

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR NEWTON SILVA SANTOS
..... E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 28 / 07 / 2005

Amauri Garcia
ORIENTADOR

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

Simulações Física e Numérica do Processo de Lingotamento Contínuo Rotativo

Autor: Newton Silva Santos
Orientador: Prof. Dr. Amauri Garcia

07/2005

**BIBLIOTECA CENTRAL
DESENVOLVIMENTO
COLEÇÃO
UNICAMP**

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Simulações Física e Numérica do Processo de Lingotamento Contínuo Rotativo

**Autor: Newton Silva Santos
Orientador: Prof. Dr. Amauri Garcia**

**Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Engenharia de Materiais e Processos de Fabricação**

Trabalho Final de Mestrado apresentado à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

**Campinas, 2005
S.P. – Brasil**

**BIBLIOTECA CENTRAL
DESENVOLVIMENTO
COLEÇÃO
UNICAMP**

UNIDADE	BC
Nº CHAMADA	UNICAMP
	Sa 59s
V	EX
TOMBO BC	69870
PROC.	16.123.06
C	☐
D	☒
PREÇO	11.99
DATA	06/09/06

Bib. id. 365319

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

Santos, Newton Silva
Sa59s Simulação física e numérica do processo de
lingotamento contínuo rotativo / Newton Silva Santos. -
-Campinas, SP: [s.n.], 2005.

Orientador: Amauri Garcia
Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Fundição contínua. 2. Ligas de alumínio. 3.
Diferenças finitas. 4. Metais – Processo de solidificação
rápida. 5. Solidificação. I. Garcia, Amauri. II.
Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de
Engenharia Mecânica. III. Título.

Titulo em Inglês: Physical and numerical simulations of the rotary continuous casting
process

Palavras-chave em Inglês: Rotary continuous casting, Aluminum alloy 6101, Properzi
Process e Numerical methods in solidification

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestre em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Rezende Gomes dos Santos e Francisco C. Lourenço de Melo

Data da defesa: 28/07/2005

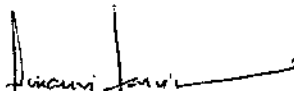
UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Trabalho Final de Mestrado

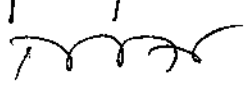
**Simulações Física e Numérica do Processo de
Lingotamento Contínuo Rotativo**

Autor: Newton Silva Santos

Orientador: Prof. Dr. Amauri Garcia



Prof. Dr. Amauri Garcia, Presidente
Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP



Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos
Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP



Prof. Dr. Francisco C. Lourenço de Melo - CTA
Centro Técnico Aeroespacial

Campinas, 28 de julho de 2005.

20060725S

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus pais,

Cosme Souza Santos e

Maria do Socorro Silva Santos

que proporcionaram a minha educação, a formação de meu caráter e a firmeza em meus objetivos

AGRADECIMENTOS

A Deus, por minha existência com saúde, liberdade e capacidade de pensar e agir;

Ao Prof. Dr. Amauri Garcia, por toda a paciência, compreensão, amizade e dedicação mostrados ao longo deste trabalho e por sua grande parcela no desenvolvimento da pesquisa no Brasil;

Ao Grupo Alubar, em especial ao seu presidente Sr. José Maria Barale, aos diretores Eng. Miguel Arnaudo, Sr. René Peterlin e ao gerente Eng. Ricardo Figueiredo, por todo o incentivo, apoio e confiança depositada;

Aos companheiros Dr. Carlos Alexandre dos Santos, Dr. Noé Cheung e MS. Daniel Monteiro Rosa que colaboraram ativamente na realização deste trabalho;

Aos companheiros que fazem ou fizeram parte do GPS – Grupo de Pesquisa em Solidificação, MS. Alexandre Pitol Boeira, Dr. José Eduardo Spinelli, Dr. Eduardo de Souza Netto, MS. Fernando Antônio de Sá, Dr. Ivaldo Leão Ferreira, Dr. Wislei Riuper Ramos, pela troca de idéias, conhecimentos e momentos de descontração;

Ao Prof. Dr. José Maria do Valle Quaresma, por seu importante papel em minha iniciação científica e profissional.

“Eu poderia viver recluso numa casca de noz e
me considerar rei do espaço infinito”.
(Shakespeare, Hamlet, Ato 2, cena 2)

RESUMO

SANTOS, Newton Silva, Simulações Física e Numérica do Processo de Lingotamento Contínuo Rotativo. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2005. 92 p. Trabalho Final de Mestrado.

O presente trabalho descreve o desenvolvimento de um simulador físico estático do processo de lingotamento contínuo rotativo, como parte de uma metodologia experimental auxiliada por um modelo matemático para a determinação de coeficientes transitórios globais de transferência de calor metal/molde ao longo da solidificação. Através desta metodologia, investigou-se a influência da formação do *gap* de ar entre as paredes do molde e o metal, na cinética total do processo. O simulador físico foi construído na mesma escala do processo industrial e constitui-se de um trecho de um equipamento de lingotamento contínuo rotativo Properzi. O simulador é equipado com um sistema de refrigeração à água por bicos pulverizadores, canal de vazamento e termopares acoplados a um sistema de aquisição de dados, onde foram realizados experimentos com ligas utilizadas na indústria de condutores elétricos de alumínio. Para a determinação dos coeficientes transitórios de transferência de calor, após o mapeamento experimental das temperaturas, empregou-se o método de comparação teórico-experimental de perfis térmicos (método *IHCP*) através de um modelo numérico baseado na técnica de diferenças finitas, aplicada em um volume de controle do sistema experimental. Os resultados obtidos demonstraram consistência da metodologia, permitindo a caracterização destes coeficientes e com isso a possibilidade de se prever a evolução da solidificação em processos industriais.

Palavras-Chave

– Lingotamento Contínuo Rotativo, Ligas de Alumínio Al 6101, Processo Properzi, Métodos Numéricos na Solidificação.

BIBLIOTECA CENTRAL
DESENVOLVIMENTO
COLEÇÃO
UNICAMP

ABSTRACT

SANTOS, Newton Silva, Physical and Numerical Simulations of a Rotary Continuous Casting Process. Campinas: Faculty of Mechanical Engineering, State University of Campinas, Brazil, 2005 (Master Degree's Thesis).

The present study describes the development of a static experimental set-up representing the solidification system of a Rotary Continuous Caster, as part of a methodology, which connected to a numerical model permits to determine transient global metal/mold heat transfer coefficients along solidification. By using this methodology the influence of air gap formation between mold walls and metal surface on process kinetics has been investigated. The static simulator has the same scale of an industrial caster and is constituted of a Properzi copper wheel sector, equipped with a spray cooling system, a pouring system and a thermocouple arrangement connected to a data acquisition system. Experiments were performed using aluminum alloys of the electrical conductors industry. The heat transfer coefficients were obtained by using a method based on comparisons of numerically calculated and experimental thermal profiles (IHCP method). The used numerical model is based on a finite difference technique and applied on a control volume from the experimental system. The results have shown that the used methodology is consistent, permitting the characterization of metal/mold heat transfer coefficients and as a consequence, to predict the solidification evolution in industrial processes.

Key Words

Rotary Continuous Casting, Aluminum Alloy 6101, Properzi Process, Numerical Methods in Solidification.

SUMÁRIO

Lista de Figuras.....	v
Lista de tabelas.....	ix
Nomenclatura.....	x
Capítulo 1	
Introdução	1
1.1. Considerações Iniciais	1
1.2. O Processo Industrial	2
1.3. Objetivos do Trabalho	13
Capítulo 2	
Aspectos conceituais de solidificação.....	14
2.1. Considerações iniciais	14
2.2. Transferência de calor no processo de solidificação	15
2.2.1. Liberação de calor latente no intervalo de solidificação	17
2.3. Coeficientes de Transferência de Calor.....	23
2.3.1. Interface Metal/Molde	23

2.3.1.1. Determinação de h_i através da Manipulação de Dados da Cinética de Solidificação.....	27
2.3.1.2. Determinação de h_i através de Medidas do Espaçamento Dendrítico Secundário.....	30
2.3.1.3. Determinação de h_i através de Medidas de Temperatura e Vazão em Moldes Refrigerados.....	33
2.3.1.4. Determinação de h_i através do Confronto Teórico/Experimental de Perfis de Temperatura.....	37
2.3.2. Interface Molde/Ambiente.....	39
2.4. Variáveis Térmicas na Solidificação.....	43
2.4.1. Taxa de Resfriamento.....	43
2.4.2. Gradiente de Temperatura.....	43
2.5. Parâmetros Estruturais.....	44
2.5.1. Macroestruturas de Solidificação.....	44
 Capítulo 3	
Modelagem Matemática na Solidificação.....	46
3.1. Considerações Iniciais.....	46
3.2. O Método de Diferenças Finitas (M.D.F.).....	47
3.2.1. A Formação da Malha do M.D.F.	47
3.2.2. A Expansão de Taylor para o Método de Diferenças Finitas.....	48
3.2.3. O Modo Explícito do M.D.F.	51

3.2.4. O Modo Implícito do M.D.F.	52
3.2.5. Comparação entre o Modo Implícito e o Modo Explícito.....	53
3.2.6. Método de Dusimberre para a Solidificação de Ligas Eutéticas.....	53
3.3. Modelagem Matemática do Simulador do Lingotamento Contínuo Rotativo.....	55
 Capítulo 4	
Materiais e Métodos	59
4.1. Desenvolvimento do Simulador Experimental Estático.....	60
4.2. Especificação e Preparação das Ligas de Alumínio para Fins Elétricos Utilizadas nos Experimentos	63
4.3. Instrumentação e Monitorização Térmica do Simulador	66
4.4. Desenvolvimento do Método de Ensaio Experimental	68
4.5. Obtenção dos Perfis Térmicos Durante a Solidificação no Simulador	70
4.6. Procedimentos Metalográficos.....	71
 Capítulo 5	
Resultados e Discussões.....	73
5.1. Resultados dos Ensaios no Simulador Físico.....	74
5.2. Mapeamento Experimental de Temperaturas e Adaptação do Modelo Numérico à Situação Física.....	75
5.2.1. Simulações com a Liga Al 1350	75
5.2.2. Simulações com a Liga Al 6101	77
5.3. Determinação dos Coeficientes Transitórios Globais de Transferência de Calor..	79

5.4. Previsão da Evolução da Solidificação no Lingotamento Contínuo Rotativo	81
--	----

Capítulo 6

Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros.....	86
6.1. Conclusões.....	86
6.2. Sugestões para Trabalhos Futuros	87

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1. Uma das primeiras linhas de lingotamento contínuo rotativo, atualmente, peça de museu [http://www.properzi.com]	2
Figura 1.2. Disposição dos equipamentos que integram um processo completo com lingotamento contínuo rotativo	3
Figura 1.3. Processo de desgaseificação através do borbulhamento de gás inerte	4
Figura 1.4. Distribuidor revestido de papel refratário transferindo metal para a roda	5
Figura 1.5. (a) Bicos pulverizadores, (b) Geometria típica da projeção do jato na parede do molde	6
Figura 1.6. O conjunto roda de lingotamento, cinta metálica e sistema de refrigeração da roda	8
Figura 1.7. Disposição dos bicos em relação ao conjunto metal-molde	9
Figura 1.8. Desenho esquemático da divisão por zonas do perímetro da roda sob atuação dos bicos pulverizadores	10
Figura 1.9. Representação esquemática da separação entre o metal e o molde nas zonas 1A, 1B e 2. (A) Resfriamento controlado, (B) Resfriamento excessivo e turbulento	11
Figura 2.1. Elemento representativo de um sistema metal/molde: perfis térmicos para as diferentes fases com seus mecanismos de transferência de calor	16
Figura 2.2. Comparação de perfis térmicos obtidos por diferentes modos de liberação de calor para a liga Al-4,5%Cu – gráfico adaptado [Chen, 1990]	21
Figura 2.3. Diagrama esquemático mostrando comparativamente as formas real, Scheil e Scheil truncado – adaptado [Flood, 1987]	23
Figura 2.4. Ilustração da formação do “gap” na interface metal/molde	24
Figura 2.5. Esquema idealizado para o sistema metal/molde [Robertson, 1977]	29
Figura 2.6. Sistema metal/molde Separado em dois problemas distintos [Robertson, 1977]	30
Figura 2.7. Desenho esquemático mostrando o deslocamento das isoterma <i>solidus</i> e <i>liquidus</i> ao longo de um elemento de volume L. T_L : isoterma <i>liquidus</i> , T_S : isoterma <i>solidus</i>	31

Figura 2.8. Sequência de determinação experimental de h_i a partir de valores de λ_2 . (A) metalografia e medidas de λ_2 por microscopia óptica. (B) Variação de λ_2 da superfície ao centro da Peça. (C) Variação de t_{SL} da superfície ao centro da peça e (D) Determinação de h_i a partir de valores de t_{SL} utilizando-se modelos matemáticos de solidificação.....	33
Figura 2.9. Resistências térmicas do sistema metal/molde refrigerado.	34
Figura 2.10. Esquema do procedimento de determinação de h_i através do confronto de temperaturas experimentais e simuladas.	38
Figura 2.11. Variação do “Gap” ao longo da seção transversal de um sistema/metal molde cilíndrico horizontal.	39
Figura 2.12. Distribuição da temperatura através do molde: (A) Molde semi-infinito, (B) molde refrigerado, (C) Molde com parede de espessura fina apresentando variação na temperatura da superfície da parede externa.	
Figura 2.13. Mecanismos de transferência de calor na interface molde/ambiente.	41
Figura 2.14. Desenho esquemático mostrando um gráfico do gradiente de temperatura à frente da isoterma <i>liquidus</i> em função da posição.	44
Figura 2.15. Esquema da macroestrutura de um lingote com extração de calor radial.....	45
Figura 3.1. Representação da malha de nós.	48
Figura 3.2. Representação geométrica da diferença finita de Avanço.	49
Figura 3.3. Representação geométrica da diferença finita de fetorno.....	50
Figura 3.4. Representação geométrica da diferença finita central.....	51
Figura 3.5. Esquema do funcionamento do método de Dusimberre para o fenômeno da solidificação.....	54
Figura 3.6. Localização das duas malhas de diferenças finitas na seção trapezoidal do lingote.....	55
Figura 3.7. Desenho esquemático do balanço térmico na interface metal/ambiente.	56
Figura 3.8. Desenho esquemático da composição de h_R	58
Figura 4.1. (a) Vista em perspectiva do projeto do simulador experimental, construído em escala 1:1 em relação ao processo industrial, (b) Detalhe da seção da roda.....	61
Figura 4.2. Montagem do sistema de refrigeração do molde (Bomba, válvulas, manômetros e bicos pulverizadores).	62
Figura 4.3. Canais de inserção dos termopares.	63
Figura 4.4. Espectômetro de massa.	65
Figura 4.5. Equipamentos utilizados na fusão da liga. (a) Balança digital para a separação da quantidade adequada de metal a ser fundido. (b) Cadinho de grafite. (c) Forno elétrico tipo mufla da Brasimet.	66
Figura 4.6. Seção metal-molde com os canais de inserção dos termopares.	67

Figura 4.7. (a) Termopar tipo K com cabo de compensação, acoplado a um conector; (b) registrador de dados térmicos e (c) software para monitoramento das temperaturas e fornecimento dos perfis térmicos.....	67
Figura 4.8. Ensaio experimental durante o vazamento, alicate de pressão tipo pinça no aperto da tampa.	68
Figura 4.9. Desenho esquemático da montagem do aparato experimental, para a obtenção dos perfis de temperatura.	71
Figura 4.10. (a) Macroestrutura de um lingote do processo industrial, (b) Macroestrutura de um lingote do ensaio experimental.	72
Figura 5.1. Fluxograma da sequência de análise dos resultados.	73
Figura 5.2. (a) Macroestrutura (aumento: 1x) da seção transversal de um lingote obtido no processo industrial, ao lado, o lingotamento Properzi. (b) Macroestrutura da seção transversal de um lingote obtido no ensaio experimental, ao lado, o simulador físico.	74
Figura 5.3. Curva de resfriamento experimental e simulada para a liga Al 1350 na posição do termopar 1, localizado a 8 mm da interface metal/molde.	75
Figura 5.4. Curva de resfriamento experimental e simulada para a liga Al 1350 na posição do termopar 2, localizado a 5 mm da interface metal/molde.	76
Figura 5.5. Curva de resfriamento experimental e simulada para a liga Al 1350 na posição do termopar 3, localizado a 8 mm da interface metal molde.	76
Figura 5.6. Curva de resfriamento experimental e simulada para a liga Al 6101 na posição do termopar 1, localizado a 8 mm da interface metal/molde.	77
Figura 5.7. Curva de resfriamento experimental e simulada para a liga Al 6101 na posição do termopar 2, localizado a 5 mm da interface metal/molde.	78
Figura 5.8. Curva de resfriamento experimental e simulada para a liga Al 6101 na posição do termopar 3, localizado a 6 mm da interface metal/molde.	78
Figura 5.9. Perfis transitórios do coeficiente global de transferência de calor nos experimentos com a liga Al 1350, para cada face analisada: h_1 para a face superior, h_2 para a face lateral e h_3 para a base do conjunto metal/molde.	79
Figura 5.10. Perfis transitórios do coeficiente global de transferência de calor nos experimentos com a liga Al 6101, para cada face analisada: h_1 para a face superior, h_2 para a face lateral e h_3 para a base do conjunto metal/molde.	80
Figura 5.11. Evolução das espessuras solidificadas para a liga Al 1350 a partir das interfaces metal/molde, para as faces 2 e 4.	82
Figura 5.12. Evolução das espessuras solidificadas para a liga Al 1350 a partir das interfaces metal/molde, para as faces 1 e 3.	82
Figura 5.13. Previsão da posição angular do término da solidificação da liga Al 1350 em função da velocidade de rotação da roda de lingotamento.	83
Figura 5.14. Evolução das espessuras solidificadas para a liga Al 6101 a partir das interfaces metal/molde, para as faces 2 e 4.	84

Figura 5.15. Evolução das espessuras solidificadas para a liga Al 6101 a partir das interfaces metal/molde, para as faces 2 e 4.	84
Figura 5.16. Previsão da posição angular do término da solidificação da liga Al 6101 em função da velocidade de rotação da roda de lingotamento.	85

LISTA DE TABELAS

Tabela 1.1. Composição química de ligas de cobre utilizadas na fabricação de rodas de lingotamento (% em peso).	6
Tabela 1.2. Alguns elementos de uma análise química típica de água industrial [Continuus Manual, 1998].	7
Tabela 1.3. Descrição das zonas de resfriamento tomando-se como referência o lingotamento de alumínio e suas ligas para a indústria de condutores elétricos.	10
Tabela 4.1. Composições químicas das ligas Al 1350 e Al 6101 [ASM Speciality handbook, 1993].	64
Tabela 4.2. Propriedades das ligas Al 1350 e Al 6101 utilizadas nas simulações numéricas.	65
Tabela 4.3. Principais teores químicos nas ligas Al 1350 e Al 6101 utilizadas nos experimentos (% em massa).	65
Tabela 4.4. Procedimento experimental passo-a-passo.	69
Tabela 5.1. Equações dos coeficientes transitórios de transferência de calor.	81

NOMENCLATURA

Letras Latinas

A	Área	[m ²]
C _L	Percentagem de soluto na fase líquida em equilíbrio	[% em peso]
C _o	Concentração nominal da liga	[% em peso]
C _S	Percentagem de soluto na fase sólida em equilíbrio	[% em peso]
C _I	Constante de proporcionalidade do crescimento dendrítico	[K.m ^{0,5} /s ^{0,5}]
D _L	Difusividade de soluto no líquido	[m ² /s]
D _S	Difusividade de soluto no sólido	[m ² /s]
G	Gradiente térmico no sólido	[K/m]
G _L	Gradiente térmico junto a isoterma <i>liquidus</i>	[K/m]
k ₀	Coefficiente de redistribuição de soluto	Adimensional
k	Condutividade térmica	[W/m.K]
L	Calor latente de fusão	[J/kg]
R _m	Resistência térmica do molde	[m ² .K/W]
R _s	Resistência térmica da camada solidificada	[m ² .K/W]
S	Camada solidificada	[m]
T	Temperatura	[K]
T ₀	Temperatura ambiente ou do fluido de refrigeração	[K]
T _e	Temperatura eutética	[K]
T _f	Temperatura de fusão	[K]
T _i	Temperatura na interface metal/molde	[K]
T _{im}	Temperatura na superfície interna do molde	[K]
T _{is}	Temperatura na superfície interna do sólido	[K]
T _L	Temperatura da isoterma <i>liquidus</i>	[K]
T _S	Temperatura da isoterma <i>solidus</i>	[K]
T _v	Temperatura de vazamento	[°C]
V _L	Velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i>	[m/s]
$\dot{T}$	Taxa de resfriamento	[K/s]

V	Velocidade de formação do <i>gap</i> na interface metal/molde	[m/s]
V _R	Velocidade da roda de lingotamento	[rad/s]
b	Difusividade de calor	[W.s ^{1/2} /m ² .K]
f _S	Fração de sólido	[%]
c	Calor específico	[J/kg.K]
g	Aceleração da gravidade	[m/s ²]
h _{amb}	Coefficiente de transferência de calor na interface molde /ambiente	[K/m]
h _g	Coefficiente global de transferência de calor	[K/m]
h, h _i	Coefficiente de transferência de calor na interface metal/molde	[K/m]
$\dot{m}$	Vazão mássica do fluido de refrigeração	[kg/s]
$\dot{q}$	Geração interna de calor	[w/m ³]
t	Tempo	[s]
t _{SL}	Tempo local de solidificação	[s]
w	Velocidade do fluido de refrigeração	[m/s]
x _m	Espessura da parede do molde	[m]

Letras Gregas

Δ	Variação	
ΔT_D	Superaquecimento na ponta da dendrita	[K]
ΔT_V	Superaquecimento da isoterma <i>liquidus</i>	[K]
Δt	Incremento de tempo	[s]
ΔT	Super-resfriamento	[K]
α	Difusividade térmica	[m ² /s]
v	Velocidade de deslocamento da dendrita em seu crescimento	[m/s]
ρ	Massa específica	[kg/m ³]
δ_g	Espessura do Gap	[m]
σ	Tensão superficial da interface	[J/m ²]

Superescritos

i	Posição do nó na malha de um sistema
n	Tempo anterior
n+1	Tempo atual

Subscritos

0	Inicial
g	Global
eq	Equivalente
L	Líquido
rad	Referente à radiação no <i>gap</i>

conv	Referente à convecção no <i>gap</i>
f	Fluido de refrigeração
m	Molde
max	máximo
S	Sólido ou camada solidificada
SL	Sólido / Líquido

Abreviações

LCR	Lingotamento contínuo rotativo
LPM	Litros por minuto
IHCP	<i>Inverse Heat Conduction Problem</i>
MDF	Método de Diferenças Finitas

Capítulo 1

INTRODUÇÃO

1.1 Considerações Iniciais

Com o fim da II Guerra mundial, muitos países foram tomados por uma grande vontade de reconstrução objetivando um mundo melhor para as próximas gerações. Nesta época, a aplicação elétrica do alumínio estava apenas começando, enquanto que o cobre reinava absoluto neste segmento industrial. A conformação das estruturas brutas de solidificação para a indústria de vergalhões e fios de metais não-ferrosos se resumia a processos de muito baixa produtividade e custos bastante elevados. Em se tratando de alumínio para fins elétricos, a história do lingotamento contínuo rotativo se confunde com a história de desenvolvimento do conhecido fabricante de máquinas para esta indústria, ou seja, a que hoje é mundialmente conhecida Continuus Properzi Spa. Logo após a segunda guerra, o processo de lingotamento contínuo rotativo Properzi, que revolucionaria a indústria de vergalhões e fios das ligas de alumínio, zinco e cobre, apresentou ao mundo uma proposta de processo com a transformação do metal líquido em uma bobina contínua em apenas 1 minuto, tendo assim, sua primeira linha lançada em Milão (Itália) no ano de 1948. A figura 1.1 ilustra uma das primeiras linhas de lingotamento contínuo rotativo, exibida atualmente como peça de museu [www.properzi.com].

Na década de 50, o processo Properzi concentrou esforços no desenvolvimento da linha para processamento de metal para os cabos aéreos de transmissão de energia elétrica e na mesma época, linhas similares já buscavam também o processamento do cobre, que também no processo Properzi foi testado e desenvolvido. A partir de então começava o

desenvolvimento de equipamentos maiores e mais complexos na década de 60 e a entrada nos anos 70 com linhas de lingotamento contínuo rotativo com capacidade para 100.000 toneladas métricas por ano.

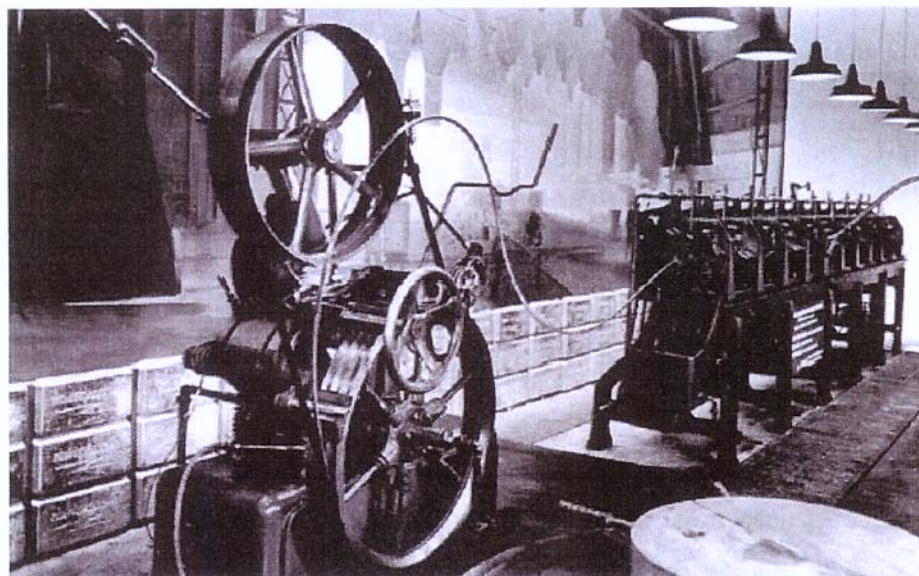


Figura 1.1: Uma das primeiras linhas de lingotamento contínuo rotativo, atualmente, peça de museu [<http://www.properzi.com>].

Atualmente grandes linhas de lingotamento contínuo rotativo encontram-se instaladas pelo mundo com os mais diversos níveis de capacidade e de automação, como por exemplo, rodas de lingotamento com diâmetro de até 4,2 m, ou linhas de lingotamento acopladas e sincronizadas com os mais diversos processos subseqüentes, tais como laminação à quente e trefilação.

1.2. O Processo Industrial

Em função de sua grande aplicação na indústria de condutores elétricos, os quais utilizam como sua principal matéria-prima o alumínio primário proveniente das grandes indústrias através do processo Bayer, as linhas de lingotamento contínuo rotativo já são bastante comuns próximos aos grandes centros industriais produtores de alumínio primário. Esta proximidade permite, na maioria dos casos, o recebimento do alumínio primário ainda no estado líquido, conferindo certa vantagem competitiva, pela economia da energia que seria necessária para a fusão do metal.

Um processo completo com uma linha LCR, é composto por quatro partes principais, a primeira, compõe-se de fornos revérberos aquecidos por chama, onde o metal é fundido ou depositado já no estado líquido, sendo também comum, a preparação de cargas mistas contendo um lastro de metal líquido e a fusão de sólidos provenientes da reciclagem interna destas linhas. Nestes fornos, o metal é tratado com a introdução de fluxos que têm a finalidade de corrigir a composição química, auxiliar na remoção de gás hidrogênio, para o caso do alumínio, e facilitar a separação do metal líquido de sua escória.

Uma vez preparada a carga do forno para o lingotamento, no caso do alumínio, o metal líquido seguirá por um tratamento em linha composto de um dispositivo inoculante de ligas para refino de grão normalmente à base de titânio e boro, um sistema de desgaseificação por borbulhamento de gases inertes, o qual é executado por rotores de grafite em fornos de aquecimento por resistências e por fim, um sistema de filtração com filtros cerâmicos objetivando a formação dos lingotes contínuos livres de inclusões. Após estes tratamentos, o metal estará pronto para o processo de lingotamento seguido de processos de conformação plástica, conforme mostra o lay-out de processo ilustrado na Figura 1.2.



