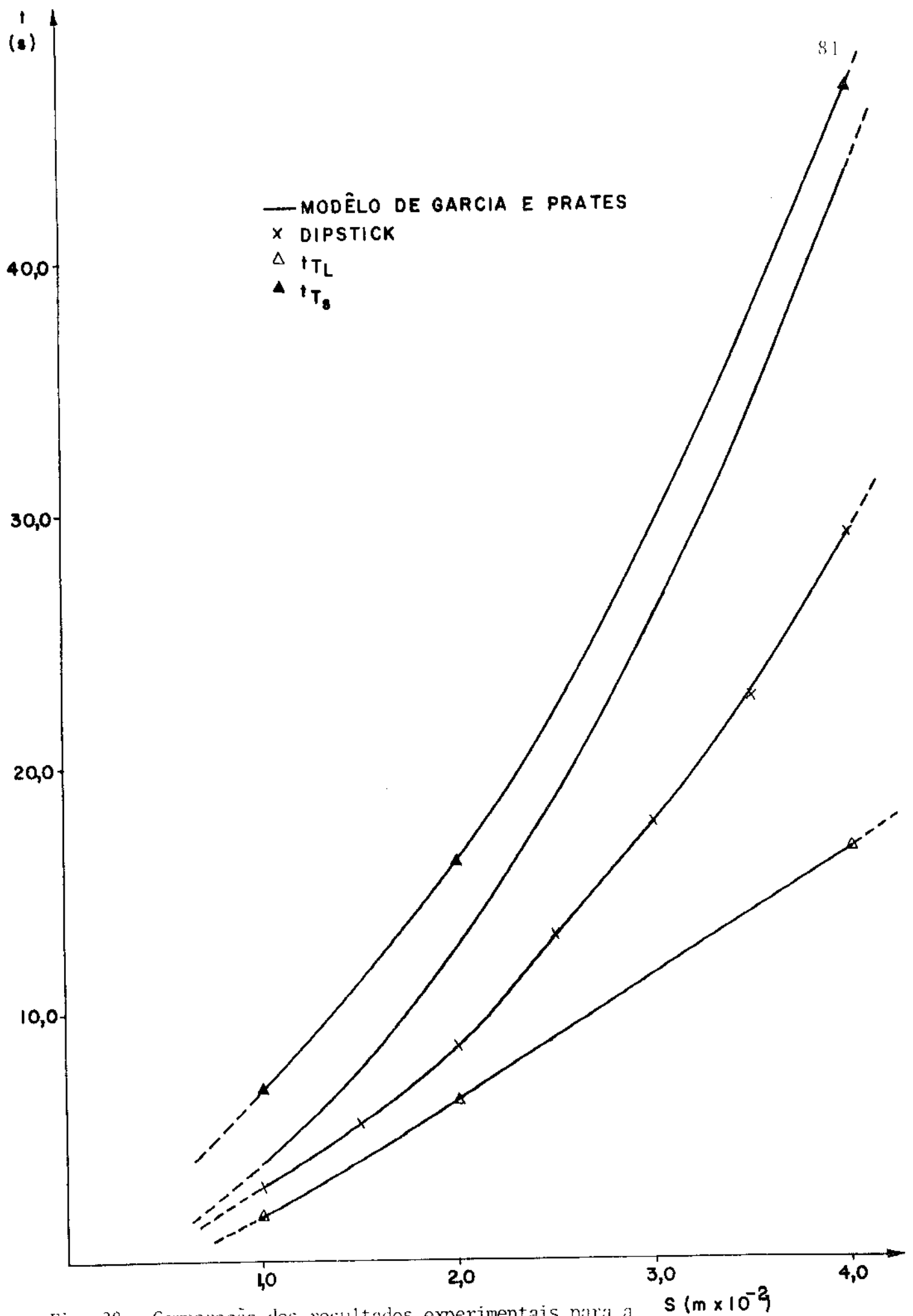


Fig. 28 - Comparação dos resultados experimentais para a cinética de solidificação unidirecional da liga Pb 5% Sn com os valores estimados através do modelo analítico de Garcia e Prates.

"Solidus", obtido por registro térmico.

A tabela 5 indica os tempos obtidos nesse registro (apêndice IV) para a ocorrência das temperaturas "Liquidus" (T_L), "Solidus" (T_S) e Temperatura Média de Fusão ($\bar{T} = \frac{T_L + T_S}{2}$) da liga considerada, em condições de não equilíbrio, em função da espessura solidificada (S). Essas temperaturas, verificadas em cada uma das três curvas de resfriamento (correspondentes a três diferentes valores de espessura solidificada) contidas no mesmo registro, são, respectivamente, 593 K, 569 K e 581 K.

O modelo citado corresponde a uma temperatura no interior da zona pastosa ("mushy zone"), no caso a $\bar{T} = 581\text{K}$, onde supõe-se que seja liberado instantaneamente o calor latente (frente, plana de solidificação).

Em se tratando da solidificação de uma liga binária, correspondente a um intervalo de temperatura de 24 K, o "dipstick" deverá deformar os ramos dendríticos em crescimento, penetrando no interior da zona pastosa a uma profundidade correspondente a uma isoterma entre T_L e \bar{T} ; logo a curva de resultados fornecidos pelo "dipstick" deve representar essa isoterma.

Em outras palavras, houve uma penetração do "dipstick" até certo ponto, no interior da zona pastosa, localizado mais próximo à região correspondente à linha "Liquidus" do que à linha "Solidus", conforme indica a figura 28.

Quanto ao modelo, assumiu-se liberação total de calor latente a uma temperatura média entre T_L e T_S , o que faz com que sua previsão teórica se aproxime mais da linha "Solidus", onde realmente termina a liberação do calor latente. Como consequência, os tempos de solidificação estimados através do modelo são mais altos do que os resultados obtidos com o "dipstick", divergindo destes com o aumento da espessura solidificada, e mais próximos daqueles correspondentes à linha "Soli-

us", convergindo para estes à medida que a solidificação evolui.

Assim, no caso analisado, o modelo possibilitou uma estimativa bastante razoável da posição da linha "Solidus" no transcorrer da solidificação.

No lingotamento contínuo, durante a etapa de solidificação no molde, o conhecimento da posição desta isoterma é um fator operacional de extrema importância, por permite uma regulagem na velocidade de lingotamento e na taxa de refrigeração que propicie a camada solidificada até a saída do molde a espessura suficiente para suportar a pressão metalostática do pôço líquido.

O comprimento de molde (L) necessário para que isto ocorra pode também ser estimado com a equação cinética desse modelo (equação 4), uma vez determinado o valor dessa espessura (S_1) e para uma velocidade de lingotamento (V) constante⁽⁹⁾, através da expressão.

$$L = V(\alpha S_1^2 + \beta S_1) \quad (8)$$

Esses resultados demonstram que a utilização de um sistema de solidificação unidirecional vertical, tendo como base teórica o modelo analítico de Garcia e Prates^(28, 29), caracteriza um método de simulação da cinética de solidificação da etapa de resfriamento primário do lingotamento contínuo, sendo uma ferramenta de grande utilidade no acompanhamento desta etapa do processo.

Equação utilizada para a cinética de solidificação da liga Pb 5% Sn e estimativa do coeficiente global de transmissão de calor do sistema metal-fluído de refrigeração considerado.

A constante α do modelo citado pode ser calculado pelas equações:

$$\alpha = \frac{1}{4a_s \phi^2} \quad (9)$$

$$a_s = \frac{k_s}{d_s c_s} \quad (10)$$

O valor de ϕ pode ser obtido do diagrama " $\phi \times \frac{1}{H^*}$ " da figura (apêndice II), com o resultado de

$$\frac{1}{H^*} = c_s \frac{(T_f - T_o)}{H} \quad (11)$$

onde H^* é o calor latente de fusão na forma adimensional e T_o a temperatura do fluído de refrigeração.

Por sua vez, a constante β do mesmo modelo pode ser expressa como

$$\beta = \frac{H d_s}{h(T_f - T_o)} \quad (12)$$

Substituindo-se nas equações (10) e (11) os valores das propriedades físicas, de T_o e da constante de solidificação (considerando-se $T_f = \bar{T}$) estimados para essa liga, obtem-se na equação (9) o valor de

$$\alpha = 2,3 \times 10^4 \text{ s/m}^2$$

Dividindo-se a equação (4) do modelo por S , membro a membro, chega-se a

$$\frac{t}{S} = \alpha S + \beta \quad (13)$$

Com os valores contidos na Tabela 4 e plotados de acôrdo com essa equação na figura 29, por regressão linear obtém-se o valor da constante β , para $S = 0$, considerando-se $h = h_i$ (coeficiente de transmissão de calor da interface metal molde), suposição esta que constitui uma boa aproximação, como já mostrado em trabalhos anteriores neste assunto (9, 30).

O resultado assim obtido como valor dessa constante foi de

$$\beta = 1,6 \times 10^2 \text{ s/m}$$

Com isso, a equação resultante para a cinética de solidificação unidirecional da liga Pb 5% Sn, em molde de Cobre polido e refrigeração a água, foi a seguinte:

$$t = 2,3 \times 10^4 S^2 + 1,6 \times 10^2 S \quad (14)$$

O coeficiente global de transmissão de calor (h) desse sistema metal-fluído de refrigeração pode ser estimado através da equação (12), observando-se as considerações efetuadas acima, resultando em

$$h = 6,5 \text{ J} \times 10^3 / \text{sm}^2 \text{K}$$

b) Distribuição de Temperaturas

O perfil de temperaturas no interior do metal durante a solidificação dessa mesma liga, para quatro valores distintos de espessura solidificada (incluindo a interface metal-molde, $S = 0$) pode ser observado no referido registro térmico (apêndice IV).

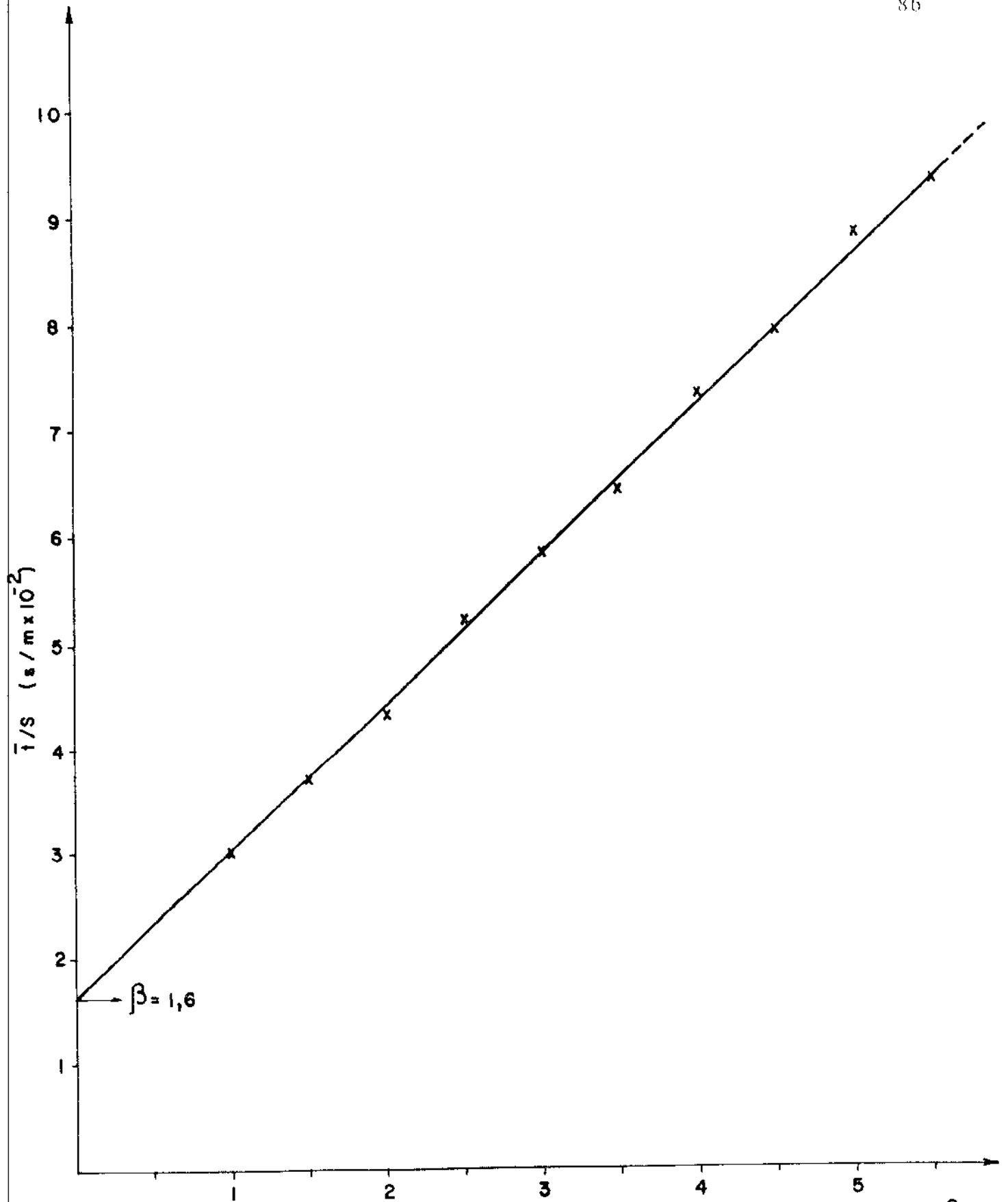


Fig. 29 - Resultado experimentais da cinética de solidificação unidirecional da liga Pb 5% Sn em molde de Cobre polido e refrigerado a água, disposto conforme a equação(13).

A figura 50 mostra a variação da temperatura da interface metal-molde (T_i) em função do tempo de solidificação (t), comparando os valores obtidos experimentalmente (Tabela 7) com os estimados pelo mesmo modelo analítico (Tabela 8), através das equações (4) e (5).

Nesta figura, nota-se que no início da solidificação as temperaturas estimadas apresentam valores consideravelmente mais baixos do que os obtidos experimentalmente, diferença esta que diminui sensivelmente com a evolução do processo (com o correspondente aumento da espessura solidificada), tornando-se desprezível nos instantes finais da solidificação.

Isto pode ser parcialmente explicado pelo fato de não ser levada em conta na aplicação do modelo a existência de uma zona pastosa, com propriedades térmicas de valores inferiores aos do metal sólido e que foram estimados por média ponderada, o que não corresponde à realidade.

Uma outra razão para essa diferença, caracterizava como uma dificuldade experimental, é que o termopar indicativo dessa temperatura pode estar localizado um pouco mais no interior de metal e não exatamente na interface entre o metal e o molde, indicando assim temperaturas mais altas.

De qualquer maneira, o modelo permitiu uma previsão aproximada da variação da temperatura da interface metal-molde, que no lingotamento contínuo também é a temperatura da superfície do lingote em solidificação no molde.

Como já comentado, no lingotamento contínuo dos aços a taxa de resfriamento deve ser cuidadosamente controlada para que essa temperatura (que é a menor do perfil térmico da casca solidificada) não atinja valores que permitam ocorrência de transformação de fase, com riscos para a obtenção de um lingote de boa qualidade.

