

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR CLÁUDIO ALVES DE
SIQUEIRA FILHO E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 27/11/2002

ORIENTADOR

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

Influência de Parâmetros Térmicos de Solidificação na Transição Colunar/Equiaxial

Autor: Cláudio Alves de Siqueira Filho
Orientador: Prof. Dr. Amauri Garcia

35/02

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

Influência de Parâmetros Térmicos de Solidificação na Transição Colunar/Equiaxial

Autor: Cláudio Alves de Siqueira Filho
Orientador: Prof. Dr. Amauri Garcia

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais e Processos

Tese de Doutorado acadêmico apresentada à Comissão de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2002
S.P. – Brasil

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

UNIDADE	BE
Nº CHAMADA	11 UNICAMP
	5752
V	EX
TOMBO BC/	53510
PROC.	124103
C	☐
D	☒
PREÇO	R\$ 11,00
DATA	30/04/03
Nº CPD	

CM00182602-4

ibid . 294041

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

Si75i

Siqueira Filho, Cláudio Alves de

Influência de parâmetros térmicos de solidificação na
transição colunar/equiaxial / Cláudio Alves de Siqueira
Filho. --Campinas, SP: [s.n.], 2002.

Orientador: Amauri Garcia.

Tese (doutorado) - Universidade Estadual de
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Solidificação. 2. Ligas de alumínio-cobre. 3.
Materiais-Propriedades mecânicas. 4. Resfriamento. I
Garcia, Amauri. II. Universidade Estadual de Campinas.
Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

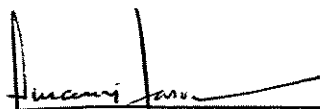
UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

TESE DE DOUTORADO

**Influência de Parâmetros Térmicos de
Solidificação na Transição Colunar/Equiaxial**

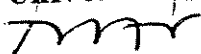
Autor: Cláudio Alves de Siqueira Filho

Orientador: Prof. Dr. Amauri Garcia



Prof. Dr. Amauri Garcia, Presidente

Instituição: Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP



Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos

Instituição: Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP



Profa. Dra. Maria Clara F. Ierardi

Instituição: Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP



Prof. Dr. Carlos de Moura Neto

Instituição: Instituto Tecnológico de Aeronáutica – ITA



Prof. Dr. Francisco Cristóvão Lourenço Melo

Instituição: Instituto de Aeronáutica e Espaço – CTA

Campinas, 27 de Novembro de 2002

Dedicatória:

Dedico este trabalho primeiramente a Deus pela força, saúde e perseverança para a realização deste trabalho, aos meus pais, Cláudio Alves de Siqueira e Marivalda de Assunção Siqueira e a minha esposa, Cláudia Rosa Maciel Barros.

Agradecimentos

Este trabalho não poderia ser terminado sem a ajuda de diversas pessoas às quais presto minha homenagem:

Aos meus pais, pelo incentivo em todos os momentos da minha vida.

À minha esposa, pelo apoio e compreensão no desenvolvimento deste trabalho.

Ao CNPq pela bolsa que permitiu o desenvolvimento deste trabalho.

À Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas pelo programa de Pós-Graduação.

Ao Prof. Dr. Amauri Garcia pela forma segura, dedicada e competente com que orientou este trabalho.

Ao Prof. Dr. Antonio Luciano Seabra Moreira pela amizade e incentivo para a realização do Doutorado.

Ao Sr. Antonio Laerte Struziato pela amizade e incentivo durante a realização deste trabalho.

Aos técnicos dos laboratórios de metalografia e oficina mecânica pelo incentivo e realização de trabalhos referentes a realização desta tese.

Aos colegas do grupo de pesquisa: Wislei Riuper, Carlos Alexandre, Noé Cheung, Manoel Diniz Peres, Otávio Rocha, José Carlos, José Eduardo, Ivaldo Leão, Fernando Sá.

*Confia por mais que sofras persiste, tudo passa nesta vida,
a dor que parece eterna tem sua hora de partida*
RPJ

Resumo

FILHO, Cláudio Alves de Siqueira, *Influência de Parâmetros Térmicos de Solidificação na Transição Colunar/Equiaxial*, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2002. Tese (Doutorado)

A macroestrutura de solidificação de peças fundidas ou lingotes pode apresentar-se na forma de grãos completamente colunares ou totalmente equiaxiais, dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação. Uma forma estrutural mais complexa, típica de solidificação em moldes de maiores difusividade de calor como moldes metálicos e refrigerados, é composta pelas duas zonas estruturais. Essa forma mista de solidificação ocorre quando os grãos equiaxiais encontram condições de nuclear e crescer no líquido, à frente da fronteira colunar de crescimento, provocando a transição colunar/equiaxial. A previsão da transição colunar/equiaxial é de grande interesse na programação das propriedades mecânicas de produtos solidificados. Peças com estruturas completamente equiaxiais são mais apropriadas para inúmeras aplicações, uma vez que apresentam isotropia de propriedades físicas e mecânicas. Por outro lado, a anisotropia das propriedades das estruturas colunares permite aplicações tecnológicas importantes, como por exemplo, no crescimento de lâminas de turbinas de motores a jato.

Uma série de experiências é realizada para analisar a transição colunar/equiaxial durante a solidificação direcional de ligas Al-Cu e Sn-Pb em condições transitórias de fluxo de calor para diferentes superaquecimentos e coeficientes variáveis de transferência de calor na interface metal/molde. Uma abordagem teórico-experimental é desenvolvida para a determinação quantitativa de parâmetros térmicos de solidificação: coeficientes variáveis de transferência de calor metal/molde, velocidades de crescimento da ponta da dendrita,

gradientes térmicos e taxas de resfriamento. Os resultados de simulações numéricas, confrontados com resultados experimentais obtidos, mostram que critérios para a transição colunar/equiaxial (TCE), baseados ou na velocidade de crescimento ou no gradiente de temperatura na ponta da dendrita isoladamente, não são capazes de determinar a transição estrutural. A análise indica que um critério mais realista deveria envolver ambos os parâmetros térmicos através da taxa de resfriamento na ponta da dendrita. O crescimento colunar deve prevalecer ao longo do fundido para uma taxa de resfriamento maior do que um determinado valor crítico, e que depende do sistema binário. Estas taxas críticas atingem valores de cerca de 0,2 K/s, para ligas Al-Cu e 0,014 K/s, para ligas Sn-Pb, no presente trabalho. As influências de parâmetros de solidificação, como superaquecimento no metal líquido, concentração de soluto e coeficientes de transferência de calor metal/molde na posição da transição colunar/equiaxial são também investigadas.

Palavras Chave

Solidificação, Transição Colunar/Equiaxial, Parâmetros Térmicos e Ligas Al-Cu e Sn-Pb.

Abstract

FILHO, Cláudio Alves de Siqueira, *Influence of Solidification Thermal Parameters on the Columnar/Equiaxed Transition*, Campinas: Faculty of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2002. Doctorate Thesis.

The macrostructure of cast ingots can be characterized by either a completely columnar structure or an equiaxed structure, depending on alloy composition and solidification conditions. A more complex structure, typical of solidification in molds of high heat diffusivity, like chill and cooled molds, both structural forms. This mixed mode of solidification occurs when equiaxed grains can nucleate and grow ahead of the columnar front provoking the columnar to equiaxed transition. The prediction of such transition is of great interest for the evaluation and design of the mechanical properties of casting products. On the other hand, the anisotropy of mechanical properties, typical of columnar structures, enables technological applications of great importance like growing of blades for jet engines.

Experiments are conducted to analyze the columnar to equiaxed transition (CET) during the upward unsteady state directional solidification of Al-Cu and Sn-Pb alloys, under different conditions of superheat and heat transfer efficiencies at the metal/mold interface. A combined theoretical and experimental approach is developed to quantitatively determine the solidification thermal parameters: transient heat transfer coefficients, tip growth rates, thermal gradients and cooling rates. A numerical procedure combined with experimental results does not give support to CET criteria based either on tip growth rate or on temperature gradients at the dendrite tips. Rather, the analysis has indicated that a more convenient criterion should encompass both thermal parameters through the tip cooling

rate. The columnar growth is expected to prevail throughout the casting for a tip cooling rate higher than a critical value, which depends only on the alloy system and observed to be about 0.2 K/s, for Al-Cu alloys and 0.014 K/s, for Sn-Pb alloys in this investigation. The effects of solidification parameters like melt superheat, solute concentration and metal/mold heat transfer coefficient on the CET position are also investigated.

Key Words

Solidification, Columnar-to-Equiaxed Transition, Thermal Parameters and Al-Cu and Sn-Pb Alloys.

Índice

LISTA DE FIGURAS	xvi
LISTA DE TABELAS	xxiv
NOMENCLATURA	xxvi
Capítulo 1	1
1- INTRODUÇÃO	1
1.1- Considerações Iniciais	1
1.2- Objetivos	3
Capítulo 2	5
2- MACROESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO E TRANSIÇÃO COLUNAR/EQUIAXIAL (TCE)	5
2.1- Macroestruturas de Solidificação	5
2.2- Influência dos Parâmetros de Solidificação	8
2.3- Origem dos Núcleos Equiaxiais	9
2.4- Superesfriamento Constitucional	9
2.5- Mecanismo do “Big Bang”	11
2.6- Mecanismo de Separação de Braços de Dendritas	13

2.7- Crescimento de Grãos Equiaxiais	14
2.8- Modelos de Crescimento	17
2.9- A Transição Colunar/ Equiaxial (TCE)	17
Capítulo 3	30
3- PARÂMETROS TÉRMICOS DA SOLIDIFICAÇÃO	30
3.1- Modelo Analítico para Análise da Solidificação Unidirecional de Ligas Binárias em Moldes Maciços	30
3.2- Hipóteses Básicas de Caráter Físico Assumidas	32
3.3- Correlação Entre o Sistema Virtual e o Sistema Real	32
3.4- Condições de Contorno Aplicadas ao Sistema	33
3.5- Cinética de Solidificação	33
3.5.1- Evolução da Isoterma Solidus	33
3.5.2- Evolução da Isoterma Liquidus	34
3.6- Determinação dos Perfis Térmicos Durante a Solidificação	36
3.6.1- Perfil Térmico no Molde	36
3.6.2- Perfil Térmico no Metal Sólido	36
3.6.3- Perfil Térmico Na Região Pastosa ou “Mushy Zone”	36
3.6.4- Perfil Térmico no Metal Líquido	37
3.7- Determinação de S_o , L_o e E_o	37
3.8- Determinação das Constantes ϕ_1 e ϕ_2	39
3.9- Taxa de Resfriamento ($\dot{T}$)	41
3.9.1- Cinética de Deslocamento das Isotermas Solidus e Liquidus	42

3.9.2- Gradientes Térmicos (G)	42
I- Metal Líquido Vazado com Superaquecimento ($\Delta T > 0$)	43
II- Metal Líquido Vazado sem Superaquecimento ($\Delta T = 0$)	43
3.9.3- Taxas de Resfriamento no Metal Sólido ($\dot{T}_1$)	44
3.9.4- Taxas de Resfriamento no Metal Líquido ($\dot{T}_2$)	45
3.10- Simulações Analíticas de (V_L), (G_L) e ($\dot{T}$)	46
3.11- Modelo Numérico para Análise da Solidificação Unidirecional de Ligas Binárias em Moldes Maciços	50
3.11.1- Desenvolvimento do Modelo Matemático	50
3.11.2- Determinação da Fração Sólida	53
3.11.3- O Método das Diferenças Finitas (M. D. F.)	55
3.11.4- Formação da Malha do M. D. F.	55
3.11.5- A Expansão de Taylor para o Método de Diferenças Finitas	56
3.11.6- O Modo Explícito do M. D. F.	60
3.11.7- O Modo Implícito do M. D. F.	61
3.11.8- Comparação Entre o Modo Implícito e o Modo Explícito	62
3.11.9- Modelagem Matemática da Transferência de Calor Metal/Molde	64
Capítulo 4	66
4- MATERIAIS E MÉTODOS	66
4.1- Análise Experimental	66

4.2- Aparato Experimental de Uso Comum	67
4.3- Procedimento Experimental para a Análise Térmica	71
4.4- Desenvolvimento Experimental para Determinação de h_i	81
Capítulo 5	84
5- RESULTADOS E DISCUSSÕES	84
5.1- Coeficientes de Transferência de Calor na Interface Metal/Molde	84
5.1.1- Ligas do Sistema Sn-Pb	84
5.1.2- Ligas do Sistema Al-Cu	90
5.2- Determinação dos Parâmetros Operacionais: Velocidade da Isoterma Liquidus, Gradiente Térmico e Taxa de Resfriamento	95
5.2.1- Sistema Sn-Pb	95
5.2.2- Sistema Al-Cu	100
(A) Al-2%Cu	100
(B) Al-5%Cu	105
(C) Al-8%Cu	110
(D) Al-10%Cu	115
5.3- Microestruturas de Solidificação e Transição Colunar/Equiaxial (TCE)	118
5.3.1- Sistema Sn-Pb	118
5.3.2- Sistema Al-Cu	125

Capítulo 6	134
6- CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS	134
6.1- Conclusões	134
	134
6.2- Propostas para Futuros Trabalhos	137
	140
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	
	141
ANEXO I: Determinação de Tamanhos de Grão	1A
ANEXO II: Algoritmo do Modelo Matemático - Unidimensional	1B
ANEXO II: Programa Interface hi para Windows	1C

LISTA DE FIGURAS

CAPÍTULO 1

Figura 1.1 – Ilustração esquemática da transição colunar/equiaxial em ligas metálicas.

Figura 1.2 – Macroestruturas de lâminas de turbina de liga à base de níquel: da esquerda para a direita estrutura equiaxial, colunar e monocristalina [*Svoboda, 1988*].

CAPÍTULO 2

Figura 2.1 – (a) Representação esquemática das diferentes zonas macroestruturais; (b) macroestruturas de um lingote de alumínio de seção quadrada [*Garcia, 2001*].

Figura 2.2 – Sequência da solidificação de solução de cloreto de amônia e água em lingoteira de alumínio [*Shewmon, 1969*].

Figura 2.3 – Lingote de aço ilustrando, esquematicamente, a formação da macroestrutura (1) estrutura colunar ramificada (2) estrutura colunar e (3) estrutura equiaxial [Uhlmann, 1966].

Figura 2.4 – Representação esquemática da transição colunar/equiaxial [Wang e Beckermann, 1994].

Figura 2.5 – Resultados experimentais da temperatura das pontas dendríticas em função da velocidade de crescimento, sob condições de 3 diferentes gradientes de temperatura: 0,5 °C/cm, 10 °C/cm e 60 °C/cm, para uma liga Al 2% em peso de Cu.

Figura 2.6 - Diagrama esquemático das temperaturas das pontas das dendritas em função da velocidade de crescimento para diferentes gradientes de temperatura (G) mostrando a variação nas temperaturas das dendritas colunares e cristais equiaxiais.

CAPÍTULO 3

Figura 3.1 - Perfil térmico esquemático para sistema metal/molde, segundo proposta de A. Garcia [Garcia, 1978].

Figura 3.2 - Evolução esquemática das isoterms solidus e liquidus.

Figura 3.3 - Perfil térmico esquemático da interface metal/molde para ligas binárias utilizado na determinação de E_0 , S_0 e L_0 .

Figura 3.4 - Ábaco esquemático para determinação das constantes ϕ_1 e ϕ_2 .

Figura 3.5 - Simulações analíticas (a) velocidade de deslocamento da isoterma liquidus; (b) gradientes térmicos e (c) taxas de resfriamento para ligas Al-5%Cu com diferentes superaquecimentos e valores de $h_i = 2000 \text{ W/m}^2.\text{K}$

Figura 3.6 - Simulações analíticas (a) velocidade de deslocamento da isoterma liquidus; (b) gradientes térmicos e (c) taxas de resfriamento para ligas Al-5%Cu com superaquecimento de 5 K e diferentes valores de h_i [$\text{W/m}^2.\text{K}$].

Figura 3.7 - Simulações analíticas (a) velocidade de deslocamento da isoterma liquidus; (b) gradientes térmicos e (c) taxas de resfriamento para ligas Al-5%Cu com superaquecimento de 5 K valores de $h_i = 2000 \text{ W/m}^2.\text{K}$ e tipos de moldes diferentes.

Figura 3.8 - Representação da malha de nós.

Figura 3.9 - Representação geométrica da Diferença Finita de Avanço.

Figura 3.10 - Representação geométrica da Diferença Finita de Retorno.

Figura 3.11 - Representação geométrica da Diferença Finita Central.

Figura 3.12 – Funcionamento do Método de Dusimberre para o fenômeno da solidificação.

Figura 3.13 – Sistema de malha acoplada ao meio físico.

CAPÍTULO 4

Figura 4.1 – Fluxograma experimental realizado durante o trabalho.

Figura 4.2 – (a) Cadinho de grafita, (b) Forno elétrico utilizado na fusão das ligas e (c) balança digital, utilizada para pesagem dos materiais para obtenção das ligas.

Figura 4.3 – (a) Lingoteira de aço inox (esquerda) e chapa molde de aço carbono que separa o metal do fluido de refrigeração (direita) e (b) Forno de solidificação unidirecional vertical ascendente.

Figura 4.4 – (a) Termopar acoplado a um plug-conector; (b) Sistema de aquisição de dados e (c) software utilizado no registro das temperaturas envolvidas nos experimentos.

Figura 4.5 – (a) Vista em corte do dispositivo de solidificação unidirecional e (b) Representação esquemática do corte longitudinal do dispositivo com ênfase para a posição e profundidade dos termopares e câmara de vazamento.

Figura 4.6 - Curva de resfriamento utilizada para quantificar e qualificar a liga Al-8%Cu.

Figura 4.7 - Esquema do processo experimental para obtenção dos parâmetros térmicos no processo de solidificação unidirecional.

Figura 4.8 – Lingote de estanho solidificado unidirecionalmente na forma vertical em molde refrigerado a água (aumento 1x).

Figura 4.9 - Exemplo da amostra utilizada para a realização de análise microestrutural para medição dos espaçamentos primários e secundários.

Figura 4.10 - Ilustração esquemática das medidas dos espaçamentos dendríticos primários (EDP) e secundário (EDS).

Figura 4.11 - Ilustração esquemática das medidas da largura do grão colunar.

CAPÍTULO 5

Figura 5.1- Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para liga do sistema Sn-Pb vazado com superaquecimento de 5 °C e 24 °C em moldes de aço 1020 e aço inoxidável 304 polido e recoberto: (a) Sn-5%Pb.

Figura 5.2- Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para ligas do sistema Sn-Pb vazadas com superaquecimentos de 5 °C e 24 °C em moldes de aço 1020 e aço inoxidável 304 pintado e não pintado: (a) Sn-10%Pb e (b) Sn-15%Pb.

Figura 5.3- Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para ligas do sistema Sn-Pb vazadas com superaquecimentos $\Delta T = 5$ °C e $\Delta T = 24$ °C em moldes de aço 1020 e aço inoxidável 304 pintado e não pintado: (a) Sn-30%Pb.

Figura 5.4- Correlação entre as curvas que representam o comportamento de h_i obtidas para a liga: (a) Sn-5%Pb.

Figura 5.5- Correlação entre as curvas que representam o comportamento de h_i obtidas para as ligas: (a) Sn10%Pb, (b) Sn15%Pb, (c) Sn20%Pb e (d) Sn30%Pb vazadas com superaquecimentos $\Delta T = 5$ °C e $\Delta T = 24$ °C em moldes de aço 1020 e aço inoxidável 304 polido e recoberto.

Figura. 5.6- Evolução do coeficiente de transferência de calor metal/molde em função do tempo: Sn-5%Pb, Sn-10%Pb, Sn-20%Pb e Sn-30%Pb.

Figura 5.7- Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para ligas do sistema Al-2%Cu vazadas em moldes de aço 1020 polido e recoberto.

Figura 5.8- Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para ligas do sistema Al-5%Cu vazadas em moldes de aço 1020 polido e recoberto.

Figura 5.9- Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para ligas do sistema Al-8%Cu vazadas em moldes de aço 1020 polido e recoberto.

Figura 5.10- Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para ligas do sistema Al-5%Cu vazadas em moldes de aço 1020 polido e recoberto.

Figura 5.11- Correlação entre as curvas que representam o comportamento de h_i obtidas para as ligas Al-Cu vazadas em moldes de aço 1020 polido e pintado: (a) Al-2%Cu, (b) Al-5%Cu, (c) Al-8%Cu e (d) Al-10%Cu.

Figura 5.12- Resultados da posição da isoterma liquidus em função do tempo obtido a partir de dados experimentais comparados com resultados de simulação numérica: (a) Sn-5%Pb, (b) Sn-10%Pb, (c) Sn-20%Pb e (d) Sn-30%Pb.

Figura 5.13- Velocidades da isoterma liquidus em função da posição obtidas por simulação numérica e pelo método analítico: (a) Sn-5%Pb, (b) Sn-10%Pb, (c) Sn-20%Pb e (d) Sn-30%Pb.

Figura 5.14- Gradientes térmicos em função da posição obtidos por simulação numérica para ligas Sn-Pb.

Figura 5.15- Taxas de resfriamento em função da posição obtido a partir de dados experimentais, simulação numérica e analítica: (a) Sn-5%PB, (b) Sn-10%PB, (c) Sn-20%PB e (d) Sn-30%PB.

Figura 5.16- Resultados da posição da isoterma liquidus em função do tempo obtido a partir de dados experimentais comparados com resultados de simulação numérica para a liga Al-2%Cu.

Figura 5.17- Velocidades da isoterma liquidus em função da posição obtidas por simulação numérica e pelo método analítico para a liga Al-2%Cu.

Figura 5.18- Gradientes térmicos em função da posição obtidos por simulação numérica para ligas Al-Cu.

Figura 5.19- Taxas de resfriamento em função da posição obtidas a partir de dados experimentais, simulações numérica e analítica para ligas Al-2%Cu.

Figura 5.20- Resultados da posição da isoterma liquidus em função do tempo obtido a partir de dados experimentais comparados com resultados de simulação numérica para a liga Al-5%Cu.

Figura 5.21- Velocidades da isoterma liquidus em função da posição obtidas por simulação numérica e pelo método analítico para a liga Al-5%Cu.

Figura 5.22- Gradientes térmicos em função da posição obtidos por simulação numérica para ligas Al-5%Cu.

Figura 5.23- Taxas de resfriamento em função da posição, obtido a partir de dados experimentais, simulações numérica e analítica para ligas Al-5%Cu.

Figura 5.24- Resultados da posição da isoterma liquidus em função do tempo obtido a partir de dados experimentais comparados com resultados de simulação numérica para a liga Al-8%Cu.

Figura 5.25- Velocidades da isoterma liquidus em função da posição obtidas por simulação numérica e pelo método analítico para a liga Al-8%Cu.

Figura 5.26- Gradientes térmicos em função da posição obtidos por simulação numérica para ligas Al-8%Cu.

Figura 5.27- Taxas de resfriamento em função da posição obtido a partir de dados experimentais, simulação numérica e analítica para ligas Al-8%Cu.

Figura 5.28- Resultados da posição da isoterma liquidus em função do tempo obtido a partir de dados experimentais comparados com resultados de simulação numérica para a liga Al-10%Cu.

Figura 5.29- Velocidades da isoterma liquidus em função da posição obtidas por simulação numérica e pelo método analítico para a liga Al-10%Cu.

Figura 5.30- Gradientes térmicos em função da posição obtidos por simulação numérica para ligas Al-10%Cu.

Figura 5.31- Taxas de resfriamento em função da posição obtido a partir de dados experimentais, simulação numérica e analítica para ligas Al-10%Cu.

Figura 5.32- Exemplos típicos de macroestruturas observadas para o caso das ligas: (a) Sn-10%Pb – $h_i = 1200 (t)^{-0,01} \text{ W/m}^2.\text{K}$ e (b) Sn30%Pb - $h_i = 950 (t)^{-0,01} \text{ W/m}^2.\text{K}$.

Figura. 5.33- Macroestruturas obtidas com chapa molde de aço inoxidável recoberta com alumina: (a) Sn-5%Pb, (b) Sn-10%Pb, (c) Sn-20%Pb e (d) Sn-30%Pb.

Figura 5.34- Ilustração do esquema de perdas e injeção de calor pelas paredes da lingoteira e seu reflexo na fronteira colunar/equiaxial.

Figura. 5.35- (a) Velocidades de deslocamento da isoterma liquidus (b), gradientes térmicos e (c) taxas de resfriamento em função da posição a partir da interface metal/molde. Chapa molde de aço inoxidável 304 recoberto com uma camada de alumina.

Figura 5.36- Macroestruturas obtidas com chapa molde de aço 1020 polida e recoberta: Al-2%Cu.

Figura 5.37- Macroestruturas obtidas com chapa molde de aço 1020 polida e recoberta: Al-5%Cu.

Figura 5.38- Macroestruturas obtidas com chapa molde de aço 1020 polida e recoberta: Al-8%Cu.

Figura 5.39- Macroestruturas obtidas com chapa molde de aço 1020 polida e recoberta: Al-10%Cu.

Figura. 5.40- Velocidades de deslocamento da isoterma liquidus em função da posição a partir da interface metal/molde: (a) Al-2%Cu, (b) Al-5%Cu, (c) Al-8%Cu e (d) Al-10%Cu. Chapa molde de aço 1020.

Figura. 5.41- Gradientes Térmicos à frente da isoterma liquidus em função da posição a partir da interface metal/molde: (a) Al-2%Cu, (b) Al-5%Cu, (c) Al-8%Cu e (d) Al-10%Cu Chapa molde de aço 1020.

Figura. 5.42- Taxas de resfriamento em função da posição a partir da interface metal/molde: (a) Al-2%Cu, (b) Al-5%Cu, (c) Al-8%Cu e (d) Al-10%Cu. Chapa molde de aço 1020.

Figura. 5.43- Simulações numéricas: efeitos do superaquecimento do metal, coeficiente de transferência de calor metal/molde e concentração de soluto na taxa de resfriamento.

Figura 5.44 – (A) Al-5%Cu , $h_i = 2500 \text{ W/m}^2\text{K}$ e diferentes superaquecimentos no metal; (B) Al-5%Cu, superaquecimento no metal de 5 K e diferentes valores de h_i [$\text{W/m}^2\text{K}$]; (C) $h_i = 5000 \text{ W/m}^2\text{K}$, 1K superaquecimento e diferentes concentrações de soluto. Taxa de resfriamento crítica de 0,2 K/s.

LISTA DE TABELAS

CAPÍTULO 2

Tabela 2.1 – Parâmetros de fundição que afetam a macroestrutura de solidificação.

Tabela 2.2 – Influência de PSC e ΔT_{SL} no comprimento da zona colunar para diversas ligas do sistema alumínio-zinco solidificadas em lingoteira de ferro-fundido pré-aquecido a 100°C e superaquecimento no líquido de 100°C [*Flood e Hunt, 1998*].

CAPÍTULO 4

Tabela 4.1 – Análise química dos metais usados para preparar as ligas Al-Cu e Sn-Pb.

Tabela 4.2 - Propriedades termofísicas das ligas Al-Cu utilizadas.

Tabela 4.3 - Propriedades termofísicas das ligas Sn-Pb utilizadas.

Tabela 4.4 - Relação dos experimentos realizados.

CAPÍTULO 5

Tabela 5.1- Coeficiente de Transferência de Calor Metal/molde durante a solidificação unidirecional vertical.

Tabela 5.2 - Posições experimentais da TCE e parâmetros térmicos da solidificação

Tabela 5.3 - Parâmetros de solidificação associados com a posição da TCE para o presente trabalho (P) e aqueles conduzidos por Mahapatra and Weinberg (MW).

Tabela 5.4 - Posição da TCE, parâmetros térmicos, tamanho de grão e espaçamentos dendríticos secundários.

Tabela 5.5 - Valores experimentais de V_L e G_L comparados com o critério proposto por Suri et al [*Suri et al,1991*].

Nomenclatura

Letras latinas

a, b e C	= constantes;
A e B	= constantes de integração;
C	= calor específico [J / kg.K];
C_E	= concentração eutética do sistema [% - em peso] ;
C_L	= percentagens de soluto nas fases líquida em equilíbrio ou concentração de soluto no líquido a uma distância x da interface sólido/líquido [%];
C_P	= calor específico de Voorhees [J / kg.K];
C_S	= percentagens de soluto nas fases sólida em equilíbrio [% - em peso];
C₀	= concentração nominal da liga [%];
d	= tamanho de grão [m];
D	= difusividade do soluto [m ² / s],
D_L	= difusividade do soluto no líquido [m ² / s];
D_S	= difusividade do soluto no sólido [m ² / s];
E_o	= camada virtual [m];
e_c	= espessura do molde [m]
e_s	= espessura da chapa de aço [m]
f_S	= fração de sólido [%];
f_L	= fração de líquido [%];
G	= gradientes térmicos [K / m];
G_L	= gradiente de temperatura no líquido [K/m];
H	= entalpia [J/kg]
h_g	= coeficiente global de transferência de calor [W / m ² .K];
h_M	= coeficiente de transferência de calor do molde [W / m ² .K];
h_i	= coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde [W / m ² .K];
h_{M/M}	= coeficiente de transferência de calor entre a superfície do metal e a chapa de aço na base da lingoteira [W / m ² .K];

hw	= coeficiente de transferência de calor do molde/fluido de refrigeração [W/m ² .K];
k	= (k_L + k_S) / 2 = condutividade térmica média do sistema [W / m K];
k_M	= condutividade térmica do material da parede do molde [W/ m.K];
K₀	= coeficiente de partição de soluto [adimensional];
k_C	= condutividade térmica da chapa molde [W /m.K];
k_S	= condutividade térmica do molde de aço [W / m K];
k(T)	= condutibilidade térmica do material [W / m.K];
L	= calor latente de fusão do material [J / m ³] ou [J / kg];
L₀	= Camada virtual [m];
M	= parâmetro de engrossamento [adimensional];
m₁ e m₂	= constantes;
m_L	= (d T_L / d C_L), inclinação da linha liquidus;
m	= vazão do fluido de refrigeração [kg / s];
n e (n + 1)	= índices usados para mostrar a dependência da temperatura com o tempo;
N₀	= número de núcleos por unidade de volume;
P	= posição [m];
PSC	= parâmetro do superesfriamento constitucional
q	= termo de geração interna de calor, associado à transformação de fase de um material [J / m ³ K s];
S_L	= posição da isoterma liquidus a partir da superfície metal/molde [m];
S_S	= posição da isoterma solidus a partir da superfície metal/molde [m];
S₀	= camada virtual [m];
t	= tempo de homogeneização [s];
t'	= instante de tempo no sistema virtual [s];
t₀	= tempo de solidificação [s];
t_{SL}	= tempo local de solidificação [s];
T	= temperatura da fase líquida na frente da interface sólido/líquido [K];
T₀	= temperatura ambiente ou inicial do molde [K];
T_{Eut}	= temperatura eutética do sistema [K];
T_F	= temperatura de fusão do metal base do sistema [K];
T_M	= temperatura do molde [K];
T_L	= temperatura da linha liquidus da liga [K];
T_S	= temperatura da linha solidus da liga [K];
T_V	= temperatura de vazamento [K];
t_S	= tempo correspondente à posição da isoterma solidus [s];
t_L	= tempo correspondente à posição da isoterma liquidus [s];
$\dot{T}$	= taxa de resfriamento [K / s];
V	= velocidades de deslocamento de isotermas características [m / s];
V_L	= velocidade de deslocamento da isoterma liquidus [m / s];

- V_S = velocidade de deslocamento da isoterma solidus [m / s];
 x = distância a partir do centro da dendrita [m];
 x' = distância a partir da interface metal/molde no sistema virtual [m];

Letras Gregas

- α_L = parâmetro que depende das propriedades termofísicas do metal líquido, do molde e da temperatura de vazamento [s / m²];
 α_S = parâmetro que depende das propriedades termofísicas do metal sólido, do molde e da temperatura de vazamento [s / m²];
 β_L = parâmetro que depende do metal do molde e de h_i [s / m];
 β_S = parâmetro que depende do metal do molde e de h_i [s / m];
 δ = tempo de surgimento da isoterma solidus [s];
 Δt = intervalo de tempo [s];
 ΔT = $T_V - T_L$, superaquecimento [K];
 ΔT_N = superesfriamento efetivo nos pontos de nucleação [K];
 ΔT_C = superesfriamento na frente colunar [K];
 ΔT_{SL} = $T_L - T_S$, intervalo de solidificação de não equilíbrio [K];
 Δx = elemento de volume considerado [m³];
 ϕ = constante de solidificação;
 ϕ_1 = constante de solidificação relacionada com a isoterma solidus;
 ϕ_2 = constante de solidificação relacionada com a isoterma liquidus;
 λ = espaçamentos interdendríticos [μ m];
 λ_1 = espaçamento dendrítico primário (EDP) [μ m];
 λ_2 = espaçamento dendrítico secundário (EDS) [μ m];
 Γ = $(\sigma_{SL} T_F / L)$, constante de capilaridade ou de Gibbs Thonpson [m K];
 γ = coeficiente de expansão térmica volumétrica do fluido de refrigeração, para gases pode ser aproximado por $(\gamma = 1 / T_0)$ [K⁻¹];
 ρ = massa específica do fluido de refrigeração [kg / m³];
 ρ_L = massa específica líquido [kg / m³];
 ρ_S = massa específica sólido [kg / m³];
 $\frac{\partial T}{\partial t}$ = taxas de resfriamento ou aquecimento [K / s].

Capítulo 1

1- INTRODUÇÃO

1.1- Considerações Iniciais

A macroestrutura de solidificação de peças fundidas ou lingotes pode apresentar-se na forma de grãos completamente colunares ou totalmente equiaxiais, dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação. Uma forma estrutural mais complexa, típica de solidificação em moldes de maiores difusividades de calor como moldes metálicos e refrigerados, é composta pelas duas zonas estruturais. Essa forma mista de solidificação ocorre quando os grãos equiaxiais encontram condições de nuclear e crescer no líquido, à frente da fronteira colunar de crescimento, provocando a transição colunar/equiaxial (TCE), conforme ilustrado na Figura 1.1 [Chalmers, 1964; Davies, 1973; Flemings, 1974; Ohno, 1976; Kurz, 1992].

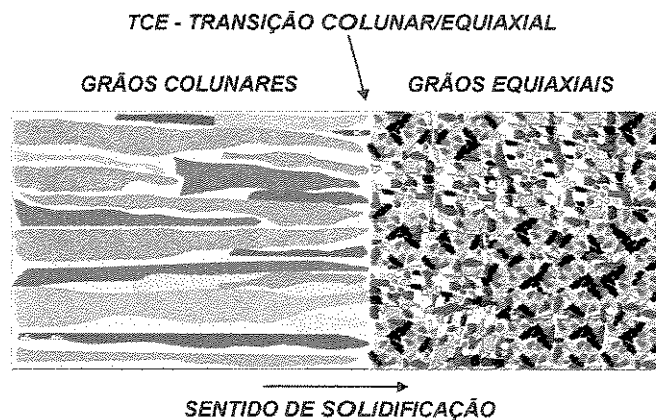


Figura 1.1 – Ilustração esquemática da transição colunar/equiaxial em ligas metálicas

A previsão da transição colunar/equiaxial é de grande interesse na programação das propriedades mecânicas de produtos fundidos. Peças com estruturas completamente equiaxiais são mais apropriadas para inúmeras aplicações, uma vez que apresentam isotropia de propriedades físicas e mecânicas. Por outro lado, a anisotropia das propriedades das estruturas colunares permite aplicações tecnológicas importantes, como por exemplo no crescimento de lâminas de turbinas de motores a jato, onde o crescimento colunar deve coincidir com a direção de máxima solicitação mecânica durante o funcionamento das turbinas. A Figura 1.2, mostra exemplos típicos de estruturas de lâminas de turbinas. A transição colunar/ equiaxial tem sido alvo de diferentes abordagens de pesquisa, e a literatura mostra indicações de que a competição entre esses dois tipos de crescimento é fundamentalmente governada pelas condições do sistema metal/molde, tais como: composição da liga, densidade de núcleos no volume de metal líquido, superaquecimento do metal líquido, difusividade de calor do material de molde, aquecimento do molde, coeficiente de transferência de calor da interface metal/molde, e convecção no metal líquido [Garcia,2001; Rappaz, 1996; Wang, 1994; Suri, 1991; Ziv, 1989; Flood, 1987; Mahapatra, 1987; Fredriksson, 1986; Witzke, 1982 e Hurtuk, 1979]. Pode-se afirmar, de forma qualitativa, que a TCE é antecipada à medida que a concentração de soluto da liga cresce, que a temperatura de vazamento é diminuída e que as correntes de convecção no metal líquido sejam mais intensas. Entretanto, a quantificação dessa transição exige uma investigação mais aprofundada dos mecanismos físicos envolvidos. Em peças de tamanho industrial, o perfil de temperaturas no metal durante a solidificação afeta de forma significativa os tamanhos das zonas colunar e equiaxial, já que o crescimento colunar é condicionado pelo movimento das isoterma *liquidus* e *solidus*, e o crescimento equiaxial à frente da fronteira colunar altera o perfil térmico no líquido em função da liberação de calor latente. Esses fenômenos agindo simultaneamente tornam a modelagem matemática da transição colunar/equiaxial uma tarefa complexa. Para a análise quantitativa dessa transição, a literatura apresenta o modelo de Hunt e Flood [Garcia, 2001 e; Ziv, 1989], no qual expressões analíticas apresentadas em função de gradientes térmicos, velocidade de solidificação, composição química e parâmetros de nucleação permitem definir uma região de transição. Wang e Beckermann [Wang e Beckermann, 1994; Rappaz, 1996] avaliam numericamente a posição onde ocorre a TCE. Uma análise dos trabalhos mais significativos apresentados na literatura sobre o assunto, mostra a necessidade da realização de

trabalhos experimentais mais controlados que, conjugados a uma análise teórica pertinente, possam contribuir para uma análise quantitativa mais confiável da TCE [*Wang e Beckermann, 1994; Rappaz, 1996; Suri, 1991; Mahapatra, 1987*].

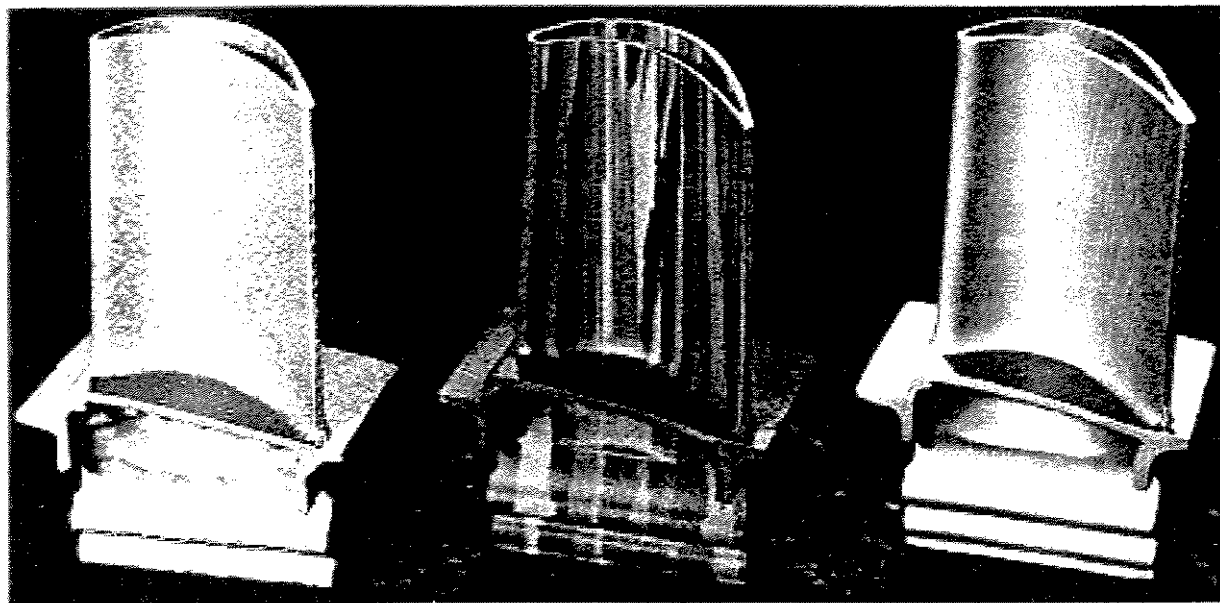


Figura 1.2 – Macroestruturas de lâminas de turbina de liga à base de níquel: da esquerda para a direita estrutura equiaxial, colunar e monocristalina [*Svoboda, 1988*]

1.2- Objetivos

Tendo em vista a importância da transição colunar/equiaxial na caracterização da macroestrutura e propriedades mecânicas decorrentes, este trabalho é planejado com o objetivo de desenvolver uma análise teórico-experimental segundo uma seqüência de atividades conforme se segue:

1 – Revisão crítica e atualizada da literatura no que diz respeito às teorias e trabalhos experimentais sobre a transição colunar/equiaxial e aos métodos matemáticos da análise do processo de solidificação;

2 – Revisão crítica e atualizada da literatura no que diz respeito à determinação do coeficiente transitório de transferência de calor na interface metal/molde (h_i), bem como definição de um método para a sua determinação;

3 – Aplicação de modelos numérico e analítico na análise da evolução da solidificação unidirecional de metais e ligas binárias para a caracterização de parâmetros térmicos do sistema metal/molde durante a solidificação;

4 – Realização de experimentos de solidificação unidirecional vertical ascendente em dispositivo refrigerado a água, com ligas dos sistemas Sn-Pb e Al-Cu com diferentes teores de soluto e graus de superaquecimento no metal líquido;

5 – Aplicação de modelos numéricos e analíticos na determinação de parâmetros térmicos da solidificação, tais como: velocidades da isoterma liquidus (V_L), gradientes térmicos (G_L) e taxas de resfriamento ($\frac{\partial T}{\partial t}$), e validação experimental com resultados obtidos com as ligas Al-2%Cu, Al-5%Cu, Al-8%Cu e Al-10%Cu e Sn-5%Pb, Sn-10%Pb, Sn-20%Pb e Sn-30%Pb;

6 – Determinação da transição colunar/equiaxial (TCE) por meio da análise macroestrutural, e análise da microestrutura (tamanho de grão e espaçamentos dendríticos) em ambos os lados da (TCE); e

7 - A partir do conjunto das análises teórica e experimental realizadas, elaborar um critério de transição colunar/equiaxial baseado nos parâmetros térmicos de solidificação e parâmetros estruturais. Baseado neste critério, avaliar a influência de: composição química da liga binária, material e condição da superfície da chapa molde, coeficiente de transferência de calor metal/molde e temperatura de vazamento do metal líquido, sobre a posição da TCE.

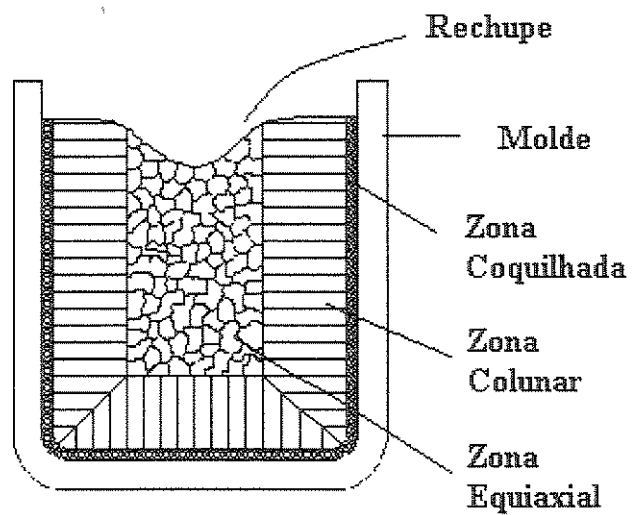
Capítulo 2

2- MACROESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO E TRANSIÇÃO COLUNAR/EQUIAXIAL (TCE)

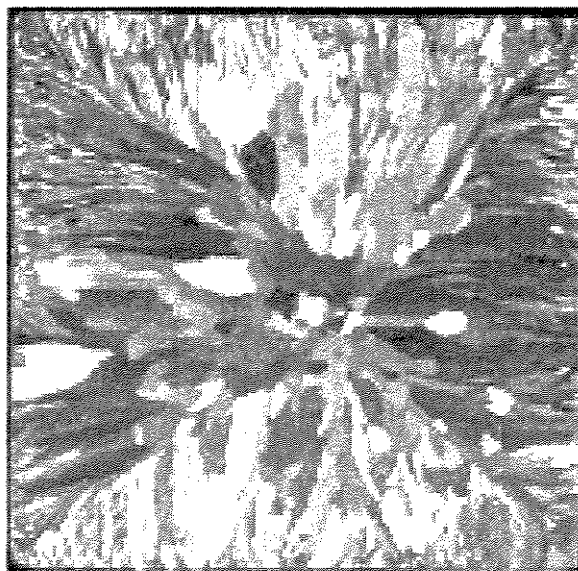
2.1 - Macroestruturas de Solidificação

Em geral, a macroestrutura de solidificação pode apresentar três zonas distintas, conforme ilustrado na Figura 2.1:

- Uma zona denominada coquilhada, caracterizada por grãos pequenos produzidos por uma rápida extração de calor junto à interface metal/substrato, predominando a nucleação ao crescimento;
- Uma zona alongada na direção de extração de calor constituída por finos cristais denominados colunares, que se caracteriza por estender-se à frente da zona coquilhada;
- Uma região desordenada de cristais de crescimento aleatório, denominados equiaxiais, no centro do fundido.



(a)



Aumento (1,5X)

(b)

Figura 2.1. – (a) Representação esquemática das diferentes zonas macroestruturais;
 (b) Macroestrutura de um lingote de alumínio de seção quadrada. [Garcia, 2001].

As três zonas podem não estar presentes em um mesmo caso; entretanto, quando um metal fundido contém grãos colunares e equiaxiais, a transição entre as duas morfologias dá-se em uma faixa estreita, com as zonas colunar e equiaxial completamente distintas. A literatura apresenta inúmeros estudos sobre a formação destas zonas, que buscam um entendimento dos mecanismos de formação da macroestrutura durante a solidificação, devido a sua iminente influência na estrutura dos grãos e nas propriedades do metal fundido [*Biloni e Chalmers, 1968* , *Bower e Flemings, 1967* , *Flood e Hunt, 1987* , *Suri et al., 1991*].

O processo de formação da zona equiaxial é decisivo para a determinação da macroestrutura de solidificação. Na ausência da zona equiaxial, o metal pode apresentar estrutura totalmente colunar. Grãos equiaxiais podem crescer à frente das dendritas colunares e a transição colunar/equiaxial ocorrerá quando esses grãos forem suficientemente grandes e numerosos, impedindo assim o avanço da frente colunar. A extensão da zona equiaxial é o resultado da competição entre os grãos colunares e equiaxiais. A formação da zona equiaxial exige:

- a presença de núcleos no metal líquido; e
- condições que promovam o crescimento destes núcleos.

Entre 1960 e 1970, houve uma tendência de se explicar os mecanismos da transição colunar para equiaxial somente em termos de diferentes mecanismos do suprimento de núcleos equiaxiais. Admitia-se que estes núcleos se desenvolviam dentro da zona equiaxial, quando presentes. A capacidade e tendência do crescimento dos grãos não eram consideradas. Entretanto, se o crescimento equiaxial é relativamente mais lento que o crescimento colunar, ou se é restrito à uma pequena região super-resfriada à frente da interface colunar/líquido, então, embora os núcleos equiaxiais estejam presentes, o crescimento colunar pode ocorrer em toda a macroestrutura, absorvendo os pequenos grãos equiaxiais à medida que a frente avança.

2.2- Influência dos Parâmetros de Solidificação

A macroestrutura de solidificação é afetada por vários fatores como: superaquecimento do líquido, composição química, fluxo de fluido, adição de refinadores de grãos, tamanho do fundido, etc. Estes fatores de influência são mostrados na Tabela 2.1. Os vários mecanismos e modelos para a transição colunar/equiaxial precisam ser discutidos e avaliados com referências e observações experimentais.

Tabela 2.1- Parâmetros de fundição que afetam a macroestrutura de solidificação.

Variáveis de Solidificação	Efeitos
Superaquecimento.....	Aumentando o superaquecimento, aumenta a extensão da zona colunar. A tendência é menos notada em grandes fundidos.
Ligas binárias.....	Baixos valores do parâmetro $-m_L(1-k_0)C_0/k_0$ favorecem a estrutura colunar; altos valores favorecem a estrutura equiaxial.
Composição.....	Aumentando o teor do elemento de liga (C_0), tende-se a diminuir a extensão da região colunar. Algumas investigações relatam que a região colunar não é uma simples função da concentração da liga.
Fluxo de fluido (natural ou forçado)	Aumentando o fluxo de fluido, diminui a extensão da região colunar.
Refinadores de grãos.....	A produção de núcleos não é suficiente para gerar uma zona equiaxial. O tamanho de grão é dependente da taxa de resfriamento. Adição de refinadores de grãos eliminam o crescimento colunar

Tabela 2.1- (continuação)

Mecanismos de vibração.....	O mecanismo de vibração promove refino de grãos e pode aumentar a zona equiaxial.
Tamanho dos grãos.....	O superaquecimento é menos significativo na estrutura de grãos de grandes fundidos. Aumentando-se a seção transversal produz-se um aumento na proporção de grãos equiaxiais. Maior sensibilidade para variações na altura da peça.

2.3- Origem dos Núcleos Equiaxiais

A formação da zona equiaxial requer a existência de pequenos cristais ou núcleos no metal líquido durante o resfriamento. Três mecanismos para a formação desses núcleos têm sido propostos e são usados para formar a base da discussão sobre os efeitos dos parâmetros de solidificação na transição colunar para equiaxial:

1. Superesfriamento cConstitucional;
2. Mecanismo do “Big Bang”; e
3. Mecanismo de separação dendrítica.

2.4- Superesfriamento Constitucional

O superesfriamento constitucional pode ocorrer à frente da interface de crescimento em função da nucleação heterogênea de grãos equiaxiais [Winegard,1954]. O superesfriamento constitucional ocorre à frente de uma interface sólido/líquido plana, quando [Tiller,1953]:

$$\frac{G_L \cdot D}{V} < \frac{-m_L \cdot C_o \cdot (1 - k_o)}{k_o} \quad , \quad [2.1]$$

onde G_L é o gradiente de temperatura no líquido, V é a velocidade de deslocamento da interface sólido/líquido, m_L é a inclinação da linha liquidus, C_0 é a composição inicial da liga, k_0 é o coeficiente de distribuição de soluto e D é o coeficiente de difusão de soluto no líquido.

O superaquecimento constitucional também ocorre à frente de células e dendritas, mas é menor do que aquele que se observa à frente da fronteira plana porque, nos crescimentos celular e dendritico, o soluto é rejeitado tanto lateralmente, quanto para a frente. O fato de que o superesfriamento constitucional existe no volume líquido durante o resfriamento da liga é indiscutível. Este pode ser medido e é usualmente necessário para o crescimento dos grãos à frente da frente colunar. Além disso, o superesfriamento constitucional é obviamente importante quando substratos eficientes, tais como refinadores de grão ou inoculantes, estão presentes.

Diversos trabalhos têm relatado correlações para a transição colunar/equiaxial entre C_0 e uma combinação de G_L e V , isto é G_L/V ou $G_L/V^{0.5}$ [Cole, 1968; Plaskett, 1959 e Tiller, 1962]. Em virtude dessas quantidades afetarem o grau de superesfriamento constitucional à frente da fronteira colunar/líquido [Eq. 2.1], essas correlações dão uma indicação evidente da presença do mecanismo do superesfriamento constitucional, como gerador de núcleos equiaxiais.

Evidências experimentais mostram que baixos valores para os parâmetros do superesfriamento constitucional provocam estruturas colunares de grãos grandes, enquanto altos valores produzem estruturas equiaxiais [Tarshis, 1971]. O tamanho do grão equiaxial pode estar relacionado também ao parâmetro do superesfriamento constitucional [Doherty, 1977].

Entretanto, a relação entre C_0 , G_L e V para a transição colunar/equiaxial e a dependência da zona equiaxial com os parâmetros do superesfriamento constitucional podem ser racionalizadas em termos do crescimento dos grãos, e isto pode não necessariamente indicar influência do superesfriamento constitucional na nucleação heterogênea [Hunt, 1984]. As variáveis G_L , V e C_0 afetam o crescimento dos grãos equiaxiais através do controle do grau e extensão do superesfriamento no metal líquido. Uma simples análise de crescimento em condições estacionárias sugere que relações da forma gradiente térmico à frente da fronteira sólido/líquido dividido pela velocidade seja proporcional a concentração ($G_L/V \propto C_0$) para a determinação da transição colunar/equiaxial são bastante prováveis, devido à influência dessas variáveis no crescimento dos grãos. Além disso, a mesma combinação das variáveis do parâmetro do superesfriamento constitucional também aparece na análise do crescimento, via

expressão cinética para o crescimento da ponta da dendrita [Burden, 1974; Tassa, 1976 e Hunt, 1984].

