

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

**CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS  
TÉRMICOS E MICROESTRUTURA  
DENDRÍTICA E SUA APLICAÇÃO NA  
SIMULAÇÃO DA FUNDIÇÃO DE  
LIGAS DE ALUMÍNIO**

Autor: **Carlos Triveño Rios**

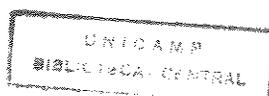
Orientador: **Rubens Caram Jr.**

02/96

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA  
TESE DEFENDIDA POR CARLOS TRIVEÑO RIOS

..... E APROVADA PELA  
COMISSÃO JULGADORA EM 26/02/96.

Rubens Caram Jr.  
ORIENTADOR



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

T739c Triveño Rios, Carlos  
Correlação entre parâmetros térmicos e microestrutura dendrítica e sua aplicação na simulação da fundição de ligas de alumínio / Carlos Triveño Rios.--Campinas, SP: [s.n.], 1996.

Orientador: Rubens Caram Jr.  
Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Solidificação. 2. Fundição. 3. \*Estrutura dendrítica.  
I. Caram Jr., Rubens. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

UNIDADE	BC
CHAMADA	T739c
NUMERO	27921
PREÇO	R\$ 11,00
DATA	04/07/96
N.º CPD	

CM-00089587-1

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

**CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS  
TÉRMICOS E MICROESTRUTURA  
DENDRÍTICA E SUA APLICAÇÃO NA  
SIMULAÇÃO DA FUNDIÇÃO DE  
LIGAS DE ALUMÍNIO**

Autor: Carlos Triveño Rios

Orientador: Rubens Caram Jr.

Curso: Engenharia Mecânica

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Dissertação de mestrado apresentada à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 1996

S.P. - Brasil

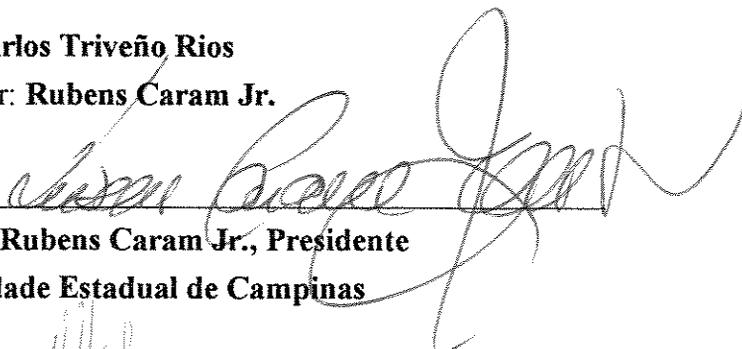
UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS  
TÉRMICOS E MICROESTRUTURA  
DENDRÍTICA E SUA APLICAÇÃO NA  
SIMULAÇÃO DA FUNDIÇÃO DE  
LIGAS DE ALUMÍNIO**

Autor: **Carlos Triveño Rios**

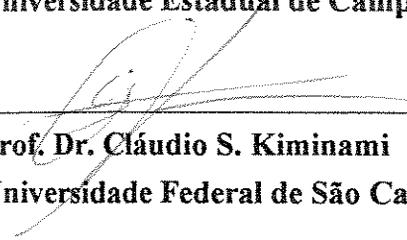
Orientador: **Rubens Caram Jr.**

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Rubens Caram Jr., Presidente

Universidade Estadual de Campinas

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Dra. Maria Helena Robert

Universidade Estadual de Campinas

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Cláudio S. Kiminami

Universidade Federal de São Carlos

Campinas, 26 de fevereiro de 1996

## AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Prof. Dr. Rubens Caram Jr., pela orientação, experiência, dedicação e amizade transmitidas durante todo o desenvolvimento deste trabalho;

Aos professores Rezende G. dos Santos, Paulo R. Mei, Sérgio T. Button, Maria Clara F. Ierardi, Cecília A. C. Zavaglia, Amauri Garcia, pela ensino e amizade transmitidos durante as aulas;

A sras. Rita Helena Buso Jacon e Cláudia Souto Cattani Aoki pela colaboração na execução de ensaios e análises experimentais imprescindíveis a este trabalho;

Ao sr. Wanderlei Aparecido Setto pela ajuda na fundição das peças metálicas;

À prof. Maria Helena Robert pelo uso do Laboratório de Fundição do DEF/FEM/UNICAMP;

Aos funcionários Antonio Laerte Struziato, José Luis Lisboa, Daniel, Maria do Carmo, Luiz Carlos Vicentin e Emilcio Cardoso, pela atenção e valiosa colaboração;

Aos colegas Plínio, Ângelo, Wyser, Amador, Fernando, Hernandez, Paulo, Liana, Ana Paula, Ricardo, Débora, Adriana, Volney e Maurício, pelo incentivo, sugestões, empréstimo de materiais e pela amizade compartilhada, durante este tempo de trabalho;

Aos meus amigos, Ciro Solano, Eugenia Opazo, Walter, Márcia, pelo incentivo, apoio e amizade compartilhada no decorrer dos dias;

Aos meus familiares, Aurora, Víctor, Dante, Ruben, Miguel, Samuel, Candelaria, Mariela, Juan Pablo, David, pelos incentivos recebidos;

Ao CAPES pela concessão da bolsa de estudos;

Ao FAEP-UNICAMP pelo financiamento dos recursos laboratoriais;

A todos que direta ou indiretamente colaboraram na elaboração deste trabalho.

## RESUMO

TRIVEÑO RIOS, Carlos, Correlação entre Parâmetros Térmicos e Microestrutura, Dendrítica e sua Aplicação na Simulação da Fundição de Ligas de Alumínio, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1996, 94 p. Tese (Mestrado)

O presente trabalho trata do desenvolvimento de uma metodologia de previsão da microestrutura dendrítica no processo de fundição de ligas de alumínio. O trabalho foi iniciado pela escolha uma liga de alumínio utilizada na fabricação de pistões automotivos como objeto de análise. Tal liga continha aproximadamente 9,0% de silício e 2,5% de cobre, em peso. O desenvolvimento do trabalho envolveu a caracterização metalográfica e térmica da liga, com o objetivo de identificar qualitativamente e quantitativamente as fases e estruturas formadoras de sua microestrutura metalúrgica, e também seus pontos de transformação. Tal caracterização teve como objetivo, basicamente, estabelecer o início e o fim da solidificação. Em seguida, foi elaborado o estudo do crescimento dendrítico da liga, por meio de solidificação direcional, tendo como meta determinar correlações entre microestrutura dendrítica e parâmetros térmicos. Finalmente, foram executados experimentalmente e simulados numericamente, os processos de fundição em areia e em aço. Os resultados obtidos da solidificação direcional foram empregados na simulação do processo, o que resultou na possibilidade de previsão da microestrutura dendrítica das peças fundidas. A comparação de dados fornecidos pela simulação da microestrutura, com dados obtidos experimentalmente, mostraram boa concordância, o que mostra que a previsão microestrutural é possível e pode ser empregada na otimização da microestrutura metalúrgica de peças fundidas industrialmente.

### *Palavras Chave*

- Solidificação, Fundição, Estrutura Dendrítica, Simulação

## ABSTRACT

TRIVEÑO RIOS, Carlos, Correlação entre Parâmetros Térmicos e Microestrutura, Dendrítica e sua Aplicação na Simulação da Fundição de Ligas de Alumínio, Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1996, 94 p. Tese (Mestrado)

This work deals with the development of a method to predict the dendritic microstructure in aluminum alloy foundry process. Firstly, an aluminum alloy used in automotive part production was chosen to be studied in this work. Such an alloy had an average amount of 9.0% wt. of Si and 2.5% wt. of Cu. The work was started by making the alloy metallography and thermal analysis, where the aim was to identify its phases and structures, as well its phase transformation temperatures. The final objective of such a characterization was to detect the beginning and the end of the alloy solidification. The next step was related to the study of the alloy dendritic growth by using directional solidification technique and its purpose was to find a relationship between the solidification thermal parameters and the dendritic microstructure. Finally, two types of foundry process, in sand and in steel molds, were performed experimentally and numerically. The results obtained from directional solidification were used to simulate numerically the foundry process. The comparison between the microstructure prediction and the experimental results showed good agreement. Such a result allows one confirm that this process simulation may be used in optimization of the foundry product microstructures.

### *Key Words*

- Solidification, Foundry, Dendritic Structure, Simulation

# SUMÁRIO

	Pg.
<b>1. INTRODUÇÃO</b>	1.1
1.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS	1.1
1.2. OBJETIVOS DO PRESENTE TRABALHO	1.3
<b>2. TEORIA DA SOLIDIFICAÇÃO</b>	2.1
2.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS	2.1
2.2. NUCLEAÇÃO E CRESCIMENTO	2.1
2.3. REDISTRIBUIÇÃO DE SOLUTO NA SOLIDIFICAÇÃO	2.2
2.4. ESTABILIDADE DA INTERFACE SÓLIDO/LÍQUIDO E O SUPER-RESFRIAMENTO CONSTITUCIONAL (S.R.C.)	2.5
2.5. CRESCIMENTO DENDRÍTICO	2.7
<b>3. CONCEITOS BÁSICOS DE SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE FUNDIÇÃO DE METAIS</b>	3.1
3.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS	3.1
3.2. SIMULAÇÃO DA TRANSFERÊNCIA DE CALOR NO PROCESSO DE FUNDIÇÃO	3.2
3.3. CONSIDERAÇÕES SOBRE FERRAMENTAS COMPUTACIONAIS EMPREGADAS NA SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE FUNDIÇÃO	3.6
<b>4. MATERIAIS E MÉTODOS</b>	4.1
4.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS	4.1
4.2. LIGA DE ALUMÍNIO	4.1
4.3. CRESCIMENTO DIRECIONAL	4.4
4.4. FUNDIÇÃO EM ALUMÍNIO	4.8
4.5. SISTEMA DE AQUISIÇÃO DE TEMPERATURAS	4.11
4.6. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	4.12
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	5.1
5.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS	5.1
5.2. CARACTERIZAÇÃO DA LIGA DE ALUMÍNIO	5.1
5.3. CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS TÉRMICOS E ESTRUTURA DENDRÍTICA	5.7

<b>5.4. PREVISÃO DA MICROESTRUTURA DENDRÍTICA EM PROCESSO DE FUNDIÇÃO</b>	5.21
<b>6. CONCLUSÕES</b>	6.1
<b>PERSPECTIVAS DE FUTUROS TRABALHOS</b>	A.1
<b>ÍNDICE DE FIGURAS E TABELAS</b>	B.1
ÍNDICE DE FIGURAS	B.1
ÍNDICE DE TABELAS	B.5
<b>SÍMBOLOS</b>	C.1

# CAPÍTULO 1

## INTRODUÇÃO

### 1.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Considerado um dos métodos mais utilizados na produção em massa de componentes industriais, o processo de fundição permite produzir peças metálicas geometricamente complexas, com nível elevado de produtividade. Ainda que a técnica de fundição é utilizada há milhares de anos, bem como é tida como a base de uma infinidade de processos de fabricação, seu estudo científico iniciou-se há não mais que meio século[1]. Embora bastante estudados, alguns dos fenômenos presentes em operações de fundição não são compreendidos em sua totalidade e dentre os mesmos, um dos principais é aquele que governa a formação da microestrutura do metal solidificado, que por sua vez é fundamental na definição das propriedades da peça fundida[2].

A formação da microestrutura de peças fundidas ocorre durante a transformação líquido/sólido e sua natureza leva à definição da morfologia de crescimento, como também dos defeitos metalúrgicos[3]. O estudo dessas microestruturas, em geral, envolve a determinação de aspectos qualitativos e quantitativos das mesmas, como também a definição de parâmetros dimensionais e a constituição e localização de suas fases.

A microestrutura dendrítica é o tipo de morfologia mais observado durante a solidificação em processos de fundição e lingotamento de metais e suas ligas[4]. Tal microestrutura origina-se de arranjos complexos dos ramos dendríticos primários, secundários, terciários e eventualmente, outros de maior ordem. A figura 1.1 mostra uma microestrutruura dendrítica obtida durante a solidificação de uma liga de alumínio utilizada na fabricação de pistões automotivos.