Assim sendo, este é mais um importante resultado possível de ser avaliado através da simulação desta etapa

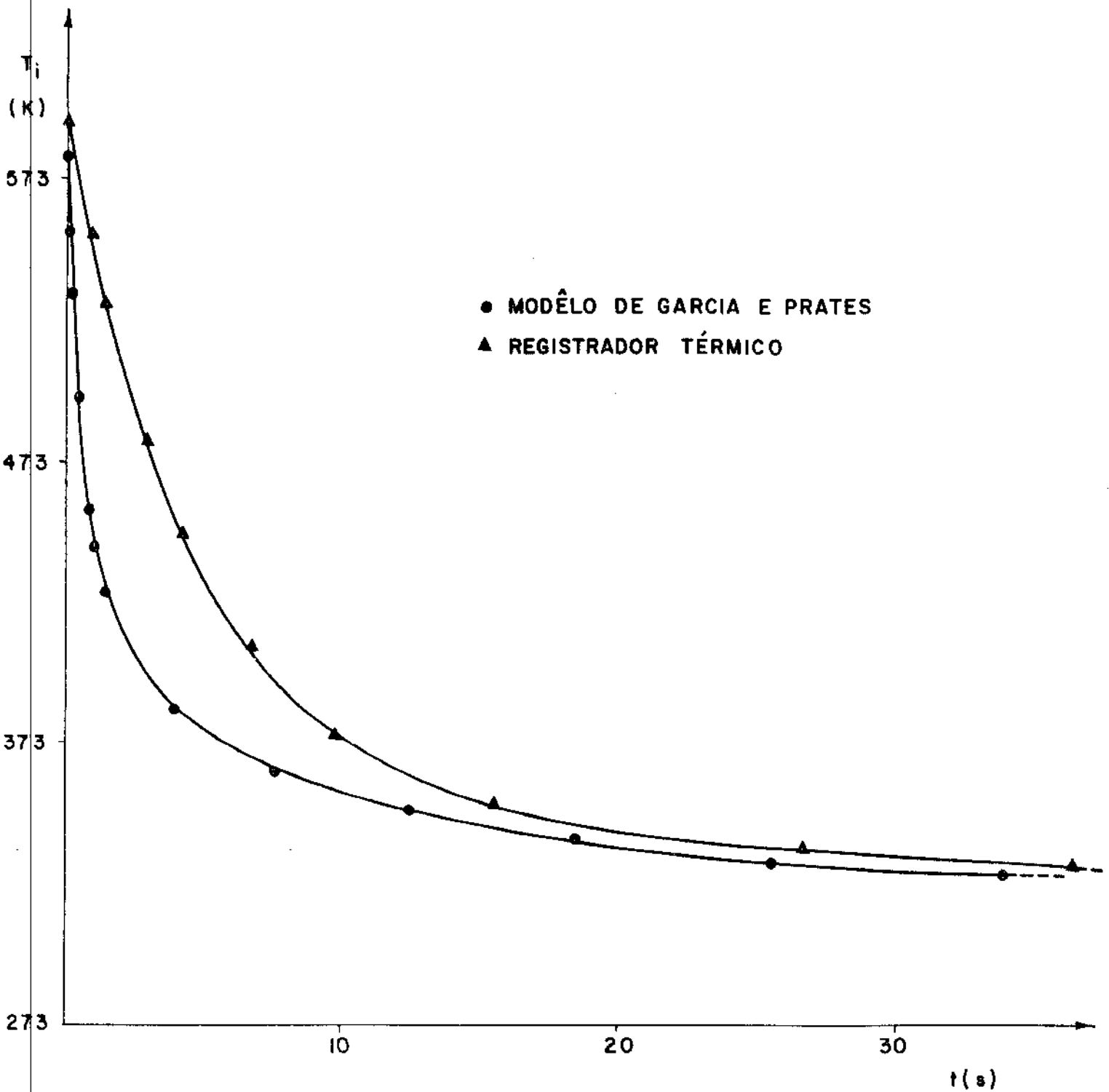


Fig. 30 - Variação da temperatura da interface metal-molde (T_i) em função do tempo de solidificação (t) da liga Pb 5% Sn, para valores experimentais e para valores estimados com o modelo analítico de Garcia e Prates.

t (s)	T_i (K)	T_i (C)
0	593	320
0,8	553	280
1,4	529	256
2,9	481	208
4,2	449	176
6,7	409	136
9,7	377	104
15,5	353	80
26,7	337	64
36,4	329	56

Tabela 7: Variação da Temperatura da interface metal-molde (T_i) com o Tempo (t) na Solidificação unidirecional da liga Pb 5% Sn em molde de Cobre polido e refrigerado a água, obtida experimentalmente por registro térmico (Apêndice IV).

S ($\text{m} \times 10^{-2}$)	t (s)	T_i (K)
0	0	581
0,05	0,1	555
0,1	0,2	532
0,2	0,4	496
0,35	0,8	457
0,4	1,0	445
0,5	1,4	428
1,0	3,9	385
1,5	7,6	362
2,0	12,4	349
2,5	18,4	339
3,0	25,5	330
3,5	33,8	326

Tabela 8: Variação da Temperatura da interface metal-molde (T_i) com o tempo (t) na solidificação unidirecional da liga Pb 5% Sn em molde de Cobre polido e refrigerado a água, com valores calculados pelas equações (4) e (5) (modelo analítico de Garcia e Prates).

do processo por este método, que junto com a estimativa do coeficiente global de transmissão de calor constitui uma razoável previsão do comportamento térmico do sistema durante esta fase da solidificação.

Sistema de equações utilizadas para a estimativa da variação da temperatura da interface metal-molde com o tempo de solidificação da liga Pb 5% Sn.

No mesmo modelo matemático utilizado neste trabalho, o valor da temperatura da interface metal-molde (T_i), em função da espessura solidificada (S), é determinado na equação (5), fazendo-se $x = 0$ (distância à essa interface, na mesma direção de crescimento da espessura solidificada), resultando

$$T_i = T_i + \frac{T_f - T_o}{\text{erf}(\theta)} \text{erf} \left(\frac{\theta \beta}{\beta + 2\alpha S} \right) \quad (15)$$

Substituindo-se nesta equação os valores das constantes e propriedades físicas presentes, já estimados no ítem anterior, e o valor correspondente da função erro (tabelada no apêndice V), chega-se a

$$T_i = 298 + 409,3 \text{erf} \left(\frac{1,15}{1,6 + 460 S} \right) \quad (16)$$

Na equação acima, a variação estimada dessa temperatura é dada em função da espessura solidificada (S); para obter-se essa variação com o tempo de solidificação (t) pode ser utilizada a equação (14), que fornece esses tempos para os correspondentes valores de espessura solidificada aplicados na equação (16).

Dessa forma, o sistema de equações utilizado em tal estimativa foi o seguinte:

$$t = 2,3 \times 10^4 S^2 + 1,6 \times 10^2 S \quad (14)$$

$$T_i = 298 + 409,3 \operatorname{erf}\left(\frac{1,15}{1,6 + 460S}\right) \quad (16)$$

c) Estrutura de Solidificação

O espaçamento interdendrítico secundário (esquemático na figura 31), parâmetro que caracteriza a estrutura dendrítica resultante e que constitui um índice relevante das propriedades mecânicas da liga fundida, pode ser identificado nas fotomicrografias da figura 32, obtidas em duas regiões distintas de um mesmo lingote, através dos pontos escuros alinhados ao longo da direção de crescimento da fase sólida (eixo longitudinal do lingote; direção do eixo x nessas figuras). Esses pontos representam a interseção dos ramos secundários das dendritas formadas com o plano longitudinal do corte efetuado no lingote para a análise micrográfica, desprezando-se assim as possíveis interseções deste plano com ramos de ordens mais elevadas, difíceis de serem identificados na micrografia.

Como já salientado no Capítulo III, o espaçamento interdendrítico secundário (λ_2) pode ser expresso em função do tempo local de solidificação (t_s), de acordo com a equação

$$\lambda_2 = A t_s^n \quad (6)$$

Onde A e n são constantes que dependem da composição química da liga.

Por sua vez, o tempo local de solidificação pode ser equacionado através de

$$t_s = \frac{\Delta T_{LS}}{\uparrow} \quad (17-a)$$

onde

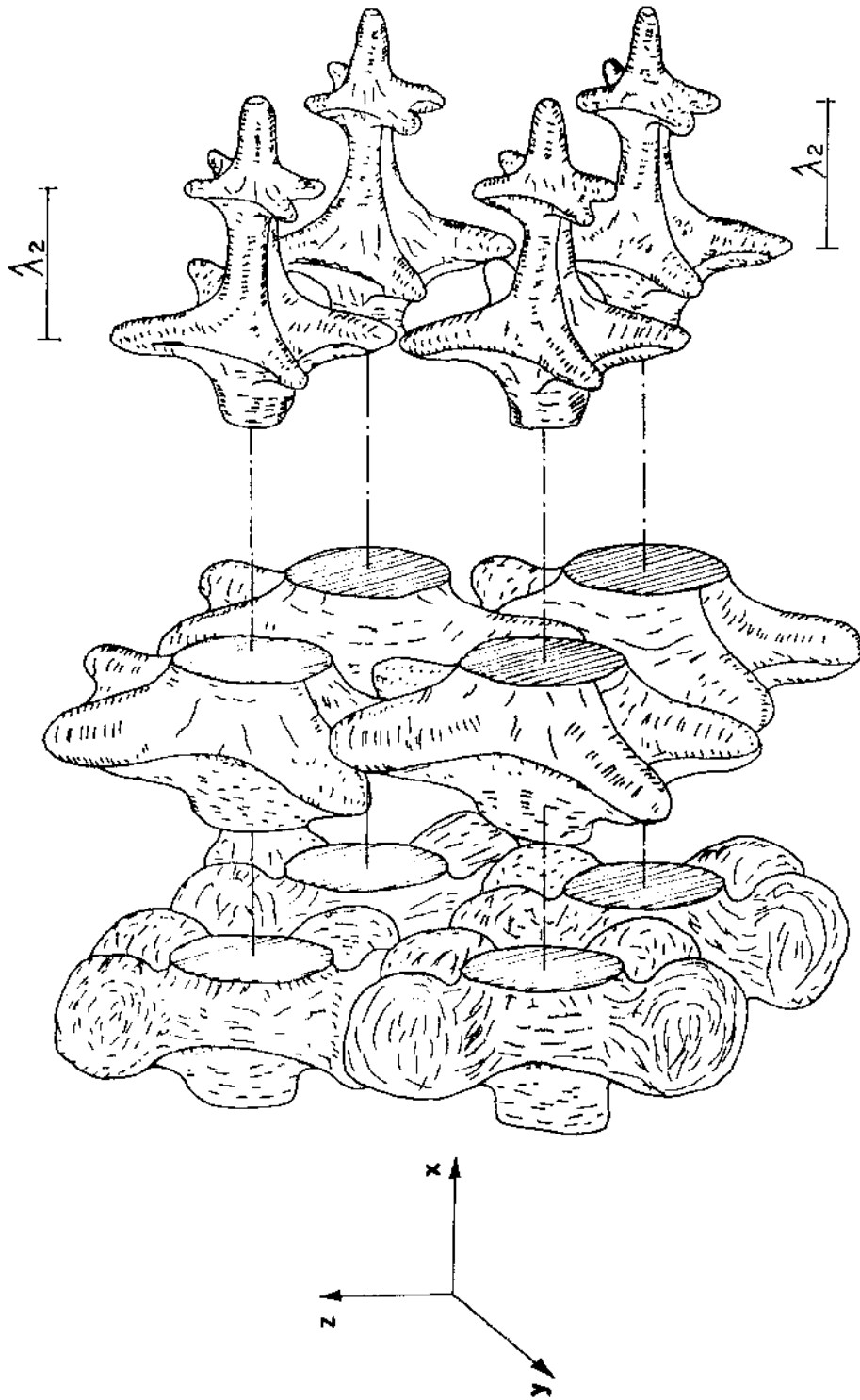


Fig. 51 - Representação esquemática do esvacamento interdendrítico secundário (λ_2) na direção de crescimento colunar da fase sólida (eixo x).

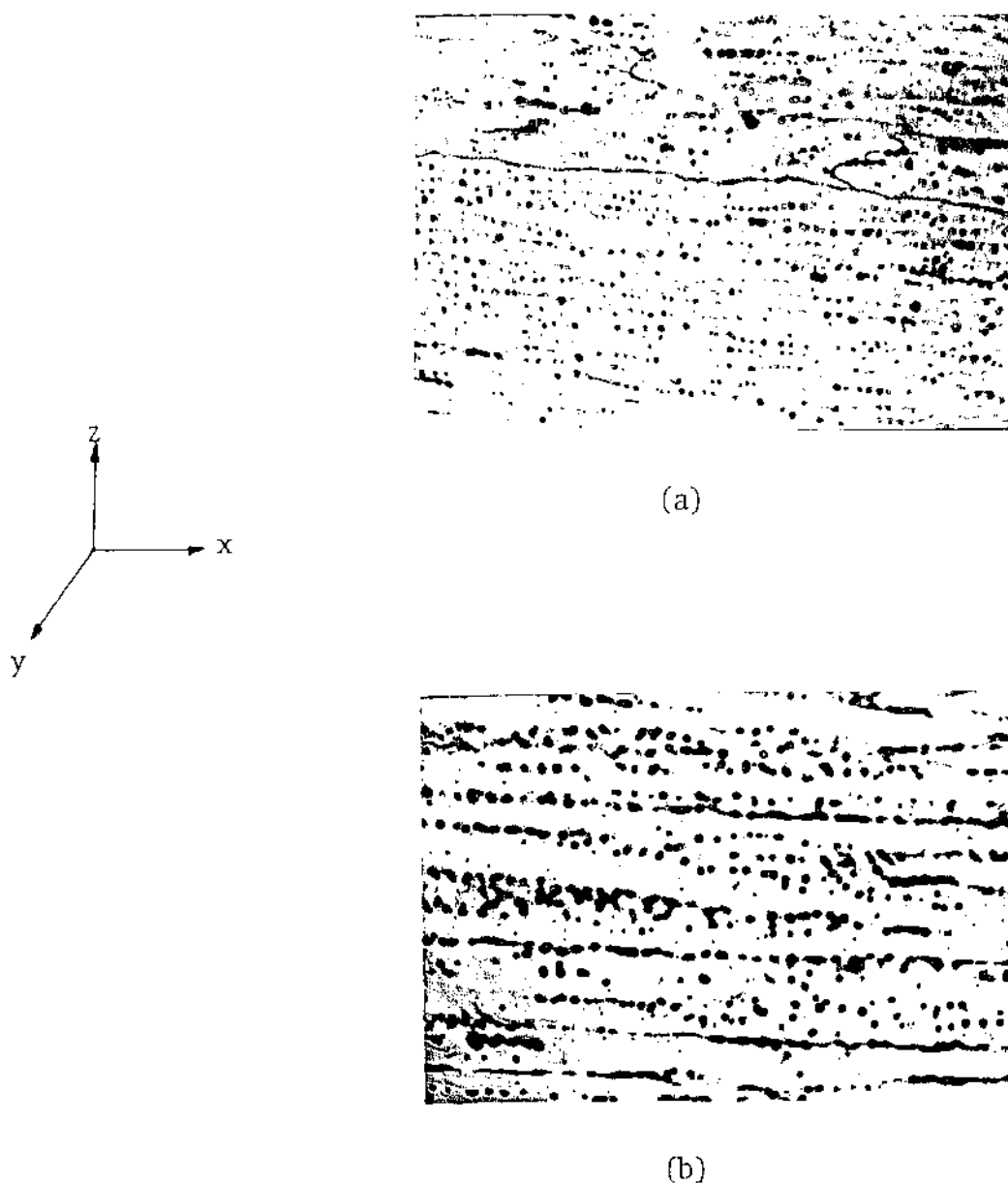


Fig. 32 - Fotomicrografia da liga Al 1% Cu mostrando o espaçamento entre os ramos secundários das dendritas formadas (distância entre os pontos escuros alinhados na direção(x) para duas regiões do lingote:

(a) Base ($S = x \approx 1,5 \text{ m} \times 10^{-2}$)

(b) Meio ($S = x \approx 4,0 \text{ m} \times 10^{-2}$)

Aumento das micrografias: 50 vêzes (ao microscópio)

$$\Delta T_{L,S} = T_L - T_S \quad (17-b)$$

$$e \quad \dot{T} = \frac{dT}{dt} = \frac{dT}{dx} \frac{dx}{dt} \quad (17-c)$$

No sistema metal-molde em questão (Figura , a pênndice II), considerando-se como uma aproximação a existência de uma frente plana de solidificação, para a posição $x = S$ a equação (17-c) pode ser reescrita como

$$\dot{T} = G_s \frac{dS}{dt} = G_s V_s \quad (18)$$

onde G_s é o gradiente térmico na direção de crescimento da fase sólida (x) e V_s é a velocidade instantânea de solidificação (ambos relativos ao metal sólido).