O mecanismo do superesfriamento constitucional tem sido criticado porque, para uma liga, deve ocorrer à frente da fronteira colunar em um estágio inicial de resfriamento (porque o gradiente de temperatura no líquido cai rapidamente e a camada de soluto é logo estabilizada à frente da fronteira colunar), mas a transição colunar/equiaxial só acontece algum tempo depois [Jackson, 1966]. Chalmers [Chalmers, 1963] mostrou, através do isolamento mecânico do centro de uma peça fundida com um cilindro de metal, que o mecanismo do superesfriamento não é por si só o responsável pelo crescimento equiaxial. O centro solidificado da peça é constituído por finos grãos equiaxiais, mas quando o centro está mecanicamente isolado, esses grãos poucos e grosseiros apenas no líquido se encontram superesfriados constitucionalmente. Em outras pesquisas mostra-se que os grãos equiaxiais podem ser produzidos no metal na ausência de núcleos heterogêneos prévios à solidificação [Biloni, 1968; Biloni, 1969; Aytanc, 1984].

2.5- Mecanismo do “Big Bang”

Neste mecanismo, os grãos equiaxiais resultam da nucleação pré-dendrítica formada durante o vazamento pela ação do resfriamento inicial do molde. Os grãos são então carregados para dentro do metal pelo fluxo de fluido (convecção) e sobrevivem até que o superaquecimento tenha sido removido [Chalmers, 1954]. A sobrevivência dos núcleos resfriados até que o superaquecimento seja dissipado é completamente provável para superaquecimentos moderados, devido ao calor latente relativamente elevado presente na solidificação dos metais.

A nucleação do mecanismo do “Big Bang” é observada na refrigeração de uma solução saturada de NH_4Cl conforme esquematizado na Figura 2.2 [Jackson, 1966 ; Burden, 1974].

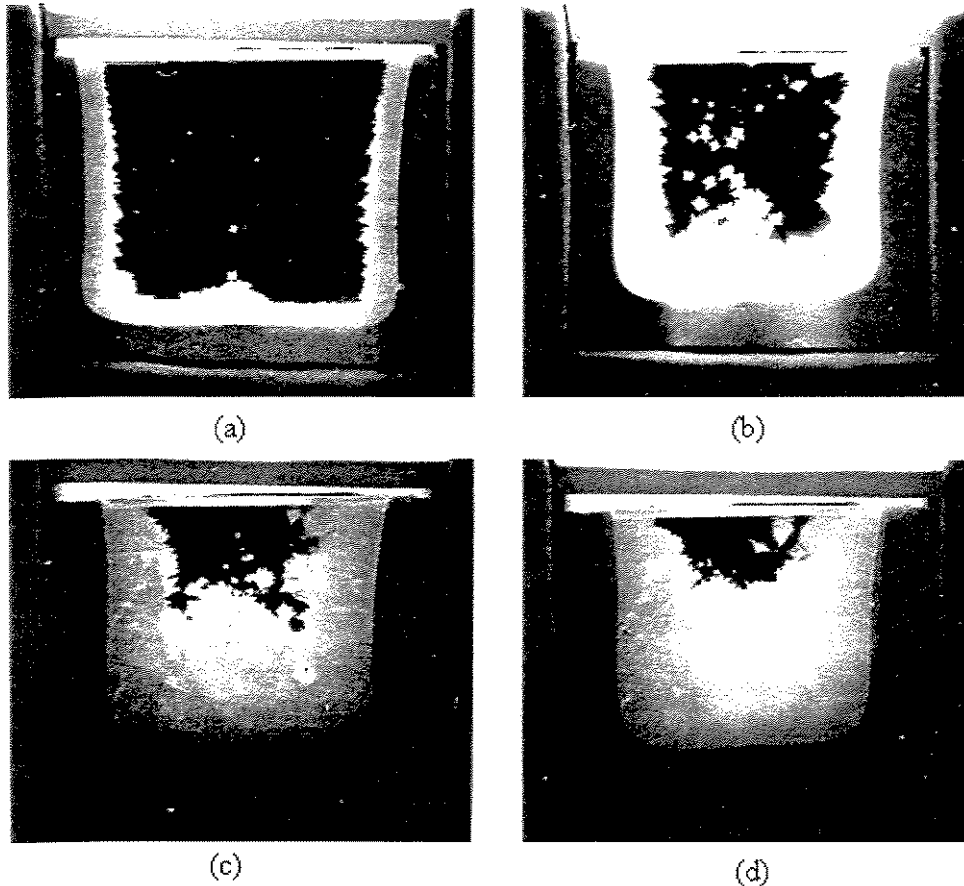


Figura 2.2 – Sequência da solidificação de solução de cloreto de amônia e água em lingoteira de alumínio. [Shewmon, 1969].

Uma severa mudança é notada com o aumento do superaquecimento com um número muito grande de cristais remanescentes no líquido, após o vazamento. Quando núcleos produzidos pelo resfriamento inicial sobrevivem, eles crescem como cristais equiaxiais e determinam sua ocupação apenas na parte inferior do lingote.

Grãos pré-dendríticos podem ser encontrados aprisionados em zonas colunares e equiaxiais [Biloni, 1965]. Eles são arredondados e lisos, como seria esperado, em função de estarem em contato com o líquido por um longo tempo. A origem desses núcleos é porém

incerta; embora eles possam ter sido originados durante o vazamento, podem também ter surgido através da refusão dendrítica.

Ao contrário da teoria do superesfriamento constitucional, a teoria do “Big Bang” pode explicar os efeitos do superaquecimento e convecção nos estágios iniciais da solidificação. Variações no superaquecimento e na convecção não implicam em alterações significativas na extensão do superesfriamento constitucional no metal, embora exerçam influência considerável na estrutura de solidificação [Uhlmann, 1966; Spittle, 1968]. Aumentando a temperatura de vazamento, reduz-se o tamanho da zona equiaxial e aumenta-se o tamanho dos grãos, e reduzindo a convecção pela introdução de um campo magnético estático, pode-se eliminar completamente a zona equiaxial. O mecanismo do “Big Bang” fornece duas explicações viáveis:

1. Aumentando-se o superaquecimento, diminui-se a capacidade de resfriamento no metal ao longo do vazamento e aumenta-se o tempo de dissipação do superaquecimento; conseqüentemente, poucos núcleos são produzidos no vazamento e poucos grãos equiaxiais sobrevivem para crescerem e originar grãos equiaxiais; e
2. Reduzindo-se a convecção, diminuiu-se o número de núcleos que são formados na fronteira metal/molde e que alcançam o centro da peça.

2.6- Mecanismo de Separação de Braços de Dendritas

Vários experimentos relatados na literatura mostram que, combinando convecção e agitação durante a solidificação de compostos orgânicos análogos a metais, produz-se um grande número de núcleos no líquido [Jackson, 1966]. Postula-se então que flutuações na velocidade de crescimento forçam a fusão localizada de ramos dendríticos que se destacam e são arrastados para o centro do lingote. Admite-se que a recalescência, localizada ou disseminada pelos fundidos, seja o principal mecanismo para a separação de braços dendríticos. Refusões podem também ser provocadas pela presença de soluto suficiente para alterar o ponto de fusão do

solvente. As correntes convectivas podem mecanicamente causar a quebra de ramos dendríticos porque a ductilidade do metal é quase nula próxima do ponto de fusão.

A superfície dendrítica próxima do topo do lingote pode-se constituir em importante fonte de grãos equiaxiais [Jackson, 1966; Southin, 1967]. Outros pesquisadores relatam que a estrutura equiaxial grosseira produzida em grandes fundidos, com altos superaquecimentos e com aplicação constante de um campo magnético, é causada pelos grãos nucleados no topo do lingote [Morando, 1970]. Fragmentos de dendritas rejeitados à frente da fronteira colunar como um resultado de fluxo interdendrítico provocado por diferenças de massa específica é um importante fator para a origem dos grãos equiaxiais [McDonald, 1969].

A quebra de ramos dendríticos é consequência da influência da convecção. Reduzindo a convecção no líquido pela aplicação de um campo magnético estático, produz-se uma redução na extensão da zona equiaxial e provoca-se a formação de grãos grosseiros, podendo até mesmo eliminar completamente a zona equiaxial [Uhlmann, 1966; Spittle, 1968 ; Cole, 1967]. Contrariamente, aumentando-se o grau de convecção pela imposição de um campo magnético alternado, promove-se o crescimento da zona equiaxial e um refinamento dos grãos [Cole, 1969]. Dos três mecanismos de nucleação (superesfriamento constitucional, “Big Bang” e quebra de ramos dendríticos), somente o de quebra de ramos dendríticos pode explicar a formação da zona equiaxial quando não existem núcleos heterogêneos e o molde não exerce o efeito de coquilhamento.

2.7- Crescimento de Grãos Equiaxiais

Dois modelos de crescimento equiaxial têm sido propostos na literatura [Doherty, 1964; Burden, 1974; Fredriksson, 1972]:

1. Grãos no líquido, que sedimentam para formar um aglomerado na base do lingote, que então impede o avanço da frente colunar;
2. Grãos equiaxiais que aderem à frente colunar e que crescem com algumas características colunares.

A sedimentação produz uma zona equiaxial completa e as adesões provocam ramificações na estrutura colunar. A combinação de sedimentos e adesões conduzem para a formação da macroestrutura mostrada na Figura 2.3. A zona colunar ramificada aumenta com a altura porque a frente é obstruída em um tempo posterior, pela sedimentação de grãos em posições mais elevadas. A sedimentação ocorre pela diferença de massa específica de grãos, e apoiada pela contração da solidificação ($\sim 6\%$), não por causa da rejeição de soluto durante o resfriamento, porque a maior parte do soluto rejeitado é retida interdendriticamente.

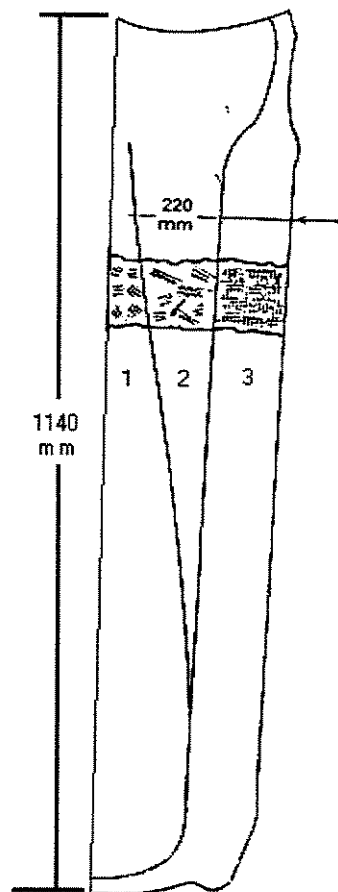


Figura 2.3 - Lingote de aço ilustrando esquematicamente a formação da macroestrutura (1) estrutura colunar ramificada; (2) estrutura colunar e (3) estrutura equiaxial [Uhlmann, 1966].

Outras investigações mostraram que o crescimento equiaxial começa nos estágios iniciais em uma camada superesfriada à frente da ponta da dendrita colunar, e antes que o superaquecimento tenha sido removido do centro do lingote [*Kisakurek, 1984*]. Nessas condições duas regiões de crescimento equiaxial podem ocorrer [*Flood, 1987*]:

1. O crescimento equiaxial contínuo limitado a uma estreita camada superesfriada; a dimensão desta camada neste caso determina a extensão do crescimento equiaxial; e
2. O superaquecimento é removido do centro do lingote; neste caso o crescimento equiaxial pode ocorrer em direção ao centro.

No primeiro caso, o crescimento equiaxial pode ser suficiente para obstruir as dendritas colunares. O crescimento então continua pelo movimento de uma frente equiaxial em direção ao centro [*Fredriksson, 1986*]. A zona equiaxial só se forma quando os grãos equiaxiais no metal são suficientes em número e crescem rapidamente o suficiente para obstruir a frente colunar. Há um crescimento competitivo entre os grãos colunares e equiaxiais. Os fatores determinantes para esta transição são o grau e a extensão do superesfriamento constitucional no líquido e a velocidade da frente colunar. É possível que núcleos equiaxiais existam à frente da interface colunar e ainda não consigam desenvolver uma zona completamente equiaxial por causa de condições existentes desfavoráveis a esse crescimento. Existem evidências que a zona equiaxial seja favorecida por pequenos gradientes de temperatura no metal líquido. Alguns trabalhos experimentais apontam no sentido de redução ou supressão da zona equiaxial quando são mantidos elevados gradientes de temperatura no líquido e quando condições de solidificações favoreçam a redução do movimento convectivo. Acredita-se, também, que a agitação eletromagnética promove o crescimento equiaxial, não pelo fato de atuar na facilitação do rompimento de ramificações dendríticas, mas sim pelo fato de equalizar o perfil de temperatura no líquido [*Bridge, 1984*].

2.8- Modelos de Crescimento

Os primeiros trabalhos que surgiram na literatura relativos à transição colunar/equiaxial enfocavam a produção de novos cristais enquanto, mais recentemente, dá-se maior atenção ao crescimento dos grãos. *Lipton et al, 1984., Fredriksson e Olsson, 1986 e Flood e Hunt, 1987* sugerem modelos para a competição entre os grãos colunares e equiaxiais. Em todos os três modelos, uma frente colunar avança no metal, e grãos equiaxiais crescem à frente dele. O importante resultado desses modelos é que eles reproduzem resultados experimentais, considerando o crescimento de grãos equiaxiais, sem o recurso de argumentos baseados na nucleação.

2.9 - A Transição Colunar/ Equiaxial (TCE)

Peças fundidas ou lingotes de materiais metálicos podem apresentar estruturas completamente colunares ou totalmente equiaxiais, dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação. Entretanto, uma estrutura mais complexa, e que geralmente ocorre na solidificação em moldes metálicos, apresenta os dois tipos de estrutura, conforme esquematizado na Figura 2.5.

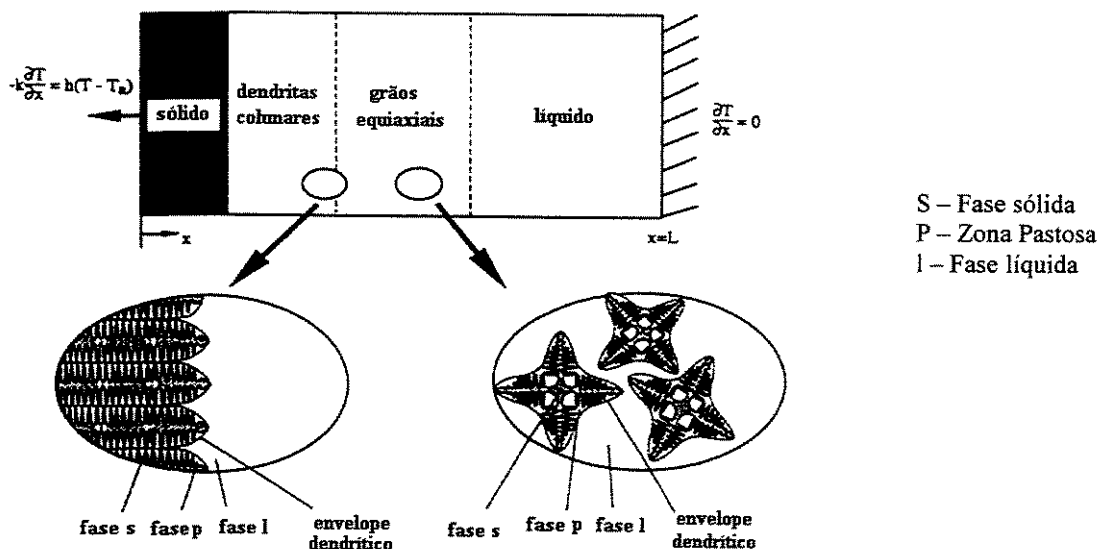


Figura 2.4 – Representação esquemática da transição colunar/equiaxial [Wang e Beckermann, 1994].

Essa forma estrutural mista só acontece se for possível nuclear e crescer grãos equiaxiais à frente da interface colunar de crescimento, provocando uma transição entre os modos de crescimento. Os grãos equiaxiais exercem um crescimento competitivo com frente colunar, de tal forma que se os cristais equiaxiais forem pequenos, eles são adicionados a essa frente e passam a crescer de forma colunar dendrítica. Por outro lado, se a zona superesfriada à frente da interface colunar for relativamente grande e com alta densidade de cristais, esses grãos equiaxiais têm tempo suficiente para formar uma fração volumétrica suficientemente alta a ponto de bloquear o crescimento colunar. A determinação do ponto onde ocorre a transição colunar/equiaxial é importante para o planejamento do processo e para que se possam projetar as propriedades mecânicas do produto. Para isso é preciso que se entendam os mecanismos que levam a essa transição, e mais importante ainda seria o desenvolvimento de modelos que permitam quantificar a proporção relativa de cada zona estrutural em função de seus parâmetros ou variáveis de influência. A literatura apresenta uma extensa série de trabalhos teóricos e experimentais [*Doherty, 1977; Flood, 1987; Fredriksson, 1986; Wang, 1994*], que revelam os principais fatores de influência e que podem ser sintetizados conforme se segue:

- Superaquecimentos crescentes, quando não impedem completamente a formação de zona equiaxial, podem retardar a transição colunar/equiaxial, aumentando dessa forma o comprimento relativo da zona colunar. O aquecimento do molde pode provocar efeito semelhante;
- A capacidade de resfriamento na interface metal/molde, traduzida pelo coeficiente de transferência de calor h_i , influi retardando a transição para valores de h_i mais elevados;
- Taxas de resfriamento mais elevadas favorecem o aumento da zona colunar. Isso explica o fato de serem observadas zonas colunares proporcionalmente maiores no lingotamento contínuo de ligas do que no lingotamento estático. Examinando-se dois processos bastante distintos, como por exemplo a fundição contínua de fitas metálicas em rolos refrigerados e a fundição em molde de areia, vê-se que o coeficiente de transferência de calor metal/molde no

primeiro processo é bastante elevado, assim como G_L e V (gradiente térmico à frente da isoterma *liquidus* e velocidade) , o que indica a predominância de estrutura colunar a menos que se disponha de um refinador de grãos de extrema eficiência. Já no caso da fundição em areia dá-se o reverso, com valores de gradiente e velocidade bastante baixos, indicando que a estrutura equiaxial deve prevalecer mesmo sem a ação de refinadores eficientes;

- O teor de soluto na composição química da liga atua no sentido de favorecer a transição à medida em que é aumentado, até um limite em que impede completamente a presença de zona colunar. É preciso ressaltar que podem ocorrer exceções, como é o caso do teor de carbono nos aços;
- Um parâmetro do sistema binário ligado à composição da liga, e conhecido como parâmetro do superesfriamento constitucional (PSC), por estar contido na equação que estabelece as condições para as quais pode ocorrer superesfriamento constitucional, e definido por:

$$PSC = -\frac{m C_0 (1 - k_o)}{k_o} \quad [2.2]$$

Valores de PSC mais altos provocam uma transição colunar/equiaxial mais rápida. Para ligas diluídas e considerando-se as linhas *liquidus* e *solidus* como linhas retas, PSC iguala-se ao intervalo de solidificação ΔT_{SL} . Entretanto para uma espectro mais amplo de concentrações, esses dois parâmetros podem diferir bastante, e resultados experimentais da literatura mostram que PSC é muito mais significativo na determinação da macroestrutura de lingotes do que ΔT_{SL} , conforme mostram os resultados apresentados na Tabela 2.2 [*Doherty, 1977; Flood e Hunt, 1987*]...

Tabela 2.2 – Influência de PSC e ΔT_{SL} no comprimento da zona colunar para diversas ligas do sistema alumínio-zinco solidificadas em lingoteira de ferro-fundido, pré-aquecida a 100°C e superaquecimento no líquido de 100°C [Doherty, 1977].

C_0 (% em peso Zn)	m_L (°C/% em peso)	k_o	PSC (°C)	ΔT_{SL} (°C)	Comprimento Colunar (%)
38	-2,1	0,46	94	70	100
55	-2,3	0,51	121	85	64
74	-3,4	0,57	190	70	0
85	-4,9	0,74	146	78	53

Os resultados indicados na tabela anterior mostram que não há correlação entre a transição colunar/equiaxial e os valores de ΔT_{SL} , já que para o mesmo valor de 70°C para ΔT_{SL} têm-se situações opostas de zonas completamente equiaxial ou colunar. Já a influência de PSC é consistente, com seu valor máximo indicando somente presença de estrutura equiaxial, e voltando a apresentar zona colunar quando as características da liga baixavam novamente o valor desse parâmetro, ou seja, obedecendo-se às seguintes imposições físicas:

- Fluxo de fluido natural ou forçado, à medida em que tem sua intensidade aumentada, favorecendo a diminuição da zona colunar;
- Tamanho do molde, à medida em que se aumenta a seção transversal (a altura ou a largura) favorecendo a formação da zona equiaxial, já que o efeito do superaquecimento é diminuído.

Burden e Hunt, 1975 sugerem que a transição colunar/equiaxial é causada ou por um empilhamento de cristais equiaxiais bloqueando o crescimento dos grãos colunares ou pela aderência de cristais equiaxiais presentes no líquido à frente da interface colunar dendrítica. Ambos os mecanismos dependem de uma rápida velocidade de crescimento dos cristais equiaxiais no líquido. Isto tem sido observado na solidificação de compostos orgânicos

transparentes, onde pequenos cristais, presentes no líquido à frente da interface, crescem rapidamente para produzir a transição colunar/equiaxial, por qualquer dos dois mecanismos citados. Estes autores apresentam resultados experimentais mostrando que as temperaturas de crescimento de células e dendritas variam com a velocidade de crescimento e o gradiente de temperatura, como mostrado na Figura 2.5. Para um elevado gradiente positivo de temperatura à frente das dendritas, a temperatura primeiro aumenta depois diminui com o aumento da velocidade; mas, para um gradiente negativo ou nulo, a temperatura diminui continuamente com o aumento da velocidade. Segundo a forma dessas curvas, um possível mecanismo pode ser sugerido para um repentino aumento rápido na velocidade de crescimento de cristais equiaxiais, o que pode produzir a transição colunar/equiaxial.

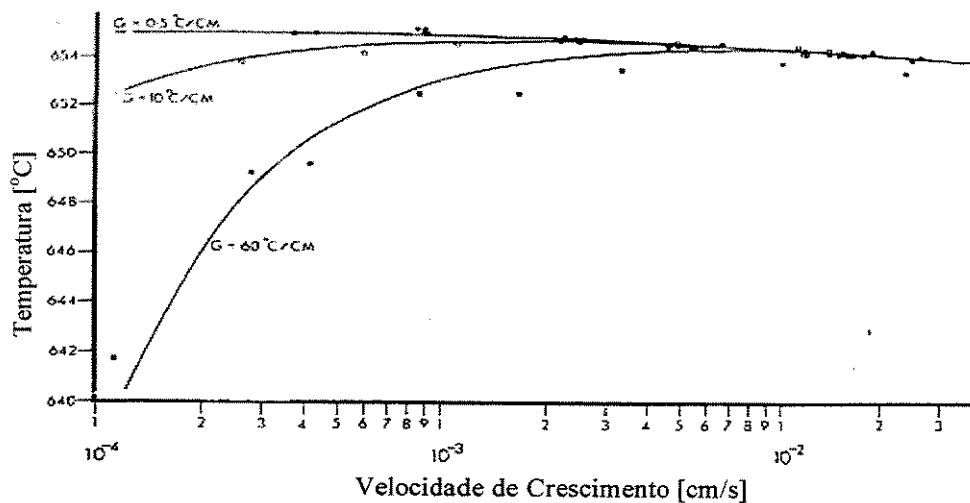


Figura 2.5 – Resultados experimentais da temperatura das pontas dendríticas em função da velocidade de crescimento, sob condições de 3 diferentes gradientes de temperatura: 0,5 °C/cm, 10 °C/cm e 60 °C/cm, para uma liga Al-2Cu (%em peso).

Considere-se um metal vazado com um superaquecimento inicial dentro do molde refrigerado. Cristais colunares começarão a crescer rapidamente a partir das paredes do molde em direção ao centro, inicialmente sob condições de um elevado gradiente de temperatura produzido pelo superaquecimento. Isto pode ser representado pela posição *C1* na Figura 2.6. À medida que a solidificação evolui, a velocidade de crescimento das dendritas colunares diminuir e o gradiente de temperatura no líquido tende a zero. A temperatura de crescimento da interface colunar sobe lentamente para a posição *C2*. Quando o gradiente de temperatura à frente da interface colunar é zero, cristais equiaxiais começarão a crescer no líquido. Esses cristais crescerão mais lentamente do que a interface colunar uma vez que o calor latente liberado terá que ser extraído através da interface colunar. Eles crescerão portanto, à uma temperatura mais alta como indicado por *E1* na Figura 2.6. Os autores sugerem que inicialmente os cristais equiaxiais começam a crescer lentamente. À medida que crescem e ficam mais numerosos, o calor latente que eles liberam produz um pequeno gradiente positivo à frente da interface colunar, diminuindo a velocidade de deslocamento da interface. Este gradiente positivo e a menor velocidade de crescimento produzirão uma queda na temperatura da interface colunar (posição *C3* na Figura 2.6). A velocidade de crescimento dos cristais equiaxiais é aumentada devido à maior taxa de extração de calor do metal líquido (posição *E2* na Figura 2.6). Esta alteração, por sua vez, provoca uma diminuição na velocidade de crescimento da interface colunar e um aumento no gradiente de temperatura e, conseqüentemente, diminuição da temperatura da frente colunar (posição *C4* na Figura 2.6). As velocidades de crescimento e temperaturas dos cristais colunares e equiaxiais seguem então as setas mostradas na Figura 2.6. A velocidade de crescimento de cristais equiaxiais aumenta rapidamente e a velocidade de crescimento da interface colunar diminui. Eventualmente, pode-se alcançar uma condição onde a frente colunar está quase parada, mas onde os cristais equiaxiais estão crescendo rapidamente. Este fenômeno conduz a uma mudança repentina na estrutura, e que pode ser observada em peças fundidas e lingotes. É muito mais difícil imaginar esta mudança estrutural repentina, se os efeitos do gradiente à frente da interface colunar são desprezados.

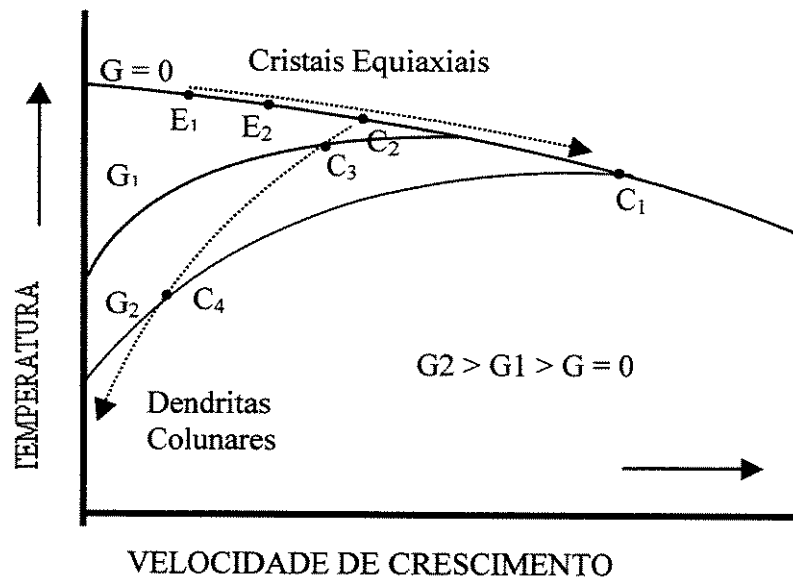


Figura 2.6 - Diagrama esquemático das temperaturas das pontas das dendritas em função da velocidade de crescimento para diferentes gradientes de temperatura (G) mostrando a variação nas temperaturas das dendritas colunares e cristais equiaxiais.

Embora possa-se antecipar a tendência da transição colunar/equiaxial pela observação qualitativa dos fatores de influência já mencionados, a previsão quantitativa dessa transição exige a completa compreensão de todos os mecanismos físicos envolvidos. O campo térmico, por exemplo, é afetado significativamente pelo crescimento competitivo das solidificações colunar e equiaxial, uma vez que o crescimento colunar é condicionado pelo movimento das isoterma características liquidus e solidus, enquanto que o crescimento equiaxial à frente da interface colunar altera o campo de temperaturas pela liberação de calor latente. Complicações dessa natureza dificultam a modelagem matemática dessa transição, podendo-se destacar nesse particular o modelo de *Flood, 1987 e Hunt, 1984* que consideram os crescimentos colunar e equiaxial estacionários, permitindo chegar-se a uma correlação entre composição da liga, parâmetros térmicos da solidificação, densidade de núcleos e a transição colunar/equiaxial, que

pode ocorrer progressivamente para uma dada liga ou em função de alterações tanto no gradiente de temperatura como na velocidade da frente colunar. As expressões sínteses desses modelos são dadas por [Flood, 1987]:

Estrutura completamente colunar

$$G_L > 0,617 (100 N_0)^{1/3} \left[1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T_c)^3} \right] \Delta T_c \quad , e \quad [2.3]$$

Estrutura completamente equiaxial

$$G_L < 0,617 (N_0)^{1/3} \left[1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T_c)^3} \right] \Delta T_c \quad , \quad [2.4]$$

sendo ΔT_c dado por:

$$\Delta T_c = \left[-8 \Gamma m_L (1 - k_o) \frac{C_0 v}{D} \right]^{1/2} \quad , \quad [2.5]$$

onde N_0 é o número de núcleos por unidade de volume, ΔT_c é o superesfriamento na frente colunar, ΔT_N é o superesfriamento efetivo nos pontos de nucleação, v é a velocidade da frente colunar e Γ o coeficiente de Gibbs-Thomson

Fredriksson e Olsson, 1986, propõem que um critério mais aceitável para a definição da transição colunar/equiaxial deveria ser baseado na temperatura mínima do volume de líquido à frente da interface colunar. Consideram que cristais livres são formados nesse líquido assim que esse atinge a temperatura liquidus. Inicialmente, esses cristais não têm grande influência sobre a temperatura do líquido por serem ainda muito pequenos e não terem como consequência liberado uma parcela significativa de calor latente. A velocidade inicial de crescimento desses cristais também é baixa, mas à medida que o superesfriamento aumenta, devido à diminuição da

temperatura do líquido, a velocidade de crescimento aumenta assim como a área total desses cristais. Como resultado, uma maior quantidade de calor latente é liberada e a temperatura do líquido passa a aumentar novamente, e com esse aumento de temperatura a velocidade de crescimento dos cristais diminui. Nesse ponto, o volume de cristais livres que solidificam por unidade de tempo já é apreciável, mesmo com essa diminuição na velocidade de crescimento. Os autores consideram que a transição ocorre nesses instantes em que o líquido que vinha se resfriando passa a se aquecer novamente, quando o aumento da convecção provocado por esse aumento da temperatura forçaria o transporte desses cristais para a frente de solidificação onde eles bloqueariam o crescimento colunar.

Suri et al., 1991 estudaram ligas Al-4,5%Cu com vários superaquecimentos e taxas de resfriamento, empregando superaquecimentos de 50, 65 e 100 °C , para uma coquilha de cobre, e superaquecimentos de 25, 50 e 100 °C , para uma coquilha de aço inoxidável. O molde utilizado foi um cilindro vertical de 5 cm de diâmetro com uma altura máxima de 6 cm fabricado em material cerâmico à base de alumina com baixa condutividade térmica. As coquilhas de cobre e aço inoxidável foram usadas para induzir a solidificação unidirecional vertical. As perdas laterais de calor foram minimizadas por pré-aquecimentos no molde até cerca de 300 °C. As ligas foram fundidas em um forno de resistência e vazada com os vários superaquecimentos já mencionados, sendo o lingote cortado ao longo de um plano vertical central, polido e atacado para revelar a macroestrutura. A posição da transição colunar/equiaxial para a estrutura, quando existente, foi medida a partir da base do lingote. Os registros experimentais foram feitos utilizando-se termopares para determinar a variação da temperatura do lingote com o tempo. Segundo os autores, os resultados obtidos indicam que a região colunar aumenta progressivamente com o aumento do superaquecimento de 50 para 100 °C. Para o superaquecimento de 100 °C, a estrutura é completamente colunar. O comprimento da zona colunar observado manteve-se constante ao longo da largura do lingote, sendo que, para o caso da coquilha de aço inoxidável, o comprimento da zona colunar é menor. Para cada posição da transição medida, os parâmetros térmicos são determinados por um modelo de simulação computacional de solidificação. Os valores correspondentes de G_L e V_L são usados para obter o ponto da transição colunar/equiaxial que, segundo os autores deve ocorrer para $G_L < 0,74 \cdot V_L^{0,64}$.

[Gandin, 2000] conduziu experimentos de solidificação direcional em um molde cilíndrico constituído de paredes laterais e parte superior feitas com materiais cerâmicos com alta capacidade de isolamento térmica, e a parte inferior do molde, onde a extração de calor é imposta, fechada com um disco fino de nitreto de alumínio, conhecido por ter alta condutividade térmica. As dimensões e construção para a montagem do aparato experimental foram, segundo o autor, projetadas para minimizar as perdas de calor pelas paredes laterais do molde cilíndrico durante o resfriamento do metal, bem como pelo topo do lingote. Ambos, o molde e o metal líquido, foram mantidos em dois fornos separados por várias horas na temperatura desejada. O metal, após o vazamento, foi mantido no forno por cerca de uma hora para que se pudesse alcançar a uniformidade de temperatura no metal líquido. O metal foi levado a manter contato com uma chapa molde de cobre refrigerada a água através do disco de nitreto de alumínio, e assim iniciou-se a solidificação direcional.

Termopares foram posicionados a cada 20 mm da linha central do molde cilíndrico e os experimentos foram desenvolvidos com ligas de alumínio-silício com 3,7 e 11% de silício. Os lingotes, após a solidificação, foram seccionados em sua seção longitudinal central e polidos mecanicamente usando papéis abrasivos, e atacados subsequentemente com uma solução ácida de 20 ml HCl, 20 ml HNO₃ e 5 ml HF em 25 ml de H₂O para obtenção da macroestrutura de solidificação.

Para o registro das curvas de resfriamento, as velocidades médias da isoterma de equilíbrio (temperatura liquidus para a liga Al-Si) são calculadas usando o seguinte procedimento: o tempo, t_i , para cada um dos setes termopares localizados com a posição X_i ($X_i = 20, 40, \dots, 140$ mm) para $I = [1, 2, \dots, 7]$ são obtidos pela temperatura de equilíbrio, T_L , por intermédio das curvas de registro da evolução da temperatura, T_i [t_i de modo que $T_i(t_i) = T_L$]. A distância entre a posição de dois termopares consecutivos, $X_{i+1} - X_i$, dividida pela diferença do tempo entre essas posições, $t_{i+1} - t_i$, determina a velocidade com que a isoterma de equilíbrio se deslocou da posição de um termopar para outro: $V_L = (X_{i+1} - X_i) / (t_{i+1} - t_i)$. Nos gráficos, a velocidade média é obtida para a posição média entre os dois termopares consecutivos, $(X_i + X_{i+1}) / 2$. A partir dos resultados obtidos, constata que a velocidade na ponta da dendrita colunar primeiro aumenta, e depois diminui como resultado da interação do crescimento da interface com o fluxo de calor. [Gandin, 2000], propõe então que a posição correspondente à máxima

velocidade da interface deve coincidir com a transição colunar/equiaxial, o que se localizaria a cerca de dois-terços do comprimento do lingote.

Mahapatra e Weinberg, 1987 realizaram experimentos com ligas Sn-Pb em um aparato experimental que consiste em um molde de cobre cilíndrico com diâmetro interno de 35 mm, altura de 110 mm e espessura de parede de 3,2 mm. O interior e exterior da superfície vertical do molde foram recobertos com uma camada de fiberfax, com 2 mm de espessura, para evitar as perdas de calor radial. O calor foi extraído pela superfície inferior do molde através de uma chapa molde de aço inoxidável colocado em contato com um bloco de cobre refrigerado a água. A transferência de calor do molde para o bloco de cobre foi modificada através da variação da espessura da chapa de aço. Um modelo de transferência de calor unidimensional foi desenvolvido para o cálculo dos parâmetros térmicos da solidificação. Para a determinação dos coeficientes de transferência de calor chapa molde e interface metal/ar, as temperaturas foram medidas durante a solidificação por termopares colocados nas posições 20, 40, 60 e 80 mm a partir da chapa molde refrigerada. Valores dos coeficientes foram obtidos pela interação, entre as temperaturas medidas com 3 °C de superaquecimento e os resultados simulados pelo modelo. A perda de calor na interface metal/ar pode ser considerada pequena e desprezada. O modelo de diferenças finitas, com o correspondente coeficiente de transferência de calor na chapa é então usado para determinar V_L (velocidade de deslocamento da isoterma), G_L (gradiente de temperatura no líquido) e $\dot{T}$ (taxa de resfriamento no líquido) em função do tempo e posição no lingote durante a solidificação. Verifica-se que G_L mantém-se elevado próximo à chapa molde, decrescendo progressivamente com a distância da face resfriada, observando-se assim valores menores no topo do lingote. A velocidade da interface acopla-se aos resultados do gradiente, com altas velocidades na chapa molde e baixas velocidades na parte superior do metal. A TCE ocorreu próxima de um gradiente de temperatura crítico no metal de 0,101 K/mm para Sn-5%Pb; 0,108 K/mm, para Sn-10%Pb; e 0,126 K/mm, para Sn-15%Pb. Os resultados não permitem atribuir a transição à refusão dendrítica ou outros mecanismos nucleantes. Baseado nestes resultados, os autores propõem que a TCE deve ocorrer quando um gradiente de temperatura crítico é alcançado na ponta da dendrita. É importante notar que eles realizaram seus experimentos em condições de coeficientes de transferência de calor (hi) na interface

metal/molde muito baixos, da ordem de $100 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$, e assumidos constantes ao longo da solidificação.

Ziv e Weinberg, 1989 desenvolveram trabalhos experimentais com a liga Al-3%Cu, solidificada verticalmente, a partir do contato com bloco de cobre refrigerado a água. Para reduzir a velocidade de solidificação, discos de aço inoxidável de espessura de 0,95 mm foram colocados entre a lingoteira e o bloco de metal, reduzindo assim a transferência de calor. Medidas da temperatura foram feitas durante a solidificação com quatro termopares de cromel/alumel de 3 mm de espessura posicionados a 2, 4, 6 e 8 cm da base do lingote. A liga foi preparada com alumínio e cobre de 99,5% de pureza em um cadinho de grafite de 3,7 cm de diâmetro e 120 cm de altura, num forno de resistência com atmosfera controlada com gás inerte (argônio). O material foi introduzido em um forno de resistência aquecido até a temperatura requerida é então desligado e a água introduzida dentro do bloco de cobre. Observou-se que a TCE ocorreu bruscamente em um plano horizontal e quando o gradiente de temperatura (G_L) no metal à frente dos grãos colunares caía para cerca de 0,6 K/mm.

Ares e Schvezov, 2000 desenvolveram trabalhos experimentais com ligas de chumbo-estanho solidificadas unidirecionalmente utilizando forno de resistência onde, inicialmente, o metal foi aquecido até se obter a temperatura desejada e então, a potência do forno foi desligada e o metal solidificado a partir da superfície inferior do forno. O calor foi extraído através de um sistema de resfriamento, que consiste de um disco de cobre juntamente com uma espiral de cobre, ambos refrigerados à água. A velocidade de solidificação foi ajustada pela mudança no fluxo de água e também pela adição de chapas de materiais entre a chapa molde e a lingoteira, o que resultou na mudança efetiva no valor da condutância térmica global. O lingote foi também isolado no topo para reduzir perdas de calor pela superfície do forno.

Durante a solidificação, temperaturas em diferentes posições no lingote foram medidas com os dados coletados automaticamente através de um programa de aquisição de dados. Para estas medidas, foi utilizado um conjunto de cinco termopares nas posições 25, 50, 75, 100 e 150 mm a partir da chapa molde refrigerada (termopares do tipo K de 2 mm de diâmetro

inseridos individualmente em tubos de PYREX de 2,5 mm de diâmetro). Para o processamento dos dados, as leituras foram feitas a cada 10 segundos, num intervalo de tempo de cerca de 1 minuto. As posições relativas às frentes de solidificação versus o tempo foram determinadas pelo início e o fim da solidificação para cada termopar, através das correspondentes temperaturas liquidus e solidus. As velocidades das isothermas são calculadas pela distância entre os termopares dividida pelo intervalo de tempo obtido para a passagem das isothermas liquidus ou solidus em posições consecutivas. Os gradientes de temperatura são calculados dividindo-se a diferença de temperatura entre dois termopares consecutivos pela distância de separação entre eles. Desta forma, *Ares e Schevezov, 2000* concluem que a velocidade na ponta da dendrita colunar aumenta gradualmente, e que a transição colunar/equiaxial (TCE) ocorre ao longo de uma zona e não de forma abrupta, e quando o gradiente de temperatura no líquido decresce para valores em torno de $-0,8$ °C/mm a 1 °C/mm. O comprimento da zona colunar aumenta com a taxa de resfriamento e a composição das ligas. Após a transição, os autores relatam um aumento da velocidade da frente liquidus muito mais rápido do que a velocidade da frente solidus. Verifica-se também que o tamanho dos cristais equiaxiais é sempre menor na zona de transição do que os cristais da zona equiaxial já consolidada.

Capítulo 3

3- PARÂMETROS TÉRMICOS DA SOLIDIFICAÇÃO

3.1- Modelo Analítico para Análise da Solidificação Unidirecional de Ligas Binárias em Moldes Maciços

Na sua proposta inicial, Garcia [*Garcia,1978*] trata da solidificação de metais puros em moldes refrigerados sem superaquecimento. Em seguida, a mesma é usada para tratar da solidificação de metais puros em moldes maciços [*Garcia,1979*] e, em sequência, é aplicada na solidificação de ligas em moldes refrigerados com superaquecimento [*Garcia,1984*]. Recentemente, foi aplicado no caso da solidificação unidirecional de ligas binárias (com zona pastosa) em moldes maciços [*Ynoue,1993; Quaresma, 2000; Osório, 2002*] com coeficiente de transferência de calor metal/molde constantes, e na solidificação unidirecional de ligas binárias com h variável [*Ferreira, Siqueira, Santos e Garcia, 2002*].

O modelo apresenta como hipótese fundamental a consideração da resistência térmica Newtoniana na interface metal/molde, equivalente a uma camada de material pré - existente e que se divide em duas parcelas: uma resultante de uma espessura virtual acrescida ao molde e a outra, resultante de uma camada virtual constituída de metal previamente solidificado e de uma parcela da zona pastosa, tal como apresentado na Figura 3.1.

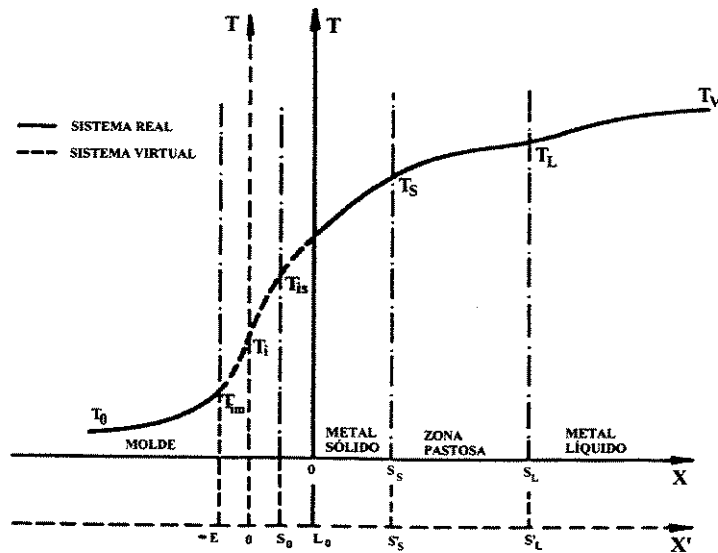


Figura 3.1 - Perfil térmico esquemático para sistema metal/molde.

Desta forma é proposto um sistema virtual, no qual é considerado como perfeito o contato entre o metal e o molde, sendo todo o calor retirado por condução, o que permite analisar a solidificação pela Equação de Fourier para condução de calor em regime não-estacionário :

$$\frac{\partial T}{\partial t'} = a \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x'^2} \right) \quad , \quad [3.1]$$

cuja solução geral é da seguinte forma:

$$T(x, t) = A + B \operatorname{erf} \left(\frac{x'}{2\sqrt{at'}} \right) \quad , \quad [3.2]$$

que pode ser aplicada no molde, no sólido, na região pastosa e no líquido, evidentemente com valores de A e de B referentes a cada caso.

3.2- Hipóteses Básicas de Caráter Físico Assumidas

São consideradas as seguintes hipóteses básicas de caráter físico:

- O fluxo de calor por condução é unidirecional;
- A resistência térmica Newtoniana junto à interface metal/molde é representada por um coeficiente de transmissão de calor (h) constante ou variável;
- As propriedades físicas dos materiais são invariantes dentro de uma mesma fase;
- No metal líquido, considera-se fluxo de calor somente por condução; e
- O calor latente de fusão liberado durante a solidificação é levado em consideração por um ajuste no valor do calor específico dentro de faixa de solidificação, isto é:

$$c = c_L + \left(\frac{L}{T_L - T_S} \right) \quad [3.3]$$

3.3- Correlação entre o Sistema Virtual e o Sistema Real

A transposição entre os parâmetros do sistema virtual para o sistema real é feita por meio das seguintes relações :

$$x' = x + L_0, \quad \Rightarrow \quad x > 0 \quad [3.4]$$

$$x' = x - E_0, \quad \Rightarrow \quad x < 0 \quad [3.5]$$

$$S'_S = S_S + L_0, \quad [3.6]$$

$$S'_L = S_L + L_0, \quad [3.7]$$

$$t' = t + t_0, \text{ e} \quad [3.8]$$

onde t_0 é o tempo em que ocorre a solidificação da espessura virtual S_0 .

3.4- Condições de Contorno aplicadas ao Sistema

As condições de contorno aplicadas ao sistema são as seguintes :

$$x' = -\infty \quad \Rightarrow \quad T_M = T_0 = \text{constante} \quad [3.9]$$

$$x' = 0 \quad \Rightarrow \quad T_M = T_1 = T_i = \text{constante} \quad [3.10]$$

$$x' = S'_S \quad \Rightarrow \quad T_1 = T_S = \text{constante} \quad [3.11]$$

$$x' = S'_S \quad \Rightarrow \quad T_2 = T_S = \text{constante} \quad [3.12]$$

$$x' = S'_L \quad \Rightarrow \quad T_2 = T_L = \text{constante} \quad [3.13]$$

$$x' = S'_L \quad \Rightarrow \quad T_3 = T_L = \text{constante} \quad [3.14]$$

$$x' = +\infty \quad \Rightarrow \quad T_3 = T_V = \text{constante} \quad [3.15]$$

onde os subíndices 1, 2 e 3 representam, respectivamente, o sólido, a fase pastoso e o líquido.

A preocupação do modelo é encontrar soluções que satisfaçam à Equação 3.1, uma vez que se aplicam nas diferentes posições de interesse do processo de solidificação. Desta forma, a análise atenta da bibliografia disponível sobre o assunto sugere que a manipulação matemática das correlações entre os parâmetros dos sistemas virtual e real, assim como das condições de contorno, são condições necessárias e suficientes para que o conjunto de equações que descrevem o processo de solidificação possa ser escrito.

3.5- Cinética de Solidificação

3.5.1- Evolução da Isoterma Solidus

A aplicação da condição de contorno (C.C.) dada pela Equação 3.11 na Equação 3.2 e se o argumento da função erro desta equação for igualado à constante ϕ_1 , obtém-se:

$$t_S = \frac{S_S^2}{4a_1(\phi_1)^2} + \frac{L_0 S_S}{2a_1(\phi_1)^2} + \frac{L_0^2 - S_0^2}{4a_1(\phi_1)^2} , \quad [3.16]$$

ou de forma simplificada :

$$t_S = \alpha_S (S_S)^2 + \beta_S S_S + \delta , \quad [3.17]$$

onde :

$$\alpha_S = \frac{1}{4a_1(\phi_1)^2} , \quad [3.17a]$$

$$\beta_S = \frac{L_0}{2a_1(\phi_1)^2} , \quad e \quad [3.17b]$$

$$\delta = \frac{L_0^2 - S_0^2}{4a_1(\phi_1)^2} . \quad [3.17c]$$

A Equação 3.17 descreve o deslocamento da isoterma solidus em função do tempo, durante o processo de solidificação.

3.5.2- Evolução da Isoterma Liquidus

Por outro lado, se forem aplicadas as C.C., dadas pela Equação 3.13, na Equação 3.2 e se o argumento da função erro desta equação é igualado à constante ϕ_2 , de forma semelhante poderá ser obtido:

$$t_L = \frac{S_L^2}{4a_2(\phi_2)^2} + \frac{L_0 S_L}{2a_2(\phi_2)^2} , \quad [3.18]$$

ou de forma simplificada:

$$t_L = \alpha_L (S_L)^2 + \beta_L S_L, \quad [3.19]$$

onde:

$$\alpha_L = \frac{1}{4a_2(\phi_2)^2}, \text{ e} \quad [3.19a]$$

$$\beta_L = \frac{L_0}{2a_2(\phi_2)^2}. \quad [3.19b]$$

A Equação 3.19 descreve o deslocamento da isoterma liquidus em função do tempo, durante o processo de solidificação. Na Figura 3.2 encontra-se esquematizado o posicionamento das duas isotermas (liquidus e solidus), nos sistemas real e virtual.

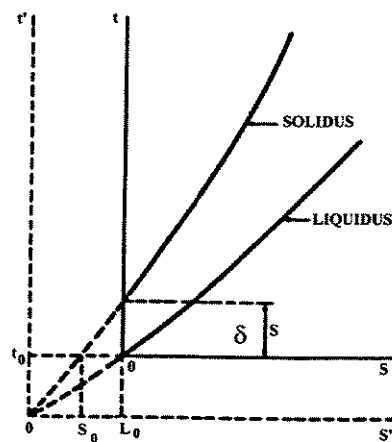


Figura 3.2 - Evolução esquemática das isotermas solidus e liquidus.