A importância em se analisar o crescimento dendrítico está ligada à influência que este fenômeno tem em relação à formação da microestrutura final. Tal formação é, em geral, acompanhada por uma série de fenômenos, tais como a evolução de microsegregações e a formação de diversos outros micro-defeitos[5]. As microsegregações, na maioria dos casos, devem ser minimizadas, o que é obtido por meio de tratamentos térmicos de homogeneização. Porém, a eficiência desses processos está relacionada com as dimensões dos espaçamentos dendríticos. Além disso, as condições observadas durante o crescimento dendrítico podem alterar, de maneira

intensa e negativamente, as características do produto final, como a redução da resistência à corrosão e a deterioração de algumas propriedades mecânicas.

Em termos de propriedades mecânicas, pode-se afirmar que a resistência e a ductilidade de produtos fundidos está, na maioria dos casos, relacionada à continuidade de ramos dendríticos primários. Por outro lado, os ramos dendríticos secundários e terciários governam a distribuição de estruturas eutéticas e outras fases interdendríticas que podem influenciar negativamente a integridade do componente[6]. Concluindo, as características das estruturas dendríticas em fundidos é determinante no tocante à definição das propriedades do material.

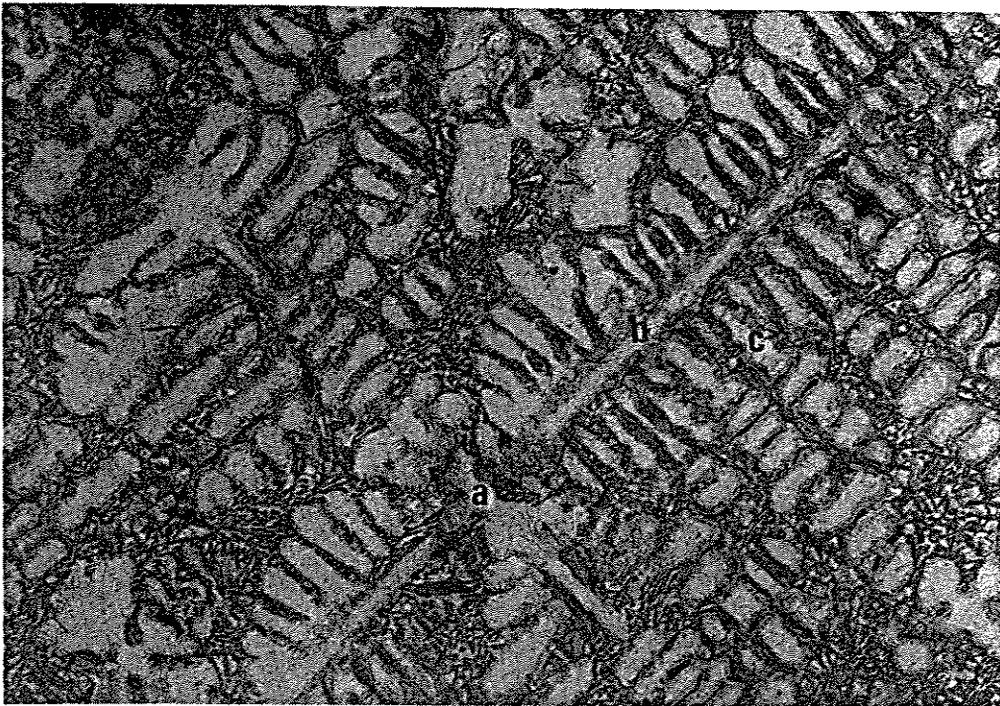


Figura 1.1. Estrutura dendrítica em liga de Al-9Si-2,5Cu industrial exibindo ramos dendríticos: (a) primários (direção normal ao plano do papel); (b) secundários e (c) terciários. (125×)

A análise do crescimento dendrítico é bastante complexa à medida que os fatores que influenciam o mesmo são de difícil identificação[7]. Uma forma eficiente de investigar o desenvolvimento da estrutura dendrítica e assim, ter condições de interferir na sua formação, refere-se à utilização de modelos teóricos e empíricos, que relacionam parâmetros térmicos do processo e características da liga em solidificação, com espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários[8].

Na fundição, a microestrutura de solidificação do tipo dendrítica é diretamente governada pela evolução térmica no sistema metal/molde. Assim, elevar a eficiência de

produção de peças fundidas através da previsão da evolução do crescimento dendrítico em fundidos, apenas torna-se possível quando todo o conjunto de fenômenos que constituem a solidificação é perfeitamente compreendido. Tais fenômenos dependem diretamente da distribuição de temperaturas no sistema, bem como da taxa de deslocamento da frente de solidificação[9].

No tocante à previsão da microestrutura ou em relação à programação microestrutural, a análise do processo de fundição por técnicas empíricas é problemática, pois os métodos de tentativa e erro estão associados à utilização de quantidades de energia, trabalho, tempo e materiais substancialmente elevadas. Uma maneira de contornar a necessidade de realizar um número exagerado de ensaios, até que se consiga um processo de fundição otimizado, ou seja, uma microestrutura considerada ótima, é realizar o processo de maneira virtual, utilizando técnicas matemáticas adequadas. Dentro do conceito de economia globalizada, onde aspectos associados à qualidade e à produtividade têm exigido investimentos significativos, a simulação de condições operacionais é fundamental para o sucesso em um mercado altamente competitivo.

A análise do processo de fundição pela sua simulação, ou seja, pela realização virtual do mesmo, envolve a análise da troca de calor entre o fundido e o molde. A evolução da solidificação no fundido tem relação direta com a evolução de temperatura no sistema. Esta história térmica, em última instância, controla diretamente as características do produto final[10].

## **1.2. OBJETIVOS DO PRESENTE TRABALHO**

Em função do exposto, o objetivo principal do presente trabalho relaciona-se ao estabelecimento de uma metodologia de previsão da microestrutura dendrítica no processo de fundição de metais. Como objetivos específicos, foram dimensionadas as seguintes metas:

- a. Adoção de uma liga de alumínio utilizada na fundição de componentes industriais;
- b. Caracterização da liga no tocante a sua morfologia de solidificação, aos seus pontos de transformação de fases e também, em relação às estruturas que constituem a liga solidificada;
- c. Caracterização da correlação entre microestrutura dendrítica e parâmetros térmicos do processo de solidificação através do crescimento direcional e controlado da liga;

d. Desenvolvimento experimental de processos de fundição, empregando a liga investigada, tendo como objetivo a análise da microestrutura dendrítica do metal solidificado;

e. Utilização de técnicas computacionais na simulação do processo de fundição, que permitem prever a microestrutura dendrítica em produtos fundidos.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] KURZ, W.; FISHER, D. J. Fundamentals of solidification. **Switzerland: 3.ed., Trans. Tech. Publications**, 1989, 305p.
- [2] McCAY, M. H.; McCAY, T. D.; HOPKINS, J. A. The nature and influence of convection on the directional dendritic solidification of a metal alloy analog,  $\text{NH}_4\text{Cl}$ , and  $\text{H}_2\text{O}$ . **Metall. Trans. B**, v.24B, p.669-675, 08-1993.
- [3] SAMUEL, A. M.; SAMUEL, F. H. Effect of treatment, solidification conditions and porosity level on the tensile properties of 319.2 endchill aluminum castings. **J. Materials Science**, v.30, p.4823-4833, 1995.
- [4] KURZ, W.; TRIVEDI, R. Solidification microstructure: Recent developments and future directions. **Acta Metall. Mater.**, n.1, v.38, p.1-17, 1990.
- [5] HUANG, S. C.; GLICKSMAN, M. E. Fundamentals of dendritic solidification - I. Steady-State tip growth. **Acta Metallurgica**, v.29, p.701-715, 1981.
- [6] FEURER, U. Influence of alloys compositions and solidification conditions on dendrite arm spacing, feeding and hot tearing properties of aluminum alloys. In: **Proceedings of the Symposium on Quality Control of Engineering Alloys, Delft: 1977**, p.131-145.
- [7] TRIVEDI, R.; KURZ, W. Dendritic growth. **International Materials Reviews**, n.02, v.39, p.39-74, 1994.
- [8] GRUGEL, R. N. Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys. **J. Materials Science**, v.28, p.677-683, 1993.
- [9] RÍOS, C.T.; ALVES, A.P.; CARAM, R. Simulação numérica e análise microestrutural na fundição de alumínio. **Fundição e Serviços**, n.34, p.48-57, 08/09-1995.
- [10] CARAM, R. Modelagem matemática, simulação e otimização do processo de solidificação. **Campinas: UNICAMP**, 1988, 192p, Tese Doutorado.

## **CAPÍTULO 2**

### **TEORIA DA SOLIDIFICAÇÃO**

#### **2.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS**

Em metalurgia, o termo solidificação está associado à descrição do processo de transformação líquido/sólido de um metal puro ou de uma liga metálica, estando presente em inúmeros processos de fabricação, tais como fundição, lingotamento, soldagem, crescimento de cristais e purificação de materiais[1-4]. A ocorrência desta transformação é sempre acompanhada por uma série de fenômenos, que afetam de forma significativa as características do produto solidificado. De acordo com a natureza dos parâmetros do processo, como a composição do sistema em solidificação, a distribuição de temperaturas junto à interface sólido/líquido, as taxas de deslocamentos das isothermas de transformação, é possível prever a microestrutura metalúrgica, e conseqüentemente, o comportamento mecânico do metal solidificado.

Na solidificação de sistemas metálicos, o surgimento da fase sólida, representado pela etapa de nucleação, bem como a forma como esta fase cresce, são determinantes no tocante às características da microestrutura final.

#### **2.2. NUCLEAÇÃO E CRESCIMENTO**

A solidificação ocorre através do desenvolvimento de duas etapas, representadas pela nucleação e pelo crescimento da fase sólida. A nucleação da fase sólida é consequência de componentes energéticas ligadas à superfície de separação das fases sólida e líquida e ao volume da nova fase. Em geral, processos de fundição e lingotamento são realizados através de nucleação heterogênea, caracterizada pela contribuição energética de agentes externos ao sistema em solidificação, representados nesses casos, por superfícies de moldes ou mesmo por substâncias que aumentam a intensidade de nucleação, adicionadas propositadamente ao material em solidificação. A forma com que ocorre a nucleação da nova fase (fase sólida), mais especificamente sua intensidade, é fundamental no estabelecimento de dimensões microestruturais (tamanho de grão).

No caso da fundição e lingotamento de metais e suas ligas, os núcleos formam-se preferencialmente nas superfícies mais externas do material solidificado, que estão juntos à parede do molde. Em função do fluxo de calor através das paredes do molde, bem

como da perda de calor por radiação e convecção nas superfícies livre do fundido, tais núcleos crescem até que todo líquido se transforme em sólido[5].

### 2.3. REDISTRIBUIÇÃO DE SOLUTO NA SOLIDIFICAÇÃO

Ao crescer, a fase sólida de uma liga metálica pode ter sua composição alterada, o que é resultado direto de condições de equilíbrio ditadas pelo diagrama de fases do sistema metálico em solidificação[1]. O líquido ao se transformar em sólido pode segregar ou agregar soluto, alterando sua homogeneidade inicial[6-9]. O parâmetro que rege a redistribuição de soluto de uma liga em solidificação é representado pelo coeficiente de distribuição de soluto no equilíbrio ( $k_0$ ), determinado através do diagrama de fases da liga e aqui representado pelo diagrama de fases da figura 2.1.