Fazendo-se um balanço térmico nesta posição, na ausência de superaquecimento tem-se que

$$K_s G_s = H d_s \frac{dS}{dt} = H d_s V_s \quad (19)$$

$$\text{de onde} \quad G_s = \frac{H d_s}{K_s} V_s \quad (20)$$

Assim, a equação (18) pode ser explicitada como

$$\dot{T} = \frac{H d_s}{K_s} V_s^2 \quad (21)$$

Com isso, t_s pode ser relacionado com V_s através de

$$t_s = \frac{T_L - T_S}{\left(\frac{H d_s}{K_s}\right) V_s^2} \quad (22)$$

Aplicando-se este último resultado na equação(6), o espaçamento interdendrítico secundário pode então ser expresso pela equação

$$\lambda_2 = A \left[\frac{T_L - T_S}{\left(\frac{H\delta s}{K_s}\right) V_s^2} \right]^n \quad (23)$$

A velocidade instantânea de solidificação (V_s) pode ser obtida em função da espessura solidificada (S), pela derivação da equação cinética do modelo de Garcia e Prates^(28, 29) ($t = \alpha S^2 + \beta S$), que resulta em

$$\frac{dS}{dt} = V_s = \frac{1}{2\alpha S + \beta} \quad (24)$$

Com isso, o espaçamento interdendrítico secundário pode também ser obtido (diretamente) em função da variável S pela equação

$$\lambda_2 = A \left[\frac{T_L - T_S}{\left(\frac{H\delta s}{K_s}\right) \left(\frac{1}{2\alpha S + \beta}\right)^2} \right]^n \quad (25)$$

Para a liga Al 1% Cu, segundo o modelo teórico de Feurer⁽⁴⁶⁾, a equação resultante para esse espaçamento, em função do tempo local de solidificação, é

$$\lambda_2 = 14,7 t_s^{0,33} \quad (26)$$

onde as unidades de λ_2 e de t_s são, respectivamente, μm e s .

Dessa forma, para o caso particular dessa liga as constantes desta equação podem ser incorporadas à equação (25) (ou à (23)), permitindo assim o cálculo estimado dos espa

çamentos interdendrítico secundários em função das espessuras solidificadas, conjuntamente com as velocidades instantâneas de solidificação desenvolvidas para cada uma dessas espessuras (equação (24)).

Para este caso, as demais constantes da equação (25) foram calculados com as médias ponderadas das propriedades físicas dos elementos formadores desta liga (apêndice III), na proporção em que participam de sua composição, com exceção da constante β e das temperaturas "Liquidus" (T_L) e "Solidus" (T_S) para esta condição de não-equilíbrio, obtidas experimentalmente, cujos respectivos valores são $6,3 \times 10^2$ s/m, 930 K e 905 K.

A equação resultante das substituições consideradas acima, utilizada portanto para a estimativa de valores médios do espaçamento interdendrítico secundário para a liga Al 1% Cu solidificada neste sistema, adquiriu assim a seguinte forma:

$$\bar{\lambda}_2 = 14,7 \left[\frac{4,8 \times 10^{-6}}{\left(\frac{1}{120 \times 10^2 S + 630} \right)^2} \right]^{0,33} \quad (27)$$

Onde as respectivas unidades de $\bar{\lambda}_2$ e S são μm e m.

A expressão entre parênteses contida nesta equação representa a velocidade instantânea de solidificação (equação (24)) correspondente a cada uma das espessuras solidificadas, para um valor de α calculado ($0,6 \times 10^4$ s/m²) e para o valor β obtido por regressão linear das medidas cinéticas efetuadas com o "dipstick" em molde de aço recoberto e refrigerado a água (fig 33), e plotadas na figura (34) sob a forma da equação (13).

Assim, sendo, a velocidade de solidificação é da

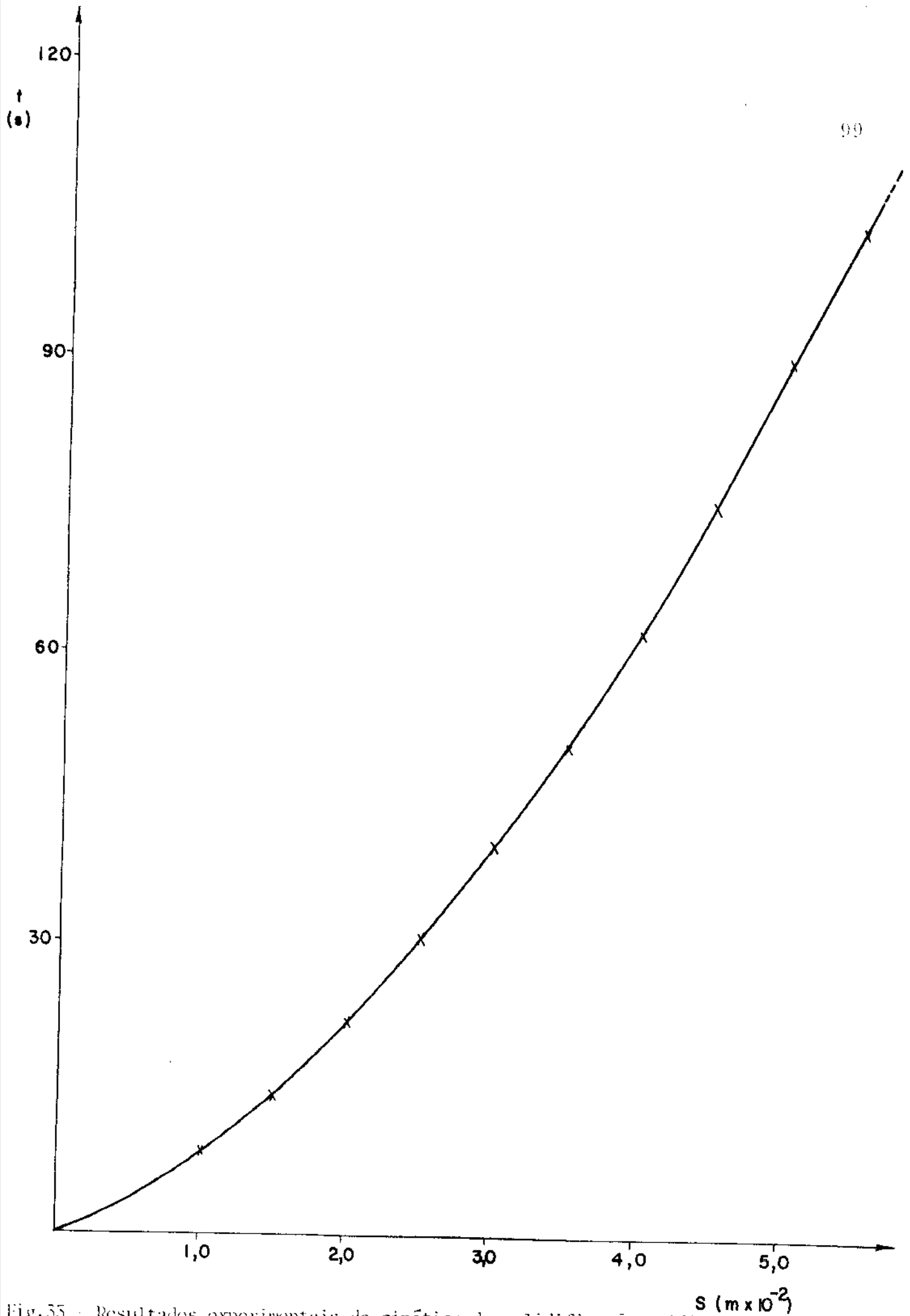


Fig.35 - Resultados experimentais da cinética de solidificação unidirecional da liga Al 1% Cu, em molde de aço 1010 recoberta e refrigerado a água, obtidos com o "dipstick".

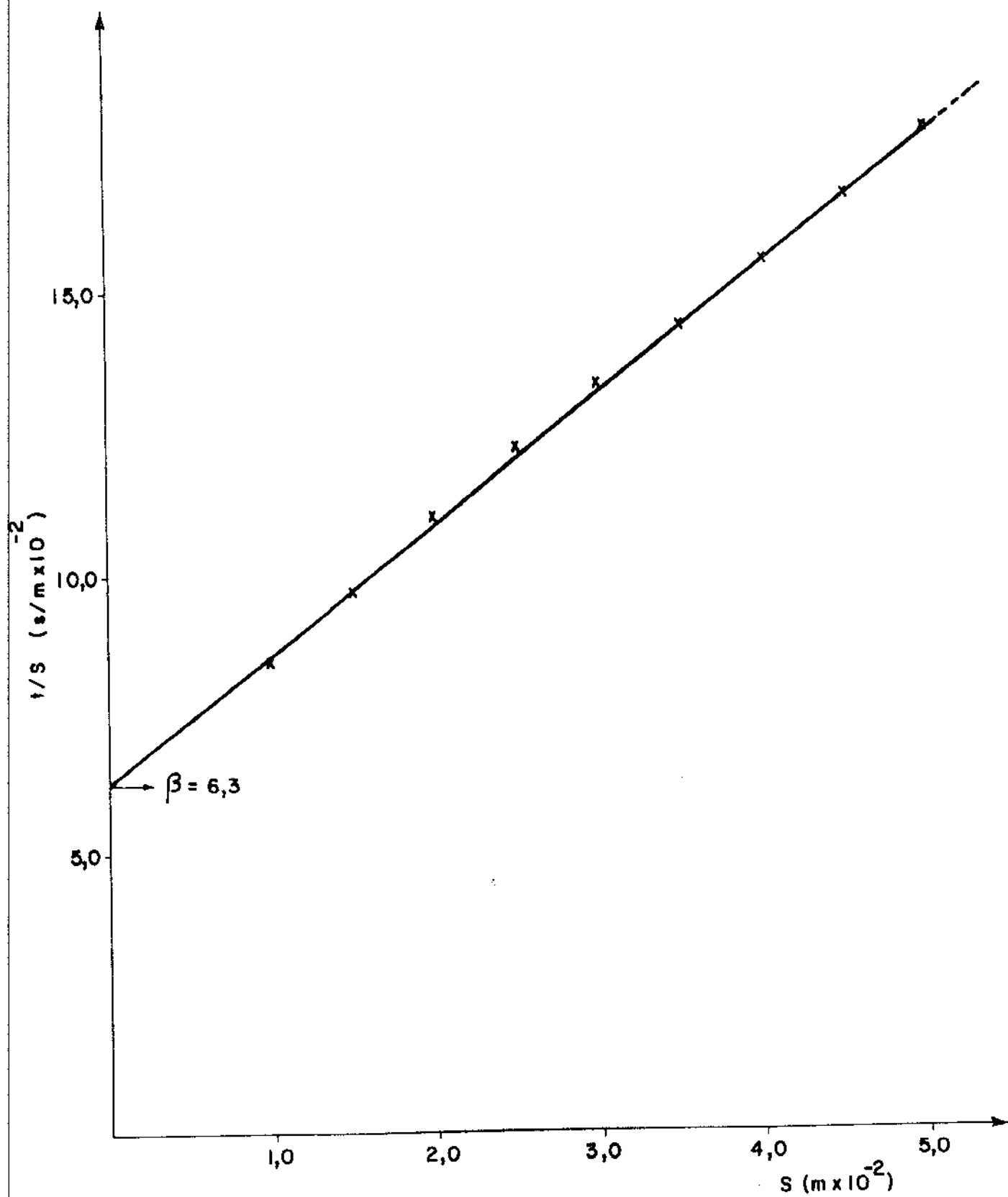


Fig. 51 - Resultados experimentais na cinética de solidificação unidirecional da Liga Fe-1% Cu, dispostos na forma da equação (15).

da por

$$V_S = \frac{1}{120 \times 10^2 S + 630} \quad (28)$$

A variação dessa velocidade com a espessura solidificada, obtida com esta equação, está representada graficamente na figura 35.

A Tabela 9 contém os valores médios do espaçamento interdendrítico secundário ($\bar{\lambda}_2$) para a liga Al 1% Cu relativos a diferentes espessuras solidificadas (S), agrupando as estimativas efetuadas através da equação (27) e os valores experimentais resultantes de diversas medidas realizadas em diferentes posições ao longo do eixo longitudinal do lingote, juntamente com os respectivos valores da velocidade instantânea de solidificação (V_S) calculados pela equação (28), para cada uma daquelas espessuras solidificadas correspondentes a essas posições.

A comparação entre os resultados experimentais obtidos para esse espaçamento com os valores estimados, em função da espessura solidificada, encontra-se efetuada na figura 36. De acordo com as curvas contidas nesta figura, a medida que aumenta a espessura solidificada, diminuindo assim a velocidade instantânea de solidificação (aumentando portanto o tempo local de solidificação), o espaçamento entre os ramos secundários das dendritas formadas aumenta.

A concordância entre os valores estimados com os experimentais pode ser considerada razoável, uma vez que esta comparação envolve cálculos completamente teóricos de dois modelos diferentes. As maiores diferenças observadas ocorrem para os valores correspondentes às menores espessuras solidificadas (maiores velocidades instantâneas de solidificação), os quais constituem os menores espaçamentos verificados, onde é

S (m x 10 ⁻²)	(1) V _S (m x 10 ⁻² /S)	(2) λ ₂ (μm)	(*) λ ₂ (μm)
0,5	0,145	19,3	10,0
1,0	0,133	20,4	13,2
1,5	0,123	21,5	16,0
2,0	0,115	22,5	20,0
2,5	0,108	23,5	22,5
3,0	0,101	24,5	24,0
4,0	0,090	26,4	26,5
4,5	0,085	27,5	28,4
5,0	0,081	28,4	30,1
5,5	0,078	29,1	32,2
6,0	0,074	30,1	35,0

Tabela 9: Valores estimados de espaçamento interdendrítico secundário médio (λ_2) e de velocidade instantâneo de solidificação (V_S), junto a valores experimentais desse espaçamento, para a liga Al 1% Cu, correspondentes a várias espessuras solidificadas (S):

(1) equação (28)

(2) equação (27)