3.6- Determinação dos Perfis Térmicos Durante a Solidificação

3.6.1- Perfil Térmico no Molde

O perfil térmico no molde pode ser expresso com o auxílio da Equação 3.20:

$$T_M = T_0 + \frac{M(T_S - T_0)}{M + \text{erf}(\phi_1)} \left\{ 1 + \text{erf} \left[N \phi_1 \left(\frac{x - E_0}{S_S + L_0} \right) \right] \right\}, \quad [3.20]$$

onde:

$$M = \frac{b_1}{b_M} = \frac{\sqrt{k_1 c_1 \rho_1}}{\sqrt{k_M c_M \rho_M}} \quad \text{e} \quad N = \sqrt{\frac{\alpha_1}{a_m}}. \quad [3.21]$$

3.6.2- Perfil Térmico no Metal Sólido

A Equação 3.2 possibilita que se escreva o perfil térmico no metal sólido por meio de:

$$T_1 = T_0 + \frac{(T_S - T_0)}{M + \text{erf}(\phi_1)} [M + \text{erf}(\phi_1 \frac{x + L_0}{S_S + L_0})]. \quad [3.22]$$

3.6.3- Perfil Térmico na Região Pastosa ou “ Mushy Zone ”

A Equação 3.2 possibilita que o perfil térmico na região pastosa seja expresso por:

$$T_2 = T_L - \frac{(T_L - T_S)}{\text{erf}(\phi_2) - \text{erf}(n\phi_1)} \{ \text{erf}(\phi_2) - \text{erf}[\phi_2 (\frac{x + L_0}{S_L + L_0})] \}, \quad [3.22]$$

onde:

$$n = \frac{\sqrt{a_1}}{\sqrt{a_2}} = \sqrt{\frac{k_1 \cdot c_2 \cdot d_2}{k_2 \cdot c_1 \cdot d_1}} . \quad [3.23]$$

3.6.4- Perfil Térmico no Metal Líquido

A Equação 3.2 possibilita escrever o perfil térmico no metal líquido pela seguinte Equação:

$$T_3 = T_V - \frac{(T_V - T_L)}{1 - \operatorname{erf}(m\phi_2)} \{1 - \operatorname{erf}[m\phi_2 (\frac{x + L_0}{S_L + L_0})]\} , \quad [3.24]$$

onde,

$$m = \frac{\sqrt{a_2}}{\sqrt{a_3}} = \sqrt{\frac{k_2 \cdot c_3 \cdot d_3}{k_3 \cdot c_2 \cdot d_2}} . \quad [3.25]$$

3.7- Determinação de S_0 , L_0 e E_0

A transferência de calor através da interface metal/molde pode ser abordada com o auxílio da Figura 3.3, com base em três coeficientes de transmissão de calor parciais e relativos ao sistema virtual no molde (h_M), no metal sólido (h_1) e na região pastosa (h_2). O balanço térmico, no instante inicial do processo de solidificação ($t \Rightarrow 0$), na interface metal/molde do sistema real, deve ser feito assumindo-se que :

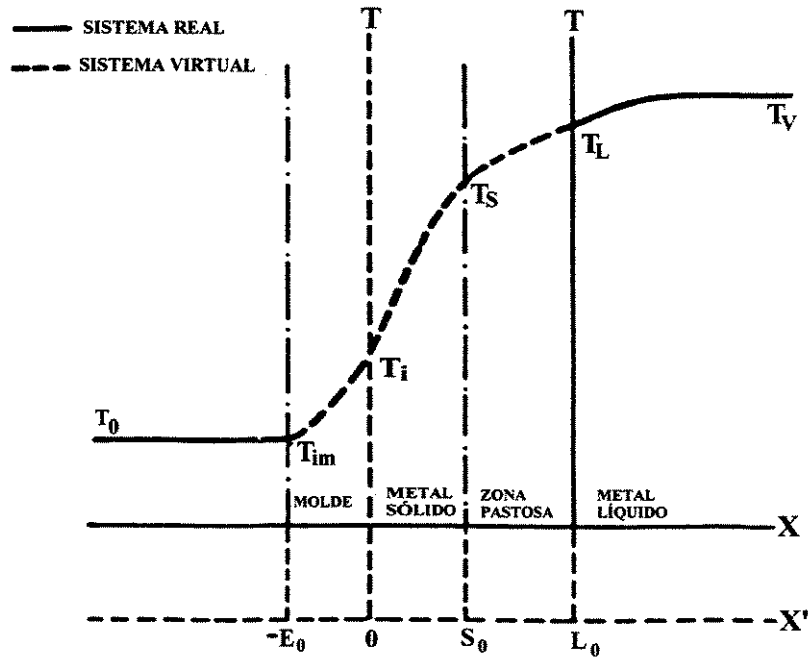


Figura 3.3 - Perfil térmico esquemático da interface metal/molde para ligas binárias utilizado na determinação de E_0 , S_0 e L_0 .

1. em $(t \Rightarrow 0)$ o metal líquido que está em contato com a parede fria do molde atinge a temperatura solidus, e
2. o fluxo de calor do sistema real é equivalente ao fluxo de calor no sistema virtual em $t' = 0$ e $x' = S_0$.

Nestas circunstâncias, pode-se escrever que :

$$S_0 = \frac{2\phi_1 k_1 (T_S - T_0)}{h_g (T_L - T_0) \sqrt{\pi} [M + \text{erf}(\phi_1)] \exp(\phi_1)^2}, \quad [3.26]$$

$$L_0 = S_0 \frac{\phi_2}{n \phi_1}, e \quad [3.27]$$

$$E_0 = \frac{L_0}{n \phi_1} \sqrt{\ln\left(\frac{2 N \phi_1 k_M}{h_M L_0 \sqrt{\pi}}\right)} \quad \text{ou} \quad E_0 = \frac{S_0}{N} . \quad [3.28]$$

3.8- Determinação das Constantes ϕ_1 e ϕ_2

O balanço térmico na interface sólido/pastoso ($x' = x + L_0$), ($S'_s = S_s + L_0$) e ($x' = S'_s$) possibilita escrever que:

$$\frac{(T_L - T_s)}{[\text{erf}(\phi_2) - \text{erf}(n\phi_1)]} = (T_s - T_0) \frac{k_1 \exp[(n^2 - 1)(\phi_1)^2]}{nk_2[M + \text{erf}(\phi_1)]}, \quad [3.29]$$

ou

$$[\text{erf}(\phi_2) - \text{erf}(n\phi_1)] = \frac{(T_L - T_s)nk_2[M - \text{erf}(\phi_1)]}{k_1(T_s - T_0)\exp[(n^2 - 1)(\phi_1)^2]}. \quad [3.29a]$$

e

$$\frac{(T_L - T_s)}{[\text{erf}(\phi_2) - \text{erf}(n\phi_1)]} = \frac{k_3 m (T_v - T_L) \exp[(1 - m^2)\phi_2^2]}{k_2[1 - \text{erf}(m\phi_2)]}, \quad [3.30]$$

ou

$$[\text{erf}(\phi_2) - \text{erf}(n\phi_1)] = \frac{(T_L - T_S)k_2[1 - \text{erf}(m\phi_2)]}{k_3 \cdot m(T_V - T_L) \exp[(1 - m^2)\phi_2^2]} \quad [3.30a]$$

Neste ponto, cabem as seguintes observações:

1. As constantes (ϕ_1) e (ϕ_2) são definidas pela resolução simultânea das Equações 3.29a e 3.30a por interação. A Figura 3.4 corresponde às Equações 3.29 e 3.30, na qual (ϕ_1) e (ϕ_2) estão colocadas uma em função da outra, isto é, pode ser construída a partir de valores atribuídos a (ϕ_1) na Equação 3.29 para obter-se valores para (ϕ_2) . Em seguida, são atribuídos valores a (ϕ_2) na Equação 3.30 para obter-se valores para (ϕ_1) . O cruzamento das curvas define a solução destas equações.

2. O modelo de solidificação em moldes refrigerados ($M = 0$) é um caso particular do modelo de solidificação unidirecional de ligas binárias em moldes maciços. Fazendo-se $M = 0$, e sendo elaboradas as seguintes hipóteses.

- nas Equações 3.20 e 3.22 para cálculo dos perfis térmicos no molde e no metal sólido,
- na Equação 3.26 para a determinação de S_0 , e
- na Equação 3.29 para a determinação de ϕ_1 e ϕ_2 ,

Estas igualar-se-ão àquelas da solidificação em moldes refrigerados.

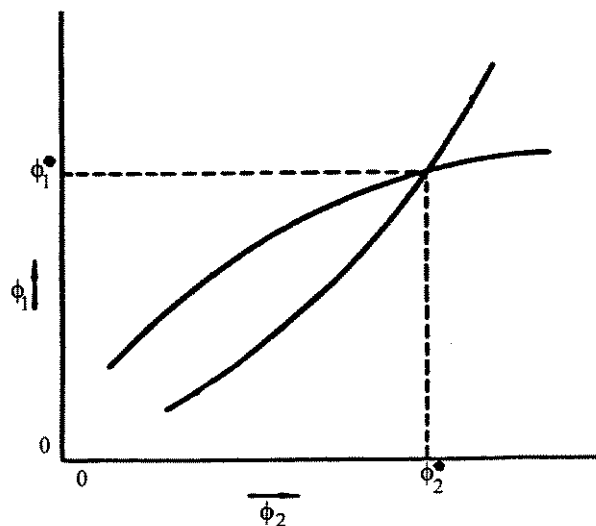


Figura 3.4 - Ábaco esquemático para determinação das constantes ϕ_1 e ϕ_2 .

3.9- Parâmetros Térmicos: Velocidades de deslocamentos das isothermas, Gradientes Térmicos e Taxa de Resfriamento.

3.9.1- Cinética de Deslocamento das Isothermas Solidus e Liquidus

A manipulação matemática da Equação 3.17 no sistema virtual leva à Equação 3.32:

$$t'_S = \alpha_S S_S^2 + \beta_S S_S + \delta ; \quad e \quad [3.31]$$

$$\frac{dS_S}{dt_S} = V_S = \left(\frac{1}{2\alpha_S S_S + \beta_S} \right) \quad . \quad [3.32]$$

Por outro lado, a manipulação matemática da Equação 3.19 no sistema virtual permite obter:

$$t'_L = \alpha_L S_L^2 + \beta_L S_L ; \quad e \quad [3.33]$$

$$\frac{dS_L}{dt_L} = V_L = \left(\frac{1}{2\alpha_L S_L + \beta_L} \right) \quad . \quad [3.34]$$

3.9.2- Gradientes Térmicos (G)

I- Metal Líquido Vazado com Superaquecimento ($\Delta T > 0$)

Nos casos em que o metal líquido é vazado com superaquecimento, o gradiente térmico ($G = G_L$) pode ser expresso na forma da Equação 3.35.

$$G_L = \frac{2m\phi_2(T_V - T_L)}{[1 - \text{erf}(m\phi_2)]\sqrt{\pi} \exp[m\phi_2(\frac{2\alpha_L x + \beta_L}{2\alpha_L S_L + \beta_L})]^2} \left(\frac{2\alpha_L}{2\alpha_L S_L + \beta_L} \right) \quad . \quad [3.35]$$

A Equação 3.36 e a condição $[x = S_L]$, podem ser levadas à Equação 3.35, obtendo-se a Equação 3.36, que explicita o gradiente de temperatura no metal líquido, em função de V_L :

$$G_L = \frac{m\phi_2(T_V - T_L)}{\sqrt{\pi}[1 - \text{erf}(m\phi_2)] \exp(m\phi_2)^2} 4\alpha_L V_L \quad . \quad [3.36]$$

II- Metal Líquido Vazado sem Superaquecimento ($\Delta T = 0$)

No caso do metal líquido ser vazado sem superaquecimento, o gradiente controlador do crescimento dendrítico é G_{SL} , ($G = G_{SL}$), podendo-se expressá-lo na forma da Equação 3.36:

$$G_{SL} = \frac{dT_2}{dx'} = \frac{2\phi_2(T_L - T_S)}{\sqrt{\pi}[\text{erf}(\phi_2) - \text{erf}(n\phi_1)]\exp(\phi_2 \frac{x'}{S'_L})^2} \left(\frac{1}{S'_L}\right) \quad [3.37]$$

Com o auxílio das relações de conversão das Equações 3.4, 3.7 e da Equação 3.19b, a Equação 3.37, pode ser obtida na forma:

$$G_{SL} = \frac{2\phi_2(T_L - T_S)}{\sqrt{\pi}[\text{erf}(\phi_2) - \text{erf}(n\phi_1)]\exp(\phi_2 \frac{2\alpha_L x + \beta_L}{2\alpha_L S_L + \beta_L})^2} \left(\frac{2\alpha_L}{2\alpha_L S_L + \beta_L}\right) \quad [3.38]$$

A Equação 3.38 pode assumir a forma da Equação 3.36 com o auxílio da Equação 3.34, fazendo-se $x = S_L$:

$$G_{SL} = \frac{\phi_2(T_L - T_S)}{\sqrt{\pi}[\text{erf}(\phi_2) - \text{erf}(n\phi_1)]\exp(\phi_2)^2} (4\alpha_L V_L) \quad [3.39]$$

3.9.3- Taxa de Resfriamento no Metal Sólido ($\dot{T}_1$)

Esta taxa é dada por:

$$\dot{T}_1 = \left[\frac{T_S - T_0}{M + \text{erf}(\phi_1)} \right] \left[\frac{V_S \phi_1 (2\alpha_S x + \beta_S)}{\sqrt{\pi} \exp[\phi_1 V_S (2\alpha_S x + \beta_S)]^2} \right] (4\alpha_S V_S^2). \quad [3.40]$$

A taxa de resfriamento no metal sólido ($\dot{T}_1$) pode ser relacionada com o produto do gradiente de temperatura no metal sólido (G_S) e da velocidade de deslocamento da isoterma solidus (V_S), se for considerado o caso particular em que:

$$x = S_S.$$

Logo:

$$\dot{T}_1 = \frac{dT_1}{dt} = \left[\frac{dT_1}{dx} \right]_{x=S_S} \left[\frac{dx}{dt} \right]_{x=S_S} = G_S V_S. \quad [3.41]$$

Neste caso, da Equação 3.40 e com $x = S_S$ chega-se a à Equação 3.42, responsável pela descrição da taxa de resfriamento no metal sólido como uma função de $(V_S)^2$:

$$G_S V_S = \left[\frac{T_S - T_0}{M + \text{erf}(\phi_1)} \right] \left[\frac{\phi_1}{\sqrt{\pi} \exp(\phi_1)^2} \right] (4\alpha_S V_S^2). \quad [3.42]$$

3.9.4- Taxa de Resfriamento na Região Pastosa ($\dot{T}_2$)

Esta taxa é dada por:

$$\dot{T}_2 = \frac{(T_L - T_S)}{\text{erf}(\phi_2) - \text{erf}(n\phi_1)} \left[\frac{\phi_2 V_L (2x\alpha_L + \beta_L)}{\sqrt{\pi} \exp[\phi_2 V_L (2x\alpha_L + \beta_L)]^2} \right] (4\alpha_L V_L^2) . \quad [3.43]$$

3.9.5- Taxa de Resfriamento no Metal Líquido ($\dot{T}_3$)

Esta taxa é dada por:

$$\dot{T}_3 = \frac{(T_V - T_L)}{1 - \text{erf}(m\phi_2)} \left[\frac{m V_L \phi_2 (2x\alpha_L + \beta_L)}{\sqrt{\pi} \exp[m V_L \phi_2 (2x\alpha_L + \beta_L)]^2} \right] (4\alpha_L V_L^2) . \quad [3.44]$$

A taxa de resfriamento no metal líquido ($\dot{T}_3$) pode ser relacionada com o produto do gradiente de temperatura no metal líquido (G_L) e da velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L), se for considerado o caso particular em que:

$x = S_L$, ou seja:

$$\dot{T}_3 = \frac{dT_3}{dt} = \left[\frac{dT_3}{dx} \right]_{x=S_L} \left[\frac{dx}{dt} \right]_{x=S_L} = G_L V_L . \quad [3.45]$$

Neste caso, da Equação 3.44 e com $x = S_L$ pode ser obtida a Equação 3.46, responsável pela descrição da taxa de resfriamento no metal líquido como uma função de $(V_L)^2$:

$$\dot{T}_3 = G_L V_L = \left[\frac{T_V - T_L}{1 - \text{erf}(m\phi_2)} \right] \left[\frac{m\phi_2}{\sqrt{\pi} \exp(m\phi_2)^2} \right] (4\alpha_L V_L^2) . \quad [3.46]$$

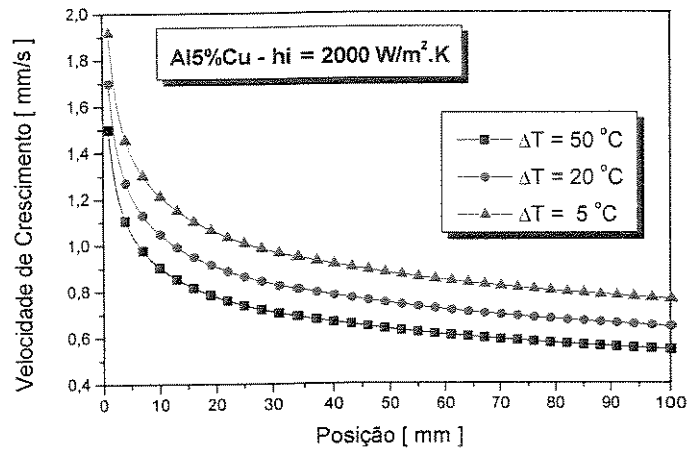
3.10- Simulações Analíticas de (V_L), (G_L) e ($\dot{T}$)

De acordo com as equações vistas anteriormente dentre os diversos parâmetros térmicos, os que mais serão utilizados neste trabalho são: velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L), gradiente térmico (G_L) e taxa de resfriamento ($\dot{T}$). Assim, são apresentadas algumas simulações analíticas para a liga Al-5%Cu onde são analisadas as influências do coeficiente de transferência de calor metal/molde (h_i), superaquecimento no metal líquido (ΔT) e diferentes tipos de molde (aço 1020 e refrigerado), sobre estes parâmetros térmicos.

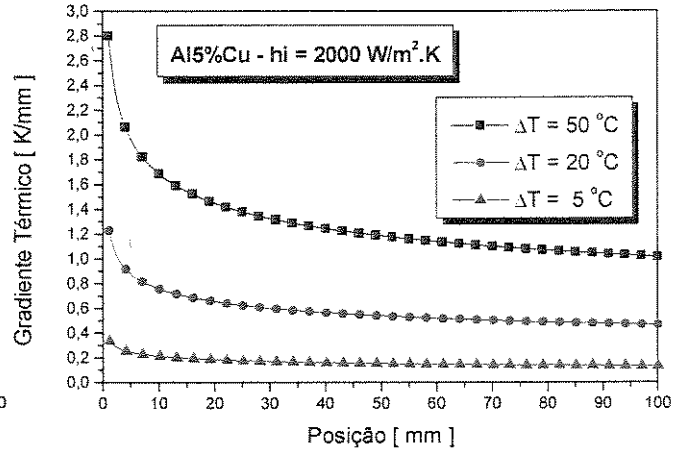
A Figura 3.5 apresenta curvas de V_L , G_L e $\dot{T}$ para ligas Al-5%Cu com diferentes superaquecimentos e valores de h_i constantes ($2000 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$). Pode-se notar de maneira geral, que à medida que se elevam os valores do superaquecimento, as velocidades de deslocamento da isoterma tendem a diminuir, enquanto os gradientes térmicos e as taxas de resfriamento tendem a crescer. O gradiente parece sofrer uma maior influência com o superaquecimento do que as velocidades e as taxas de resfriamento.

A Figura 3.6 mostra simulações analíticas de Al-5%Cu com superaquecimento constante de 5°C e diferentes valores de h_i . Verifica-se que conforme o valor do coeficiente de transferência de calor metal/molde diminui, os valores das velocidades de deslocamento da isoterma liquidus, gradientes térmicos e taxas de resfriamento também diminuem, de forma que para valores de h_i muito baixos, as V_L , G_L e $\dot{T}$ permanecem essencialmente constantes.

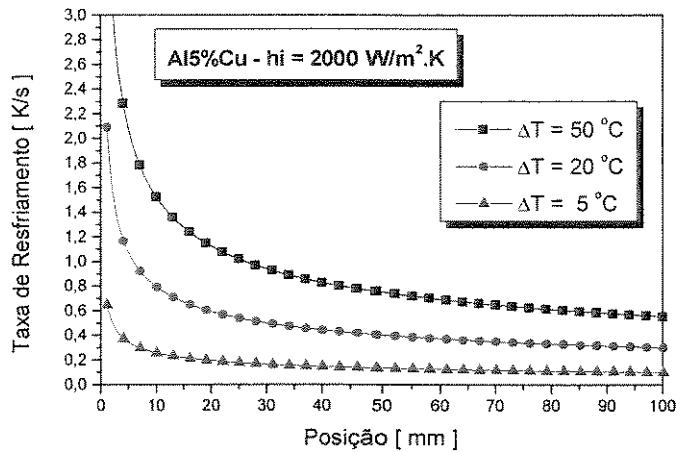
Na Figura 3.7 são mostradas curvas de V_L , G_L e $\dot{T}$ de Al-5%Cu, simuladas com superaquecimentos constantes de 5°C , valores de h_i constantes ($2000 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$) e diferentes tipos de moldes. Observa-se que, em todos os casos analisados, quando o tipo de molde é modificado, os valores de V_L , G_L e $\dot{T}$ são afetados de forma significativa, sendo que, para moldes refrigerados esses valores tendem a ser maiores que aqueles simulados em moldes de aço 1020.



(a)

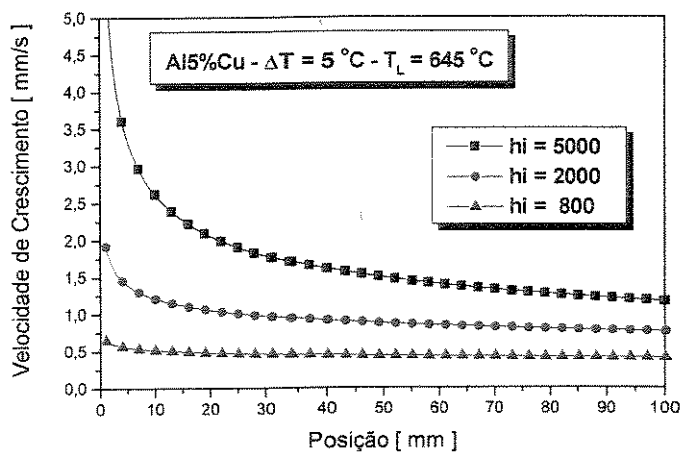


(b)

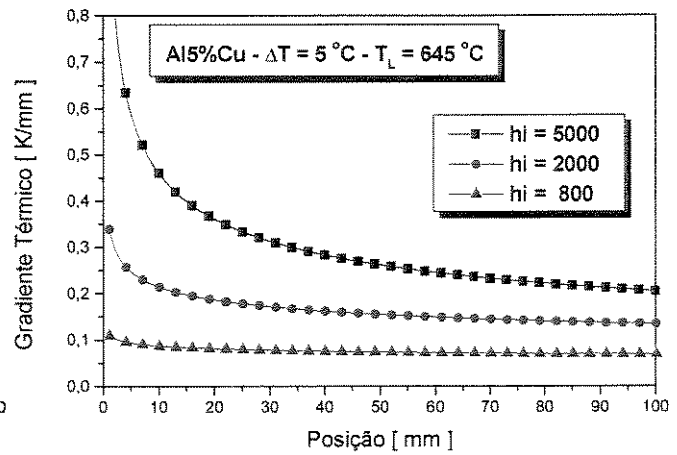


(c)

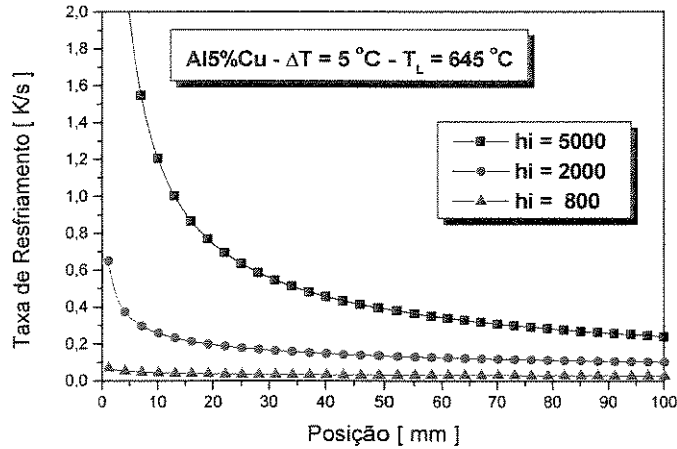
Figura 3.5 - Simulações analíticas: (a) velocidade de deslocamento da isoterma liquidus; (b) gradientes térmicos e (c) taxas de resfriamento para ligas Al-5%Cu com diferentes superaquecimentos e valores de $h_i = 2000 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$.



(a)

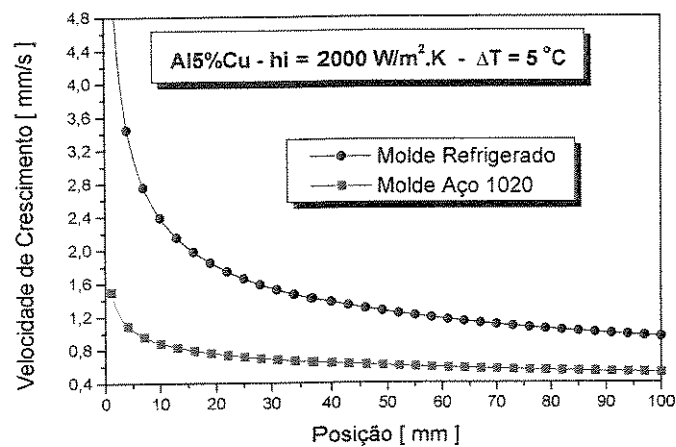


(b)

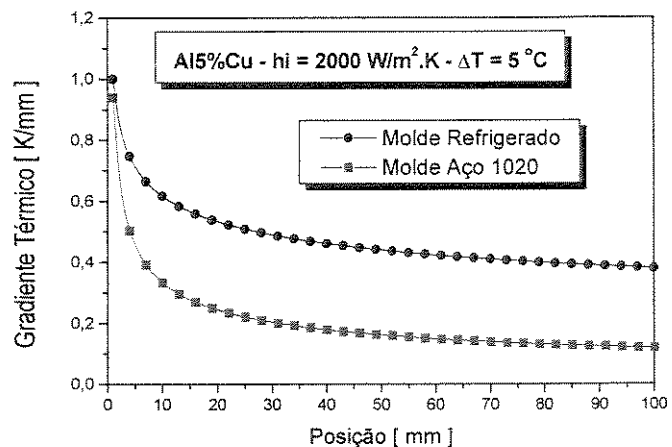


(c)

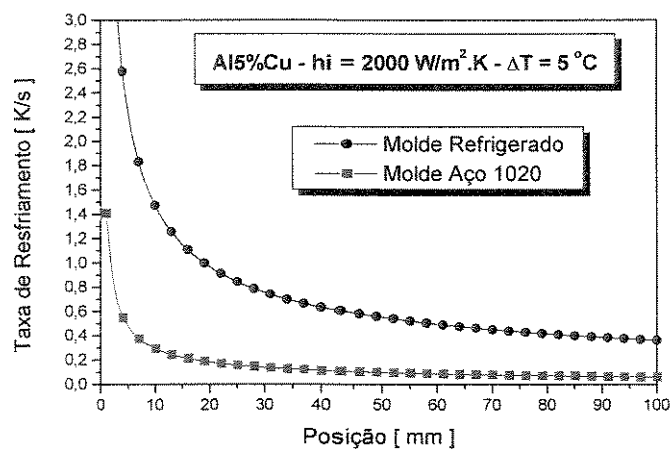
Figura 3.6 - Simulações analíticas: (a) velocidade de deslocamento da isoterma liquidus; (b) gradientes térmicos e (c) taxas de resfriamento para ligas Al-5%Cu com superaquecimento de 5 K e diferentes valores de h_i [$\text{W}/\text{m}^2\cdot\text{K}$].



(a)



(b)



(c)

Figura 3.7 - Simulações analíticas: (a) velocidade de deslocamento da isoterma liquidus; (b) gradientes térmicos e (c) taxas de resfriamento para ligas Al-5%Cu com superaquecimento de 5 K valores de $h_i = 2000 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$ e tipos de moldes diferentes.

3.11- Modelo Numérico para Análise da Solidificação Unidirecional de Ligas Binárias em Moldes Maciços

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 fundição em análise será modelado baseando-se em equações diferenciais cuja solução será aproximada pelo método das diferenças finitas.

3.11.1 Desenvolvimento do Modelo Matemático/

A Equação Geral da Condução de Calor é a equação básica de todos os modelos de solidificação dada por [Incropera, 1990]:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k(x) \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k(y) \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k(z) \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \dot{q} \quad [3.47]$$

onde

- k = condutividade térmica [W/m.K];
- c = calor específico [J/kg.K];
- ρ = massa específica [kg/m³];
- $\dot{q}$ = geração de calor ;
- T = temperatura [K];
- t = tempo [s]; e
- x, y, z = coordenadas cartesianas [m].

Para o caso unidimensional, a Equação (3.47) reduz-se para:

$$\rho.c.\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(k(x)\frac{\partial T}{\partial x}\right) + \dot{q} \quad [3.48]$$

O termo (geração de calor na mudança de fase) é dada por: [Tieu, 1997]

$$\dot{q} = -\delta H \cdot \frac{\partial f_L}{\partial t} \quad , \quad [3.49]$$

onde H = entalpia do processo [J/kg] e $\frac{\partial f_L}{\partial t}$ = Variação da fração líquida em função do tempo

A fração sólida é expressa por:

$$f_s = 1 - f_L \quad . \quad [3.50]$$

Assumindo que o valor do calor específico no estado sólido e líquido da liga são bastante próximos, pode-se ter a seguinte aproximação:

$$\delta H \cong \rho \cdot L \quad , \quad [3.51]$$

onde L = calor latente de fusão [J/kg].

Aplicando as Equações (3.51) e (3.50) em (3.49), tem-se:

$$\dot{q} = \rho \cdot L \cdot \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad . \quad [3.54]$$

Substituindo a Equação (3.52) em (3.48) [Hong, 1983], chega-se a:

$$\rho \cdot c' \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(k(x) \frac{\partial T}{\partial x} \right) \quad [3.53]$$

onde o termo (c') pode ser interpretado como um pseudocalor específico expresso por:

$$c' = c_p - \rho \cdot L \cdot \frac{\partial f_s}{\partial T} \quad [3.54]$$

sendo
$$c_p = (1-f_L) \cdot c_s + f_L \cdot c_L \quad , \quad [3.55]$$

onde os subscritos S , L e p representam as fases sólida, líquida e pastosa respectivamente e f_L corresponde ao volume de fração líquida local [Voller, 1991].

A massa específica e a condutividade térmica na fase pastosa também são definidas no mesmo formato que o calor específico:

$$\rho_p = (1-f_L) \cdot \rho_s + f_L \cdot \rho_L \quad , \text{ e} \quad [3.56]$$

$$k_p = (1-f_L) \cdot k_s + f_L \cdot k_L \quad . \quad [3.57]$$

3.11.2- Determinação da Fração Sólida

Com o resfriamento do metal líquido até a zona pastosa, inicia-se o crescimento dendrítico, sendo caracterizado no modelo matemático pela fração sólida. Várias formulações para o cálculo da fração sólida foram determinadas por pesquisadores para cada condição de solidificação. A fração sólida pode ser expressa por parâmetros como concentração e temperatura da liga. Entretanto, como o modelo matemático constitui-se em mapeamento térmico, é interessante que a fração sólida seja expressa em função da temperatura.

O comportamento da solidificação pode ser descrito pela *Regra da alavanca* [Kurz, 1992] 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. A fração sólida segundo a *Regra da alavanca* é dada por:

$$f_s = \left(\frac{I}{1 - k_o} \right) \left(\frac{T_L - T}{T_F - T} \right) \quad , \quad [3.58]$$

onde T_F = temperatura de fusão do solvente; [K]

O termo k_o é o coeficiente de redistribuição do soluto expresso pela relação entre a concentração de soluto no sólido e a concentração de soluto no líquido:

$$k_o = \frac{C_s}{C_L} \quad . \quad [3.59]$$

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), ou seja:

$$f_s = 1 - \left(\frac{T_F - T}{T_F - T_L} \right)^{\frac{1}{k_o - 1}} \quad [3.60]$$

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, 1966] propuseram a solução que leva em consideração a difusão no estado sólido, representada por:

$$f_s = \frac{1}{1 - 2\alpha \cdot k_o} \left[1 - \left(\frac{T_F - T}{T_F - T_L} \right)^{\frac{1 - 2\alpha \cdot k_o}{k_o - 1}} \right] \quad , \quad [3.61]$$

onde:

$$\alpha = \frac{D_s \cdot t_{SL}}{\lambda^2} \quad [3.62]$$

sendo: D_s = difusividade do soluto no sólido [m²/s];
 t_{SL} = tempo local de solidificação [s]; e
 λ = espaçamento interdendrítico local [m].

Se ‘ α ’ da Equação [3.62] 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 (3.61) coincide com a equação de equilíbrio.

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). As expressões formuladas por Clyne e Kurz são:

$$f_s = \frac{1}{1 - 2\alpha \cdot k_o} \left[1 - \left(\frac{T_F - T}{T_F - T_L} \right) \right]^{\frac{1 - 2\alpha \cdot k_o}{k_o - 1}} \quad [3.63]$$

onde

$$\alpha' = \alpha \left[1 - \exp\left(-\frac{1}{\alpha}\right) \right] - \frac{1}{2} \cdot \exp\left(-\frac{1}{2\alpha}\right) \quad [3.64]$$

3.11.3- 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 por meio de Série de Taylor ou de 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 .

3.11.4- Formação da Malha do M.D.F. [Incropera, 1990]

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 mostra a Figura (3.8).

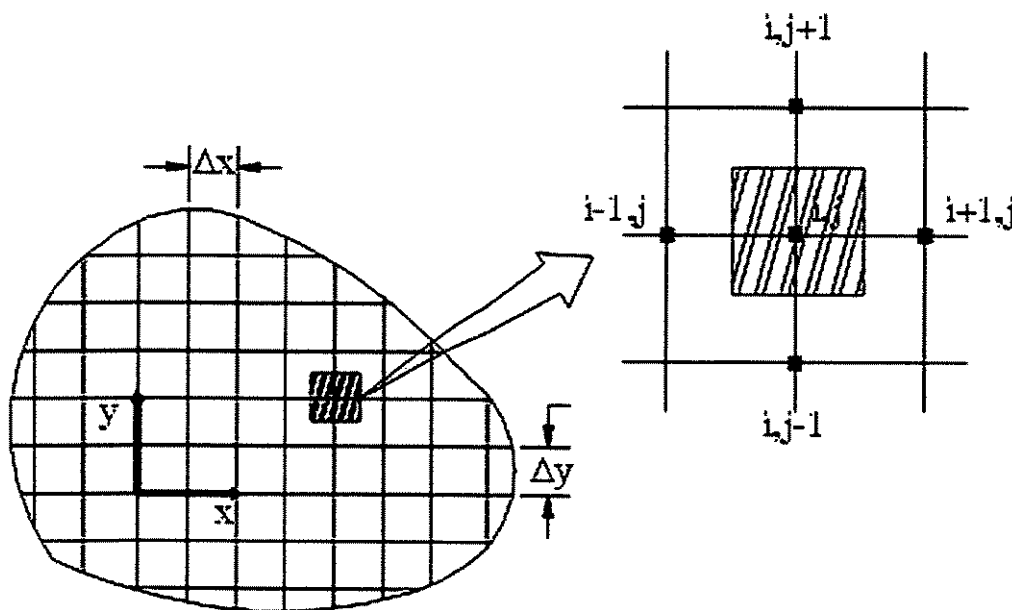


Figura 3.8 - Representação da malha de nós.

3.11.5- A Expansão de Taylor para o Método de Diferenças Finitas [Munem, 1982]

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:

$$P_m(x) = f(a) + \frac{f'(a)}{1!}(x-a) + \frac{f''(a)}{2!}(x-a)^2 + \frac{f'''(a)}{3!}(x-a)^3 + \dots + \frac{f^{(m)}(a)}{m!}(x-a)^m \quad [3.65]$$

O aspecto mais importante do polinômio de Taylor (P_n) de uma função f em a é :
 $P_n(x) \approx f(x)$ para x próximo de a e n suficientemente grande.

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

Para $a = i$ tem-se:

$$T(i + \Delta x) = T(i) + \Delta x \frac{\partial T(i)}{\partial x} + \frac{\Delta x^2}{2!} \frac{\partial^2 T(i)}{\partial x^2} + \dots + \frac{\Delta x^m}{m!} \frac{\partial^m T(i)}{\partial x^m} \quad , \quad [3.66]$$

$$T(i - \Delta x) = T(i) - \Delta x \frac{\partial T(i)}{\partial x} + \frac{\Delta x^2}{2!} \frac{\partial^2 T(i)}{\partial x^2} + \dots + (-1)^m \frac{\Delta x^m}{m!} \frac{\partial^m T(i)}{\partial x^m} \quad . \quad [3.67]$$

Truncando a série dada na Equação (3.66) no termo de segunda ordem, tem-se:

$$T(i + \Delta x) = T(i) + \Delta x \frac{\partial T(i)}{\partial x} + E(\Delta^2) \quad , \quad [3.68]$$

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

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

$$\frac{\partial T(i)}{\partial x} \approx \frac{T(i + \Delta x) - T(i)}{\Delta x} \quad . \quad [3.69]$$

A Diferença Finita de Avanço pode ser visualizada pela Figura (3.9) 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).

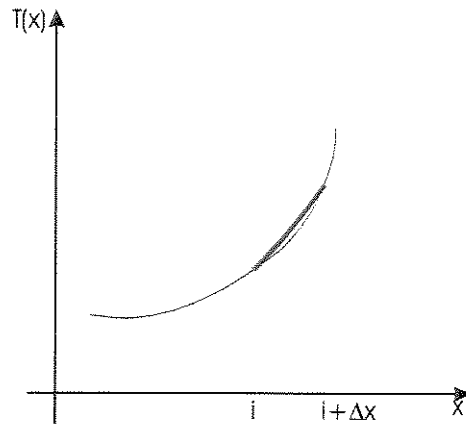


Figura 3.9 - Representação geométrica da Diferença Finita de Avanço.

De forma semelhante, obtém-se pela Equação (3.67), a Diferença Finita de Retorno:

$$\frac{\partial T(i)}{\partial x} \approx \frac{T(i) - T(i - \Delta x)}{\Delta x} \quad [3.70]$$

Analogamente, o nome *Diferença Finita de Retorno* deve-se ao fato de que a tangente no ponto (i) envolve o ponto (i-Δx), como mostra a Figura (3.10).

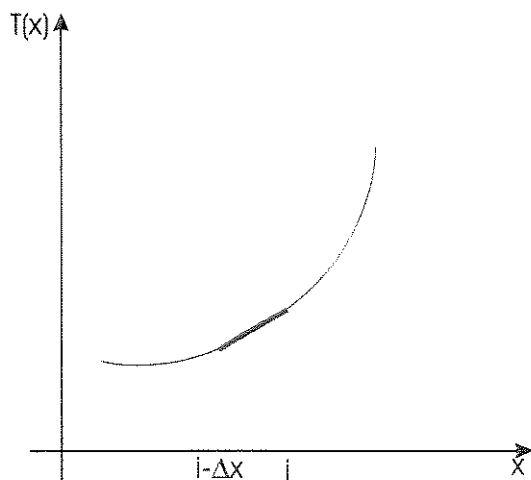


Figura 3.10 - Representação geométrica da Diferença Finita de Retorno.

Subtraindo a Equação (3.67) da (3.66) e considerando $E(\Delta^2) = 0$, obtém-se a Diferença Finita Central:

$$\frac{\partial T^2(i)}{\partial x^2} \approx \frac{[T(i + \Delta x) - T(i - \Delta x)]}{2 \cdot \Delta x} \quad . \quad [3.71]$$

Analogamente, o nome *Diferença Finita Central* deve-se ao fato da tangente no ponto (i) envolver o ponto (i+Δx) e o ponto (i-Δx) como mostra a Figura (3.11).

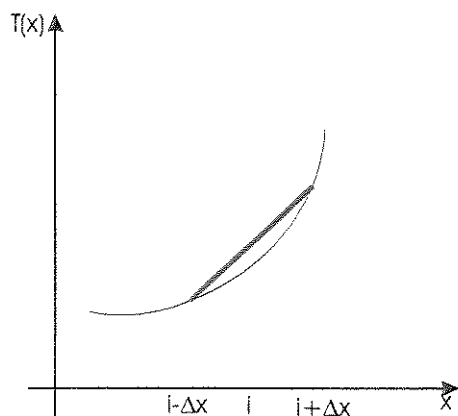


Figura 3.11 - Representação geométrica da Diferença Finita Central.

Aproximando pela Diferença Finita de Avanço para um ponto genérico i , tem-se:

$$\left. \frac{\partial T}{\partial t} \right|_i = \frac{T_i^{n+1} - T_i^n}{\Delta t} \quad . \quad [3.72]$$

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

3.11.6- Explícito do M.D.F.

Substituindo as Equações (3.71) e (3.72) na Equação (3.53), a forma da equação de diferenças finitas para um nó i é:

$$\frac{1}{a} \frac{T_i^{n+1} - T_i^n}{\Delta t} = \frac{T_{i+1}^n + T_{i-1}^n - 2T_i^n}{(\Delta x)^2} \quad , \quad [3.73]$$

onde a é a difusividade térmica do material, sendo:

- para o caso de solidificação de metal puro ou liga eutética $a = \frac{k}{\rho \cdot c}$, e

- para o caso de solidificação de ligas $a = \frac{k}{\rho \cdot c'}$.

Reescrevendo a Equação (3.73), tem-se:

$$T_i^{n+1} = Fo (T_{i+1}^n + T_{i-1}^n) + (1 - 2Fo) T_i^n \quad , \quad [3.74]$$

onde Fo é uma forma de diferença finita do número de Fourier, ou: $Fo = \frac{a \Delta t}{(\Delta x)^2}$.

As Equações (3.73) e (3.74) 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 $t=2 \cdot \Delta t$, 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:

$$Fo \leq \frac{1}{2} \quad , \text{ para o sistema bidimensional, ou seja: } \Delta t \leq \frac{\Delta x^2}{2a} \quad .$$

3.11.7- O Modo Implícito do M.D.F.

A forma implícita da equação de diferenças finitas é obtida utilizando a Equação (3.72) 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 (3.73), a forma implícita da equação é:

$$\frac{1}{a} \frac{T_i^{n+1} - T_i^n}{\Delta t} = \frac{T_{i+1,j}^{n+1} + T_{i-1}^{n+1} - 2T_i^{n+1}}{(\Delta x)^2} \quad [3.75]$$

Rearranjando a Equação (3.77) obtém-se:

$$T_i^n = (1+2Fo)T_i^{n+1} - Fo(T_{i+1}^{n+1} + T_{i-1}^{n+1}) \quad , \quad [3.76]$$

A nova temperatura no nó i,j 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.

3.11.8- Comparação entre o Modo Implícito e o 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 forem 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. Frequentemente é necessário o uso de valores extremamente pequenos de (Δt) , necessitando-se assim, um alto valor de (n) para se chegar à solução.

O modo implícito é computacionalmente trabalhoso, onde o sistema de equações pode ser resolvido agrupando-se matricialmente da seguinte forma:

$$[A] \cdot \{T\}^{n+1} = \{T\}^n \quad , \quad [3.77]$$

onde:

$[A]$ = matriz dos coeficientes ;

$\{T\}^{n+1}$ = matriz coluna de 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.

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 [Rudle, 1957]:

$$\lambda = \frac{L}{c} \quad [3.78]$$

onde L = calor latente [J/kg]

c = calor específico [J/kg.K]

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 (3.12) esquematicamente mostra como funciona o método.

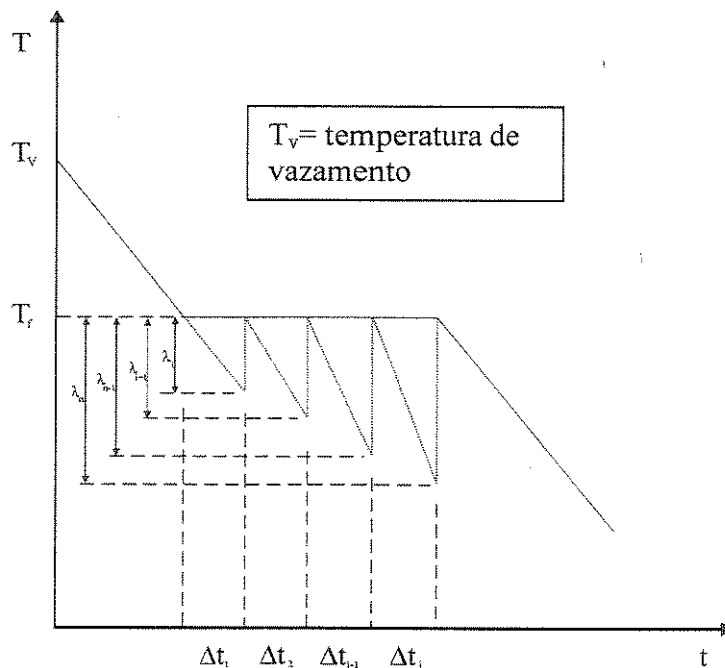


Figura 3.12 – Funcionamento do Método de Dusimberre para o fenômeno da solidificação.

3.11.9- Modelagem Matemática da Transferência de Calor Metal/Molde

O aparato de solidificação foi projetado de tal modo que a extração de calor é realizada somente pela parte inferior refrigerada a água, promovendo solidificação direcional vertical. O uso desta configuração experimental permite minimizar a convecção natural, bem como a convecção de soluto devido a correntes convectivas se o soluto rejeitado tiver uma massa específica maior do que a liga fundida. Um molde de aço inoxidável é usado tendo um diâmetro interno de 50 mm, altura de 110 mm e uma espessura de parede de 5 mm. A superfície vertical interna é coberta com uma camada de alumina isolante para minimizar as perdas de calor radial, e uma cobertura na parte superior feita com material isolante é usada para reduzir perdas de calor na superfície metal/ar. A parte inferior do molde é fechada com um disco fino de aço carbono (3mm de espessura). As ligas são fundidas *in situ* e as resistências elétricas laterais têm sua potência controlada a fim de permitir a obtenção de níveis de superaquecimento desejados. Para

começar a solidificação, as resistências elétricas são desligadas, e ao mesmo tempo, o fluxo de água é iniciado.

A parte inferior do tubo de aço em contato com o metal apresenta uma interface caracterizada por um coeficiente de transferência de calor metal/molde . Este coeficiente de transferência de calor representa um coeficiente de transferência de calor global que compreende todas as resistências térmicas compreendidas entre o metal em solidificação e a água de refrigeração. A existência deste coeficiente de transferência de calor demanda a formulação de uma nova condição de contorno além da limitada pela fase pastosa. A malha de diferenças finitas é representada pela Figura (3.13).

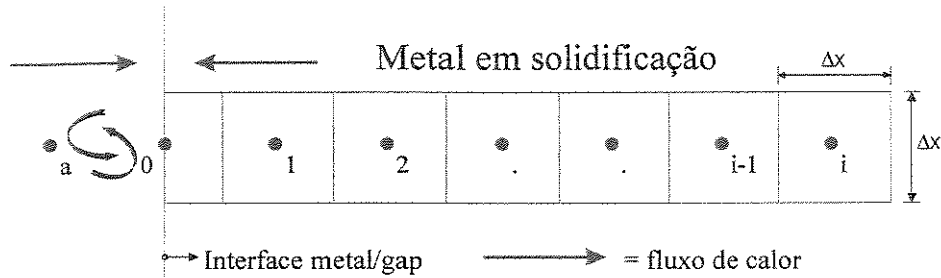


Figura 3.13 – Sistema de malha acoplada ao meio físico.

O balanço de energia da nova condição de contorno (interface metal/molde) é dada por:

$$h.A.(T_a^n - T_0^n) + k.A.\frac{T_0^n - T_l^n}{\Delta x} = \rho.c.V.\frac{T_0^{n+1} - T_0^n}{\Delta t}. \quad [3.79]$$

Rearranjando a Equação (3.81) tem-se:

$$T_0^{n+1} = \frac{\Delta t}{\rho.c} \left(\frac{h.(T_a^n - T_0^n)}{\Delta x} + k.\frac{T_0^n - T_l^n}{\Delta x^2} \right) + T_0^n. \quad [3.80]$$

Capítulo 4

4- MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Análise Experimental

A análise experimental deste trabalho pode ser apresentada em duas etapas:

- Determinação do coeficiente de transferência de calor metal/molde (**hi**); e
- Determinação da relação entre os parâmetros operacionais experimentais como: gradientes térmicos, taxas de resfriamento, velocidade da isoterma liquidus, para cada composição química, e os respectivos parâmetros estruturais que, neste caso, estão representados pela transição da zona colunar para equiaxial, e pelo espaçamento dendrítico secundário (**EDS**).

4.1.1- Fluxograma Experimental

Para a realização deste trabalho experimental, adotou-se um planejamento refletido no fluxograma que é mostrado na Figura 4.1. Primeiramente foram especificadas ligas hipoeutéticas de dois sistemas binários Al-Cu e Sn-Pb, sendo a escolha destes sistemas diretamente ligada ao tipo de dispositivo experimental utilizado, ou seja, forno de solidificação unidirecional vertical ascendente. Nestas condições, todo o soluto rejeitado das ligas hipoeutéticas dos sistemas anteriormente citados por ser mais pesado que o respectivo solvente não provoca correntes convectivas no líquido, o que seria um complicador indesejável na presente análise.

Para o sistema Al-Cu, foram especificadas quatro composições de soluto 2, 5, 8 e 10% Cu e superaquecimentos que variam de 6 °C a 79 °C. Após a escolha das variáveis anteriormente citadas determinou-se o tipo de chapa molde e a sua condição superficial, ou seja, chapa molde de aço carbono SAE 1020 polida e recoberta. Foram realizados quarenta experimentos, sendo que em vinte e oito destes obtivemos a transição colunar/equiaxial.

No sistema Sn-Pb, as composições foram de 5, 10, 20 e 30% Pb e superaquecimento constante de 5 °C. Em princípio adotou-se uma chapa molde de aço carbono SAE 1020 nas condições polida e recoberta com alumina, entretanto, na realização dos experimentos para estas condições não obtivemos a transição colunar/equiaxial. De acordo com a equação da determinação do coeficiente de transferência de calor global h_i , mostrada na Figura 4.1 para facilitar a transição poderíamos reduzir a transferência de calor da chapa molde. Desta forma, trocou-se a chapa molde de aço carbono SAE 1020 por uma de aço inoxidável 304, que apresenta uma condutividade térmica menor que a do aço carbono. Para o sistema Sn-Pb foram realizados dez experimentos, sendo que destes apenas quatro deram transição.

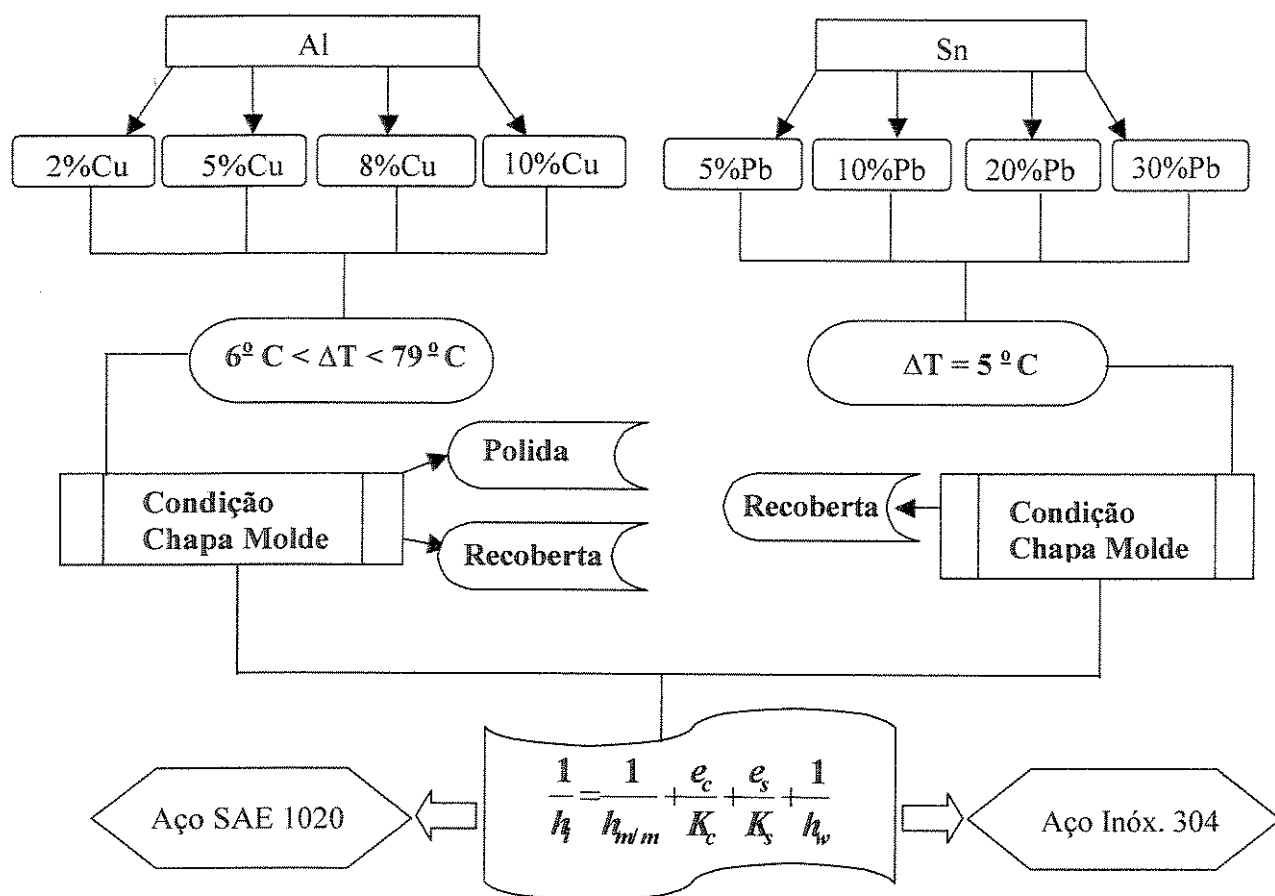


Figura 4.1 – Fluxograma do planejamento experimental adotado durante o trabalho.