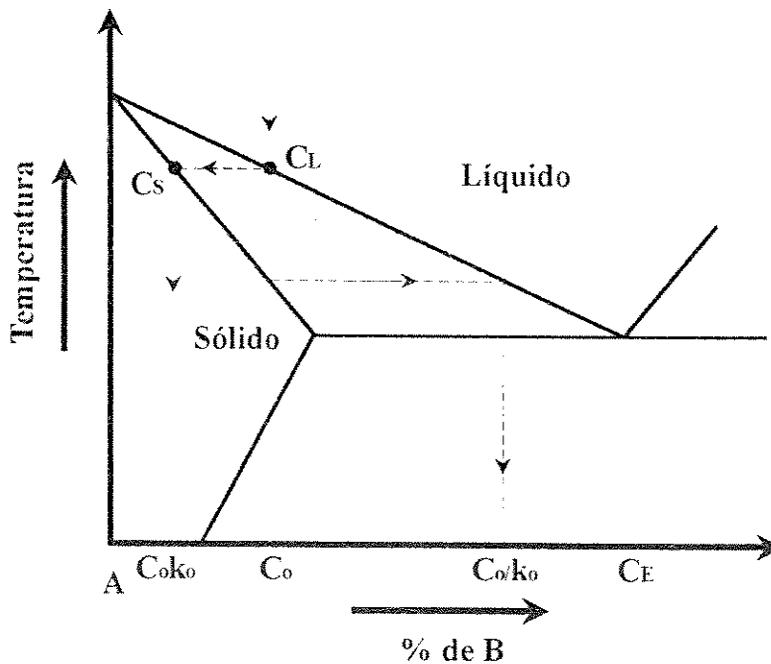


Figura 2.1. Determinação do coeficiente de distribuição de soluto no equilíbrio[2].

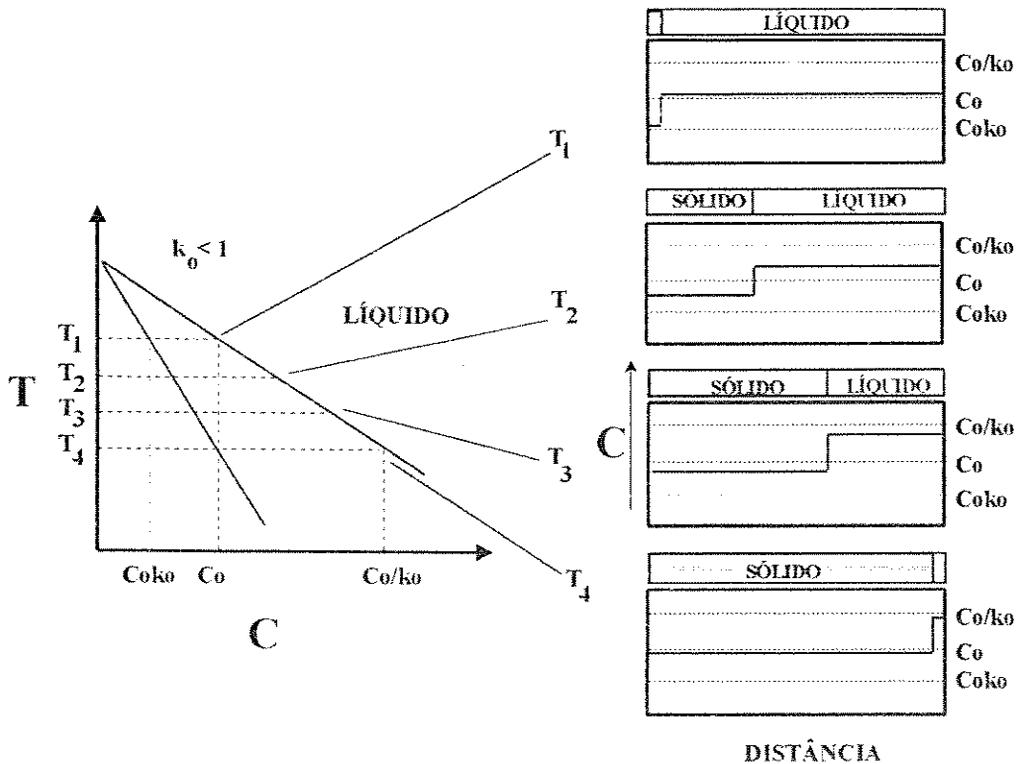
De acordo com tal diagrama de fases, a solidificação de uma liga de composição  $C_L$  produz um sólido de composição  $C_S$ . A relação entre composição do sólido e do líquido resulta no coeficiente de distribuição de soluto no equilíbrio, que dado pela relação:

$$k_0 = \frac{C_S}{C_L} \quad (2.1)$$

Considere o movimento de uma interface sólido/líquido plana através de uma amostra cilíndrica de uma liga de composição  $C_0$ . Tal solidificação direcional pode ocorrer de três formas:

a. Solidificação sob taxas extremamente baixas, o que reproduz uma situação de equilíbrio;

Em tal situação, a difusão atômica é capaz de eliminar os gradientes de composição causados pela redistribuição de soluto associada à transformação líquido/sólido, tanto na fase sólida, como na fase líquida. Ao final do processo, não existirá nenhum gradiente de composição, como mostra a figura 2.2.



No início de solidificação:  $C_L \cong C_0$  e  $C_S = C_0 \cdot k_0$

Durante a solidificação:  $C_S \cdot f_S + C_L \cdot f_L = C_0$

No final da solidificação:  $C_S \cong C_0$  e  $C_L = C_0/k_0$

Figura 2.2. Redistribuição de soluto durante processo de solidificação em equilíbrio[2].

b. Solidificação sem difusão na fase sólida e com mistura completa na fase líquida;

Com bastante frequência, processos industriais envolvendo a solidificação de metais e ligas, como a fundição, ocorrem sob taxas relativamente elevadas, o que inibe a eliminação de gradientes de composição na fase sólida, por difusão atômica. Por outro

lado, pode existir mistura completa no líquido, o que é obtido não apenas por difusão atômica, mas também através de convecção imposta artificialmente,

Em um processo de solidificação direcional ocorrendo sob tais condições, o primeiro volume de líquido a se transformar em sólido exibirá a composição  $C_S = k_0 \cdot C_L$ . Considerando  $k_0 < 1$ , ocorrerá um decréscimo na composição do sólido formado, o que implica em aumento da composição do líquido remanescente, pois o soluto em excesso será segregado para a fase líquida. Assim, a composição inicial do líquido,  $C_0$ , será alterada para uma composição superior. Conseqüentemente, o próximo volume de líquido a se solidificar exibirá composição maior que a do primeiro sólido. O equacionamento da distribuição de soluto em tal barra é dado pela equação de Scheil, que pode ser obtida através de um balanço de massa realizado durante a solidificação de um pequeno elemento de volume líquido, o que permite derivar uma expressão para a composição do sólido  $C_S$ , em função da fração solidificada,  $f_S$ . Nesse elemento considera-se a variação de sua composição em relação aos estados líquido e sólido e sua relação com a variação da composição na fração líquida, ou seja[2]:

$$(C_L - C_S)df_S = (1 - f_S)dC_L \quad (2.2)$$

Integrando a equação 2.2, de  $C_S = k_0 C_0$ , para  $f_S = 0$ , até  $C_S = C_S$ , para  $f_S = f_S$ , obtém-se:

$$C_S = k_0 C_0 (1 - f_S)^{k_0 - 1} \quad (2.3)$$

A equação 2.3 é denominada de equação de Scheil.

c. Solidificação sem difusão na fase sólida e com mistura parcial na fase líquida.

Este caso representa a maioria das situações observadas na prática, onde a difusão no estado sólido é desprezível, devido às taxas de solidificação envolvidas, e o nível de homogeneização de soluto na fase líquida é apenas parcial. A mistura no líquido é obtida por difusão atômica e também através de convecção natural ou imposta artificialmente.

Durante a solidificação, o soluto segregado para a fase líquida não é totalmente distribuído nesta fase, o que leva ao acúmulo de soluto junto ao líquido interfacial. Tal acúmulo resulta na alteração da intensidade de segregação de soluto, o que resulta na definição de um coeficiente de distribuição de soluto efetivo,  $k_E$ , definido como:

$$k_E = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) e^{-\frac{V\delta}{D}}} \quad (2.4)$$

onde  $V$  é a velocidade de solidificação,  $D$  é a difusividade do soluto na fase líquida e  $\delta$  é a espessura de uma camada junto à interface onde o transporte de massa ocorre apenas por difusão atômica. O termo  $V\delta/D$  controla o valor de  $k_E$ . Para valores elevados desse termo,  $k_0$  se aproxima de 1. Por outro lado, quando tal termo exhibe valor reduzido,  $k_E$  torna-se igual a  $k_0$ .

Além dos casos citados, é importante salientar que dependendo da intensidade da difusão atômica na fase sólida, o que ocorre principalmente sob temperaturas elevadas e em sistemas com alta difusividade, a redistribuição de soluto no sólido pode ser significativamente alterada.

#### 2.4. ESTABILIDADE DA INTERFACE SÓLIDO/LÍQUIDO E O SUPER-RESFRIAMENTO CONSTITUCIONAL (S.R.C.)

O super-resfriamento da fase líquida é responsável pela nucleação e pelo crescimento da fase sólida. Na solidificação de metais puros, o super-resfriamento tem natureza apenas cinética. No caso de ligas metálicas, tal super-resfriamento é também afetado pela distribuição de soluto no líquido, o que leva à definição do super-resfriamento constitucional (S.R.C.) [4-7]. Na solidificação de ligas metálicas, como citado anteriormente, nem sempre é possível obter mistura total na fase líquida, o que resulta no acúmulo de soluto no líquido interfacial [9-10]. Esta camada enriquecida de soluto à frente da interface sólido/líquido pode contribuir para a instabilidade da interface sólido/líquido plana, resultando em sua degeneração morfológica, o que pode causar modificações estruturais significativas, como mostra a figura 2.3. Uma interface inicialmente plana pode degenerar-se, passando a apresentar morfologia celular, seguida pela estrutura dendrítica.

As estruturas dendríticas podem ser formadas de dois modos distintos, que diferem entre si pela maneira com que o calor latente de fusão é removido da interface sólido/líquido. Caso o crescimento ocorra a partir de líquidos sem gradientes de temperatura elevados, o calor latente pode ser dissipado através de líquidos mais resfriados à frente da interface, o que pode resultar no crescimento equiaxial. Caso exista um gradiente positivo de temperaturas à frente da interface sólido/líquido, o calor latente é dissipado através do sólido e o crescimento resultante é do tipo direcional e pode dar origem ao crescimento dendrítico colunar.

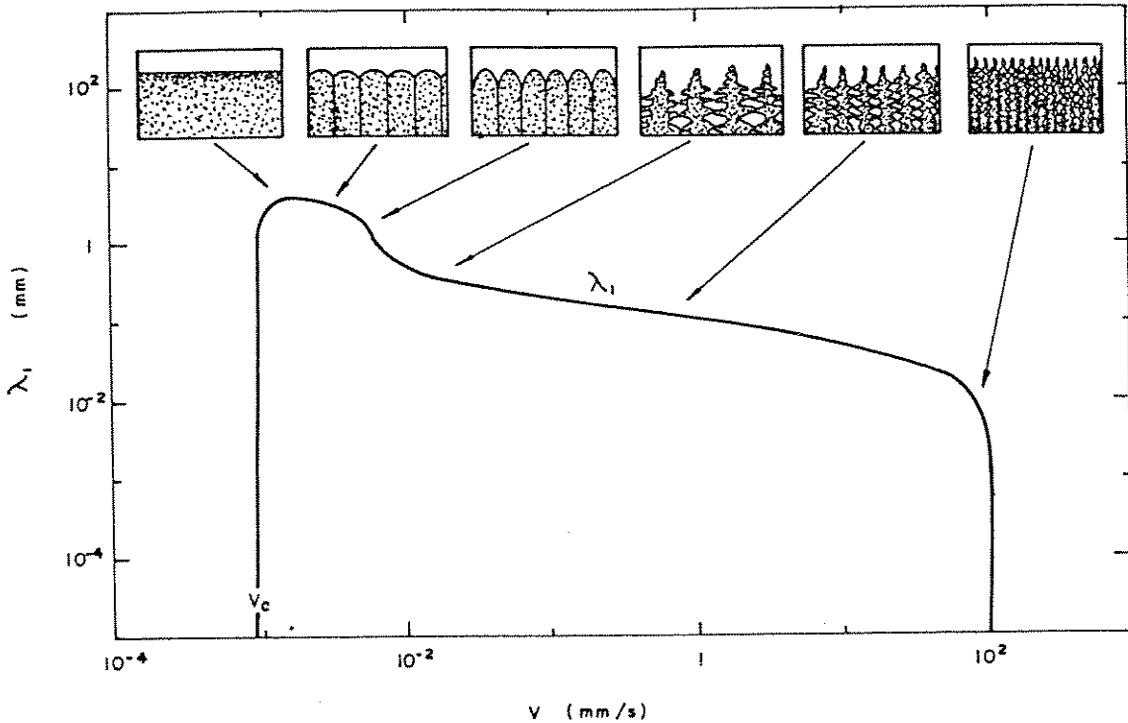


Figura 2.3. Processo de degeneração da interface sólido/líquido com o aumento da velocidade de solidificação:  $V_c$  corresponde à velocidade crítica de início do S.R.C.[10].