Figura 1.2: Disposição dos equipamentos que integram um processo completo com lingotamento contínuo rotativo.

A importância do processo de desgaseificação nas linhas de alumínio líquido, está em garantir os menores valores possíveis do percentual de hidrogênio dissolvido no metal e dessa forma obter lingotes livres de porosidade que possa comprometer a continuidade do processo. A eficiência do processo de desgaseificação é função de variáveis de processo que contemplam o volume do metal, sua superfície livre, a velocidade de rotação do rotor de grafite, o tipo do gás que está sendo utilizado e o refinamento das bolhas espalhadas pelo rotor. A densidade e o refinamento do borbulhamento irão contribuir de forma direta na

eficiência do processo de degaseificação [ASM Speciality handbook, 1993], muito praticado com gás argônio nas indústrias com lingotamento contínuo de alumínio. A Figura 1.3 ilustra um processo de degaseificação através do borbulhamento de gás inerte.

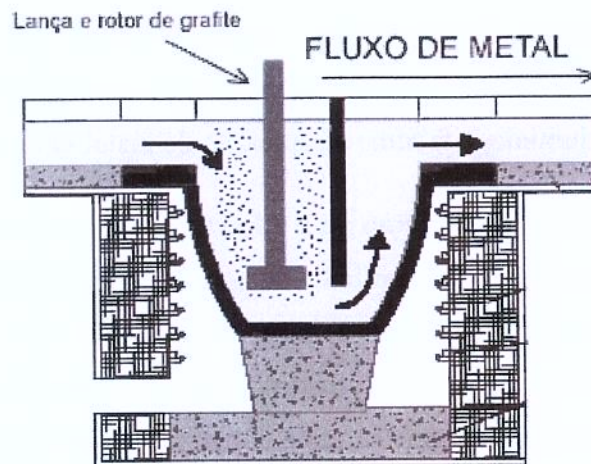


Figura 1.3: Processo de degaseificação através do borbulhamento de gás inerte.

Nos instantes iniciais do contato do metal com a roda de lingotamento, se concentra toda a sensibilidade do processo, esta é a etapa em que todos os parâmetros praticados se combinarão para compor a qualidade do lingote que está sendo produzido. Neste trecho, o metal é continuamente transferido de forma estável para a roda, através de um distribuidor revestido de um papel refratário que desliza suavemente sobre a roda, conforme ilustra a Figura 1.4.

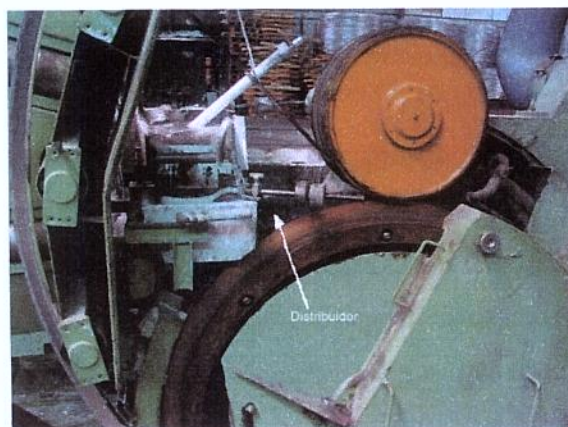


Figura 1.4: Distribuidor revestido de papel refratário transferindo metal para a roda.

O mecanismo de lingotamento é então composto pela lingoteira rotativa, cinta metálica, sistema de resfriamento e distribuidor. A lingoteira apresenta um trecho sob refrigeração de aproximadamente 180°. As velocidades de lingotamento praticadas industrialmente, variam geralmente entre 2.0 e 3.5 rpm em rodas de lingotamento com diâmetros próximos de 1,4 m, o que caracteriza linhas com capacidade de até 4 t/h.

As lingoteiras rotativas de cobre são produzidas em ligas de cobre, cromo e zircônio de forma a garantir elevados valores de resistência mecânica e vida útil. Geometricamente as rodas de lingotamento de um processo LCR apresentam variados tipos de seção no sulco onde o metal é lingotado, uma seção bastante utilizada é a do tipo trapezoidal onde a seção transversal de preenchimento de metal é em torno de 2.160 mm². A liga de cobre da qual o molde é fabricado desempenha importante papel na prevenção de empenamentos permanentes no mesmo, uma vez em que, eventuais falhas no processo de vazamento ou de refrigeração podem elevar bastante a temperatura da roda. A tabela 1.1 indica alguns valores de norma para moldes de cobre e valores geralmente praticados na composição química de ligas de cobre utilizadas na fabricação de rodas de lingotamento.

Tabela 1.1: Composição química de ligas de cobre utilizadas na fabricação de rodas de lingotamento (% em peso)

Elemento	Fe	Si	Cr	Zr	Cu
DIN EN12420	0.08 (máx)	0.10 (máx)	0.50 A 1,20	0.03 A 0,30	99,29 (mín)
Praticado	0.03	0.008	0.82	0.08	99,062

O Sistema de resfriamento é composto por quatro tubos de distribuição equipados com bicos pulverizadores para o jateamento do fluido de refrigeração mantendo sob controle a vazão e geometria da projeção do jato nas paredes do molde. Os bicos são peças geralmente usinadas em aço inoxidável apresentando cada um, a sua regulagem individual de vazão conforme ilustrado na Figura 1.5.

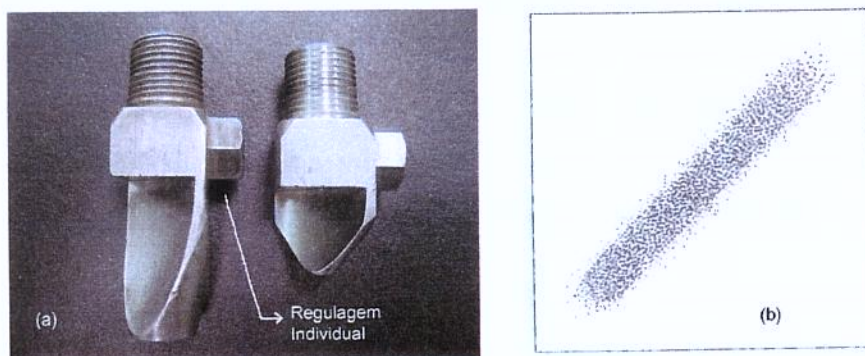


Figura 1.5: (a) Bicos pulverizadores, (b) Geometria típica da projeção do jato na parede do molde.

A regulagem de vazão por cada bico pulverizador, permite conferir ao processo finos ajustes no regime de solidificação da barra em conjunto com as pressões do fluido de refrigeração que são liberadas para os tubos de distribuição.

No LCR, como nos demais processos de lingotamento contínuo, as condições térmica e química da água utilizada têm significativa influência na eficiência do resfriamento da roda. A água considerada quimicamente como de “elevada dureza” deverá ser sempre evitada sob o risco de formação de crostas de cálcio na base, nas paredes laterais do molde e na cinta de aço. A formação de crostas nas paredes do molde sob resfriamento poderá em poucas horas, implicar em paradas não programadas do vazamento. A Tabela 1.2, mostra a quantidade de alguns elementos em uma análise química típica de água industrial adequada às indústrias de lingotamento contínuo.

Tabela 1.2: Alguns elementos de uma análise química típica de água industrial [Continuus Instruções, 1998]

Elementos	Quantidade em ppm
Ferro	0.02
Bi-carbonatos	70.8
Sulfatos	64.6
Cálcio	39.5
Potássio	5.5
Alcalinidade total	78.0

O impedimento do contato do fluido de refrigeração com o metal que está sendo lingotado é feito por uma cinta metálica normalmente fabricada em aço carbono ou em aço inoxidável, de modo que o conjunto lingoteira e cinta metálica formam um sistema hermeticamente fechado, correspondente ao trecho no interior do qual deverá completar-se o processo de solidificação do lingote. A Figura 1.6 ilustra as principais partes integrantes do lingotamento contínuo rotativo.

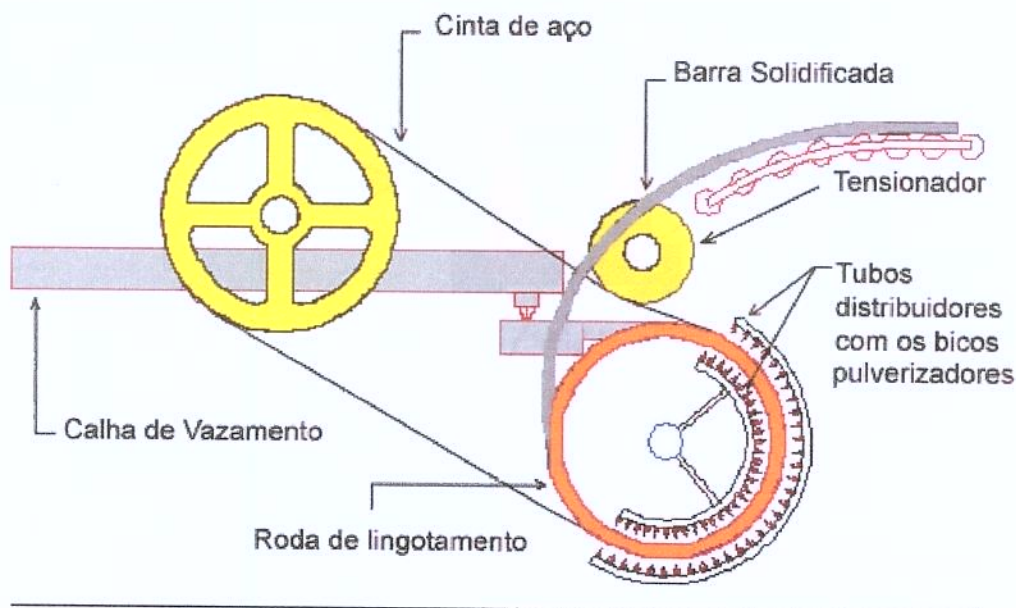


Figura 1.6: O conjunto roda de lingotamento, cinta metálica e sistema de refrigeração da roda.

No sistema de refrigeração do molde, os tubos distribuidores estão posicionados de forma a possibilitar a localização da última parte solidificada no centro geométrico do lingote conforme indicado na Figura 1.7, a localização desta última parte solidificada representará o equilíbrio entre as taxas de extração de calor, o qual deverá existir em todo o perímetro refrigerado. Através das macrografias de uma barra solidificada, podemos avaliar qualitativamente as taxas de extração de calor no processo, sabendo que estas se darão em função de suas variáveis. Características principais de algumas ligas de alumínio como o intervalo de solidificação, fluidez, condutividade e difusividade térmica, estas duas últimas nos estados sólido e líquido, influenciarão diretamente na configuração do regime de resfriamento, aliados às propriedades e estado de conservação do molde quanto à sua limpeza interna. Todas estas variáveis terão uma zona de sensibilidade crítica no

lingotamento contínuo rotativo, de grande importância na qualidade do lingote. Esta zona, conhecida industrialmente como “Zona crítica de resfriamento”, corresponde aos primeiros instantes do contato do metal com o molde refrigerado, da mesma forma como nos demais processos de lingotamento.

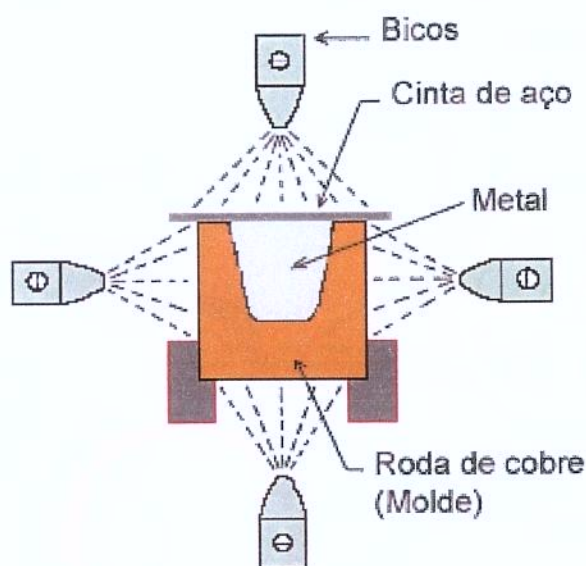


Figura 1.7: Disposição dos bicos em relação ao conjunto metal-molde

A velocidade de produção aliada à boa formação do lingote que está sendo solidificado legitima constantes buscas na definição dos parâmetros de processo no LCR, tais como temperatura de vazamento, regulação dos bicos pulverizadores, pressão nos distribuidores do fluido de refrigeração e velocidade de lingotamento, pois estes, são principais responsáveis por configurar o processo em adequação à composição química do metal.

Em função dos parâmetros de vazamento e propriedades do metal que está sendo lingotado, o trecho da roda sob os bicos pulverizadores é normalmente dividido em zonas, de forma que estas zonas possam ser, cada uma, configuradas com diferentes vazões. O tamanho e a configuração de uma zona representam uma possibilidade de aplicação da refrigeração, sendo em geral uma particularidade do metal em processamento. A Figura 1.8 exemplifica esquematicamente a subdivisão em zonas do trecho da roda sob atuação dos

bicos pulverizadores, em seguida, a Tabela 1.3 descreve estas zonas tomando como referência o lingotamento de alumínio e suas ligas para a indústria de condutores elétricos.

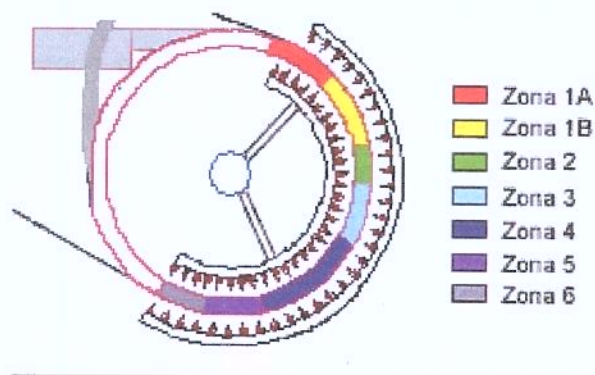


Figura 1.8: Desenho esquemático da divisão por zonas do perímetro da roda sob atuação dos bicos pulverizadores.

Tabela 1.3: Descrição das zonas de resfriamento tomando-se como referência o lingotamento de alumínio e suas ligas para a indústria de condutores elétricos.

Zona	Descrição
Zonas 1A e 1B	Zonas críticas de resfriamento em referência ao controle das taxas de transferência de calor nas regiões internas e externas do molde. Estas zonas requerem rigoroso controle da intensidade e da distribuição da pulverização, o que pode ser conseguido através das válvulas individuais de cada bico.
Zona 2	Zona crítica a subcrítica dependendo do material que está sendo lingotado correspondendo ainda à uma zona de elevado rigor de controle.
Zona 3	Zona subcrítica para ligas Al 6201 e não crítica para Al 1350, sendo ainda uma zona sob intensidade de resfriamento controlada.
Zona 4	Zona com necessidade elevada intensidade de resfriamento para liga Al 1350 e resfriamento ainda moderado para liga Al 6201.
Zona 5	Zona onde se inicia o resfriamento da base do molde.
Zona 6	Zona de resfriamento da base e das paredes laterais do molde assim como também da cinta de aço.

A fundamental importância das condições de resfriamento das zonas 1A e 1B reside na determinação dos mecanismos de solidificação e da evolução da contração do metal ao longo das paredes do molde. Nestes trechos ocorrerá primeiramente a separação

entre o metal e a cinta de aço e em seguida a separação com as partes superiores das paredes laterais do molde. A partir da zona 4 uma componente gravitacional que atuará intervindo no contato do metal com a base do molde. Em geral, a qualidade da superfície e da estrutura interna do lingote é definida em um trecho correspondente a um arco de aproximadamente 1/3 do arco total compreendido entre os dois pontos tangentes onde a cinta de aço toca a roda. O mecanismo de como um resfriamento excessivo nas zonas 1A e 1B poderá comprometer as condições de transferência de calor implicando em problemas na qualidade do lingote, é mostrado na Figura 1.9.

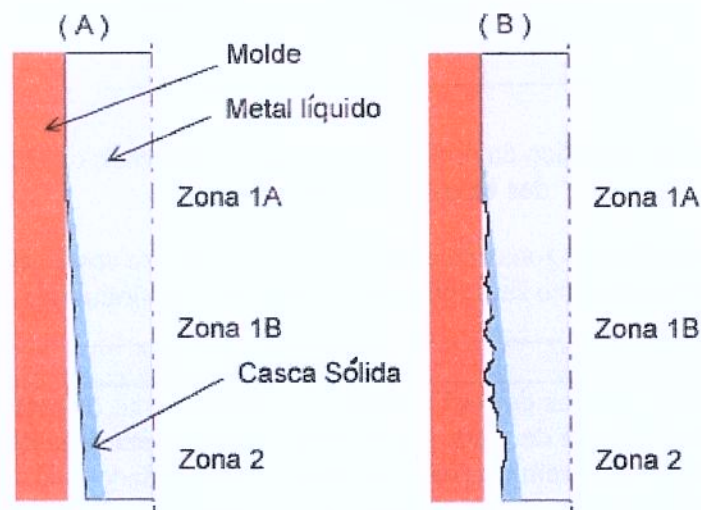


Figura 1.9: Representação esquemática da separação entre o metal e o molde nas zonas 1A, 1B e 2. (A) Resfriamento controlado, (B) Resfriamento excessivo e turbulento.

Na Figura 1.9 (A), a região anterior à zona 1A representa um bom contato entre o metal líquido e as paredes do molde com elevada eficiência de transferência de calor. Na zona 1A inicia-se a contração do metal com a formação de uma frágil casca sólida, a partir de então terá início a separação entre o metal e as paredes do molde com a formação de um *gap* que implicará em uma diminuição na eficiência da transferência de calor, todavia, com o resfriamento controlado, e a uniformidade na formação da casca sólida, não ocorrerá a ruptura da mesma. O *gap* formado entre as paredes do molde e o metal, aumentará gradualmente de espessura em proporção ao volume da casca sólida que está se formando implicando em uma evolução da transferência de calor restrita, porém uniforme.

Na Figura 1.9 (B), está representada uma condição inadequada de resfriamento do sistema nas zonas 1A e 1B de forma excessiva e turbulenta, onde a formação da casca sólida preliminar ocorrerá com uma prematura diminuição da taxa de transferência de calor. Neste caso, contrações irregulares poderão culminar com a ruptura da casca sólida através do surgimento de trincas junto à base do molde. Um defeito também típico de má formação do lingote em função de condições inadequadas de resfriamento é o surgimento de um vazio no interior da barra podendo estes ser contínuo ou não.

Diante do disposto anteriormente, verifica-se que tanto no lingotamento contínuo, como também para vazamentos estáticos convencionais, uma vez fixada a composição química de uma liga metálica, a dinâmica de solidificação é que será responsável pela determinação da estrutura resultante. Uma vez alcançada as condições termodinâmicas necessárias à transformação de fase líquida para sólida, haverá um gradiente de temperatura entre o material e o meio que absorve o calor, o calor latente liberado é removido através de um ou mais mecanismos de transferência de calor. Essa termodinâmica do processo irá impor uma rejeição de soluto ou de solvente que dependerá do coeficiente de redistribuição de soluto da liga, resultando assim, em um movimento de espécies associado à transferência de calor, que irão impor condições que determinarão a morfologia de crescimento e o arranjo microestrutural, associados à distribuição de defeitos e heterogeneidades químicas [Garcia, 2001]. Em função da importância do alumínio e suas ligas para a indústria metal-mecânica, um grande número de estudos tem sido desenvolvido objetivando-se melhor entender a dinâmica de solidificação de ligas de alumínio e suas correlações com as propriedades mecânicas e a qualidade dos lingotes obtidos. Todavia, tais estudos em sua grande maioria têm sua abordagem focada para modelos convencionais estáticos e poucos contemplam o processo contínuo rotativo voltado às indústrias de condutores elétricos.

Os lingotes obtidos através do processo LCR, representam a primeira etapa de sucessivas transformações térmicas, mecânicas ou ambas, que se combinarão na obtenção de produtos finais com uma ampla gama de aplicações, particularmente para a indústria de condutores elétricos de alumínio. Do ponto de vista metalúrgico é importante o estudo da solidificação de metais e ligas em sistemas metal/molde. A ocorrência de defeitos durante o

processo resultará em prejuízos significativos nas operações posteriores de fabricação, que em geral são processos de conformação, sensíveis principalmente aos defeitos de formação do lingote.

Com a globalização, nasce crescente competitividade entre indústrias de lingotamento contínuo, traduzida na incansável busca na redução dos custos acoplada à uma maior produtividade dos equipamentos. Como plano de ação desta busca, surge a necessidade de refinamento na engenharia dos processos atuais, tornando-os mais capazes e precisos. O presente trabalho pretende atuar neste sentido, buscando contribuir para uma melhor caracterização do LCR através do levantamento de variáveis do processo fundamentais para o acompanhamento da solidificação.

1.3. Objetivos do trabalho:

Com base na importância das técnicas de simulação tanto física como numérica, nas análises do fenômeno da solidificação, planejou-se aplicar tais técnicas ao processo de lingotamento contínuo rotativo voltado à produção de lingotes de alumínio e suas ligas com aplicação na fabricação de condutores elétricos. Além da revisão crítica e atualizada da literatura no que diz respeito à tecnologia do processo em questão, planejou-se a execução do trabalho com os seguintes objetivos:

1.2.1. Desenvolver um simulador que permita representar experimentalmente a solidificação em trechos selecionados do processo de lingotamento contínuo rotativo Properzi;

1.2.2. Realizar o mapeamento experimental de temperaturas em determinados pontos do metal ao longo da solidificação no simulador;

1.2.3. Adaptar um modelo numérico de solidificação à situação física do lingotamento contínuo rotativo

1.2.4. Determinar coeficientes de transferência de calor através do confronto de perfis térmicos experimentais com curvas simuladas pelo modelo numérico previamente aferido;

1.2.5. Prever a evolução da solidificação no lingotamento contínuo rotativo para as ligas Al 1350 e Al 6101.

Capítulo 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Considerações Iniciais

A solidificação de materiais pode ser considerada fundamentalmente como um processo de transferência de calor em regime transitório cuja análise apresenta essencialmente dois objetivos: a determinação da distribuição de temperaturas no sistema metal/molde e a determinação da cinética de solidificação.

Através das análises das transferências de calor envolvidas na solidificação e principalmente a partir da caracterização de seus perfis transitórios, é possível a determinação das variáveis térmicas intrínsecas do processo, quais sejam velocidades de deslocamento das isothermas liquidus e solidus e os gradientes térmicos ao longo do processo e as taxas de resfriamento. Para tanto, pode-se lançar mão de modelos analíticos ou numéricos de solidificação, adequando a utilização de cada tipo à complexidade do sistema metal/molde e à precisão exigida nos cálculos.

Em especial para os processos de lingotamento contínuo, o conhecimento dos mecanismos que controlam a transferência de calor em cada etapa do resfriamento é fundamental na qualidade do lingote que está sendo produzido. No molde, o parâmetro mandatório do processo de troca térmica é representado pelo coeficiente global de transferência de calor metal/água de refrigeração (h_g).

2.2. Transferência de Calor no Processo de Solidificação

A transferência de calor no processo de solidificação ocorre por três mecanismos básicos: condução, convecção e radiação. Em um sistema metal/molde, utiliza-se um elemento de referência de modo que o seu comportamento térmico seja representativo como um todo conforme mostra a Figura 2.1. Durante o processo de solidificação, diversos mecanismos de transferência de calor podem ocorrer (Figura 2.1), desde a temperatura de vazamento até a temperatura externa do molde em relação ao ambiente [Medeiros, 1979; Viskanta, 1988; Poirer, 1994].

- Convecção e condução no metal líquido, enquanto há superaquecimento;
- Condução na camada de metal solidificada;
- Convecção, radiação e condução na interface metal/molde traduzidas através um coeficiente de transferência de calor metal/molde (Transferência Newtoniana);
- Condução através das paredes do molde;
- Convecção, radiação e condução na superfície externa molde/meio ambiente.

A partir do vazamento do metal líquido com uma determinada temperatura de vazamento em um molde, os mecanismos de convecção e condução atuam no meio fluido com gradientes de temperatura até atingir a temperatura de fusão do metal. Com a liberação do calor latente de fusão e formação do sólido, a extração de calor se dá por principalmente por meio de condução até a interface metal/molde. Na interface, começa a atuação da transferência Newtoniana de calor, que ocorre por conta do contato imperfeito e da contração do metal em relação ao molde. O mecanismo de condução volta a atuar unicamente, quando o fluxo de calor atravessa as paredes do molde, passando posteriormente para o meio ambiente na forma de condução, convecção e radiação.

Com base no elemento de referência detalhado na Figura 2.1, efetua-se todo o estudo do processo de transferência de calor do sistema global, determinando-se as condições de fronteira para a modelagem do processo de solidificação, juntamente com as variáveis com base nos perfis térmicos, tais como:

- coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde;
- cinética de solidificação, ou seja, a velocidade de solidificação;
- tempos de solidificação;
- gradientes de temperaturas;
- taxa de resfriamento;

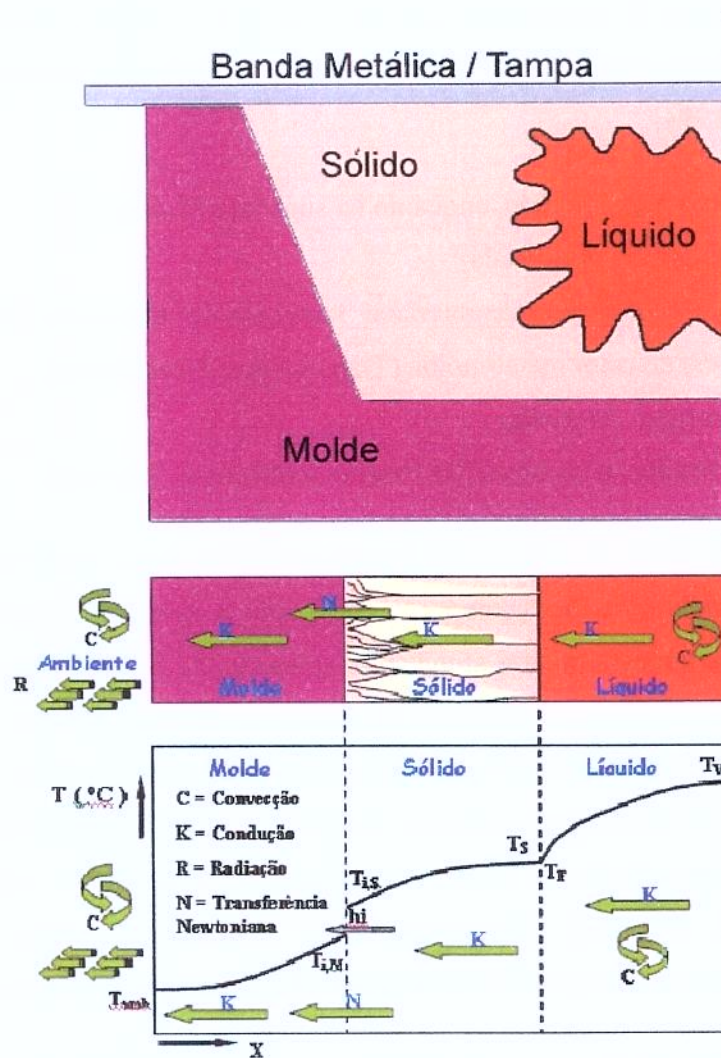


Figura 2.1: Elemento representativo de um sistema metal/molde: perfis térmicos para as diferentes fases com seus mecanismos de transferência de calor

No processo de solidificação, o problema da transferência de calor é tratado como um sistema de fronteira móvel com liberação de calor latente, separando duas fases distintas com propriedades diferentes, conhecido como o problema de Stefan [Tarzia,

2000]. A determinação da distribuição das temperaturas no sistema metal/molde e a determinação da cinética da solidificação são os objetivos desta análise. Na Figura 2.1 também são mostradas para o elemento de volume representativo do sistema metal/molde, diferentes fases com gradientes térmicos desde a temperatura de vazamento até a temperatura ambiente.