4.2- Aparato Experimental de Uso Comum

a) Acessórios e Equipamentos Para Obtenção das Ligas

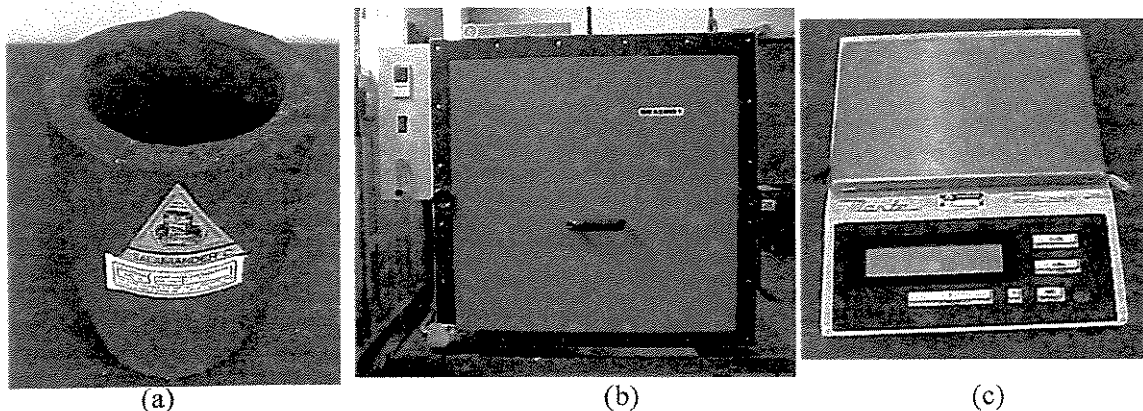


Figura 4.2 – (a) Cadinho de carbeto de silício, (b) Forno elétrico utilizado na fusão das ligas e (c) Balança digital utilizada para pesagem dos materiais para obtenção das ligas.

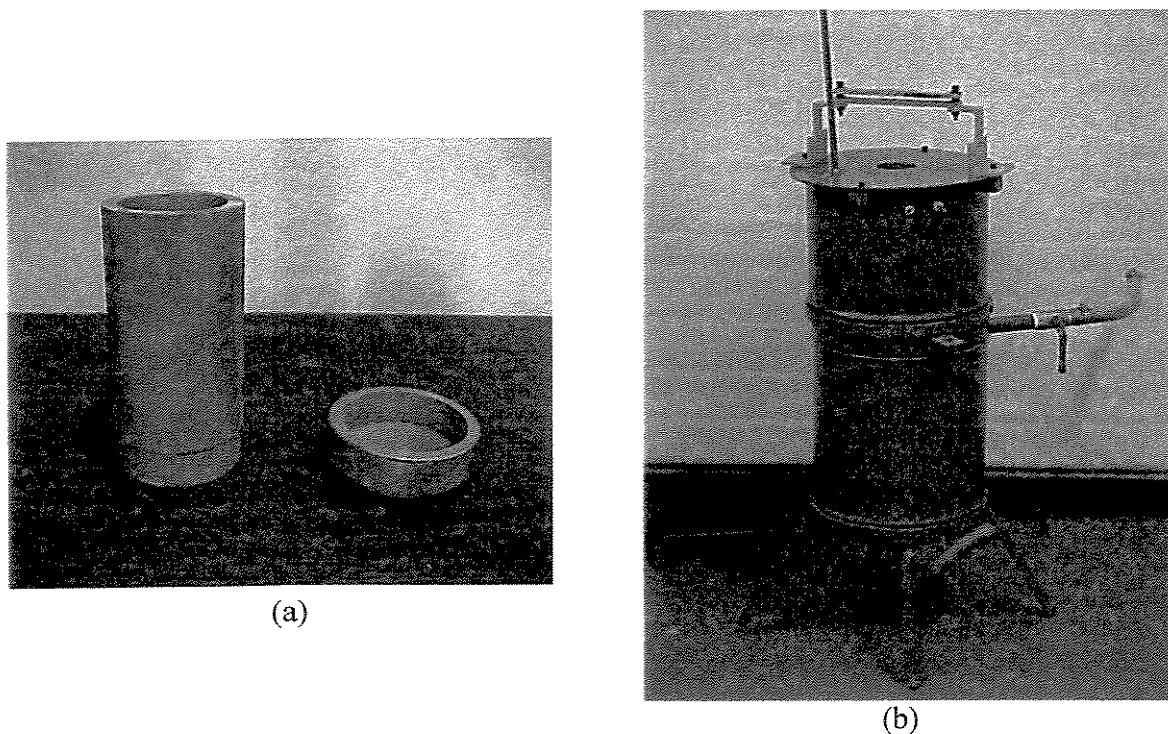
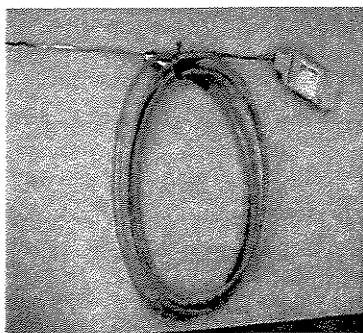


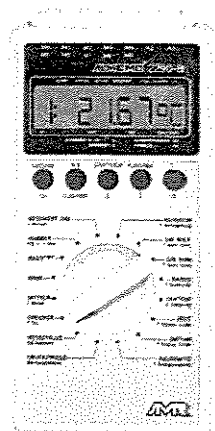
Figura 4.3 – (a) Lingoteira de aço inox (esquerda) e chapa molde de aço carbono que separa o metal do fluido de refrigeração (direita) e, (b) Forno de solidificação unidirecional vertical ascendente.

- **Cadinho de Carbetto de Silício** modelo AS 6 da Carbosil, revestido internamente com camada consistente de tinta refratária da Carborundum modelo QF – 180, para evitar contaminação do banho de metal líquido, além de preservá-lo por mais tempo.
- **Forno Tipo Mufla**, marca Brasimet, temperatura máxima 1300 °C, com interior revestido de placas refratárias e controle processado de temperatura.
- **Lingoteira de Aço Inox** com diâmetro interno de 50 mm, altura de 110 mm e espessura de parede de 5 mm e uma chapa de fundo de aço 1020 e aço inoxidável 304 com espessura de 3 mm.
- **Forno de Solidificação Unidirecional Vertical Ascendente**, constituído por resistências elétricas laterais, as quais tem sua potência controlada a fim de permitir a obtenção de níveis de superaquecimento desejados.

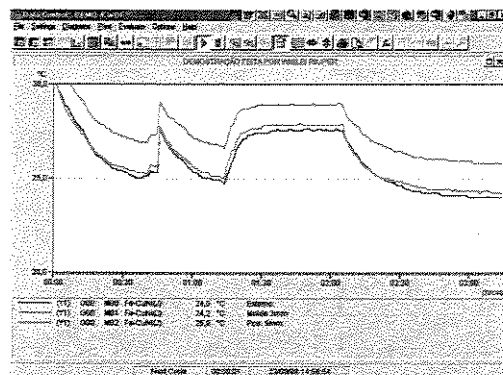
(b) Acessórios e Equipamentos Para Controle das Temperaturas



(a)



(b)



(c)

Figura 4.4 – (a) Termopar acoplado a um plug-conector ; (b) Sistema de aquisição de dados e, (c) Software utilizado no registro das temperaturas envolvidas nos experimentos.

- **Termopares ou Termoelementos:** os tipos de termopares comumente usados são identificados por letras segundo a I.S.A (Instrument Society of América) e adotado como padrão americano na ANSI C96 – 1964. As temperaturas foram registradas com o auxílio de termopares de diâmetro ($\approx 1,5$ mm) do tipo K, na interface metal/molde.

Tipo K: Cromel (+) – Alumel (-)

Faixa de utilização: (0 a 1260) °C $\equiv$ (0,000 a 50,990) mV

Potência Termoelétrica: (4,04 mV / 100 °C)

Tipo J: Ferro (+) – Constantan (-) ou Fe-CuNi

Faixa de utilização: (190 a 870) °C $\equiv$ (7,659 a 49,989) mV

Potência Termoelétrica: (5,74 mV / 100 °C)

- **Sistema de Aquisição de Dados,** marca ALMEMO, modelo 2290-8 E com possibilidade de programação da leitura e aquisição dos dados térmicos direta de cinco canais de entrada simultaneamente ao longo do tempo, todos com diferentes escalas de temperaturas e dois canais de saída. Fato de extrema relevância quando necessário monitorar diferentes posições do sistema em estudo.
- **Termo-conector (EEPROM),** marca ALMEMO, modelo ZA 9020 – FS com sensores de pinos de NiCr-Ni(K) e Fe-CuNi(J), utilizado para transformar a diferença de potencial (DDP) dos termopares ou termoelementos em temperaturas, que são registradas no equipamento anterior.

- **AMR-Software**, marca ALMEMO Data-Control, utilizado para acompanhar, registrar e armazenar os dados obtidos pelos termopares durante o processo de solidificação, além de possibilitar uma monitorização “on-line” dos dados medidos.

c) Utensílios Operacionais.

- **Haste de aço inoxidável**, revestida com suspensão à base de alumina para homogeneização do banho por agitação.
- **Espátula de aço inoxidável**, revestida com suspensão à base de alumina para retirada da camada de óxido formada na superfície livre do banho, momentos antes do vazamento.
- **Garra metálica**, utilizada para introduzir e/ou retirar os cadinhos de dentro do forno durante as operações de vazamento do banho de metal líquido no molde.
- **Massa Refratária QF-180 da Carborundum**, utilizada para revestimento interno dos cadinhos com o objetivo de isolar o material líquido do contato direto com as paredes do cadinho e com isso evitar contaminação do banho.

4.3- Procedimento Experimental para a Análise Térmica

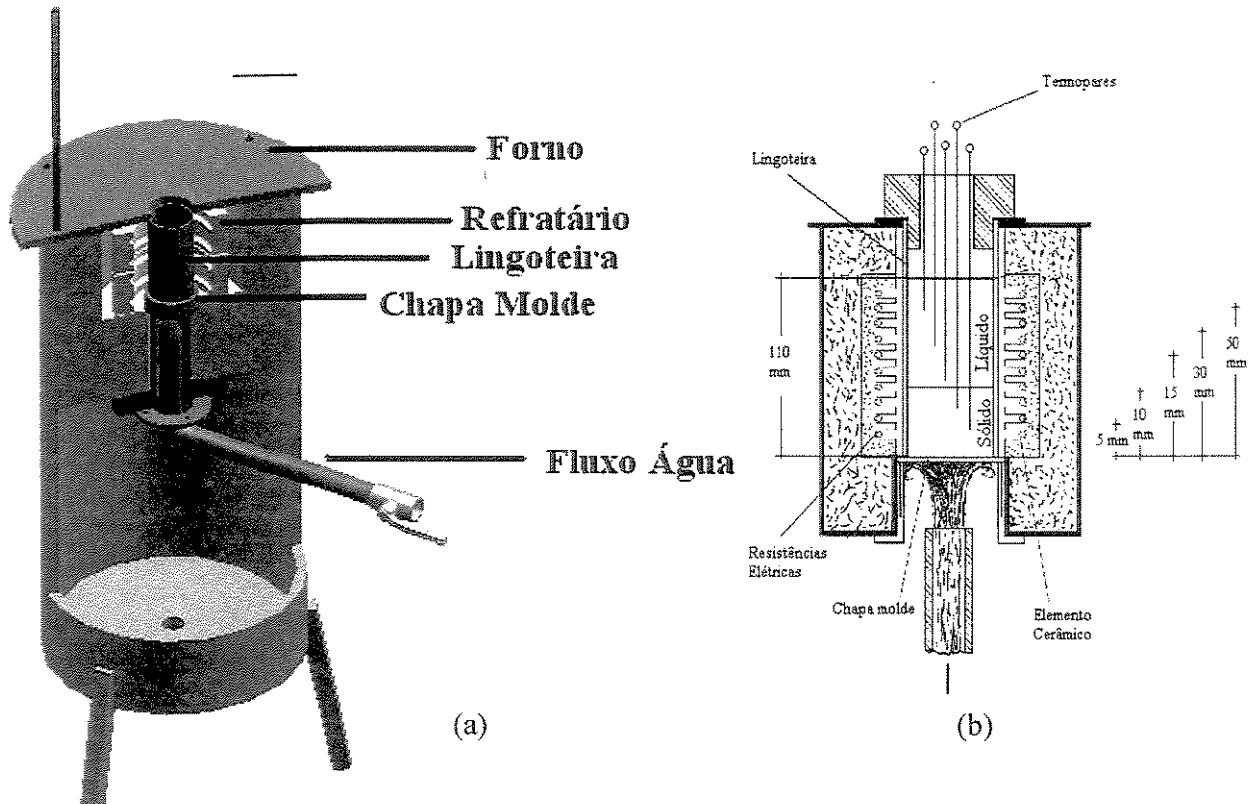


Figura 4.5 – (a) Vista em corte do dispositivo de solidificação unidirecional e, (b) representação esquemática do corte longitudinal do dispositivo com ênfase para a posição e profundidade dos termopares e câmara de vazamento.

- **Molde de Aço Inoxidável:** a escolha desse material para a construção da lingoteira, foi feita de forma comparativa em relação a outros tipos de aços, com base em se garantir durabilidade com um melhor isolamento térmico e, conseqüentemente, evitar ao máximo perdas térmicas laterais durante a solidificação. A lingoteira possui 110 mm de altura, 50 mm de diâmetro interno e 5 mm de espessura de parede metálica.

- **Chapa Molde de Aço 1020:** chapa para a parte inferior da lingoteira e que separa o metal do fluido de refrigeração, com 50 mm de diâmetro interno e 3 mm de espessura.
- **Chapa Molde de Aço Inoxidável:** chapa para a parte inferior da lingoteira e que separa o metal do fluido de refrigeração, com 50 mm de diâmetro interno e 3 mm de espessura.
- **Materiais Utilizados:** a escolha do sistema Al-Cu na investigação experimental deve-se à grande importância que este sistema apresenta na indústria metal/mecânica. Todas as ligas utilizadas nos experimentos foram preparadas em laboratório e analisadas termicamente. O sistema Sn-Pb é adotado para confirmar as tendências verificadas experimentalmente no sistema Al-Cu, principalmente pela facilidade de manipulação experimental e pelo fato de suas propriedades termofísicas estarem disponíveis na literatura, o que permite simulações teóricas mais confiáveis.

Especificamente, esses sistemas foram investigados conforme o seguinte detalhamento:

- Al-Cu, na forma das ligas Al-2%Cu, Al-5%Cu, Al-8%Cu e Al-10%Cu.
- Sn-Pb, na forma das ligas Sn-5%Pb, Sn-10%Pb, Sn-15%Pb, Sn-20%Pb e Sn-30%Pb.

As ligas foram preparadas a partir de metais comercialmente puros cujas composições químicas são apresentadas na Tabela 4.1.

Os experimentos foram montados objetivando a comparação dos resultados gerados por modelos analíticos e numéricos de solidificação, com dados obtidos experimentalmente em laboratório. A determinação dos resultados de interesse na análise comparativa foi feita com o auxílio de um aparato experimental de solidificação unidirecional vertical descrito anteriormente. Em todos os casos, foram monitorizadas temperaturas no metal, possibilitando o

levantamento do perfil térmico do sistema de solidificação em estudo. Também foram variados parâmetros como superaquecimento do metal líquido e condições de contato térmico da chapa molde na parte inferior da lingoteira. A Figura 4.6 permite visualizar o aparato experimental montado. As propriedades termofísicas das ligas Al-Cu e Sn-Pb e dos materiais da chapa molde utilizados nas simulações são apresentados na Tabela 4.2 e 4.3.

Table 4.1 – Análise química dos metais usados para preparar as ligas Al-Cu e Sn-Pb

Metal	Composição Química – %									
	Fe	Ni	Cu	Si	Mg	Pb	Cr	Mn	Zn	Sn
Al	0,182	0,0148	0,0242	0,103	0,0013	-	-	-	-	-
Cu	-	-		0,09	-	0,002	0,27	-	-	-
Sn	0,009	-	0,007	-	-	0,19	-	0,0025	-	
Pb	0,002	0,003	-	-	-		-	-	0,003	0,25

Tabela 4.2 - Propriedades termofísicas das ligas Al-Cu utilizadas [*Quaresma, Santos e Garcia, 2000*]; [*Santos, Quaresma e Garcia, 2001*].

	Al	Al 2%Cu	Al 5%Cu	Al 8%Cu	Al 10%Cu	Eut. AlCu	Aço SAE 1010
k_s [W/m.K]	222	219,73	215,15	211,73	206,22	155	46
k_L [W/m.K]	92	97,16	104,90	110,06	117,8	71	
c_s [J/kg.K]	1,123	1121,20	1117,58	1114,88	1110,51	1,070	527
c_L [J/kg.K]	1,086	1072,66	1052,65	1039,31	1019,30	895	
ρ_s [kg/m ³]	2,550	2583,97	2642,38	2686,06	2756,41	3,410	7,860
ρ_L [kg/m ³]	2,380	2494,40	2666	2780,40	2952	3,240	
L (J / kg)	385,000	3838,4	381423,2	379635,1	376755	350,000	
T_F [°C]	660	660	660	660	660	660	
T_L [°C]		653	643	636	626	548	
T_E [°C]		548	548	548	548	548	
k_0		0,17	0,17	0,17	0,17	0,17	

Tabela 4.3 - Propriedades termofísicas das ligas Sn-Pb utilizadas [*Quaresma, Santos e Garcia, 2000*]; [*Santos, Quaresma e Garcia, 2001*].

	Pb	Sn- 39%Pb	Sn- 30%Pb	Sn- 20%Pb	Sn- 15%Pb	Sn- 10%Pb	Sn- 5%Pb	Sn	Aço Inoxidável 316
k_s [W/m.K]	34,7	54,7	57,30	59	62,2	63	64	67	33
k_L [W/m.K]	29,7	31,7	31,8	32	32,5	33	33	33	
c_s [J/kg.K]	129,8	186,2	193,61	200	207,3	209	221	221	528
c_L [J/kg.K]	138,2	212,9	222,80	231	240,9	243	259	259	
ρ_s [kg/m ³]	11340	8840	8512,00	8250	7906	7840	7720	7300	8020
ρ_L [kg/m ³]	10678	8400	8103,40	7860	7551,7	7480	7380	7000	
L (J / kg)	26205	47560	50358,50	52580	55534	56140	57120	60710	
T_L [°C]			193	200	212	216	220	232	
T_E [°C]			183	183	183	183	183		
k_0			0,0656	0,0656	0,0656	0,0656	0,0656		

Os ensaios experimentais consistiram na obtenção de perfis de temperatura durante a solidificação do metal no sistema de solidificação unidirecional. A liga foi fundida no forno tipo mufla e em seguida vazada na lingoteira, refundida no dispositivo de solidificação e uma vez alcançada a temperatura desejada para o líquido, a refrigeração era acionada. A seguir, são descritas as etapas sequenciais quando da realização dos experimentos:

- Pesagem dos materiais (Al, Cu, Sn e Pb) para a composição das ligas;
- Verificação da composição química por análise térmica, conforme mostra o exemplo da Figura 4.5 para a liga Al-8%Cu;

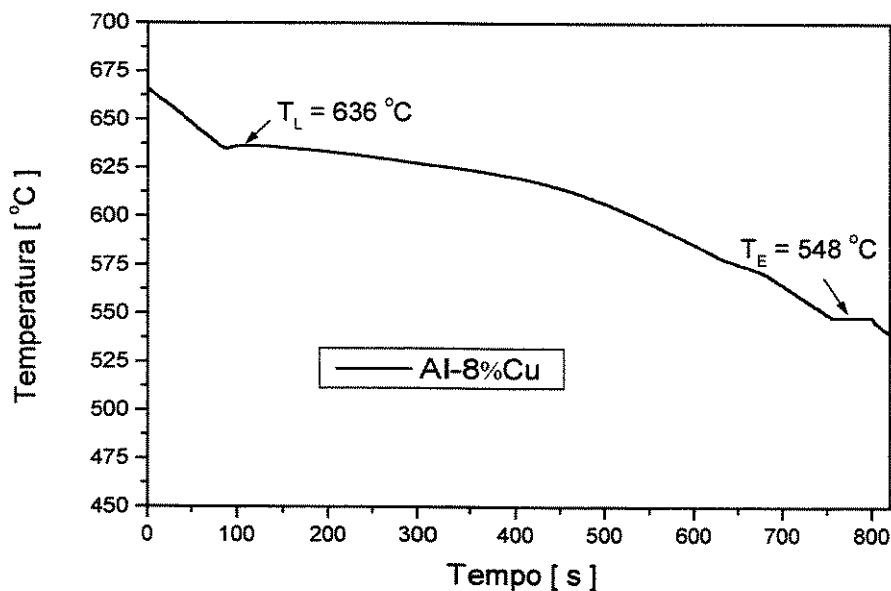


Figura 4.6 - Curva de resfriamento utilizada para quantificar e qualificar a liga Al-8%Cu.

- Revestimento do cadinho de carbetto de silício com tinta refratária (QF-180 – Carborundum) à base de alumina ideal para altas temperaturas;
- Montagem do sistema experimental e posicionamento dos termopares;

- Fusão do metal em forno tipo mufla de resistência a temperaturas maiores que a estipulada para o vazamento;
- Agitação da liga fundida, forçando uma melhor mistura dos componentes e a homogeneização da temperatura e retirada de escória da superfície do banho;
- Vazamento do metal líquido no interior da lingoteira, estando os termopares posicionados na posição central visando ao máximo coincidir com o regime unidirecional de extração de calor, bem como em posições próxima à interface metal/molde dada a importância dos instantes iniciais do processo de solidificação e o registrador devidamente acoplado ao computador trabalhando “on-line”. A refusão é realizada no dispositivo de solidificação acionando-se as suas resistências laterais, e que são desligadas ao se atingir a temperatura desejada no metal líquido, quando então o fluxo de água é iniciado;
- Acompanhamento e obtenção da evolução térmica dos pontos monitorizados;
- Fechamento dos ensaios com as curvas de resfriamento de cada ensaio registradas no sistema de aquisição de dados.

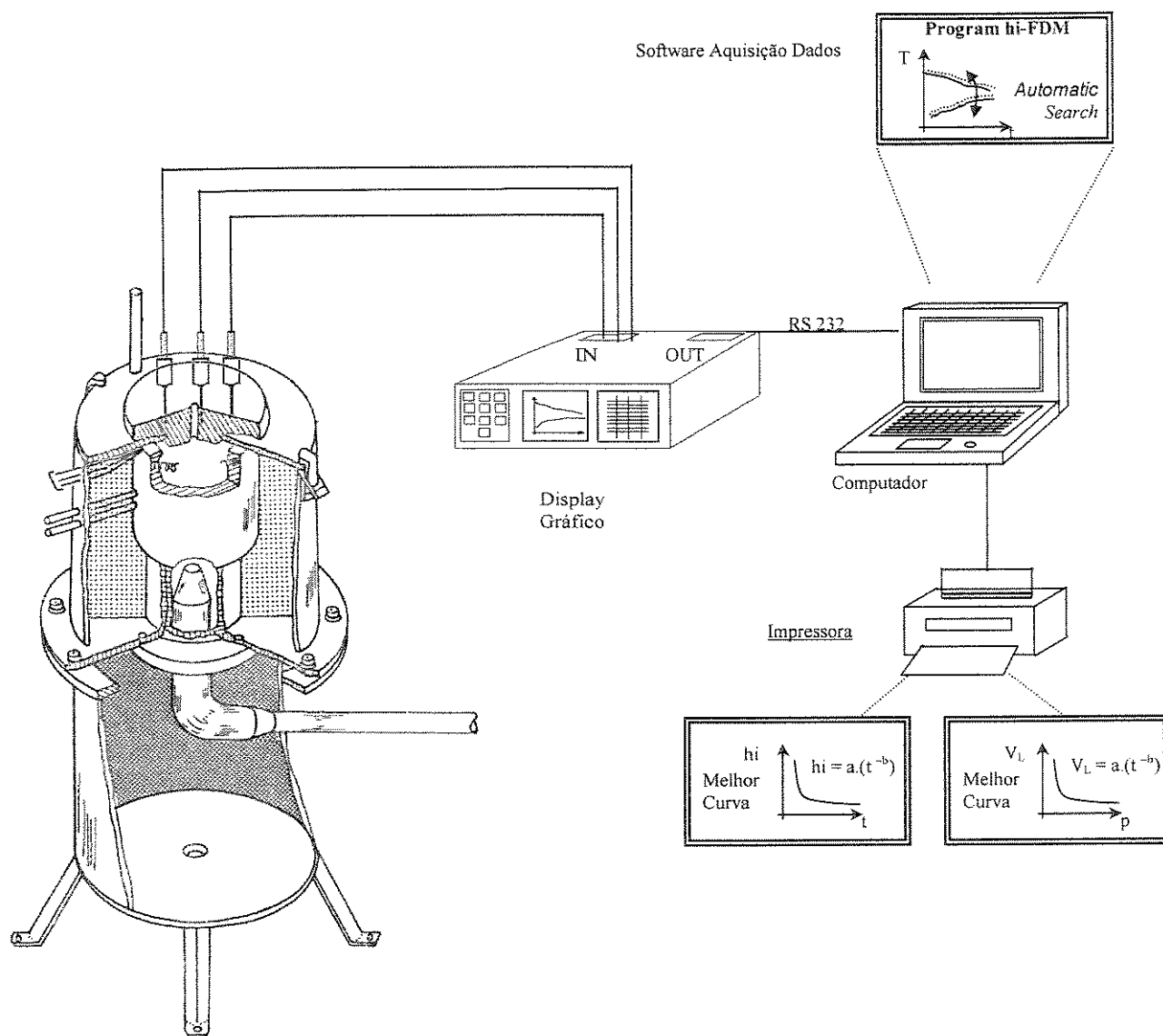


Figura 4.7 - Esquema do processo experimental para obtenção dos parâmetros térmicos no processo de solidificação unidirecional.

Os lingotes solidificados foram seccionados em um plano médio, lixados com lixas de granulação 100 a 600 e atacados com reagente químico composto de 15 ml HF; 4,5 ml HNO₃; 9 ml HCl e 271,5 ml H₂O, para ligas Al-Cu, e 100 ml H₂O; 2 ml HCl e 10 g FeCl₃, para as ligas Sn-Pb, para revelação da macroestrutura. A Figura 4.7 mostra o exemplo de uma macroestrutura de um lingote de Sn-10%Pb, evidenciando a direcionalidade da estrutura colunar. A TCE, quando

ocorre, é medida na região central e a partir da base do lingote. Em seguida foram extraídos dos lingotes das ligas Al-Cu amostras para análise microestrutural, sendo lixadas com as lixas de granulação de 100 a 1200, polimento com panos e pastas de diamante de 6 μ m e 1 μ m, respectivamente, e posterior ataque químico para revelar a microestrutura com reagente de 10% de NaOH em água destilada. Foi realizada microanálise nas amostras com o auxílio do microscópio óptico Neophot – 32.

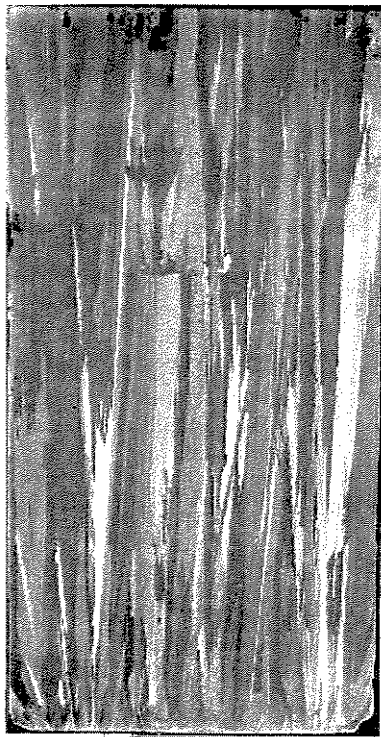


Figura 4.8 – Lingote de estanho solidificado unidirecionalmente na forma vertical em molde refrigerado a água (aumento 1x).

A partir do lingote solidificado com as ligas à base de alumínio, foram então extraídas amostras para a análise metalográfica em ambos os lados da fronteira colunar/equiaxial, conforme indicado na Figura 4.8. A análise metalográfica das amostras visou o mapeamento dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1 ou EDP) ao longo da transição colunar/equiaxial.

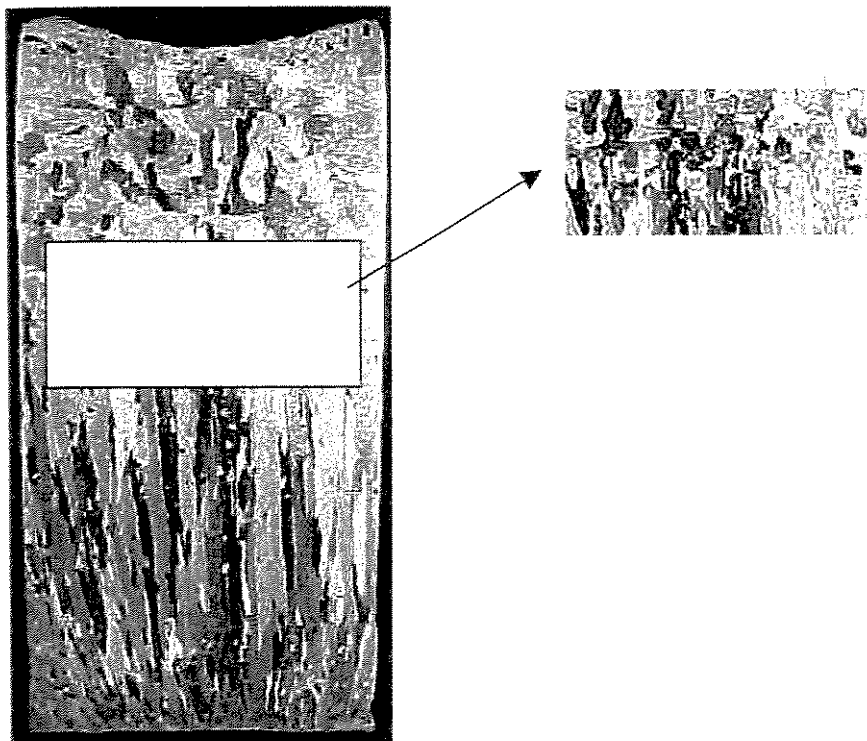


Figura 4.9 - Exemplo da amostra utilizada para a realização de análise microestrutural para medição dos espaçamentos primários e secundários.

As medidas dos EDS e EDP em ambos os lados da transição colunar/equiaxial, são realizadas utilizando-se o software Q500 MC – Leica Cambridge, interconectado ao microscópio.

São realizadas as medidas dos espaçamentos secundários, medindo a extensão entre o centro de um braço determinado até outro centro alinhado com o primeiro, para cada estrutura dendrítica. O espaçamento expressa a razão entre essa dimensão total e o número de distâncias centro a centro percorridas. Os espaçamentos primários são obtidos utilizando-se o critério de vizinhança, que considera o valor do espaçamento primário igual à distância média entre o centro geométrico das dendritas. São realizadas 20 medidas para cada posição selecionada, sendo que,

ao final, é realizada a média dos valores e o intervalo de dispersão. A Figura 4.9 apresenta uma ilustração que define os espaçamentos dendríticos característicos de uma frente de solidificação.

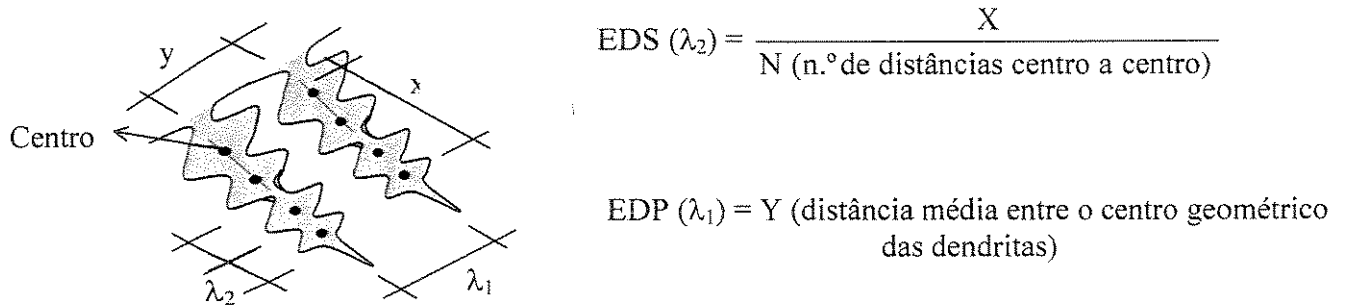


Figura 4.10 - Ilustração esquemática das medidas dos espaçamentos dendríticos primários e secundário.

As medidas de diâmetro do grão equiaxial são realizadas por meio do *Método de Jeffries*, [Anexo I]. Para o caso dos grãos colunares, foi medido a largura dos grãos em determinadas áreas ao longo do lingote transversal e, em seguida, obtida a média dos valores e o intervalo de dispersão (Figura 4.10).

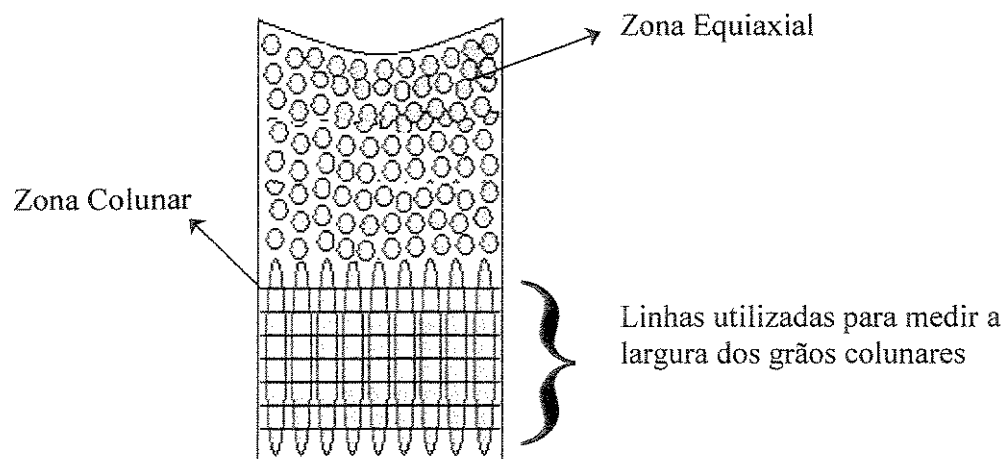


Figura 4.11 - Ilustração esquemática das medidas da largura do grão colunar.

4.4- Desenvolvimento Experimental para Determinação de h_i .

Foram monitoradas temperaturas em cinco posições estrategicamente determinadas em função do avanço da isoterma solidus/liquidus que consistem, respectivamente, a 5, 10, 15, 30 e 50 mm a partir da interface metal/molde. Após o término da solidificação, os resultados térmicos obtidos são utilizados para a determinação do coeficiente de extração de calor (h_i), apoiando-se no método do confronto de perfis térmicos teóricos fornecidos por um modelo de diferenças finitas e perfis experimentais, conforme apresentado no Anexo II. Para a simulação, admitem-se condições iniciais necessárias para a melhor representação do sistema real, tais como:

- Propriedades termofísicas, variando com a temperatura dentro da região sólido/líquido;
- Propriedades constantes para o metal sólido e metal líquido;
- Unidirecionalidade de extração de calor; e
- Ausência de convecção térmica no líquido.

Nos moldes refrigerados, o fluxo de calor global pode ser definido por uma série de resistências térmicas. A resistência interfacial entre o metal e a superfície da chapa molde ($1/h_{M/M}$) é geralmente maior, e a resistência térmica global ($1/h_i$) é dada por:

$$\frac{1}{h_i} = \frac{1}{h_{M/M}} + \frac{e_c}{k_c} + \frac{e_s}{k_s} + \frac{1}{h_w} \quad , \quad [4.1]$$

Onde: h_i é o coeficiente de transferência de calor global entre a superfície do metal e o fluido refrigerante; $h_{M/M}$ é o coeficiente de transferência de calor entre a superfície do metal e a chapa de aço na base da lingoteira; e_c e e_s são, respectivamente, a espessura da camada de alumina e a espessura da chapa molde de aço, k_c e k_s são as condutividades térmicas, respectivamente, da camada e da chapa molde de aço; e h_w é o coeficiente de transferência de calor do molde/fluido de refrigeração. Vê-se, na equação [4.1], que se pode manipular a eficiência da troca térmica na interface metal/fluido por intermédio de alterações no fluxo do

fluido de refrigeração, no material da chapa molde e no tipo e espessura dos recobrimentos do molde. Na busca de condições experimentais que conduzissem à transição colunar/equiaxial, estes parâmetros são modificados quando necessários, além do grau de superaquecimento no metal líquido. A troca da chapa molde de aço comum por uma equivalente de aço inoxidável 304 permite um aumento em cerca de 35% na resistência térmica deste elemento. A Tabela 4.4 mostra a relação dos experimentos realizados detalhando as condições operacionais.

Tabela 4.4 - Relação dos experimentos realizados

Ligas	Experimento	Temperatura Vazamento T_V (° C) e Condição da Superfície do Molde	Temperatura Líquidus (T_L) ° C	Superaquecimento (ΔT) ° C
Al-2% Cu	01	$T_V = 660^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Polido	654	6
	02	$T_V = 674^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Polido		20
	03	$T_V = 689^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Polido		35
	04	$T_V = 709^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Polido		55
	05	$T_V = 689^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Recoberto		35
Al-5%Cu	06	$T_V = 655^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Polido	645	10
	07	$T_V = 663^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Polido		18
	08	$T_V = 680^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Polido		35
	09	$T_V = 709^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Polido		64
	10	$T_V = 709^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Recoberto		64
Al-8%Cu	11	$T_V = 640^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Polido	635	5
	12	$T_V = 652^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Polido		17
	13	$T_V = 690^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Polido		55
	14	$T_V = 652^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Recoberto		17
Al-10%Cu	15	$T_V = 700^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Polido	626	74
	16	$T_V = 705^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Polido		79
	17	$T_V = 705^\circ\text{C}$ – Molde Aço 1020 Recoberto		79

Continua

Tabela 4.4 – (Continuação)

Sn-5%Pb	18	$T_V = 225^{\circ}\text{C}$ – Molde Aço Inox Recoberto	220	5
	19	$T_V = 225^{\circ}\text{C}$ – Molde Aço 1020 Polido		
	20	$T_V = 225^{\circ}\text{C}$ – Molde Aço 1020 Recoberto		
Sn-10%Pb	21	$T_V = 220^{\circ}\text{C}$ – Molde Aço Inox Recoberto	217	3
	22	$T_V = 220^{\circ}\text{C}$ – Molde Aço 1020 Recoberto		
Sn-15%Pb	23	$T_V = 235^{\circ}\text{C}$ – Molde Aço 1020 Recoberto	212	23
	24	$T_V = 235^{\circ}\text{C}$ – Molde Aço 1020 Polido		
Sn-20%Pb	25	$T_V = 207^{\circ}\text{C}$ – Molde Aço Inox Recoberto	203	4
Sn-30%Pb	26	$T_V = 197^{\circ}\text{C}$ – Molde Aço Inox Recoberto	193	4
	27	$T_V = 197^{\circ}\text{C}$ – Molde 1020 Recoberto		
	28	$T_V = 197^{\circ}\text{C}$ – Molde 1020 Recoberto		

Capítulo 5

5- Resultados e Discussões

5.1- Coeficientes de Transferência de Calor na Interface Metal/Molde

5.1.1- Ligas do Sistema Sn-Pb

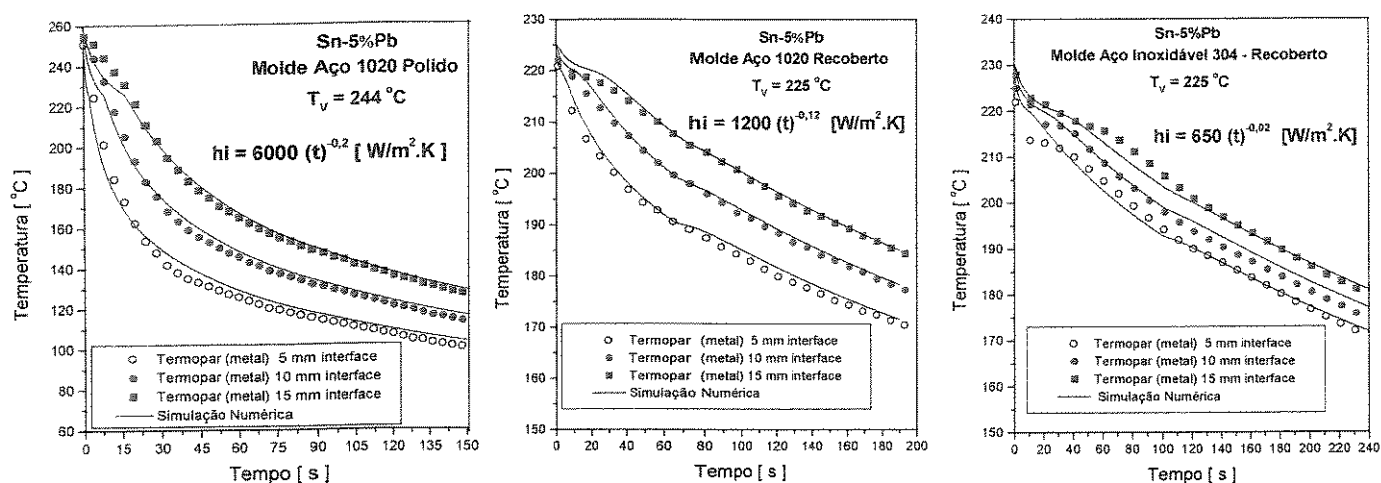
As Figuras 5.1, 5.2 e 5.3 ilustram as curvas de resfriamento para as ligas Sn-Pb. Nota-se que, para uma mesma composição da liga, à medida que se modificam as condições de extração de calor na interface metal/molde, tais como revestimento da superfície da chapa molde com uma camada de alumina e a troca da chapa molde de aço 1020 por uma de aço inoxidável 304, a solidificação tende a ocorrer mais lentamente, afetada por conta da maior resistência térmica na interface metal/molde. As ligas Sn-Pb são vazadas com um mesmo valor para o superaquecimento, ou seja, a temperatura de vazamento T_V é cerca de 5 °C acima da temperatura liquidus T_L , com exceção da liga Sn-15%Pb, vazada com 10% de superaquecimento ($T_V = 1,1 T_L$).

As curvas experimentais das Figuras 5.1, 5.2 e 5.3 são comparadas com simulações fornecidas por um programa de cálculo de fluxo de calor por diferenças finitas e uma busca automática tem o melhor perfil transitório de coeficientes de transferência de calor metal/fluido de refrigeração (Anexo II).

A Figura 5.4 , ilustra as curvas de valores transitórios do coeficiente de transferência de calor metal/fluido, para a liga Sn-5%Pb e a Figura 5.5, para as ligas Sn-10%Pb, Sn-15%Pb, Sn-20%Pb e Sn-30%Pb, com algumas variações apenas no contato térmico metal/fluido; chapa de

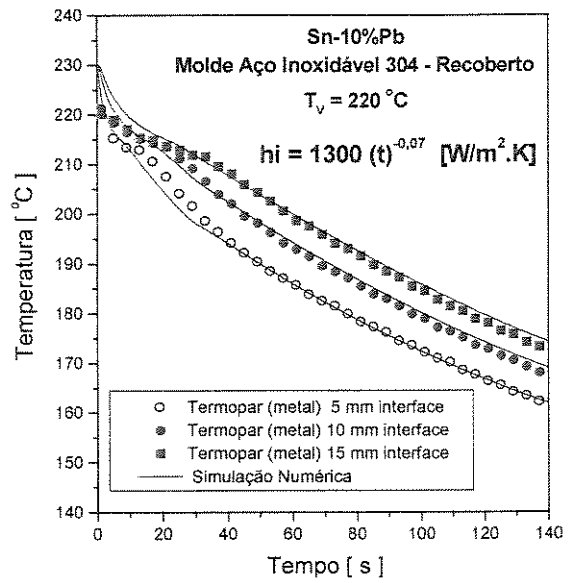
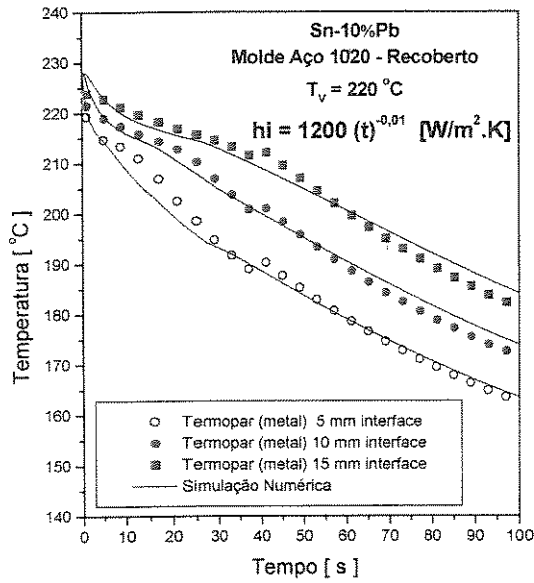
aço carbono 1020 com uma superfície polida, chapa de aço carbono 1020 com uma cobertura de alumina de cerca de 100 μm de espessura e chapa de aço inoxidável 304 revestido também com alumina de cerca de 100 μm de espessura. Pode-se notar a sensível influência da adição do recobrimento do molde e também da troca da chapa molde sobre os perfis de h_i .

A Figura 5.6 apresenta a influência do teor de soluto sobre os perfis transitórios de h_i para chapa de aço inoxidável recoberto com alumina. Nota-se que há uma tendência de diminuição dos perfis com o aumento do teor de soluto. A curva referente à composição Sn-5%Pb representa uma exceção, tendo em vista que é necessário um aumento da camada de alumina (de 100 μm para 300 μm) para que a transição colunar/equiaxial seja alcançada.

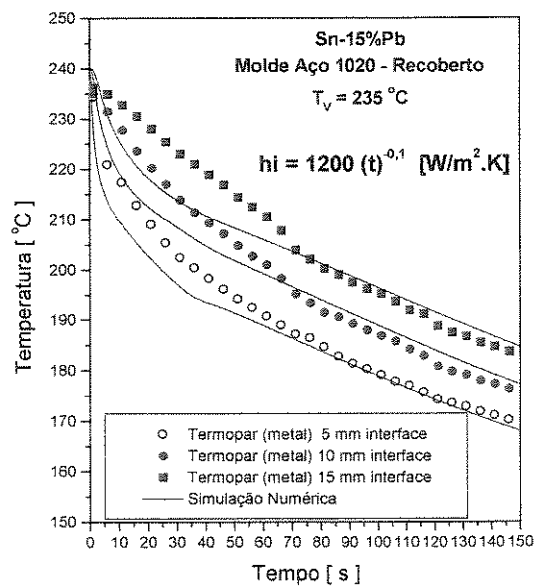
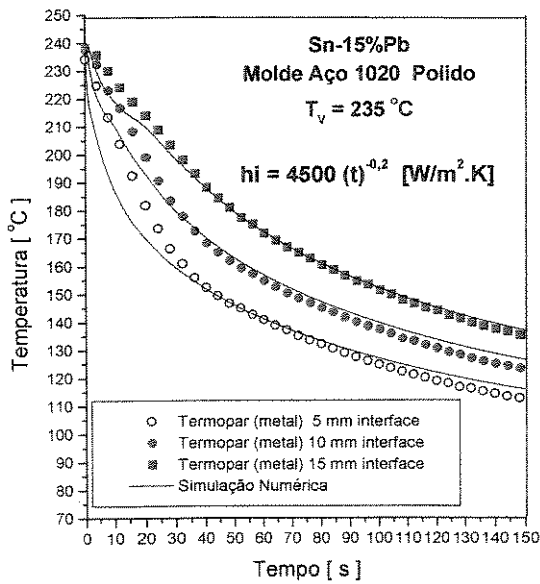


(a)

Figura 5.1- Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para liga do sistema Sn-Pb vazado com superaquecimento de 5 °C e 24 °C em moldes de aço 1020 e aço inoxidável 304 polido e recoberto: (a) Sn-5%Pb.



(a)



(b)

Figura 5.2- Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para ligas do sistema Sn-Pb vazadas com superaquecimentos de 5 °C e 24 °C em moldes de aço 1020 e aço inoxidável 304 Recoberto e polido: (a) Sn-10%Pb e (b) Sn-15%Pb.

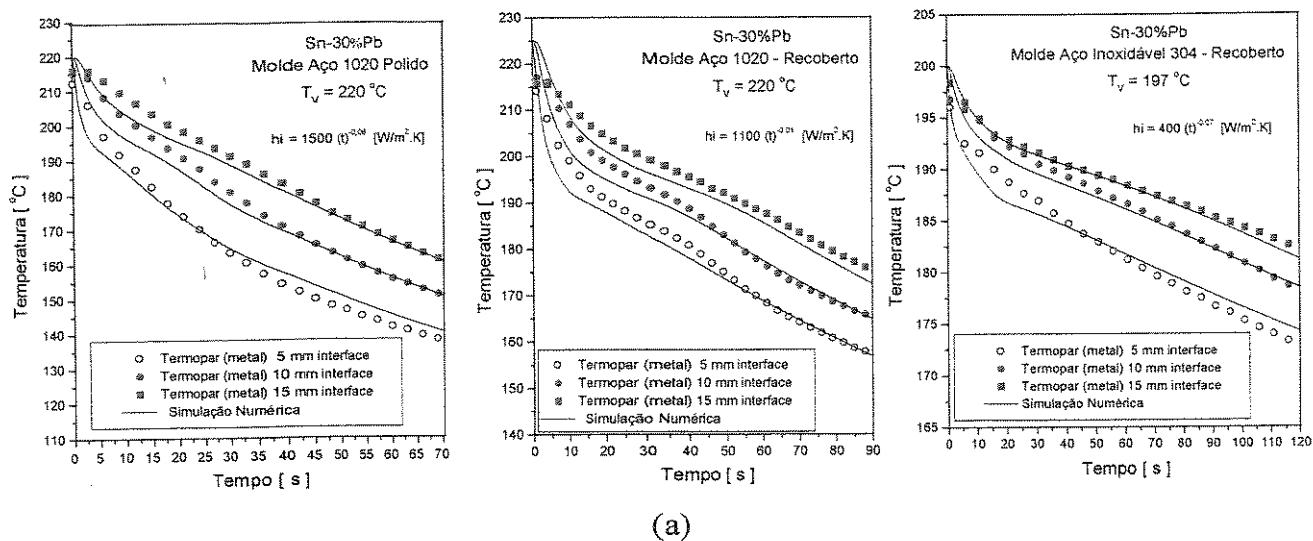


Figura 5.3- Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para ligas do sistema Sn-Pb vazadas com superaquecimentos $\Delta T = 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $\Delta T = 24\text{ }^{\circ}\text{C}$ em moldes de aço 1020 e aço inoxidável 304 Recoberto e polido: (a) Sn-30%Pb.