Em diversos processos envolvendo a solidificação de ligas metálicas, o crescimento dendrítico é um fenômeno bastante comum e sua origem pode ser explicada a partir da análise do super-resfriamento constitucional. Na maioria das situações práticas envolvendo solidificação, o metal líquido é vazado em um molde e sua solidificação ocorre a partir da perda de calor que tal metal sofre para as paredes do mesmo. Para que a solidificação ocorra, o molde deve apresentar temperatura inferior à do metal em solidificação, o que significa afirmar que o centro do molde exibe temperatura superior à temperatura do metal junto a suas paredes. Em tal situação, o líquido junto à interface sólido/líquido exibirá um gradiente de temperaturas positivo.

O fenômeno de redistribuição de soluto observado durante a solidificação de uma liga metálica resulta em significativa alteração da composição original da liga, principalmente junto ao líquido interfacial. Na solidificação com  $k_0 < 1$  e mistura parcial do soluto no líquido, que é o caso de maior frequência na prática, a composição do líquido é máxima junto à interface, diminuindo à medida que a distância desta interface aumenta. Esta variação de composição afetará as temperaturas de transformação do líquido, tornando possível a existência de líquido super-resfriado constitucionalmente à frente da interface. Assim, a ocorrência do S.R.C. implicaria na estabilidade de sólidos à

frente da interface, o que significaria afirmar que qualquer perturbação de tal interface sólido/líquido poderia resultar na sua degeneração.

Para que o fenômeno de S.R.C. seja evitado, e portanto, para que a interface sólido/líquido permaneça estável, é necessário que o gradiente de temperatura no líquido dessa interface,  $G$ , seja maior ou igual ao gradiente da linha liquidus, ou seja[6]:

$$G \geq -\frac{mVC_0(1-k_0)}{Dk_0} \quad (2.5)$$

onde  $m$  é a inclinação da linha liquidus.

## 2.5. CRESCIMENTO DENDRÍTICO

A degeneração da interface leva ao crescimento celular e posteriormente, ao crescimento dendrítico. A estrutura de solidificação do tipo dendrítica é o tipo de fenômeno, associado ao crescimento da fase sólida, mais observado na fundição e lingotamento de metais, e as microestruturas resultantes estão presentes na maioria das peças metálicas solidificadas em condições convencionais[11-12].

Em função da natureza do crescimento dendrítico, que revela um caráter cíclico bastante acentuado, a redistribuição de soluto que acompanha a solidificação conduz a uma estrutura metalúrgica marcada por variações de composição significativas em relação à composição nominal da liga[13]. Tal variação entre os ramos dendríticos e regiões interdendríticas determinam o fenômeno de microsegregação. A microsegregação tem influência direta nas propriedades mecânicas de componentes fundidos e pode ser minimizada através de tratamentos térmicos de homogeneização. Entretanto, a eficiência de tais tratamentos térmicos está associada a parâmetros dimensionais da microestrutura dendrítica, representados pelos espaçamentos dendríticos primários e secundários. Em alguns casos, é importante também considerar os espaçamentos dendríticos terciários[14-15].

A estrutura dendrítica é formada por uma rede complexa de ramos primários, secundários e terciários. A figura 2.4 exhibe uma estrutura dendrítica onde é possível identificar os espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários. O termo dendrita tem sua origem na palavra grega que significa árvore[10]. Em uma estrutura metalúrgica, os espaços entre tais ramos dendríticos são preenchidos por material de composição eutética ou fases intermetálicas, que nem sempre são desejáveis. Dessa forma, a estrutura dendrítica atua como uma forma de isolamento de estruturas eutéticas e de compostos intermetálicos, contribuindo para a otimização das propriedades

mecânicas do fundido[14]. Em geral, quanto menor o espaçamento dendrítico, melhores são as propriedades mecânicas do produto solidificado.

Pode-se afirmar que a estrutura dendrítica surge de uma condição de crescimento bastante distanciada daquela onde se tem a interface sólido/líquido plana e estável. A direção do crescimento dendrítico é influenciada pelo fluxo de calor e preferencialmente segue orientações cristalográficas bem definidas. Em cristais cúbicos, a direção de crescimento está ligada à família de direções  $\langle 100 \rangle$ [6].

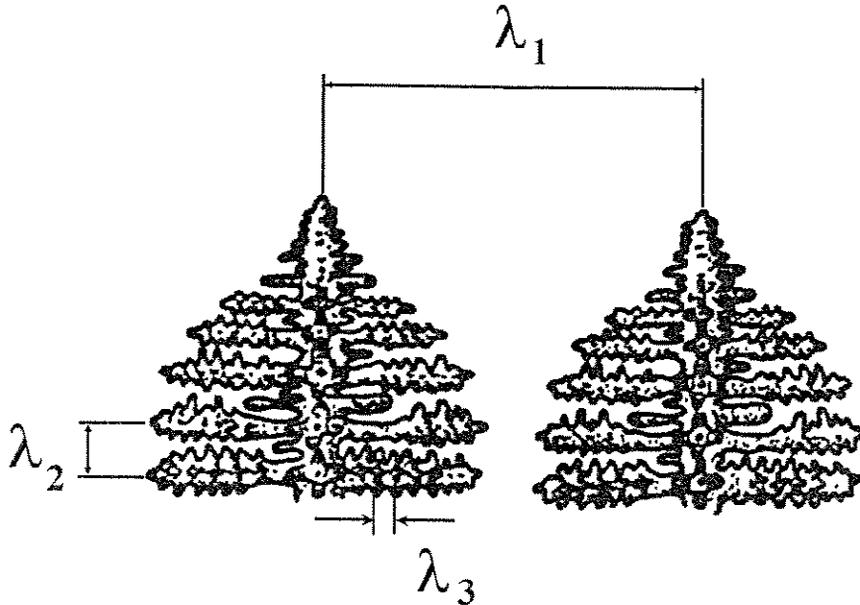


Figura 2.4. Diagrama esquemático dos espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários.

Na fundição e lingotamento de metais, os espaçamentos dendríticos, além da natureza do sistema metálico em solidificação, são influenciados pela evolução térmica no sistema metal/molde. Com relação a parâmetros operacionais ligados aos processos de fundição e lingotamento, a velocidade de solidificação e o gradiente de temperaturas junto a isoterma liquidus são os principais parâmetros. Além desses dois parâmetros, a microestrutura dendrítica depende da taxa de resfriamento, do tempo local de solidificação e da faixa de solidificação[16-19]. Os parâmetros mencionados podem ser correlacionados a partir da equação[13, 20-21]:

$$t_{SL} = \frac{\Delta T}{G V} = \frac{\Delta T}{\dot{T}} \quad (2.6)$$

Na literatura é possível encontrar uma série de estudos, experimentais e teóricos, que correlacionam parâmetros térmicos com os espaçamentos primários e

secundários[14-28]. Com relação aos espaçamento terciários, os dados existentes são bastante raros.

Experimentos empregando solidificação direcional, onde é possível analisar isoladamente os parâmetros térmicos do crescimento, permitiram constatar que os espaçamentos dendríticos primários decrescem com o aumento do gradiente térmico, bem como com o aumento da taxa de crescimento. Tais resultados levam à relação[16-18,21]:

$$\lambda_1 = K G^{-a} V^{-b} \quad (2.7)$$

Valores experimentais de a e b na equação 2.7, são apresentados na tabela 2.1.

Tabela 2.1. Valores de a e b da equação 2.7, obtidos experimentalmente[26].

Solvente	Soluto (% em peso)	a	b
Fe	0,4C; 1Cr; 0,2Mo	0,4	0,2
Al	5,7Cu	0,44	0,43
Ciclohexano	H <sub>2</sub> O	0,38	0,5
Pb	5-10Sb	0,45	0,75

Por outro lado, resultados experimentais mostram que o espaçamento dendrítico secundário é influenciado pelo tempo local de solidificação e pela composição da liga, ou seja:

$$\lambda_2 = K t_{SL}^a \quad (2.8)$$

onde a e K dependem do sistema em solidificação.

Na literatura, poucos trabalhos sobre espaçamentos terciários podem ser encontrados, destacando os trabalhos de Taha[15] e de Grugel[14]. De acordo com Taha, os ramos terciários se desenvolvem logo após o surgimento dos ramos secundários. Com o progresso da solidificação, ramos terciários podem transformar-se em ramos primários. A partir dos dados experimentais obtidos por Grugel é possível afirmar que os espaçamentos dendríticos terciários dependem também do tempo local de solidificação, ou seja:

$$\lambda_3 = K t_{SL}^a \quad (2.9)$$

onde K e a dependem novamente do sistema em solidificação.

Em relação a modelos de caráter teórico para previsão dos espaçamentos dendríticos primários, na literatura podem ser encontrados quatro modelos bastante consistentes: modelos de Hunt, de Okamoto-Kishitake, de Kurz-Fisher e de Trivedi.

O modelo de Hunt[22,27-28] foi um dos primeiros a tratar teoricamente os espaçamentos primários e é dado por:

$$\lambda_1 = \left[ \frac{64D\Gamma[m(k_0 - 1)C_0 - k_0 G D V^{-1}]}{G^2 V} \right]^{\frac{1}{4}} \quad (2.10)$$

onde  $\Gamma$  é o coeficiente de Gibbs-Thompson.

De acordo com Hunt, o primeiro termo do lado direito da equação 2.10 é dominante quando  $V \gg k_0 G D$ . Assim, a equação 2.10 pode ser dada por:

$$\lambda_1 = 2\sqrt{2} \{D\Gamma[m(k_0 - 1)C_0]\}^{\frac{1}{4}} G^{-\frac{1}{2}} V^{-\frac{1}{4}} \quad (2.11)$$

O modelo de Okamoto-Kishitake[16] consiste em uma forma simplificada de relacionar o espaçamento dendrítico primário com parâmetros do processo de solidificação. Na concepção de tal modelo foi assumido que os braços dendríticos secundários têm a forma de placas, que engrossam à medida que a solidificação progride. O modelo de Okamoto-Kishitake é dado pela equação:

$$\lambda_1 = 2\varepsilon [-DC_0 m(1 - k_0)]^{\frac{1}{2}} (VG)^{-\frac{1}{2}} \quad (2.12)$$

onde  $\varepsilon$  é uma constante menor que a unidade e obtida experimentalmente da análise das ligas Al-Si, Al-Sn, Al-Cu e Al-Ag como sendo igual a 0,5.