(*) valores experimentais

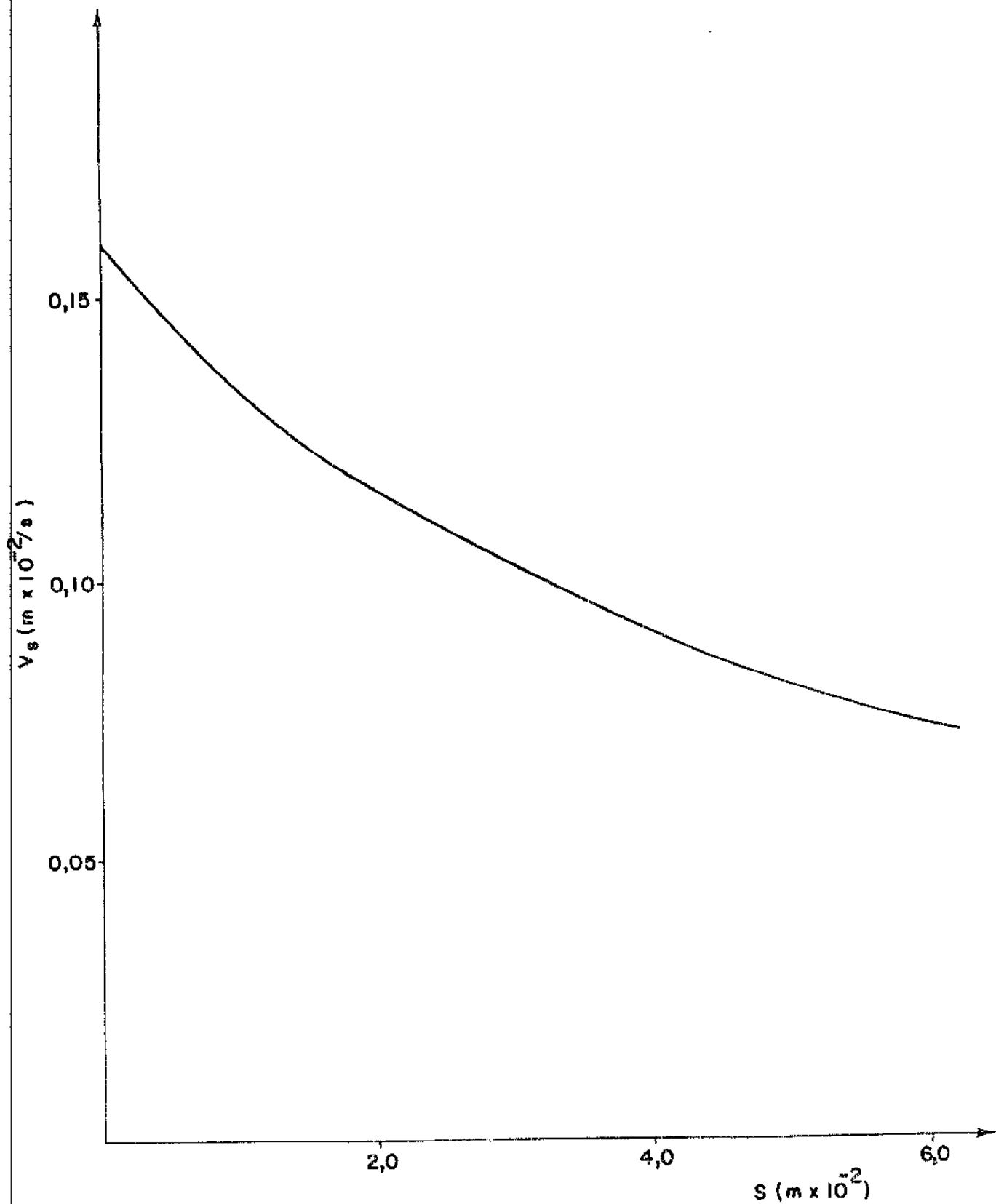


Fig. 55 - Representação gráfica da variação estimada da velocidade instantânea de solidificação (V_s) com a espessura solidificada (S) obtida pela equação (28).

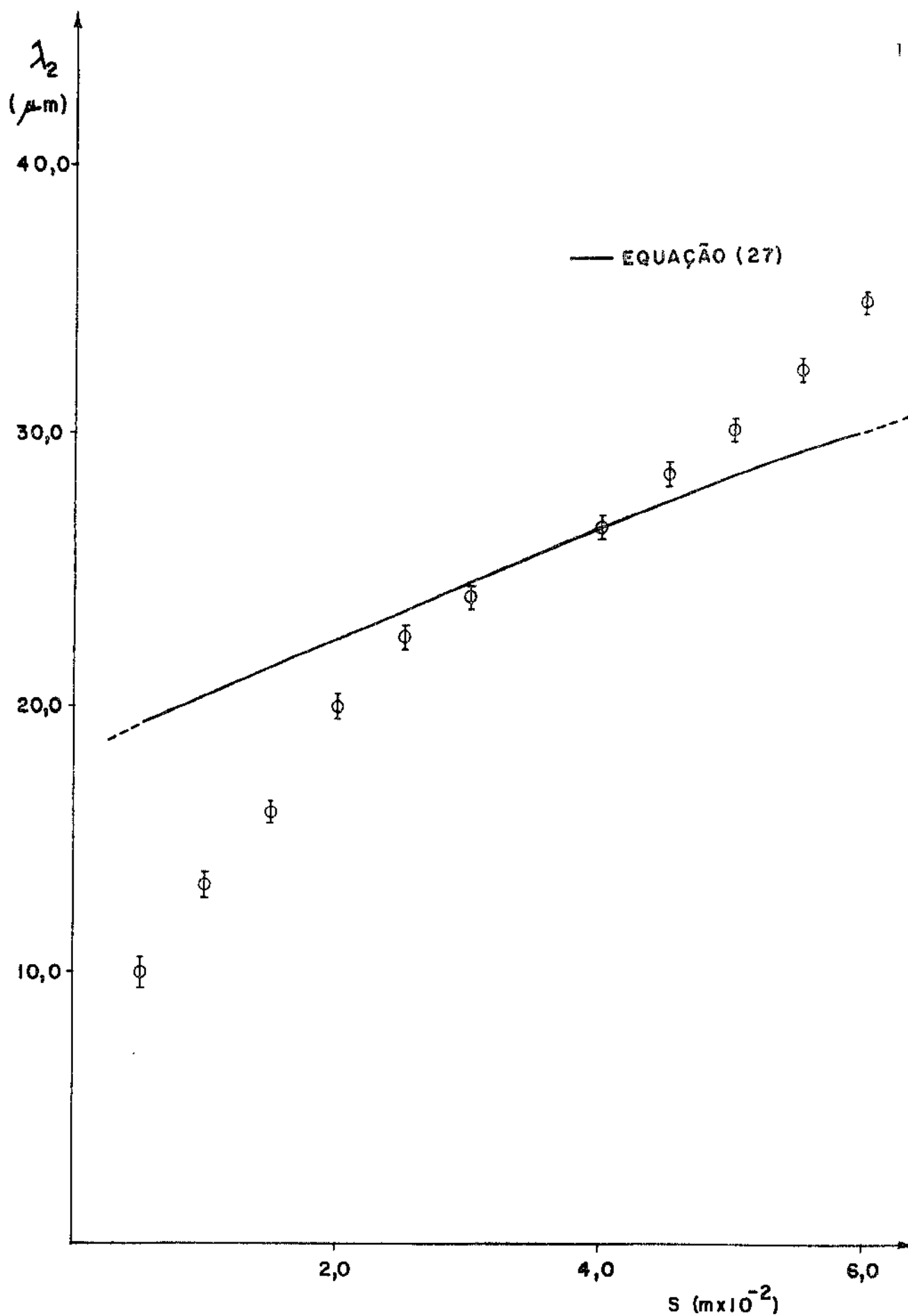


Fig. 36 - Comparação entre os valores dos espaçamento interdendrítico secundário médio (λ_2) obtidos experimentalmente e os estimados com a equação (27), em função da espessura solidificada (S).

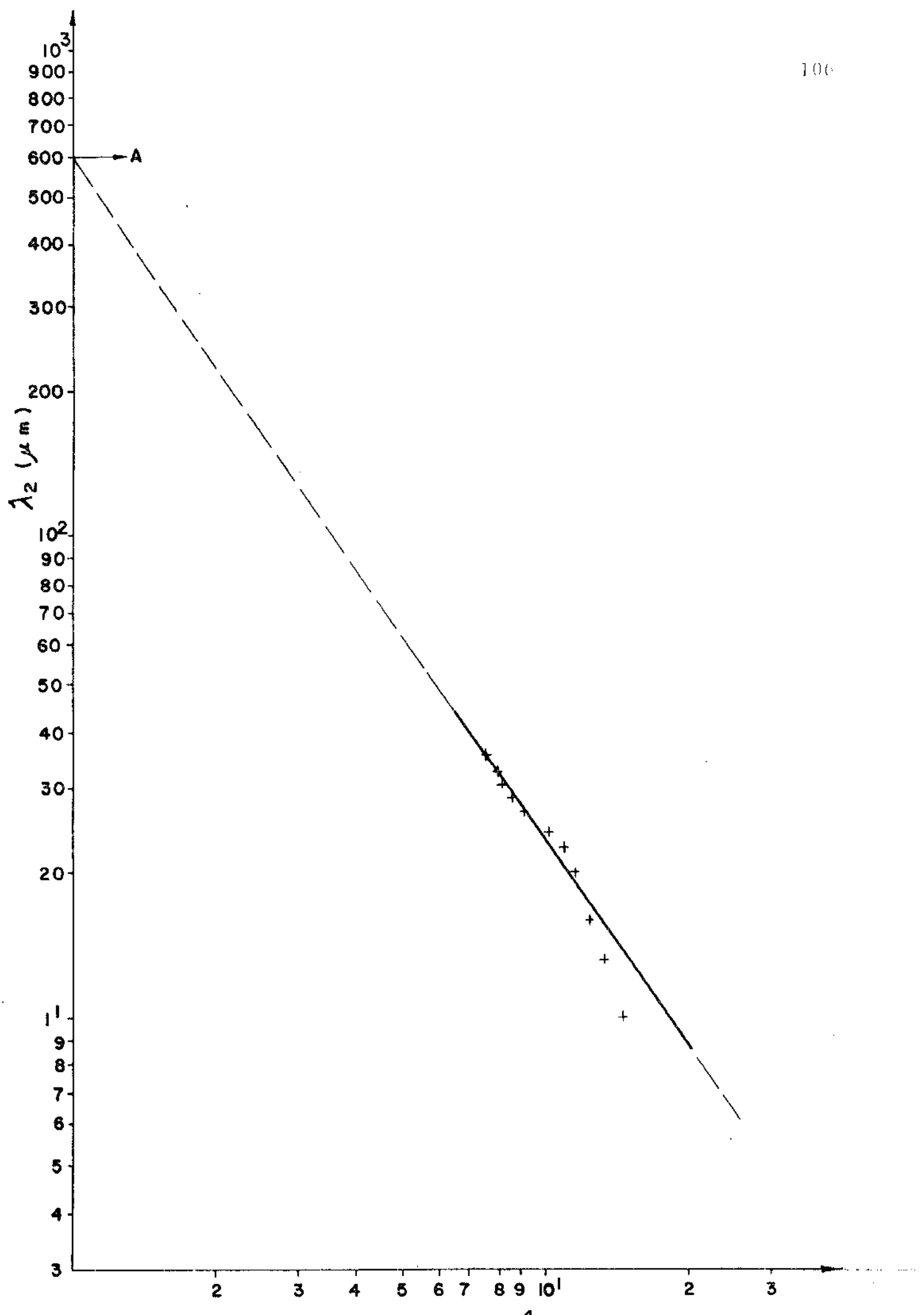
maior o erro envolvido nas medidas efetuadas (Capítulo IV). Além disso, convém salientar a existência das imprecisões contidas tanto nas medidas cinéticas realizadas com o "dipstick" quanto na estimativa feita para as propriedades físicas desta liga, conforme já comentado análogamente no primeiro ítem desta seção.

Ainda no caso desta liga, a variação dos valores experimentais do espaçamento interdendrítico secundário, em função da velocidade instantânea de solidificação calculada, pode ser visualizada na figura 37, onde por regressão linear é possível estabelecer-se a seguinte relação:

$$\bar{\lambda}_2 = 600 (V_s \times 10^4)^{-1,42} \quad (29)$$

Sendo as unidades de $\bar{\lambda}_2$ e V_s , respectivamente, μm e m/s .

De qualquer forma, esses resultados permitem então que a estrutura resultante possa ser prevista em qualquer sistema de solidificação, particularmente no lingotamento contínuo, e controlada quando possível, através de alterações operacionais que modifiquem os parâmetros térmicos do sistema (como a vazão da água de refrigeração, entre outros, alterando a taxa de resfriamento na interface molde-fluido de refrigeração e variando assim a velocidade instantânea de solidificação). Isso pode ser previamente simulado com relativa facilidade, com os dados experimentais obtidos em um sistema de solidificação como este e com estimativas proporcionadas por modelos analíticos.



V.2 - Solidificação Lateral com Resfriamento por Coluna D'Água.

As maiores velocidades médias de ascensão das colunas d'água, conseguidas experimentalmente com as vazões disponíveis para este dispositivo (mesmo com o registro de saída de água fechado), juntamente com a troca de calor do metal para o fluido de refrigeração (efetuada através das chapas delgadas de aço que compõem as paredes paralelas de menor largura), foram insuficientes para a obtenção de um regime de extração de calor essencialmente unidirecional (ou mesmo constante ao longo do molde). Isso pode ser identificado na macrografia de um lingote típico deste sistema, mostrada na figura 38, pela inclinação não perpendicular resultante para a estrutura colunar em relação ao seu eixo longitudinal (ângulo agudo).

Esse fato pode ser atribuído a uma taxa insuficiente verificada na extração de calor de molde, permitindo a formação de consideráveis gradientes térmicos no metal em solidificação, pois neste dispositivo o fluido de refrigeração adquiriu velocidades de ascensão muito lentas em relação às velocidades de solidificação desenvolvidas (em função da pequena espessura a ser solidificada). Com isso, apesar da baixa condutibilidade térmica do material utilizado (Chumbo), estabeleceu-se em regime de extração de calor não propriamente unidirecional, com uma componente de fluxo na direção do eixo longitudinal do lingote em solidificação neste sistema, resultante assim a citada inclinação da estrutura colunar em relação a esse eixo (não perpendicular), como pode ocorrer no lingotamento contínuo de metais não-ferrosos.

Assim sendo, em todas as experiências realizadas com este dispositivo, os registros térmicos obtidos não permitiram uma análise simplificada da cinética de solidificação no molde. Entretanto, sob diferentes condições de solidificação, os resultados alcançados permitem um estudo preliminar da relação

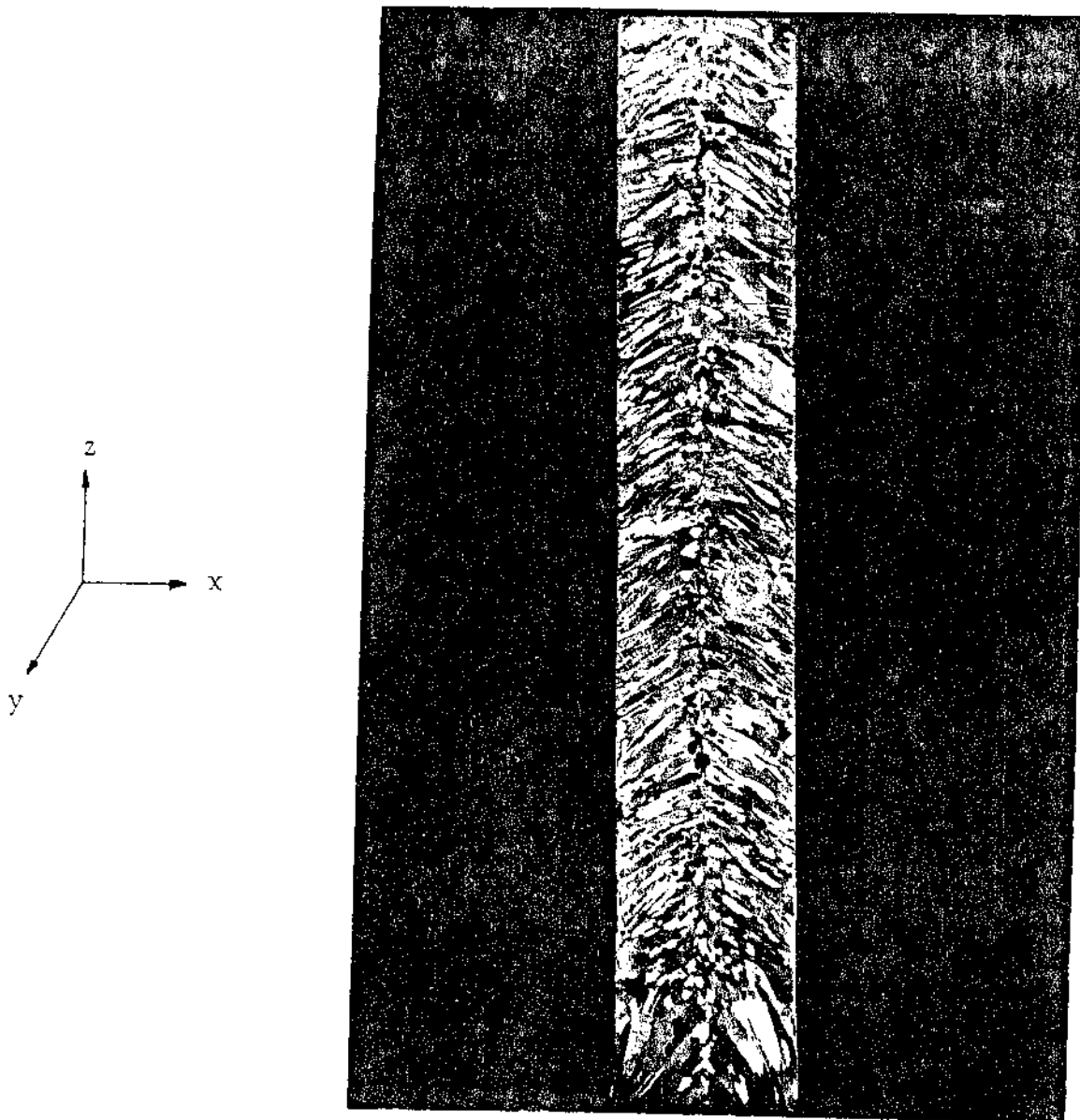


Fig. 38 - Macrografia de lingote de Chumbo comercialmente puro, típica do sistema de solidificação lateral com resfriamento por coluna d'água, mostrando a inclinação da estrutura colunar resultante do fluxo não unidirecional do calor extraído do molde (ampliação: 05 vezes)

entre a velocidade de solidificação e a de lingotamento, associado à inclinação da estrutura colunar resultante, e como decorrência, uma estimativa da variação de alguns dos parâmetros térmicos do sistema metal-fluído de refrigeração vitais ao processo, como discutido adiante.

a) Estimativa da Variação do Coeficiente Global de Transmissão de Calor do Sistema Metal-Fluído de Refrigeração.