Deve-se observar que para condições particulares, algumas das formas de transferência de calor podem ser desprezíveis, como para o caso de metal vazado próximo da temperatura de fusão, de modo que a condução e a convecção no metal líquido deixam de ser consideradas. Ou ainda, no caso de moldes de materiais refratários, onde é mais significativa a condução térmica no molde, desprezando-se dessa a forma a Transferência Newtoniana. Outra condição é o caso dos moldes com paredes suficientemente espessas, onde não ocorre troca de calor do molde com o ambiente (moldes semi-infinitos) até o fim da solidificação, podendo-se desprezar os mecanismos envolvidos na interface molde/ambiente.

A existência de um gradiente térmico entre o metal e o meio de absorção de calor propicia condições termodinâmicas para transferência de calor do meio mais quente para o mais frio. A transformação do metal líquido em um sólido envolve a remoção do superaquecimento do líquido, do calor latente de fusão na interface sólido/líquido devido à transformação de fase e do calor sensível da casca solidificada. As propriedades térmicas do metal, as características do molde, juntamente com as condições de interface e as condições do meio, determinam o comportamento de extração de calor durante o processo.

2.2.1. Liberação de Calor Latente no Intervalo de Solidificação

Nos casos das substâncias puras e misturas eutéicas, o processo de liberação de calor latente é bem definido e ocorre em uma fronteira que separa o estado sólido e o líquido em uma determinada temperatura de fusão. O acoplamento deste fenômeno em modelos de transferência de calor no processo de solidificação de metais puros foi proposto por Dusenberre [1942]. Tanto o Método de Dusenberre quanto o da Entalpia [Voller,1981], trabalham com o balanço de energia na fronteira sólido/líquido. Já nos casos de ligas, tem-se um intervalo de solidificação entre as temperaturas *liquidus* e a *solidus*, de modo que o

calor latente é liberado gradativamente à medida que a fração de sólido é formada, conforme a Equação (2.1) [Louhenkilpi, 1993].

$$\dot{q} = \rho \cdot L \cdot \frac{\partial fs}{\partial t} \quad (2.1)$$

Onde: $\dot{q}$: geração interna de calor [W/m³];

ρ : massa específica [kg/m³];

L: calor latente [J/kg];

fs : fração de sólido;

As formas de liberação de calor latente serão analisadas, conforme a teoria inerente à formação da fração sólida em diversas situações e características específicas, vinculando a análise das variações de composição do líquido e do sólido durante o resfriamento dentro da zona pastosa. A literatura apresenta as seguintes principais formulações de formação da fração sólida no intervalo de solidificação: regra da alavanca, equação de Scheil, equação de Brody-Flemings e a equação de Clyne-Kurz.

O comportamento da solidificação pode ser descrito pela Regra da alavanca [Kurz, 1984], quando se considera o equilíbrio termodinâmico do sistema, ou seja, a composição química permanece uniforme dentro de cada fase, onde há completa difusão de soluto tanto na fase sólida quanto na fase líquida. Quando em condições de não-equilíbrio, o soluto apresenta alta mobilidade atômica no estado sólido, como por exemplo, no caso do carbono na solidificação dos aços, onde essa regra também se aplica. A fração sólida segundo a Regra da Alavanca é dada por:

$$fs = \left(\frac{1}{1 - k_0} \right) \left(\frac{T_L - T}{T_f - T} \right) \quad (2.2)$$

Onde: T_f : Temperatura de fusão do solvente;

T_L : Temperatura *liquidus*;

L: calor latente [J/kg];

k_0 : coeficiente de redistribuição de soluto expresso pela relação entre a concentração de soluto no sólido e a concentração de soluto no líquido a uma dada temperatura do intervalo de solidificação:

$$k_0 = \frac{C_s}{C_L} \quad (2.3)$$

A Equação de Scheil [Scheil, 1942] é a mais adequada em situações que a difusão de retorno do soluto no sólido pode ser desprezada e a ação da convecção no metal líquido assegura a completa mistura do soluto (concentração uniforme). O tratamento pela Equação de Scheil torna-se apropriado para analisar a solidificação de ligas onde o soluto e solvente têm raios atômicos de mesma ordem de grandeza (solução sólida substitucional), como no caso de ligas de alumínio-cobre e aços inoxidáveis. A Equação de Scheil é expressa como:

$$f_s = 1 - \left(\frac{T_f - T}{T_f - T_L} \right)^{\frac{1}{k_0 - 1}} \quad (2.4)$$

A Equação de Scheil assume que a liga libera o calor latente até que a temperatura eutética é atingida [Voss e Tsai, 1996]. O calor latente restante é liberado na temperatura eutética e a solidificação ocorre como se fosse um metal puro. Flemings [Flemings, 1974] afirma que sempre alguma quantidade de metal com concentração eutética é formada durante a solidificação fora do equilíbrio de uma liga, não importando a composição do soluto.

Em casos de existência da solução sólida intersticial, a hipótese de não haver difusão de retorno de soluto no sólido não pode ser mais assumida. Devido à elevada mobilidade atômica do soluto intersticial, é necessário quantificar as modificações do perfil de concentração de soluto em cada instante, levando-se em conta a difusão de retorno no sólido formado. Brody e Flemings [Brody e Flemings, 1966] propuseram a solução que leva em consideração a difusão no estado sólido, que é representada por:

$$f_s = \frac{1}{1 - 2\alpha k_0} \left[1 - \left(\frac{T_f - T}{T_f - T_L} \right)^{\frac{1 - 2\alpha k_0}{k_0 - 1}} \right] \quad (2.5)$$

Onde:

$$\alpha = \frac{D_s \cdot t_{SL}}{\lambda^2} \quad (2.6)$$

e: D_s : Difusividade do soluto no sólido;

t_{SL} : Tempo local de solidificação;

λ : Espaçamento interdendrítico local.

Clyne e Kurz [Clyne, 1981] propuseram uma modificação da *Solução de Brody e Flemings* de modo a satisfazer toda faixa de ' α ' (0 ao infinito). Estes autores desenvolveram uma solução aproximada, admitindo que o sólido constitua um sistema semi-infinito e que a curva de distribuição do soluto apresenta a forma exponencial. As expressões formuladas por Clyne e Kurz são:

$$f_s = \frac{1}{1 - 2\alpha' \cdot k_0} \left[1 - \left(\frac{T_f - T}{T_f - T_L} \right) \right]^{\frac{1 - 2\alpha' \cdot k_0}{k_0 - 1}} \quad (2.7)$$

Onde:

$$\alpha' = \alpha \cdot \left[1 - \exp\left(-\frac{1}{\alpha}\right) \right] - \frac{1}{2} \cdot \exp\left(-\frac{1}{2\alpha}\right) \quad (2.8)$$

Se ' α ' da Equação (2.6) tende a zero, esta se aproxima da Equação de Scheil, entretanto, quando a difusão no sólido é completa (α tendendo ao infinito), a composição de soluto no sólido deve se aproximar da equação de equilíbrio (Regra da Alavanca). Quando ' $\alpha = 1/2$ ', a Equação (2.8) já coincide com a equação de equilíbrio.

A precisão dos resultados da modelagem da solidificação exige a escolha correta do modo de liberação de calor latente no intervalo de solidificação. Os três métodos de liberação de calor latente, expostos anteriormente, são os mais utilizados atualmente na literatura. Entretanto, todos assumem aspectos idealizados em suas hipóteses de

formulação, fazendo com que não traduzam completamente a realidade da solidificação em determinados momentos do processo e/ou situações físicas. Vários são os fatores que podem ser mencionados como motivadores de diferenças na real distribuição do calor latente no intervalo de solidificação. Pode-se mencionar o tamanho do intervalo de solidificação e a intensidade da taxa de resfriamento.

Chen e outros [Chen, 1990] compararam os diferentes modos e liberação de calor latente em seu trabalho para um aço com 1% Cr (zona pastosa estreita, $T_L - T_S = 33,3 \text{ }^\circ\text{C}$) e Al-4,5% Cu (zona pastosa larga, $T_L - T_S = 136 \text{ }^\circ\text{C}$). Além da Equação de Scheil e da Regra da Alavanca, os autores ainda citam a liberação de calor de forma linear, Equação (2.9), muito usada no passado devido à simplicidade matemática, e a liberação de calor de forma quadrática, Equação (2.10). A Figura 2.2 mostra gráficos comparativos de perfis de temperatura em uma dada localização do metal em solidificação para os casos da liga Al-4,5%Cu.

$$f_s = \frac{T_L - T}{T_L - T_S} \quad (2.9)$$

$$f_s = 1 - \left(\frac{T_L - T}{T_L - T_S} \right)^2 \quad (2.10)$$

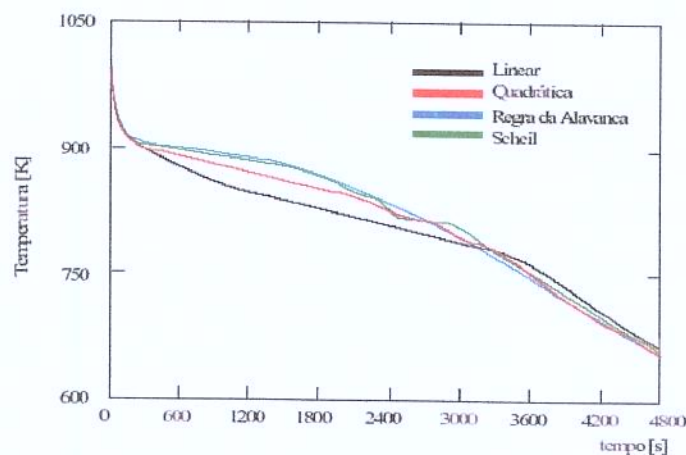


Figura 2.2: Comparação de perfis térmicos obtidos por diferentes modos de liberação de calor para a liga Al-4,5%Cu – gráfico adaptado [Chen, 1990]

McCartney e Wills [McCartney, 1988], também trabalhando na modelagem da solidificação da liga Al-4,5%Cu, utilizam a Equação de Scheil até certo ponto para depois incorporar o fenômeno do superesfriamento da ponta da dendrita, definido como a diferença entre a temperatura liquidus (T_L) e a temperatura da ponta da dendrita (T_D). O superesfriamento é influenciado por alguns fatores como o gradiente de temperatura, composição da liga e velocidade de deslocamento da ponta da dendrita [Burden, 1974]. Burden e Hunt [Burden, 1974] analisaram a difusão do soluto e a capilaridade na ponta da dendrita e elaboraram uma expressão experimental aproximada do superesfriamento:

$$\Delta T_D = \frac{G \cdot D_L}{\nu} + C_1 \cdot \nu^{0,5} \quad (2.11)$$

Onde: ΔT_D : Superesfriamento da ponta da dendrita;

D_L : Coeficiente de difusão do soluto no líquido;

C_1 : Constante de proporcionalidade do crescimento dendrítico, sendo $C_1=130\text{K}\cdot\text{s}^{0,5}/\text{m}^{0,5}$;

ν : Velocidade de deslocamento da dendrita em seu crescimento.

Para situações de baixo gradiente e altas velocidades, o primeiro termo da Equação (2.11) é desprezado e a equação reduz-se a:

$$\Delta T_D = C_1 \cdot \nu^{0,5} \quad (2.12)$$

A Equação de Scheil é interrompida na temperatura (T_D) e assim não é mais permitido que a Equação de Scheil prossiga até a temperatura *liquidus* (T_L). A fração de sólido presente à temperatura (T_D) é solidificada isotermicamente nesta temperatura [Wills e McCartney, 1992]. A Figura (2.3) mostra comparativamente a situação da dendrita nos casos real, Scheil e Scheil truncado.

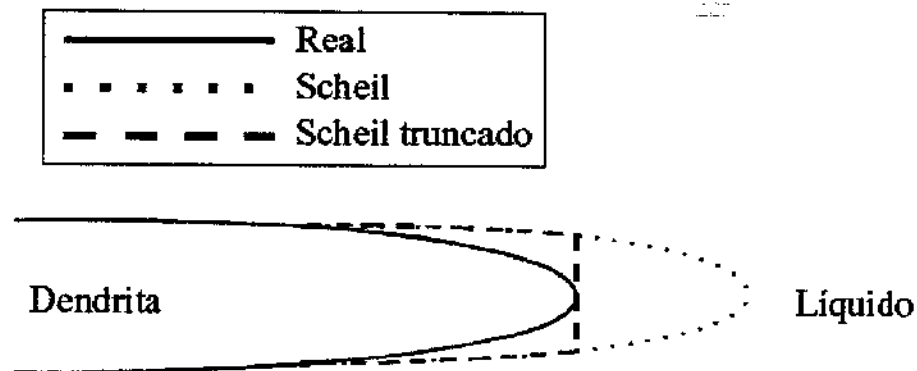


Figura 2.3: Diagrama esquemático mostrando comparativamente as formas real, Scheil e Scheil truncado – adaptado [Flood, 1987]

2.3. Coeficientes de Transferência de Calor

2.3.1. Interface Metal/Molde

A transferência de calor interfacial metal/molde, devido a sua importante influência na taxa ou velocidade de solidificação de fundidos, tem sido alvo de estudo de inúmeros pesquisadores. Vários trabalhos foram desenvolvidos objetivando caracterizar o mecanismo físico da transferência de calor entre as superfícies de contato metal e molde [Prates, 1972; Ho, 1984; Ho 1985].

Em geral, no início do processo de solidificação, uma fina camada de metal solidifica - se rente à parede do molde. À medida que o processo avança, ocorre o surgimento de um espaço interfacial separando o metal e o molde, conforme ilustrado na Figura 2.4. Entre os mecanismos que podem causar a formação e a dimensão deste “gap”, podem ser citados a interação do metal com o molde (contração do metal, expansão do molde), as transformações ocorridas no metal fundido e os efeitos da geometria do molde.

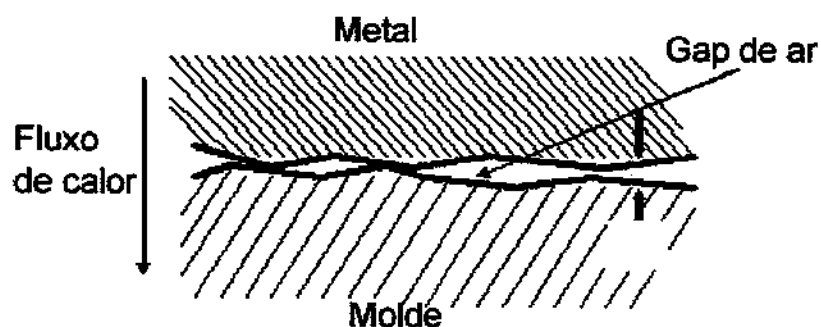


Figura 2.4: Ilustração da formação do “gap” na interface metal/molde

Com a formação do “gap” de ar nesta interface, o coeficiente de transferência de calor nessa região pode rapidamente decrescer, dificultando a retirada de calor na mesma e desacelerando o processo de solidificação do metal líquido. Baseados em trabalhos com ligas de alumínio e moldes permanentes, Prates e Biloni [Prates, 1972] propuseram um mecanismo para explicar a formação do “gap”, segundo o qual, a parede do molde, por mais lisa que seja, apresenta pequenas saliências, mesmo que a nível microscópico. Quando o metal líquido se aproxima da superfície interna do molde, o primeiro contato se dá nos picos dessas saliências, que estão a uma temperatura bem abaixo do metal líquido, causando a formação de pequenos núcleos de solidificação nesses locais. Ao mesmo tempo, a tensão superficial do metal líquido impede que o restante do metal que se solidifica alcance os vales das asperezas superficiais, armazenando nestes, os gases liberados devido ao processo de solidificação.

A estrutura, e consequentemente as propriedades de uma peça fundida, dependem das condições térmicas durante a solidificação, ou mais precisamente das taxas de resfriamento, que por sua vez dependem da resistência térmica metal/molde, sendo esta última dada pela relação:

$$R_i = \frac{1}{h_i} \quad (2.13)$$

Onde: h_i : Coeficiente de transferência de calor metal/molde

O valor de h_i depende da maior ou menor afinidade físico-química do metal líquido com o material do molde (molhabilidade), do superaquecimento do metal líquido e das condições de acabamento da superfície interna do molde: sua rugosidade, camada de óxido, recobrimentos isolantes, etc. A tendência é que esse valor inicial seja relativamente alto, principalmente porque a pressão metalostática exercida sobre a camada solidificada inicialmente, ajuda a assegurar um bom contato térmico.

Com a evolução da solidificação, a contração volumétrica que a acompanha vai gradativamente vencendo a pressão metalostática e, conseqüentemente, o metal vai perdendo contato efetivo com o molde e criando uma separação física entre ambos (formação do “gap”). Essa separação traz como conseqüência uma maior dificuldade de transportar o calor liberado pela transformação líquido/sólido em direção ao molde, cujo principal papel, além de conferir uma forma à peça, é o de ser um absorvedor de calor [Ho, 1984; Ho, 1985; Reddy, 1993].

A maior ou menor importância da resistência térmica metal/molde ($R_i=1/h_i$) depende de uma análise do conjunto de resistências térmicas atuantes no sistema metal/molde. A resistência térmica do molde é dada por:

$$R_m = \frac{x_m}{k_m} \quad (2.14)$$

Onde: x_m : Espessura da parede do molde [m];

k_m : Condutividade térmica do molde [W/mK].

A resistência térmica da camada solidificada é:

$$R_s = \frac{S}{k_s} \quad (2.15)$$

Onde: S : Camada solidificada [m];

k_s : Condutividade térmica do metal sólido [W/mK].

As Equações 2.14 e 2.15 permitem a análise de dois casos limites, onde o valor da resistência térmica metal/molde pode ser desprezada no circuito térmico completo do

sistema de fundição. No caso de moldes refratários, os baixos valores da condutividade térmica implicam em $R_m \gg R_i$, e no caso de peças de grande porte, como por exemplo lingotes de aço de várias toneladas, o valor de S na Equação 2.15 é tão significativo que implica em $R_s \gg R_i$. Por outro lado, na medida em que cresce a difusividade térmica do metal e diminui a espessura da parede da peça, cresce também a importância da resistência térmica metal/molde até que sejam atingidas condições limites onde a solidificação é praticamente controlada por essa resistência térmica (R_i). Nessas condições, na análise de peças de espessuras médias ou finas de ligas de Cobre ou ligas de Alumínio, é fundamental que se tenham condições de caracterizar o melhor possível essa resistência na interface.

Experimentos comprovam que quanto maior a pressão metalostática, maior é a transferência de calor no molde. No caso do lingotamento contínuo, esta pressão gera maior tensão de atrito metal/molde, gerando instabilidade podendo ocasionar *breakouts (ruptura da casca sólida com conseqüente vazamento do metal líquido)* [Toothill, 1983]. Estudos feitos por Nishida e Matsubara [Nishida e Matsubara, 1976], comprovam o efeito da pressão na transferência de calor na interface metal/molde, utilizando-se de aplicações de cargas no metal líquido. Estudos feitos em processo de fundição em molde permanente [Davies, 1980] mostram a discrepância no comportamento do fluxo de calor durante a aplicação da pressão, quando o metal está líquido e, posteriormente, quando está solidificado sem a carga e com *gap* de ar formado.

Haddad et al [2001], desenvolveu um modelo numérico para determinar a velocidade de formação e a espessura de *gap* de ar durante o processo de transferência de calor, baseado na contração do material, conforme a equação a seguir:

$$V = \left(\frac{\rho_s - \rho_L}{\rho_L} \right) \frac{ds}{dt} \quad (2.16)$$

Onde: V : Velocidade de formação do *gap*;

ρ_s : Massa específica no estado sólido;

ρ_L : Massa específica no estado líquido;

s: Espessura solidificada;

t: Tempo

A determinação do coeficiente de transferência de calor metal molde, pode ser realizada através das diferentes metodologias:

- Manipulação de dados da cinética de solidificação;
- Medidas do espaçamento dendrítico secundário;
- Medidas de temperatura e vazão em moldes refrigerados;
- Confronto teórico/experimental de perfis de temperatura.

2.3.1.1. Determinação de h_i através da Manipulação de Dados da Cinética de Solidificação

Como a velocidade do processo de solidificação depende, principalmente na fase inicial do processo, da resistência térmica metal/molde, é de se esperar que resultados experimentais da cinética do processo possam ser utilizados na determinação de h_i . A primeira camada solidificada, quando o metal líquido encontra a parede fria do molde, é formada em condições típicas de solidificação dominada pela interface, o que permite que nesses instantes iniciais o balanço térmico que se segue possa descrever o fluxo de calor na interface metal/molde, em ausência de superaquecimento no metal líquido:

$$h_i(T_f - T_o) = L \cdot \rho_s \cdot \frac{dS}{dt} \quad (2.17)$$

onde: T_f = Temperatura de fusão do metal [K];
 T_o = Temperatura ambiente ou inicial do molde [K];
 L = Calor latente de fusão [J/kg K];
 ρ_s = Densidade do metal sólido [kg/m³];
 dS = Espessura infinitesimal de sólido formada [m]
 t = Tempo [s].

A Equação 2.17 pode ser rearranjada na forma:

$$\frac{dt}{dS} = \frac{L \cdot \rho_s}{h_i(T_f - T_0)} \quad (2.18)$$

É evidente que o valor de hi obtido desta maneira é o que ocorre fisicamente nesses instantes iniciais do processo de solidificação. Entretanto, se ocorrer uma linearidade no lançamento gráfico dos dados de cinética na forma t/S contra S , isso indicará que hi permaneceu constante durante a solidificação. É o caso da solidificação unidirecional vertical ascendente em moldes refrigerados ou coquilhas, onde a contração volumétrica que acompanha a transformação líquido/sólido provoca um descolamento da peça das paredes laterais isoladas do molde, enquanto o peso próprio do fundido ajuda a manter o contato térmico com a parede do molde responsável pelo resfriamento. Garcia e Prates, utilizando um modelo analítico baseado em um sistema virtual, tratam a resistência térmica metal/molde como se essa se comportasse como uma camada de metal solidificado, e considerando o contato perfeito entre as superfícies, calculam a transferência de calor por condução no sistema virtual, determinando assim o perfil térmico do sistema real. Analisando os resultados obtidos pelo modelo para o caso de alumínio puro, apresentam valores de $hi = 4100 \text{ W/m}^2\text{K}$ para Alumínio solidificado contra uma superfície de aço polido e $hi = 600 \text{ W/m}^2\text{K}$ para o molde com uma película de recobrimento isolante à base de Alumina [Garcia, 1978 A]. Com os valores de h_i determinados, compararam os perfis térmicos gerados pelo modelo com as curvas experimentais da liga solidificada unidirecionalmente, comprovando a eficiência do tratamento matemático proposto pelos autores. Para a solidificação de ligas de Alumínio, a mesma técnica foi utilizada admitindo-se, entretanto, que a temperatura de fusão corresponderia à temperatura na qual a fração solidificada (f_s) fosse igual a 0,5. Nessas condições, para solidificação da liga Al-4,5Cu obtiveram-se valores de $hi = 4.400 \text{ W/m}^2\text{K}$ para molde de aço polido e $hi = 1.700 \text{ W/m}^2\text{K}$ para o caso de utilização de recobrimento isolante na superfície interna do molde também à base de Alumina [Garcia, 1983].

Outra proposta para determinar o valor de h_i foi apresentada por Robertson e Fascetta [Robertson, 1977] utilizando a Solução de Schwarz, a qual possibilita calcular a

temperatura da interface metal/molde. A solução de Schwarz considera contato perfeito entre as superfícies e molde semi-infinito com temperatura uniforme. Como para casos reais, o contato não é perfeito, introduziram a idéia da formação de um filme (resistência) entre metal e molde, conforme a Figura 2.5.

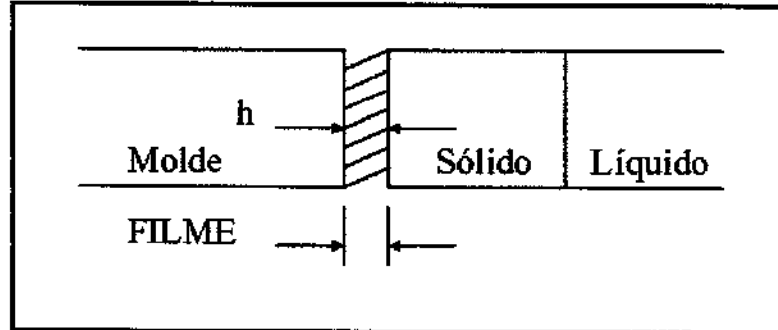


Figura 2.5: Esquema idealizado para o sistema metal/molde [Robertson, 1977].

Calculando o valor de T_i , dado pela equação 2.19:

$$T_i = \left[T_f + \frac{k_1}{k_2} \left(\frac{K_2}{K_1} \right)^{\frac{1}{2}} T_m \cdot \text{erf}(\lambda) \right] / \left[1 + \frac{k_1}{k_2} \left(\frac{K_2}{K_1} \right)^{\frac{1}{2}} \text{erf}(\lambda) \right] \quad (2.19)$$

onde: T_m : Temperatura inicial do molde em $t=0$;

T_f : Temperatura de fusão da liga;

k_1, k_2 : Condutividade térmica do molde e do metal;

K_1, K_2 : Difusividade térmica no molde e no metal;

erf : Função erro;

λ : Raiz da equação transcendental, dada por:

$$\lambda e^{\lambda^2} \left[\frac{k_2}{k_1} \left(\frac{K_1}{K_2} \right)^{\frac{1}{2}} + \text{erf}(\lambda) \right] - \frac{c_2 T_f}{\pi^{\frac{1}{2}} L} = 0 \quad (2.20)$$

Onde: c_2 : Calor específico do metal

Supõe-se que essa temperatura aja sobre as duas superfícies, atuando sobre os filmes com condutâncias térmicas (h_1 e h_2) diferentes, Figura 2.6, determinando assim os valores desses coeficientes através da analogia de resistências térmicas à passagem de calor.

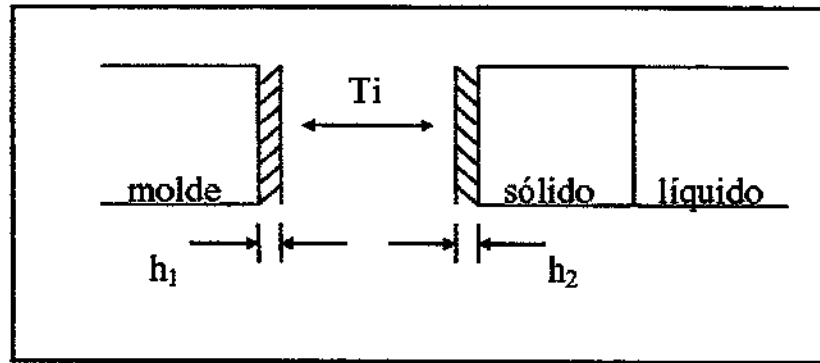


Figura 2.6: Sistema metal/molde Separado em dois problemas distintos [Robertson, 1977]

O valor de h total é, então, calculado pela Relação:

$$h = \left(\frac{1}{h_1} + \frac{1}{h_2} \right)^{-1} \quad (2.21)$$

possibilitando calcular o valor das temperaturas em função da posição e do tempo.

2.3.1.2. Determinação de h_1 através de Medidas do Espaçamento Dendrítico Secundário

Uma maneira indireta de determinação do coeficiente de transferência de calor metal/molde consiste no levantamento metalográfico dos espaçamentos dendríticos secundários a partir da superfície da peça, e sua correlação com parâmetros térmicos da solidificação e leis de crescimento dendrítico. A literatura apresenta uma série de modelos de crescimento dendrítico, o qual pode ser expresso de forma generalizada por [Garcia, 1983]:

$$\lambda_2 = C t_{SL}^n \quad (2.22)$$

Onde: C, n : Constantes que dependem da liga considerada;

λ_2 : Espaçamento dendrítico secundário [μm].

O tempo local de solidificação é definido como a diferença entre o tempo de passagem da isoterma *solidus* e o tempo de passagem da isoterma *liquidus* por um determinado ponto da peça em solidificação, ou quando os parâmetros térmicos do processo de solidificação são obtidos através da consideração de frente sólido/líquido plana, pode-se definir t_{SL} como:

$$t_{SL} = \frac{\Delta T_{SL}}{\dot{T}} \quad (2.23)$$

onde: ΔT_{SL} = Intervalo de solidificação [K];

$\dot{T}$ = Taxa de resfriamento do sólido junto à interface sólido/líquido [K/s].