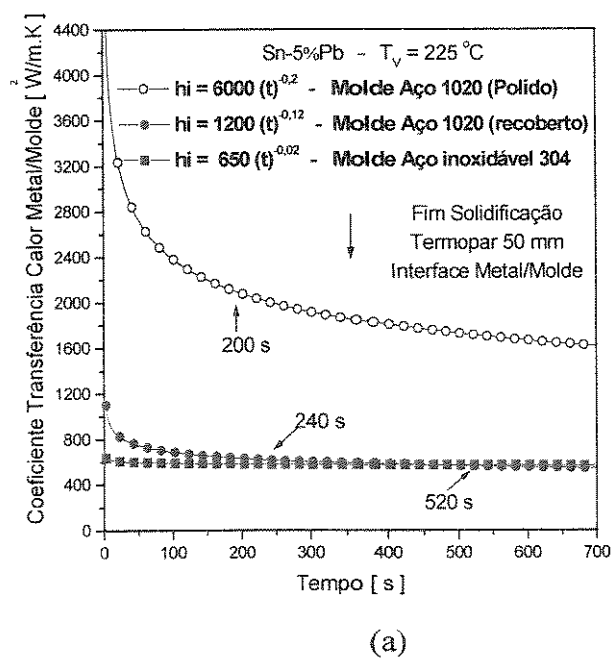
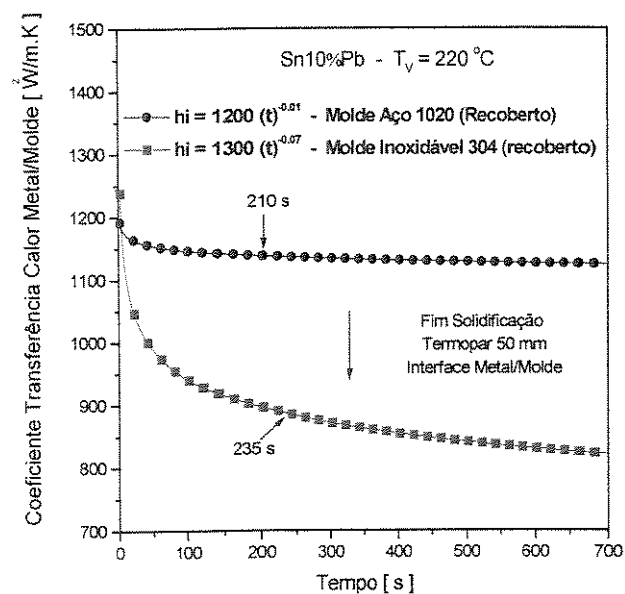
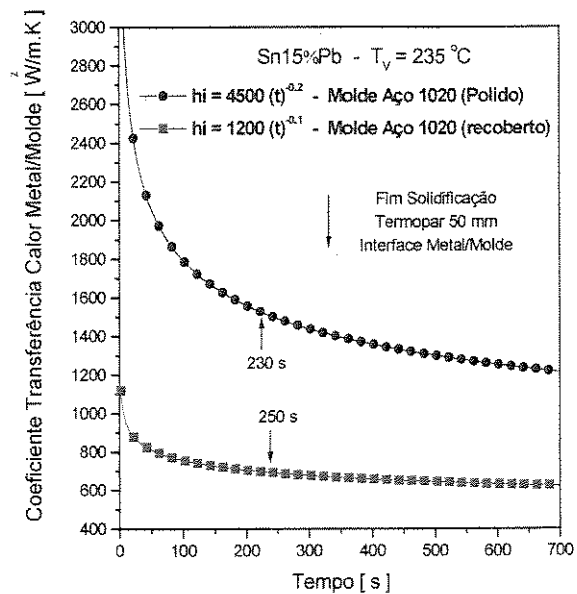


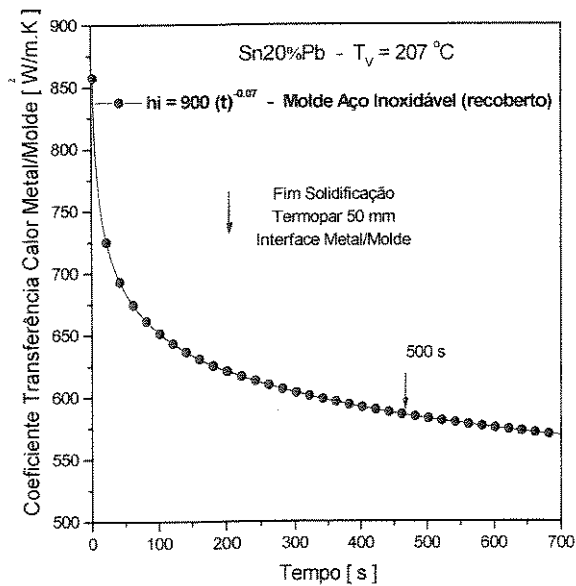
Figura 5.4- Correlação entre as curvas que representam o comportamento de h_i obtidas para a liga: (a) Sn-5%Pb.



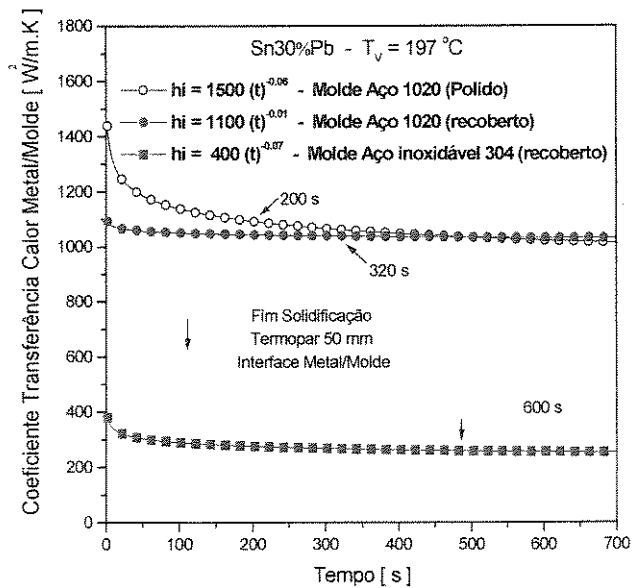
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 5.5- Correlação entre as curvas que representam o comportamento de h_i obtidas para as ligas: (a) Sn10%Pb, (b) Sn15%Pb, (c) Sn20%Pb e (d) Sn30%Pb vazadas com superaquecimentos $\Delta T = 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ e $\Delta T = 24\text{ }^{\circ}\text{C}$ em moldes de aço 1020 e aço inoxidável 304 polido e recoberto.

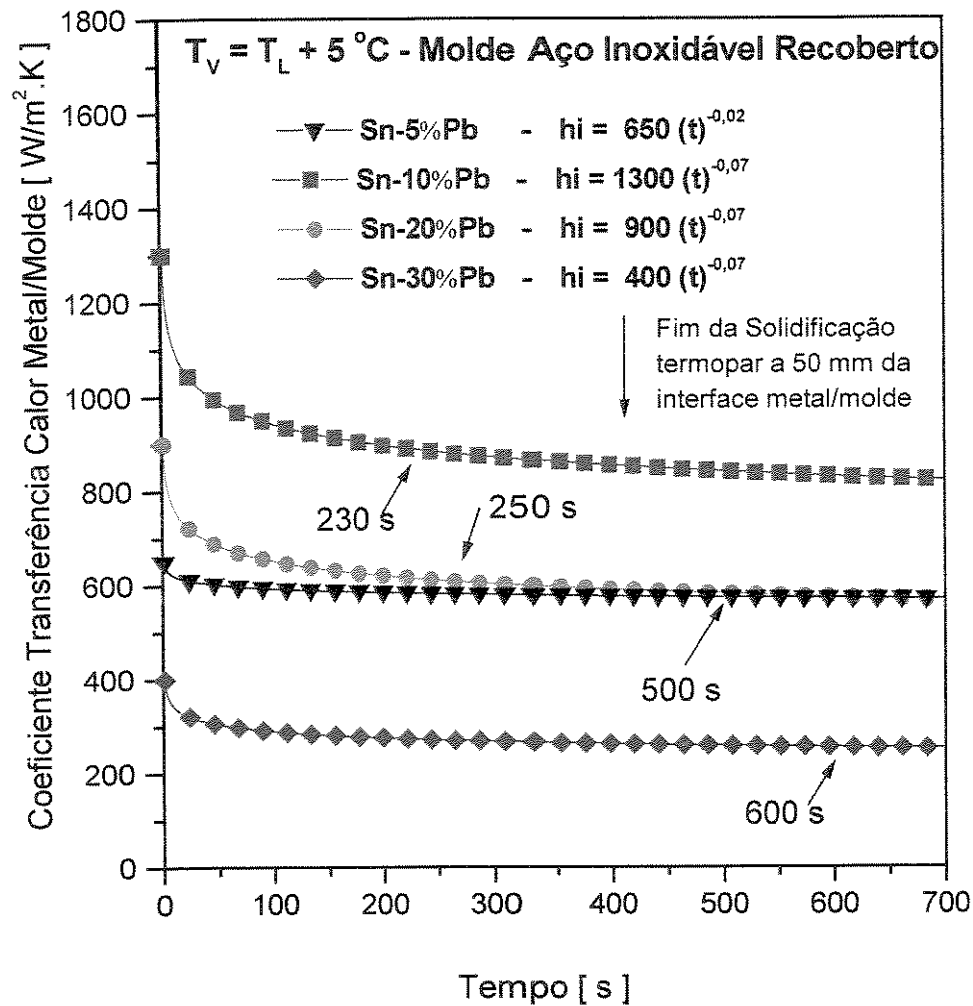


Figura. 5.6- Evolução do coeficiente de transferência de calor metal/molde em função do tempo: Sn-5%Pb, Sn-10%Pb, Sn-20%Pb e Sn-30%Pb.

5.1.2. Ligas do Sistema Al-Cu

As Figuras 5.7, 5.8, 5.9 e 5.10 mostram as curvas de resfriamento, respectivamente, para as ligas Al-2%Cu, Al-5%Cu, Al-8%Cu e Al-10%Cu. Os experimentos foram realizados utilizando-se variações no superaquecimento e composição química, além de variação na superfície da chapa molde. Os superaquecimentos foram sendo ajustados de forma a proporcionar uma transição colunar/equiaxial. Para um determinado superaquecimento em cada composição foi também realizado um revestimento na chapa molde com uma camada de cerca de 100 μ m de material isolante (alumina). As posições dos termopares durante os ensaios experimentais são definidas visando ao máximo obedecerem às possibilidades unidirecionais de extração de calor, bem como a importância dos instantes iniciais do processo de solidificação. As curvas da Figura 5.9 representam uma exceção, visto que as posições são modificadas de 5, 10 e 15 para 5 e 30 mm a partir da interface metal/molde para verificar a unidirecionalidade da extração de calor ao longo do lingote e em posições diferentes daquelas pré-fixadas anteriormente.

Nota-se, na Figura 5.11, curvas de valores do coeficiente de transferência de calor, metal/fluido para as ligas Al-2%Cu, Al-5%Cu, Al-8%Cu e Al-10%Cu, onde se observam as variações do superaquecimento para cada composição e também da superfície da chapa molde de aço carbono 1020 com e sem recobrimento isolante. Nota-se a sensível influência tanto do superaquecimento como da adição do recobrimento da chapa molde nos perfis de hi.

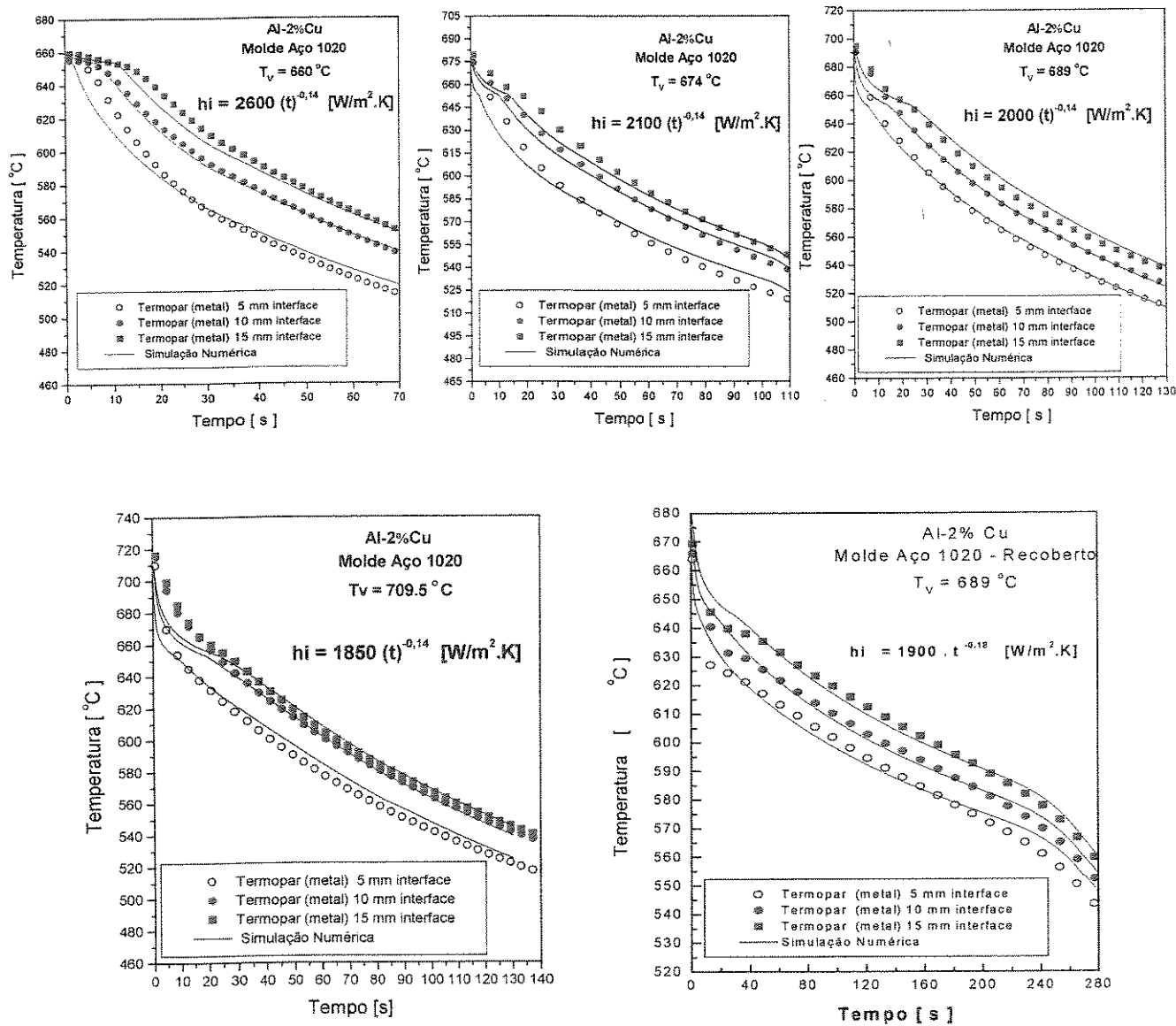


Figura 5.7- Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para ligas do sistema Al-2%Cu vazadas em moldes de aço 1020 polido e recoberto.

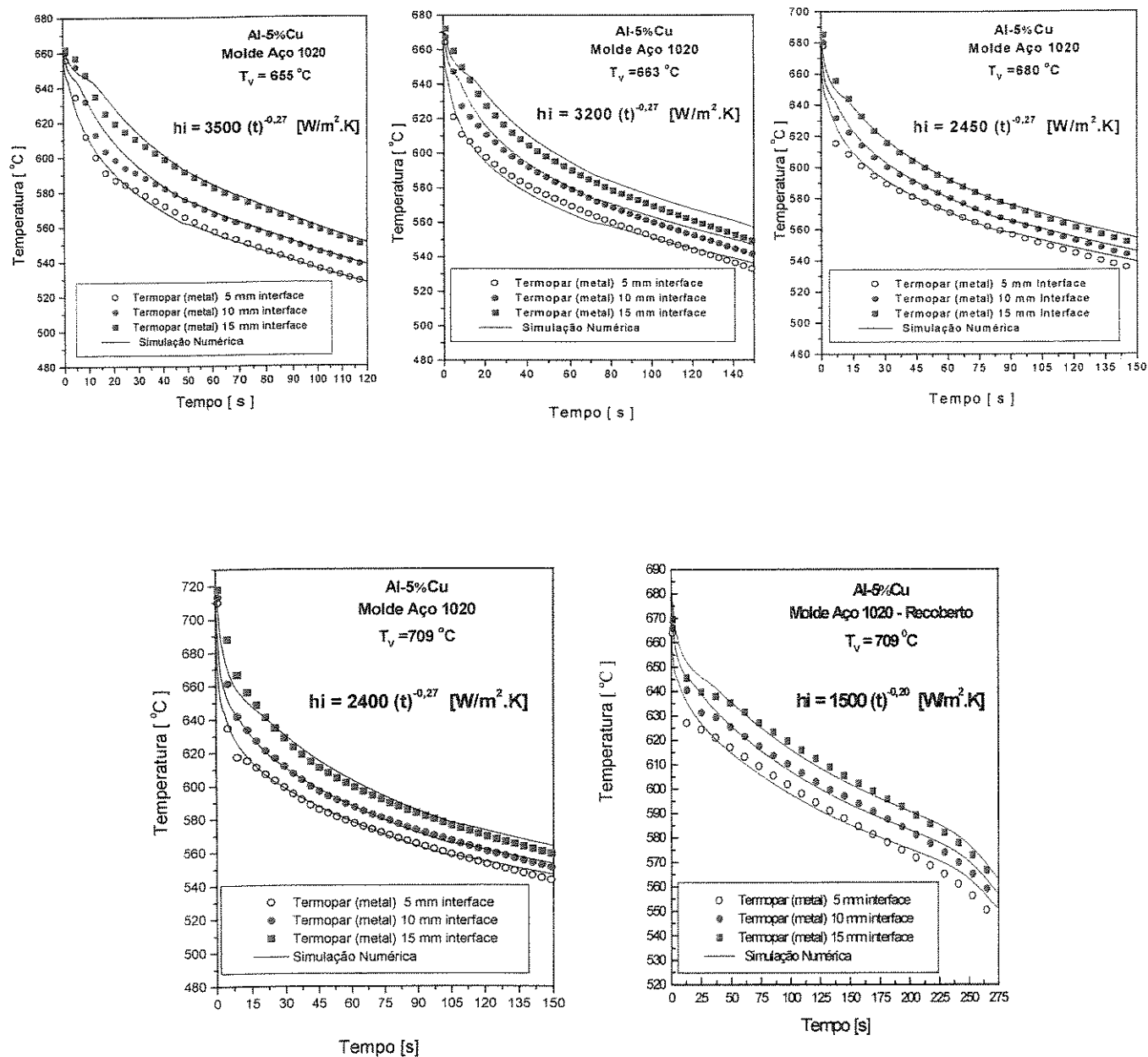


Figura 5.8- Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para ligas do sistema Al-5%Cu vazadas em moldes de aço 1020 polido e recoberto.

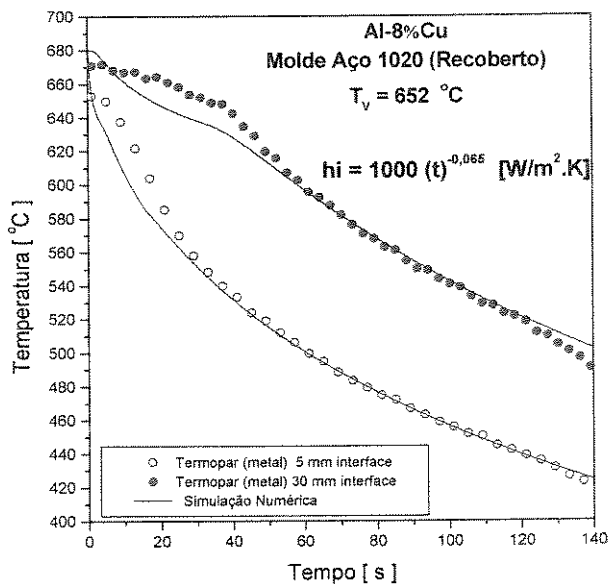
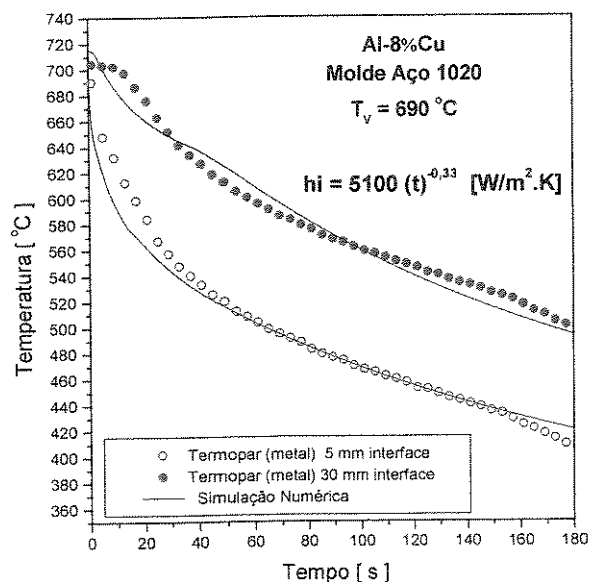
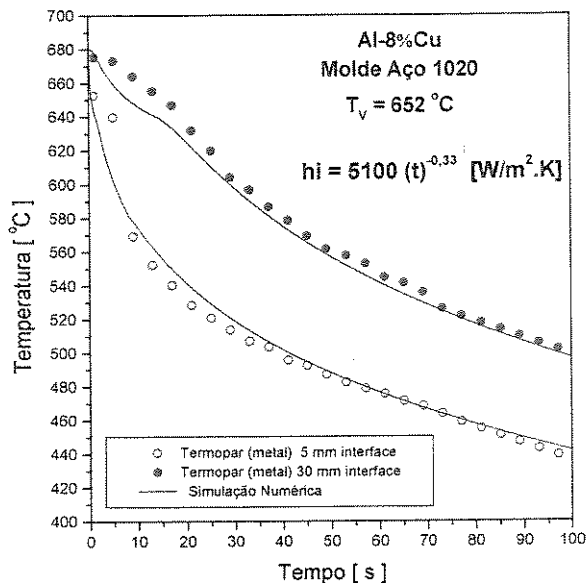
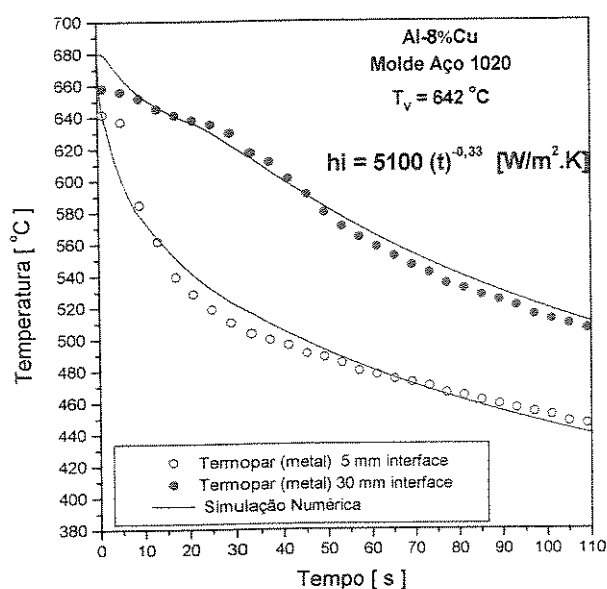


Figura 5.9- Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para ligas do sistema Al-8%Cu vazadas em moldes de aço 1020 polido e recoberto.

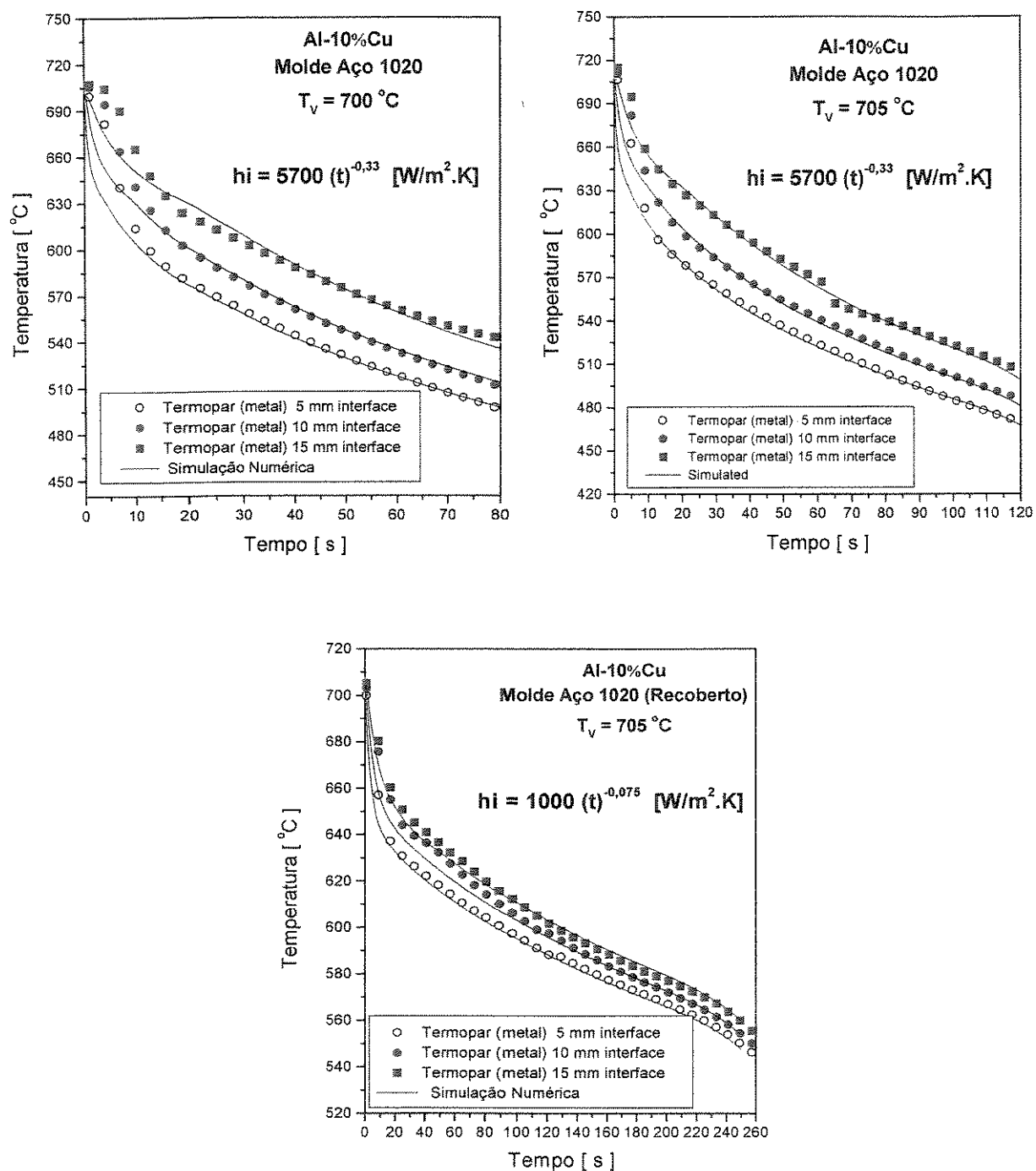
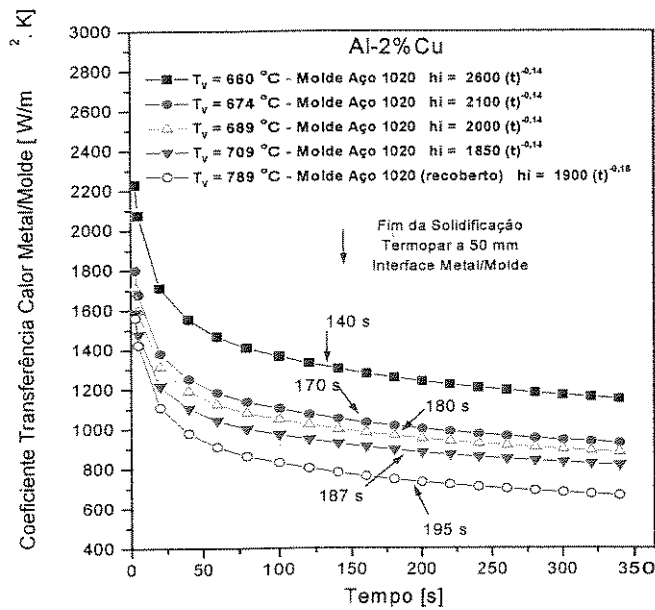
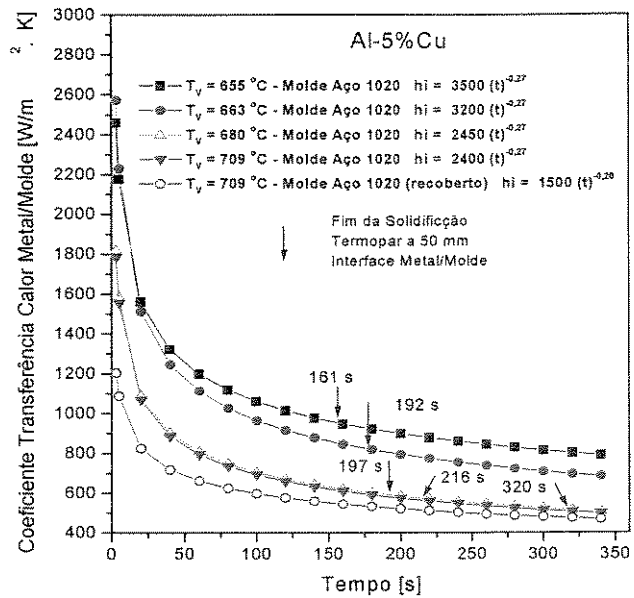


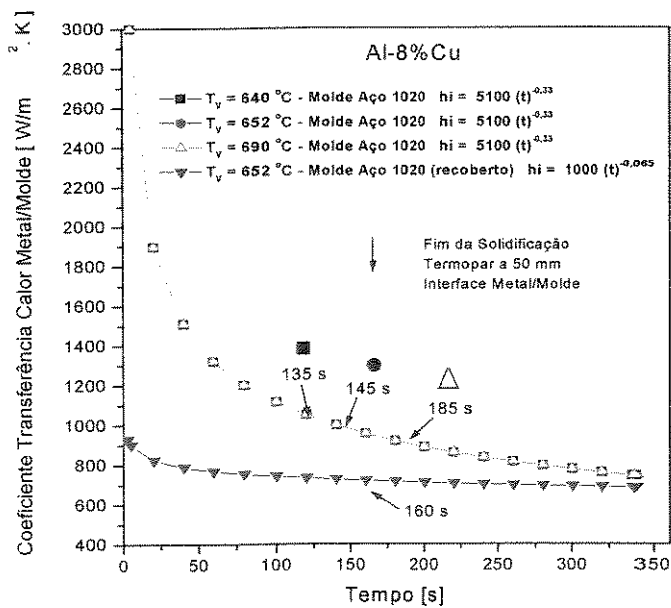
Figura 5.10- Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para ligas do sistema Al-5%Cu vazadas em moldes de aço 1020 polido e recoberto.



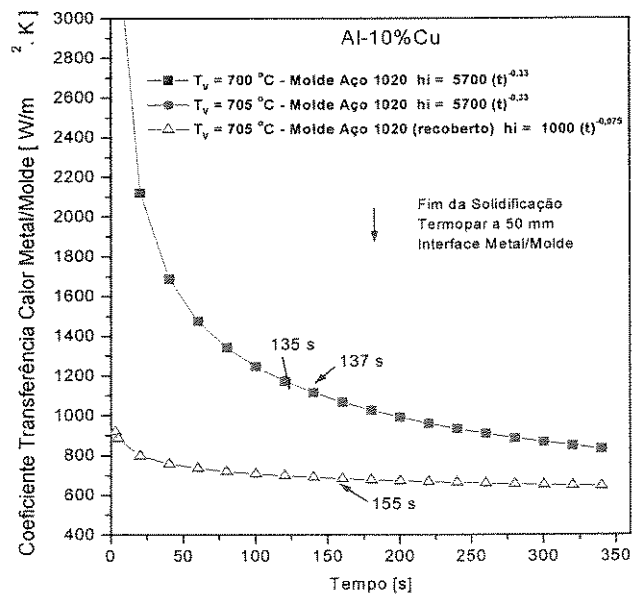
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 5.11- Correlação entre as curvas que representam o comportamento de h_i obtidas para as ligas Al-Cu vazadas em moldes de aço 1020 polido e recoberto: (a) Al-2%Cu, (b) Al-5%Cu, (c) Al-8%Cu e (d) Al-10%Cu.

A Tabela 5.1 apresenta todos os valores do perfis de h_i , expressos em função do tempo, determinados no presente trabalho experimental para as ligas binárias Al-Cu e Sn-Pb sob diferentes condições da superfície da chapa molde.

Tabela 5.1- Coeficiente de Transferência de Calor metal/fluido durante a solidificação unidirecional vertical.

Ligas	Temperatura de Vazamento T_v (K) e Condição da Superfície da Chapa Molde	h_i (W/m^2K), t (s)
Al-2% Cu	$T_v = 660^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Polido	$h_i = 2600 (t)^{-0.14}$
	$T_v = 674^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Polido	$h_i = 2100 (t)^{-0.14}$
	$T_v = 689^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Polido	$h_i = 2000 (t)^{-0.14}$
	$T_v = 709^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Polido	$h_i = 1850 (t)^{-0.14}$
	$T_v = 689^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Recoberto	$h_i = 1900 (t)^{-0.18}$
Al-5%Cu	$T_v = 655^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Polido	$h_i = 3500 (t)^{-0.27}$
	$T_v = 663^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Polido	$h_i = 3200 (t)^{-0.27}$
	$T_v = 680^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Polido	$h_i = 2450 (t)^{-0.27}$
	$T_v = 709^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Polido	$h_i = 2400 (t)^{-0.27}$
	$T_v = 709^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Recoberto	$h_i = 1500 (t)^{-0.20}$
Al-8%Cu	$T_v = 640^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Polido	$h_i = 5100 (t)^{-0.33}$
	$T_v = 652^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Polido	$h_i = 5100 (t)^{-0.33}$
	$T_v = 690^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Polido	$h_i = 5100 (t)^{-0.33}$
	$T_v = 652^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Recoberto	$h_i = 1000 (t)^{-0.005}$
Al-10%Cu	$T_v = 700^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Polido	$h_i = 5700 (t)^{-0.33}$
	$T_v = 705^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Polido	$h_i = 5700 (t)^{-0.33}$
	$T_v = 705^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 Recoberto	$h_i = 1000 (t)^{-0.075}$
Sn-5%Pb	$T_v = 225^\circ C$ - Molde Aço SAE 1020 - Recoberto	$h_i = 1200 (t)^{-0.12}$
	$T_v = 225^\circ C$ - Molde Aço SAE 1020 – Polido	$h_i = 6000 (t)^{-0.20}$
	$T_v = 225^\circ C$ – Molde Aço Inoxidável – Recoberto	$h_i = 650 (t)^{-0.02}$
Sn-10%Pb	$T_v = 220^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 – Recoberto	$h_i = 1200 (t)^{-0.01}$
	$T_v = 220^\circ C$ – Molde Aço Inoxidável – Recoberto	$h_i = 1300 (t)^{-0.07}$
Sn-15%Pb	$T_v = 235^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 – Recoberto	$h_i = 1200 (t)^{-0.10}$
	$T_v = 235^\circ C$ – Molde Aço SAE 1020 – Polido	$h_i = 4500 (t)^{-0.20}$
Sn-20%Pb	$T_v = 207^\circ C$ – Molde Aço Inoxidável – Recoberto	$h_i = 900 (t)^{-0.07}$

5.2- Determinação dos Parâmetros Térmicos: Velocidade da Isoterma Liquidus, Gradiente Térmico e Taxa de Resfriamento.

5.2.1- Sistema Sn-Pb.

A Figura 5.12 mostra as posições experimentais da isoterma liquidus em função do tempo para os casos onde ocorrem transição colunar/equiaxial, que são comparadas com os resultados teóricos fornecidos pelo modelo numérico de solidificação, mencionado anteriormente no Capítulo 4, que emprega os valores correspondentes do coeficiente transitório de transferência de calor da Figura 5.1. Para as ligas examinadas experimentalmente, o soluto rejeitado tem uma massa específica maior que o metal líquido, o que faz com que os gradientes de temperatura axial fiquem estáveis, já que convecções no metal líquido são minimizadas e assim os dados experimentais são adequados para comparação com o modelo numérico. Uma boa concordância é observada entre os valores experimentais e aqueles simulados numericamente para todas as ligas experimentalmente examinadas. O modelo numérico, com os arquivos adequados do coeficiente transiente de transferência de calor, é então usado para calcular os parâmetros térmicos de solidificação associados com a CET: velocidade de crescimento da isoterma liquidus (V_L), gradiente térmico no líquido (G_L) e taxa de resfriamento ($\dot{T}$). Esses resultados são mostrados nas Figuras 5.13, 5.14 e 5.15.

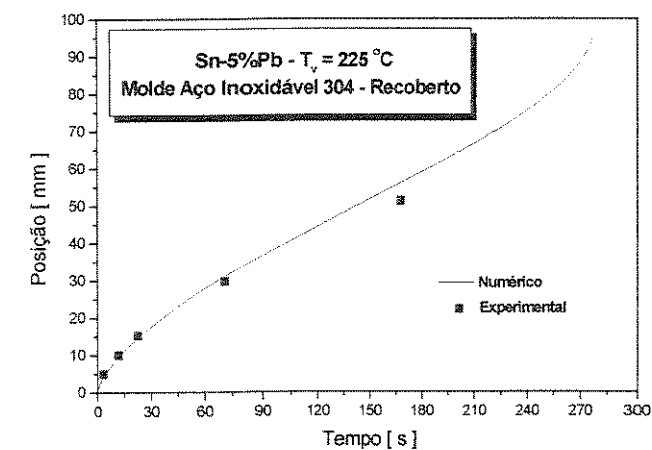
Na figura 5.13 são apresentadas as curvas de velocidade da isoterma liquidus em função da posição calculadas pelo método numérico e pela solução analítica. Pode-se notar que a curva de velocidade numérica apresenta uma sensível queda nos instantes iniciais do processo de solidificação e, a partir de um determinado valor da posição da interface metal/molde, ocorre uma tendência de reversão da curva, ou seja, aumento da velocidade. Isto é observado para todas as ligas analisadas experimentalmente, sendo que a posição de reversão tende a ser gradativamente menor à medida que se elevam os teores de soluto na liga. Deve-se esperar esta reversão no perfil de velocidades liquidus sempre que o vazamento ocorrer com algum grau de superaquecimento no líquido. Caso contrário, deve ocorrer um decréscimo contínuo no perfil de velocidades. As isotermas contidas na zona pastosa, incluindo a isoterma solidus, tendem a acelerar após a chegada da isoterma liquidus no final do lingote devido à progressiva redução na liberação de calor latente. Em artigos recentes, [Ares e Schvezov, 2000] e [Gandin, 2000] realizam

experimentos, respectivamente, com ligas de chumbo-estanho e alumínio-silício, e relatam um aumento gradual na velocidade de crescimento da isoterma liquidus da base em direção ao topo, em contradição com a discussão anterior. Em ambos os casos, o soluto rejeitado é menos denso do que o líquido o que implica na existência de condições convectivas de fluxo de fluido o que pode explicar, pelo menos parcialmente, o aumento da velocidade. Entretanto, o que pode ter acontecido são perdas laterais de calor o que implicaria na aceleração da velocidade de crescimento da isoterma liquidus.

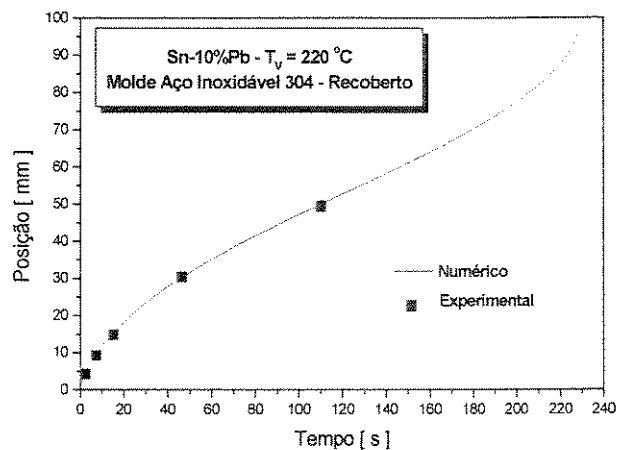
Pode-se notar, também na Figura 5.13, que a concordância entre os perfis de velocidade analítica e numérica só se verifica no terço central do lingote. Para posições mais próximas do final do lingote, o efeito terminal considerado pelo método numérico não pode ser levado em conta pelo analítico. Já nas posições iniciais a discrepância parece estar associada aos baixos valores do coeficiente de transferência de calor transitório (h_i).

A Figura 5.14 apresenta valores simulados numericamente do gradiente térmico no líquido, podendo-se observar que os valores diminuem ao longo da solidificação, sendo que, para posições mais distantes da interface metal/molde, estes valores tendem a decrescer mais rapidamente até próximo de zero. Pode-se notar, também, que mantido o mesmo grau de superaquecimento ($T_L + 5\text{ }^{\circ}\text{C}$), a variação do gradiente térmico fica praticamente independente do teor de soluto.

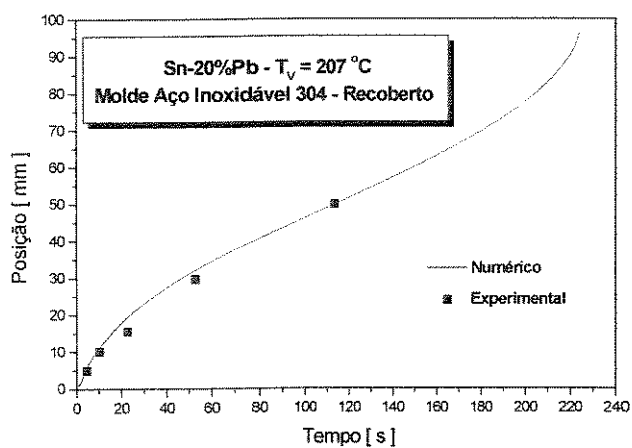
A Figura 5.15 mostra curvas de variação das taxas de resfriamento numérica, analítica e experimental, onde se verifica que as curvas numéricas e experimentais apresentam uma boa concordância, e por outro lado, a curva analítica só apresenta boa concordância para posições mais distantes da interface metal/molde, ou seja, aproximadamente a partir de 40 mm desta interface.



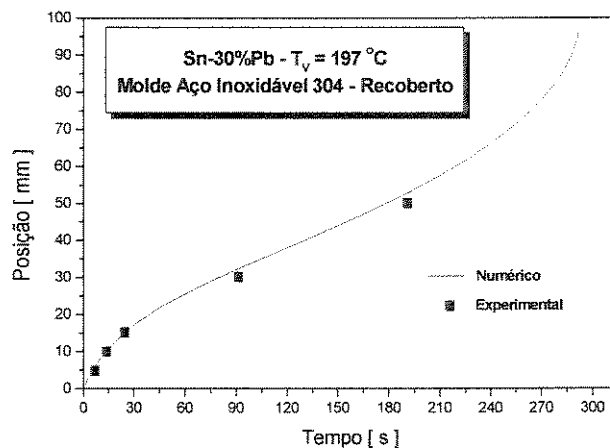
(a)



(b)

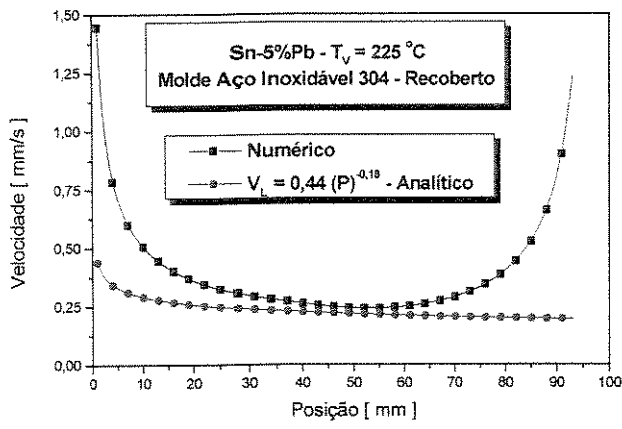


(c)

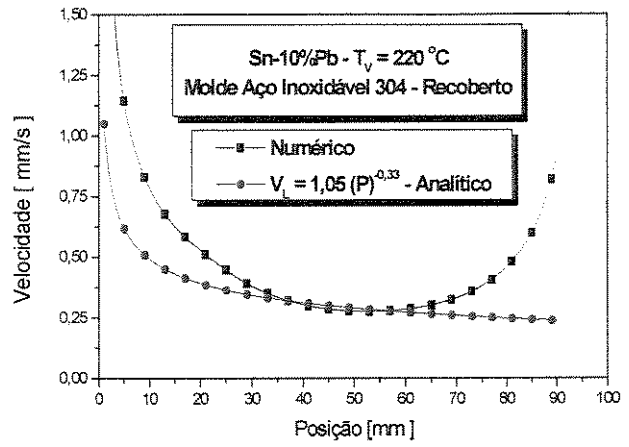


(d)

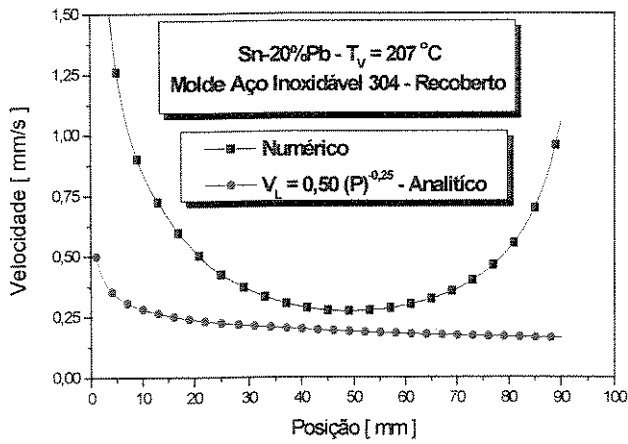
Figura 5.12- Resultados da posição da isoterma liquidus em função do tempo obtidos a partir de dados experimentais comparados com resultados de simulação numérica: (a) Sn-5%Pb, (b) Sn-10%Pb, (c) Sn-20%Pb e (d) Sn-30%Pb.



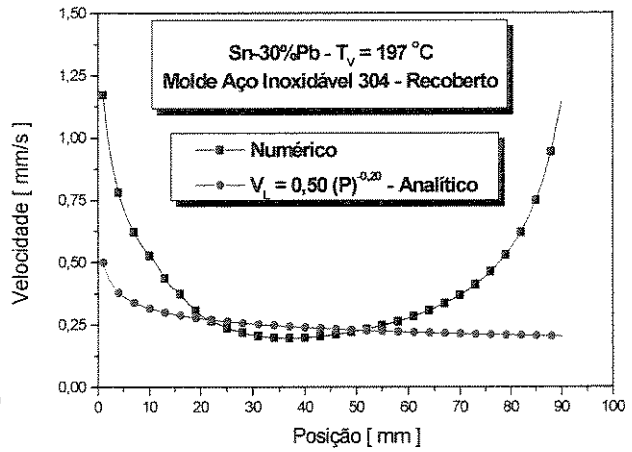
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 5.13- Velocidades da isoterma liquidus em função da posição obtidas por simulação numérica e pelo método analítico: (a) Sn-5%Pb, (b) Sn-10%Pb, (c) Sn-20%Pb e (d) Sn-30%Pb.

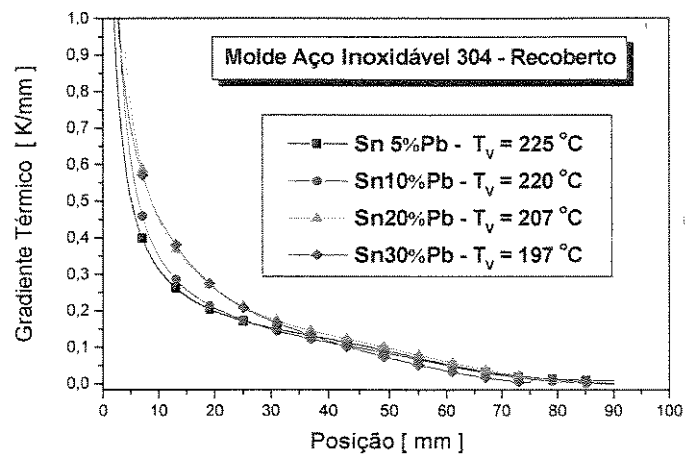
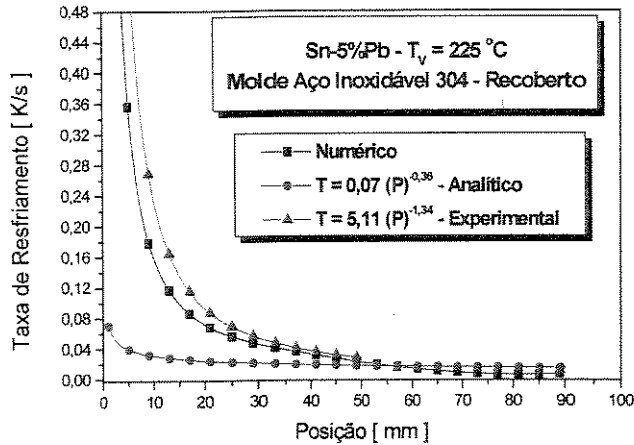
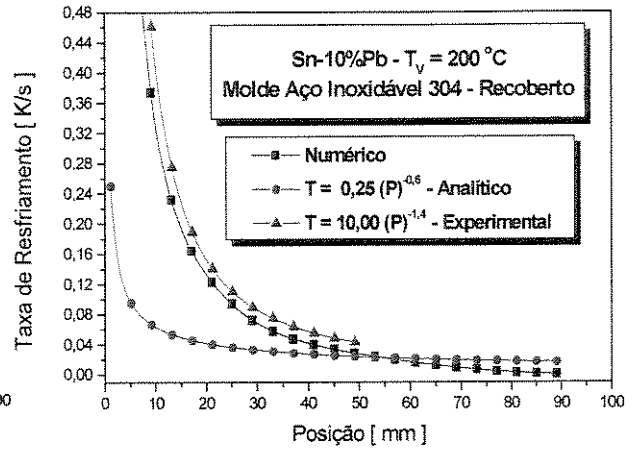


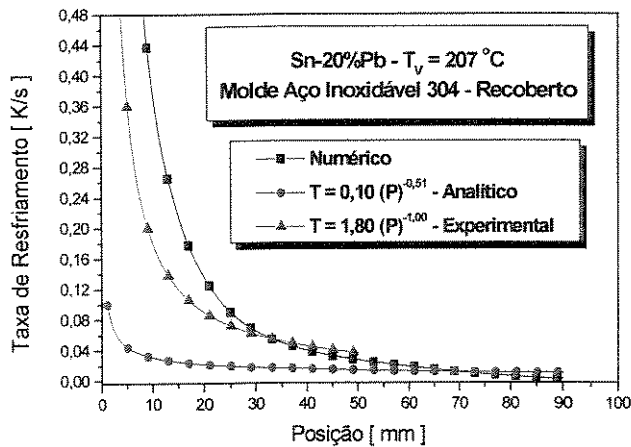
Figura 5.14- Gradientes térmicos em função da posição obtidos por simulação numérica para ligas Sn-Pb.



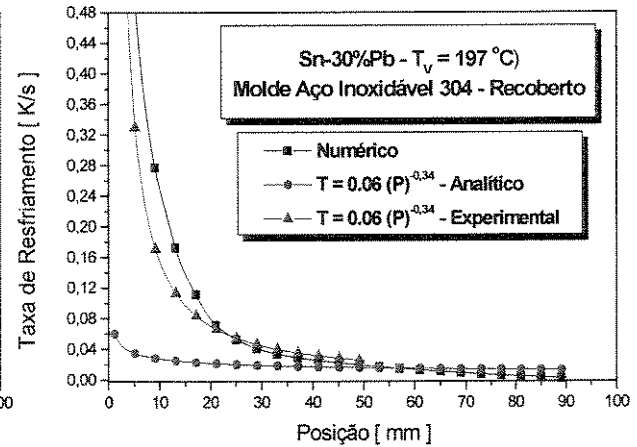
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 5.15- Taxas de resfriamento em função da posição obtidas a partir de dados experimentais, simulação numérica e analítica: (a) Sn-5%Pb, (b) Sn-10%Pb, (c) Sn-20%Pb e (d) Sn-30%Pb.

5.2.2- Sistema Al-Cu.

(A) Al-2%Cu

A Figura 5.16 mostra as posições experimentais da isoterma liquidus em função do tempo para o caso onde ocorre a transição colunar/equiaxial, que são comparados com os resultados teóricos fornecidos pelo modelo numérico de solidificação. A mesma análise, feita anteriormente para as posições numérica e experimental nas ligas Sn-Pb, pode ser aplicada para as ligas Al-Cu, utilizando-se então os valores do coeficiente transitório de transferência de calor no modelo numérico para calcular (V_L) , (G_L) e $(\dot{T})$.

Na Figura 5.17 mostram-se as curvas de velocidade da isoterma liquidus em função da posição calculadas pelo método numérico e pela solução analítica. Verifica-se que a tendência de reversão das curvas para a liga Al-2%Cu analisadas ocorre aproximadamente na mesma posição, (cerca de 65 mm da interface metal/molde), para o caso de molde polido, independentemente do grau de superaquecimento no líquido dentro dos valores utilizados experimentalmente. Somente no caso em que a chapa molde é recoberta com uma camada de alumina, este valor tende a diminuir e fica em torno de 50 mm, mostrando que a posição de reversão é dependente de (h_i) . Assim, como nas ligas Sn-Pb, cabem as mesmas observações quanto à reversão no perfil de velocidades. Pode-se notar que os perfis de velocidade analítica e numérica apresentam uma boa concordância desde os instantes iniciais do processo de solidificação até onde começa a ocorrer a reversão na curva numérica. Isto mostra que há uma tendência de maior concordância analítica/numérica à medida que a difusividade térmica do sistema metálico cresce, já que, conforme observado anteriormente, a concordância para o sistema Sn-Pb concentra-se mais no terço central do lingote.