Os ângulos médios de inclinação da estrutura colunar nos lingotes de Chumbo obtidos neste dispositivo, para diferentes velocidades médias de lingotamento (velocidades médias de ascensão das colunas d'água), estão reunidos na Tabela 10 e figura 39, para dois tipos de contacto térmico na interface metal-molde (molde polido e molde recoberto).

Como já mencionado no Capítulo III, no lingotamento contínuo de metais não-ferrosos essa inclinação (θ), segundo Piesche⁽⁴⁰⁾, está relacionada com a velocidade de lingotamento (V) e com a velocidade instantânea de solidificação (V_s) pela equação.

$$V_s = \cos \theta V \quad (7)$$

onde o domínio de definição desta relação é restrito ao intervalo $0 \leq \frac{V_s}{V} \leq 1$, pela própria geometria do sistema metal-molde siderado.

A equação (17) (derivada da equação cinética do modelo de Garcia e Prates^(28,29)), onde a velocidade de solidificação (V_s) é dada em função da espessura solidificada (S) e das constantes físicas do sistema metal-fluído de refrigeração em questão, e considerando-se como uma possível aproximação razoável a sua aplicação neste caso, possibilita que seja feita a seguinte igualdade:

Tabela 10 - Inclinação Média da estrutura colunar do Chumbo comercialmente puro, relativa à interface metal-molde, obtida para cada velocidade de lingotamento utilizada.

$\bar{\theta}_1$: ângulo medido na base do lingote

$\bar{\theta}_2$: ângulo medido entre o meio e o tampo do lingote.

$\bar{\theta}$: média aritmética de θ_1 e θ_2

a) molde polido

V ($\text{m} \times 10^{-2} / \text{s}$)	$\bar{\theta}$ (o)	$\bar{\theta}_2$ (o)	$\bar{\theta}$ (o)
0,13	38	42	40
0,15	40	46	43
0,20	45	48,5	47
0,30	51	55	53
0,72	59	62	61

b) molde recoberto

V ($\text{m} \times 10^{-2} / \text{s}$)	$\bar{\theta}$ (o)	$\bar{\theta}$ (o)	$\bar{\theta}$ (o)
0,15	52	55	53,5
0,20	55	55	55
0,24	55	55	55
0,29	56,5	63	60
0,72	64	64	64

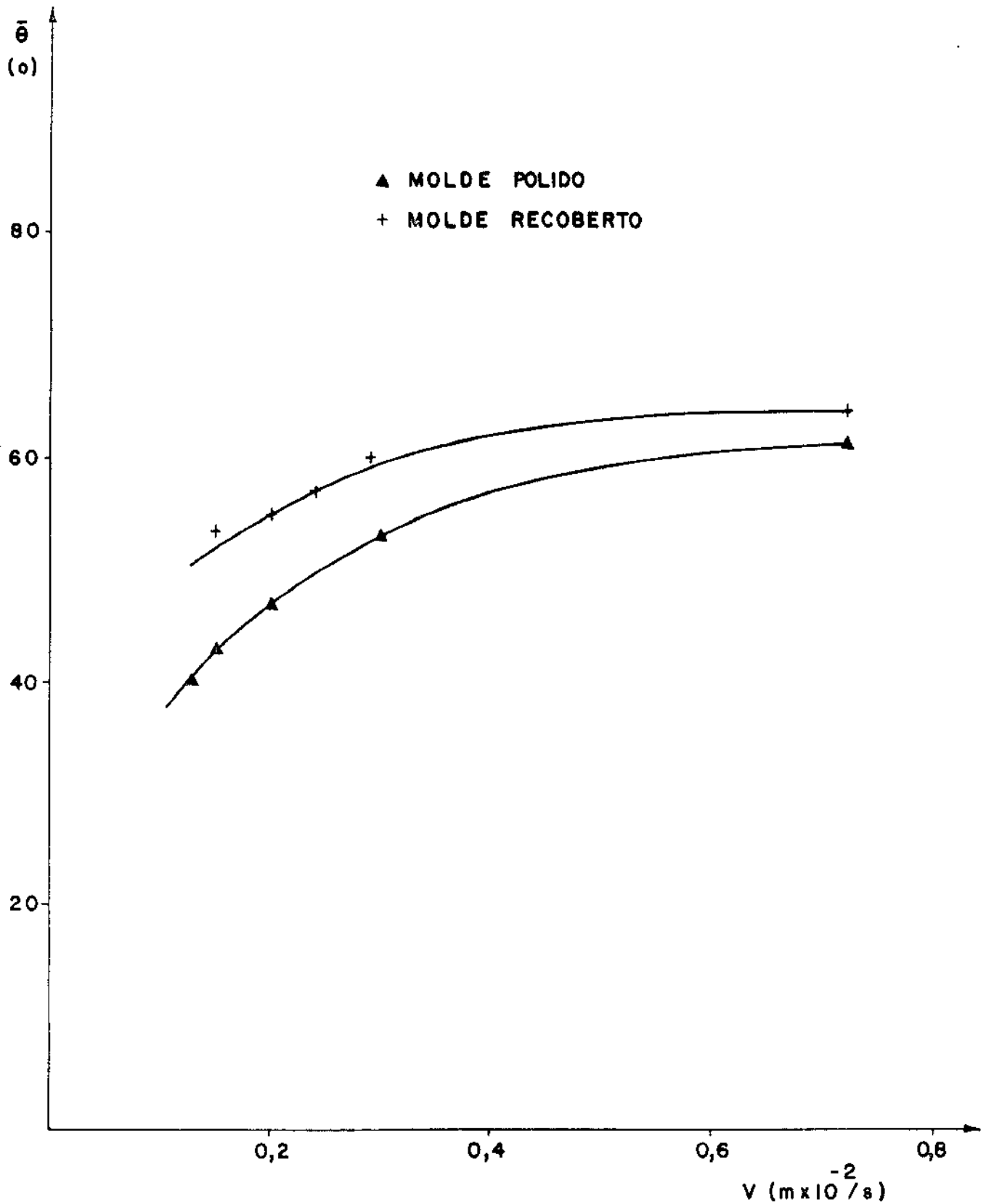


Fig. 39 - Variação experimental da inclinação média da estrutura colunar ($\bar{\theta}$) em função da velocidade de lingotamento (V), medida para dois tipos de contacto térmico na interface metal-molde. (Solidificação lateral com resfriamento com coluna d'água do Chumbo de pureza comercial, em molde de Aço 1010).

$$\frac{1}{2\alpha S + \beta} = \cos \theta V \quad (30)$$

ou, de acôrdo com as equações (9) e (12),

$$\frac{1}{\frac{S}{2a_s \varnothing^2} + \frac{Hd_s}{h(T_f - T_o)}} = \cos V \quad (31)$$

Isolando-se a variável h (coeficiente de transmissão de calor do sistema metal-fluído de refrigeração) no primeiro membro da equação acima, chega-se finalmente a

$$h = \frac{Hd_s}{\left(\frac{1}{\cos \theta V}\right) - \left(\frac{S}{2a_s \varnothing^2}\right)(T_f - T_o)} \quad (32)$$

Esta equação, a menos das constantes físicas conhecidas, expressa a variação do citado coeficiente (h) em função do ângulo (θ) de inclinação da estrutura colunar, resultante da velocidade de lingotamento utilizada, e da espessura solidificada (S), que por sua vóz pode ser obtida com o tempo de solidificação (t), pela equação cinética do modelo analítico mencionado ($t = \alpha S^2 + \beta S$).

Desta forma, ter-se-ia chegado a uma expressão (32) que fornece, mesmo que indiretamente, h em função de t , variação esta bastante importante para uma determinação do perfil térmico do metal em solidificação no molde, particularmente no caso do lingotamento contínuo.

Entretanto, a confiabilidade de tal expressão é comprometida pelo fato de que, nas fundições efetuadas no dispositivo construído, o referido ângulo é difícil de ser caracterizado em cada ponto, com a estrutura apresentando práticamente

te uma variação contínua de inclinação em direção do centro do lingote, o que naturalmente dificulta a execução de medidas pre ci sa dos ângulos de inclinação da estrutura em cada ponto (ou instante).

Baseando-se nas macrografias desses lingotes, a variação da inclinação média das estruturas observadas pode ser esquematizada como na figura 40, onde se nota que esta inclinação ($\bar{\theta}$) cresce com o aumento da espessura solidificada (S), em direção ao centro do lingote (variação esta coerente com a equação (32), implicando numa correspondente diminuição de h).

Com isso, a viabilidade da utilização deste resultado para uma previsão mais precisa do comportamento t é r m i c o durante a solidificação no molde fica ainda dependendo de um maior conhecimento dos parâmetros t é r m i c o do sistema considerado, que permita o estabelecimento de uma relação analítica r a z o á v e l para a variação dessa inclinação da estrutura no t r a n s c o r r e r do processo de solidificação.

b) Estimativa da inclinação da estrutura colunar em função de V, h e S.

Um outro importante resultado que pode advir d e s a a n á l i s e é a estimativa da inclinação (θ) da estrutura colunar, obtida no lingotamento contínuo em função da velocidade de lingotamento (V), para valores determinados do coeficiente g l o b a l de transmissão de calor (h) e de uma certa espessura solidificada (S) (que neste caso também representa a distância \bar{a} i n t e r f a c e m e t a l molde). Para isso, basta isolar-se a variável c o s θ na equação (31), com o que se obtém

$$\cos \theta = \frac{1}{\left(\frac{S}{2a_s \theta}\right)^2 + \left(\frac{Hd_s}{h(T_f - T_o)}\right) V} \quad (33)$$

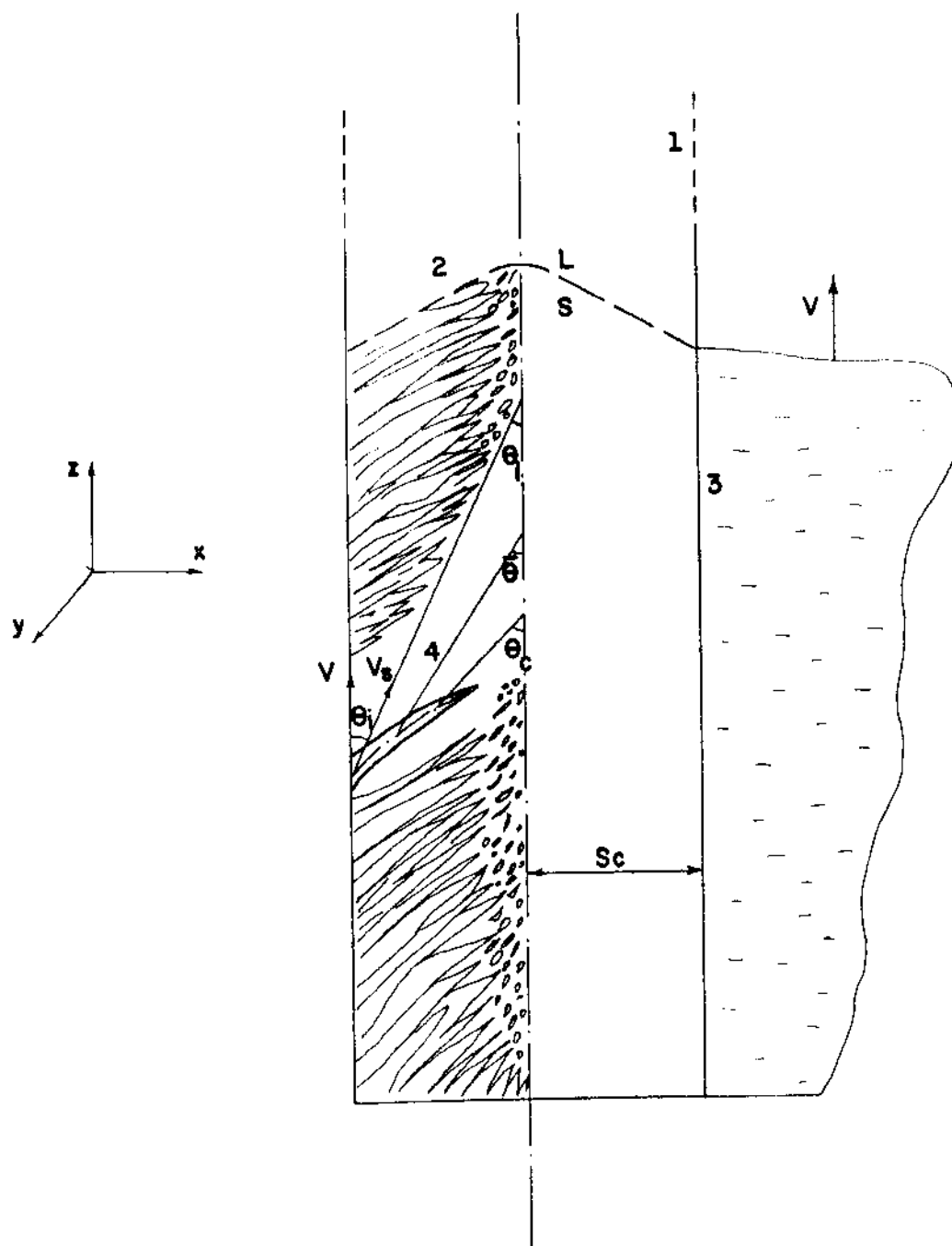


Fig. 40 Variação esquemática da inclinação da estrutura colunar no dispositivo de solidificação lateral com resfriamento por coluna d'água.