A figura 2.7 ilustra o mecanismo de deslocamento das isotermas.

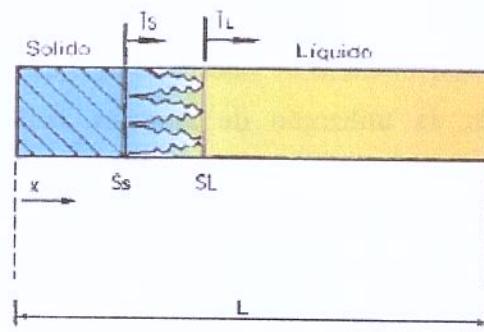


Figura 2.7: Desenho esquemático mostrando o deslocamento das isoterma *solidus* e *liquidus* ao longo de um elemento de volume L. T_L : isoterma *liquidus*, T_S : isoterma *solidus*.

A taxa de resfriamento pode ser decomposta em:

$$\left(\frac{dT}{dt} \right)_{x=S} = \left(\frac{dT}{dx} \right)_{x=S} \left(\frac{dx}{dt} \right)_{x=S} \quad (2.24)$$

ou

$$\dot{T} = G V \quad (2.25)$$

onde: G : Gradiente térmico no sólido [K/m];

V : Velocidade de solidificação [m/s];

x : Distância a partir da superfície da peça [m].

Na ausência de superaquecimento no metal líquido, tem-se:

$$k_s \cdot G = L \cdot \rho_s \cdot V \quad (2.26)$$

e a combinação das equações (3.11) e (3.12), conduz a :

$$\dot{T} = \frac{L \cdot \rho_s \cdot V^2}{k_s} \quad (2.27)$$

A partir de medidas experimentais de λ_2 , modelos de crescimento dendrítico do tipo da Equação 2.22 permitem a determinação de valores de t_{SL} , que por sua vez permitem que hi seja determinado através da utilização de modelos analíticos ou numéricos de solidificação, de acordo com a sequência esquemática mostrada na Figura 2.8. A literatura mostra um exemplo de aplicação desse tipo de método na solidificação da liga Al-4,5%Cu em uma lingoteira de aço carbono. Os resultados indicaram um valor inicial de $hi = 2500$ W/m²K e que após a completa formação do “gap”, cai para cerca de 1000 W/m²K [Caram, 1995].

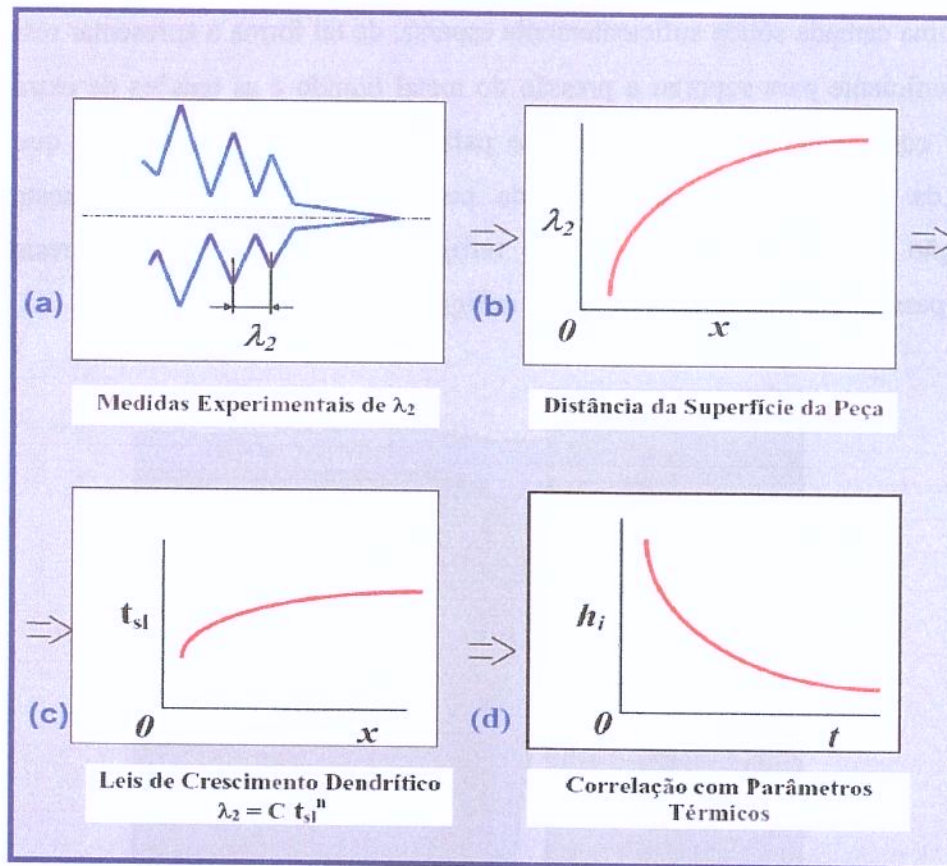


Figura 2.8: Sequência de determinação experimental de h_i a partir de valores de λ_2 . (A) metalografia e medidas de λ_2 por microscopia óptica. (B) Variação de λ_2 da superfície ao centro da Peça. (C) Variação de t_{SL} da superfície ao centro da peça e (D) Determinação de h_i a partir de valores de t_{SL} utilizando-se modelos matemáticos de solidificação.

2.3.1.3. Determinação de h_i através de Medidas de Temperatura e Vazão em Moldes Refrigerados

A aplicação tecnológica mais importante de moldes refrigerados consiste no resfriamento primário do processo de lingotamento contínuo de metais. A caracterização de um coeficiente global de transferência de calor entre a superfície do metal e o meio de refrigeração (h_g), é fundamental para que se possa analisar a evolução da solidificação nesses tipos de molde.

No caso específico dos moldes refrigerados dos equipamentos de lingotamento contínuo de aços, esse coeficiente deve ser tal que permita que na saída do molde o lingote

apresente uma camada sólida suficientemente espessa, de tal forma a apresentar resistência mecânica suficiente para suportar a pressão do metal líquido e as tensões de extração do lingote. O coeficiente h_g é um importante parâmetro de projeto, uma vez que é um indicador da quantidade de calor extraída pelo molde. A Figura 2.9 mostra uma representação esquemática de um molde refrigerado, contendo todas as resistências térmicas à passagem de calor até o fluido de refrigeração.

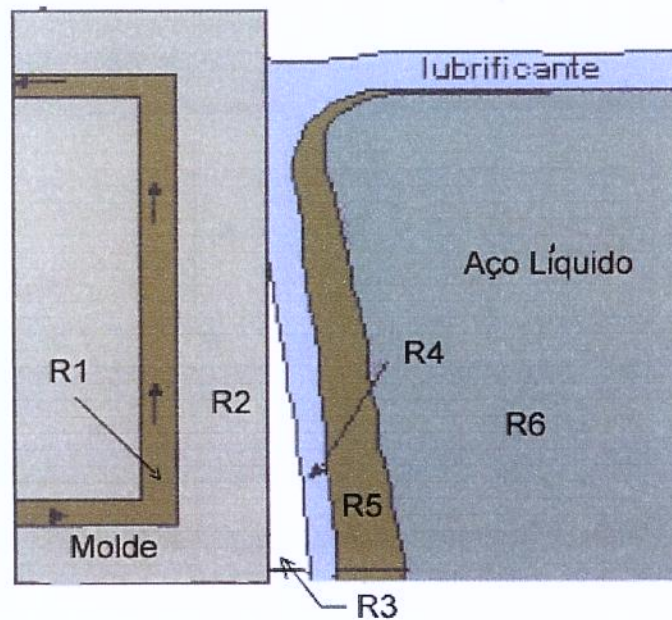


Figura 2.9: Resistências térmicas do sistema metal/molde refrigerado.

A resistência térmica global R_g ($R_g = 1/h_g$) desde a superfície do lingote até o meio de refrigeração, pode ser expressa por:

$$R_g = \sum_{i=1}^4 R_i \quad (2.28)$$

Onde R_1 ($R_1 = 1/h_g$) é a resistência térmica entre o fluido de refrigeração e a superfície do molde e h_1 pode ser calculado por [Irving, 1967]:

$$\frac{h_1 l}{k_f} = 0,023(Re)^{0,8} (Pr)^{0,4} \quad (2.29)$$

ou

$$h_1 = \frac{k_f}{l} 0,023 \left(\frac{\rho_f w l}{\eta_f} \right)^{0,8} \left(\frac{c_f \eta_f}{k_f} \right)^{0,4} \quad (2.30)$$

Onde: Re: Número de Reynolds;

Pr: Número de Prandtl;

k_f : Condutividade térmica do fluido de refrigeração [W/mK];

c_f : Calor específico [J/kgK];

ρ_f : Massa específica [kg/m³];

η_f : Viscosidade [kg/ms];

w: Velocidade do fluido de refrigeração [m/s];

l: Largura ou diâmetro do canal de refrigeração [m].

A resistência R_2 é a que leva em consideração a espessura da parede do molde, e é dada pela mesma relação apresentada na Equação (3.1).

A resistência R_3 é decorrente da formação do “gap” de ar e é expressa por:

$$R_3 = \frac{1}{h_k + h_r} \quad (2.31)$$

sendo,

$$h_k = \frac{\delta_g}{k_g} \quad (2.32)$$

e

$$h_r = \sigma \cdot \varepsilon \cdot (T_{is} + T_{im})(T_{is}^2 + T_{im}^2) \quad (2.33)$$

Onde: h_k : Condutância térmica devido à condução no “gap” [W/m²K];

h_{rad} : Condutância térmica devido à radiação no “gap” [W/m²K];

δ_g : Espessura do “gap” [m];

k_g : Condutividade térmica do fluido que preenche o “gap” [W/mK];

σ : Constante de Stefan-Boltzman = 5,67. 10⁻⁸ [W/m²K⁴];

ε :Emissividade;

T_{is} : Temperatura da superfície do lingote [K];

T_{im} : Temperatura da superfície interna do molde [K].

Existem duas grandes dificuldades que impedem uma avaliação precisa desta resistência térmica. A primeira consiste no desconhecimento da evolução do “gap” ao longo do processo, e a segunda, no desconhecimento das características físicas precisas dos gases que preenchem o “gap”.

A resistência térmica R_4 deve-se à camada de lubrificante ou de escória entre o lingote e o molde, e é dada por:

$$R_4 = \frac{\delta_l}{k_l} \quad (2.34)$$

onde: δ_l : Espessura da camada de lubrificante [m];

k_l : Condutividade térmica do lubrificante [W/mK].

As resistências R_3 e R_4 são as mais significativas, mas, de qualquer forma, a dificuldade de avaliá-las independentemente faz com que a determinação da resistência térmica global (h_g) constitua o procedimento mais adequado.

Um balanço térmico apropriado permite que se estabeleça a seguinte relação:

$$h_g A (T_{is} - T_o) = \dot{m} c_f (T_{fs} - T_{fe}) \quad (2.35)$$

ou

$$h_g = \frac{\dot{m} c_f (T_{fs} - T_{fe})}{A (T_{is} - T_o)} \quad (2.36)$$

Onde: A : Área de troca térmica [m²];

T_o : Temperatura média do fluido de refrigeração [K];

T_{fe} : Temperatura do fluido na entrada do circuito de refrigeração [K];

T_{fs} : Temperatura do fluido na saída do circuito de refrigeração [K];

$\dot{m}$: Vazão do fluido de refrigeração [kg/s].

As medidas experimentais de T_{is} , T_o , $\dot{m}$, T_{fs} e T_{fe} permitem a determinação de valores de $h_g = f(t)$ em qualquer sistema de fundição com molde refrigerado. No caso de lingotamento contínuo, a movimentação do lingote em relação ao molde impede a determinação experimental de T_{is} , que deve, portanto, ser obtido indiretamente através de modelos matemáticos de solidificação, para então permitir a avaliação de h_g . Algumas medidas experimentais de h_g para a liga Al-4,5%Cu em moldes estáticos de Cobre refrigerados a água, revelaram uma variação nos valores máximos de h_g entre 4500 W/m² K e 3500 W/m² K para a superfície interna do molde polida e “gap” preenchido respectivamente por Hélio e Ar [Quaresma, 1986].

2.3.1.4. Determinação de h_i através do Confronto Teórico/Experimental de Perfis de Temperatura

Outra forma indireta de determinação da condutância térmica metal/molde consiste em mapear experimentalmente as temperaturas em determinados pontos do molde e da peça ao longo da solidificação e, posteriormente, confrontar os perfis de temperatura ou curvas de resfriamento experimentais com as curvas teóricas simuladas através de um modelo numérico de solidificação, que tenha sido devidamente aferido previamente. A Figura 2.10 ilustra uma seqüência deste procedimento onde se mostra a possibilidade de determinação para a condutância térmica metal/molde, tanto de valores médios, quanto valores variáveis com o tempo.

Esse método de determinação de h_i , em função da atual maior disponibilidade de ferramentas numéricas e de facilidades computacionais, é extremamente conveniente, principalmente quando se dispõe de um sistema de aquisição de dados para o monitorização experimental das temperaturas [Ho, 1985; Krishnan, 1996].

Dentre os métodos citados neste trabalho, esse é o único que permite também avaliar os coeficientes de transferência de calor nas zonas de resfriamento por “sprays” dos equipamentos de lingotamento contínuo [Spim, 1995 B].

Vários estudos foram desenvolvidos baseados nessa metodologia objetivando determinar a influência de fatores, como pressão, na formação do “gap” de ar na interface, chegando a conclusão de que quando se aplica pressão sobre o fundido, o contato entre as superfícies permanece perfeito, mantendo um valor de h_i elevado durante todo o processo [Nishida, 1976; Davies, 1980].

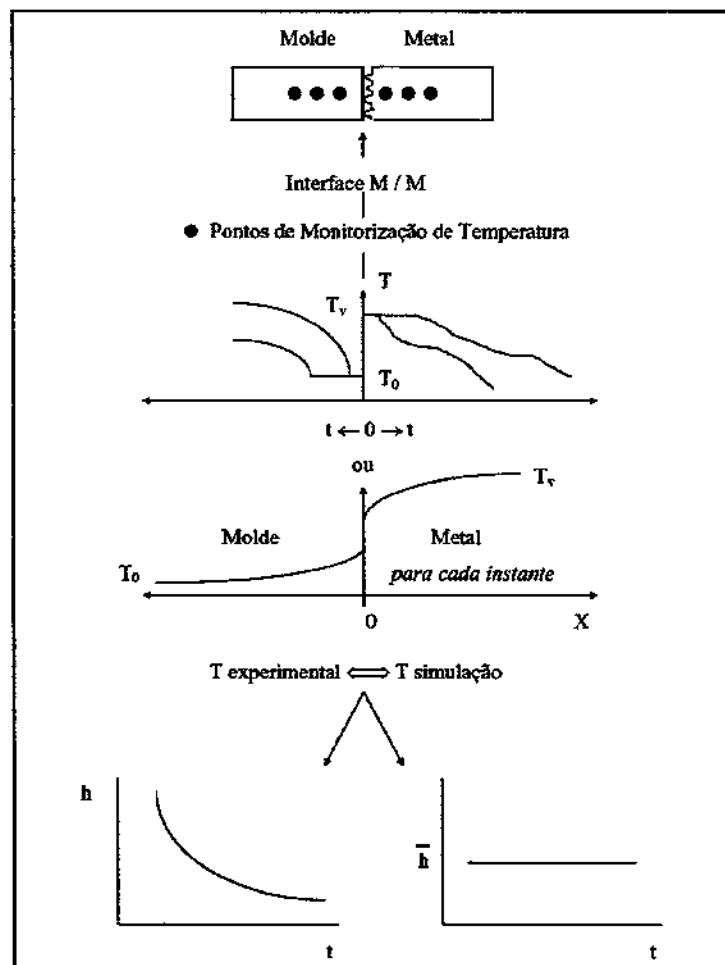


Figura 2.10: Esquema do procedimento de determinação de h_i através do confronto de temperaturas experimentais e simuladas.

Para o caso da pressão exercida pelo peso próprio do metal em solidificação, estudos foram efetuados para um molde cilíndrico horizontal [Huang, 1991], onde através dos resultados gerados por um modelo que determina o perfil do sistema de fundição com o aumento do “gap” em função da contração do metal, concluíram que o contato térmico na

parte inferior do cilindro é melhor devido ao efeito da gravidade (peso do metal), perdendo eficiência da base para o topo, como visto na Figura 2.11, diminuindo assim o valor de h_i .

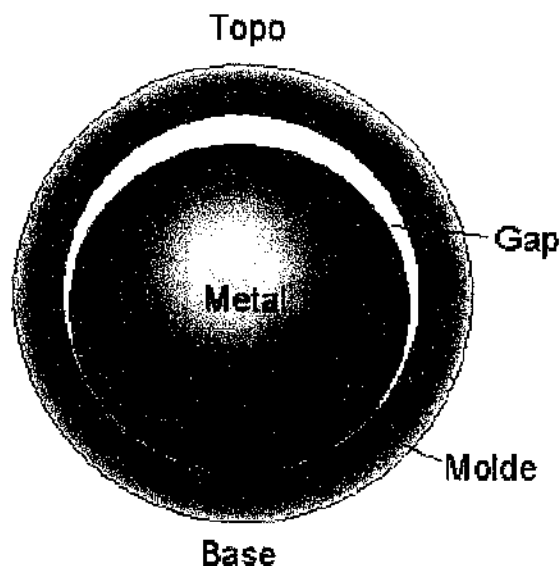


Figura 2.11: Variação do “Gap” ao longo da seção transversal de um sistema/metal molde cilíndrico horizontal

2.3.2. Interface Molde/Ambiente

Na maioria das abordagens analíticas da solidificação é comum tratar-se o molde como sendo semi-infinito, ou seja, a temperatura da superfície externa do mesmo não apresenta variação durante todo o processo de solidificação, mantendo-se em equilíbrio com a temperatura ambiente. Porém na prática, isto raramente acontece, já que a temperatura externa da parede do molde aumenta consideravelmente durante o processo, principalmente em coquilhas. Isso se deve ao fato de se utilizar moldes com paredes não muito espessas, objetivando reduzir custos do material para a sua confecção.

A Figura 2.12 mostra um esquema dos diferentes perfis de temperaturas para sistemas molde/ambiente em função da variação da espessura e do tipo de molde utilizado.

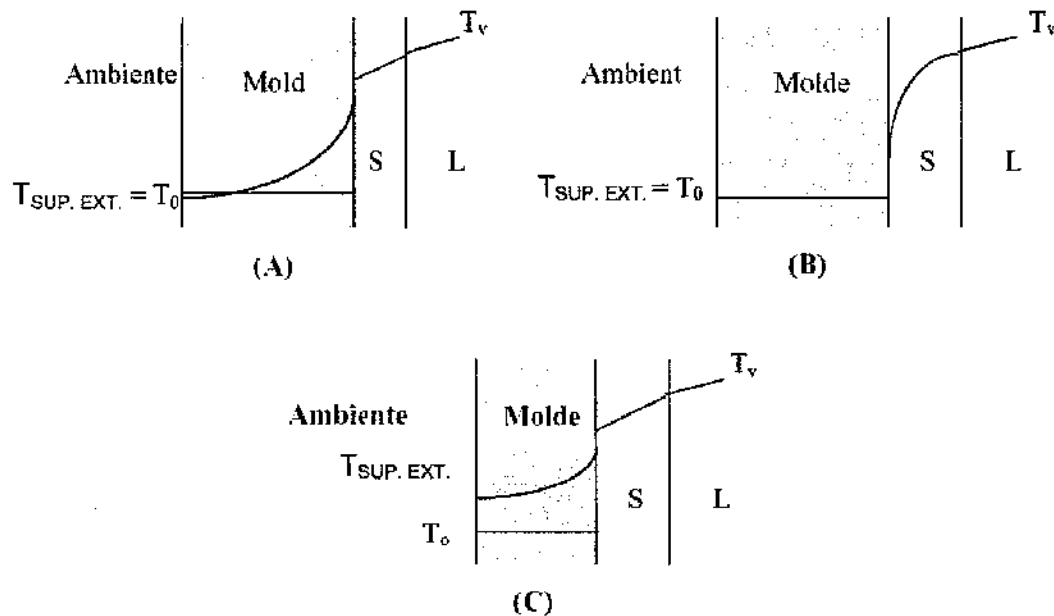


Figura 2.12: Distribuição da temperatura através do molde: (A) Molde semi-infinito, (B) molde refrigerado, (C) Molde com parede de espessura fina apresentando variação na temperatura da superfície da parede externa.

Como a temperatura da parede externa do molde não permanece igual à temperatura ambiente, é de se esperar uma variação nas taxas de transferência de calor por radiação e convecção para com o meio ambiente. Admitindo-se que a temperatura da superfície da parede externa do molde pode ser monitorizada, pode-se calcular a taxa de transferência de calor dessa superfície para o meio ambiente. Os mecanismos de transferência de calor que ocorrem na interface molde/ambiente podem ser vistos na Figura 2.13, onde se destaca a ação conjunta da radiação e da convecção atuando sobre a parede do molde. Porém, para determinar essas taxas, torna-se necessário conhecer os coeficientes de transferência de calor atuantes no processo, tanto para a radiação como para a convecção.

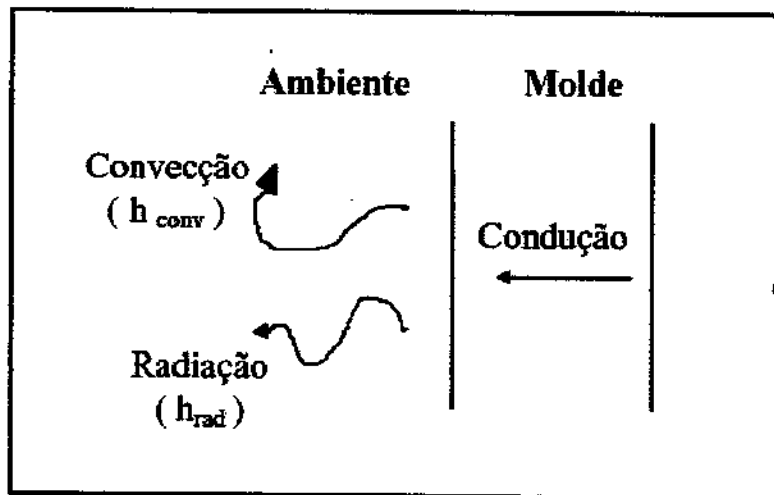


Figura 2.13: Mecanismos de transferência de calor na interface molde/ambiente.

Para a interface molde/ambiente, pode-se estimar com cálculos analíticos o valor de h_{amb} , dado por:

$$h_{amb} = h_{rad} + h_{conv} \quad (2.37)$$

Onde: h_{amb} : Coeficiente de transferência de calor no resfriamento da interface molde/ambiente [$W/m^2.K$];

h_{rad} : Coeficiente de transferência de calor por radiação [$W/m^2.K$];

h_{conv} : Coeficiente de transferência de calor por convecção [$W/m^2.K$];

Para o cálculo do coeficiente radioativo tem-se que:

$$h_{rad} = \sigma \cdot \varepsilon \cdot (T_s + T_0) \cdot (T_s^2 + T_0^2) \quad (2.38)$$

Onde: σ : Constante de Stefan-Boltzmann;

ε : Emissividade radioativa da superfície do corpo (= 0,8 para o aço e 0,023 para o cobre) [Holman, 1983];

T_s : Temperatura da superfície do corpo [K];

T_0 : Temperatura do fluido de refrigeração, no caso o ar [K].

Para o cálculo do coeficiente convectivo, tem-se:

$$h_{conv} = \frac{k.Nu}{\chi} \quad (2.39)$$

Sendo

$$Nu = C.(Gr.Pr)^n \quad (2.40)$$

$$Gr = \frac{g.\gamma.\rho^2.\chi^3.(T_s - T_0)}{\eta^2} \quad (2.41)$$

$$Pr = \frac{\eta.c}{k} \quad (2.42)$$

Onde: Nu: Número de Nusselt;

Gr: Número de Grashof;

Pr: Número de Prandtl.

e: η : Viscosidade do fluido de refrigeração [kg/m.s];

c: Calor específico do fluido [J/kg.K];

ρ : Massa específica do fluido [kg/m³];

k: Condutividade térmica do fluido [W/m.K];

χ : Dimensão que se refere à distância percorrida pelo fluido de refrigeração ao passar pela superfície do corpo [m];

g: Aceleração da gravidade [9,81 m²/s];

γ : Coeficiente de expansão térmica volumétrica, que, para o caso de gases, pode ser aproximado como $\gamma = \frac{1}{T_0}$ [K⁻¹].

Para um estudo onde o fluxo do fluido pode ser considerado laminar e a superfície do corpo está na posição vertical, considera-se para o cálculo do número de Nusselt $C = 0,59$ e $n = 1/4$.

2.4. Variáveis Térmicas na Solidificação

2.4.1. Taxa de resfriamento ($\dot{T}$)

A taxa de resfriamento ($\dot{T}$) junto à isoterma *liquidus* é definida como a inclinação da curva de resfriamento no momento da passagem pela temperatura *liquidus*:

$$\dot{T} = \frac{\partial T_L}{\partial t} = \left(\frac{\partial T_L}{\partial x} \right)_{x=S_L} \left(\frac{\partial x}{\partial t} \right)_{x=S_L} \quad (2.43)$$

Onde $\frac{\partial T_L}{\partial x}$ e $\frac{\partial x}{\partial t}$ são, respectivamente, o gradiente de temperatura junto a isoterma *liquidus* e a velocidade de deslocamento desta isoterma, logo:

$$\dot{T} = G_L V_L \quad (2.44)$$

2.4.2. Gradiente de Temperatura (G_L):

O gradiente térmico junto à isoterma *liquidus* pode ser definido através da seguinte expressão:

$$G_L = \left(\frac{\partial T_L}{\partial x} \right) \quad (2.45)$$



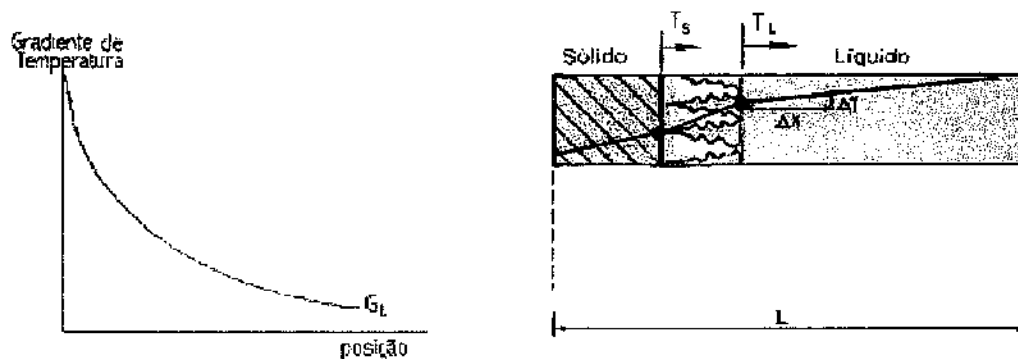


Figura 2.14: Desenho esquemático mostrando um gráfico do gradiente de temperatura à frente da isoterma *liquidus* em função da posição.

2.5. Parâmetros Estruturais

Em operações industriais de fundição e lingotamento, a possibilidade de implantação de uma ampla gama de condições operacionais tem como decorrência direta a geração de uma diversidade de estruturas de solidificação. Parâmetros estruturais como tamanho de grão e espaçamentos interdendríticos são bastante influenciados pela taxa local de resfriamento e, conseqüentemente, com gradiente de temperatura e velocidade de solidificação, resultando em uma correlação estreita entre o comportamento térmico do sistema metal/molde durante a solidificação e a microestrutura resultante [Quaresma, 2000; Osório, 2002].