A Figura 5.18 apresenta valores simulados numericamente do gradiente térmico no líquido, podendo-se observar que, à medida que se elevam os níveis de superaquecimento, o valor do gradiente térmico no líquido tende a crescer, verificando-se ainda que no caso em que a chapa molde é recoberta, o valor do gradiente térmico decresce. Isto ocorre devido ao aumento da resistência térmica metal/fluido e, conseqüentemente, à diminuição do coeficiente de transferência de calor transitório.

A Figura 5.19, mostra curvas de variação das taxas de resfriamento numérica, analítica e experimental, onde se verifica que as curvas numéricas e experimentais apresentam uma boa concordância. Por outro lado, a curva analítica só apresenta boa concordância para posições mais distantes da interface metal/molde, ou seja, aproximadamente a partir de 30 mm desta interface.

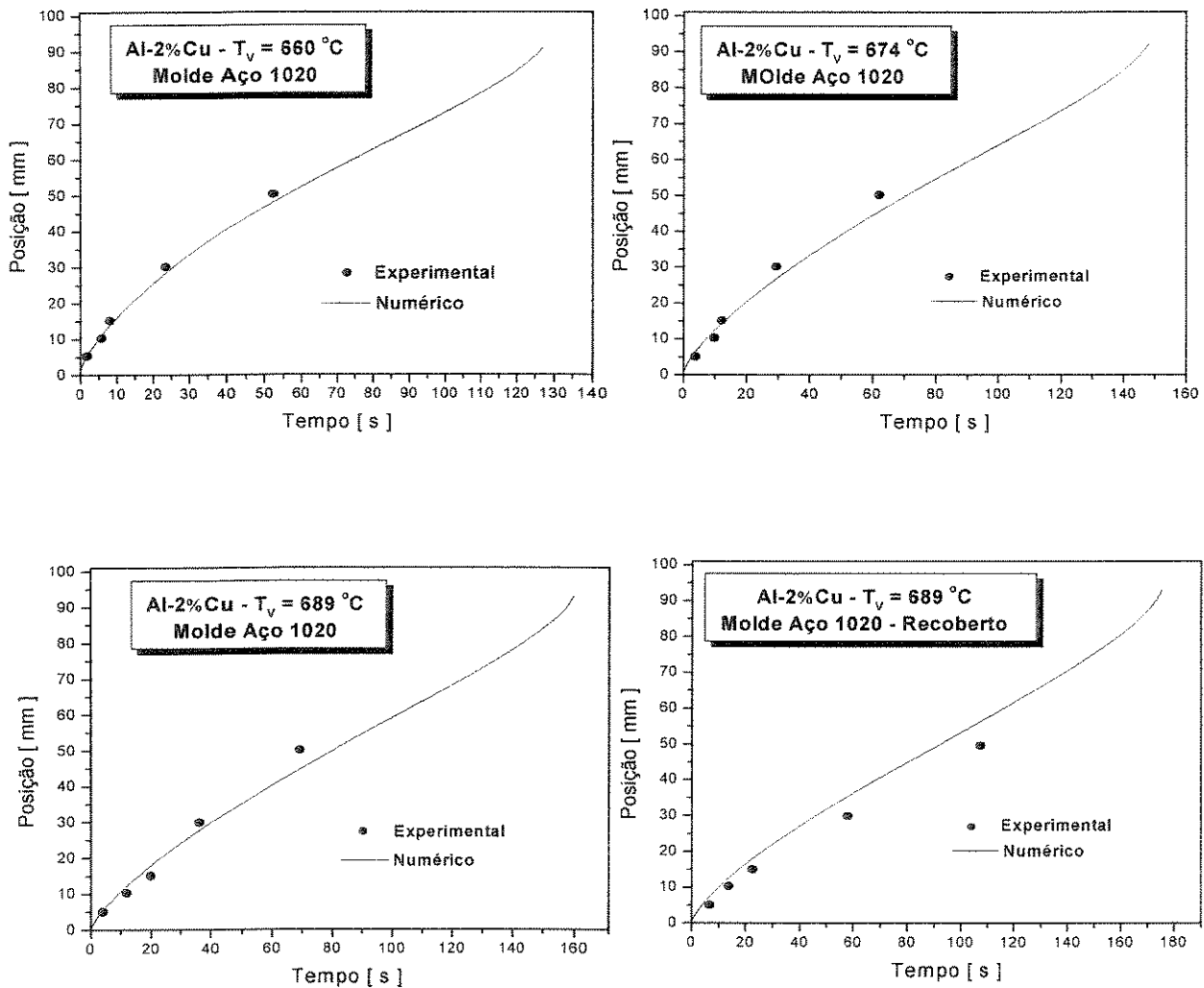


Figura 5.16- Resultados da posição da isoterma liquidus em função do tempo obtidos a partir de dados experimentais comparados com resultados de simulação numérica para a liga Al-2%Cu.

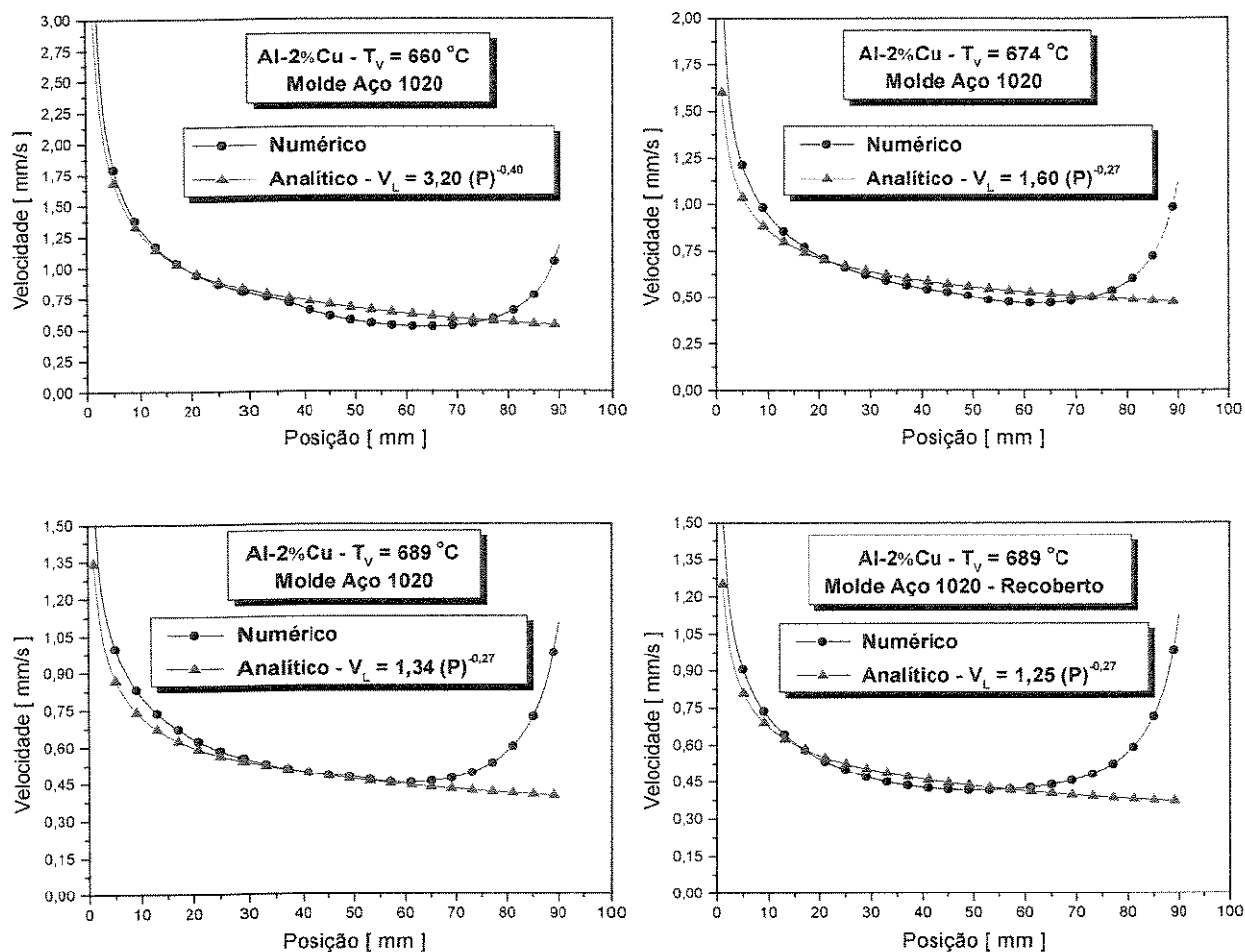


Figura 5.17- Velocidades da isoterma liquidus em função da posição obtidas por simulação numérica e pelo método analítico para a liga Al-2%Cu.

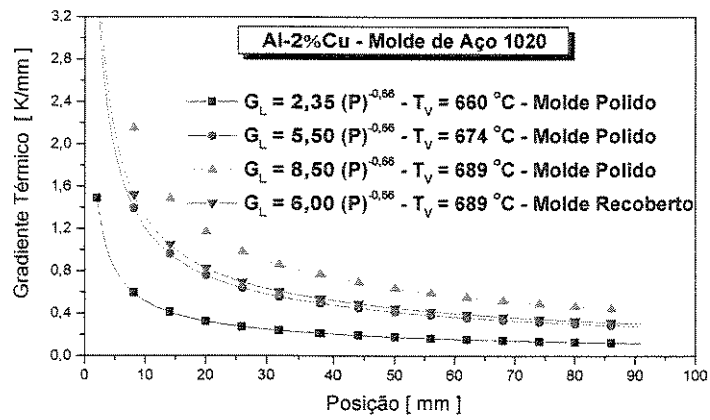


Figura 5.18- Gradientes térmicos em função da posição obtidos por simulação numérica para ligas Al-Cu.

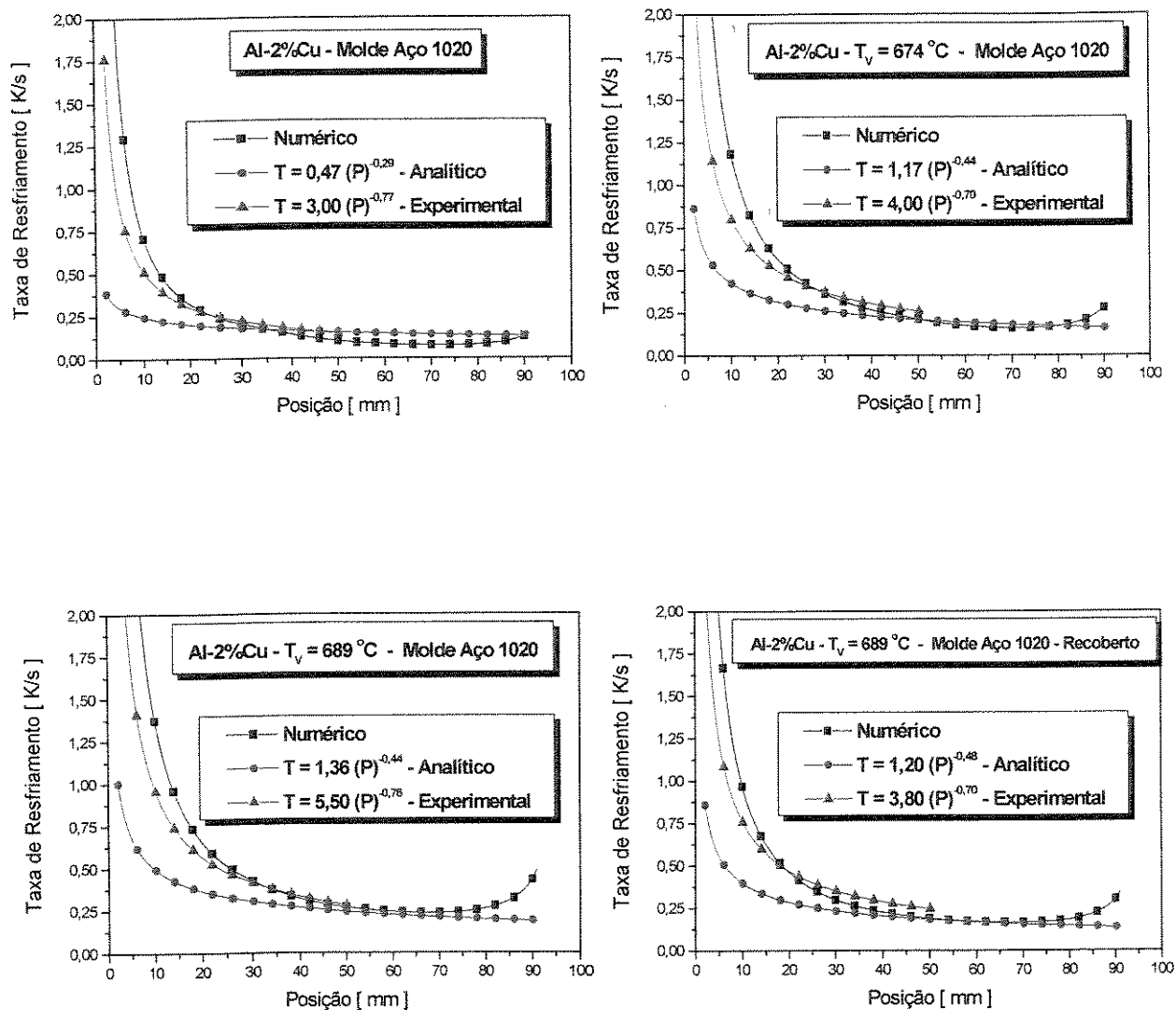


Figura 5.19- Taxas de resfriamento em função da posição obtidas a partir de dados experimentais, simulações numérica e analítica para ligas Al-2%Cu.

(B) Al-5%Cu

A Figura 5.20 apresenta as curvas das posições da isoterma liquidus em função do tempo para ligas Al-5%Cu, com diferentes níveis de superaquecimento. De maneira geral, verifica-se uma boa concordância entre os valores experimentais e aqueles simulados numericamente para as ligas analisadas.

Na Figura 5.21 mostram-se as curvas de velocidade da isoterma liquidus em função da posição calculada pelo método numérico e pela solução analítica. Observa-se que a curva de velocidade numérica apresenta uma sensível queda nos instantes iniciais do processo de solidificação e a partir de um determinado valor da posição da interface metal/molde, ocorre uma tendência de reversão da curva. Isto é observado para todos os superaquecimentos e também na situação de revestimento da superfície da chapa molde, sendo que a posição de reversão tende a ser gradativamente menor à medida que se elevam os valores de superaquecimento na liga. Vê-se que, para esta composição, o grau de superaquecimento já passa a afetar também o ponto de reversão. Nota-se que a concordância entre os perfis de velocidades analíticas e numéricas é boa desde os instantes iniciais do processo de solidificação e se estende até o momento em que começa a ocorrer a reversão da curva numérica, em função do efeito terminal.

A Figura 5.22 apresenta valores do gradiente térmico no líquido, onde se observa que, à medida que se elevam os valores do superaquecimento, o gradiente térmico no líquido tende a crescer. Verifica-se ainda que, no caso em que a chapa molde é recoberta, o valor do gradiente térmico decresce. Isto ocorre devido ao aumento da resistência térmica metal/fluido. Além disso, verifica-se que, para superaquecimentos no líquido de até 18 K acima da temperatura liquidus, o perfil de gradiente térmico tende a ser praticamente o mesmo durante todo o processo de solidificação.

A Figura 5.23 mostra curvas de variação das taxas de resfriamento, numérica, analítica e experimental onde se verifica que, para os superaquecimentos adotados, as curvas numéricas, analíticas e experimentais apresentam uma boa concordância desde o início até o fim do processo. Quando a superfície da chapa molde é revestida, o modelo analítico passa a apresentar boa concordância para posições mais distantes da interface metal/molde, ou seja, aproximadamente a partir de 20 mm desta interface.

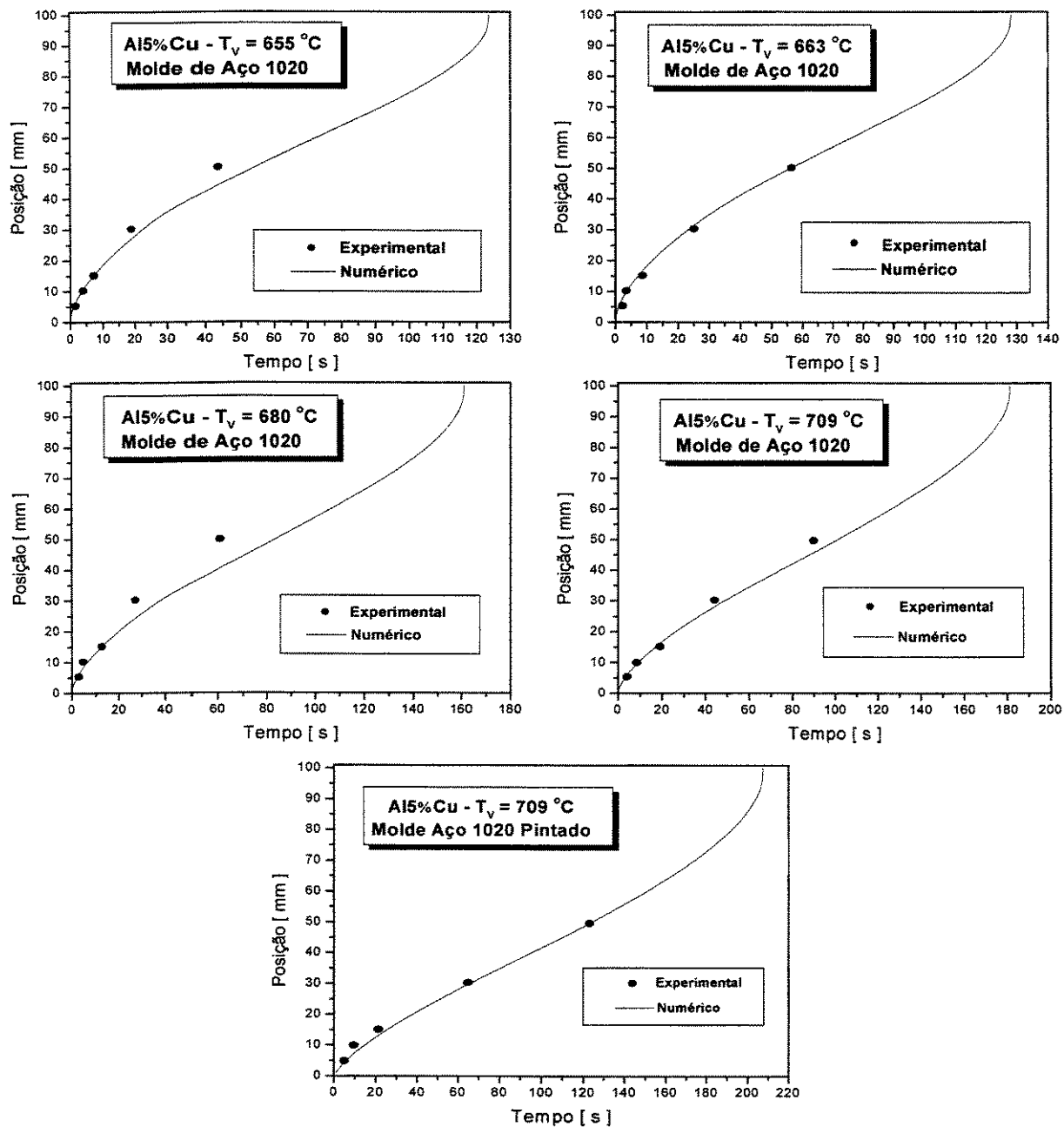


Figura 5.20- Resultados da posição da isoterma liquidus em função do tempo obtidos a partir de dados experimentais comparados com resultados de simulação numérica para a liga Al-5%Cu.

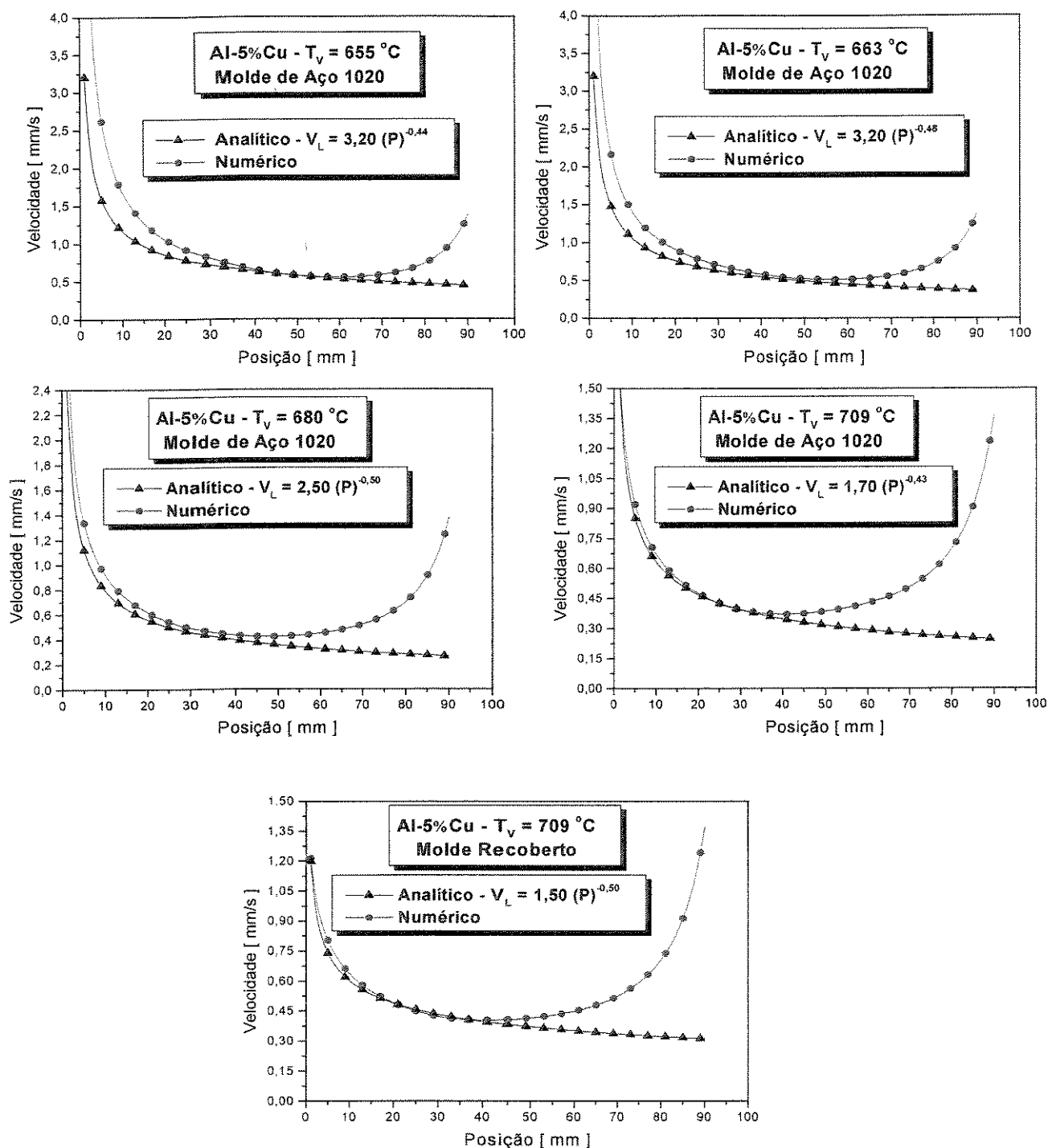


Figura 5.21- Velocidades da isoterma liquidus em função da posição obtidas por simulação numérica e pelo método analítico para a liga Al-5%Cu.

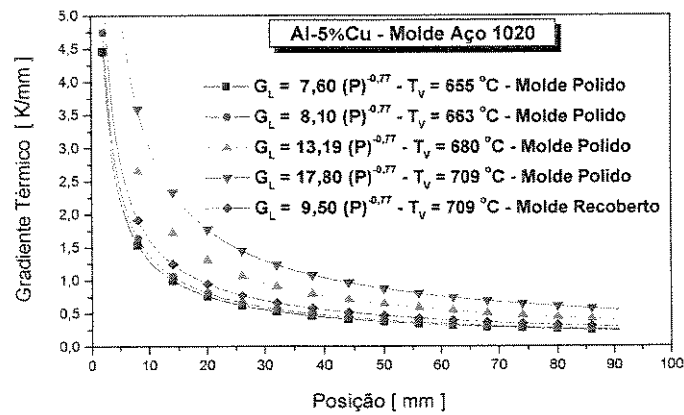


Figura 5.22- Gradientes térmicos em função da posição obtidos por simulação numérica para ligas Al-5%Cu.

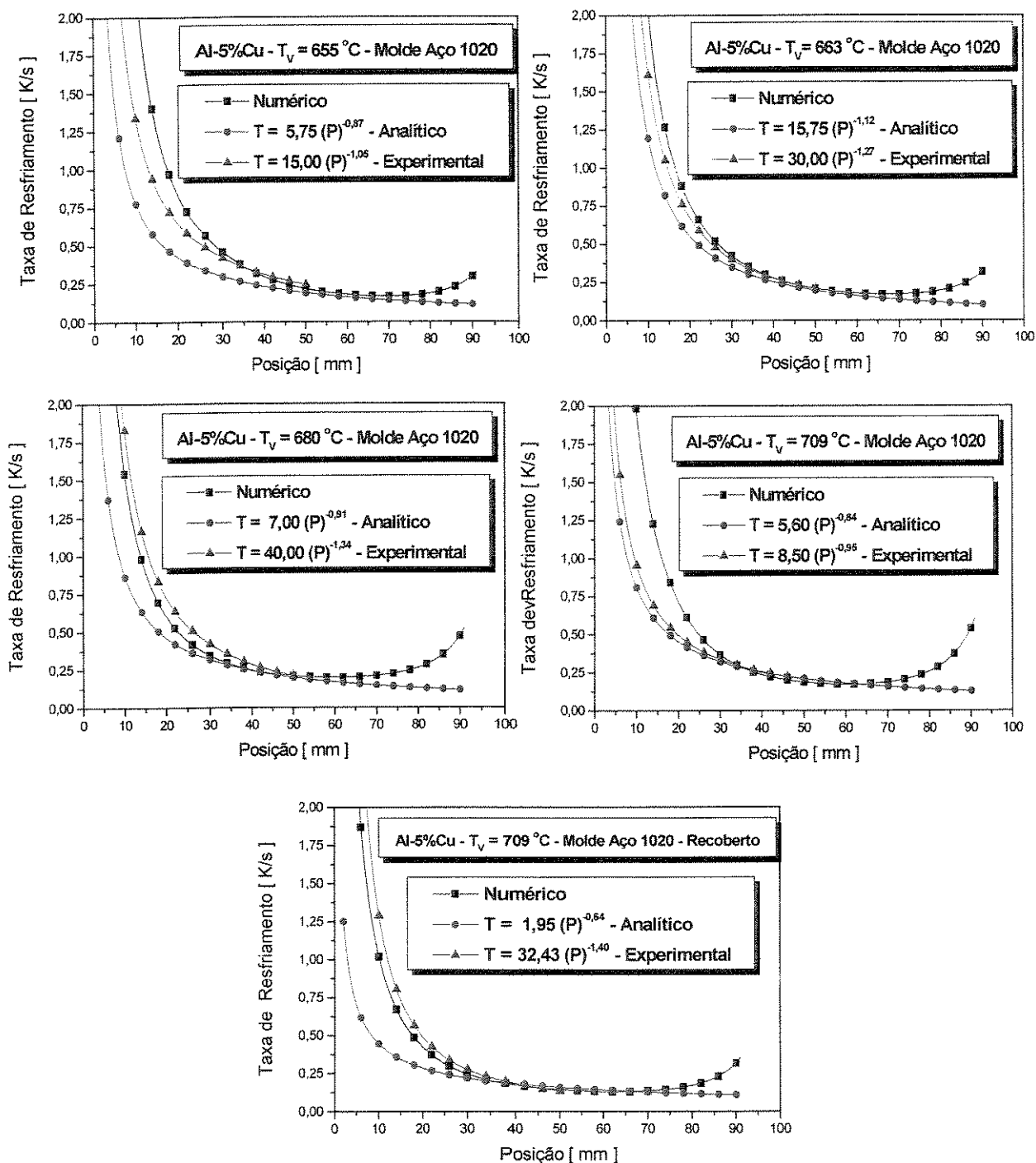


Figura 5.23- Taxas de resfriamento em função da posição, obtidas a partir de dados experimentais, simulações numérica e analítica para ligas Al-5%Cu.

(C) Al-8%Cu

A Figura 5.24 apresenta as curvas das posições da isoterma liquidus em função do tempo para ligas Al-8%Cu, com diferentes níveis de superaquecimento. De maneira geral, verifica-se uma boa concordância entre os valores experimentais e aqueles simulados numericamente para as ligas analisadas.

Na Figura 5.25 são mostradas as curvas de velocidade da isoterma liquidus em função da posição calculada pelo método numérico e pela solução analítica. Observa-se que a curva de velocidade numérica apresenta uma sensível queda nos instantes iniciais do processo de solidificação e, a partir de um determinado valor da posição da interface metal/molde, ocorre uma tendência de reversão da curva. Isto é observado para todos os superaquecimentos e também na situação de revestimento da superfície da chapa molde, sendo que a posição de reversão tende a ser gradativamente menor à medida que se elevam os valores de superaquecimento na liga. Nota-se que a concordância entre os perfis de velocidades analíticas e numéricas para os superaquecimentos analisados apresenta uma boa concordância, desde os instantes iniciais do processo até o ponto onde ocorre a reversão. Por outro lado, para o caso de revestimento da superfície da chapa molde, a boa concordância entre as curvas aparece apenas no terço central do lingote, mostrando que, para maiores valores de resistência térmica metal/molde, a solução analítica perde precisão para posições próximas à superfície do lingote.

A Figura 5.26 apresenta valores simulados numericamente do gradiente térmico no líquido, onde se observa que, à medida que se elevam os níveis de superaquecimento, o valor do gradiente térmico no líquido tende a crescer. Verifica-se ainda que, no caso em que a chapa molde é recoberta, o valor do gradiente térmico decresce. Isto ocorre devido ao aumento da resistência térmica metal/fluido e, conseqüentemente, a diminuição do coeficiente de transferência de calor transitório.

A Figura 5.27 mostra curvas de variação das taxas de resfriamento, numérica, analítica e experimental onde se verifica que, para os superaquecimentos adotados, as curvas numéricas, analíticas e experimentais apresentam uma boa concordância desde o início até o fim do processo. Quando a superfície da chapa molde é revestida a concordância entre a curva analítica e as outras só ocorre para posições a partir de 20 mm da interface metal/molde.

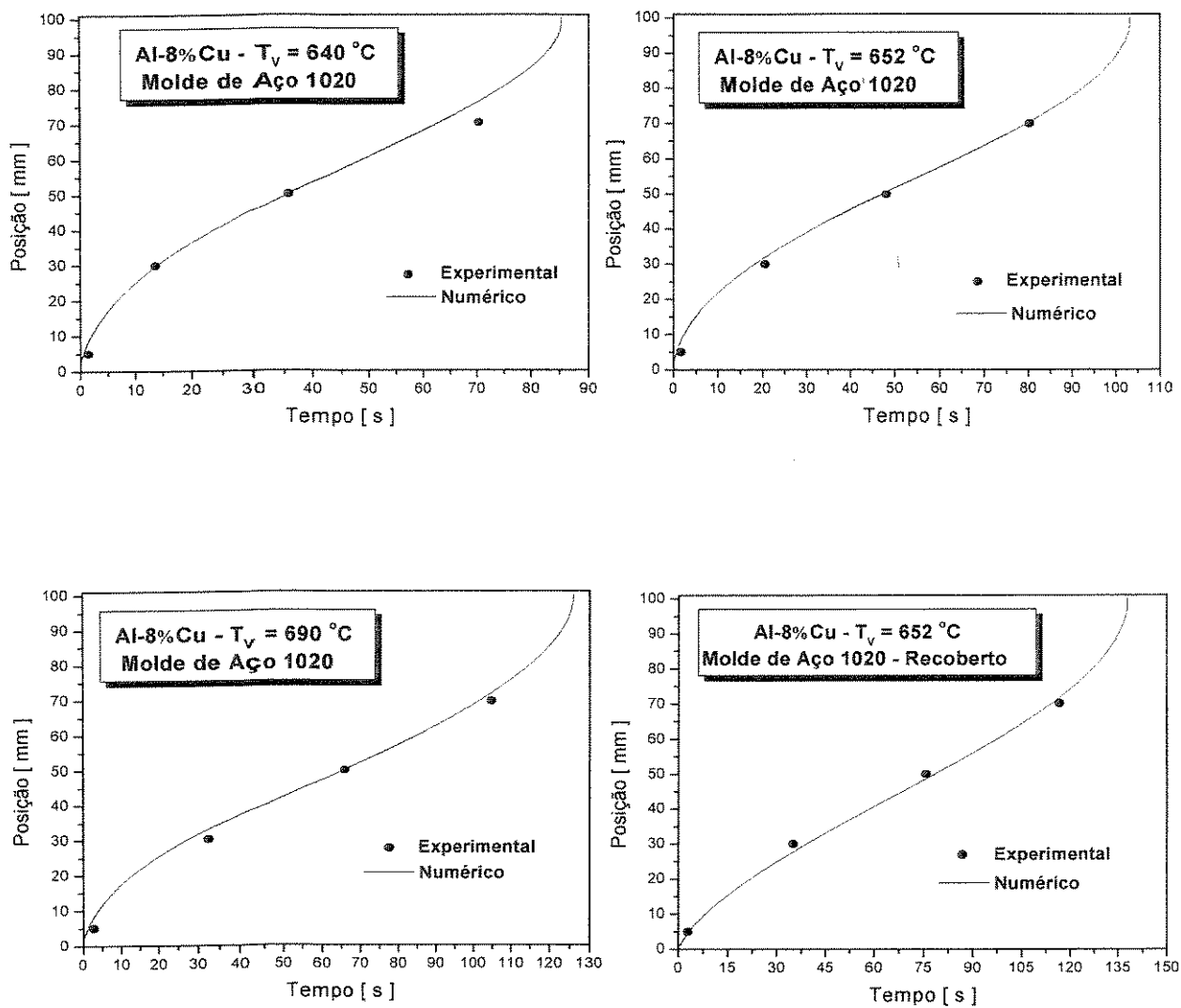


Figura 5.24- Resultados da posição da isoterma liquidus em função do tempo obtidos a partir de dados experimentais comparados com resultados de simulação numérica para a liga Al-8%Cu.

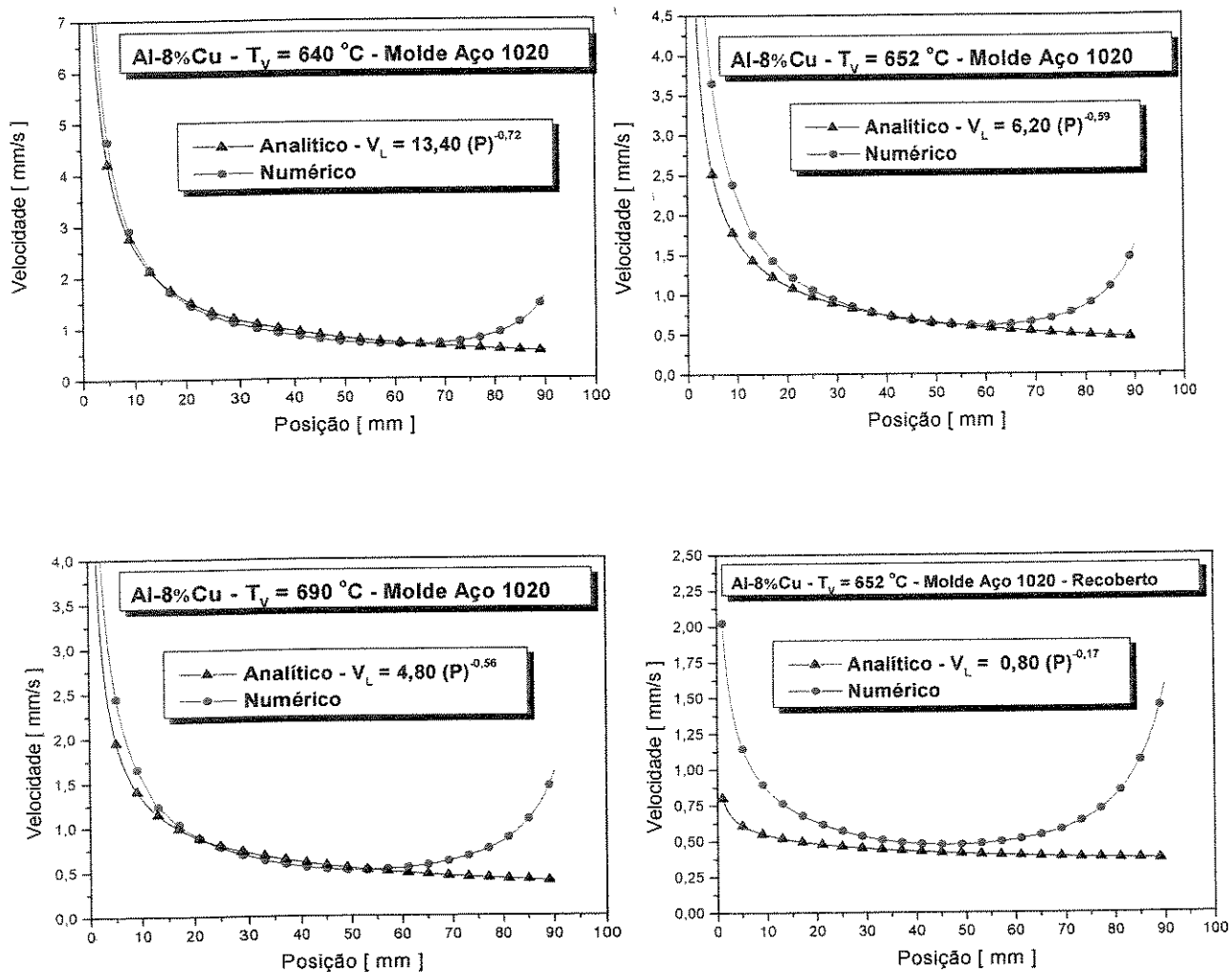


Figura 5.25- Velocidades da isoterma liquidus em função da posição obtidas por simulação numérica e pelo método analítico para a liga Al-8%Cu.

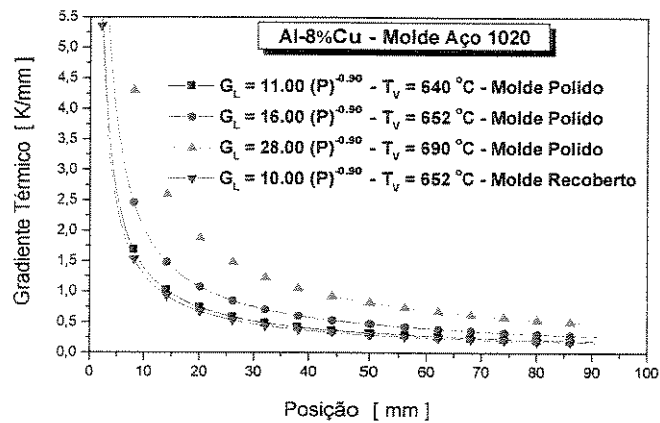


Figura 5.26- Gradientes térmicos em função da posição obtidos por simulação numérica para ligas Al-8%Cu.

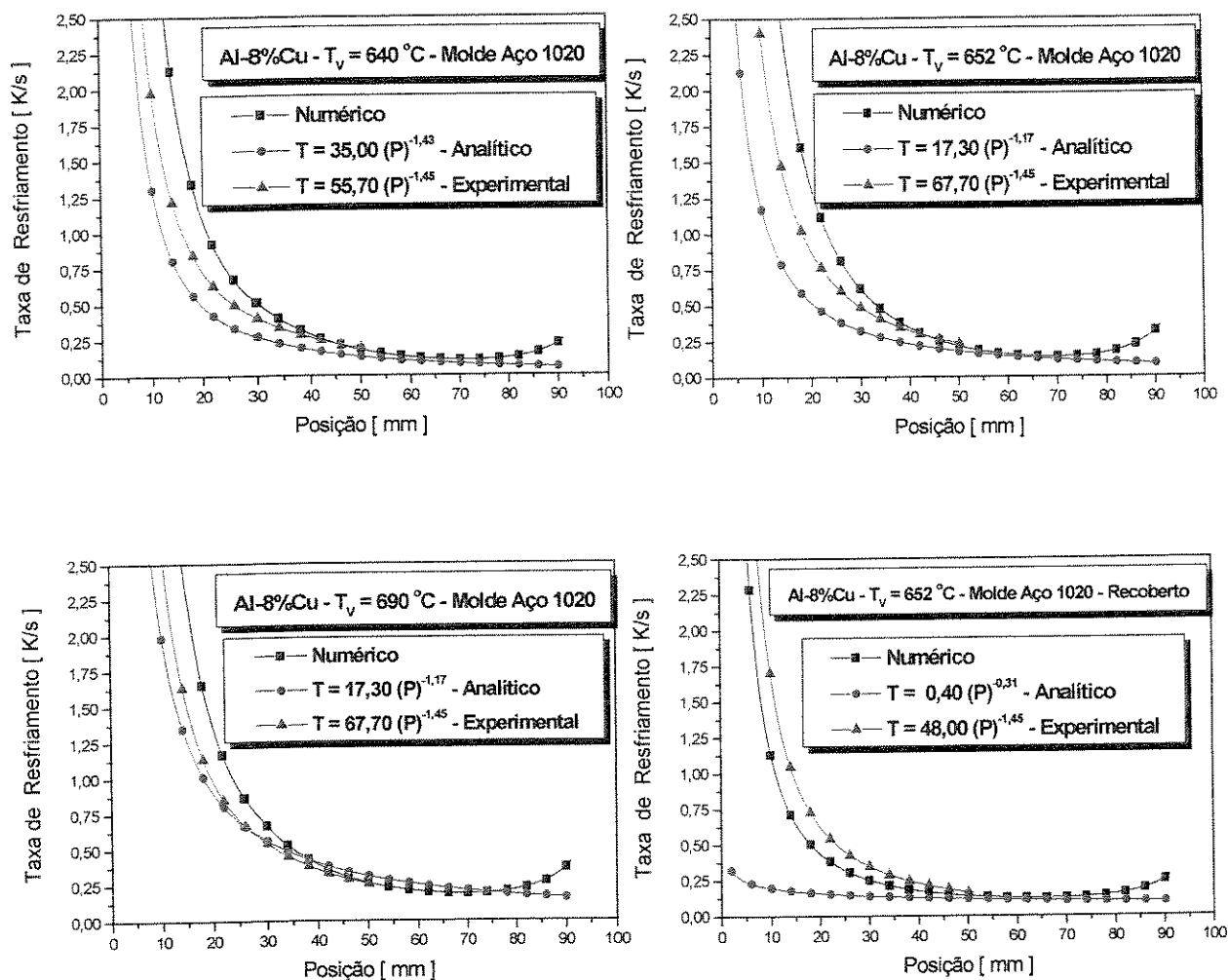


Figura 5.27- Taxas de resfriamento em função da posição obtidas a partir de dados experimentais, simulação numérica e analítica para ligas Al-8%Cu.

(A) Al10%Cu

A Figura 5.28 apresenta as curvas das posições da isoterma liquidus em função do tempo para ligas Al-10%Cu, com diferentes níveis de superaquecimento. De maneira geral, verifica-se uma boa concordância entre os valores experimentais e aqueles simulados numericamente para as ligas analisadas. É importante ressaltar que, durante os experimentos com esta liga, foram utilizados apenas dois superaquecimentos muito próximos, pois a partir desses níveis de superaquecimentos e, adotando as condições de extração de calor na interface metal/molde previstas nos ensaios experimentais a transição colunar/equiaxial tende a não ocorrer. Mesmo assim, os resultados obtidos com estes valores de superaquecimento são particularmente os mesmos.

Na Figura 5.29 são mostradas as curvas de velocidade da isoterma liquidus em função da posição calculada pelo método numérico e pela solução analítica. Observa-se que a curva de velocidade numérica apresenta uma sensível queda nos instantes iniciais do processo de solidificação e, a partir de um determinado valor da posição da interface metal/molde, ocorre uma tendência de reversão da curva. Isto é observado tanto para o caso da superfície da chapa molde polida e recoberta, sendo que a posição de reversão é gradativamente menor à medida que se aumenta a resistência térmica da interface metal/molde. Nota-se que a concordância entre os perfis de velocidades analíticas e numéricas para as condições adotadas apresentam uma boa concordância desde os instantes iniciais do processo até o ponto onde ocorre a reversão.

A Figura 5.30 apresenta valores simulados numericamente do gradiente térmico no líquido, onde se observa que, para o caso do molde recoberto, devido aos baixos valores do coeficiente de transferência de calor transitório impostos ao sistema, o gradiente permanece essencialmente constante ao longo da solidificação.

A Figura 5.31 mostra curvas de variação das taxas de resfriamento numérica, analítica e experimental, onde se verifica uma razoável concordância entre as curvas numéricas, analíticas e experimentais, embora só se mantenha até o início da influência do efeito terminal, o que se dá já a partir da metade do lingote.

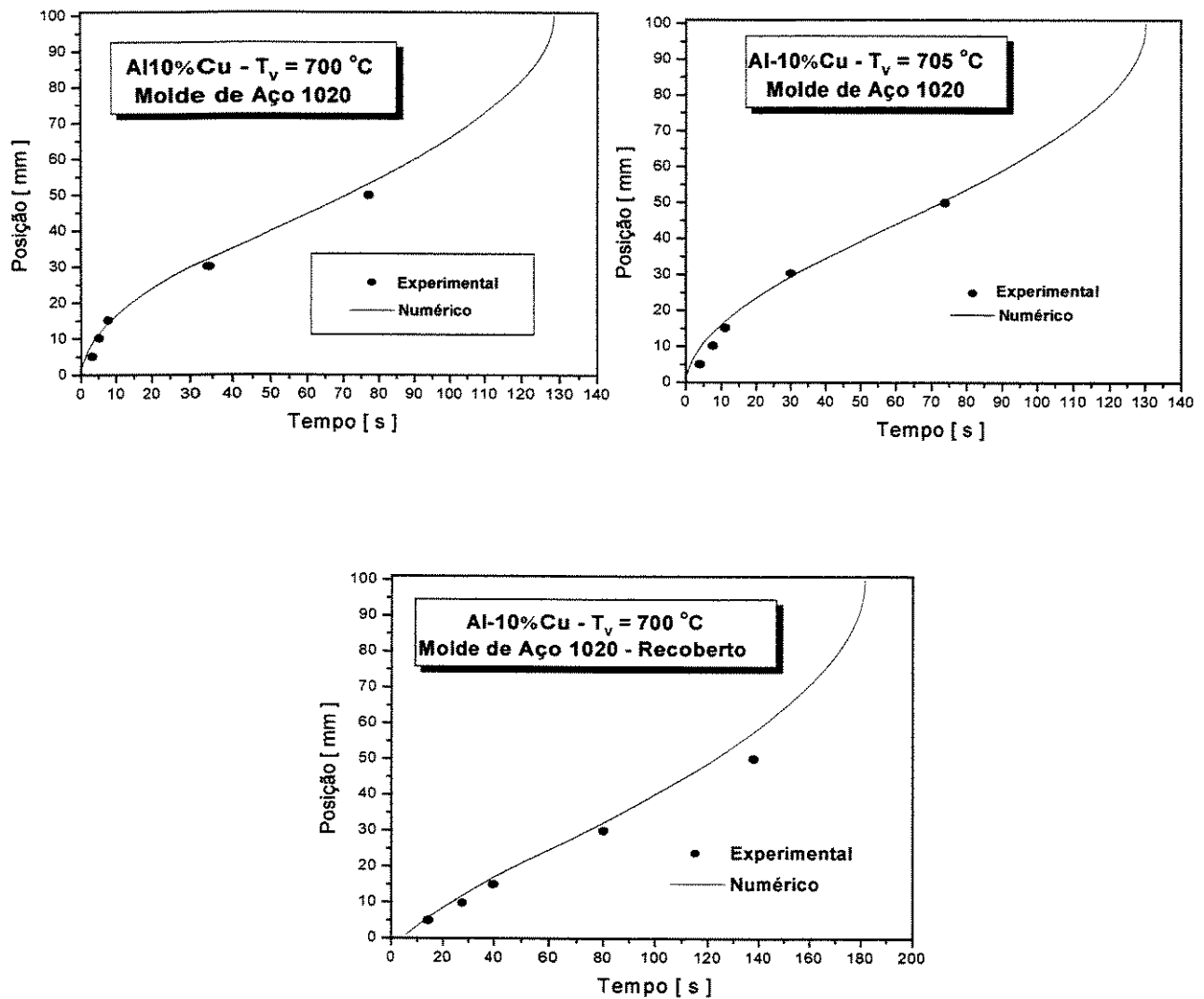


Figura 5.28- Resultados da posição da isoterma liquidus em função do tempo obtidos a partir de dados experimentais comparados com resultados de simulação numérica para a liga Al-10%Cu.

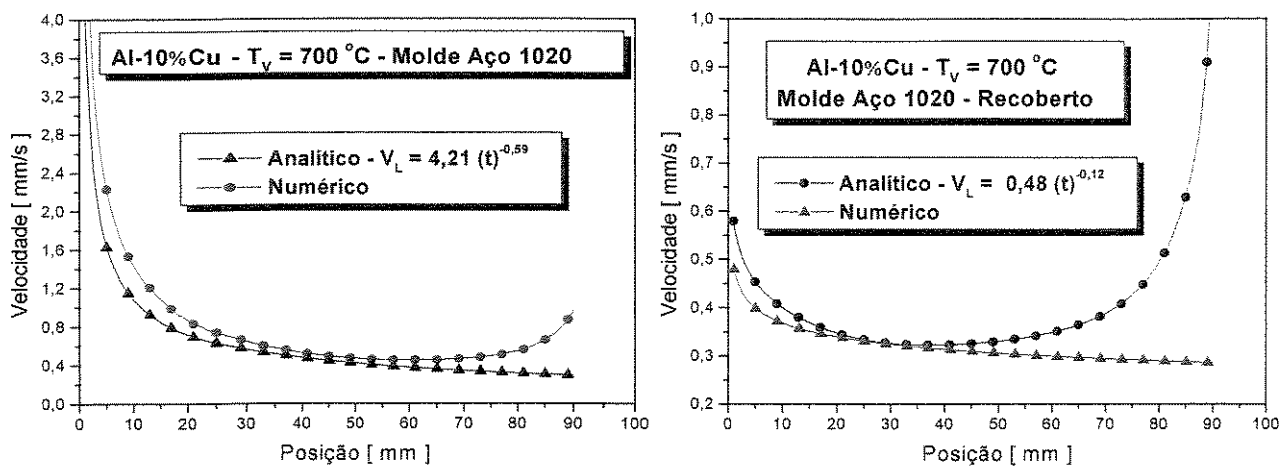


Figura 5.29- Velocidades da isoterma liquidus em função da posição obtidas por simulação numérica e pelo método analítico para a liga Al-10%Cu.

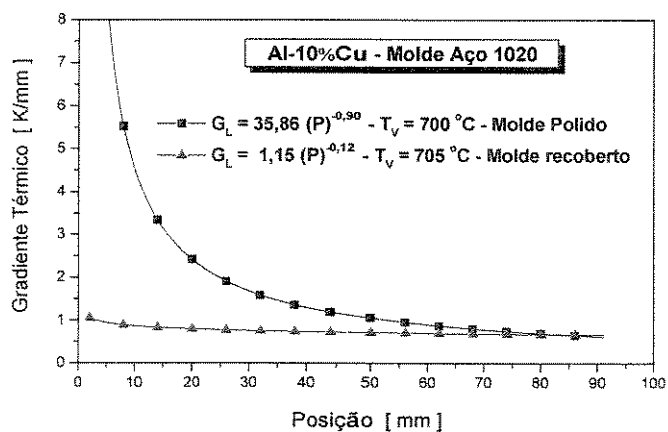


Figura 5.30- Gradientes térmicos em função da posição obtidos por simulação numérica para ligas Al-10%Cu.