O modelo de Kurz-Fisher foi desenvolvido com base no critério de estabilidade marginal, também desenvolvido por Kurz e Fisher[23]. Na concepção de tal modelo foi assumida que a geometria das dendritas se aproxima ao um elipsoide de revolução e o arranjo dos ramos primários segue a forma de um hexágono. O modelo de Kurz-Fisher é aplicado de duas formas: alta taxa de crescimento e baixa taxa de crescimento. Para baixas velocidades, ou seja, para  $V < V_{TR}$ ,  $\lambda_1$  é dado por:

$$\lambda_1 = \left[ \frac{6\Delta T'}{Gp} \left[ \frac{D}{V} - \frac{\Delta T_0 k}{G} \right] \right]^{\frac{1}{2}} \quad (2.13)$$

onde  $V_{TR}$ , que representa a velocidade de transição celular-dendrítico é dada por:

$$V_{TR} = \frac{GD}{\Delta T_0 k} \quad (2.14)$$

$$\Delta T_0 = -mC_0 \frac{(1-k_0)}{k_0} \quad (2.15)$$

$$p = 1 - k_0 \quad (2.16)$$

$\Delta T'$  representa a diferença entre a temperatura na ponta da dendrita e a temperatura solidus, ou seja:

$$\Delta T' = \left[ 1 - \frac{GV}{V\Delta T_0} \right] \frac{\Delta T_0}{p} \quad (2.17)$$

Para altas taxas de crescimento, ou seja, para  $V > V_{TR}$ ,  $\lambda_1$  é dado por:

$$\lambda_1 = 4,3G^{-\frac{1}{2}}V^{-\frac{1}{4}}\Delta T' \left[ \frac{\Gamma D}{\Delta T_0 k_0} \right]^{\frac{1}{4}} \quad (2.18)$$

Para altas taxas de crescimento,  $\Delta T'$  pode ser substituído por  $\Delta T_0$ , o que leva a equação 2.18 a ser dada por:

$$\lambda_1 = 4,3G^{-\frac{1}{2}}V^{-\frac{1}{4}} \left[ \frac{\Delta T_0 \Gamma D}{k_0} \right]^{\frac{1}{4}} \quad (2.19)$$

De acordo com Geying e Lixin[19], os modelos de Hunt e de Kurz-Fisher, para altas velocidades, são diferentes apenas em relação a uma constante. Por outro lado, para baixas velocidades, os resultados obtidos destes dois modelos são significativamente diferentes.

O modelo de Trivedi[25] resulta da modificação do modelo de Hunt e é dado pela equação:

$$\lambda_1 = 2\sqrt{2}G^{-\frac{1}{2}}V^{-\frac{1}{4}} \left[ L k_0 \Delta T_0 \Gamma D \right]^{\frac{1}{4}} \quad (2.20)$$

onde  $L$  é uma constante que depende da perturbação harmônica. De acordo com Trivedi[24],  $L$  varia entre 10 e 28.

A figura 2.5 apresenta uma comparação entre valores de espaçamentos dendríticos primários em função da velocidade de crescimento, para um gradiente térmico constante e igual a  $100^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ , para a liga Al-2%Cu (em peso), obtidos através dos modelos de Hunt, de Okamoto-Kishitake, de Kurz-Fisher e de Trivedi.

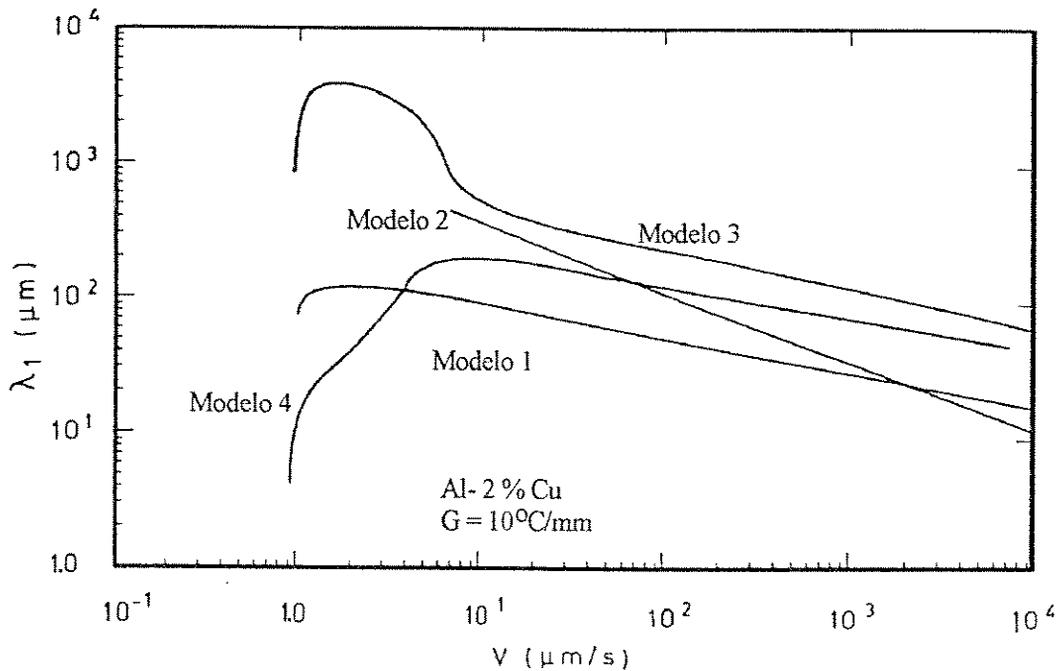


Figura 2.5. Comparação entre espaçamentos dendríticos primários em função da velocidade de crescimento, para um gradiente térmico constante e igual a  $100^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ , para a liga Al-2%Cu (em peso), obtidos através dos modelos de Hunt (modelo 1), de Okamoto-Kishitake (modelo 2), de Kurz-Fisher (modelo 3) e de Trivedi (modelo 4)[26].

Com relação aos espaçamentos dendríticos secundários,  $\lambda_2$ , poucos trabalhos de natureza teórica podem ser encontrados na literatura sobre o assunto. Um dos primeiros estudos a abordar a evolução de  $\lambda_2$  foi realizado por Kattamis et al.[17]. De acordo com Kattamis et al., os braços dendríticos de menor raio de curvatura são refundidos durante a solidificação, o que resulta no engrossamento dos ramos dendríticos de maior raio. À medida que estes espaçamentos exibem tal tendência de engrossamento com o tempo, ou com a distância da ponta da dendrita, abordagens de  $\lambda_2$  devem, necessariamente, conter uma análise que considere tais espaçamentos junto à ponta da dendrita e longe da mesma.

Um dos modelos teóricos mais consistentes refere-se ao modelo de Feurer[11]. Este modelo foi concebido a partir do trabalho de Kattamis et al.[17]. De acordo com Feurer, o espaçamento dendrítico secundário,  $\lambda_2$ , pode ser calculado em função do tempo local de solidificação,  $t_{SL}$ , através da relação:

$$\lambda_2 = 4,36 (\bar{M} t_{SL})^{\frac{1}{3}} \quad (2.21)$$

onde  $\bar{M}$  é definido como o parâmetro de engrossamento e calculado pela equação:

$$\bar{M} = \frac{2\sigma_{SL} T_L D_L \ln \left[ \frac{C_E}{C_0} \right]}{H m (1 - k_0) (C_E - C_0)} \quad (2.22)$$

Como pode ser observado através da equação 2.22, a composição e natureza da liga afetam significativamente o crescimento dendrítico secundário. A tabela 2.2 mostra valores dos parâmetros empregados no cálculo de  $\bar{M}$ , para diversas ligas de alumínio.

Tabela 2.2. Parâmetros empregados no cálculo de  $\bar{M}$  para ligas de alumínio[11].

Parâmetro	Al-Cu	Al-Fe	Al-Mg	Al-Si
$C_E$ (% em peso)	33,0	1,70	35,0	12,5
$T_E$ (°C)	548	655	450	577
$k_0$	0,172	0,029	0,439	0,132
$m$ (°C/%)	-3,39	-2,94	-6,00	-6,64
$D$ ( $10^{-9}$ m <sup>2</sup> /s)	5,0	1,0	4,0	5,0
$\sigma_{SL}$ (J/m <sup>2</sup> )	0,1	0,1	0,1	0,1
$H$ ( $10^9$ J/m <sup>3</sup> )	-1,0	-1,0	-1,0	-1,0

Outro trabalho a analisar os espaçamentos dendríticos secundários foi elaborado por Grugel[14]. A partir de dados experimentais, Grugel demonstrou que  $\lambda_2$  na solidificação de ligas de Al-(4, 6, 8, 10 e 12)% de Si, considerando apenas os ramos dendríticos com engrossamento ou ativos, pode ser calculado pela equação:

$$\lambda_2 = 10(t_{SL})^{\frac{1}{2}} \quad (2.23)$$

Com relação aos ramos dendríticos terciários, Grugel assumiu que o crescimento e engrossamento dos mesmos é análogo aos dos ramos secundários e pode ser obtido da relação:

$$\lambda_3 = 10(t_{SL})^{\frac{1}{3}} \quad (2.24)$$

Nas equações 2.23 e 2.24,  $t_{SL}$  é dado em segundos e  $\lambda_2$  e  $\lambda_3$  em  $\mu\text{m}$ .

De acordo com Taha[15], os espaçamentos dendríticos primários afetam a evolução dos espaçamentos secundários e terciários. A comparação de dados experimentais em relação a  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  e  $\lambda_3$  em função da  $V$  e de  $G.V$  resultaram nas seguintes correlações:

$$\lambda_2 = K_2(\lambda_1)^{0,80} \quad (2.25)$$

e

$$\lambda_3 = K_3(\lambda_2)^{0,80} \quad (2.26)$$

Em função da semelhança entre as equações 2.23 e 2.24, pode-se afirmar que um mesmo mecanismo controla a dependência de  $\lambda_1$  sobre  $\lambda_2$ , e, de  $\lambda_2$  sobre  $\lambda_3$ .

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] SHEWMON, P. G. Transformations in metals - Materials science and engineering series. E.U.A.: McGraw-Hill, 1969, 394p.
- [2] PRATES, M.; DAVIES, J. G. Solidificação e fundição de metais e suas ligas. São Paulo: LTC/EDUSP, 1978, 246p.
- [3] CARAM, R. Modelagem matemática, simulação e otimização do processo de solidificação, Campinas: UNICAMP, 1988, 192p. Tese Doutorado.
- [4] FLINN, R. A. Fundamentals of the metal casting. E.U.A.: Addison-Wesley Publishing Company, INC., 1963, 324p.
- [5] OTSUMI, O. Solidificação dos metais. São Paulo: LCTE. Ltda., 1988, 185p.
- [6] FLEMINGS, M. C. Solidification processing - Materials science and engineering series. E.U.A.: McGraw Hill, 1974, 364p.
- [7] SAHM, P. R.; HANSEN, P. N. Numerical simulation and modelling of casting and solidification processes for foundry and cast house. Aachen: CIATF, 1984, 253p.
- [8] BOWER, T. F.; BRODY, D. H.; FLEMINGS, M. C. Measurements of solute redistribution in dendritic solidification. *Trans. AIME*, v.236, p.624-634, 05-1966.
- [9] PORTER, A. D.; EASTERLING, E. K. Phase transformations in metals and alloys, London: 2.ed., CHAPMAN & HALL, 1992, 514p.
- [10] KURZ, W.; FISHER, D. J. Fundamentals of solidification. Switzerland: 3.ed., *Trans. Tech. Publications*, 1989, 305p.
- [11] FEURER, U. Influence of alloys compositions and solidification conditions on dendrite arm spacing, feeding and hot tearing properties of aluminum alloys. In: *Proceedings of The Symposium on Quality Control of Engineering Alloys, Delft*, 1977, p.131-145.
- [12] HAN, S. H.; TRIVEDI, R. Primary spacing selection in directionally solidified alloys. *Acta Metall. Mater.*, n.1,v.42, p.25-41, 1994.
- [13] ALVES, A. P.; CARAM, R. Análise do crescimento dendrítico da liga orgânica  $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ . *Anais do XI CBECIMAT, Águas de São Pedro*, 1994, p.451-454.
- [14] GRUGEL, R. N. Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys. *J. Materials Science*, v.28, p.677-683, 1993.
- [15] TAHA, M. A. Some observations on dendritic morphology and dendrite arm spacings. *Metals Science*, v.9, p.9-12, 01-1979.
- [16] OKAMOTO, T.; KISHITAKE, K. Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin and zinc base binary alloys. *J. Crystal Growth*, v.29, p.137-146, 1975.