2.5.1. Macroestruturas de Solidificação

Os processos de solidificação, de maneira geral, começam com uma etapa de nucleação e seguidos de uma etapa de crescimento quando as condições termodinâmicas são favoráveis [Form e Wallace, 1960]. As fases resultantes das transformações são função da nucleação, do crescimento ou pela combinação de ambas [Boettinger 2000]. Geralmente, a solidificação conduz a macroestruturas de três tipos morfológicos característicos, coquilhada, colunar e equiaxial [Kurz et al, 2001]. Na revelação macroestrutural de lingotes, comumente encontra-se estas diferentes estruturas distribuídas de uma forma bem característica, conforme mostra a Figura 2.15 de uma seção cilíndrica. A região periférica em contato direto com o molde formada por grãos equiaxiais de granulometria reduzida

está associada às altas taxas de resfriamento oriundas da elevada diferença de temperatura entre o molde e o metal [Kurz, 1984]. Estes pequenos grãos de orientação randômica são nucleados a partir da parede do molde e constituem a zona coquilhada. Segue-se o crescimento de uma região intermediária de grãos alongados unidirecionalmente denominados colunares orientados na direção do fluxo de calor [Kurz, 2001] e por fim, uma região central de grãos equiaxiais de tamanho maior em relação aos da região coquilhada.

Diversos pesquisadores [Hunt, 1984; Mahapatra e Weinberg, 1987; Ziv e Weinberg, 1989; Siqueira, 2003], têm feito estudos sobre os parâmetros térmicos que influenciam na transição colunar/equiaxial. Basicamente são definidos três mecanismos que induzem a transição colunar/equiaxial: sobrevivência dos cristais coquilhados no centro do banho (mecanismo do *Big Bang*), mecanismo de nucleação na superfície livre do banho e rompimento das dendritas [Biloni, 1970; Ohno, 1988].

Nem sempre todas as zonas estão presentes e a estrutura pode ser, por exemplo, completamente colunar ou completamente equiaxial. Como as propriedades mecânicas dependem da estrutura, é evidente a importância do conhecimento dos parâmetros que controlam a formação macroestrutural na solidificação.

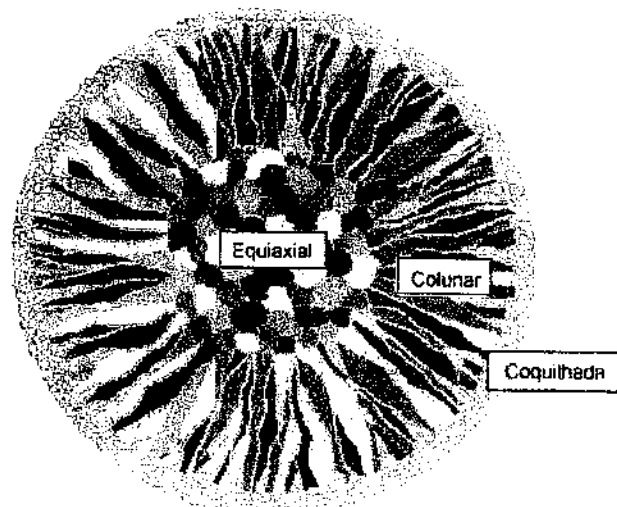


Figura 2.15: Esquema da macroestrutura de um lingote com extração de calor radial indicando as zonas coquilhada, colunar e equiaxial.

CAPÍTULO 3

MODELAGEM MATEMÁTICA NA SOLIDIFICAÇÃO

3.1. Considerações Iniciais

Antes do advento dos computadores, os modelos matemáticos de simulação do fenômeno da solidificação eram baseados em técnicas analíticas e abordagens experimentais. Na década de 80, a informática iniciou seu desenvolvimento acelerado com a criação de microprocessadores mais velozes e possantes, juntamente com periféricos de armazenamento de dados de grande capacidade e de rápido acesso de leitura. A aplicação de modelos matemáticos baseados em técnicas numéricas aumentou desde então, utilizando como ferramenta de cálculo o computador e linguagens de programação cada vez mais próximas da linguagem humana. Os métodos numéricos mais explorados são: o método de Monte Carlo, método dos elementos finitos (M.E.F.) e o método das diferenças finitas (M.D.F.). O sistema de lingotamento contínuo rotativo em análise será modelado baseando-se em equações diferenciais cuja solução será aproximada pelo método das diferenças finitas.

A equação básica de todos os modelos de solidificação é a Equação Geral da Condução de Calor:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k(x) \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k(y) \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k(z) \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \dot{q} \quad (3.1)$$

onde:

- k : Condutividade térmica; [W/m.K]
- c : Calor específico; [J/kg.K]
- ρ : Densidade; [kg/m³]
- q : Geração de calor;
- T : Temperatura; [K]
- t : Tempo; [s]
- x,y,z : Coordenadas cartesianas; [m]

Para o caso unidimensional sem o termo da geração de calor, a Equação (3.1) reduz-se para:

$$\rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[k(x) \frac{\partial T}{\partial x} \right] \quad (3.2)$$

3.2. O Método das Diferenças Finitas (M.D.F.)

No Método das Diferenças Finitas, o meio físico é acoplado por uma malha formada por elementos discretos de lados Δx , e o tempo é dividido em intervalos Δt . De acordo com este método, cada elemento possui uma temperatura uniforme em seu interior. A equação diferencial da condução de calor é substituída por outra equivalente, porém aproximada, que pode ser obtida através da Série de Taylor ou do balanço de energia. Dependendo da maneira em que os termos de diferenças finitas são derivados, diferentes formas de equações de diferenças finitas são obtidas. Em todos os casos, o objetivo da formulação das diferenças finitas é o mesmo: a partir do conhecimento das temperaturas de todos os elementos, calculam-se novas temperaturas no próximo intervalo de tempo Δt .

3.2.1. Formação da Malha do M.D.F.

O procedimento de formação da malha constitui em dividir o meio físico em regiões de diferenças finitas e atribuir a cada uma delas um ponto de referência, denominado ponto nodal, situado no interior do elemento de malha conforme apresenta a Figura 3.1.

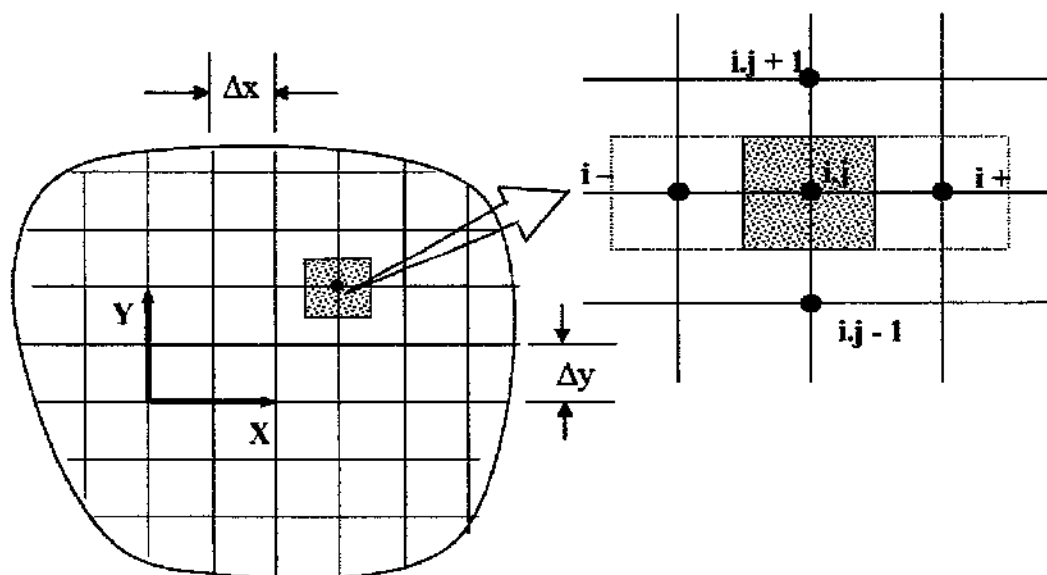


Figura 3.1: Representação da malha de nós.

3.2.2. A Expansão de Taylor para o Método de Diferenças Finitas

Seja f uma função que possui derivadas $f^{(n)}$ de ordem $(n \geq 1)$ num intervalo aberto (I) e seja (a) um número fixo em (I) . O polinômio de Taylor do m -ésimo grau da função (f) em (a) é a função polinomial (P_m) definida por:

$$P_m(x) = f(a) + \frac{f'(a)}{1!}(x-a) + \frac{f''(a)}{2!}(x-a)^2 + \dots + \frac{f^{(m)}(a)}{m!}(x-a)^m, \quad (3.3)$$

O aspecto mais importante do polinômio de Taylor (P_m) de uma função f em a é:

$$P_m(x) \approx f(x) \text{ para } (x) \text{ próximo de } (a) \text{ e } (m) \text{ suficientemente grande.}$$

Dada a função $T(x)$, deseja-se determinar $T(i + \Delta x)$ e $T(i - \Delta x)$, onde (i) é um ponto genérico no eixo (x) .

Para $a = i$ tem-se:

$$T(i + \Delta x) = T(i) + \Delta x \frac{\partial T(i)}{\partial x} + \frac{\Delta x^2}{2!} \cdot \frac{\partial^2 T(i)}{\partial x^2} + \dots + \frac{\Delta x^m}{m!} \cdot \frac{\partial^m T(i)}{\partial x^m} \quad (3.4)$$

e

$$T(i - \Delta x) = T(i) - \Delta x \frac{\partial T(i)}{\partial x} + \frac{\Delta x^2}{2!} \cdot \frac{\partial^2 T(i)}{\partial x^2} + \dots + (-1)^m \frac{\Delta x^m}{m!} \cdot \frac{\partial^m T(i)}{\partial x^m} \quad (3.5)$$

Truncando a série dada na equação (3.4) no termo da segunda ordem, tem-se:

$$T(i + \Delta x) = T(i) + \Delta x \frac{\partial T(i)}{\partial x} + E(\Delta^2) \quad (3.6)$$

em que $E(\Delta^2)$ representa o erro devido ao truncamento no termo de segunda ordem.

Considerando $E(\Delta^2)=0$ e expressando a Diferença Finita de Avanço, tem-se:

$$\frac{\partial T(i)}{\partial x} \approx \frac{T(i + \Delta x) - T(i)}{\Delta x} \quad (3.7)$$

A Diferença Finita de Avanço pode ser visualizada pela Figura (3.2) como a derivada de uma função num ponto (i). O nome Diferença Finita de Avanço deve-se ao fato de que a tangente no ponto (i) envolve o ponto (i+Δx).

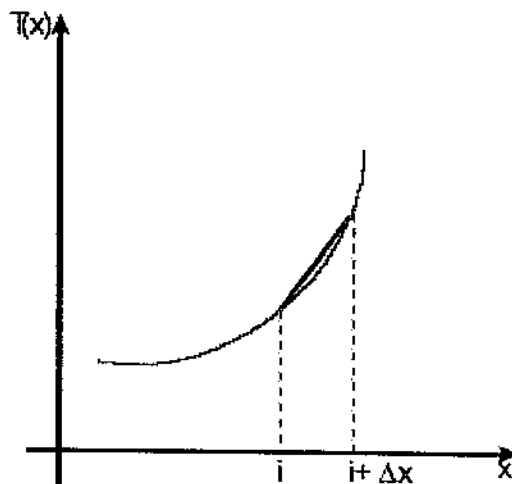


Figura 3.2: Representação geométrica da Diferença Finita de Avanço.

De forma semelhante, obtém-se, pela Equação (5), a Diferença Finita de Retorno:

$$\frac{\partial T(i)}{\partial x} \approx \frac{T(i) - T(i - \Delta x)}{\Delta x} \quad (3.8)$$

Analogamente, o nome Diferença Finita de Retorno deve-se ao fato de que a tangente no ponto (i) envolve o ponto (i-Δx), como apresenta a Figura 3.3.

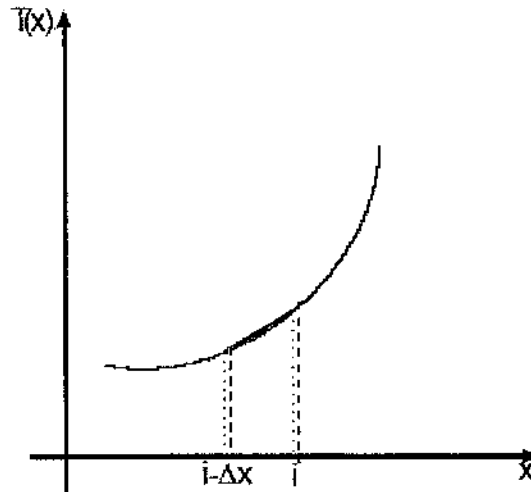


Figura 3.3: Representação geométrica da Diferença Finita de Retorno.

Somando-se as Equações (4) e (5) e considerando $E(\Delta^3) = 0$, obtêm-se a Diferença Finita Central:

$$\frac{\partial^2 T(i)}{\partial x^2} \approx \frac{T(i + \Delta x) - 2.T(i) + T(i - \Delta x)}{\Delta x^2} \quad (3.9)$$

Analogamente, o nome Diferença Finita Central deve-se ao fato de que a tangente no ponto (i) envolve o ponto (i+Δx) e o ponto (i-Δx) como apresenta a Figura 3.4.

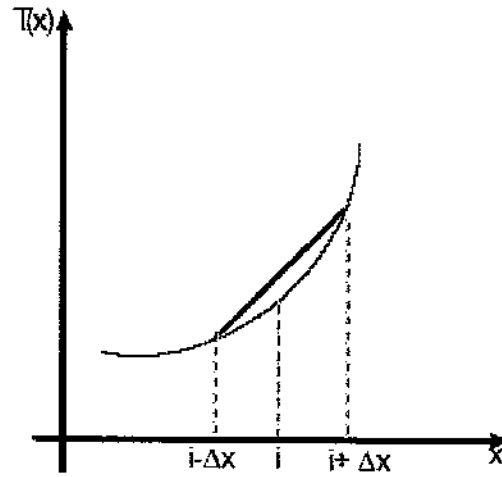


Figura 3.4: Representação Geométrica da Diferença Finita Central

Aproximando pela diferença finita de avanço para um ponto genérico i , tem-se:

$$\left. \frac{\partial T}{\partial t} \right|_i = \frac{T_i^{n+1} - T_i^n}{\Delta t} \quad (3.10)$$

O índice n é usado para denotar a dependência da temperatura ao tempo ($t=n.\Delta t$) e é expresso em termos da diferença de temperatura associada com o tempo posterior ($n+1$) e anterior (n).

3.2.3. O Modo Explícito do M.D.F.

Substituindo as Equações (3.9) e (3.10) na Equação (3.2), a forma da equação de diferenças finitas para um nó i é:

$$\frac{1}{a} \cdot \frac{T_i^{n+1} - T_i^n}{\Delta t} = \frac{T_{i+1}^n + T_{i-1}^n - 2T_i^n}{(\Delta x)^2} \quad (3.11)$$

Em que a difusividade térmica do material, é expressa por:

$$a = \frac{k}{\rho \cdot c} \quad (3.12)$$

Pode-se então reescrever a equação (3.11)

$$T_i^{n+1} = F_0 (T_{i+1}^n + T_{i-1}^n) + (1 - 2F_0).T_i^n \quad (3.13)$$

As Equações (3.11) e (3.13) são explícitas porque as temperaturas nodais são determinadas somente se os valores das temperaturas nodais anteriores são conhecidos. Neste sentido, a temperatura em cada nó deve ser conhecida em $t=0$ pelas condições iniciais, e os cálculos iniciam-se em $t=\Delta t$, isto é, $n=1$. Determinadas as temperaturas em $t=\Delta t$, segue-se o cálculo em $t=2.\Delta t$, isto é $n=2$, para cada nó. Assim, a distribuição da temperatura no regime transitório é obtida para cada intervalo Δt .

O valor de Δt não deve ser escolhido arbitrariamente, pois é preciso verificar o critério de estabilidade, específico ao modo de trabalho explícito, onde:

$$F_0 \leq \frac{1}{2} \quad \text{para o sistema bidimensional, ou seja:}$$

$$\Delta t \leq \frac{\Delta x^2}{2a}$$

3.2.4. O Modo Implícito do M.D.F.

A forma implícita da equação de diferenças finitas é obtida utilizando a Equação (3.10) para aproximar a derivada temporal, e todas as temperaturas são determinadas no tempo posterior ($n+1$). Este procedimento denomina-se formulação por diferenças de retorno, porque a derivada em relação ao tempo é retrógrada no tempo para a condução de calor no ponto nodal. Em contraste com a Equação (3.11), a forma implícita da equação é:

$$\frac{1}{a} \cdot \frac{T_i^{n+1} - T_i^n}{\Delta t} = \frac{T_{i+1}^{n+1} - 2T_i^{n+1} + T_{i-1}^{n+1}}{(\Delta x)^2} \quad (3.14)$$

Rearranjando a equação (3.14)

$$T_i^n = (1 + 2F_0).T_i^{n+1} - F_0 (T_{i+1}^{n+1} + T_{i-1}^{n+1}) \quad (3.15)$$

A nova temperatura no nó ij depende das novas temperaturas $(n+1)$ dos nós vizinhos, que geralmente são desconhecidas. Para determinar as temperaturas desconhecidas em $t + \Delta t$, as equações nodais agrupadas em sistema linear, são resolvidas simultaneamente.

3.2.5. Comparação entre o Modo Implícito e Modo Explícito

No modo explícito, a temperatura de qualquer nó em $(t + \Delta t)$ só pode ser calculada se as temperaturas de seus nós vizinhos são conhecidas no tempo anterior (t) . Apesar de este modo oferecer conveniência de implementação computacional, ele sofre com a limitação na escolha de (Δt) . Para um dado incremento de espaço, o intervalo de tempo deve ser compatível para haver estabilidade. O modo implícito é computacionalmente trabalhoso, onde o sistema de equações pode ser resolvido agrupando-se matricialmente da seguinte forma:

$$[A] \cdot \{T\}^{n+1} = \{T\}^n \quad (3.16)$$

Onde: $[A]$ = matriz dos coeficientes;

$\{T\}^{n+1}$ = matriz coluna e temperaturas no tempo $n+1$; e

$\{T\}^n$ = matriz coluna de temperaturas no tempo n .

Para se solucionar o sistema de equações é preciso determinar $\{T\}^{n+1}$, por inversão matricial da matriz $[A]$.

A formulação implícita não possui o problema de estabilidade, ou seja, é estável para todos os intervalos de tempo e espaço, não havendo restrições para seus valores.

3.2.6. Método de Dusimberre para Solidificação de Ligas Eutéticas

O Método de Dusimberre define a constante (λ) , que controla o avanço da interface sólido/líquido. Esta constante é dada por: [Ruddle, 1957].

$$\lambda = \frac{L}{c} \quad (3.17)$$

Onde: L : Calor latente [J.kg^{-1}]
 c : Calor específico [$\text{J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$]

Fisicamente, (λ) significa a variação de temperatura do material equivalente ao calor latente liberado. Nos cálculos, para cada avanço de incremento de tempo (Δt) , a temperatura do material (T^{n+1}) atinge um valor abaixo da temperatura de fusão (T_f) . Computacionalmente, a diferença entre (T_f) e (T^{n+1}) é armazenada numa variável auxiliar de cálculo. Para cada (Δt) decorrido, acrescenta-se a esta variável a diferença entre (T_f) e (T^{n+1}) até que a variável atinja um valor superior ou igual ao valor de (λ) . Enquanto esta condição não ocorrer, o elemento da malha permanece na temperatura de fusão. Satisfazendo-se a condição, ocorre a solidificação do elemento em análise e o procedimento de cálculo de resfriamento do elemento prossegue normalmente e a mesma seqüência de cálculos para o elemento seguinte em solidificação é feita até que se complete a solidificação do volume considerado. A Figura 3.5 esquematicamente mostra como funciona o método.

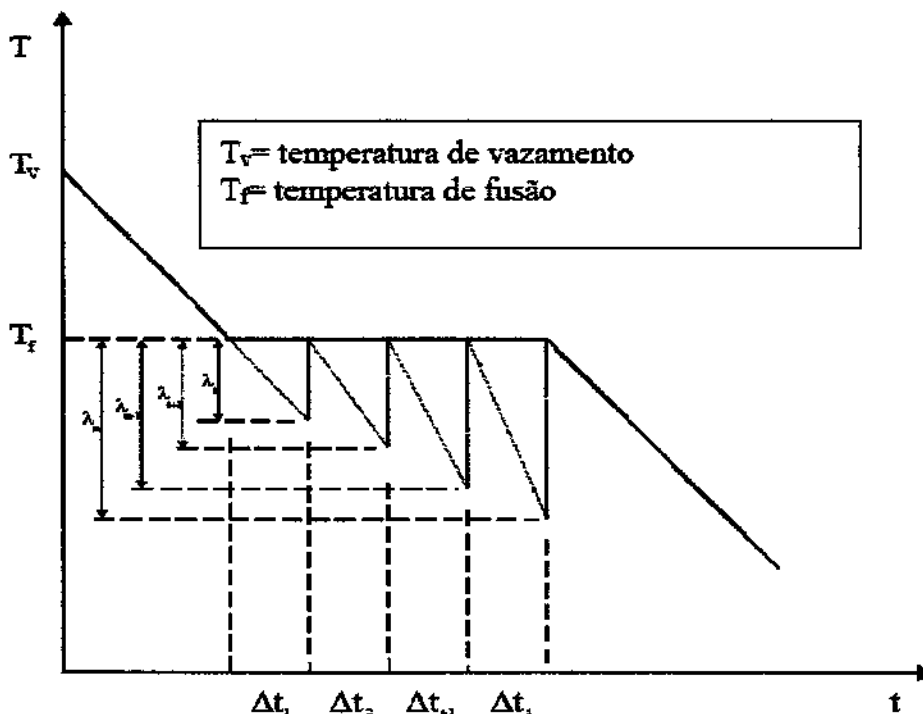


Figura 3.5: Esquema do funcionamento do Método de Dusimberre para o fenômeno da solidificação

3.3. Modelagem Matemática do Simulador do Lingotamento Contínuo Rotativo

A Figura 3.6 mostra a secção trapezoidal do lingote juntamente com a localização das malhas de diferenças finitas. As duas regiões modeladas estão localizadas perpendicularmente às faces do lingote: superior, lateral direita, lateral esquerda e inferior, englobando respectivamente os termopares 1, 2 e 3. Como o fluxo de calor na direção longitudinal do molde é desprezível em relação à direção perpendicular às faces, o modelo de transferência de calor unidirecional nas posições dos termopares 1, 2 e 3 é adequado para a determinação dos coeficientes de transferência de calor global metal/ambiente (h_g). Estes coeficientes foram determinados através do método do confronto de perfis teórico/experimental descrito por Santos [Santos, 1997].

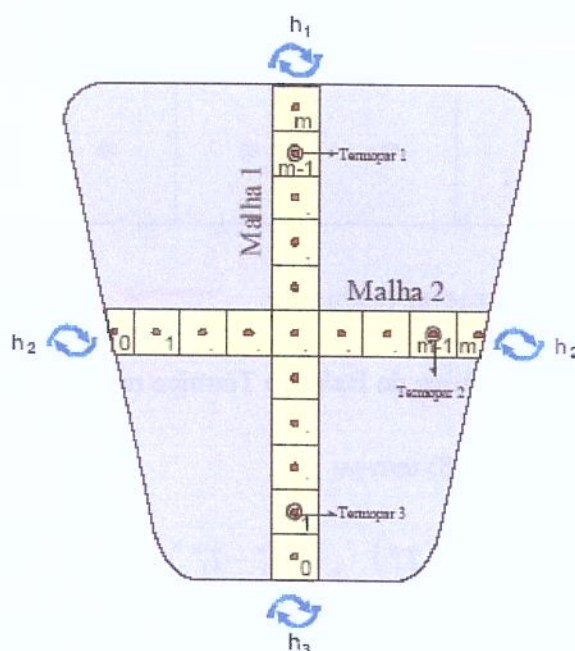


Figura 3.6: Localização das duas Malhas de Diferenças Finitas na seção trapezoidal do lingote

Com relação à interface metal/molde, a análise da transferência de calor é feita através do balanço térmico mostrado na Figura 3.7.

$$h.A.(T_a^n - T_0^n) + K_{eq1}.A.\frac{T_0^n - T_1^n}{\Delta x} = \rho.c.V.\frac{T_0^{n+1} - T_0^n}{\Delta t} \quad (3.18)$$

Onde: A: Área perpendicular ao fluxo de calor [m²];
V: Volume do elemento de diferenças finitas [m³];
h: Coeficiente de transferência de calor global, envolvendo todas as resistências térmicas a partir da superfície do lingote até a água de refrigeração [W/m².K];
 k_{eq1} : Condutividade térmica equivalente entre os elementos “1” e “0” sendo dada por [Ruddle, 1957].

$$k_{eq1} = \frac{2.k_1.k_0}{k_1 + k_0} \quad (3.19)$$

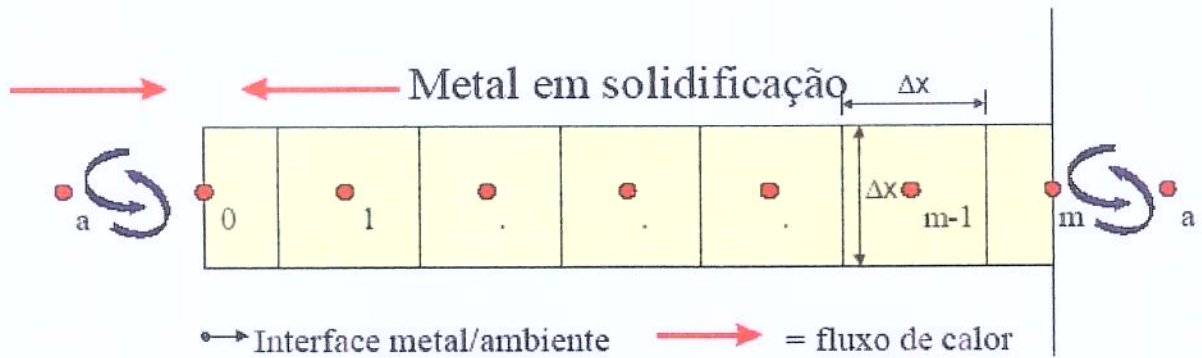


Figura 3.7: Desenho esquemático do Balanço Térmico na interface metal/ambiente

Rearranjando a Equação (3.18) tem-se,

$$T_0^{n+1} = \frac{\Delta t}{\rho.c} \left(\frac{h.(T_a^n - T_0^n)}{\Delta x} + k_{eq1} \cdot \frac{T_0^n - T_1^n}{\Delta x^2} \right) + T_0^n \quad (3.20)$$

De forma semelhante, é feito o balanço de energia para a interface metal/molde localizada no elemento (m):

$$T_m^{n+1} = \frac{\Delta t}{\rho.c} \left(\frac{h.(T_a^n - T_m^n)}{\Delta x} + k_{eq_{m-1}} \cdot \frac{T_m^n - T_{m-1}^n}{\Delta x^2} \right) + T_m^n \quad (3.21)$$

Para os demais elementos, $1 \leq i \leq m-1$, as temperaturas nodais são calculadas pela Equação (3.13). A caracterização do perfil transitório do coeficiente de transferência de calor global ao longo do equipamento rotativo (h_R) pode ser determinada pela composição dos coeficientes de h para cada experimento realizado em inclinações sucessivas do braço que sustenta o molde para formar o percurso da roda em que ocorre os diferentes momentos da evolução da solidificação do metal. O coeficiente (h_R) será composto por trechos de h correspondentes ao tempo de permanência do trecho da roda numa determinada posição angular (Δt_p) conforme ilustra a Figura 3.8.

$$\Delta t_p = \frac{\Delta \phi . r}{V_R} \quad (3.22)$$

Onde: V_R : Velocidade da roda [rad/s];
 $\Delta \phi . r$: Comprimento da seção do molde.