- 1) Interface metal-molde
- 2) Interface sólido-líquido
- 3) Interface molde-fluido de refrigeração
- 4) Variação do Ângulo (θ) de inclinação da estrutura colunar em relação ao eixo do lingote na solidificação

θ_i : ângulo relativo a interface metal-molde

$\bar{\theta}$: ângulo na região intermediária (aproximadamente $\frac{1}{2} S_c$)

θ_c : ângulo na região junto ao centro do lingote

Neste trabalho, essa estimativa foi feita para o valor de $S = 1,0 \text{ m} \times 10^{-2}$, distância esta correspondente à região intermediária entre a interface metal-molde ($S=0$) e o centro dos lingotes obtidos ($S = 2,0 \text{ m} \times 10^{-2}$), e para cinco valores arbitrários para h (valores estes condizentes com o intervalo de definição da relação (7) quando aplicados à equação (33), uma vez fixado o valor de S).

A equação resultante para este caso é então obtida com as devidas substituições das constantes físicas pertinentes:

$$\cos \bar{\theta} = \frac{1}{(457,9 + \frac{93,5 \times 10^4}{h})V} \quad (34)$$

Os dados obtidos com esta equação, para cada um dos valores escolhidos para h e em função de uma determinada gama de velocidades de lingotamento (V) também coerente com o mesmo intervalo de definição, encontram-se agrupados na Tabela 11 (o intervalo citado restringe, portanto, a utilização desta equação às combinações de S , h e V que conduzam a valores definidos da função cosseno).

A variação resultante do ângulo médio ($\bar{\theta}$) de inclinação da estrutura colunar, em função dessa gama de velocidades e da faixa de valores assumidos pelo coeficiente global de transmissão de calor do sistema metal-fluido de refrigeração (h), pode ser observada na Tabela 12 e figura 41.

Com o conjunto de curvas representativas dessa variação, contido nesta figura, pode-se então estimar o intervalo em que deve estar situada a velocidade de lingotamento para a obtenção de determinadas inclinações médias para a estrutura colunar,

V ($\text{m} \times 10^{-2} / \text{s}$)	Cos $\bar{\theta}$				
	h = 0,84 (0,02)	h = 2,09 (0,05)	h = 3,35 (0,08)	h = 4,19 (0,10)	h = 6,29 (0,15)
0,2	0,3165	0,5515	0,6770	0,7325	0,8230
0,3	0,2110	0,3677	0,4513	0,4883	0,5487
0,4	0,1583	0,2758	0,3385	0,3663	0,4115
0,5	0,1266	0,2206	0,2708	0,2930	0,3292
0,6	0,1055	0,1838	0,2257	0,2442	0,2743
0,7	0,0904	0,1576	0,1934	0,2093	0,2351
0,8	0,0791	0,1379	0,1693	0,1831	0,2058
0,9	0,0703	0,1226	0,11504	0,1628	0,1829
1,0	0,0633	0,1103	0,1354	0,1465	0,1646

Tabela 11: - Valores dos cossenos dos ângulos médios de inclinação da estrutura colunar (em relação ao eixo do lingote) para o Chumbo comercialmente puro calculados pela equação (54), com diferentes velocidades de lingotamento, para cada valor fixado do coeficiente global de transmissão de calor (h).

- Unidades de h: $\text{J} \times 10^3 / \text{K} \text{m}^2 \text{s}$
- Os números entre parênteses são os correspondentes valores de h no sistema CGS.

V ($\text{m} \times 10^{-2} / \text{s}$)	$\bar{\theta}$ ($^{\circ}$)				
	h = 0,84 (0,02)	h = 2,09 (0,05)	h = 3,35 (0,08)	h = 4,9 (0,10)	h = 6,9 (0,15)
0,2	71,6	56,5	47,4	42,9	34,6
0,3	77,8	68,4	63,2	60,8	56,7
0,4	80,9	74,0	70,2	68,5	65,7
0,5	82,7	77,3	74,3	73,0	70,8
0,6	84,0	79,4	77	75,9	74,1
0,7	84,8	80,9	78,9	77,9	76,4
0,8	85,5	82,1	80,3	79,5	78,1
0,9	86,0	83,0	81,4	80,6	79,5
10	86,4	83,7	82,2	81,6	80,5

Tabela 12 - Valores dos ângulos médios de inclinação da estrutura colunar (em relação ao eixo do lingote) para o Chumbo comercialmente puro, obtidos da Tabela 11:

- Unidades de h: $\text{J} \times 10^3 / \text{Km}^2 \text{ s}$

- os números entre parêntesis são os correspondentes valores de h no sistema CGS.

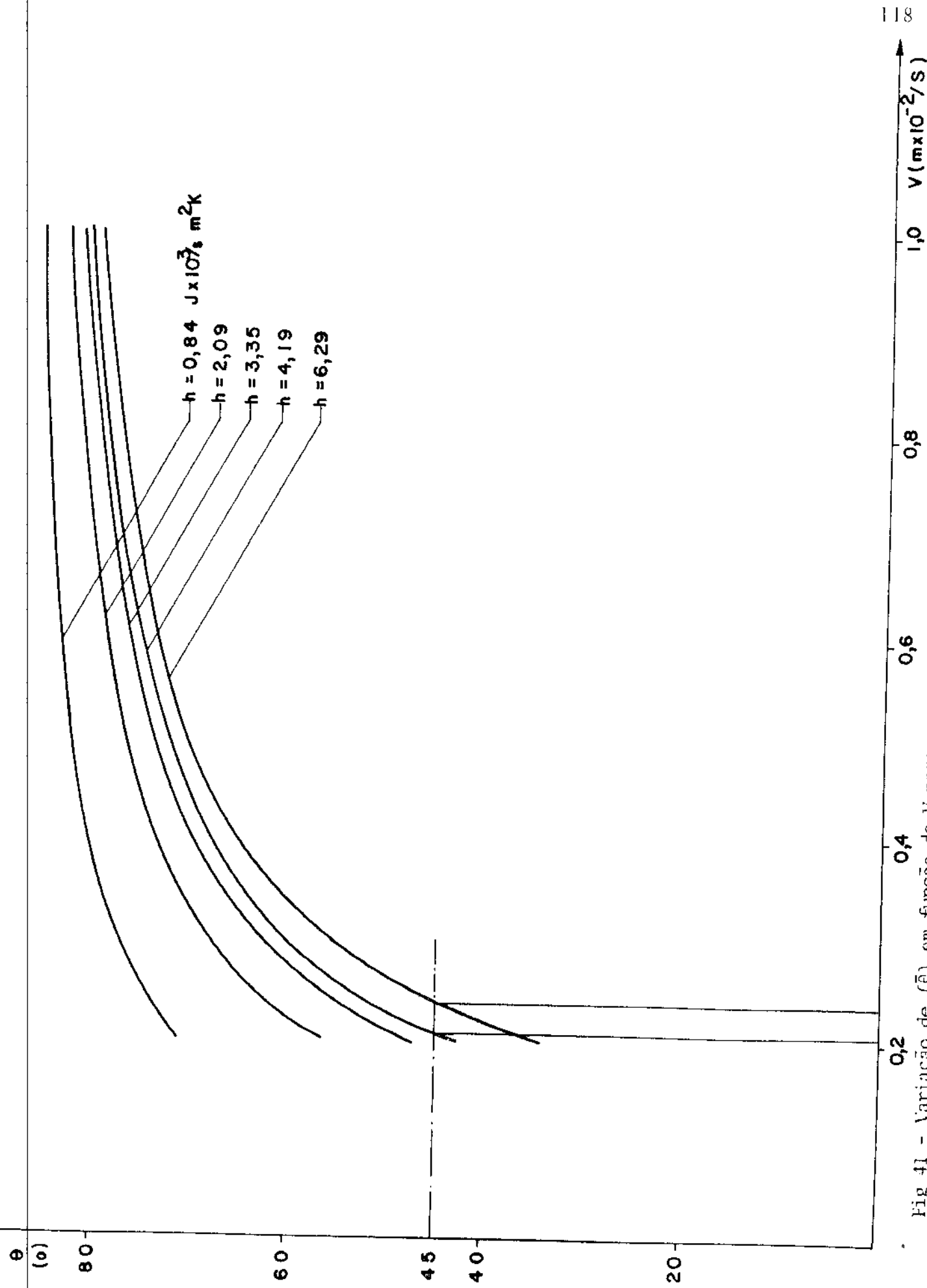


Fig 41 - Variação de $(\bar{\theta})$ em função de V para uma certa espessura solidificada e cinco valores fixados para h , de acordo com a equação (34).

dependendo da espessura a ser solidificada e da taxa de calor do molde desenvolvida no sistema.

Como já mencionado no Capítulo III, no lingotamento contínuo de metais não-ferrosos, segundo Piesche⁽⁴⁰⁾, a inclinação da estrutura colunar deve ser de 45° com a direção de lingotamento (eixo longitudinal do lingote) para o caso de uma posterior laminação a frio do metal, pois ângulos maiores que este favorecem o aparecimento de trincas transversais à direção de deformação, e ângulos menores, o de trincas longitudinais.

Dessa forma, no lingotamento contínuo de barras de Chumbo de mesma seção dos lingotes solidificados neste dispositivo simulador, o intervalo de velocidade de lingotamento em que o sistema deve ser operado para que essa inclinação seja obtida, quando o coeficiente global de transmissão de calor atuante estiver na faixa de $4,19$ a $6,29 \text{ J} \times 10^3 / \text{sm}^2 \text{ K}$ ($0,10$ a $0,15 \text{ cal} / \text{scm}^2 \text{ C}$), foi estimado, de acordo com a variação indicada na figura 40, como sendo de $0,2$ a $0,24 \text{ m} \times 10^{-2} / \text{s}$, aproximadamente.

Assim, a estimativa da inclinação da estrutura colunar, efetuado com método de simulação, caracteriza um resultado de grande utilidade para um melhor controle da estrutura de solidificação resultante do estágio inicial de refrigeração do lingotamento contínuo,

- c) Análise da variação do coeficiente global de transmissão de calor com a velocidade de lingotamento.

Nesse caso, o valor da espessura solidificada(S) deve ser igualado a zero, condição esta que torna possível a obtenção desta variação com relativa facilidade. Pois no instante inicial da solidificação ($S = 0$) a inclinação da estrutura é essencialmente constante ao longo do lingote.

Com a introdução dessa simplificação, a equação (32) é agora transformada em

$$h = \frac{Hd_g \cos \theta_i}{T_f - T_o} V \quad (35)$$

Nesta equação, aplicando-se os valores dos cossenos dos ângulos (θ_i) de inclinação da estrutura colunar dos lingotes obtidos, medidos em pontos correspondentes nas suas superfícies que fizeram parte da interface metal-molde, para diferentes velocidades de lingotamento (V) (e com os valores das constantes físicas contidas), pode-se então chegar a uma estimativa da variação do parâmetro h em função de V .

No presente trabalho, uma vez que a inclinação da estrutura colunar adjacente às citadas superfícies, em lingotes solidificados para cada uma das velocidades de ascensão das colunas d'água utilizadas (velocidades de lingotamento), é representada também por um ângulo médio, a estimativa efetuada refere-se à variação de um coeficiente médio de transmissão de calor em função das velocidades de lingotamento desenvolvidas neste dispositivo.

Assim, considerando-se constante o valor (298 K) da temperatura do fluido de refrigeração (T_o) na equação (35), medido até o instante em que o nível das colunas d'água coincide com a base do molde deste dispositivo simulador (Fig. 22), e substituindo-se na mesma equação os valores das propriedades físicas do metal em solidificação (Chumbo), a expressão resultante para tal estimativa fica sendo

$$\bar{h} = 9,19 \times 10^5 \cos \bar{\theta}_i V \quad (36)$$

Com esta equação, a estimativa da variação do coeficiente médio de transmissão de calor, em função das veloci-

dades de ascensão das colunas d'água utilizadas (velocidades de lingotamento) que causaram as inclinações de estrutura colunar contidas na Tabela(10) foi simulada para duas condições o postas de contacto térmico nesta interface: molde polido e molde recoberto. As curvas representativas dessa variação são mostradas na figura 42, onde se observa entre as mesmas a defasagem provocada no fluxo do calor extraído do molde pelo uso de pinturas isolantes nas suas superfícies internas. Nesta figura pode ser observado também o aumento desse coeficiente médio para valores crescentes da velocidade de lingotamento (que iniciam progressivamente a formação do "gap" gasoso nessa interface), comum às duas curvas, e a tendência de saturação para valores relativamente altos dessa velocidade, como também verificado em sistemas industriais de fundição contínua.

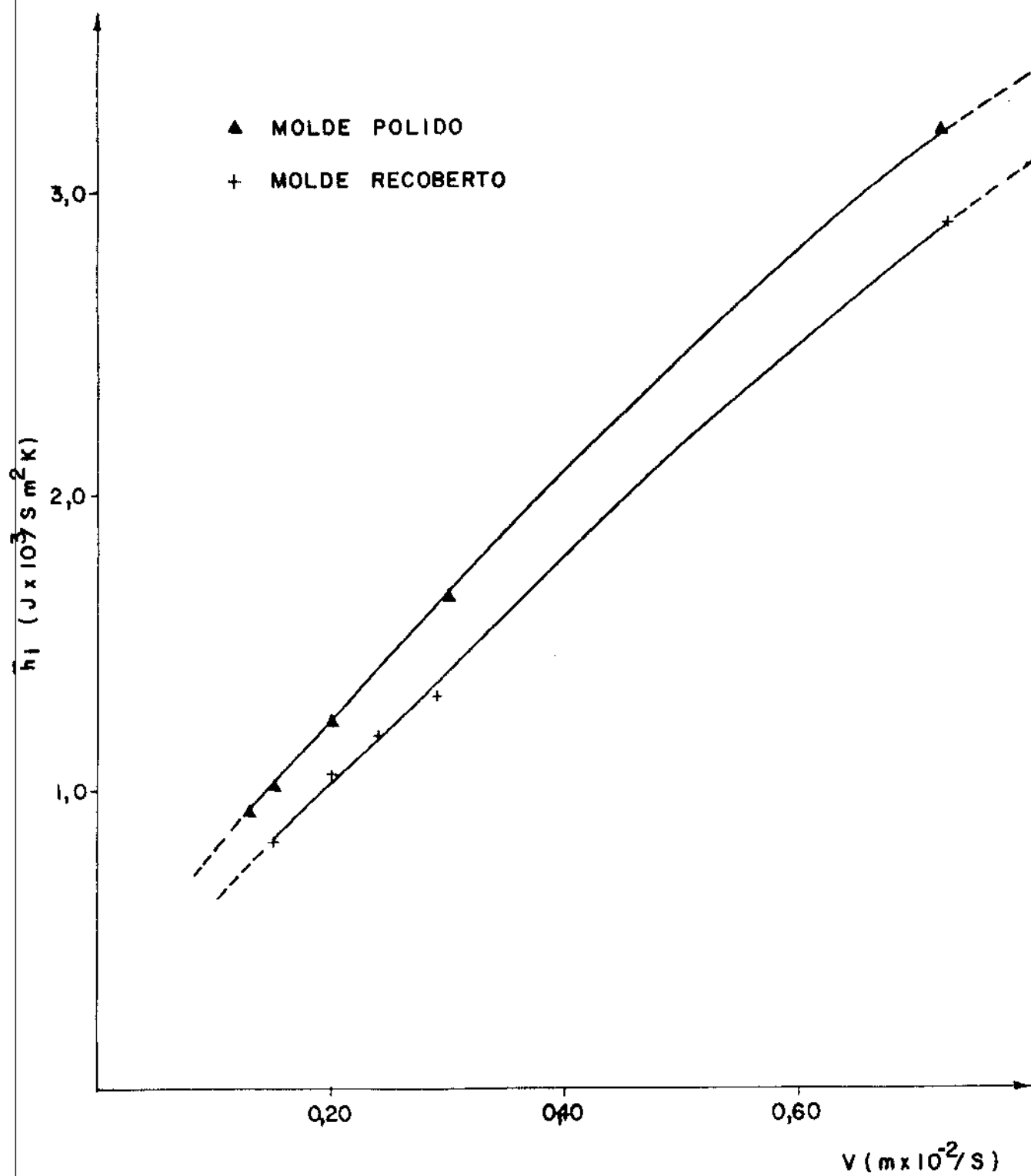


Fig. 4.2. Variação do coeficiente médio de transmissão de calor da interface metal-molde (\bar{h}_1) em função da velocidade de lingotamento (V) estimada com a equação (50), para duas condições de contacto térmico nesta interface, com os valores experimentais contidos na tabela 10.