- [17] **KATTAMIS, T. Z.; COUGLIN J. C.; FLEMINGS, M. C.** Influence of coarsening on dendrite arm spacing of aluminum-copper alloys. **Trans. AIME**, v.239, p.1504-1511, 1967.
- [18] **MASON, J. T.; VERHOEVEN, J. D.; TRIVEDI, R.** Primary dendrite spacing. **J. Crystal Growth**, v.59, p.516-524, 1982.
- [19] **GEYING, A.; LIXING, L.** Dendrite spacing in unidirectionally solidified Al-Cu alloy. **J. Crystal Growth**, v.80, p.383-392, 1987.
- [20] **GRUGEL, R. N.** Evaluation of primary dendrite trunk diameters in directionally solidified Al-Si Alloys. **Mat. Characterization**, v.28, p.213-219, 1992.
- [21] **TUNCA, N.; SMITH, R. W.** Variation of dendrite arm spacing in Al-rich Zn-Al off-eutectic alloys. **J. Materials Science**, v.23, p.111-120, 1988.
- [22] **HUNT, J. D.** Cellular and primary dendrite arm spacing. In: **Solidification and Casting of Metals**, London: **The Metals Society**, 1979, p.3.
- [23] **KURZ, W.; FISHER, D. J.;** Dendritic growth at limit of stability: Tip Radius and spacing. **Acta Metall.**, v.29, p.11-20, 1981.
- [24] **TRIVEDI, R.** Theory of dendritic growth during the directional solidification of binary alloys. **J. Crystal Growth**, v.49, p.219-232, 1980.
- [25] **TRIVEDI, R.** Interdendritic spacing: Part II. A comparison of theory and experiment. **Metall. Trans. A**, v.15, p.977-982, 1984.
- [26] **ESAKA, H.** Dendrite growth and spacing in succinitrile-acetone alloys. **Lausanne: EPFL**, 1986, 154p. These du Grade de Doctour.
- [27] **HUNT, J. D.; BURDEN, M. J.** Cellular and dendrite growth I. **J. Crystal Growth**, v.22, p.99-108, 1973.
- [28] **HUNT, J. D.; BURDEN, M. J.** Cellular and dendrite growth II. **J. Crystal Growth**, v.22, p.109-116, 1973.

## **CAPÍTULO 3**

### **CONCEITOS BÁSICOS DE SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE FUNDIÇÃO DE METAIS**

#### **3.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS**

O estudo da evolução da transformação líquido/sólido durante a fundição de metais envolve a adoção de um modelo de transferência de calor que represente fielmente todo o processo. Considerando as condições típicas dos processos de fundição industriais, a concepção de tal modelo não é uma tarefa simples, pois o mesmo deve ser capaz de reproduzir as condições operacionais com o máximo de detalhes. Em um processo de fundição típico, estas dificuldades estão principalmente relacionadas à definição das condições iniciais e de contorno do problema, que na prática estão materializadas na operação de enchimento do molde, nas transformações de fases do metal em solidificação, na variação das propriedades termofísicas do sistema metal/molde, na evolução da resistência térmica metal/molde e principalmente, na complexidade geométrica do sistema em solidificação[1].

Basicamente, a transferência de calor no sistema metal/molde ocorre entre três meios principais, quais sejam: o metal em solidificação, o molde e o meio envolvente. O metal em solidificação pode apresentar os estados de agregação sólido, líquido e pastoso (coexistência de sólido e líquido). Para se transformar em sólido, o metal deve trocar calor com o molde. Entre o metal em solidificação e o molde, a troca térmica é feita de forma nem sempre eficiente, pois à medida que a solidificação avança, o contato térmico metal/molde torna-se imperfeito. Finalmente, o meio envolvente está relacionado ao meio que abriga o molde e o metal, podendo ser o meio ambiente ou um meio de refrigeração, como no caso de moldes refrigerados.

A transferência de calor entre esses três meios, como também no interior dos mesmos, é realizada por condução, convecção ou radiação, ou por uma combinação desses modos de troca térmica. Na condução de calor dentro do sistema metal/molde, o transporte se dá da região de temperatura mais alta para a de temperatura mais baixa, no metal líquido, sólido e pastoso e no molde. O transporte de calor por convecção é sintetizado na combinação de condução de calor, armazenamento de energia e movimento de mistura. A convecção no líquido permite que o superaquecimento do metal líquido seja rapidamente eliminado. Além disso, a convecção é observada na superfície superior do metal, que está em contato com o meio envolvente e entre a superfície do molde e o meio envolvente. O modo de transporte de calor por radiação

ocorre principalmente quando as diferenças de temperatura entre o sistema metal/molde e o meio envolvente são elevadas. Esse tipo de troca de calor ocorre basicamente na superfície do molde e nas superfícies do metal, envolvendo estes e o meio envolvente. Na troca por radiação, o calor é transportado da região de alta temperatura para a de baixa quando tais regiões estão separadas no espaço, mesmo existindo vácuo entre as mesmas. No caso da fundição de metais, uma outra forma de transporte de calor pode existir e é denominado de transporte através de contato newtoniano, ocorrendo entre o metal solidificado e a parede do molde. Após o início da solidificação, com o aquecimento do molde, que sofre expansão térmica e o resfriamento do metal, que sofre contração, acontece o descolamento do metal da parede do molde, surgindo dessa maneira, um aumento da resistência térmica entre esses dois corpos[2].

Em função das complexidades inerentes ao processo de fundição, o uso de técnicas tradicionais no estudo da transferência de calor no mesmo, como os métodos analíticos, dificilmente resulta em dados confiáveis, o que exige o uso de ferramentas de análise mais apropriadas. A elaboração da análise térmica de um sistema metal/molde na fundição pode ser executada de maneira mais eficiente com o auxílio de técnicas de simulação envolvendo modelos matemáticos dos fenômenos envolvidos, apoiados em técnicas numéricas e facilidades computacionais apropriadas. Como consequência da forma com que tais técnicas numéricas são concebidas, as mesmas permitem abordar o tratamento de situações complexas, tais como condições de contornos complicadas, que dificilmente podem ser consideradas quando métodos analíticos são utilizados na resolução do problema.

### **3.2. SIMULAÇÃO DA TRANSFERÊNCIA DE CALOR NO PROCESSO DE FUNDIÇÃO**

A formulação do fenômeno de solidificação de um metal está associada ao estudo térmico do sistema, onde se tem um processo de transferência de calor em regime não estacionário. Com o progresso da transformação de fase, o calor latente do metal é liberado na interface de solidificação, sendo necessária sua remoção para que o processo evolua.

Uma das técnicas mais difundidas na área de simulação e análise de processos envolvendo solidificação está associada ao método de diferenças finitas[3]. Esta técnica consiste em tratar a solidificação fundamentando-se na equação básica de condução, que é dada por:

$$\frac{\rho c}{K} \left( \frac{\partial T}{\partial t} \right) = \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad (3.1)$$

onde  $\rho$  é a densidade,  $c$  é o calor específico,  $K$  é a condutibilidade térmica,  $T$  é temperatura,  $t$  é o tempo e  $x$ ,  $y$  e  $z$  referem-se às três dimensões espaciais.

A implementação de uma análise da solidificação por meio do método de diferenças finitas consiste na divisão do sistema em estudo, em pequenos subvolumes ou nós, como mostra a figura 3.1. Tais subvolumes têm largura  $\Delta x$ , espessura  $\Delta y$  e altura  $\Delta z$ .

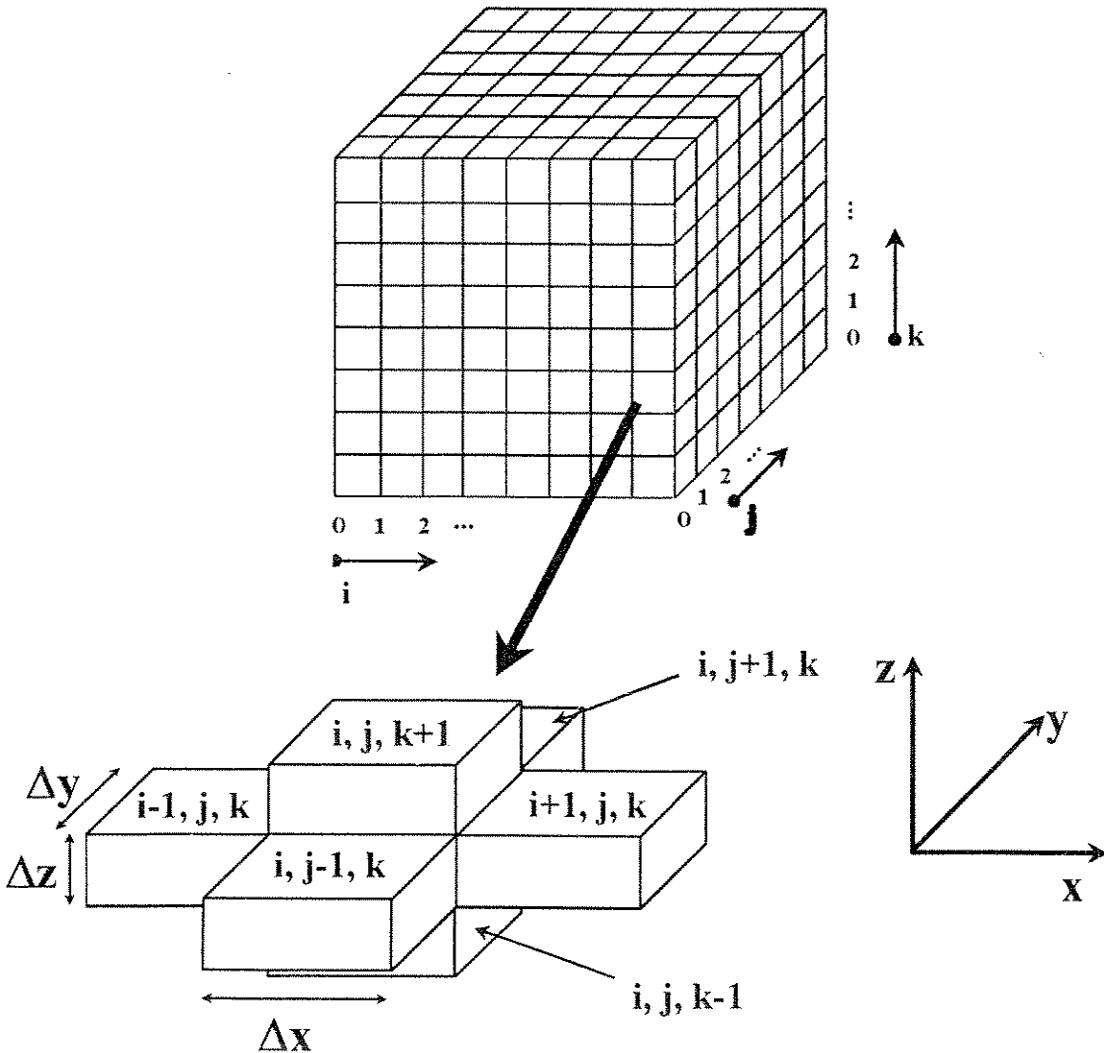


Figura 3.1. Divisão do sistema a ser analisado em pequenos elementos de volume. O detalhe exhibe os elementos que têm contato com o elemento  $i, j, k$ .

Supondo que tais elementos são suficientemente pequenos, então a temperatura dos mesmos pode ser representada pela temperatura tomada no seu centro, que é

chamado de ponto nodal. Como forma de localização dos elementos dentro do domínio, a cada um é atribuída uma coordenada  $i,j,k$ . As equações que permitem descrever o processo são obtidas através de um balanço térmico individual de cada nó. Tal balanço térmico relaciona o fluxo de calor num determinado nó, durante um intervalo de tempo  $\Delta t$ , com o aumento ou decréscimo de energia interna do mesmo[1]. O transporte de calor ocorre de elemento para elemento, a princípio por condução, fluindo de um nó de maior temperatura para outro nó adjacente e de temperatura inferior, através de uma área de contato comum, como é mostrado na figura 3.2[4].