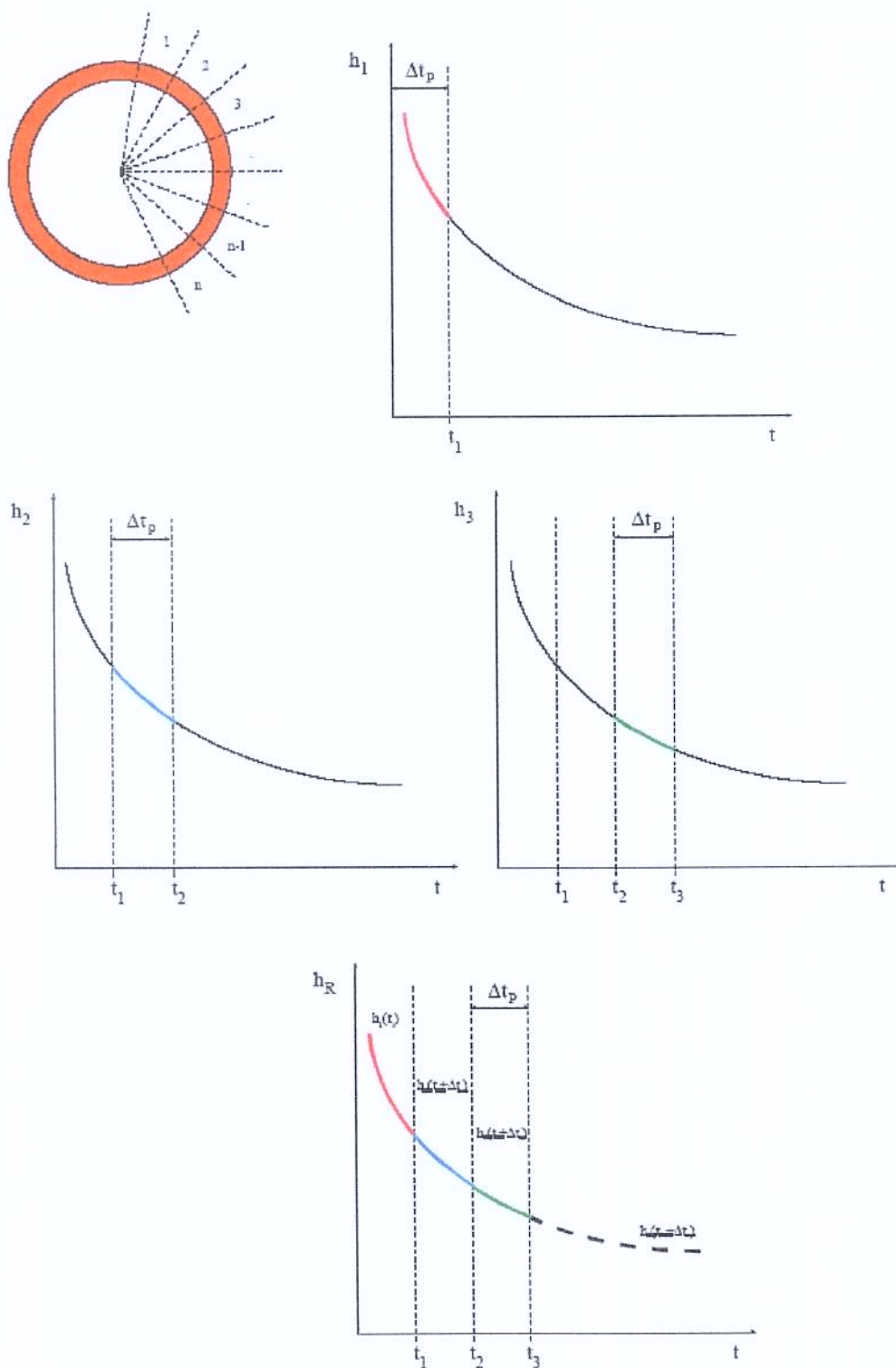


Figura 3.8: Desenho esquemático da composição de h_R .

CAPÍTULO 4

MATERIAIS E MÉTODOS

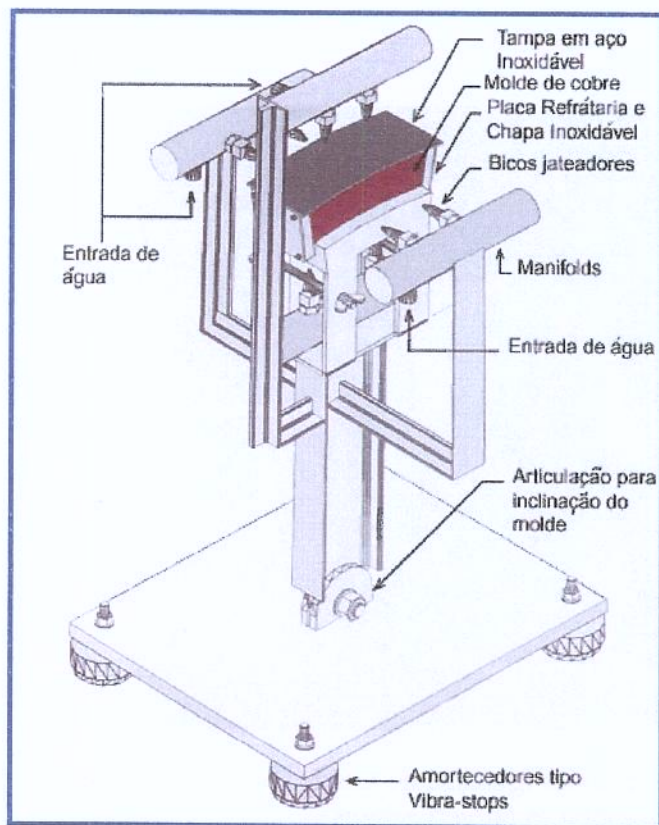
A metodologia experimental utilizada neste trabalho desenvolveu-se fundamentada na possibilidade de se caracterizar a variação de fluxo de calor durante a solidificação no processo de lingotamento contínuo rotativo de Al e ligas de Al. Como o processo aborda metais/ligas de elevada condutividade térmica, e que solidificam em molde refrigerado a resistência térmica metal/molde é a variável fundamental no controle do processo. A caracterização experimental desta variável é o passo mais importante no controle da solidificação no lingotamento contínuo rotativo. Para tanto, foi necessário o desenvolvimento de um dispositivo dotado de algumas características similares às do processo industrial em questão. Este dispositivo que compõe o aparato experimental tem a proposta de representar a solidificação em trechos selecionados do processo de lingotamento contínuo rotativo Properzi, desde o ponto de vazamento até o ponto no qual o lingote perde contato térmico com a roda refrigerada. O sistema de resfriamento deve refletir as condições do equipamento industrial enquanto que a seção analisada depende da fixação do ângulo desejado no suporte que sustenta o molde. Dessa forma, a metodologia subdividiu-se em:

- Desenvolvimento do simulador experimental estático do processo Properzi;
- Especificação e preparação das ligas de alumínio para fins elétricos utilizadas nos experimentos;
- Instrumentação e monitorização do simulador;

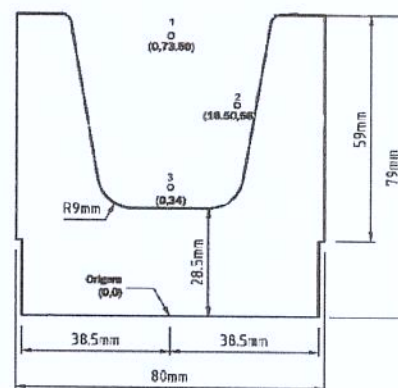
- Desenvolvimento do método de ensaio;
- Obtenção dos perfis térmicos durante a solidificação no simulador e determinação do coeficiente de transferência de calor global;
- Procedimentos metalográficos.

4.1. Desenvolvimento do simulador experimental estático:

Para a análise da solidificação no processo de lingotamento contínuo rotativo, optou-se pelo desenvolvimento de um simulador físico contendo um trecho da roda de lingotamento original do processo Properzi, na mesma escala da seção e montado sobre uma estrutura que reproduz o raio de rotação do equipamento industrial (escala 1:1). O simulador físico é composto de uma estrutura de aço articulada, montada sobre amortecedores do tipo *Vibra-stop* contendo o suporte da lingoteira e o sistema de refrigeração, este último, composto de tubos distribuidores e bicos pulverizadores. A Figura 4.1 ilustra uma vista isométrica do projeto que deu origem ao simulador.



(a)



(b)

Figura 4.1. (a) Vista em perspectiva do projeto do simulador experimental, construído em escala 1:1 em relação ao processo industrial, (b) Detalhe da seção da roda.

A base articulada do simulador permite conferir à lingoteira uma angulação idêntica à do processo industrial no momento em que se inicia a solidificação do metal, uma vez em que, a distância da base da lingoteira até a articulação de estrutura é igual ao raio da roda de lingotamento. A lingoteira corresponde a um trecho da roda de lingotamento com um arco de 250mm em sua circunferência externa e foi montado sobre os suportes do simulador de forma idêntica ao processo industrial, em suas extremidades foram afixadas placas refratárias objetivando manter o fluxo de calor somente nas direções transversais. O sistema de resfriamento é composto de 4 tubos distribuidores, sendo 2 laterais, 1 superior e 1 inferior, equipados com bicos pulverizadores de água, espaçados entre si com a mesma distância correspondente ao processo industrial. As pressões e vazões da água utilizada no resfriamento também buscam a maior aproximação possível do que é praticado na

indústria, o controle destas é feito através do conjunto de bomba, manômetros, válvulas dos tubos distribuidores e válvulas dos bicos. Figura 4.2.

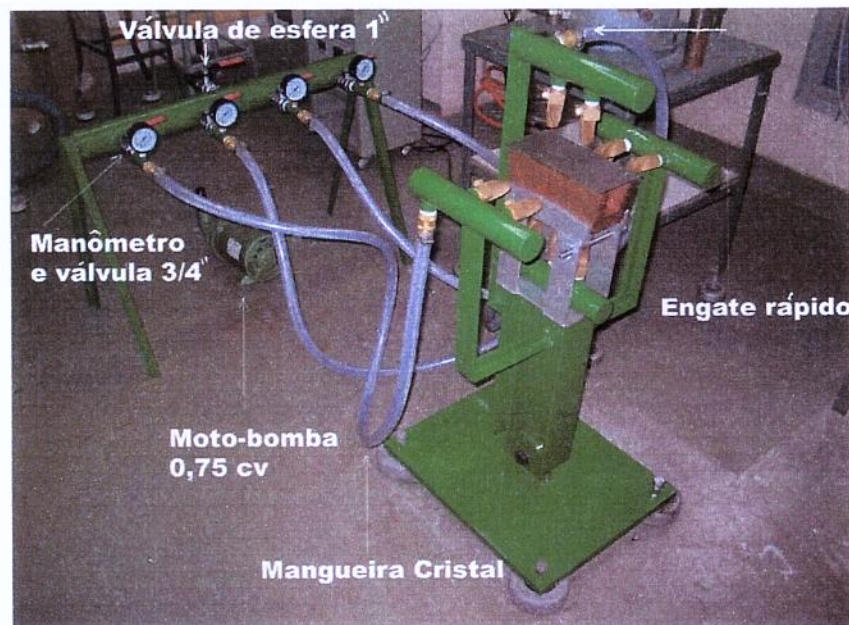


Figura 4.2. Montagem do sistema de refrigeração do molde (Bomba, válvulas, manômetros e bicos pulverizadores).

O sistema de refrigeração do molde foi interligado a um reservatório com capacidade para 50 litros, equipado com reabastecimento externo e rotâmetro para a medição de vazão. Dessa forma, o sistema de refrigeração do molde ficou apto para operar com vazões médias de 40 l/mim. A água é movimentada por uma bomba com potência de 0,75 CV para um tubo distribuidor principal de 4" de diâmetro, equipado com 5 válvulas de esfera sendo, uma válvula de entrada de 1" e 4 válvulas de saída de 3 / 4". Os manômetros acoplados às saídas do distribuidor principal têm capacidade de medição de até 10 Bar e fazem a leitura de pressão do circuito composto pelas mangueiras tipo cristal, tubos distribuidores dos bicos pulverizadores e bicos.

O sulco da lingoteira onde o metal é vazado apresenta uma seção transversal de 2.160 mm^2 e além dos tampões refratários das duas extremidades, o molde foi também equipado com tampa em chapa de aço inoxidável. Posteriormente, detectou-se a necessidade de se efetuar o vazamento através de um funil de vazamento acoplado à tampa, a qual passou a ser fechada através de um alicate de pressão tipo "pinça".

Objetivando a determinação dos coeficientes globais de transferência de calor metal/fluido de refrigeração (h_g) nas diferentes faces do lingote, o mapeamento experimental de temperaturas é necessário para viabilizar o confronto entre os perfis térmicos experimentais e simulados, conforme a metodologia IHCP (*Inverse Heat Conduction Problem*). Uma das extremidades da lingoteira foi equipada com canais para a inserção dos termopares que realizaram a monitorização térmica dos ensaios conforme ilustrado na Figura 4.3.

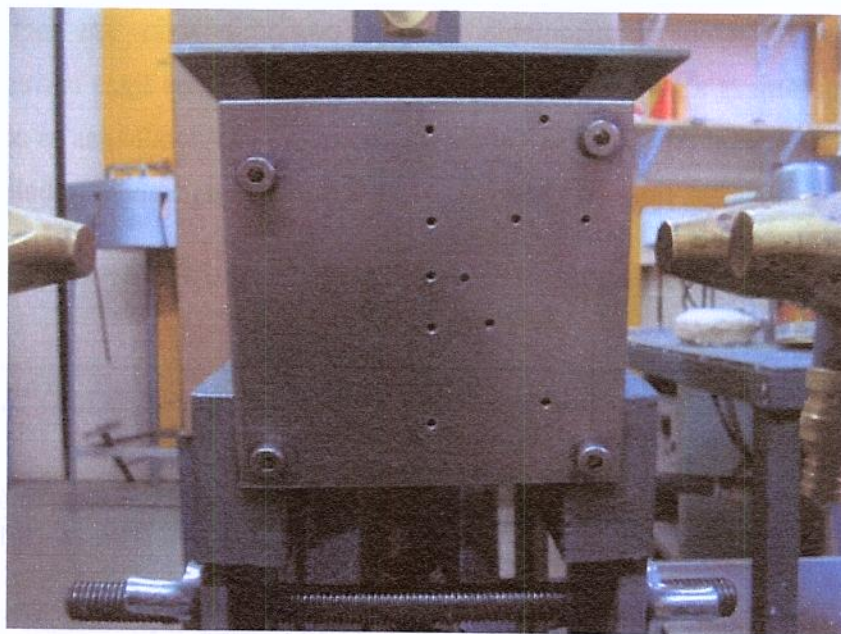


Figura 4.3: Canais de inserção dos termopares.

4.2. Especificação e preparação das ligas de alumínio para fins elétricos utilizadas nos experimentos:

As ligas utilizadas no presente trabalho, são ligas especificadas para a fabricação de linhas aéreas de transmissão e distribuição de energia elétrica, por estarem entre os principais materiais metálicos lingotados através do sistema contínuo rotativo. As ligas de alumínio para cabos de transmissão e distribuição de energia elétrica, são ligas com baixos teores de elementos solutos, geralmente Silício, Magnésio, Ferro e, recentemente, o Zircônio nas ligas chamadas termoresistentes. Em sua grande maioria, a utilização do alumínio nestas linhas corresponde ao alumínio comercialmente puro proveniente do

processo Bayer das fábricas de alumínio primário. Após pequenas correções no teor de ferro e, em alguns casos, a inoculação de refinadores de grão à base de Titânio e Boro, a liga recebe a classificação Al 1350 pela ASM (*American Society for metals*), apresentando no mínimo 99,5% de pureza, quando então é chamada pelas indústrias do segmento elétrico de Alumínio EC (do inglês *Electrical Conductor*).

Também merecem destaque na fabricação de condutores elétricos, as ligas da série 6000 com pequenas adições dos solutos magnésio e silício, conferindo aos fios de alumínio a possibilidade de serem termicamente tratados proporcionando um incremento de propriedades mecânicas aliadas à boa condutividade elétrica. Estas ligas correspondem às especificações Al 6101 e Al 6201. Na Tabela 4.1, encontram-se detalhadas as composições químicas especificadas das ligas Al 1350 e Al 6101 utilizadas no presente trabalho.

Tabela 4.1: Composições químicas das ligas Al 1350 e Al 6101 [ASM Speciality handbook, 1993]

Elemento	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	B	Outros	Al
Liga	0.10	0.40	0.05	0.01	----	0.01	0.05	0.05	0.10	99.50
Al 1350	(máx)	(máx)	(máx)	(máx)	----	(máx)	(máx)	(máx)	(máx)	(mín)
Liga	0.30	0.50	0.10	0.03	0.35	0.03	0.10	0.06	0.10	97.58
Al 6101	a 0.70	(máx)	(máx)	(máx)	a 0.80	(máx)	(máx)	(máx)	(máx)	(mín)

As ligas utilizadas nos ensaios experimentais Al 1350 e Al 6101 foram fabricadas em uma indústria de vergalhões para condutores elétricos, sendo suas composições químicas preparadas dentro dos procedimentos operacionais rotineiros do processo e fornecidas em barras que seriam posteriormente refundidas para o procedimento experimental. As análises químicas das ligas foram realizadas em um espectrômetro de massa (Figura 4.4) através de corpos de prova usinados e polidos.



Figura 4.4: Espectômetro de massa.

Para a determinação das temperaturas liquidus e solidus das ligas utilizadas, foram realizadas análises através de um equipamento de análise térmica diferencial (*Differential Thermal Analysis* - DTA), todavia, por serem ligas bastante diluídas, as simulações numéricas foram realizadas com base nas propriedades do alumínio puro. Na Tabela 4.2 estão relacionadas as propriedades empregadas nas simulações numéricas. Na Tabela 4.3, estão relacionados os principais teores químicos percentuais das referidas ligas.

Tabela 4.2: Propriedades das ligas Al 1350 e Al 6101 utilizadas nas simulações numéricas

Liga	Propriedade	Sólido	Líquido	Unidade
Al 1350 e Al 6101	Densidade (d)	2550	2368	kg/m ³
	Calor específico (c)	1181	1086	J/kg.K
	Condutividade térmica (K)	213	91	W/m.K
	Temperatura de fusão (T _f)	933		K
	Calor latente	397500		J/kg

Tabela 4.3: Principais teores químicos nas ligas Al 1350 e Al 6101 utilizadas nos experimentos (% em massa)

Elemento	%Si	%Fe	%Ti	%Mn	%Mg	%V	%Ni	%B	%Outros	%Al
Liga Al 1350	0,045	0,160	0,008	0,001	0,001	0,001	0,003	0,001	0,050	99,73
Liga Al 6101	0,550	0,240	0,010	0,005	0,550	0,002	0,004	0,002	0,017	98,62

Para a fusão do material a ser ensaiado, foram utilizados uma balança digital, cadinho de grafite da marca Carborundum com capacidade para 3 litros e um forno tipo mufla de fabricação Brasimet, estes equipamentos são mostrados na figura 4.5.

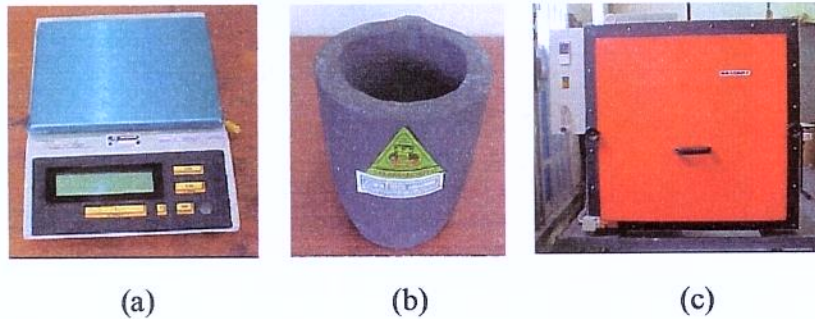


Figura 4.5: Equipamentos utilizados na fusão da liga. (a) Balança digital para a separação da quantidade adequada de metal a ser fundido. (b) Cadinho de grafite. (c) Forno elétrico tipo mufla da Brasimet.

4.3. Instrumentação e monitorização térmica do simulador:

O dispositivo experimental foi instrumentado objetivando controlar as vazões de água através dos bicos pulverizadores e registrar curvas de resfriamento em pontos pré-determinados ao longo da seção transversal do lingote durante a solidificação. Para isso as vazões foram controladas através do conjunto composto de bomba, manômetros, válvulas e medidor de vazão, o qual desenvolveu a função de manter constante e regulada a refrigeração do molde visando promover a localização da última parte solidificada no centro geométrico do lingote.

A monitorização térmica dos ensaios foi feita através de termopares tipo K (Cromel Alumel) revestidos em bainha de aço inox de 1,5 mm de diâmetro, inseridos no metal. No projeto inicial, o dispositivo experimental prevê 9 posições diferentes para inserção dos termopares, que podem ser utilizados caso seja necessário um levantamento mais detalhado das condições de resfriamento no sistema metal/molde. Nos ensaios experimentais desse trabalho, foram 03 as posições utilizadas no confronto dos perfis térmicos teórico-experimentais. Tendo em vista as diferentes condições dimensionais e a variação do efeito do peso próprio nos diferentes lados da seção transversal, para uma caracterização geral inicial dos coeficientes globais de transferência de calor metal/água de refrigeração, optou-se pela disposição dos termopares conforme ilustrado na Figura 4.6.

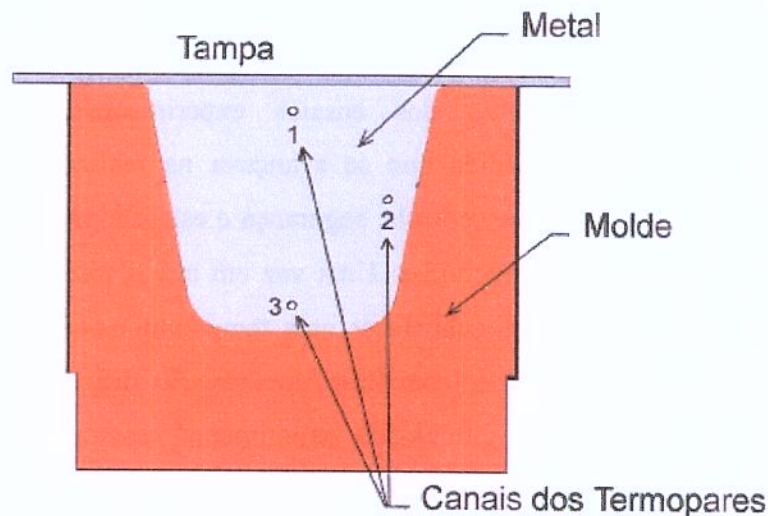


Figura 4.6: Seção metal-molde com os canais de inserção dos termopares.

Através dos termopares inseridos no metal, foi possível obter-se curvas de resfriamento nestas diferentes posições mostradas na Figura 4.6. A monitorização das temperaturas e a aquisição de dados foram realizadas através de um sistema com um registrador microprocessado de 16 canais A/D e o software Data Control versão 4.2.9/V5 [K-Soft Haustechnik-Manegement] para interfaceamento entre o registrador e o computador. Na Figura 4.7 estão ilustradas as partes integrantes do sistema de monitorização térmica dos experimentos.

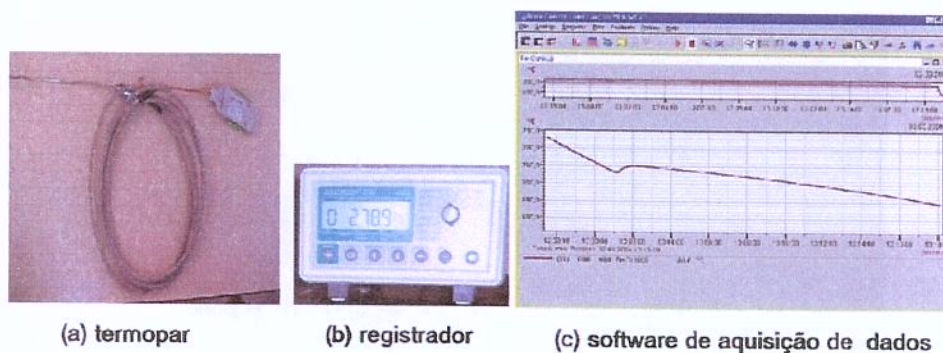


Figura 4.7: (a) Termopar tipo K com cabo de compensação, acoplado a um conector; (b) registrador de dados térmicos e (c) tela do software para monitoramento das temperaturas e fornecimento dos perfis térmicos.

4.4. Desenvolvimento do método de ensaio experimental:

Para o bom aproveitamento dos ensaios experimentais foram agregados procedimentos passo-a-passo à medida que se avançava na realização dos mesmos e verificava-se a necessidade de maior controle, segurança e estabilidade, principalmente no que diz respeito às temperaturas envolvidas. Uma vez em que o molde de cobre não foi dotado de sistema de aquecimento, estabelecer uma temperatura ótima para o início da refrigeração da lingoteira passou a constituir uma tarefa difícil e dependente do preaquecimento do molde. Outra dificuldade experimental passou a ser o completo fechamento do molde de forma a não permitir o contato da água de refrigeração com o metal líquido. O aperto da tampa em aço inox da lingoteira é feito através de um alicate de pressão tipo pinça conforme indicado na Figura 4.8, todavia, como a lingoteira não foi inicialmente dotada de canal de vazamento, após esta operação a tampa precisava retornar à posição de fechamento para ser então apertada, o que tornava a operação demorada e com uma condição insegura. Para solucionar estas dificuldades, a lingoteira foi equipada com um canal de vazamento composto de um funil em aço inox e o molde passou a ser pré-aquecido em forno tipo mufla até a temperatura de 610 °C, para ser então remontado no dispositivo experimental, fechado com a tampa, alicate e grampos e somente a partir de então liberado para vazamento.



Figura 4.8: Ensaio experimental durante o vazamento, alicate de pressão tipo pinça no aperto da tampa.

Objetivando-se padronizar as operações do ensaio experimental, as atividades foram planilhadas em um procedimento passo-a-passo conforme indicado na Tabela 4.4.

Tabela 4.4: Procedimento experimental passo-a-passo.

Item	Atividade / Passo
01	Recortar as chapas refratárias das extremidades do molde obtendo uma peça de 80mm x 80mm x 15mm.
02	Executar na peça refratária do fechamento dianteiro, os furos de passagem dos termopares e dos parafusos de fixação, utilizando como gabarito a chapa de aço inox do fechamento dianteiro;
03	Executar na peça refratária do fechamento traseiro os furos dos parafusos de fixação, utilizando como gabarito a chapa de aço inox do fechamento traseiro;
04	Limpar internamente e revestir o cadinho com a massa refratária Fiberfrax QS-180;
05	Lixar com lixa nº 320 e limpar interna e externamente o molde de cobre, deixando-o completamente isento de camadas de óxidos ou quaisquer revestimentos.
06	Revestir as peças refratárias com a massa Fiberfrax QS-180 e deixá-las secar à temperatura ambiente durante 30 minutos.
07	Reabrir nas peças refratárias, os furos dos termopares e dos parafusos, caso necessário.
08	Pré-aquecer o cadinho durante 15 minutos à uma temperatura média de 200°C, utilizando para isso o forno tipo mufla.
09	Montar o conjunto do molde parafusando das tampas refratárias e de aço inox, juntamente com os termopares a serem inseridos no molde, identificando cada termopar com a numeração do canal no qual o mesmo será inserido.
10	Testar todos os termopares com o receptor de sinais térmicos AL MEMO 2290-8 e inspecioná-los quanto ao alinhamento das pontas que foram inseridas na lingoteira.
11	Após pré-aquecido, colocar no cadinho aproximadamente 1300g do metal a ser fundido.
12	Ajustar os parâmetros do forno de fusão Brasimet, para aquecimento até 1000 °C e colocar o material para fusão quando o mesmo estiver pré-aquecido a 600 °C aguardando a estabilização da temperatura em 1000 °C.
13	Colocar para preaquecimento no forno tipo mufla EDG , o conjunto lingoteira e termopares selecionando a temperatura de 610 °C.
14	Testar o sistema de refrigeração quanto ao funcionamento da bomba, desobstrução dos bicos pulverizadores e correto ajuste das pressões dos tubos de distribuição.
15	Vedar os bicos do distribuidor superior certificando-se de que não ocorrerão respingos pelos mesmos durante a montagem do conjunto do molde.
16	Certificar-se de que todo o aparato experimental está livre de respingos e umidade, principalmente os suportes que receberão o molde de cobre.