CAPÍTULO VI

CONCLUSÕES

Os resultados obtidos na simulação da etapa primária de refrigeração do lingotamento contínuo por Solidificação Unidirecional Vertical e Solidificação Lateral com Resfriamento por Coluna d'Água, da forma conduzida neste trabalho e de acôrdo com as considerações relacionadas com cada um dos casos analisados, possibilitam as seguintes conclusões:

VI.1 - O emprêgo da Solidificação Unidirecional Vertical como um método de simulação da cinética de solidificação no molde do lingotamento contínuo e a utilização do modelo analítico de Garcia e Prates ^(28, 29) para a estimativa dos tempos de solidificação, comparados aos valores experimentais obtidos por registro térmico e com o "dipstick", permitem uma avaliação bastante razoável do desenvolvimento do processo de solidificação mesmo no caso de uma liga binária de pequeno intervalo de solidificação.

- O valor do coeficiente global de transmissão de calor do sistema metal-fluído de refrigeração, estimado para este caso, está situado no intervalo de 6,0 a 7,0 $J \times 10^3 / sm^3 K$, o que mostra a possibilidade de estimativa deste importante parâmetro em processos de lingotamento, a partir dos dados relativos à cinética de solidificação.

- A estimativa da variação da temperatura da interface metal-molde com o tempo de solidificação, efetuada para este mesmo caso através do referido modelo e comparada

ã variação experimental obtida por registro térmico, demonstrou que também no caso da temperatura da superfície do lingote durante a solidificação no molde é possível obter-se uma previsão bastante razoável; assim sendo as equações representativas desse modelo analítico podem ser utilizadas na determinação de parâmetros de projeto de sistemas industriais de lingotamento contínuo.

- As curvas obtidas com este sistema de simulação para a variação experimental do espaçamento interdendrítico secundário médio da liga Al 1% Cu, em função da espessura solidificada e da correspondente velocidade instantânea de solidificação, fornecem uma boa orientação para o controle da estrutura de solidificação resultante.

- A variação desse espaçamento com essa velocidade pode também ser estimada através da seguinte expressão teórica:

$$\lambda_2 = A \left[\frac{T_L - T_S}{\left(\frac{Hds}{K_S}\right) V_s^2} \right]^n$$

- Para essa liga, de acordo com Feurer⁽⁴⁶⁾ e com as aproximações efetuadas, a expressão dimensional obtida para esta estimativa foi a seguinte:

$$\bar{\lambda}_2 = 14,7 \left[\frac{4,8 \times 10^{-6}}{V_s^2} \right]^{0,33}$$

ou, diretamente em função da espessura solidificada:

$$\bar{\lambda}_2 = 14,7 \left[\frac{4,8 \times 10^{-6}}{\left(\frac{1}{2\alpha S + \beta}\right)^2} \right]^{0,33}$$

- No caso particular dessa liga, as medidas obtidas para o espaçamento interdendrítico secundário médio, plotadas em função da velocidade instantânea de solidificação, permitem estabelecer-se a seguinte relação experimental:

$$\bar{\lambda}_2 = 600 (V_S \times 10^4)^{-1,42}$$

VI.2 - O Sistema de Solidificação Lateral com Resfriamento por Coluna D'Água, especialmente projetado e construído para este trabalho, permite simular condições de solidificação e de transferência de calor do estágio primário de refrigeração do lingotamento contínuo, pois além da simulação do movimento relativo entre metal e molde, obtém-se ainda a formação de duas frentes de solidificação, simétricas e convergentes, permitindo também analisar aspectos da macroestrutura obtida.

- Este sistema permite também uma análise da formação do "gap" gasoso na interface metal-molde pela contração volumétrica da espessura solidificada e, conseqüentemente, uma estimativa da variação do coeficiente de transmissão de calor, variável extremamente importante nos processos industriais de lingotamento contínuo.

- Com este método de simulação, pode ser determinada a faixa de velocidade de lingotamento que conduz à obtenção de um ângulo médio resultante para a inclinação da macroestrutura que seja adequado para um bom comportamento mecânico do metal não-ferroso lingotado continuamente, em processos posteriores de deformação, através da expressão

$$\cos \bar{\theta} = \frac{1}{\left[\frac{S}{2a_s \phi^2} + \frac{Hds}{h(T_f - T_o)} \right] V}$$

- A estimativa da variação do coeficiente médio global de transmissão de calor com a velocidade de lingotamento, na fundição contínua de metais, pode ser também obtida por este métodos, através de medidas do ângulo de inclinação da ma croestrutura e da seguinte relação:

$$h = \frac{Hds \cos\theta_i V}{T_f - T_o}$$

Linhas de Pesquisa Decorrentes deste Trabalho.

Com base nos resultados, discussão e conclusões decorrente do presente trabalho, podem ser segeridas as seguintes linhas de pesquisa nesta área:

- a) Determinação experimental de uma variação do coeficiente médio de transmissão de calor de interface metal-molde ao longo de toda a extensão desta interface e comparação dos valores assim obtidos com os estimados através da equação (35).
- b) Alterações no projeto original do dispositivo construído para esta simulação, para produzir uma troca de calor mais eficiente na interface molde-fluído de refrigeração (como o emprego de um molde de Cobre polido) e uma maior dissipação do calor extraído do molde pelo fluído de refrigeração (como a renovação, sob pressão desse fluído), que permitam um estudo mais extensivo da variação experimental da inclinação da estrutura colunar com o aumento da espessura solidificada e estabelecimento de uma relação experimental para essa variação em função de parâmetros operacionais.
- c) Pesquisa sistemática da formação do "gap" gasoso na interface metal-molde deste sistema, durante a solidificação, que possibilite parametrizar-se a variação causada no fluxo de calor extraído pela determinação do perfil desta descontinuidade ao longo do molde.

- d) Avaliação experimental da influência do teor de soluto na solidificação de ligas não-ferrosas neste dispositivo, levando-se em consideração o efeito do deslocamento das isotermas "Liquidus" e "Solidus", na aplicação da extensão do referido modelo analítico a esse caso.
- e) Verificação das consequências do superaquecimento na solidificação de metais e ligas não ferrosas neste sistema e de suas implicações na extensão do mesmo modelo analítico a esta situação. bem como a possibilidade da parametrização dessa outra variável na simulação do processo contínuo.
- f) Projeto de um dispositivo que propicie uma simulação, em laboratório, da oscilação verificada no molde de sistemas industriais de lingotamento contínuo, permitindo consequentemente injetar mais esta variável operacional na análise do sistema metal-molde durante a solidificação.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 - Boichenko, M.C. - "Continuous Casting Of Steel" - Butterworths, London, 1961.
- 2 - Halliday, I.M. - B.I.S.R.A - Special Report 89, 1, 9, 1965.
- 3 - Grill, A; Brimacombe, J.K. - Ironmaking and Steelmaking-p-76, 1976.
- 4 - Tomono, H. - Tese de Doutorado - École Polytechnique Fédérale de Lausanne, Suíça, 1979.
- 5 - Saucedo, I., Beech, J., Davies, G.J. - Proceedings Of the 6th International Vacuum Metallurgy Conference, S. Diego, California, 1979.
- 6 - Savage, J. - Iron and Coal Trades Review, V.182, p.787, 1961.
- 7 - Jacobi, H. - Proceedings Of the 5th International Conference On Vacuum Metallurgy and Eletroslag Remelting Processes, Munich, 1976.
- 8 - Campos, C.A.B.- "Estudo da Influência dos Recobrimentos de Molde no Contrôlo da Solidificação Unidirecional do Chumbo Comercialmente Puro" - tese de Mestrado - FEC - DEM - UNICAMP - 1975
- 9 - Garcia, A. - "Desenvolvimento e Verificação Experimental de um Modelo Matemático para Análise da Solidificação Unidirecional de Metais"- Tese de Doutorado - FEC - DEM - UNICAMP - 1978.

- 10 - Araújo, L.A. - "Manual de Siderurgia" - 2º V., p.241, Editora F.T.D.S.A. São Paulo, 1967.
- 11 - Hammerton, R.H. - "The Continuous Casting Of Steel" - "Applied Science In the Casting Of Metals, p.133.
- 12 - Enley, E.F. - "Continuous Casting Of Aluminium" - International Metals Review - June 1976, p.75
- 13 - Russel, J.B. - "Equipment And Practice for Cⁿtinuous Casting And Rolling By the Properzi Process" - Journal Of the Institute Of Metals, V.87, p.209, 1958 - 59.
- 14 - Bird A.W. "Fundição por Centrifugação e Estudo da Lingotagem dos Metais e Ligas consideradas" - Fundição de Ligas Não-Ferrosas - A.B.M., 3ª edição.
- 15 - Patto, U.S. Pires, O.S; Prates, M. - "Lingoramento Contínuo dos Aços: Características do Processo e Dimensionamento da Lingoteira" - Metalurgia - A.B.M - V.31, nº 209, p.251, Abril, 1975.
- 16 - Prates, M; Davies, G.J. - "Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas" - Editora da USP, 1978, p.149.
- 17 - Stanek, V.; Szekenly. - "A Mathematical Model Of the Closed Mold (Watts) Horizontal Continuous Casting Process" - "Metallurgical Transactions, v.7-B, December 1976, p. 619.
- 18 - Brimacombe, J.K. - "Canadian Metallurgical Quartely, V.15, p.1, 1976.
- 19 - Krainer, V.H., Tarmann, B. "Die Erstarrung Des Stahles Bein Strang Giessen" - Stahl Und Eisen, V.60, p. 813 , 1949.

- 20 - Hills, A.W.D. - Simplified Theoretical Treatment for the Transfer Of Heat In continuous-Casting Moulds" - Journal Of the Iron And Steel Institute, V.203, p.18 , 1965.
- 21 - Irving, W.R -"Heat Transfer In Continuous Casting Moulds" - J.I.SI, v.205, p.271, 1967.
- 22 - Hills, A.W.D. - Proceedings Of the Symposium" Chemical Engineering In the Metallurgical Industries", p.p 123 40, 1963 -Institution Of Chemical Engineers.
- 23 - Alberny, R. et al - "La Lingotière de La Gouleé Conti nue de Brames et Son Bilan Thermique" - Revie de la Me talurgie, V.37, p.547, 1976.
- 24 - Mizikar, E.A. " Mathematical Heat Transfer Model for so lidification Of Continuously Cast Steel Slabs" -Transac tions Of the Metallurgical Society Of AIME, V.239, p. 1747, 1967.
- 25 - Wolf, M. Kurz W. - "On the Solidification Of Steel In Continuous Casting Moulds" - Proceedings Of the Shef field International Conference On Solidification and Casting, University Of Sheffield, p.917, 1977.
- 26 - Taylor, C.R. - "Contiuous Casting Update" Metallurgical Transactions, V.6B, p.359, 1975. V
- 27 - Jones, H. - "A Comparison OF Aproximate Analytical Solu tions of Freezing From A Plane Chill" - Journal of the Institute of Metals, V.97, p.38, 1969.
- 28 - Garcia, A.; Prates, M. - Met. Trans., V.9B, p.449, 1978

- 29 - Garcia, A.; Prates, M. - Metalurgia - ABM, V.35, p.677 , 1979.
- 30 - Campos, C; Adorno, M; Garcia A - XXXIV Congresso Anual da ABM, Porto Alegre, 1979.
- 31 - Alberny, R. - Proceedings Symposium Casting and Solidification of Steed, IPC Science and Technology Press Ltd, p. 278, 1977.
- 32 - Garcia, A; Medeiros, M. Prates, M - Anais do XXXV Congresso Anual da ABM, São Paulo, 1980.
- 33 - Hills, A.W.D. - Trans. TMS - AIME, V.245, p.1471, 1969.
- 34 - Lait, J.E; Brimaconbe, J.K.; Wienberg, F. - Ironmaking and Steelmaking, p.90, 1974.
- 35 - Brimacombe, J.K.; Weinberg, F. - J.Iron and Steel Inst., V. 211, p.24, 1973.
36. Taylor, C.R. - Met. Trans., V.6B, p.359, 1975.
- 37 - Savage, J.; Pritchard, W.H. - J. Iron Steel Inst., V.178, p.269, 1954.
- 38 - Flemings, M.C. - "Solidification Processing", Mc Graw Hill, N.Y., 1974.
- 39 - Chalmers, B. "Principles of Solidification", J.Wiley, N. Y., 1964.
- 40 - Piesche, Rudi G. - "Solidification On Continuous Casting" Journal of The Institute Of Metals, V.98, p. 339, 1970.
- 41 - Henzel, J.G., Keverian, J. - "Gap Formation In Permanent Mold Casting" - Trans. A.F.S., V.68, p.373, 1960.
- 42 - Prates, M.; Fissolo, J.; Biloni, H - "Heat Flow Parame-

- ters Affecting The Unidirectional Solidification Of Pure Metals" - Met. Trans., p.1419, Jun. 1972.
- 43 - Hills, A.W.D.; Moore, M.R. "The Solidification of Pure Metals Under Unidirectional Heat Flow Conditions: I - Solidification With Zero Superheat", Trans. AIME, V.245, p.1481, 1969.
- 44 - Pires, O.S.; Prates, M.; Biloni, H - "Unidirectional Solidification Of Metals With Zero Superheat - Case Of Cooled Molds" - Zeit Fur Metallkunde, V.65, p.143, 1974.
- 45 - Hills, A.W.D.; Malhotra, S.L.; Moore, M.R. - "The Solidification Of Pure Metals (And Eutectics) Under Unidirectional Heat Flow Conditions: II - Solidification In the Presence Of Superheat", Met. Trans., V.6B, p.131, 1975.
- 46 - Feurer, U. - "Influence Of Alloy Compositions And Solidification Conditions On Dendrite Arm Spacing" - Proceedings Of The Symposium On Quality Control Of Engineering Alloys, Delft, p.131-145, 1977.
- 47 - Abramowitz, M. Stegun, R.D - "Handbook Of Mathematical Functions", Ed. Dover Publications Inc., N.Y., 1965.
- 48 - ASM - Metals Handbook, 8th edition, V.1, 1961.
- 49 - Carslaw, H.S.; Jaeger, J.C. - "Heat Conduction In Solids", Oxford University Press, 1959.
- 50 - Ruddle, R.W. - "The Solidification Of Casting", The Institute Of Metals, London, 1957.
- 51 - Prates, M. - "Influência De La Capacidad De Extracción Calórica Del Sistema Metal-Molde Sobre El Proceso De Solidificación" - Tese de Doutorado, Universidade Nacional Del Sur, Argentina, 1971.

- 52 - Adams, C.M. - "Thermal Considerations In Freezing, Liquid Metals And Solidification", A.S.M, 1958.
- 53 - Prates, M.; Morando, R.; Biloni, H. - "Simplification Of The Approximate Analytical Solutions Applied To Continuous Casting Mould Calculation " - Journal Inst. Metals , V. 101, p.334, 1973.