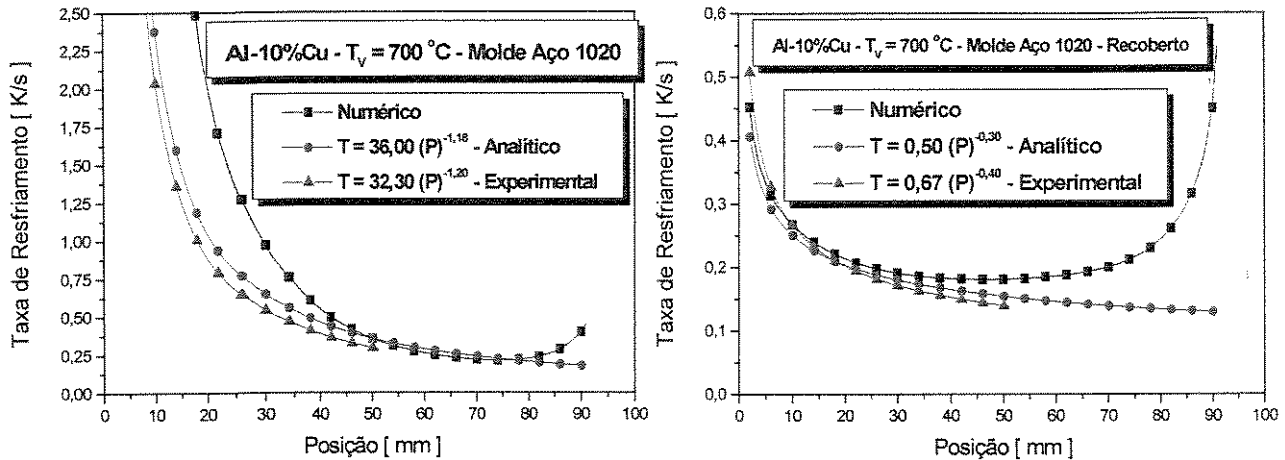


Figura 5.31- Taxas de resfriamento em função da posição obtidas a partir de dados experimentais, simulação numérica e analítica para ligas Al-10%Cu.

5.3- Macroestruturas de Solidificação e Transição Colunar/Equiaxial (TCE).

5.3.1- Sistema Sn-Pb.

A Figura 5.32 mostra exemplos de macroestruturas de solidificação de ligas Sn10%Pb e Sn-30%Pb solidificadas direcionalmente utilizando-se uma chapa molde de aço 1020 recoberta com uma camada de alumina de cerca de 100 μm , que apresenta um coeficiente de transferência de calor transitório metal/molde igual a $h_i = 1100 (t)^{-0,01}$ e $h_i = 950 (t)^{-0,01}$ $\text{W/m}^2\cdot\text{K}$, respectivamente, onde se observa a ocorrência de estrutura completamente colunar, sem indícios da TCE.

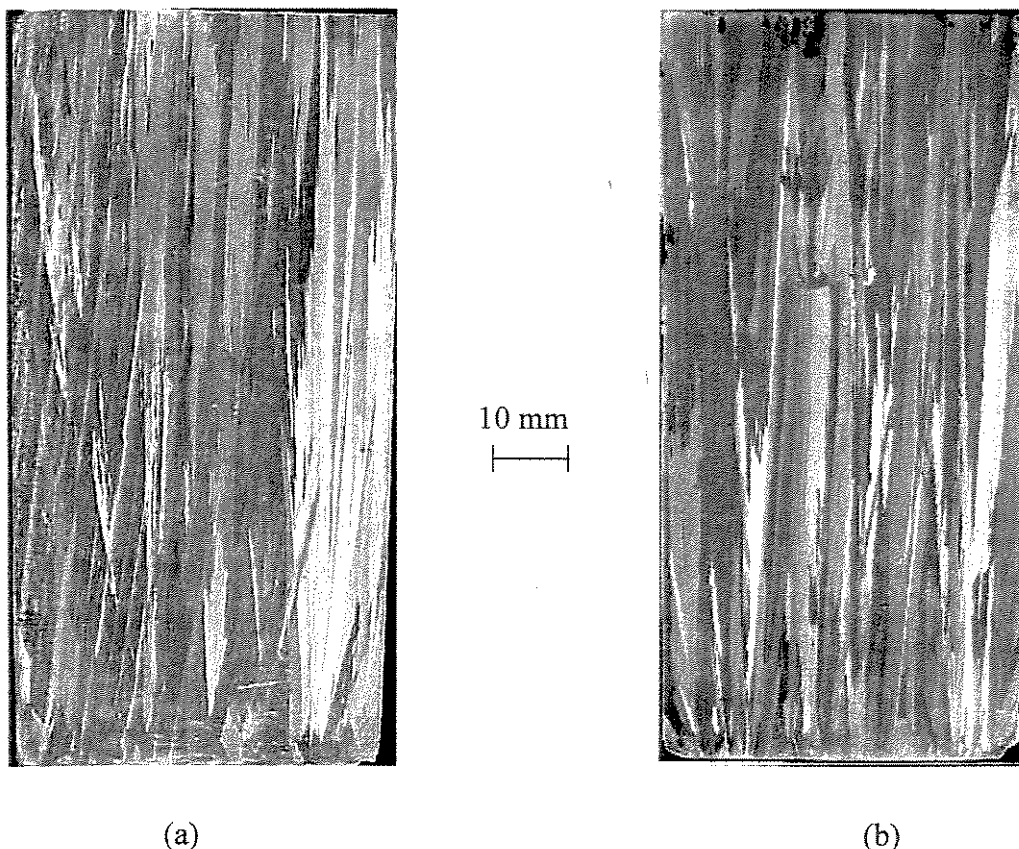


Figura 5.32- Exemplos típicos de macroestruturas observadas para o caso das ligas: (a) Sn-10%Pb – $h_i = 1200 (t)^{-0,01} \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$ e (b) Sn30%Pb – $h_i = 950 (t)^{-0,01} \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$.

Os resultados das macroestruturas solidificadas direcionalmente, para os quais ocorrem transição colunar/equiaxial, são mostrados na Figura 5.33. Pode-se notar que a transição ocorre essencialmente ao longo de um plano transversal, não se notando grãos equiaxiais oclusos na região colunar próximo da transição, e não havendo uma evidência clara de uma transição gradual da estrutura colunar para equiaxial. É interessante também observar que, caso ocorram perdas laterais de calor através das paredes das lingoteiras, o resfriamento seria mais intenso nas proximidades destas paredes (ocorreria um afastamento da indicação unidirecional de fluxo de calor), o que poderia provocar uma antecipação da TCE. No caso reverso, com injeção de calor pelas paredes laterais, haveria a tendência de um retardamento da transição. A Figura 5.34 apresenta um esquema destas possibilidades. Para evitar a influência destes aspectos operacionais, a medida da posição da transição é sempre realizada na parte central do lingote.



(a)



(b)

10 mm
|—|



(c)



(d)

Figura. 5.33- Macroestruturas obtidas com chapa molde de aço inoxidável recoberta com alumina: (a) Sn-5%Pb, (b) Sn-10%Pb, (c) Sn-20%Pb e (d) Sn-30%Pb.

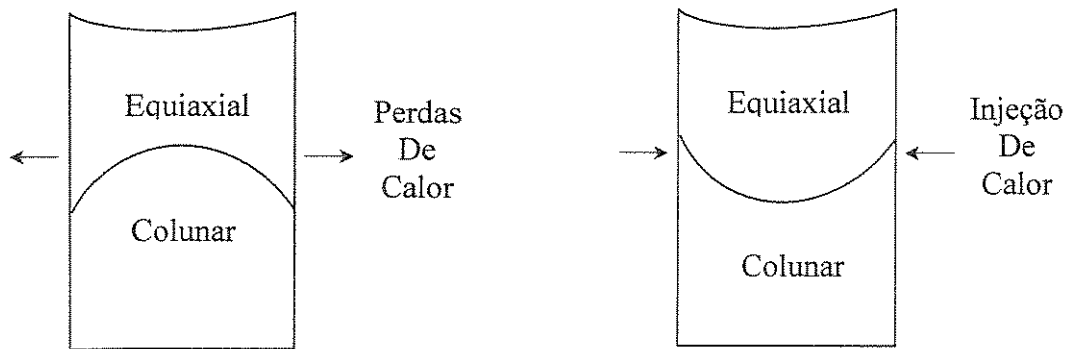
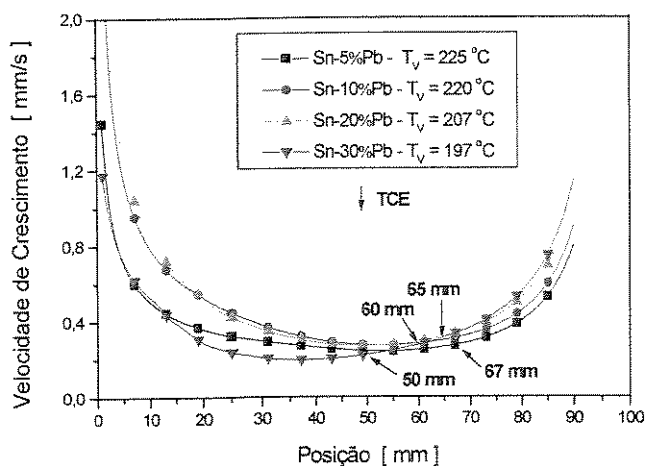


Figura 5.34- Ilustração do esquema de perdas e injeção de calor pelas paredes da lingoteira e seu reflexo na fronteira colunar/equiaxial.

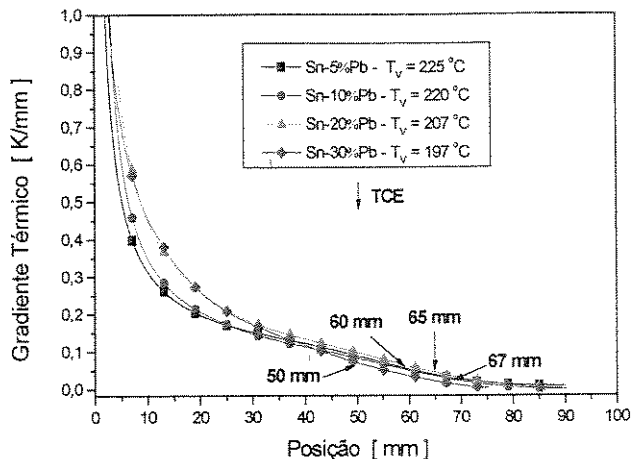
Os resultados das posições da transição colunar/equiaxial das velocidades da isoterma liquidus, gradientes térmicos e taxas de resfriamento na transição calculada numericamente são apresentados na Tabela 5.2 e Figura 5.35.

Tabela 5.2 -Posições experimentais da TCE e Parâmetros Térmicos da Solidificação

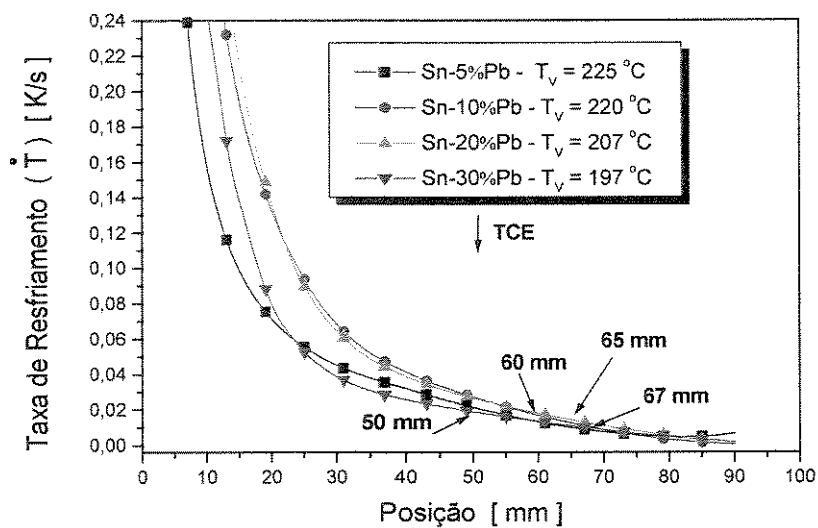
Liga	TCE (mm)	h_i (W/m ² .K)	V_L (mm/s)	G_L (K/mm)	$\dot{T}$ (K/s)
Sn-5%Pb	67	584	0,275	0,033	0,009
Sn-10%Pb	60	917	0,283	0,052	0,015
Sn-20%Pb	65	629	0,323	0,047	0,015
Sn-30%Pb	50	278	0,224	0,070	0,016



(a)



(b)



(c)

Figura. 5.35- (a) Velocidades de deslocamento da isoterma liquidus (b), gradientes térmicos e (c) taxas de resfriamento em função da posição a partir da interface metal/molde. Chapa molde de aço inoxidável 304 recoberto com uma camada de alumina.

Verifica-se que a velocidade de crescimento da isoterma liquidus não parece ser sensível com a posição da TCE, e não há correlação entre a ocorrência da transição e o ponto onde a tendência da velocidade da isoterma liquidus é revertida, conforme sugerido por Gandin [Gandin, 2000] em artigo recente sobre a transição colunar/equiaxial de ligas Al-Si. Mahapatra e Weinberg [Mahapatra e Weinberg, 1987] realizaram experimentos com ligas Sn-Pb e concluíram que a transição ocorre próxima a um gradiente crítico de temperatura no metal de 0,101 K/mm para ligas Sn-5%Pb; 0,108 K/mm, para Sn-10%Pb; e 0,126 K/mm, para Sn-15%Pb. Baseado nestes resultados, estes autores propõem que TCE ocorra quando um gradiente crítico de temperatura é atingido na ponta da dendrita. Eles conduziram seus experimentos em condições de coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde (h_i) muito baixos, da ordem de 100 W/m².K, e assumido constante. Neste trabalho, os valores transitórios de h_i variam de 300 à 1000 W/m².K, valores que estão uma ordem de magnitude acima daqueles propostos experimentalmente por Mahapatra e Weinberg. Como pode ser visto na Tabela 5.3, a TCE ocorreu nos experimentos deste trabalho para valores do gradiente de temperatura bem mais baixos quando comparados com os valores propostos por Mahapatra e Weinberg para a mesma composição de liga.

A Tabela 5.4, mostra os resultados resumidos deste trabalho e aqueles obtidos por Mahapatra e Weinberg, relativos aos valores de V_L , G_L e $\dot{T}$ para a posição da transição colunar/equiaxial. Comparando os valores médios dos parâmetros térmicos, vê-se claramente que os valores da velocidade da isoterma liquidus do presente trabalho são maiores e os valores do gradiente térmico no metal são menores do que aqueles propostos por (MW), enquanto que os valores das taxas de resfriamento são essencialmente os mesmos para ambos os trabalhos experimentais. Desta forma, parece que um critério mais realístico para a transição colunar/equiaxial seria baseado em uma taxa de resfriamento crítica de cerca de 0,014 K/s, que depende somente do sistema Sn-Pb.

Tabela 5.3 - Parâmetros de solidificação associados com a posição da TCE para o presente trabalho (P) e aqueles conduzidos por Mahapatra and Weinberg (MW).

Liga	V_L (P) mm/s	V_L (MW) mm/s	G_L (P) K/mm	G_L (MW) K/mm	$\dot{T}$ (P) K/s	$\dot{T}$ (MW) K/s
Sn 5%Pb	0,275	0,114	0,033	0,101	0,009	0,012
Sn 10%Pb	0,283	0,101	0,052	0,108	0,015	0,011
Sn15%Pb	-	0,117	-	0,126	-	0,015
Sn 20%Pb	0,323	-	0,047	-	0,015	-
Sn 30%Pb	0,224	-	0,070	-	0,016	-
Média	0,276	0,110	0,05	0,112	0,014	0,013

5.3.2- Sistema Al-Cu.

As Figuras 5.36, 5.37, 5.38 e 5.39 mostram exemplos de macroestruturas de solidificação de ligas Al-2%Cu, Al-5%Cu, Al-8%Cu e Al-10%Cu, solidificadas direcionalmente utilizando-se uma chapa molde de aço 1020 polida e recoberta com alumina. Observa-se que a transição colunar/equiaxial ocorre essencialmente ao longo de um plano transversal, não se notando grãos equiaxiais oclusos na região colunar próximo da transição, a exemplo do observado para as ligas Sn-Pb. Os resultados experimentais das posições da TCE, V_L , G_L e $\dot{T}$ na transição, calculadas numericamente, largura do grão colunar, diâmetro dos grãos equiaxiais e espaçamentos dendríticos secundários, em ambos os lados da transição colunar/equiaxial são listados na Tabela 5.4 em quinze testes para a liga Al-Cu. Pode-se verificar que os espaçamentos dendríticos secundários são essencialmente os mesmos nas estruturas colunares e equiaxiais para cada condição experimental, exibindo um pequeno aumento no lado equiaxial da TCE para os experimentos realizados com as ligas Al-8%Cu e Al-10%Cu.

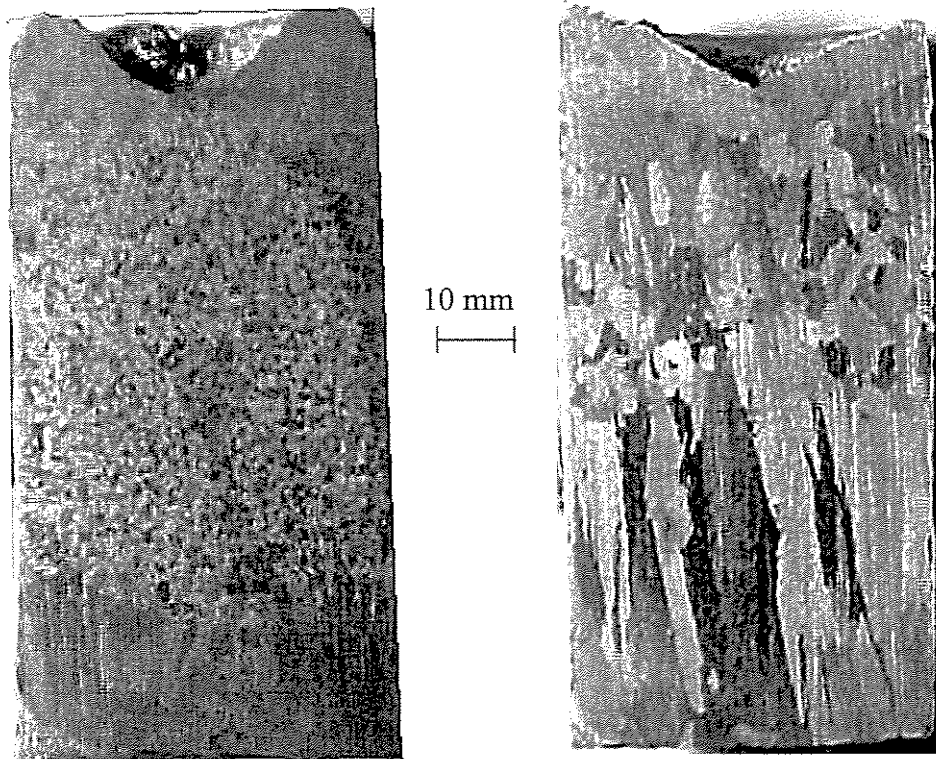


Figura 5.36- Macroestruturas obtidas com chapa molde de aço 1020 polida e recoberta: Al-2%Cu.

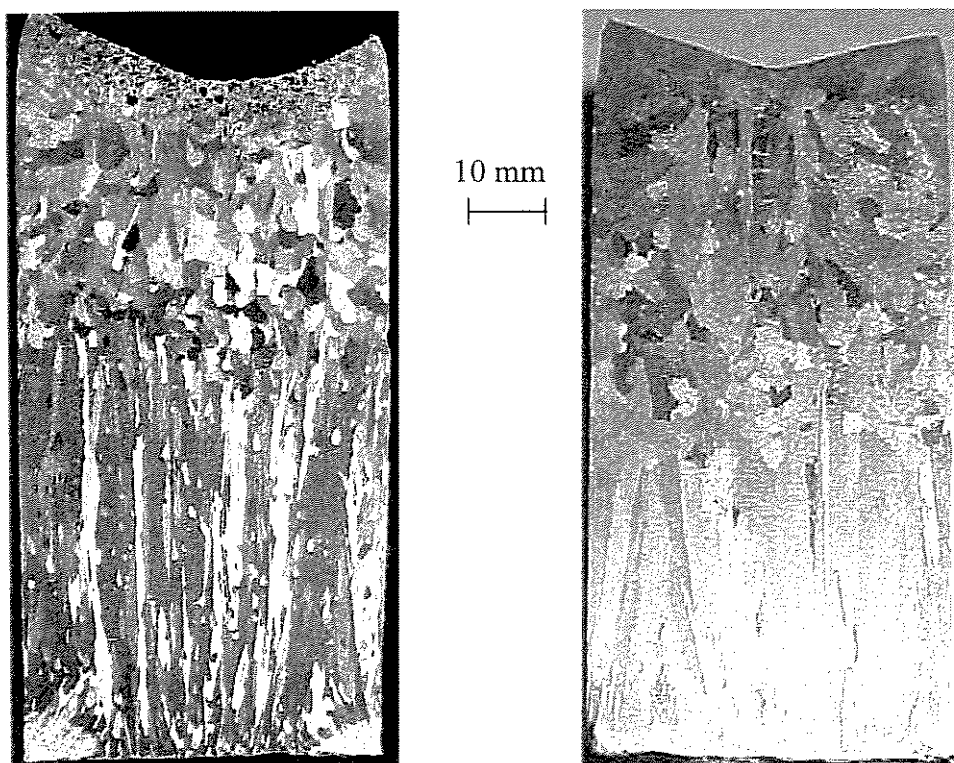


Figura 5.37- Macroestruturas obtidas com chapa molde de aço 1020 polida e recoberta: Al-5%Cu.



10 mm
|-----|



Figura 5.38- Macroestruturas obtidas com chapa molde de aço 1020 polida e recoberta: Al-8%Cu.



10 mm
|-----|



Figura 5.39- Macroestruturas obtidas com chapa molde de aço 1020 polida e recoberta: Al-10%Cu.

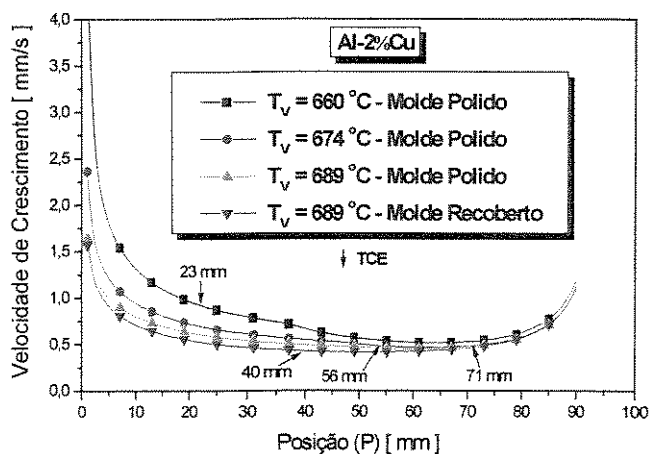
Tabela 5.4 - Posição da TCE, parâmetros térmicos, tamanhos de grão e espaçamentos dendríticos secundários.

Liga	T _v (°C)	TCE (mm)	V _L (mm/s)	G _L (K/mm)	$\dot{T}$ (K/s)	<i>l</i> colunar (mm)	<i>d</i> equiaxial (mm)	λ_2 colunar (μ m)	λ_2 equiaxial (μ m)
Al -2%Cu	660 molde polido	23	0,879	0,297	0,261	0,55 $\pm$ 0,4	2,73 $\pm$ 0,7	*	*
	674 molde polido	56	0,483	0,386	0,186	0,92 $\pm$ 0,4	2,69 $\pm$ 0,7	*	*
	689 molde polido	71	0,493	0,510	0,251	1,63 $\pm$ 0,4	2,66 $\pm$ 0,7	*	*
	689 molde polido	71	0,493	0,510	0,251	1,63 $\pm$ 0,4	2,66 $\pm$ 0,7	*	*
Al -5%Cu	655 molde polido	50	0,575	0,374	0,215	1,83 $\pm$ 0,5	3,97 $\pm$ 0,8	62,81 $\pm$ 5,0	58,60 $\pm$ 5,0
	663 molde polido	55	0,517	0,370	0,191	1,85 $\pm$ 0,5	3,99 $\pm$ 0,8	61,90 $\pm$ 5,0	58,00 $\pm$ 5,0
	680 molde polido	60	0,358	0,564	0,201	1,82 $\pm$ 0,5	3,97 $\pm$ 0,8	60,11 $\pm$ 5,0	56,50 $\pm$ 5,0
	709 molde polido	65	0,312	0,715	0,223	1,85 $\pm$ 0,5	3,96 $\pm$ 0,8	61,20 $\pm$ 5,0	57,11 $\pm$ 5,0
	709 molde recoberto	35	0,337	0,615	0,207	4,35 $\pm$ 1,2	4,17 $\pm$ 1,0	74,03 $\pm$ 5,0	85,30 $\pm$ 5,0
Al- 8%Cu	640 molde polido	60	0,613	0,276	0,170	2,58 $\pm$ 0,5	4,09 $\pm$ 1,0	41,03 $\pm$ 5,0	46,80 $\pm$ 5,0
	652 molde polido	75	0,466	0,328	0,153	2,26 $\pm$ 0,5	3,80 $\pm$ 1,0	39,92 $\pm$ 5,0	43,13 $\pm$ 5,0

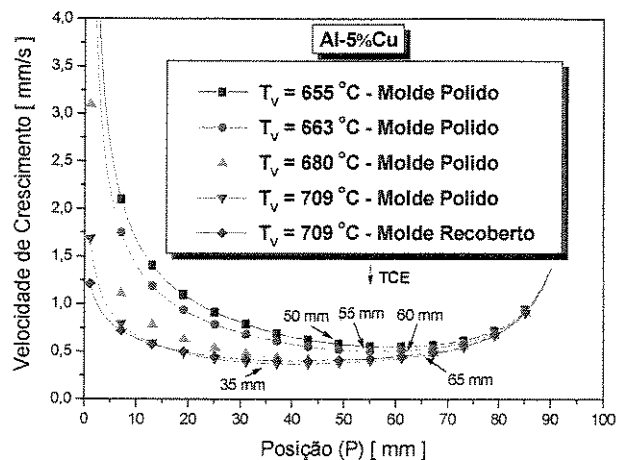
Tabela 5.4 – (continuação)

	652 molde recoberto	45	0,507	0,325	0,165	$4,07 \pm 0,5$	$4,20 \pm 1,0$	$73,85 \pm 5,0$	$85,54 \pm 5,0$
	690 molde polido	80	0,419	0,542	0,227	$2,19 \pm 0,5$	$3,75 \pm 1,0$	$48,90 \pm 5,0$	$51,10 \pm 5,0$
Al-10%Cu	700 molde polido	73	0,282	0,754	0,213	$1,95 \pm 0,5$	$3,73 \pm 1,0$	$35,87 \pm 5,0$	$37,40 \pm 5,0$
	705 molde recoberto	53	0,364	0,512	0,190	$5,28 \pm 1,0$	$3,90 \pm 1,0$	$72,14 \pm 5,0$	$82,10 \pm 5,0$

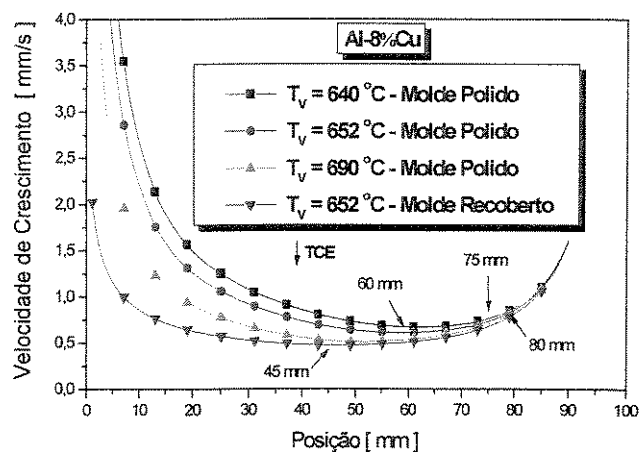
As Figuras 5.40, 5.41 e 5.42 mostram, respectivamente, curvas de velocidades das isothermas liquidus, gradientes térmicos e taxas de resfriamento calculados numericamente para as ligas Al-Cu. Verifica-se que, como observado para ligas Sn-Pb, não há uma correlação entre a TCE e o ponto onde a tendência da velocidade de crescimento da isoterma liquidus é revertida, com a transição colunar/equiaxial ocorrendo para uma faixa de valores de V_L . Assim, um critério para a TCE baseado somente na velocidade de crescimento da isoterma não é consistente com os presentes resultados experimentais. Uma conclusão similar pode ser extraída analisando-se a evolução dos gradientes térmicos, presentes na Figura 5.41 e apresentados na Tabela 5.4. Pode-se verificar que a TCE ocorre para uma faixa de gradientes térmicos (G_L) que varia de 0,28 a 0,90 K/mm, distante dos valores de 0,06 K/mm sugerido como gradiente crítico na transição por **Ziv e Weinberg** [**Ziv e Weinberg, 1989**] para ligas Al-3%Cu e Al-5%Cu. Esses autores relatam que não ocorre transição colunar/equiaxial quando G_L se torna maior que 0,5 °C/mm. Eles estimam o gradiente térmico à frente da isoterma liquidus entre termopares separados por 20 mm o que pode causar erros significativos, principalmente no caso de gradientes térmicos. No presente trabalho, como mostrado na Tabela 5.5, para cinco experimentos com a liga Al-5%Cu, observa-se que três desses resultados apresentam a transição para $G_L > 0,5$ °C/mm.



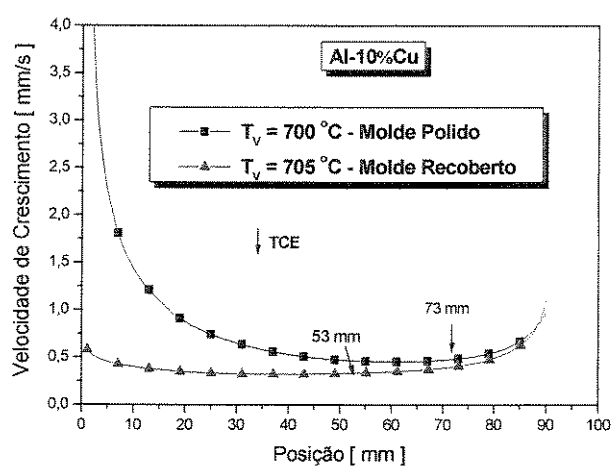
(a)



(b)

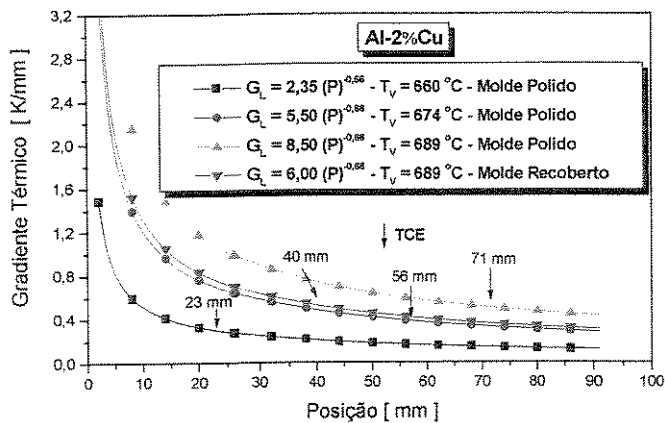


(c)

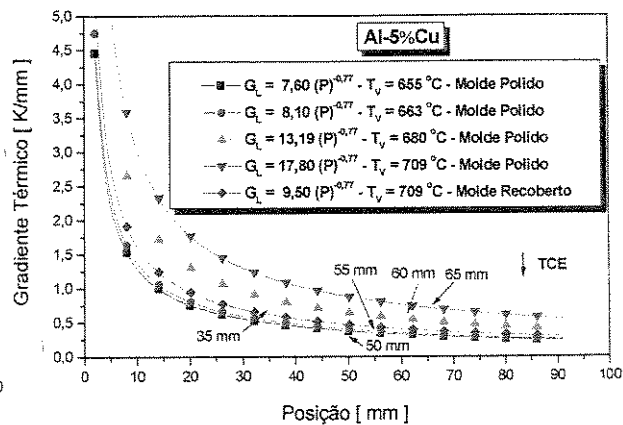


(d)

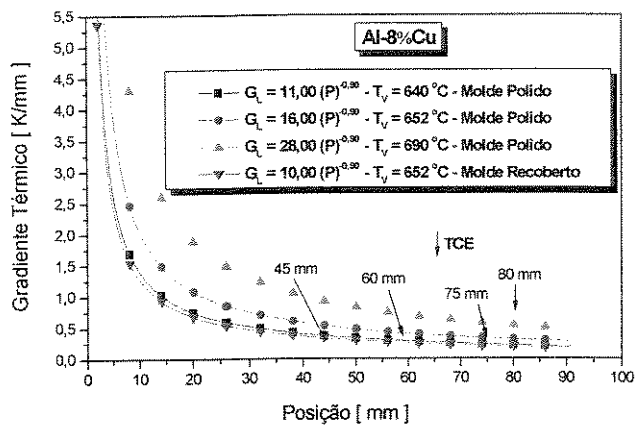
Figura. 5.40- Velocidades de deslocamento da isoterma liquidus em função da posição a partir da interface metal/molde: (a) Al-2%Cu, (b) Al-5%Cu, (c) Al-8%Cu e (d) Al-10%Cu. Chapa molde de aço 1020.



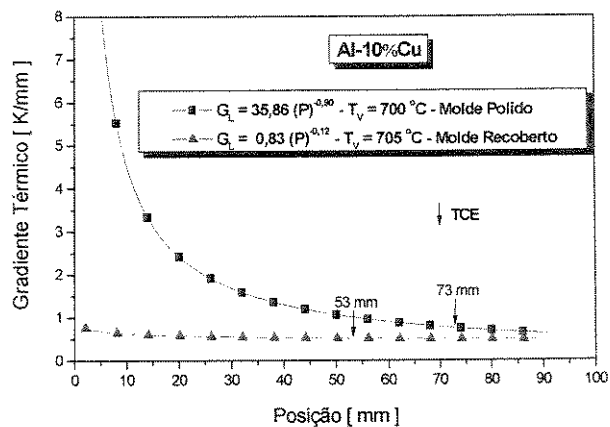
(a)



(b)

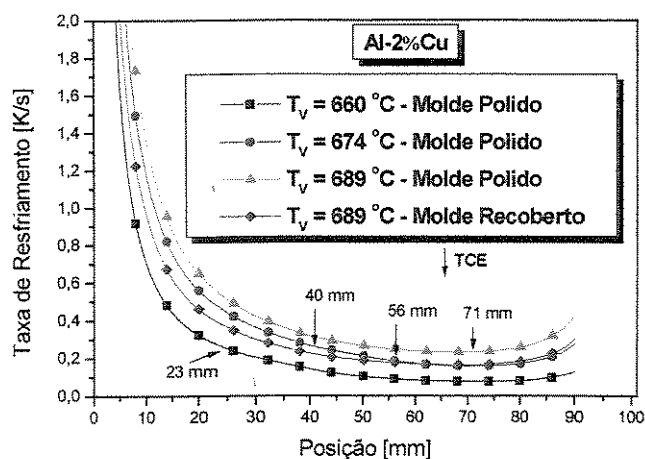


(c)

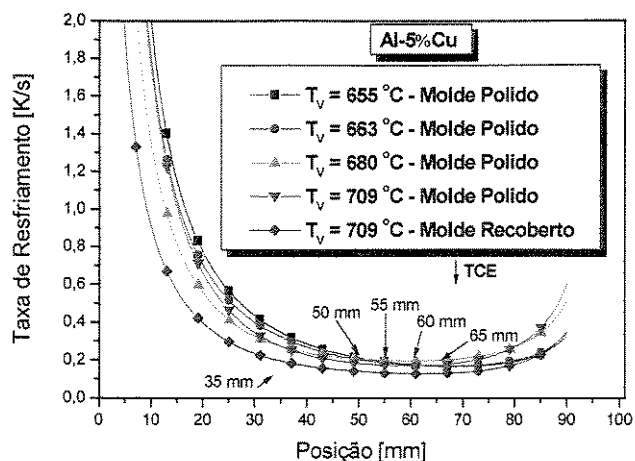


(d)

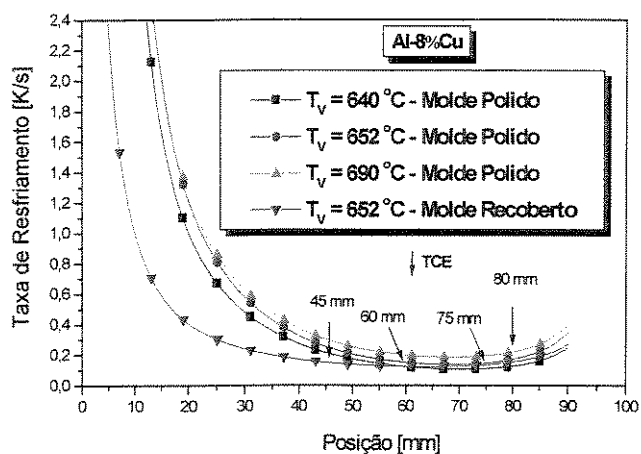
Figura. 5.41- Gradientes Térmicos à frente da isoterma liquidus em função da posição a partir da interface metal/molde: (a) Al-2%Cu, (b) Al-5%Cu, (c) Al-8%Cu e (d) Al-10%Cu Chapa molde de aço 1020.



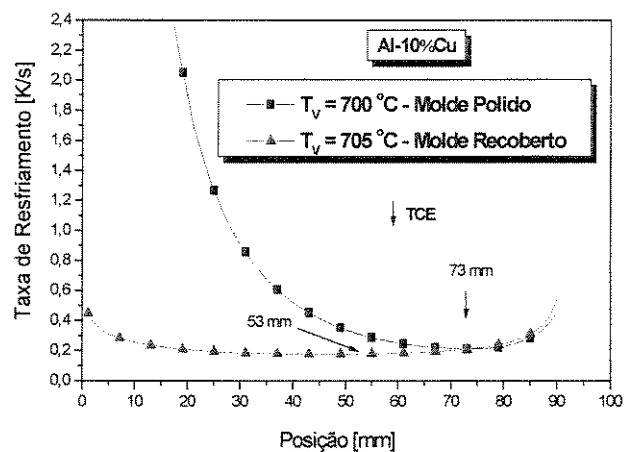
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura. 5.42- Taxas de resfriamento em função da posição a partir da interface metal/molde: (a) Al-2%Cu, (b) Al-5%Cu, (c) Al-8%Cu e (d) Al-10%Cu. Chapa molde de aço 1020.

Suri et al [*Suri et al, 1991*] desenvolveram um estudo da TCE para a liga Al-4,5%Cu para uma faixa de valores de superaquecimento e taxas de resfriamento, e propuseram uma correlação para obter a transição, que é dada por $G_L < 0,74.V_L^{0,64}$. Se este critério for aplicado para os resultados experimentais da liga Al-5%Cu, Tabela 5.5, no presente trabalho, tem-se:

Tabela 5.5 - Valores experimentais de V_L e G_L comparados com o critério proposto por Suri et al. [*Suri et al, 1991*]

V_L (mm/s) na Posição da TCE	$G_L < 0,74 v_L^{0,64}$	G_L (K/mm) Posição da TCE
0,575	$G_L < 0,519$	0,374
0,517	$G_L < 0,485$	0,370
0,358	$G_L < 0,383$	0,564
0,312	$G_L < 0,351$	0,715
0,337	$G_L < 0,369$	0,615

Pode-se verificar que o critério proposto por Suri só encontra respaldo para os casos em que as velocidades de crescimentos são maiores que 0,5 mm/s.

Examinando-se as curvas apresentadas na Figura 5.42 ou a Tabela 5.5, verifica-se que um critério mais realista para a TCE deveria abranger igualmente a velocidade de crescimento da isoterma liquidus e o gradiente térmico, através da taxa de resfriamento, assim como proposto anteriormente para as ligas Sn-Pb. Verifica-se que em todos os casos examinados experimentalmente no presente trabalho, para ligas Al-Cu, em quinze diferentes testes, uma taxa de resfriamento crítica de cerca de 0,2 K/s pode ser relacionada com a transição colunar/equiaxial.

5.3.3- Simulações com o critério proposto, parametrizando-se parâmetros térmicos para os sistemas Sn-Pb e Al-Cu.

As Figuras 5.43 e 5.44 mostram a influência da concentração de soluto, superaquecimento no metal líquido e coeficiente de transferência de calor metal/molde nas posições de transição colunar/equiaxial, baseadas nos valores das taxas críticas de resfriamento mencionados anteriormente.

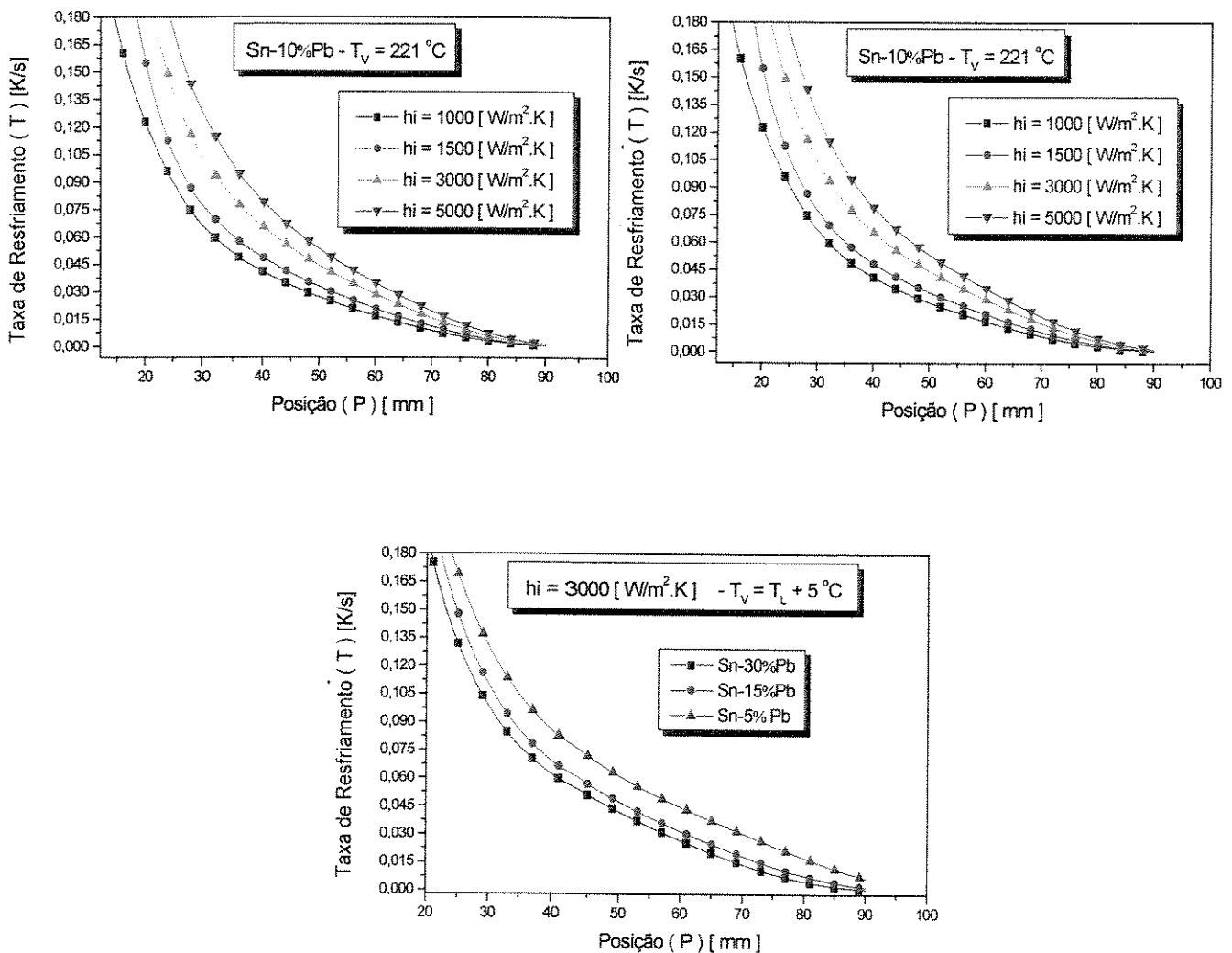


Figura. 5.43- Simulações numéricas: efeitos do superaquecimento do metal, coeficiente de transferência de calor metal/molde e concentração de soluto na taxa de resfriamento. Taxa de resfriamento crítica de 0,014 K/s.

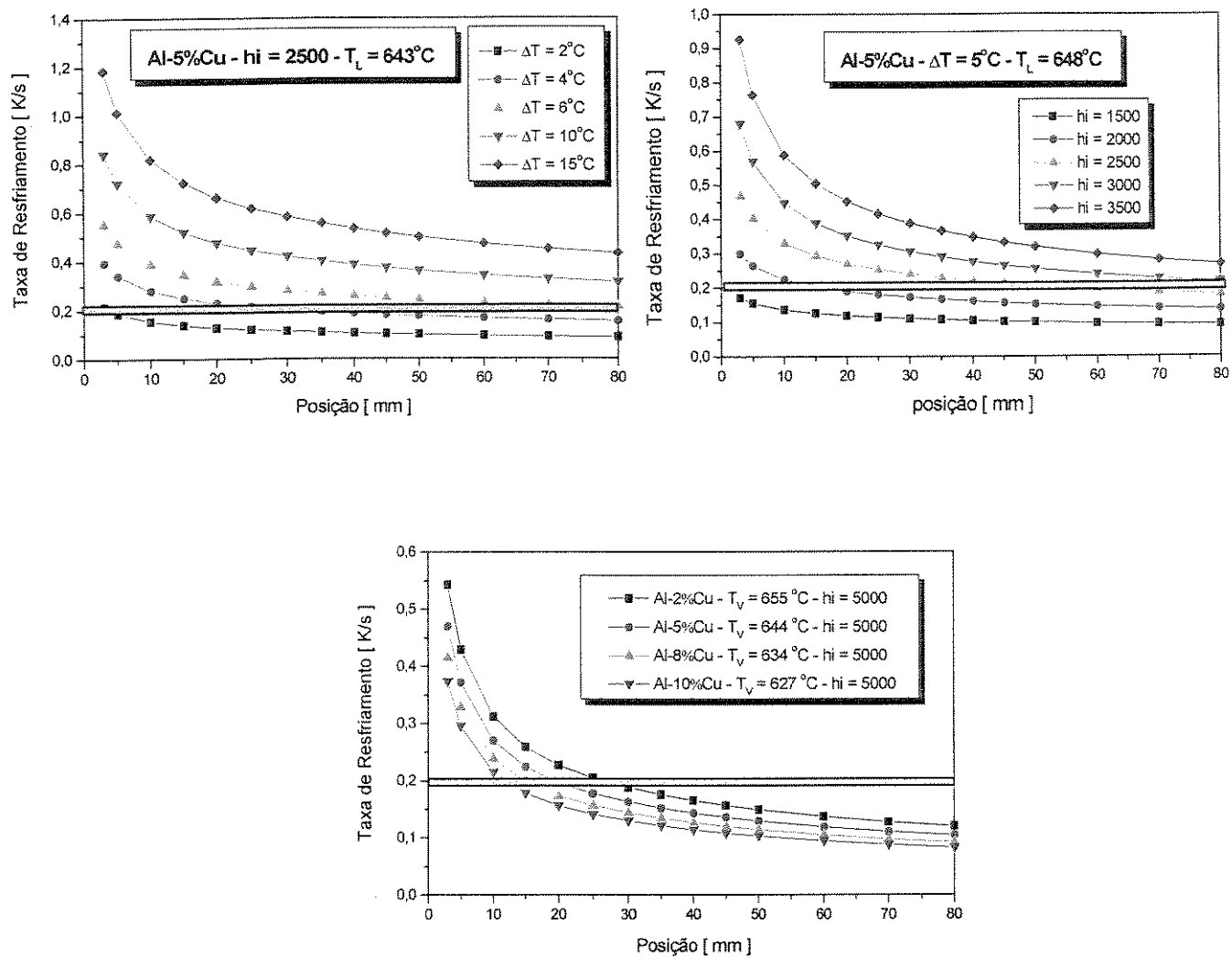


Figura 5.44 – (A) Al-5%Cu , $h_i = 2500$ W/m²K e diferentes superaquecimentos no metal; (B) Al-5%Cu, superaquecimento no metal de 5 K e diferentes valores de h_i [W/m²K]; (C) $h_i = 5000$ W/m²K, 1K superaquecimento e diferentes concentrações de soluto. Taxa de resfriamento crítica de 0,2 K/s.

Na Figura 5.43 verifica-se que o efeito do superaquecimento é realmente significativo para $h_i = 1000 \text{ W/m}^2\text{K}$. Este efeito passa a ser insignificante para baixos valores do coeficiente de transferência de calor na chapa molde como observado experimentalmente por Mahapatra e Weinberg [Mahapatra and Weinberg, 1987]. Como observado por Wang e Beckermann [Wang and Beckermann, 1994], sob condições de resfriamento rápido o superaquecimento inicial não é totalmente dissipado antes que ocorra rápido crescimento de grãos colunares e assim, o superaquecimento remanescente retarda o crescimento equiaxial e provoca um significativo atraso na TCE. Quanto ao efeito da composição da liga na TCE observa-se que o crescimento colunar aumenta com o decréscimo da concentração de chumbo. O comprimento da zona colunar também aumenta com o aumento do coeficiente de transferência de calor.

Na Figura 5.44 ao contrário do sistema Sn-Pb, o superaquecimento não exerce grande influência para valor de $h_i = 2500 \text{ W/m}^2\text{K}$. Este efeito é também insignificante para baixos valores do coeficiente de transferência de calor na chapa molde e em relação ao efeito da composição da liga na TCE observa-se que o crescimento colunar aumenta com o decréscimo da concentração de cobre. O comprimento da zona colunar também aumenta com o aumento do coeficiente de transferência de calor metal/molde.

Capítulo 6

6- Conclusões e Sugestões para Próximos Trabalhos

6.1- Conclusões

A análise teórica desenvolvida nesse trabalho, os resultados experimentais obtidos e analisados e as comparações com as simulações desenvolvidas através do modelo numérico permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

- 6.1- A técnica de confronto de perfis de temperatura teóricos e experimentais na determinação do coeficiente de transferência de calor global (h_i), permite o levantamento dos perfis transitórios deste coeficiente, conduzindo aos seguintes resultados para as condições analisadas:

A) Sistema Sn-Pb

Influência do Tipo da Chapa Molde Utilizada.

Ligas	Material da Chapa Molde	h_i [W/m ² .K]
Sn-5%Pb	Aço SAE 1020	1200 (t) ^{-0,20}
	Aço Inoxidável 304	650 (t) ^{-0,02}
Sn-10%Pb	Aço SAE 1020	1200 (t) ^{-0,01}
	Aço Inoxidável 304	1300 (t) ^{-0,07}
Sn-30%Pb	Aço SAE 1020	1100 (t) ^{-0,01}
	Aço Inoxidável 304	400 (t) ^{-0,07}

Estes resultados são indicativos de que há uma sensível influência da troca do material da chapa molde sobre os perfis de h_i , parametrizadas as demais condições experimentais.

Influência do Teor de Solutos

Ligas	Material da Chapa Molde	h_i [W/m ² .K]
Sn-5%Pb	Aço Inoxidável 304 - Recoberto	650 (t) ^{-0,02}
Sn-10%Pb	Aço Inoxidável 304 - Recoberto	1300 (t) ^{-0,07}
Sn-20%Pb	Aço Inoxidável 304 - Recoberto	900 (t) ^{-0,07}
Sn-30%Pb	Aço Inoxidável 304 - Recoberto	400 (t) ^{-0,07}

Há uma tendência de diminuição dos perfis de valores de h_i com o aumento do teor de soluto.

Influência das Condições da Superfície da Chapa Molde

Ligas	Temperatura de Vazamento, Material e Condição da Chapa Molde	h_i [W/m ² .K]
Sn-5%Pb	225 °C	6000 (t) ^{-0,20}
	Aço SAE 1020 - Polido	1200 (t) ^{-0,12}
	Aço SAE 1020 - Recoberto	
Sn-15%Pb	235 °C	4500 (t) ^{-0,20}
	Aço SAE 1020 - Polido	1200 (t) ^{-0,10}
	Aço SAE 1020 - Recoberto	
Sn-30%Pb	197 °C	1500 (t) ^{-0,08}
	Aço SAE 1020 - Polido	1100 (t) ^{-0,01}
	Aço SAE 1020 - Recoberto	

Os resultados indicam uma variação bastante significativa sobre os perfis transitórios de h_i com a condição superficial da chapa molde de aço SAE 1020, para as ligas 5 e 15% Pb. Para a liga 30% Pb verifica-se, entretanto, que a variação nos perfis de valores do coeficiente de transferência de calor transitório é menor, indicando que a queda da molhabilidade desta liga é mais influente que a condição superficial da chapa molde.