17	Verificar a completa desobstrução do caminho a ser percorrido pela pessoa que efetuará o vazamento, assim como do local onde serão realizados os movimentos no instante do vazamento (realizar simulação em vazio dos movimentos).
18	Aguardar a estabilização das temperaturas selecionadas nos fornos de fusão do metal e de preaquecimento do molde.
19	Retirar o cadinho do forno certificando-se de que a temperatura esteja entre 950 °C e 1000 °C, limpar a escória e devolve-lo ao forno para mais 10 minutos de estabilização da temperatura.
20	Ligar a bomba do sistema de refrigeração do molde, com a válvula do tubo de distribuição principal fechada.
20	Retirar o conjunto molde e termopares do forno de preaquecimento com o auxílio do alicate tipo pinça, certificando-se de que o mesmo esteja na faixa de temperatura de 590 °C à 610 °C.
21	Montar o conjunto molde e termopares na estrutura articulada, fechar a lingoteira utilizando os grampos e o alicate tipo pinça e conectar os termopares ao registrador de dados térmicos <i>ALMEMO Data-control</i> .
22	Vazar o metal até que se perceba que este alcançou o funil do canal de vazamento.
23	Aguardar que a pessoa que executa o vazamento se afaste da lingoteira e abrir a válvula do tubo quando o metal alcançar a temperatura de 700 °C, o que será avisado pela pessoa que monitora as temperaturas no computador, de acordo com os valores do termopar de referência (nº 5).
24	Aguardar o completo resfriamento do molde e certificar-se de que foi anotada a posição de cada termopar nos canais do receptor de sinais térmicos.

Seguindo os procedimentos descritos na Tabela 4.4, conseguiu-se melhorar a repetibilidade dos experimentos. O registro dos parâmetros utilizados no experimento foi realizado em uma ficha para serem posteriormente analisados na necessidade de alguma ação corretiva de eventuais falhas no procedimento experimental.

4.5. Obtenção dos perfis térmicos durante a solidificação no simulador:

A obtenção dos perfis de temperatura durante a solidificação das ligas Al 1350 e Al 6101 constitui a finalidade básica dos experimentos. Conforme já descrito no item 4.3 e ilustrado na Figura 4.6, a instrumentação do conjunto metal-molde foi realizada através de termopares estrategicamente inseridos, o conjunto completo de instrumentação, aquisição dos dados e geração dos perfis de temperatura, foi montado conforme ilustrado na Figura 4.9. Os sinais seguiam para o registrador e sendo então processados pelo software Data Control no computador acoplado.

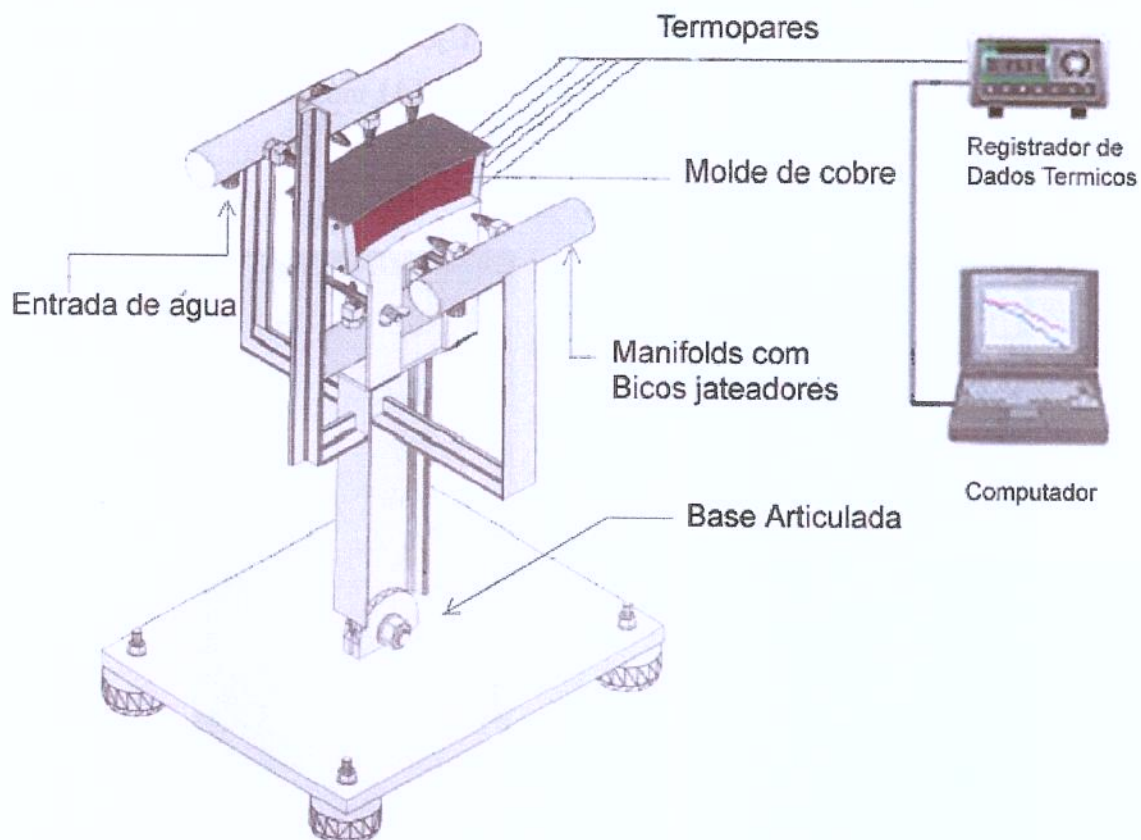


Figura 4.9: Desenho esquemático da montagem do aparato experimental, para a obtenção dos perfis de temperatura.

4.6. Procedimentos Metalográficos:

Sabendo que a direção do fluxo do calor durante o processo de solidificação tem reflexo imediato na macroestrutura do metal, os procedimentos metalográficos tiveram como objetivo revelar as macroestruturas das seções transversais dos lingotes obtidos, de forma a possibilitar a caracterização qualitativa das direções do fluxo de calor, principalmente nas regiões onde foram inseridos os termopares para determinação de h_g . Com base na verificação das macroestruturas foi considerado desprezível o fluxo de calor nas direções longitudinais.

Os procedimentos metalográficos consistiram no lixamento das amostras na sequência de granulometria das lixas 220, 320, 400, 600. O reagente utilizado para a

revelação da macroestrutura foi o reagente de Polton, cuja composição consiste em 12 ml de HCl, 6 ml de HNO₃, 1 ml de HF e 1 ml de H₂O. A Figura 4.10 mostra uma macroestrutura obtida nos lingotes experimentais, a Figura 4.11 mostra uma macroestrutura obtida no processo industrial.

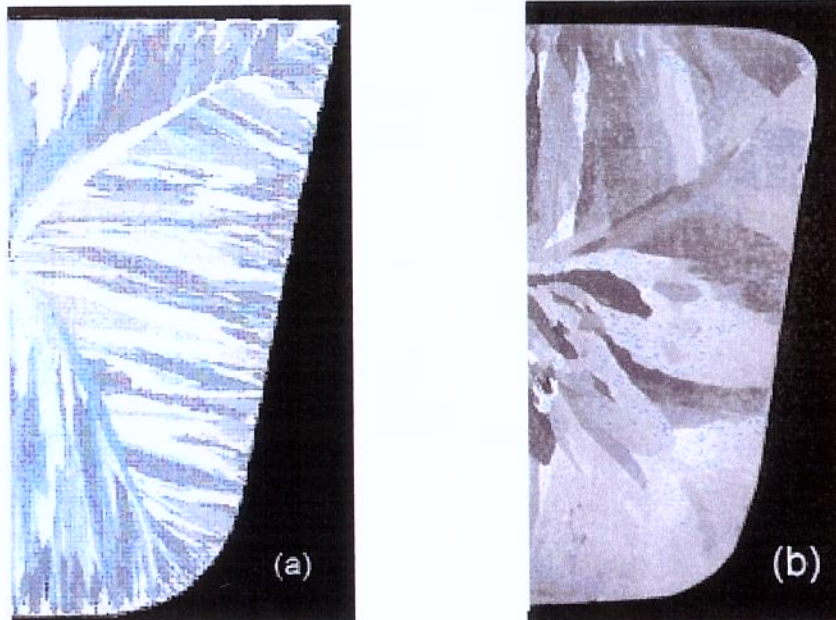


Figura 4.10: (a) Macroestrutura de um lingote do processo industrial, (b) Macroestrutura de um lingote do ensaio experimental.

CAPÍTULO 5

RESULTADOS E DISCUSSÕES

As análises dos resultados serão realizadas com base nos objetivos do trabalho conforme indicado no fluxograma da Figura 5.1.

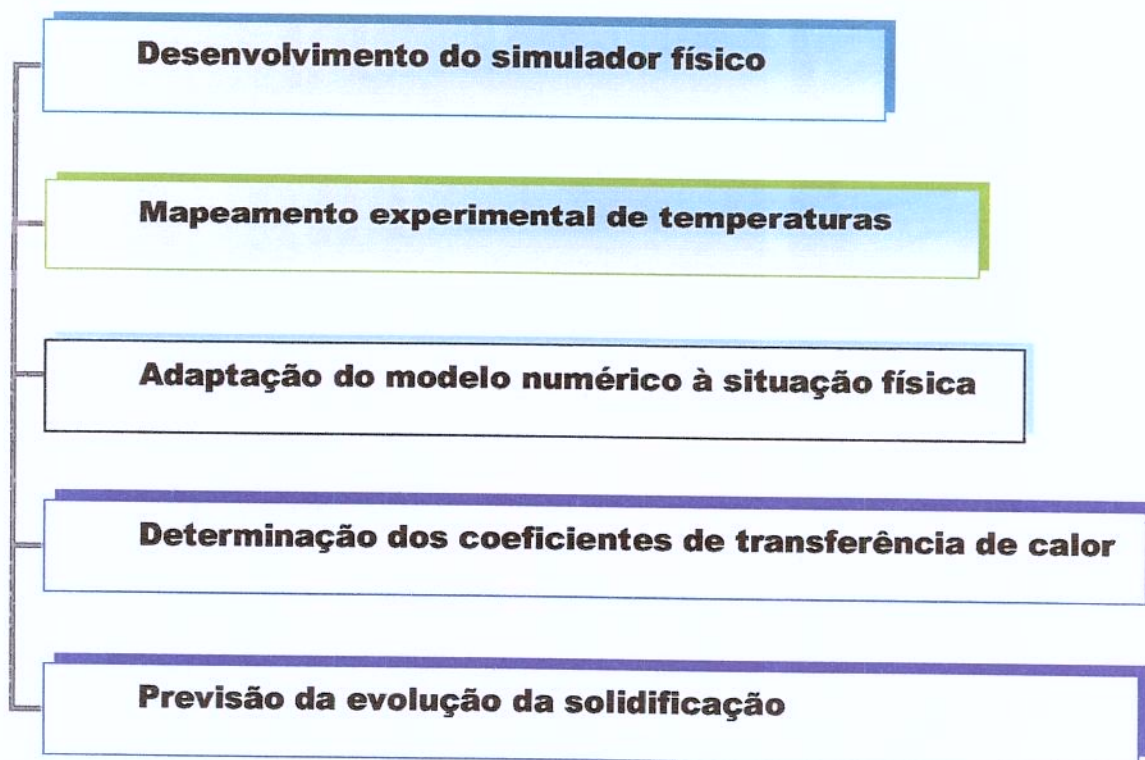


Figura 5.1: Fluxograma da sequência de análise dos resultados.

5.1. Resultados dos ensaios no simulador físico:

Como parte importante e integrante do conjunto de resultados, o desenvolvimento do simulador conforme já descrito no capítulo 4, foi avaliado quanto à sua funcionalidade e representatividade em relação ao processo industrial.

Os lingotes gerados nos ensaios com o simulador apresentaram integridade de sua seção e sem apresentação defeitos em macro-escala no trecho em estudo, assim como, características dimensionais semelhantes entre si e semelhantes às dos lingotes obtidos via processo industrial. Tal fato confere maior confiabilidade às análises dos resultados. A Figura 5.1 mostra macroestruturas de lingotes do processo industrial e do simulador, ao lado de seus respectivos processos.

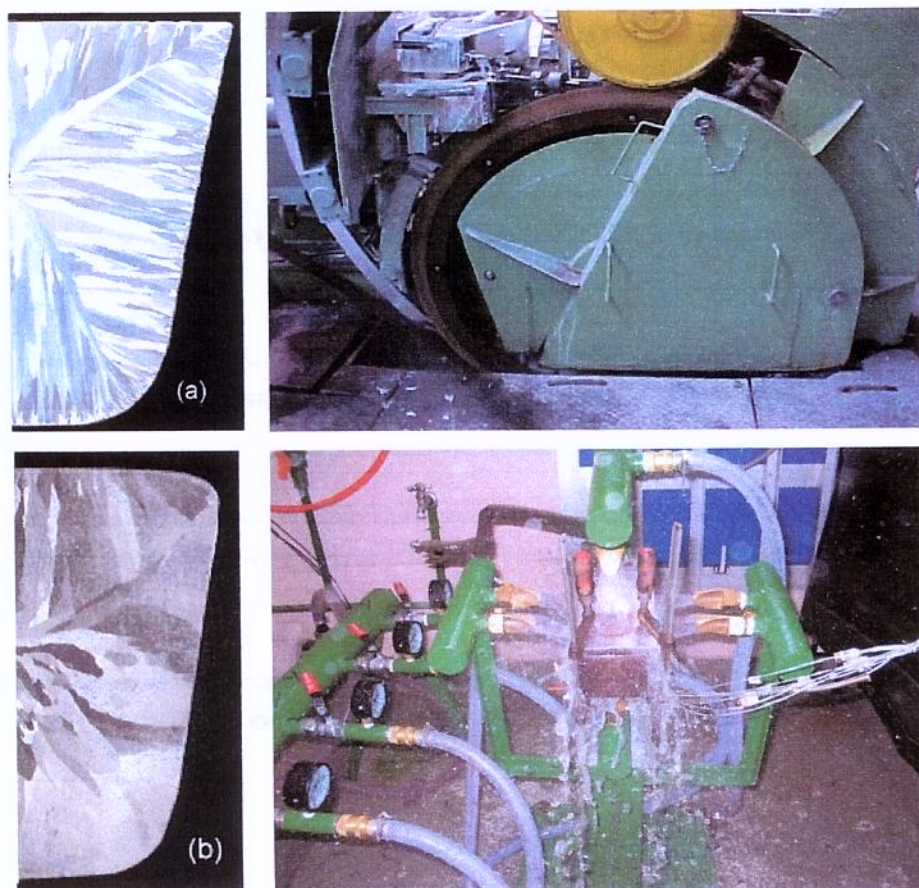


Figura 5.2: (a) Macroestrutura (aumento: 1x) da seção transversal de um lingote obtido no processo industrial, ao lado, o lingotamento Properzi. (b) Macroestrutura da seção transversal de um lingote obtido no ensaio experimental, ao lado, o simulador físico.

Durante os ensaios, o simulador e os procedimentos mostraram-se capazes de reproduzir parâmetros térmicos do processo industrial, revelando-se uma ferramenta útil na caracterização da variação do fluxo de calor durante a solidificação em trechos selecionados do lingotamento contínuo rotativo.

5.2. Mapeamento experimental de temperaturas e adaptação do modelo numérico à situação física

As curvas de resfriamento obtidas durante os experimentos originaram-se da monitorização com termopares nos pontos 1, 2 e 3 localizados no metal conforme já descrito no capítulo 4. A adequação do modelo numérico à situação física, foi feito através do modelo de transferência de calor unidirecional nas posições dos termopares 1, 2 e 3 considerando-se fluxo de calor na direção longitudinal do lingote, desprezível em relação às direções perpendiculares às faces.

5.2.1. Simulações com a liga Al 1350

As Figuras 5.3, 5.4 e 5.5, mostram as curvas numéricas e experimentais para a liga Al 1350.

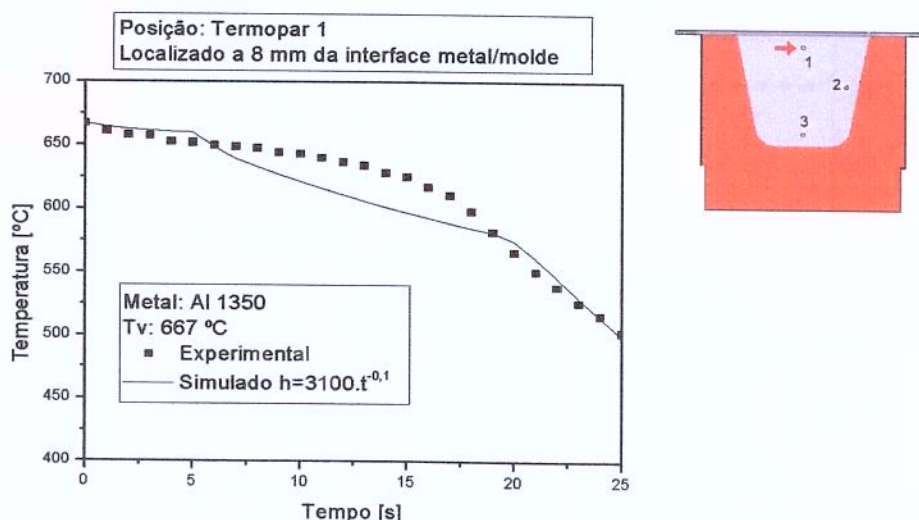


Figura 5.3: Curva de resfriamento experimental e simulada para a liga Al 1350 na posição do termopar 1, localizado a 8 mm da interface metal/molde.

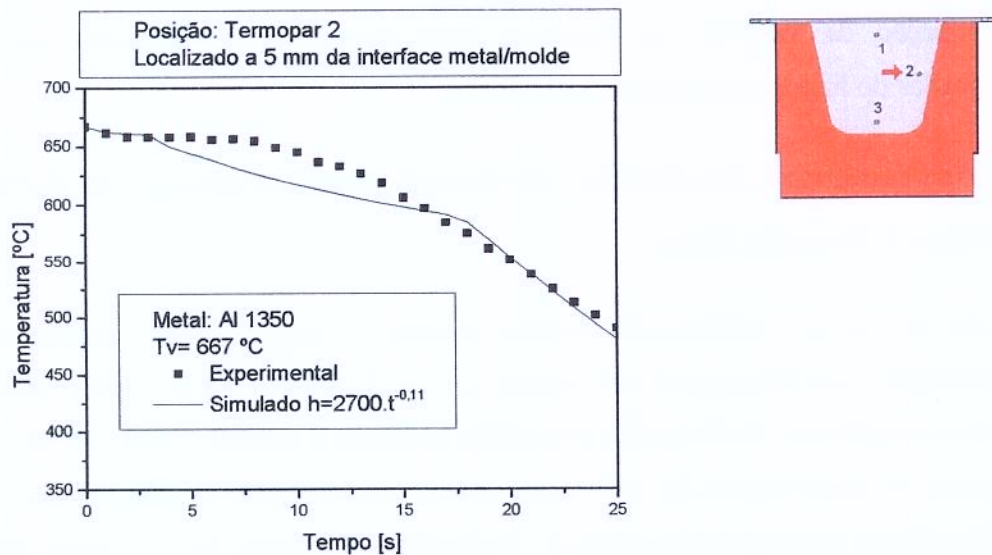


Figura 5.4: Curva de resfriamento experimental e simulada para a liga Al 1350 na posição do termopar 2, localizado a 5 mm da interface metal/molde.

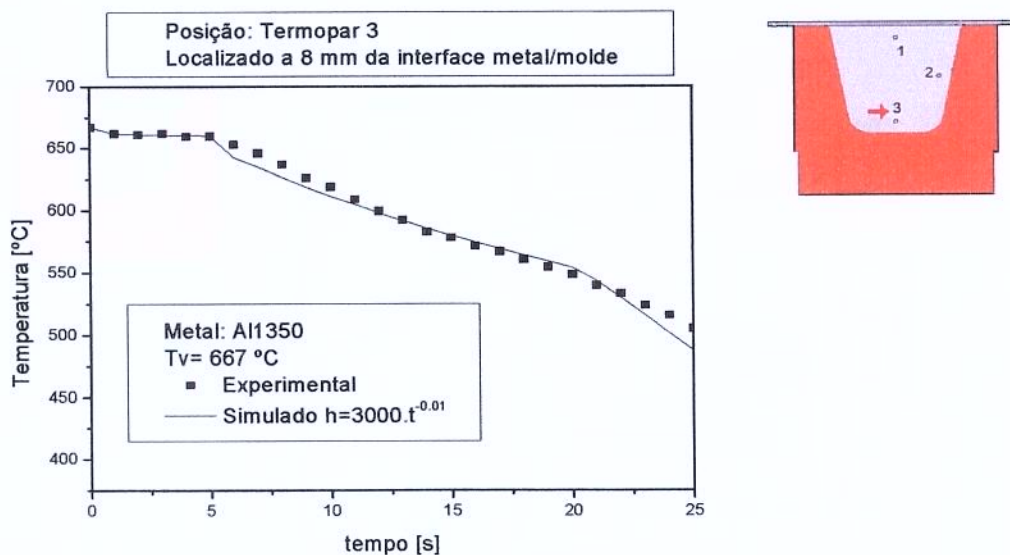


Figura 5.5: Curva de resfriamento experimental e simulada para a liga Al 1350 na posição do termopar 3, localizado a 8 mm da interface metal molde.

Os pontos monitorizados 1, 2 e 3 apresentam situações distintas no que diz respeito ao fluxo de calor em direção às paredes do molde, compensando tais diferenças, o simulador, da mesma forma como no processo industrial, apresenta diferentes configurações de resfriamento do molde para as faces assimétricas.

5.2.2. Simulações com a liga Al 6101

As Figuras 5.6, 5.7 e 5.8, mostram as curvas numéricas e experimentais obtidas para a liga Al 6101.

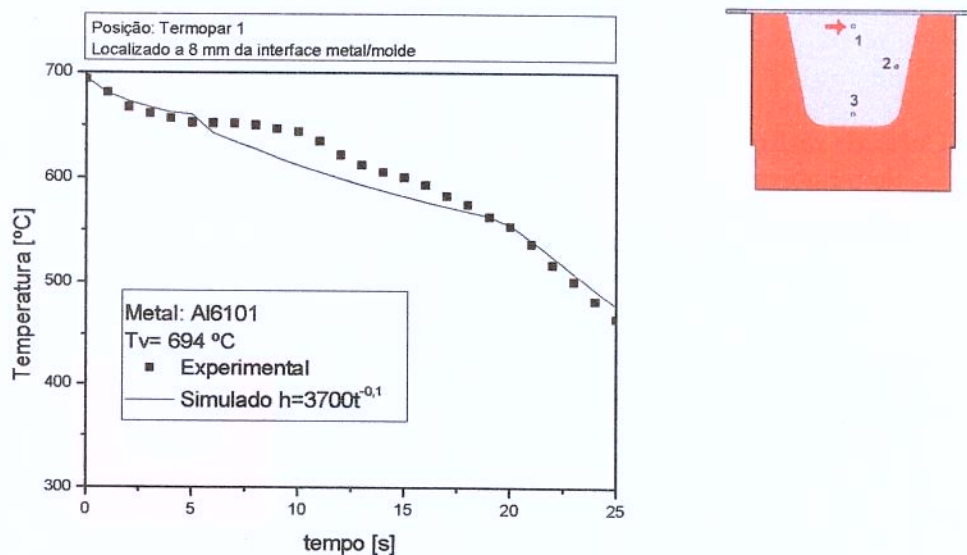


Figura 5.6: Curva de resfriamento experimental e simulada para a liga Al 6101 na posição do termopar 1, localizado a 8 mm da interface metal/molde.

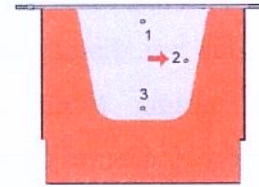
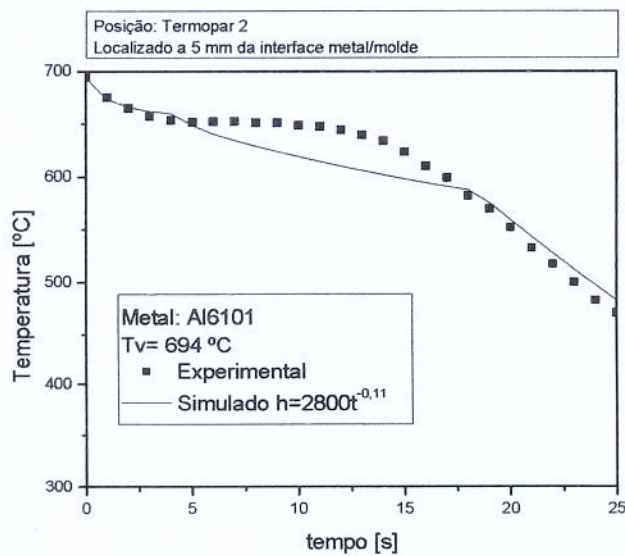


Figura 5.7: Curva de resfriamento experimental e simulada para a liga Al 6101 na posição do termopar 2, localizado a 5 mm da interface metal/molde.

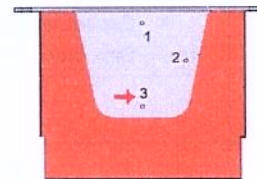
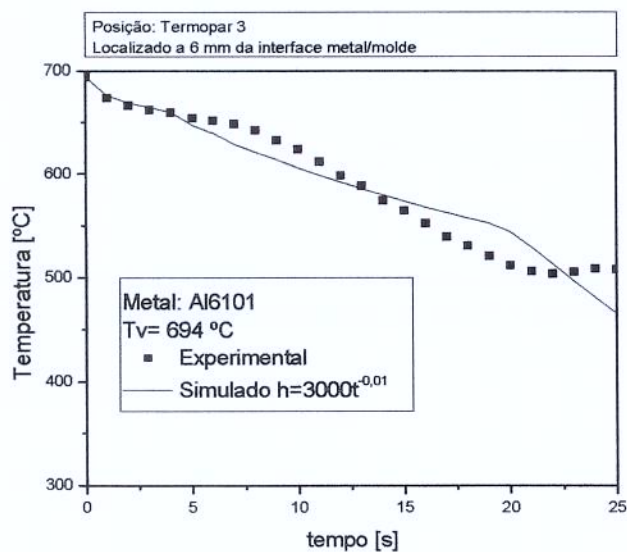


Figura 5.8: Curva de resfriamento experimental e simulada para a liga Al 6101 na posição do termopar 3, localizado a 6 mm da interface metal/molde.

Nas Figuras de 5.3 a 5.8 mostra-se a melhor concordância possível de se obter entre os resultados experimentais e simulados. O modelo numérico não leva em consideração as

características da dinâmica de vazamento do metal, o que se reflete em certa ondulação dos resultados experimentais. Entretanto, a concordância observada pode ser considerada de razoável a boa.

5.3. Determinação dos coeficientes transitórios globais de transferência de calor (h_g)

A obtenção das curvas experimentais e simuladas permitiu a determinação do perfil transitório do coeficiente global de transferência de calor metal/fluido (h_g), ao longo da solidificação da liga Al 1350, conforme mostrado na Figura 5.9.

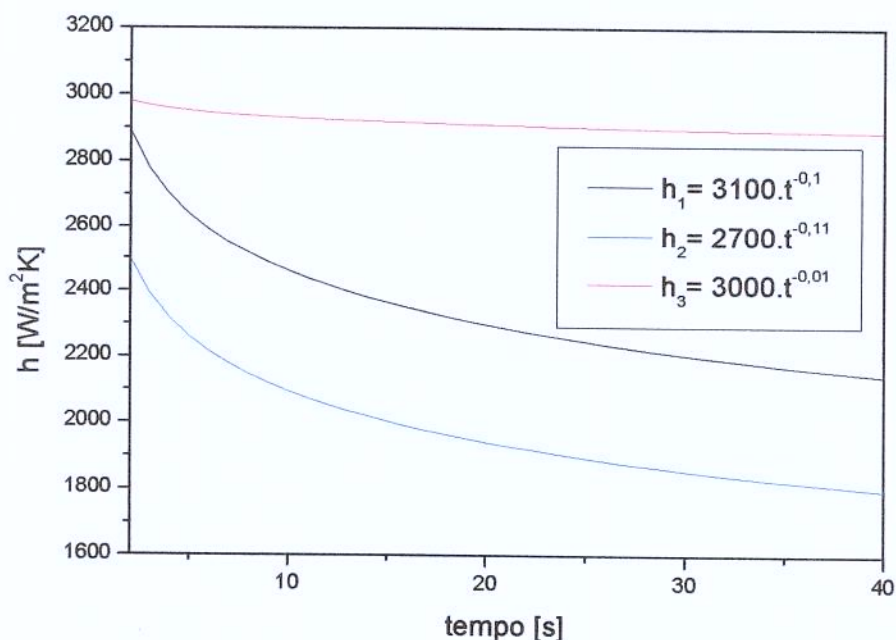


Figura 5.9: Perfis transitórios do coeficiente global de transferência de calor nos experimentos com a liga Al 1350, para cada face analisada: h_1 para a face superior, h_2 para a face lateral e h_3 para a base do conjunto metal/molde.