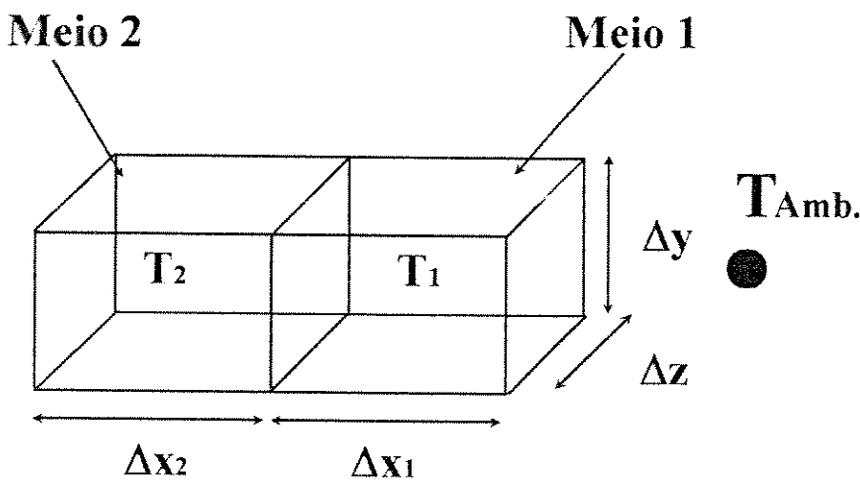


Figura 3.2. Arranjo e características de dois elementos de volume dentro do domínio da análise pelo método de diferenças finitas[4].

Quando ambos os elementos pertencem a uma mesma região, de um mesmo meio, e suas dimensões são iguais, o que significa que eles exibem as mesmas características e propriedades termofísicas, o fluxo de calor pode ser obtido da relação[4]:

$$q_{2 \leftrightarrow 1} = K \Delta y \Delta z \left( \frac{T_2 - T_1}{\Delta x} \right) \quad (3.2)$$

Nesse caso,  $\Delta x_1 = \Delta x_2 = \Delta x$ .

Por outro lado, caso os elementos com troca térmica sejam de meios diferentes, ou mesmo quando suas dimensões não forem iguais, baseando-se novamente na figura 3.2, a seguinte relação pode ser empregada no cálculo do fluxo de calor entre tais elementos[4]:

$$q_{2 \leftrightarrow 1} = \frac{\Delta y \Delta z (T_2 - T_1)}{\frac{\Delta x_2 / 2}{K_2} + \frac{\Delta x_1 / 2}{K_1}} \quad (3.3)$$

onde  $K_1$  e  $K_2$  referem-se às condutibilidades dos meios 1 e 2. O termo  $(\Delta x_1/2 + \Delta x_2/2)$  representa a distância total entre os centros dos dois elementos, que é resultado da soma das duas meias distâncias, dos centros até a área de contato entre eles. Tal área é dada pelo produto  $\Delta y \cdot \Delta z$ .

Caso um determinado elemento tenha contato com o meio envolvente, o fluxo de calor seria resultado das trocas por radiação e/ou convecção. O fluxo de calor em tal situação seria dado por[4]:

$$q_{1 \leftrightarrow \text{amb.}} = \frac{\Delta y \Delta z (T_1 - T_{\text{amb.}})}{\frac{\Delta x_1 / 2}{K_1} + \frac{1}{h_C + h_R}} \quad (3.4)$$

Na equação 3.4,  $h_C$  e  $h_R$  representam os coeficientes de transmissão de calor por convecção e radiação, respectivamente. Tais coeficientes podem ser calculados através das relações[5]:

$$h_C = A(T - T_{\text{Amb.}})^{\frac{1}{3}} \quad (3.5)$$

e

$$h_R = \varepsilon \sigma (T^2 - T_{\text{Amb.}}^2) (T + T_{\text{Amb.}}) \quad (3.6)$$

onde  $A$  é uma constante,  $\varepsilon$  é a emissividade e  $\sigma$  é a constante de Stefan-Boltzmann.

A variação de energia de um determinado elemento será dada pela quantidade de calor que entra menos a quantidade que sai do mesmo, dentro de um intervalo de tempo  $\Delta t$ , ou seja, para os seis vizinhos do citado elemento, a variação é dada por[4]:

$$\Delta E = \Delta t \sum_{i=1}^6 q_i \quad (3.7)$$

Assim, a variação de temperatura no elemento em questão, antes e depois do intervalo  $\Delta t$  é calculada pela relação[4]:

$$T' = T + \frac{\Delta t \sum_{i=1}^6 q_i}{\rho \Delta x \Delta y \Delta z c} \quad (3.8)$$

Na equação 3.8,  $T'$  é a temperatura do nó em questão, após um intervalo de tempo  $\Delta t$ ,  $T$  é a temperatura antes do citado intervalo,  $\rho$  é a densidade do meio e  $c$  é o seu calor específico. A caracterização da resistência térmica metal/molde, que tem seu valor aumentado com a evolução da solidificação, bem como o coeficiente global de transmissão de calor entre o molde e ambiente, deve ser executada em função das particularidades de cada caso.

O emprego da equação 3.8 em um ambiente computacional adequado permite investigar a evolução térmica do processo. Em certas ocasiões, principalmente durante transformações de fases do material, é necessário adicionar um novo termo a essa equação. Tal termo refere-se à geração de calor e está ligado à evolução do calor latente que é liberado durante a transformação de fases. No caso do metal em solidificação não ser puro, ou seja, uma liga, deve-se analisar a melhor forma de prever esta liberação, já que a mesma está associada à evolução da fração sólida do sistema, que pode ser modelada de diversas formas, de acordo com o grau de microsegregação da liga[6].

A simulação numérica do processo de fundição é iniciada pela reconstrução do sistema metal/molde investigado por meio dos elementos de volume citados. A definição das temperaturas nesses elementos é feita considerando-se a natureza do meio encontrado em cada região do sistema metal/molde. A identificação do tipo de material de cada elemento (meio ambiente, molde, metal ou qualquer meio encontrado dentro do sistema metal/molde) permite associar aos mesmos suas respectivas propriedades termofísicas.

A entrada de dados, que é uma tarefa extremamente árdua, é bastante facilitada com o emprego de programas do tipo "CAD"[7]. Por meio de pacotes computacionais apropriados, o molde e o fundido, mesmo que este exiba formas geométricas complexas, são desenhados nas três dimensões por meio da composição de sólidos adequados. Em seguida, à geometria do sistema metal/molde é imposta uma rede de diferenças finitas, onde aplica-se a equação 3.8.

### **3.3. CONSIDERAÇÕES SOBRE FERRAMENTAS COMPUTACIONAIS EMPREGADAS NA SIMULAÇÃO DO PROCESSO DE FUNDIÇÃO**

Os primeiros trabalhos associados à modelagem matemática da transferência de calor na solidificação foram realizados no início dos anos 60[3]. Graças à evolução de "hardware e software", pode-se afirmar que o uso de simulação numérica em processos de fundição, atualmente, é rotineiro em empresas de grande porte e com nível de desenvolvimento tecnológico elevado. Nesses mais de trinta anos, a simulação numérica do processo de solidificação evoluiu de simples abordagens unidimensionais do fluxo de calor até os pacotes computacionais atuais, que permitem análises térmicas tridimensionais, onde é possível analisar, facilmente, a solidificação em peças de geometrias complexas, como pistões e blocos de motores, incluindo nessa análise, o efeito do tempo de vazamento do metal líquido na distribuição inicial de temperaturas.

Esses programas computacionais, em geral, são concebidos em função de três etapas básicas da simulação da transferência de calor, quais sejam: etapas de pré-processamento, de resolução das equações diferenciais de transferência de calor, também chamada de processamento, e de pós-processamento[8-9].

#### a. Pré-processamento

No módulo de pré-processamento, a peça é desenhada em três dimensões, as regiões associadas ao molde, ao fundidos, a resfriadores, ao ambiente e a qualquer meio dentro do sistema metal/molde, são delimitadas com precisão. Nessa etapa, além de introduzir todas as características geométricas do sistema metal/molde, é possível ainda dividir tal sistema em pequenos elementos de volume, o que permitirá a aplicação da técnica numérica escolhida. Nos pacotes mais modernos, essa etapa deixou de ser manual para ser obtida através de técnicas de desenho auxiliado por computador.

#### b. Processamento

Em geral, a transferência de calor na solidificação pode ser tratada pelo método de diferenças finitas (MDF) ou pelo método de elementos finitos (MEF). O uso do MDF, na análise da solidificação, é mais difundido, pois o mesmo envolve um grau de dificuldade menor ao se tratar a transformação de fases, principalmente quando a solidificação de ligas metálicas são simuladas. Nesta etapa são empregados os conceitos apresentados no item 3.2.

#### c. Pós-processamento

Esta etapa permite tornar a análise da transferência de calor mais eficiente, pois com o auxílio de recursos gráficos é possível reduzir o uso de valores numéricos de temperatura ou de qualquer outro parâmetro de interesse na solidificação, e interpretá-los mais rapidamente com o auxílio desses recursos. Um módulo eficiente de pós-processamento permite estabelecer, com facilidade, parâmetros importantes na análise da microestrutura de solidificação, como taxas de resfriamento, velocidades das isothermas, gradientes térmicos e tempo local de solidificação, todos em função do tempo após o

vazamento do metal líquido e/ou da posição do sistema metal/molde.

A figura 3.3 apresenta um diagrama onde é possível examinar as três etapas descritas.

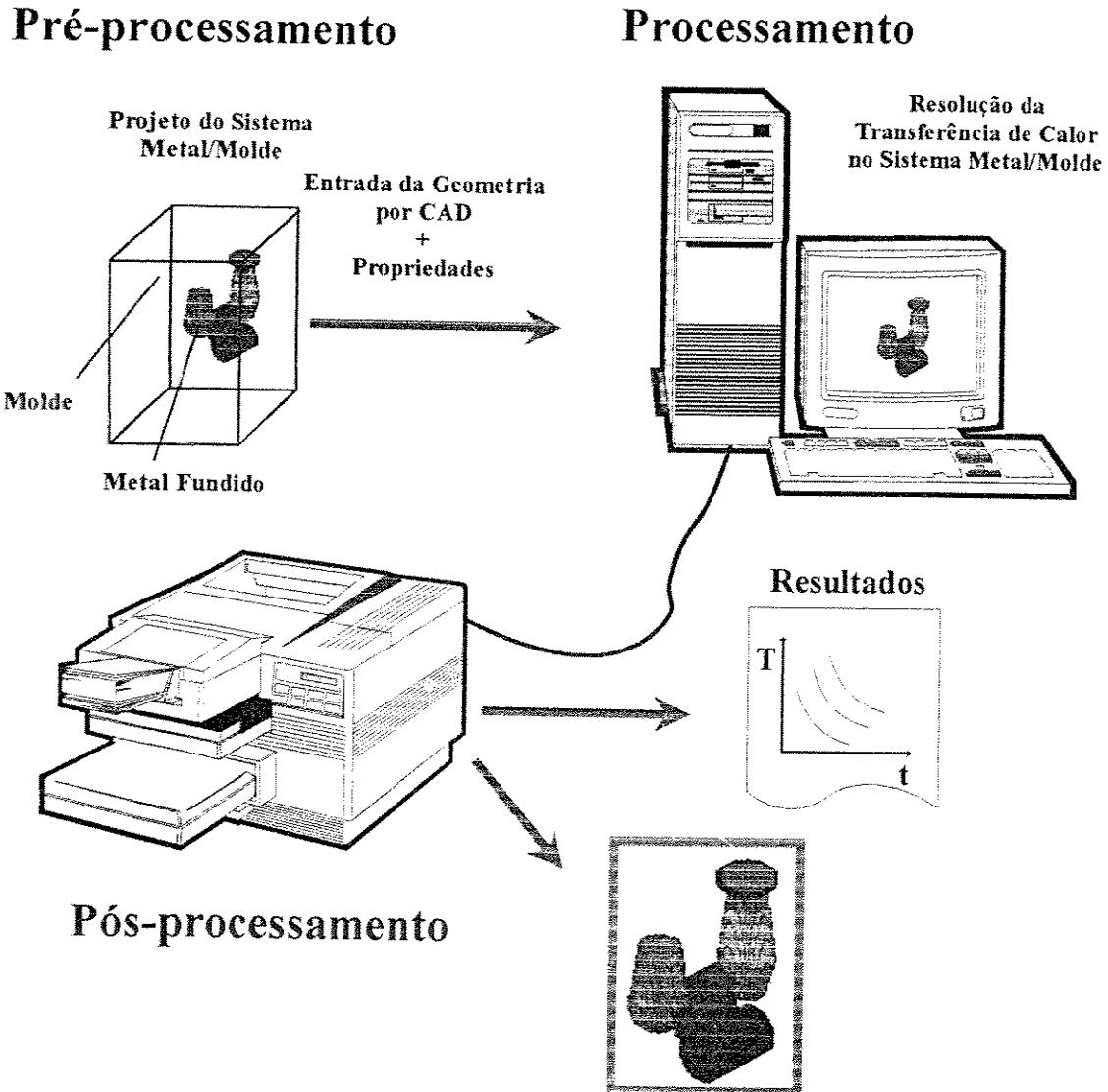


Figura 3.3. Diagrama esquemático das etapas de um processo de simulação da fundição de metais[7].