B) Sistema Al-Cu

Influência do Teor de Solute e da Temperatura de Vazamento

Ligas	Temperatura de Vazamento	hi [W/m ² .K]
Al-2%Cu	660 °C	2600 (t) ^{-0,14}
	674 °C	2100 (t) ^{-0,14}
	689 °C	2000 (t) ^{-0,14}
	709 °C	1850 (t) ^{-0,14}
Al-5%Cu	655 °C	3500 (t) ^{-0,27}
	663 °C	3200 (t) ^{-0,27}
	680 °C	2450 (t) ^{-0,27}
	709 °C	2400 (t) ^{-0,27}
Al-8%Cu	640 °C	5100 (t) ^{-0,33}
	652 °C	
	690 °C	
Al-10%Cu	700 °C	5700 (t) ^{-0,33}
	705 °C	

Observa-se que, à medida que se elevam os valores para o teor de soluto, os perfis de hi apresentam um aumento bastante significativo, ao contrário do que acontece com o sistema Sn-Pb, evidenciando que a influência desse parâmetro não pode ser generalizada e depende de cada sistema metálico específico.

Quanto à temperatura de vazamento, parametrizada a composição química, observa-se uma tendência geral de diminuição do perfil de valores de hi com o aumento do superaquecimento no metal líquido. Entretanto, com o aumento do teor de soluto da liga esta influência diminui, podendo até deixar de ocorrer.

Influência das Condições da Superfície da Chapa Molde

Ligas	Temperatura de Vazamento, Material e Condição da Chapa Molde	h_i [W/m ² .K]
Al-2%Cu	T _v = 689 °C – Polido	2000 (t) ^{-0,14}
	T _v = 689 °C - Recoberto	1900 (t) ^{-0,10}
Al-5%Cu	T _v = 709 °C – Polido	2400 (t) ^{-0,27}
	T _v = 709 °C - Recoberto	1500 (t) ^{-0,20}
Al-8%Cu	T _v = 652 °C – Polido	5100 (t) ^{-0,33}
	T _v = 652 °C - Recoberto	1000 (t) ^{-0,005}
Al-10%Cu	T _v = 705 °C – Polido	5700 (t) ^{-0,33}
	T _v = 705 °C - Recoberto	1000 (t) ^{-0,075}

Observa-se que a influência da condição superficial da chapa molde é maior para as ligas de maiores teores de soluto.

6.1.2- O modelo numérico de solidificação utilizado no cálculo dos parâmetros térmicos de relevância do processo foi validado através do confronto teórico-experimental da evolução da isoterma liquidus para todas as condições experimentais examinadas, observando-se sempre uma boa concordância teórico-experimental.

6.1.3- As comparações entre os resultados das simulações numéricas e analíticas relativas à velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L), gradiente térmico de temperatura (G_L) e taxas de resfriamento ($\dot{T}$) das ligas Al-Cu e Sn-Pb mostram melhor concordância entre estas duas abordagens teóricas, para o sistema Al-Cu.

6.1.4- Observa-se que a TCE ocorre essencialmente em um plano horizontal e que se distancia da interface metal/molde com coeficientes de transferência de calor crescentes e com aumento no superaquecimento do metal líquido.

6.1.5- Para as condições de fluxo de calor unidimensional examinada experimentalmente, a tendência de variação da velocidade de crescimento acompanha o gradiente térmico, com velocidades altas junto à face refrigerada, e baixas velocidades na parte superior do lingote, até o ponto onde o efeito terminal provoca uma aceleração na velocidade de crescimento. Este crescimento na velocidade da isoterma liquidus induz, por sua vez, um reflexo na taxa de resfriamento.

6.1.6- A TCE ocorre, em ligas Al-Cu e Sn-Pb, para velocidades de crescimento variando, respectivamente, de 0,28 a 0,88 mm/s e de 0,22 a 0,32 mm/s sem qualquer correlação com o ponto de reversão da velocidade de crescimento. Isto mostra que um critério de TCE baseado somente na velocidade de crescimento não é consistente com os resultados experimentais obtidos.

6.1.7- A TCE ocorre, em ligas Al-Cu e Sn-Pb, para valores de gradiente de temperatura no metal à frente da isoterma liquidus variando, respectivamente, de 0,28 a 0,75 K/mm e de 0,033 a 0,070 K/mm. A comparação com outros resultados da literatura não dá suporte a um critério de TCE baseado somente no gradiente térmico.

6.1.8- Propõe-se que um critério mais realista de TCE deva envolver tanto a velocidade de crescimento quanto o gradiente térmico, através da taxa de resfriamento. O crescimento colunar prevaleceria ao longo do lingote para taxas de resfriamento maiores do que um valor crítico que só depende do sistema binário. Na presente investigação, a taxa de resfriamento crítica é de aproximadamente 0,2 K/s, para ligas Al-Cu, e de 0,014 K/s, para ligas Sn-Pb.

6.2- Propostas para Trabalhos Futuros

São sugeridas as seguintes linhas de pesquisa para prosseguimento deste trabalho:

- Investigar a taxa crítica de resfriamento para a ocorrência da transição colunar/equiaxial para outros sistemas metálicos de importância na fundição, como por exemplo, o sistema Al-Si;
- Analisar a transição colunar/equiaxial em condições experimentais de solidificação unidirecional horizontal, verificando a influência da turbulência de vazamento e das correntes convectivas provocadas por diferenças de temperatura ou por rejeição de soluto, na posição e regularidade da transição estrutural;
- Analisar a transição colunar/equiaxial em condições experimentais de solidificação unidirecional vertical descendente para sistemas binários, com solutos de massas específicas maiores e menores que a massa específica do líquido;
- Analisar a transição colunar/equiaxial para aço carbono e aços-liga, produzidos por lingotamento contínuo, no sentido de subsidiar o posicionamento de agitadores eletromagnéticos, ao longo do equipamento, para forçar a transição estrutural quando necessário.

Referências Bibliográficas

Artigos Técnicos/Científicos

Ares, A. E. and Schvezov, C. E. **Solidification Parameters During The Columnar-to-Equiaxed Transition in Lead-Tin Alloys.** *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, vol. 31A, pp. 1611-25.

Aytanc, T. ; Baybali, S. e Kisakurek, S. E. **On The Relationship Between Grain Macrostructure and Solute Content in Laboratory Scale Hypoeutectic Pb-Sb Ingot Castings,** *Journal Materials Science Letters*, vol. 3 (12), pp. 1087-1089, 1984.

Biloni H., Morando R., Bolling G. F., et al. **Equiaxed Structure In Static Ingots Of Increasing Sizes.** *Jom-J Min Met Mat S 21: (3) A123-&* 1969.

Biloni, H. , Chalmers, B. **Origin of The Equiaxed Zone in Small Ingots.** *Journal of Material Science*, v. 3, p. 139, 1968.

Biloni, H. e Chalmers, B. **Predendritic Solidification,** *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol. 233 (2), pp. 373-& , 1965.

- Biloni, H.; Morando, R. **On The Nature of The Chill Zone in Ingot Solidification.** Transactions of The Metallurgical Society AIME, , v.242, p.1121, 1968.
- Bower, T.F.; Flemings, M.C. **Formation of The Equiaxed Zone in Ingot Solidification.** Transactions of the Metallurgical Society of AIME, , v. 239, p. 216, 1967.
- Bridge, M. R e Rogers, G. D. **Structural Effects and Band Segregate Formation During The Electromagnetic Stirring of Strand-Cast Steel,** Metallurgical Transactions B, vol. 15 (3), pp. 581-589, 1984.
- Brody, H. D. & Flemings, M. C. **Solute Redristibution in Dendritic Solidification.** Transactions of Metallurgical Society of Aime, vol. 236, p. 615-624, 1966.
- Burden M. H. e Hunt, J. D. **.Extent of Eutetic Range.** Journal Crystal Growth, vol. 22 (4) pp. 328-330, 1974.
- Burden M. H. e Hunt, J. D. **Cellular and Dendritic Growth I.** Journal Crystal Growth, vol. 22 (2), pp. 99-108, 1974.
- Burden M. H. e Hunt, J. D. **Cellular and Dendritic Growth II.** Journal Crystal Growth, vol. 22 (2), pp. 109-116, 1974.
- Burden, M. H. and Hunt, J. D. **A Mechanism for The Columnar to Equiaxed Transition in Casting or Ingots.** *Metallurgical. Transactions. A*, 1975, vol. 6A, pp. 240-41.
- Burden, M. H. ; Hebditch, D. J. e Hunt, J.D. **Macroscopic Stability of a Planar, Cellular or Dendritic in Interface During Directional Freezing,** Journal Crystal Growth vol. 20 (2): pp. 121-124, 1973 .

Casey K. W., Cole G. S., Bolling G. F. **Grain Structure Control In Inoculated Aluminum And Aluminum Alloy Ingots.** Jom-J Min Met Mat S 21: (3) A122-& 1969.

Chalmers, B. **The Structure of Ingots.** The Journal of the Australian Institute of Metals, v.8 , p. 255, 1963.

Chalmers, B.; Winegard, W. C. **Supercooling and Dendritic Freezing In Alloys.** Transactions of the ASM, v.46, p. 1214, 1954.

Clyne, T. W. and Kurz, W. **Solute Redistribution During Solidification With Rapid Solid State Diffusion.** *Metallurgical Transactions A*, vol.12A, pp. 965-971, junho 1981.

Cole G. S. **Structure of Ingot Castings.** Canadian Metallurgical Quarterly 8: (2) 189-& 1969.

Cole G. S. **Temperature Measurements and Fluid Flow Distributions Ahead of Solid-Liquid.** Metallurgical Society of AIME 239: (9) 1287-& 1967.

Cole G. S., Bolling G. F. **Augmented Natural Convection and Equiaxed Grain Structure In Casting.** Metallurgical Society of AIME 236: (9) 1366-& 1966.

Cole G. S., Bolling G. F. **Enforced Fluid Motion and Control of Grain Structure in Metal Casting.** Metallurgical Society of AIME 239: (11) 1824-& 1967.

Cole G. S., Bolling G. F. **Synthetic Equiaxed Zone.** Metallurgical Society of AIME 245: (4) 725-& 1969.

Cole G. S., Bolling G. F. **Variation of Ingot Structure With Composition** Metallurgical Society of AIME 242: (1) 153-& 1968.

- D. Bouchard and J.S. Kirkaldy, **Scaling of Intragranular Dendritic Microstructure in Ingot Solidification**. Metallurgical and Materials Transactions B, vol. 27B, pp. 101-13, 1996.
- Doherty, R. D. , Cooper, P. D. , Bradbury, M. H. e Honey, F. J. **On The Columnar-to-Equiaxed Transition in Small Ingots** - Metallurgical Transactions, v. 8A, p. 397, 1977.
- Elbaum C, Chalmers B. **Growth Structures Formed During The Solidification Of Metal Crystals**. Jom-J Min Met Mat S 5: (9) 1082-1082 1953.
- Ferreira, I. L., Siqueira, C. A., Santos, C. A. e Garcia, A. **Mathematical Modeling of The Solidification for The Analysis of The Inverse Macrosegregation in The Non-Ferrous Alloys**. XV Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECIMAT, Natal-RN, 2002.
- Flood, S. C. and Hunt, J. D. **Columnar and Equiaxed Growth I. A Model of a Columnar Front With a Temperature Dependent Velocity**. Journal of Crystal Growth., 1987, vol. 82, pp. 543-51.
- Flood, S. C. and Hunt, J. D. **Columnar and Equiaxed Growth II. Equiaxed Growth Ahead of a Columnar Front**. Journal of Crystal Growth, 1987, vol. 82, pp. 552-60.
- Flood, S. C. and Hunt, J. D. **A Model of a Casting**, APPL Science RES, vol. 44 (1-2), pp. 27-42, 1987.
- Fredriksson, H. and Olsson, A. **Mechanism of Transition From Columnar to Equiaxed Zone in Ingots**. Materials Science and Technology, 1986, vol. 2, pp. 508-16.

- Fredriksson, H. **Solidification Sequence In An 18-8 Stainless-Steel, Investigated by Directional Solidification.** Metallurgical Transactions 3: (11) 2989-& 1972.
- Fredriksson, H., Hillert M. **Formation of Central Equiaxed Zone In Ingots.** Metallurgical Transactions 3: (2) 565-& 1972.
- Gandin, Ch-A. **From Constrained To Unconstrained Growth During Directional Solidification.** Acta Materialia, 2000, vol. 48, pp. 2483-501.
- Garcia, A. & Prates, M. **Mathematical Model For The Unidirectional Solidification of Metals I: Cooled Molds.** Metallurgical Transactions, v.98, pp.449-453, 1978.
- Garcia, A. Clyne, T. W. & Prates, M. **Mathematical Model For The Unidirectional Solidification of Metals II: Massive Molds.** Metallurgical Transactions, v.108, pp.85-92, 1979.
- Garcia, A. **Mathematical Heat Transfer Model For The Analysis of Solidification of Binary Alloys.** In: Multi-Phase Flow and Heat Transfer III – Part B: Applications, Elsevier Science Publishers, pp.541-603, 1984.
- Hong, C. P., Umeda, T. & Kimura, Y. **Numerical Models for Casting Solidification: part II. Application of the Boundary Element Method to Solidification Problems.** Metallurgical Transactions B, v. 15B, pp. 101-107, 1983.
- Hunt, J.D. **Steady State Columnar and Equiaxed Growth of Dendrites and Eutetic.** Materials Science and Engineering, v.65, p. 75-83, 1984.

- Hurtuk, D. J. e Tzavaras, A. A. **in: Solidification and Casting of Metals.** The Metals Society, London, p. 21, 1979.
- Jackson, K. A. ; Hunt, J. D. e Uhlmann, D. R. et al. **On Origin of Equiaxed Zone in Castings,** Transactions of the Metallurgical Society of AIME 236 (2): 149-& 1966 .
- Kisakurek, S. E. **An Experimental Investigation Into The Formation of An Equiaxed Zone In Ingot Casting - Pb-Sb Alloy System,** Journal of Materials Science, vol. 19 (7), pp. 2289-2305, 1984.
- Lipton J, Kurz W, Heinemann W. **Modeling of Transition Columnar To Equiaxed Dendritic Solidification.** Jom-J Min Met Mat S 35: (12) A24-A24 1982.
- Lipton, J. ; Glicksman, M. E. e Kurz, W. **Dendritic Growth Into Undercooled Alloy Melts,** Materials Science Engineering, vol. 65 (1), pp. 57-63, 1984.
- Lipton, J. ; Heinemann, W. e Kurz, W. **Columnar to Equiaxed Transition (CET) in Castings**
1. Determination of the CET From Cooling Curves, Archiv Fur Eisenhuttenwesen, vol. 55, pp. 195-200, 1984.
- Mahapatra, R. B. and Weinberg, F. **The Columnar to Equiaxed Transition in Tin-Lead Alloys.** Metallurgical Transactions B, 1987, vol. 18B, pp.425-32.
- Maxwell I., Hellawell A. **Simple Model For Grain Refinement During Solidification.** Acta Metallurgica Materialia 23: (2) 229-237 1975.
- McDonald, R. J. e Hunt, J. D. **Fluid Motion Through Partially Solid Regions of a Casting and its Importance in Understanding a Type Segregation,** Transactions of the Metallurgical Society of AIME, vol. 245 (9), pp. 1993-&, 1969.

- Morando R, Biloni H, Cole G. S., et al. **Development of Macrostructure in Ingots of Increasing Size**. Metallurgical Transactions. 1: (5) 1407-& 1970.
- Ohara, S. e Tiller, W. A. **On Mechanisms of Crystal Multiplication During Solidification In Presence of Fluid Motion**, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, vol. 239 (4), pp. 497-&, 1967.
- Ohno, A. **Formation Mechanism of the Equiaxed Chill Zone in Ingots**. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, v.10, p.459, 1970.
- Osório, W. R. and Garcia, A. **Modeling Dendritic Structure and Mechanical Properties of Zn-Al Alloys as a Function of Solidification Conditions**. Materials Science & Engineering A235, pp. 103-111, 2002.
- Papazian J. M., Kattamis T. Z. **Effect of Reduced Gravity on Solidification Microstructures of Nh4cl-H2o Alloys**. Metallurgical Transactions A 11: (3) 483-493 1980.
- Plaskett T. S., Winegard W. C. **Cellular Growth In Tin Alloys**. Canadian Journal of Physics 37: (12) 1555-& 1959.
- Quaresma, J. M. V., Santos, C. A. and Garcia A. **Correlation Between Unsteady-State Solidification Conditions, Dendritic Spacings, and Mechanical Properties of Al-Cu Alloys**. Metallurgical and Materials Transactions, v. 31A, p. 3167, 2000.
- Rappaz, M. e Stefanescu, D. M. **Modeling of Equiaxed Primary And Eutectic Solidification**, JOM-Journal MIN MET MAT S, vol. 39 (7), pp. A62-A62, 1987.
- Rappaz, M. e Thevoz, P. **Solute Diffusion-Model For Equiaxed Dendritic Growth**, Acta Metallurgica Materialia, vol. 35 (7), pp. 1487-1497, 1987.

- Rappaz, M., Gandin, A. , Desbiolles, J. L. E Thevoz, P.; **Prediction of Grain Structures in Various Solidification Processes.** Metallurgica and Materials Transactions, v. 27A, p. 695, 1996.
- Santos, C. A. Quaresma, J. M. V. and Garcia A. **Determination of Transient Interfacial Heat Transfer Coefficient in Chill Mold Casting.** Journal of Alloys and Compounds, v. 319, p. 174-186, 2001.
- Scheil, E. Zeitschrift fur Metallkunde, v. 34, pp. 70-72, 1942.
- Siqueira, C. A. e Garcia, A. **Solidification Thermal Parameter Affecting the Columnar-to-Equiaxed Transition,** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 33A, p. 2107, 2002.
- Southin, R. T. **Discussion of Influence of Mechanical Stirring On Columnar To Equiaxed Transition In Aluminum-Copper Alloys,** Transactions of the Metallurgical Society of AIME, vol. 242 (10), pp. 2240-&, 1968.
- Spittle J. A., Delamore G. W., Smith R. W. **Transport of Solid in a Metallic Melt.** Metallurgical Society of AIME 242: (7) 1478-& 1968.
- Suri, V. K. ; El-Kaddah, N. and Berry, J. T. **Control of Macrostructure in Aluminum Casting, Part I: Determination of Columnar/Equiaxed Transition for Al-4,5%Cu Alloy.** *AFS Transactions.* 1991, vol. 99, pp. 187-91.
- Tarshis L. A., Walker J. L., Rutter J. W. **Experiments on Solidification Structure of Alloys Castings.** Metallurgical Transactions. 2: (9) 2589-& 1971.

- Tassa M e Hunt, J. D. **Measurement of Al-Cu Dendritic and Eutetic Interface Temperatures and Their use for Predicting Extent of Eutetic Range.** Journal Crystal Growth , vol. 34 (1), pp. 38-48, 1976.
- Tieu, A. K. & Langer, I. S. **Simulations of the Continuous Casting Process by a Mathematical Model** International Journal of Mechanical Sciences, v. 39, n. 2, pp. 185-192, 1997.
- Tiller W. A., Jackson K. A., Rutter J. W., et al. **The Redistribution of Solute Atoms During The Solidification of Metals.** Acta Metallurgica Materialia 1: (4) 428-437 1953.
- Tiller, W. A. **Grain Size Control During Ingot Solidification.** Transactions of The Metallurgical Society of AIME, vol. 224 (3), pp. 448, 1962.
- Uhlmann Dr, Seward T. P., Chalmers B. **Effect of Magnetic Fields on Structure of Metal Alloy Castings.** Metallurgical Society of AIME 236: (4) 527, 1966.
- Voller, V. R. & Swaminathan, C. R. **General Souce-Based Method for Solidification Phase Change.** Numerical Heat Transfer, Part b, v. 19, pp. 175-189, 1991.
- Walton, D.; Chalmer, B. **The Origin of The Preferred Orientation in The Columnar Zone of Ingots.** Transactions of the Metallurgical Society AIME, v. 215, p.447, 1959.
- Wang, f. Y. e Beckermann, C. **Prediction of Columnar-to-Equiaxed Transition During Diffusion-Controlled Dendritic Alloy Solidification** – Metallurgical and Materials Transactions, v.25A, p. 1081, 1994.
- Winegard W. C., Chalmers B. **Supercooling and Dendritic Freezing in Alloys.** American Society for Metals 46: 1214-1224, 1954.

Witzke, S. ; Riquet, J. P. e Durand, F. **Diffusion Field Ahead of a Growing Columnar Front - Discussion of The Columnar-Equiaxed Transition**, Acta Metallurgica Materialia, vol. 29 (2), pp. 365-374, 1981.

Witzke, S. and Riquet, J. P. **Columnar-Equiaxed Transition in Al-Cu Alloy Ingots**. Acta Metallurgica., 1982, vol. 30, pp. 1717-22.

Ziv, I. and Weinberg, F. **The Columnar-to-Equiaxed Transition in Al 3 Pct Cu**. Metallurgical Transactions B, 1989, vol. 20B, pp. 731-34.

Livros

Chalmers, B. – **“Principles of Solidification”**, Jonh Wiley e Sons, New York, 1964.

Davies, G. J. - **“Solidification and Casting”**, Applied Science Publishers, London, 1973.

Flemings, M. C. - **“Solidification Processing”**, McGraw-Hill, New York, 1974.

Flood, S. C. and HUNT, J. D. **“in Metals Handbook”**, vol. 15, ASM International, Materials Park, OH, 1988, pp. 130-36.

Flood, S. C. – **“Columnar to Equiaxed Transition, in: Casting: Metals Handbook”**, vol. 15, p.130, ASM International, Metals Park - Ohio, 1988.

Garcia, A.; - **“Solidificação: fundamentos e aplicações”**, Editora da Unicamp, Campinas, 2001.

Incropera, F. P. & Dewitt, D. P.; **“Fundamentals of Heat and Mass Transfer”** 3. ed., John Wiley & Sons, 1990.

Kurz, W. e Fisher, D. – **“ Fundamentals of Solidification”**, TransTech Publications, Switzerland, 1984/86/89/92.

Munem, M. A. & Foulis, D. J.; **“Cálculo”**, v. 1, Editora Guanabara, 1982.

Ohno, A. - **“The Solidification of Metals”**, Chijin Shokan, Co. Ltd. , Japan, 1976.

Ruddle, R. W.; **“The Solidification of Casting”**, 2. ed. Institute of Metals Series, No. 7 1975.

Shewnon, P. G. **“Transformation in Metals”**, New York, McGraw-Hill, 1969.

Svoboda, J. M. **“Nickel and Nickel Alloys”** in Casting: Metals Handbook, vol. 15, p.815. Ohio: ASM International, Metals Park, 1988.

Teses

Cheung, N. – Interação entre uma Base de Conhecimento e um Modelo Matemático de Solidificação na Análise da Qualidade no Lingotamento Contínuo de Aços, Dissertação de Mestrado, UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo, 1999.

Quaresma, J. M. V. – Correlação entre Condições de Solidificação, Microestrutura e Resistência Mecânica. Tese de Doutorado, UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo, 1999.

Santos, C. A – Influência das Taxas Direcionais de Resfriamento na Evolução da Solidificação em Sistemas Metal/Molde. Dissertação de Mestrado, UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo, 1997.

Ynoue, M. – Modelagem Matemática da Solidificação de Ligas Binárias com Aplicação no Cálculo da Macrosegregação Inversa. Dissertação de Mestrado, UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo, 1992.

Norma

ASTM E 112/73 – Estimation the Average Grain Size of Metals.

Anexo I: Determinação de Tamanho de Grão

Método de Jeffries [ASTM E112/73]

O Número de grãos por área (N_A) segundo **Jeffries** é determinado pela razão entre o número efetivo de grãos (n_e) em uma determinada área de análise (A), apresentado na equação:

$$N_A = \frac{n_e}{A} \quad . \quad [1]$$

No caso de utilizar-se certo aumento óptico para a contagem dos grãos na área de análise, o método de Jeffries prevê uma correção, onde a área de análise (A) é dividida pelo quadrado do aumento utilizado (m^2), onde:

$$N_A = \frac{n_e}{\left(\frac{A}{m^2} \right)} \quad . \quad [2]$$

Nesse estudo, como não foi utilizado nenhum aumento óptico para contagem dos grãos, tem-se então, $m = 1$, e a equação ficará na forma da equação (1).

O número efetivo de grãos contados na área de análise é dado pela equação (3), que engloba o número de grãos interceptados (n_c) por um círculo de diâmetro D conhecido e o número de grãos dentro do diâmetro desse círculo (n_i):

$$N_e = \frac{n_c}{2} + n_i \quad [3]$$

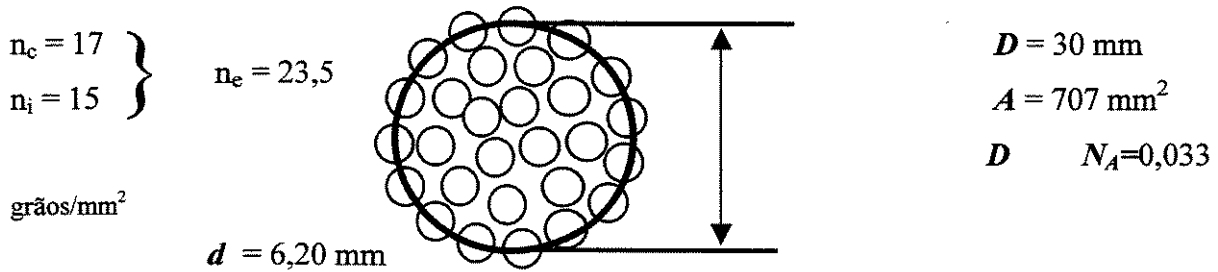


Figura 1 – Desenho esquemático da contagem do número efetivo de grãos (n_e) e dentro da área de análise (A), com exemplo do cálculo do número de grãos por área (N_A).

Esse método fornece a estimativa do número de grãos por área, porém, para se estimar o diâmetro médio dos grãos, precisa-se conhecer a área dos grãos ($\bar{A}_g$), uma vez que o produto entre o número efetivo de grãos (n_e) e a área média dos grãos ($\bar{A}_g$) aproxima-se a área de análise (A):

$$A = n_e \bar{A}_g \quad [4]$$

Reescrevendo a equação (4), tem-se a área média dos grãos, é por:

$$\bar{A}_g = \frac{A}{n_e} \quad [5]$$

Percebe-se que a área média dos grãos é o inverso do número de grãos por área, como pode ser observada na equação (6), quando comparada à equação (1).

$$\bar{A}_g = \frac{A}{n_e} = \frac{1}{N_A} \quad [6]$$

Considerando-se a área média de cada grão em uma forma circular, tem-se que

$$\bar{A}_g = \frac{\pi \cdot \bar{d}^2}{4} \quad [7]$$

Das equações (6) e (7), pode-se estimar o diâmetro médio dos grãos ($\bar{d}$) dado por:

$$\bar{d} = \sqrt{\frac{4 \cdot \bar{A}_g}{\pi}} \quad [8]$$

Substituindo-se a equação (6) em (7) e tendo-se a área de análise dada por

$$A = \frac{\pi \cdot D^2}{4}, \text{ tem-se:}$$

$$\bar{d} = \sqrt{\frac{\left(\frac{4 \cdot A}{n_e} \right)}{\pi}} \quad [9]$$

Rearranjando-se a equação (9), tem-se:

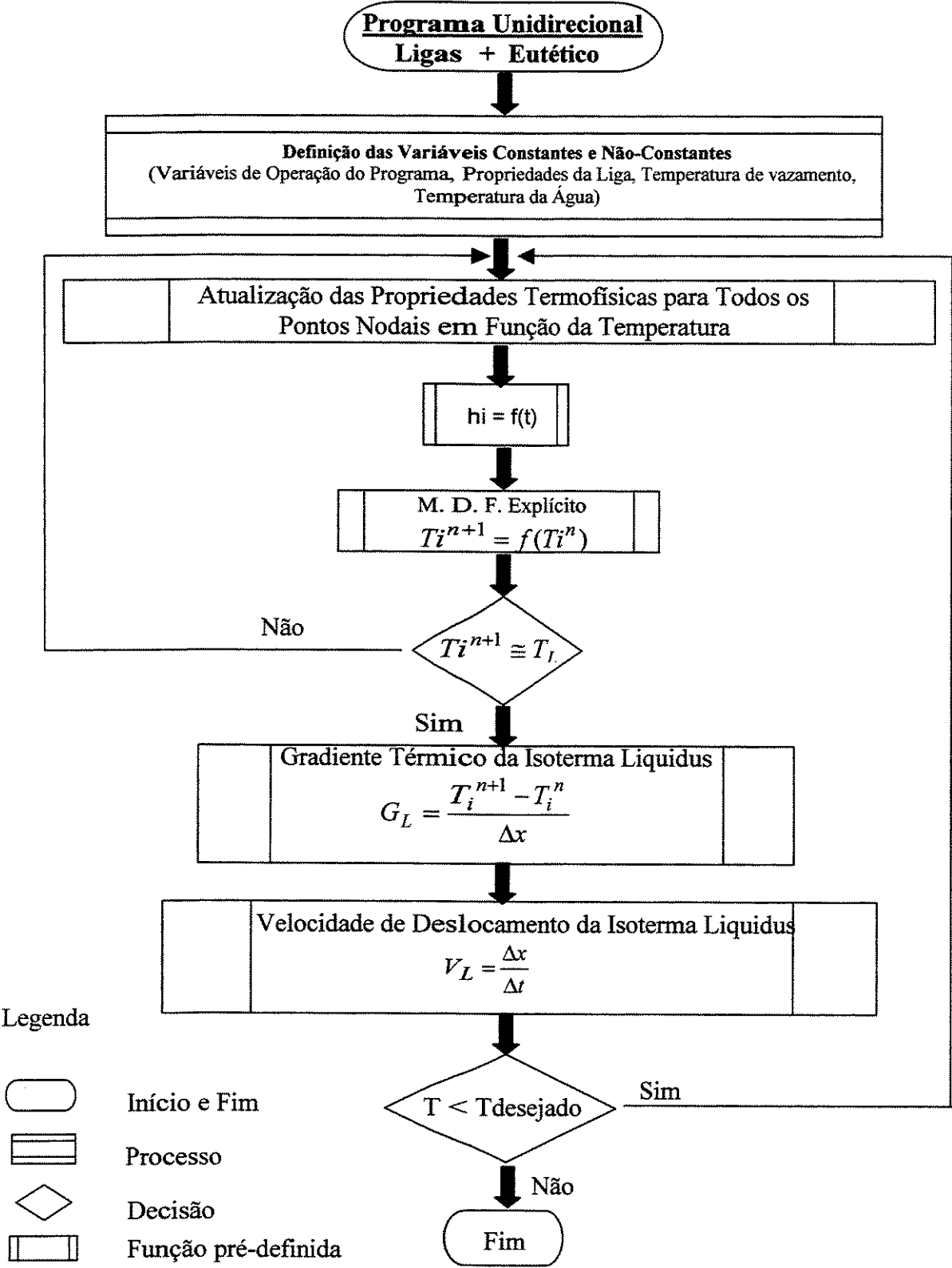
$$\bar{d} = D \cdot n_e^{-1/2} \quad [9b]$$

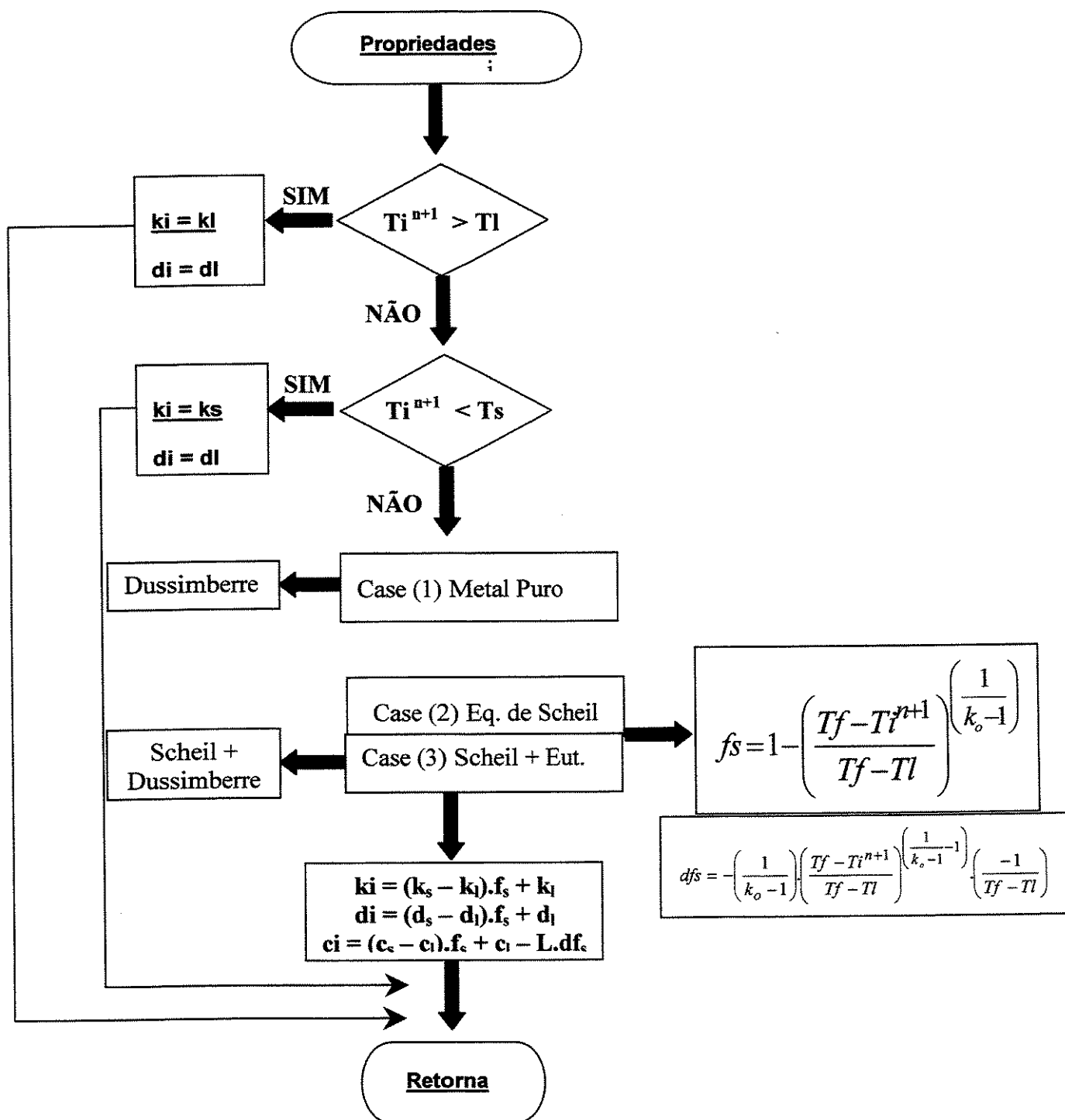
Na tabela I, apresentado a seguir, são mostradas as equações finais para os cálculos estimativos do diâmetro médio dos grãos ($\bar{d}$) e número de grãos por área (N_A).

Tabela I – Equações estimativas do diâmetro médio dos grãos ($\bar{d}$) e número de grãos por área (N_A).

<u>Grandeza</u>	<u>Formulário</u>
Número de grãos por área (N_A)	$N_A = \frac{n_e}{A}$, onde: $N_e = \frac{n_c}{2} + n_i$
Diâmetro médio dos grãos ($\bar{d}$)	$\bar{d} = D.n_e^{-1/2}$, onde: D é o diâmetro do círculo da área de investigação

Anexo II - Algoritmo do Modelo Matemático - Unidimensional





INTERFACE hi for *Windows 1.0*



Carlos Alexandre dos Santos

Marco Olívio Sotelo

Amauri Garcia

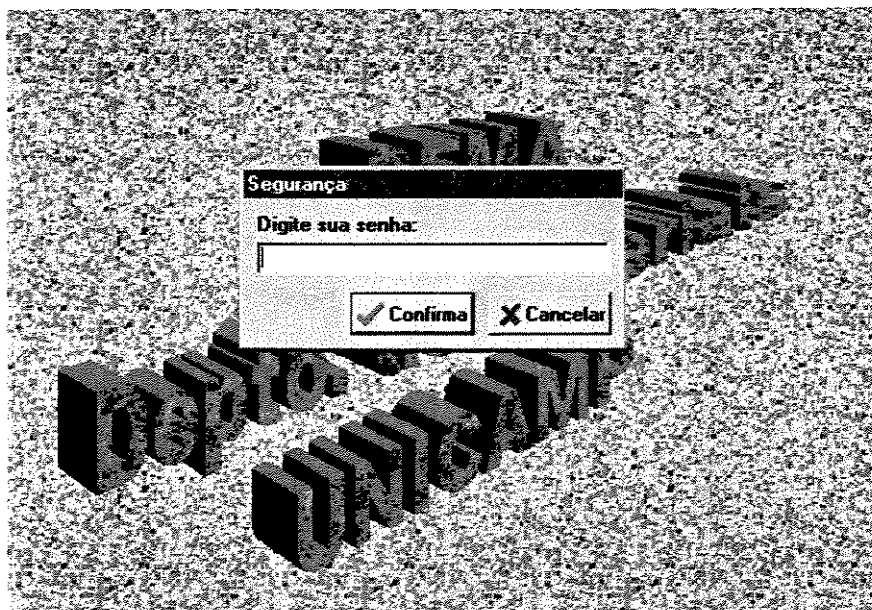
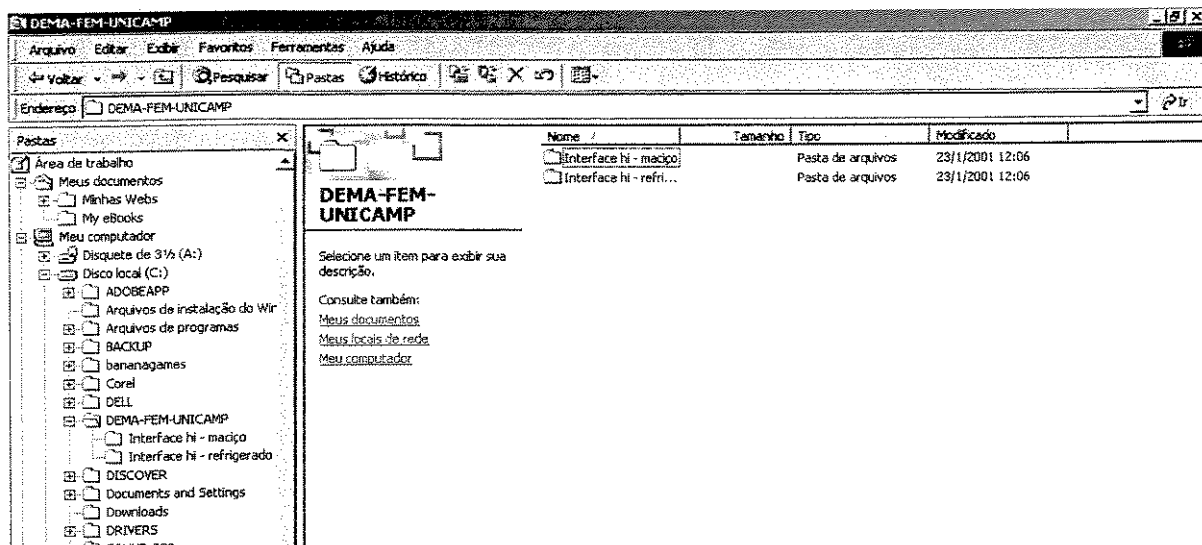
Junho/2000

Este tutorial objetiva instruir o usuário da manipulação do programa **INTERFACE hi**, o que trata de um modelo matemático aplicado ao fenômeno da solidificação e transferência de calor em sistemas metal/molde unidirecionais. Todos os passos, procedimentos e parâmetros de entrada para o modelo são descritos a seguir. Os resultados são apresentados na forma de tabelas em dois arquivos distintos: um com valores de tempo x temperatura do termopar (1), temperatura do termopar (2), etc..., e outro com valores do tempo x posição das isothermas. ambos com extensão *.dat. Existem dois programas distintos: um para ser aplicado em moldes maciços e outro para aplicação em moldes refrigerados. Os procedimentos para os dois casos são idênticos.



Localização do Programa Executável:

Os programas executáveis, ou seja, aqueles que rodam as simulações e geram os arquivos respostas, estão nos diretórios C:\DEMA-FEM-UNICAMP/Interface_hi-macico ou C:\DEMA-FEM-UNICAMP/Interface_hi-refrigerado. Para abri-los, basta clicar duas vezes com o mouse no arquivo *Interface.exe* que a tela de abertura do programa irá aparecer, pedindo uma senha de entrada. A senha cadastro é *teste*.



Digitada a senha, aparece a tela principal do programa. Esta tela apresenta funções como:

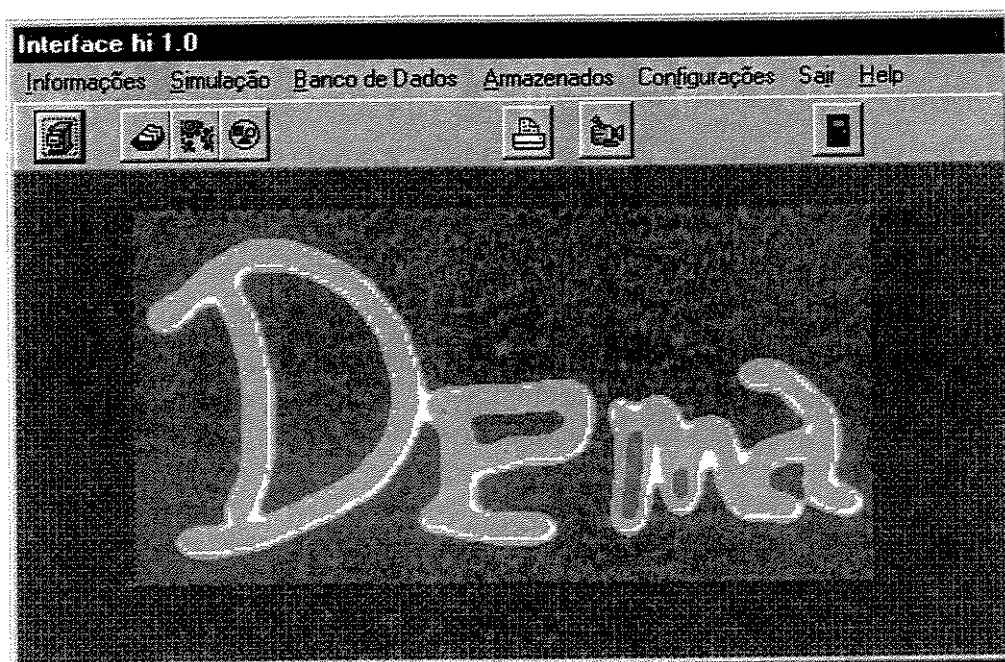
Informações: este item mostra informações sobre o grupo de trabalho no que diz respeito a orientação, instituição e apoio.

Banco de dados: este item permite o cadastramento de materiais tanto para o *molde* como para o *metal*, possibilitando a inserção das propriedades termofísicas dos materiais simulados.

Simulação: este item possui duas opções: *tela de esboço* (ainda inativa) e *tela de entrada de dados*, que permite a inserção dos parâmetros operacionais para rodar a simulação.

Armazenados: recupera dados de outras simulações já realizadas (*em construção*).

Configurações: permite configurar impressora segundo o padrão Windows.



Barra de Ferramentas:

A barra de ferramentas é dotada de ícones que têm as mesmas funções dos itens da barra cascata, sendo em ordem da esquerda para a direita: informações (errado), simulação, molde, metal, impressora, desconhecido, sair. Para facilitar, quando se passa o mouse devagar sobre estes ícones, a sua função aparece automaticamente.



Cadastramento de Materiais para o Molde e para o Metal:

Antes de entrar com os dados operacionais para a simulação, é interessante primeiramente cadastrar os materiais para o molde e para o metal, segundo ilustra a figura a seguir.



Os dados referentes ao molde são apenas aqueles relacionados ao estado sólido, enquanto o metal necessita de dados do estado sólido e líquido, bem como informar qual o tipo de formulação adotada para tratar do transformação de fase (formulação de fs), sendo esta apresentada em forma de cascata. Todas as unidades que os dados de entrada devem ter estão apresentadas junto às telas. Os campos que apresentam coloração azul são calculados automaticamente pelo programa, à medida que os dados de entrada são inseridos.

tela_molde

Material_Molde
Aço1010

Condutividade_Molde [W/m.K] 54

Densidade_Molde [kg/m3] 7854

Calor_Especifico_Molde [J/kg.K] 465

tela_metal

Material_metal
Sn10Pb_eut

Condutividade_solido [W/m.K] 63

Densidade_solido [kg/m3] 7840

Calor_especifico_solido [J/kg.K] 209

Difusividade_solido [m2/s] 516E-5

Ko_coeficiente_particao 0,067

Calor_latente_fusao [J/kg] 56140

Lambida 231

Condutividade_liquido [W/m.K] 33

Densidade_liquido [kg/m3] 7480

Calor_especifico_liquido [J/kg.K] 243

Difusividade_liquido [m2/s] 731E-5

Temperatura_fusão [C] 232

Temperatura_solidus [C] 183

Temperatura_liquidus [C] 215

Condutividade_eutético [W/m.K] 31,9

Calor_especifico_eutético [J/kg.K] 212,9

Densidade_eutético [kg/m3] 8400

Formulação de fs: Scheil + Eutético
Scheil + Eutético

Cadastrados os materiais, volta-se à função **SIMULAÇÃO** e **ENTRADA DE DADOS**.



Todos os parâmetros de entrada são explicados a seguir:

Temperatura ambiente: temperatura externa da parede do molde no instante inicial;

Temperatura de vazamento: temperatura de vazamento do metal líquido no molde;

Comprimento do molde ou espessura: valor que deve ser entrado (em metros);

Número de divisões no molde: este valor deve ser tal para que o comprimento de cada divisão (dx) seja de 1 mm;

Comprimento do metal: valor que deve ser entrado (em metros), referente a distância do molde até o fim da cavidade interna;

Número de divisões no metal: este valor deve ser tal para que o comprimento de cada divisão (dx) seja de 1 mm

Tempo máximo de processo: refere-se ao tempo de duração do experimento, ou melhor, da simulação que será rodada

h_i : neste local deve ser introduzida a equação de $h_i = f(t)$ [W/m².K] , a qual tem a forma de $h_i = \text{xxxx} * (t^{-x,xx})$, onde o primeiro termo corresponde a uma constante da ordem de grandeza de 1000 e representa os valores iniciais de h_i ; já o segundo termo corresponde ao expoente do tempo (neste caso com sinal negativo) e representa a inclinação da curva representativa de h_i .

h_{amb} : neste local deve ser introduzida a equação de $h_{amb} = f(t)$ [W/m².K] , que apresenta a forma de $h_{amb} = \text{xxxx} * (t^{-x,xx})$. Para o caso do vazamento de ligas com temperatura de fusão até 700, pode-se utilizar a mesma equação obtida em trabalhos de Santos, 1997 e Quaresma, 1999.

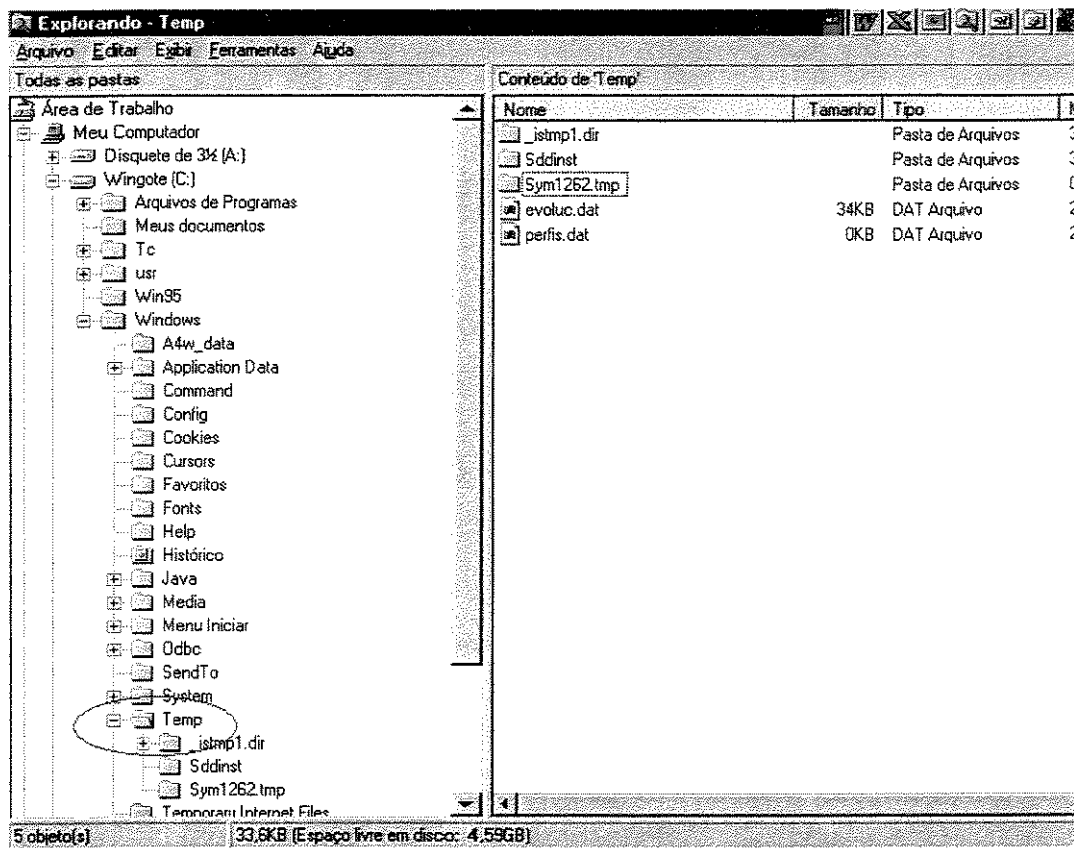
Posição dos termopares: deve ser introduzida a localização dos termopares em ordem da esquerda para a direita. Estas posições deverão ser as mesmas distâncias medidas a partir da face externa do molde. Exemplo: termopar no molde a 3 mm da interface metal/molde em um

molde com 50 mm (Posição 1 = 47); termopar a 20 mm da interface metal/molde no metal (Posição2 = 70)

Numero_simulacao SIMULA
 Temperatura_ambiente [C] 25
 Temperatura_vazamento [C] 250
 Comprimento_molde [m] 0.01
 Numero_divisoes_molde 10
 Comprimento_metal [m] 0.01
 Numero_divisoes_metal 10
 Dy [m] 0.01
 Dz [m] 0.01
 Tempo_maximo_processo [s] 2
 Incremento_tempo_dt [s] 0.0091
 h_i 9600 *POW(t, -0.47)
 h_amb 8.1 *POW(t, 0.16)
 Dx_molde [m] 0.001
 Dx_metal [m] 0.001
 Area_total [m2] 0.0001
 Volume [m3] 1E-7
 Posição dos termopares [i]
 Material do metal
 Material do molde
 SIMULAÇÃO

Após a entrada de todos os dados, pressiona-se a tecla SIMULAÇÃO para realizar os cálculos.

Os resultados calculados serão apresentados na forma de dois arquivos, sendo que apenas aquele de nome EVOLUC.DAT está disponível para sua manipulação. Os arquivos serão criados no diretório C:\WINDOWS\TEMP. Este arquivo apresenta a primeira coluna como sendo o tempo em [s], a segunda coluna corresponde a temperatura em [°C] do termopar da primeira posição que foi introduzida na tela de entrada de dados, a terceira coluna a temperatura do segundo termopar, e assim por diante.



Realizada uma simulação, é necessário renomear o arquivo resultado gerado EVOLUC.DAT antes de rodar outra simulação, caso contrário, o resultado da nova simulação irá ser salvo em cima do resultado anterior.

Para o caso do programa para moldes refrigerados, alguns dados apresentados anteriormente não irão parecer, como é o caso de dados de molde e do coeficiente de transferência de calor molde/ambiente, já que se considera um coeficiente global de transferência de calor englobando o molde e a interface molde/ambiente.