APÊNDICE I

SIMBOLOGIA UTILIZADA

(1) Parâmetros dimensionais (Unidades SI)

a - Difusividade de temperaturas = K/cd	(m^2/s)
c - Calor específico	(J/kgK)
d - Densidade	(Kg/m^3)
h - Coeficiente global de transmissão de calor	(J/sm^2K)
H - Calor latente de fusão	(J/kg)
k - Condutibilidade térmica	(J/smK)
m - Espessura da parede do molde	(m)
q - Fluxo de calor por unidade de área	(J/sm^2)
S - Espessura solidificada	(m)
Sc - Espessura solidificada até o centro do lingote	(m)
t - Tempo de solidificação	(s)
t_s - Tempo local de solidificação	(s)
T - Temperatura	(K)
T_f - Temperatura de fusão	(K)
T_L - Temperatura "Liquidus"	(K)
T_S - Temperatura "Solidus"	(K)
T_l - Temperatura do metal líquido	(K)
T_o - Temperatura ambiente ou do fluido de refrigeração	(K)
T_V - Temperatura de vazamento	(K)

V	- Velocidade de lingotamento	(m/s)
V_s	- Velocidade instantânea de solidificação	(m/s)
x	- Distância à interface metal-molde	(m)
w	- Largura do canal de refrigeração	(m)
z	- Distância ao longo do eixo longitudinal do molde	(m)
α	- Constante das equações representativas do modelo analítico de Garcia e Prates = $\frac{1}{4a_s \varnothing^2}$	(s/m ²)
β	- Constante das equações representativas deste modelo = $H ds/hi (T_f - T_o)$	(s/m)
λ_2	- Espaçamento interdendrítico secundário	(μ m)
θ	- Ângulo de inclinação da estrutura colunar em relação à direção de lingotamento (eixo longitudinal do lingote)	(o)

(2) Parâmetros Adimensionais.

H^* - Calor Latente = $H/cs (T_f - T_o)$

\varnothing - Constante de solidificação (definida no apêndice II)

(3) Outros

erf - Função erro (definida no apêndice II)

G_s - Gradiente Térmico no metal sólido

(4) Sub-índices empregados na identificação de grandezas relativas ao sistema metal-fluído de refrigeração

a - Fluído de refrigeração

i - Interface metal-molde

l - Metal líquido

m - Molde

s - Metal sólido

APÊNDICE II

a) Função Erro (erf) (47)

Definição:

$$\operatorname{erf}(z) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^z \exp(-u^2) du \quad (37)$$

Propriedades:

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

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

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

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

Derivadas:

$$\frac{d}{dz} \operatorname{erf}(z) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \exp(-z^2) \quad (38)$$

$$\frac{d^2}{dz^2} \operatorname{erf}(z) = \frac{4}{\sqrt{\pi}} \exp(-z^2) \quad (39)$$

Função Erro Complementar (erfc)

$$\operatorname{erfc}(z) = 1 - \operatorname{erf}(z) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_z^{\infty} \exp(-u^2) du \quad (40)$$

b) Constante de Solidificação (θ)

A equação de condução de calor no sólido utili-

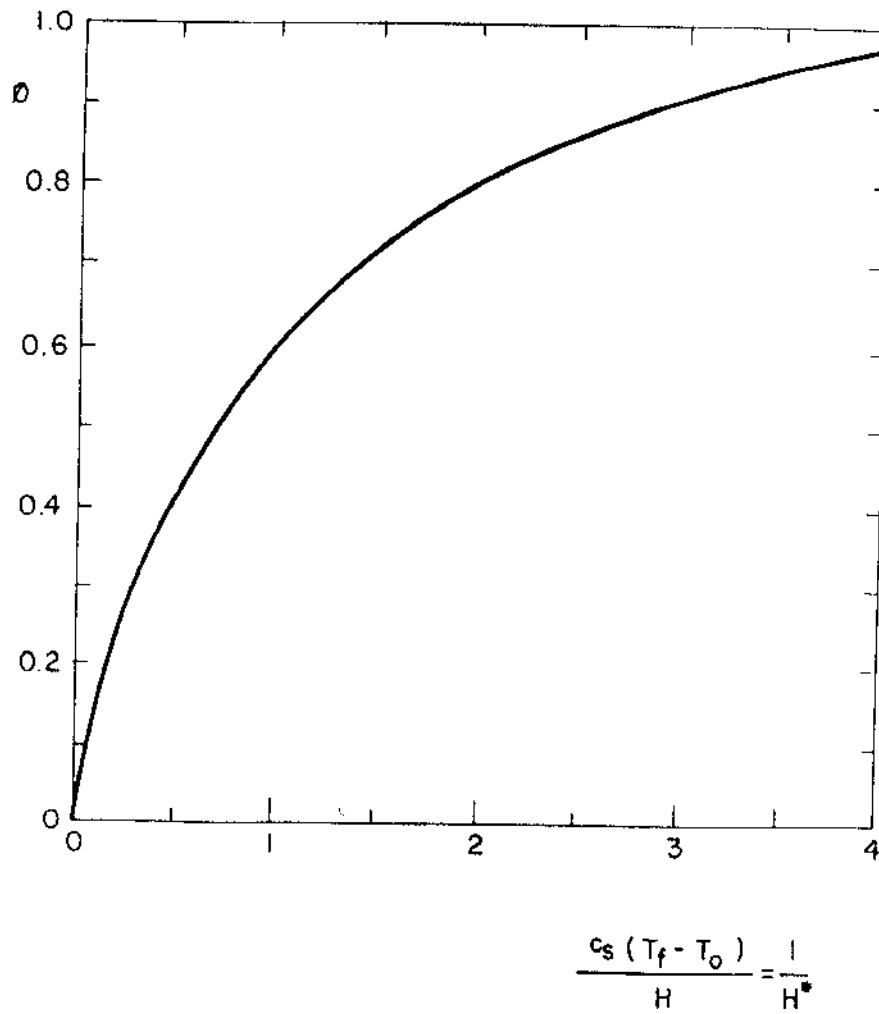


FIG. 44 - Solução gráfica da equação (47) para a determinação da constante de solidificação (ϕ) em função do calor latente na forma adimensional (H^*)⁽⁹⁾

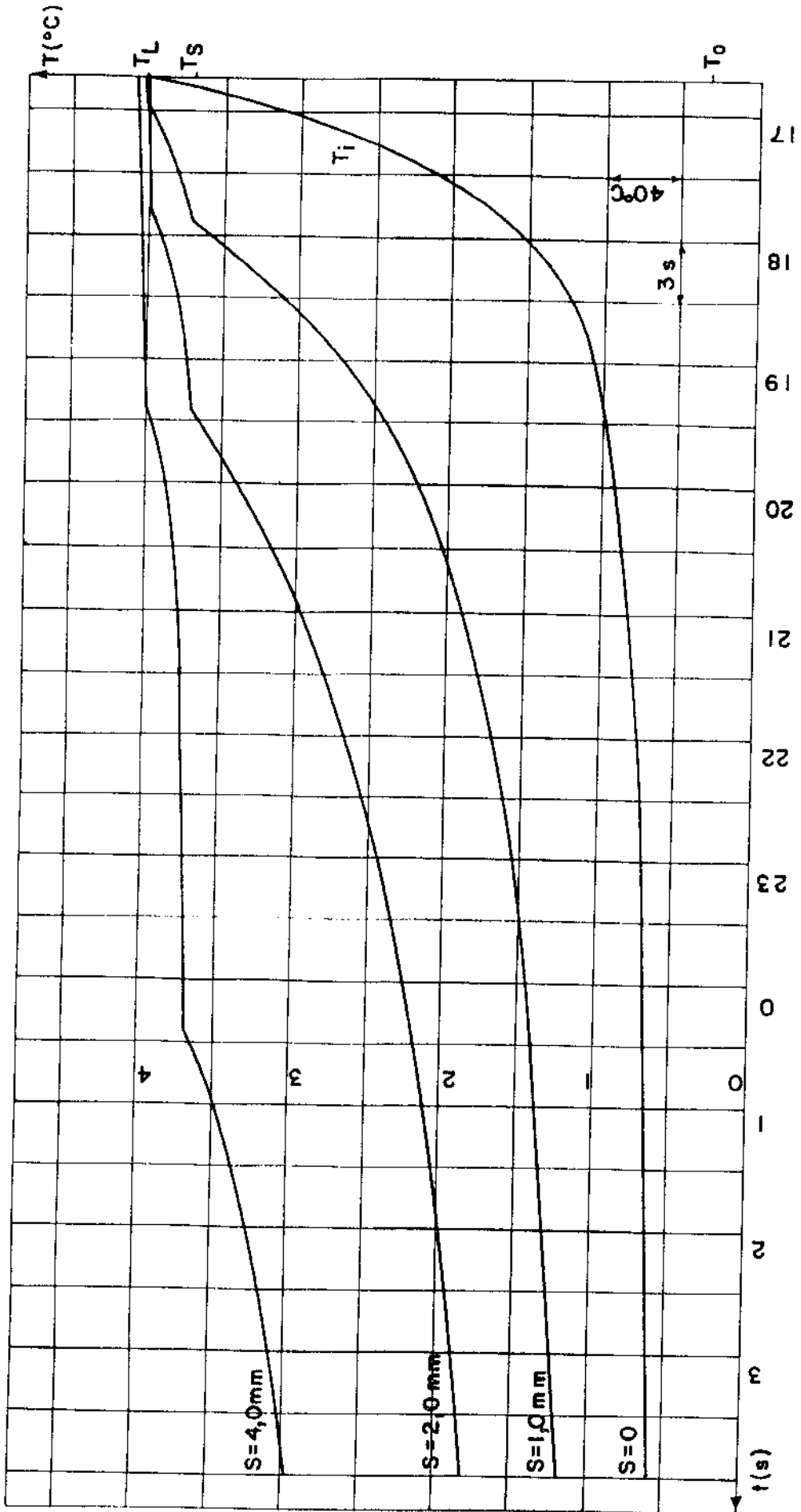
APENDICE III

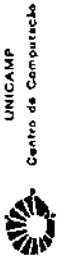
Propriedades Físicas	MATERIAL UTILIZADO					
	Pb	Sn	Al	Cu	Pb5%Sn	Al1%Cu
$H(10^3 \text{ J/kg})$	25	61	402	212	*26,8	*400,1
$d_s(10^3 \text{ kg/m}^3)$	11,1	7,2	2,6	9,0	*10,9	* 2,7
$K_S(\text{J/msk})$	31	59	207	394	*32,4	*208,9
$c_s(\text{J/kgK})$	138	263	1127	385	*144,3	*1119,6
$T_f(\text{K})$	600	505	933	1356	-	-

Tabela 13 - Propriedades Físicas dos Materiais Utilizados(48)

(*) Valores estimados com os médias ponderadas das propriedades físicas dos elementos formadores das ligas, nas proporções em que participam de suas composições.

APPENDICE IV





FUNÇÃO ESCRITA

2.510300	= 99530477E+00	3.016100	= 99997761E+00	3.560000	= 99999921E+00
2.510301	= 997781192E+00	3.020100	= 99794740E+00	3.510000	= 99999930E+00
2.520600	= 997781192E+00	3.020100	= 99794740E+00	3.520000	= 99999934E+00
2.530900	= 99965124E+00	3.030000	= 99559515E+00	3.530000	= 99999930E+00
2.540000	= 99965124E+00	3.036100	= 99999926E+00	3.540000	= 99999931E+00
2.550300	= 99965124E+00	3.050000	= 99999926E+00	3.550000	= 99999931E+00
2.560000	= 99965124E+00	3.050000	= 99999926E+00	3.560000	= 99999931E+00
2.570300	= 99965124E+00	3.070000	= 99999926E+00	3.570000	= 99999931E+00
2.580900	= 99973447E+00	3.080000	= 99999926E+00	3.580000	= 99999931E+00
2.590000	= 99973447E+00	3.080000	= 99999926E+00	3.590000	= 99999931E+00
2.600000	= 99973447E+00	3.100000	= 99999926E+00	3.600000	= 99999931E+00
2.610000	= 99973447E+00	3.110000	= 99999926E+00	3.610000	= 99999931E+00
2.620000	= 99973447E+00	3.126000	= 99999926E+00	3.620000	= 99999931E+00
2.630000	= 99973447E+00	3.130000	= 99999926E+00	3.630000	= 99999931E+00
2.640000	= 99973447E+00	3.140000	= 99999926E+00	3.640000	= 99999931E+00
2.650000	= 99973447E+00	3.150000	= 99999926E+00	3.650000	= 99999931E+00
2.660000	= 99973447E+00	3.160000	= 99999926E+00	3.660000	= 99999931E+00
2.670000	= 99973447E+00	3.170000	= 99999926E+00	3.670000	= 99999931E+00
2.680000	= 99973447E+00	3.180000	= 99999926E+00	3.680000	= 99999931E+00
2.690000	= 99973447E+00	3.190000	= 99999926E+00	3.690000	= 99999931E+00
2.700000	= 99973447E+00	3.200000	= 99999926E+00	3.700000	= 99999931E+00
2.710000	= 99973447E+00	3.220000	= 99999926E+00	3.720000	= 99999931E+00
2.720000	= 99973447E+00	3.230000	= 99999926E+00	3.730000	= 99999931E+00
2.730000	= 99973447E+00	3.240000	= 99999926E+00	3.740000	= 99999931E+00
2.740000	= 99973447E+00	3.250000	= 99999926E+00	3.750000	= 99999931E+00
2.750000	= 99973447E+00	3.260000	= 99999926E+00	3.760000	= 99999931E+00
2.760000	= 99973447E+00	3.270000	= 99999926E+00	3.770000	= 99999931E+00
2.770000	= 99973447E+00	3.280000	= 99999926E+00	3.780000	= 99999931E+00
2.780000	= 99973447E+00	3.290000	= 99999926E+00	3.790000	= 99999931E+00
2.790000	= 99973447E+00	3.300000	= 99999926E+00	3.800000	= 99999931E+00
2.800000	= 99973447E+00	3.310000	= 99999926E+00	3.810000	= 99999931E+00
2.810000	= 99973447E+00	3.320000	= 99999926E+00	3.820000	= 99999931E+00
2.820000	= 99973447E+00	3.330000	= 99999926E+00	3.830000	= 99999931E+00
2.830000	= 99973447E+00	3.340000	= 99999926E+00	3.840000	= 99999931E+00
2.840000	= 99973447E+00	3.350000	= 99999926E+00	3.850000	= 99999931E+00
2.850000	= 99973447E+00	3.360000	= 99999926E+00	3.860000	= 99999931E+00
2.860000	= 99973447E+00	3.370000	= 99999926E+00	3.870000	= 99999931E+00
2.870000	= 99973447E+00	3.380000	= 99999926E+00	3.880000	= 99999931E+00
2.880000	= 99973447E+00	3.390000	= 99999926E+00	3.890000	= 99999931E+00
2.890000	= 99973447E+00	3.400000	= 99999926E+00	3.900000	= 99999931E+00
2.900000	= 99973447E+00	3.410000	= 99999926E+00	3.910000	= 99999931E+00
2.910000	= 99973447E+00	3.420000	= 99999926E+00	3.920000	= 99999931E+00
2.920000	= 99973447E+00	3.430000	= 99999926E+00	3.930000	= 99999931E+00
2.930000	= 99973447E+00	3.440000	= 99999926E+00	3.940000	= 99999931E+00
2.940000	= 99973447E+00	3.450000	= 99999926E+00	3.950000	= 99999931E+00
2.950000	= 99973447E+00	3.460000	= 99999926E+00	3.960000	= 99999931E+00
2.960000	= 99973447E+00	3.470000	= 99999926E+00	3.970000	= 99999931E+00
2.970000	= 99973447E+00	3.480000	= 99999926E+00	3.980000	= 99999931E+00
2.980000	= 99973447E+00	3.490000	= 99999926E+00	3.990000	= 99999931E+00
2.990000	= 99973447E+00	3.500000	= 99999926E+00	4.000000	= 99999931E+00