Da mesma forma como nos experimentos com a liga Al 1350, para a liga Al 6101 também foram encontrados diferentes coeficientes globais de transferência de calor para cada face, conforme mostra a Figura 5.10.

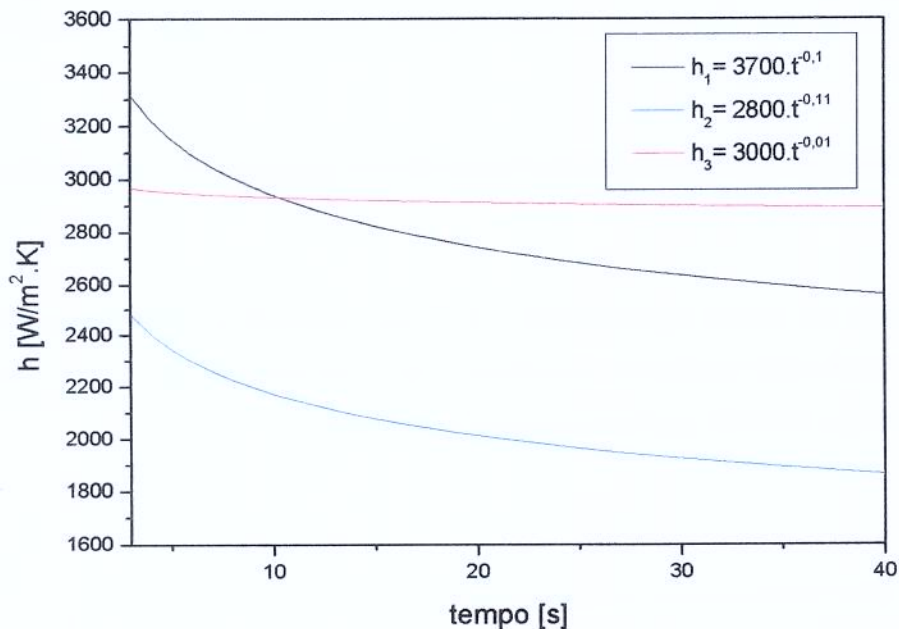


Figura 5.10: Perfis transitórios do coeficiente global de transferência de calor nos experimentos com a liga Al 6101, para cada face analisada: h_1 para a face superior, h_2 para a face lateral e h_3 para a base do conjunto metal/molde.

Os diferentes coeficientes globais de transferência de calor foram obtidos através do método *IHCP* mencionado no capítulo 2. Com base nestes perfis transitórios nota-se um contato térmico mais efetivo na base do molde, uma vez em que o efeito gravitacional atenuará os efeitos da formação do *gap*. Para as faces analisadas através dos pontos 1 e 2, face superior e lateral respectivamente, nota-se uma maior efetividade do contato térmico quanto o metal ainda está no estado líquido, em função da maior fluidez em que o metal se encontra, permitindo um molhamento da superfície do molde. Fica evidente através das curvas mostradas nas Figuras 5.9 e 5.10, a variação do fluxo de calor para cada face analisada, todavia para as faces superior e lateral, h_1 e h_2 respectivamente, foram encontrados perfis similares e de valores próximos. Observando os valores de h_1 para os instantes iniciais da solidificação, percebem-se valores mais elevados que se aproximam aos valores encontrados para h_3 , em ambas as ligas, o que também pode ser explicado pelo efeito gravitacional em função da inclinação do molde, assim como pela rápida contração do tampa em aço inox ao iniciar-se a refrigeração do molde.

A Tabela 5.1 mostra as expressões determinadas para os coeficientes transitórios globais de transferência de calor (h_g), para as ligas estudadas e nas faces estabelecidas.

Tabela 5.1: Equações dos coeficientes transitórios de transferência de calor

Liga	Face superior (h_1)	Face lateral (h_2)	Face da base (h_3)
Al 1350	$h = 3100.t^{-0,1}$	$h = 2700.t^{-0,11}$	$h = 3000.t^{-0,01}$
Al 6101	$h = 3700.t^{-0,1}$	$h = 2800.t^{-0,11}$	$h = 3000.t^{-0,01}$

O formato das equações mostradas na Tabela 5.1 é uma exponencial da forma

$$h = a \cdot t^{-n} \quad (5.1)$$

Onde:

- h [W/m²K];
- t é o tempo de solidificação [s];
- a e n são constantes dependentes do sistema metal/molde e das condições de solidificação.

Percebe-se que principalmente para os valores de h nas faces da base e lateral não houve variações significativas em relação à liga utilizada no experimento.

5.4. Previsão da evolução da solidificação no lingotamento contínuo rotativo

De posse dos coeficientes transitórios de transferência de calor foi realizada a análise da evolução da espessura solidificada através da progressão da isoterma *liquidus*, para as ligas Al 1350 e Al 6101. Estas progressões teóricas foram obtidas a partir de simulações do modelo matemático com as equações do coeficiente transitório de transferência de calor. Os gráficos das Figuras 5.11 e 5.12 mostram esta evolução da espessura solidificada para a liga Al 1350.

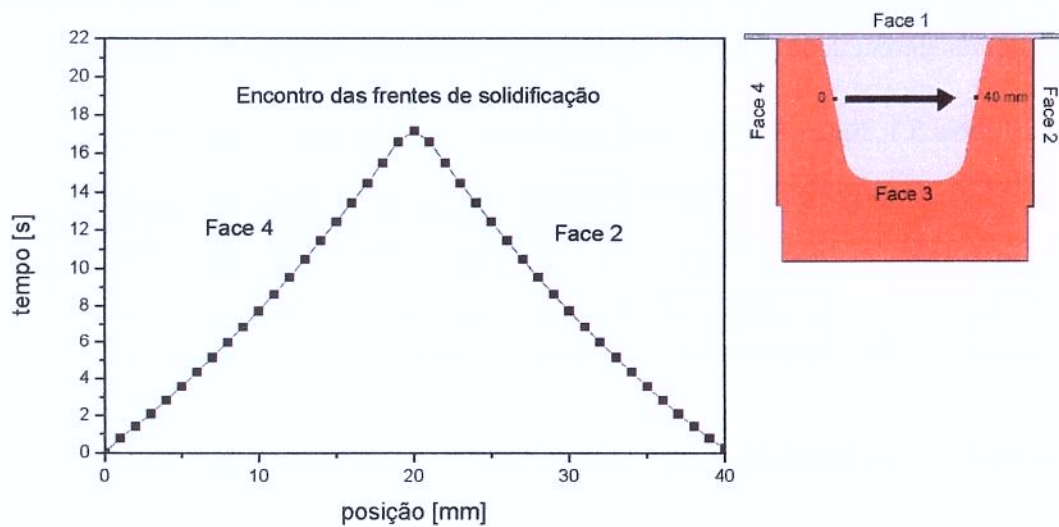


Figura 5.11: Evolução das espessuras solidificadas para a liga Al 1350 a partir das interfaces metal/molde, para as faces 2 e 4.

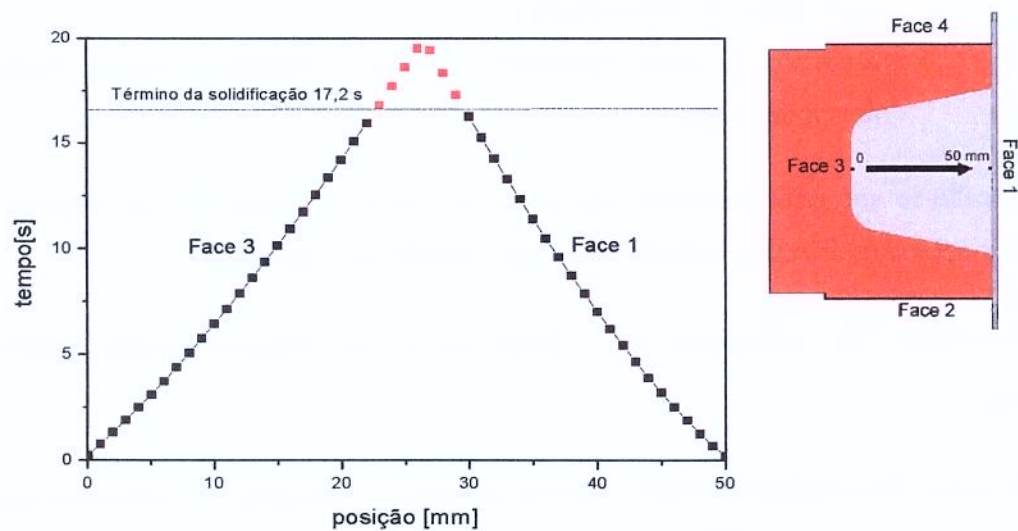


Figura 5.12: Evolução das espessuras solidificadas para a liga Al 1350 a partir das interfaces metal/molde, para as faces 1 e 3.

No gráfico da Figura 5.11 percebe-se o encontro das espessuras solidificadas oriundas das faces 2 e 4 no instante $t = 17,2$ s, tal tempo, não seria suficiente para o encontro das frentes de solidificação oriundas das faces 1 e 3. Tal fato pode ser atribuído às diferenças dimensionais entre as duas direções analisadas, uma vez em que os coeficientes transitórios de transferência de calor são mais efetivos nas faces 1 e 3. O término da solidificação com o encontro das espessuras solidificadas oriundas das faces 1 e 3, caso a solidificação não ocorresse no tempo 17,2 s, é mostrado para a liga Al 1350 na Figura 5.12 acima da linha correspondente a este instante.

De posse das equações de h obtidas e das previsões de evolução das espessuras solidificadas, torna-se possível estabelecer uma relação entre a progressão da solidificação e a velocidade de rotação da roda de lingotamento. Esta análise permite, para condições de refrigeração do molde constante ao longo da roda, prever a localização angular final onde o lingote se encontrará totalmente no estado sólido. Esta análise constitui importante ferramenta no estudo de incrementos de produção no âmbito industrial com base nas velocidades de lingotamento. A Figura 5.13 mostra previsões da posição angular do término da solidificação de lingotes de liga Al 1350, em função das variações de velocidade da roda de lingotamento.

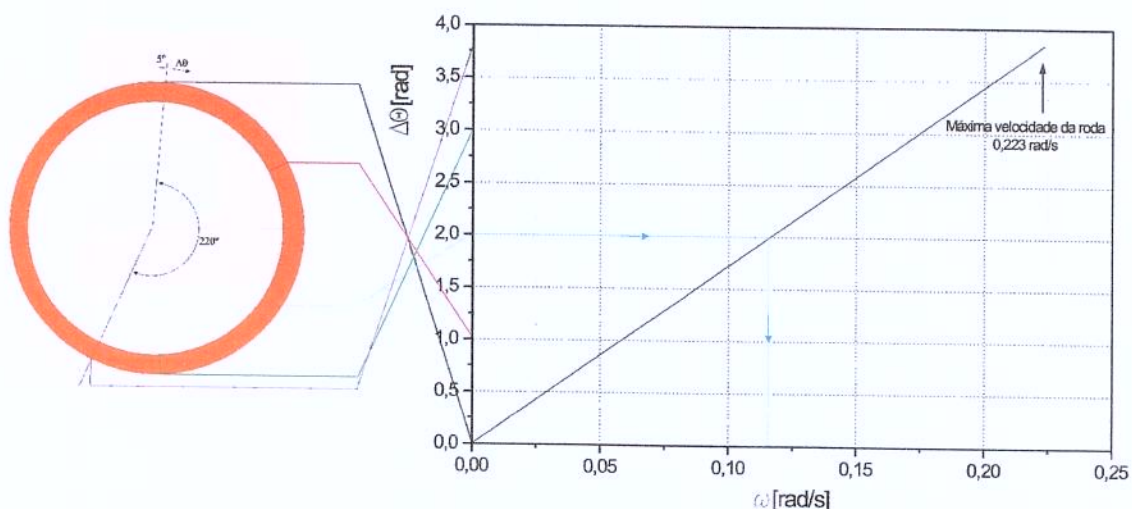


Figura 5.13: Previsão da posição angular do término da solidificação da liga Al 1350 em função da velocidade de rotação da roda de lingotamento

Da mesma forma como realizado para a liga Al 1350, a evolução das espessuras solidificadas foi também analisada para a liga Al 6101, conforme indicado nas Figuras 5.14 e 5.15.

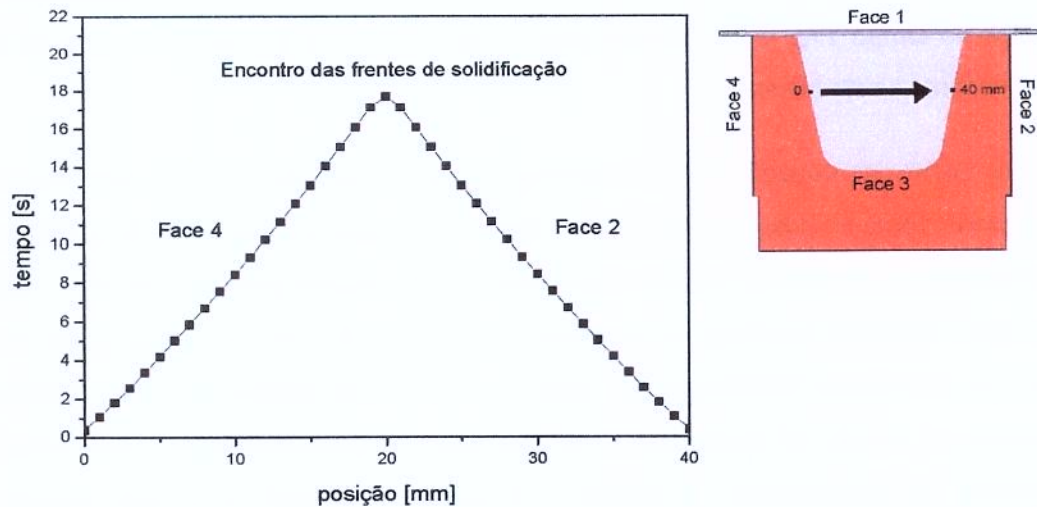


Figura 5.14: Evolução das espessuras solidificadas para a liga Al 6101 a partir das interfaces metal/molde, para as faces 2 e 4.

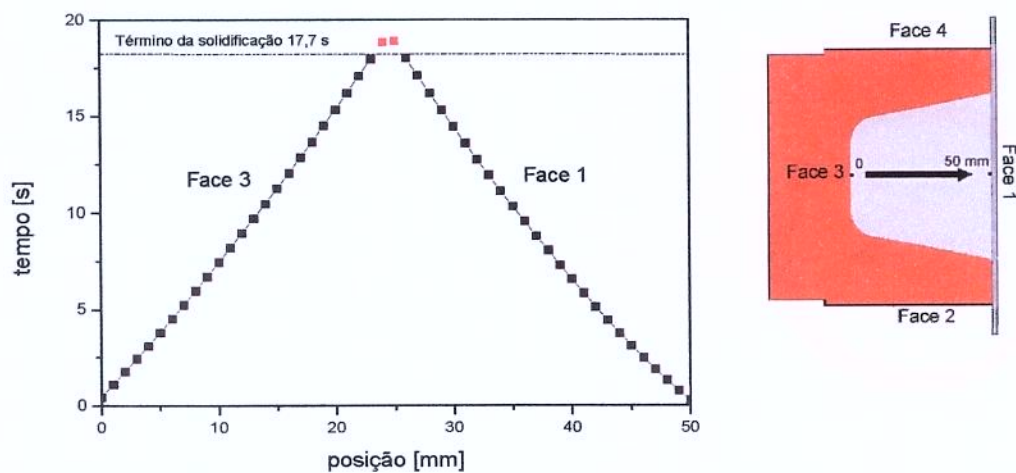


Figura 5.15: Evolução das espessuras solidificadas para a liga Al 6101 a partir das interfaces metal/molde, para as faces 2 e 4.

Através das Figuras 5.14 e 5.15, percebe-se também para a liga Al 6101, o término da solidificação com o encontro das espessuras solidificadas oriundas das faces 2 e 4. O término da solidificação com o encontro das espessuras solidificadas oriundas das faces 1 e 3, caso a solidificação não ocorresse no tempo 17,7 s, é mostrado para a liga Al 6101 na Figura 5.15 acima da linha correspondente a este instante.

A Figura 5.16 mostra previsões da posição angular do término da solidificação de lingotes de liga Al 6101, em função das variações de velocidade da roda de lingotamento.

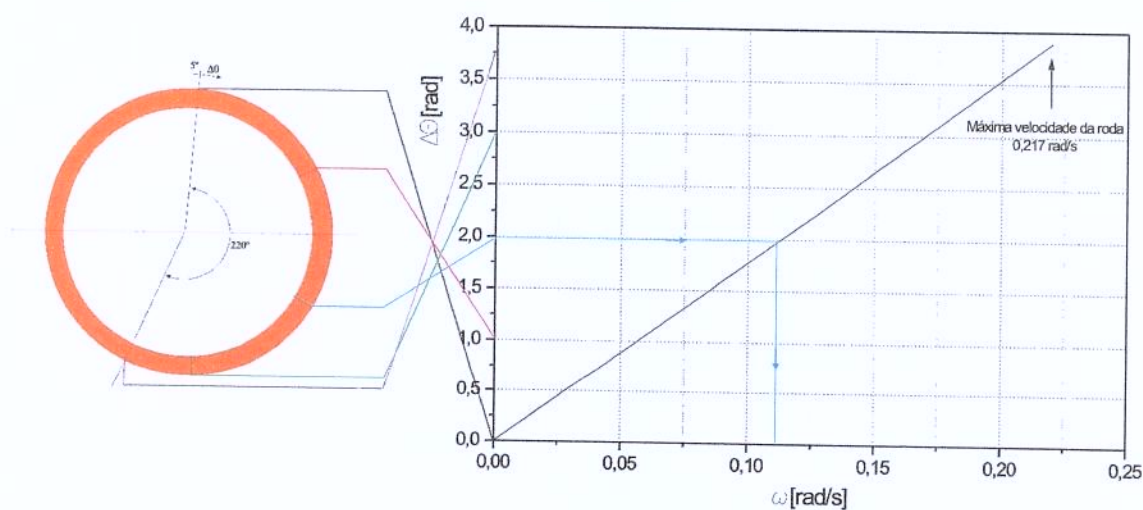


Figura 5.16: Previsão da posição angular do término da solidificação da liga Al 6101 em função da velocidade de rotação da roda de lingotamento.

CAPÍTULO 6

CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

6.1. Conclusões

As atividades desenvolvidas, os resultados experimentais obtidos e as análises feitas com o auxílio do modelo numérico aplicado às condições de solidificação do lingotamento contínuo rotativo, permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

6.1.1. O simulador físico mostrou-se capaz de reproduzir condições de extração de calor do conjunto metal/molde, permitindo o levantamento de parâmetros térmicos praticados industrialmente, o que o torna representativo do processo de lingotamento contínuo rotativo;

6.1.2. O método utilizado para a determinação do coeficiente transitório global de transferência de calor em função do tempo, o qual utiliza o confronto teórico/experimental de perfis de temperatura, demonstrou-se confiável na condução dos resultados para as condições analisadas;

6.1.3. Os resultados obtidos para a variação do coeficiente transitório global de transferência de calor ao longo da solidificação, evidenciam que as ligas utilizadas apresentam maior afinidade físico-química no estado líquido com as superfícies internas da roda de cobre e da cinta de aço, o que se reflete nos maiores valores destes coeficientes nos instantes iniciais da solidificação;

6.1.4. Os resultados obtidos para a variação do coeficiente transitório global de transferência de calor ao longo da solidificação mostraram valores aproximados para ambas as ligas utilizadas conforme indicado na Tabela 5.1. Observou-se também, valores sempre maiores deste coeficiente para a base do molde, evidenciando o efeito gravitacional na transferência de calor,

6.1.5. A aplicação do modelo numérico às condições físicas do sistema metal/molde, permite realizar previsões da evolução das espessuras solidificadas com o tempo e dessa forma prever também a localização angular do término da solidificação em função das velocidades de rotação da roda de lingotamento no processo industrial.

6.2. Sugestões para trabalhos futuros

1- Analisar a solidificação e determinar os coeficientes transitórios globais de transferência de calor para outros ângulos de inclinação do simulador físico, principalmente para os ângulos pertencentes às zonas classificadas industrialmente como críticas e subcríticas conforme descrito no capítulo 1;

2- Realizar simulações física e numérica, para maiores taxas de resfriamento em função das vazões impostas nos bicos pulverizadores;

3- Analisar a solidificação e determinar os coeficientes transitórios globais de transferência de calor para outras ligas de alumínio com aplicação na indústria de condutores elétricos.

**BIBLIOTECA CENTRAL
DESENVOLVIMENTO
COLEÇÃO
UNICAMP**

BIBLIOGRAFIA

ASM, **Aluminum and aluminum alloys**, ASM Specialty Handbook, The Materials Information Society, pp.706-730, 1998.

Bower, T. F.; Brody, H. D.; Flemings, M. C. **Measurements of solute redistribution in dendritic solidification**, Transactions of the AIME, v. 236, pp.624-634, 1966.

Burden, M.H; Hunt, J.D. **Cellular and dendritic growth**, Journal of Crystal Growth, v.22, 1974, pp.99-108.

Caram R; Garcia, A. **The Use of Dendritic Microstructure Growth to Evaluate the Metal-Mold Heat Transfer Coefficient in the Foundry Process**, IMechE Conference Transactions, The Institution of Mechanical Engineers, London, V. 2, p 555-559, (1995).

Chen, J.H.; Tsai, H.L. **An Efficient and Accurate Numerical Algorithm for Multi-Dimensional Modeling of Casting Solidification, Part I: Control Volume Method**, Transactions of the American Foundrymen's Society, V.98, 527-537, Apr (1990).

Clyne, T. W.; Kurz, W. **Metallurgical Transactions A**, V. 12A, 965-971, (1981).

Continuus, P. **Instruções da linha de lingotamento e laminação**, 1998

Davies, V. L. **Heat Transfer in Gravity Die Castings**. British Foundryman, V. 73, p. 331-334, (1980).

Ferreira, I. L.; Siqueira, C.; Santos, C. A.; Garcia, A. **Theoretical and experimental analysis of inverse segregation during unidirectional solidification of an Al6.2wt%Cu alloy**. Scripta Materialia, v.49, p.339 - 344, 2003.

Ferreira, I. L.; Santos, C. A.; Voller, V. R.; Garcia, A. **Analytical, numerical and experimental analysis of inverse macrosegregation during upward unidirectional solidification of Al-Cu alloys**, Metallurgical and Materials Transactions B, v.35B, n.April, pp.285 - 297, 2004.

Flemings, M. C. **Solidifications Processing**, New York: McGraw-Hill, 1974.

- Garcia, A; Prates, M. **Mathematical Model for the Unidirectional Solidification of Metals**, I. Cooled Molds, Metallurgical Transactions, V. 98, p 449-457, (1978).
- Garcia, A; Clyne, T.W. **A Versatile Technique for Characterization of Metal-Mold Heat Transfer and Correlation with Thermal and Structural Effects**, Solidification Technology in the Foundry and Casthouse, The Metals Society, pp 33-39, (1983).
- Garcia, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**, São Paulo: Editora da Unicamp, 2001, 399p.
- Ho, K.; Pehlke, R.D. **Mechanisms of Heat Transfer at a Metal-Mold Interface**, AFS Transactions, V.92, p. 587-598, (1985).
- Ho, K.; Pehlke, R.D. **Metal-Mold Interfacial Heat Transfer**, Metallurgical Transactions B, V.16B, 585-594, Sept (1985).
- Huang, H.; et alli. **Modeling the Variation of the Air Gap Heat Transfer Coefficient in Shaped Castings**, The Minerals, Metals & Materials Society, p. 65-70, (1991).
- Hunt, J.D. **Materials Science and Engineering**, v.65, p. 75, (1984).
- Incropera, F. P.; Dewitt, D. P. **Fundamentals of heat and mass transfer**, 3 ed, John Wiley & Sons, Singapore, 1990.
- Irving, W.R. **Heat Transfer in Continuous Casting Mould**, Journal of the Iron and Steel Institute, p 271-277, (1967).
- Krishnan, M.; Sharma, D. G. R. **Determination of the Interfacial Heat Transfer Coefficients h in Unidirectional Heat Flow by Beck's Non Linear Estimation Procedure**, Int. Comm. Heat Mass Transfer; V. 23, n. 2, p. 203-214, (1996).
- Kurz, W.; Fisher, J. D. **Fundamentals of Solidification**. Switzerland, Trans Tech Public., 1981/1984/1986/1989/1992, pp.85-90.
- Louhenkilpi, S.; Laitinen, E.; Nieminen, R. **Real-time simulation of heat treatment of heat transfer in continuous casting**, Metallurgical Transactions B, v.24B, 1993, pp.685-693.

- Nishida, Y.; Matsubara, H. **Effect of Pressure on Heat Transfer at the Metal Mould-Casting Interface**, British Foundryman, p. 274-278, (1976).
- Ohno, A. **Solidificação dos metais**, Livraria ciência e tecnologia editora Ltda., São Paulo, 1988.
- Osório, W.R. **Modeling Dendritic Structure and Mechanical Properties of Zn-Al Alloys as a Function of Solidification Conditions**, Materials Science and Engineering A, v. 325/1-2, p. 104-112, (2002).
- Prates, M.; Biloni, H. **Variables Affecting the Nature of Chill-Zone**, Metallurgical Transactions, V. 3, p. 1501-1510, (1992).
- Quaresma, J.M.V.; Soeiro, N.S.; Garcia, A. **Mecanismos de Formação de Marcas Superficiais em Lingotes: Fatores de Influência**, Anais do 70 Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, p 131-134, (1986).
- Quaresma, J.M.V.; Santos, C.A.; Garcia, A. **Correlation Between Unsteady-State Solidification Conditions, Dendrite Spacings and Mechanical Properties of Al-Cu Alloys**, Metallurgical Transactions A, v. 31, p. 3167-3178, (2000).
- Robertson, S. R., Fascetta, E. F. **An Analytical Technique for the Determination of the Thermal Contact Resistance Between a Solidifying Metal and Mold**, Metallurgical Transactions B; V. 8B, p. 619-624, Dec (1977).
- Rocha, O. L.; Siqueira C. A.; Garcia, A. **Cellular/dendritic transition during unsteady-state unidirectional solidification of Sn-Pb alloys**, Materials Science Engineering A, v.347, n.1-2, p.59 - 69, 2003B.
- Ruddle, R.W. **The Solidification of Castings**, The Institute of Metals, 1957
- Santos, C. A. **Influências das taxas direcionais de resfriamento na evolução da solidificação em sistemas metal/molde**, Campinas: Faculdade de engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1997, Dissertação de Mestrado.
- Siqueira, C. A.; Cheung N.; Garcia, A. **Solidification thermal parameters affecting the columnar-to-equiaxed transition**, Metallurgical and Materials Transaction A, v. 33, pp. 2107-2118, 2002.

- Souza, E.N. **Análises teórica e experimental do fluxo de calor variacional na solidificação de cilindros horizontais e sua correlação com características estruturais**, Campinas: Faculdade de engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004, Tese de doutorado.
- Tarzia, D.A. **A Bibliography on moving-free boundary problems for the heat-diffusion equation – The Stefan and related problems**, Conferencias, seminaries y trabajos de matemática, Faculdade de ciencias empresariales, Universidade Austral, Rosário, Argentina, 2000.
- Voller, V.R.; Swaminathan, C.R. **General Source-Based Method for Solidification Phase Change**, Numerical Heat Transfer, Part B, V.19, 175-189, (1991).