Um pacote computacional para análise da solidificação em operações de fundição, para ter utilização viável, deve ter a capacidade de analisar o fluxo de calor tridimensional, bem como conter os módulos de pré e pós-processamento. O desenvolvimento desse pacote, além de envolver conhecimentos associados a fenômenos

de transporte e resolução numérica de equações diferenciais, envolve também, quantidade enorme de esforços no sentido de se conceber tratamento gráfico que permita pré e pós-processar os dados e resultados do sistema metal/molde.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] CARAM, R. Modelagem matemática, simulação e otimização do processo de solidificação. **Campinas: UNICAMP**, 1988, 192p, Tese Doutorado.
- [2] CARAM, R.; GARCIA, A. The use of dendritic microstructure growth to evaluate the metal/mould heat transfer coefficient in the foundry process. **In: 4<sup>th</sup> UK National Conference on Heat Transfer, IMeche Conference Transactions**, p.555-559, 1995.
- [3] PEHLKE, R. D. Heat flow analyses for solidification and cooling - State of the art. **Proceedings of Modeling and Control of Casting and Welding Process IV, Palm Coast FL**, v.1, p.3, 1988.
- [4] PULLINS, J.; WALTHER, M. K. Simulation for designing metal-casting molds. **Computer Aided Engineering**, p.63-38, 10-1984.
- [5] McADAMS, W. H. Heat transmission. 3.ed., **McGraw-Hill Book Company**, N.Y.; 1954.
- [6] IERARDI, M.C.; CARAM, R.; GARCIA, A. Modelling of heat transfer in static and continuous casting. **Proceedings of the 4<sup>th</sup> Miami International Symposium on Multiphase Transport & Particulate Phenomena, Miami**, v.1, p.10, 1986.
- [7] RÍOS, C. T.; ALVES, A.P.; CARAM, R. Simulação numérica e análise microestrutural na fundição de alumínio. **Fundição e Serviços**, n.34, p.48-57, 08/09-1995.
- [8] SMILEY, L. E.; Applying PCs to 3-D solidification modeling. **Modern Casting**, p.24, 11-1993..
- [9] JOLLY, M. R.; Cost benefits of solidification simulation to foundry users. **The Foundryman**, p.11-18; 01-1994.

## CAPÍTULO 4

### MATERIAIS E MÉTODOS

#### 4.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS

A realização do presente trabalho envolveu a adoção de uma liga de alumínio comercial, sua caracterização no tocante a seus pontos de transformação de fase e microestrutura, sua solidificação controlada, para o estabelecimento de sua microestrutura de solidificação e finalmente, sua utilização na fundição em molde de areia e permanente (em aço), que teve como objetivo examinar a possibilidade de previsão da microestrutura de solidificação por técnicas de simulação.

#### 4.2. LIGA DE ALUMÍNIO

A liga estudada através do processamento por solidificação direcional e fundição foi fornecida por um fabricante de produtos automotivos fundidos em alumínio. De acordo com dados disponíveis, sua constituição é a apresentada na tabela 4.1.

Tabela 4.1. Composição da liga de alumínio utilizada no presente trabalho

Elemento	Quantidade (% em peso)
Alumínio	87,0
Silício	8,0-10,0
Cobre	2,4-2,8
Magnésio	<1,0
Ferro	<1,0
Níquel	<1,0

Ligas de alumínio com silício são largamente empregadas na indústria de fundição em função da elevada fluidez e do baixo índice de contração quando comparadas com as características de outras ligas de alumínio. A adição de cobre às ligas de alumínio permite melhorar a usinabilidade das mesmas e otimizar seu desempenho mecânico em temperaturas elevadas. A adição de magnésio a estas ligas resulta em melhorias nas propriedades mecânicas, como também em relação à resistência à corrosão[1-3]. A

figura 4.1, 4.2 e 4.3 apresentam os diagramas de fases dos sistemas Al-Si[4], Al-Cu[4] e Al-Si-Cu[5], respectivamente.

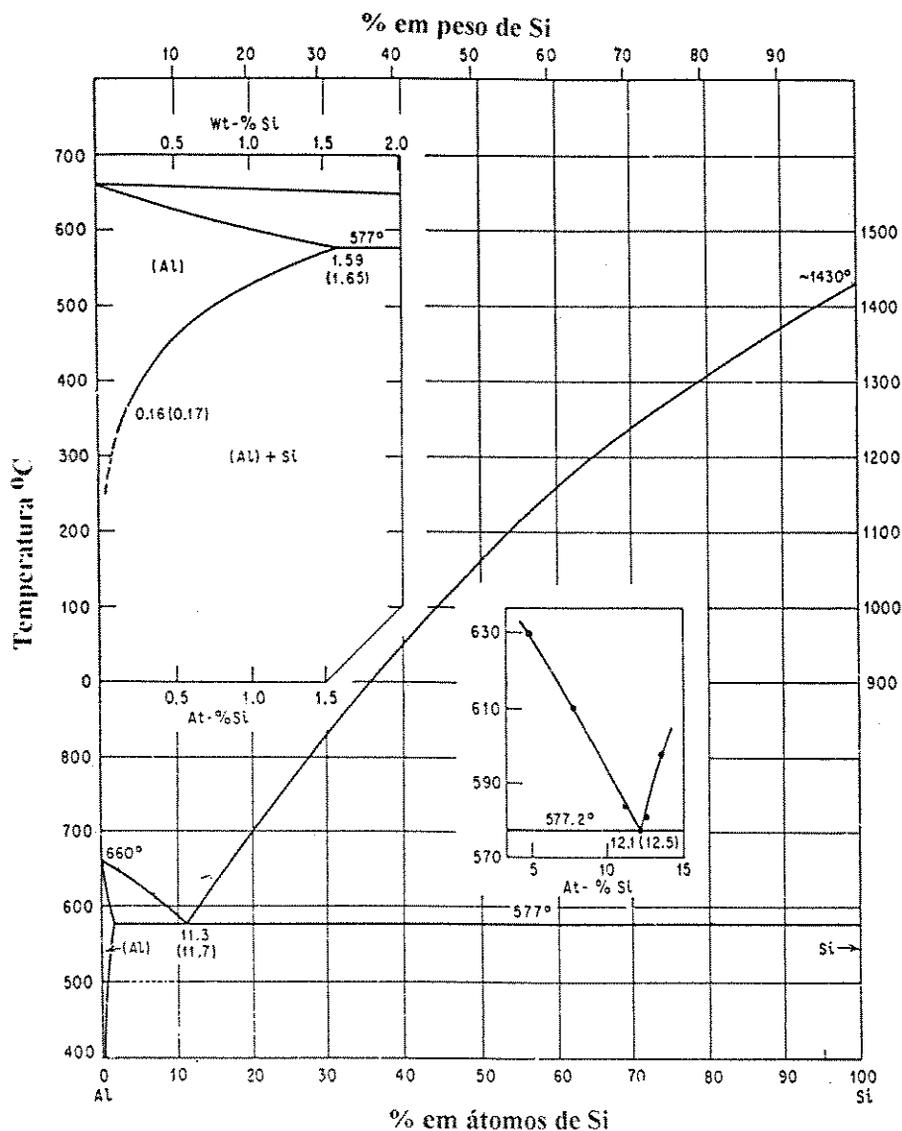


Figura 4.1. Diagrama de fases do sistema Al-Si.

Com o objetivo de determinar os pontos de transformação da liga empregada, foram efetuadas análises das curvas de resfriamento e aquecimento da mesma. Além disso, submeteu-se a liga à técnica de DTA (Differential Thermal Analysis), em um equipamento DTA-50 Shimadzu. Em função dos resultados obtidos nestas análises, do exame de diagramas de fases e de propriedades termofísicas disponíveis na literatura, os dados apresentados na tabela 4.2 foram empregados nas simulações da fundição em alumínio.

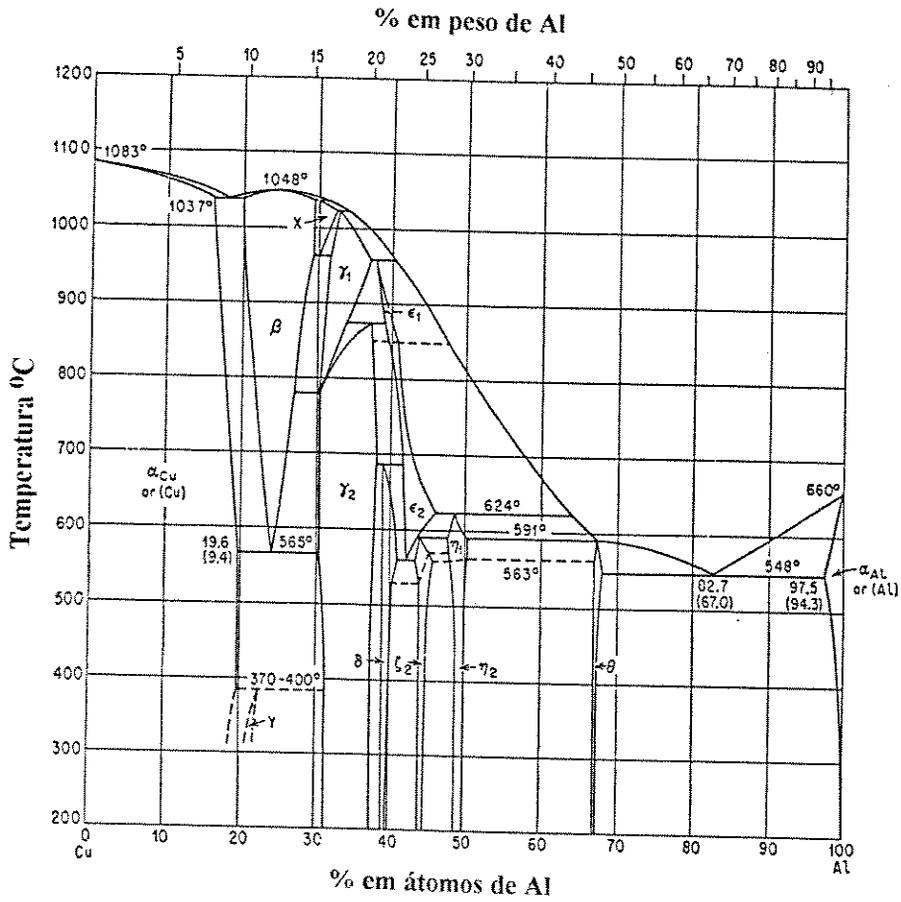


Figura 4.2. Diagrama de fases do sistema Al-Cu.

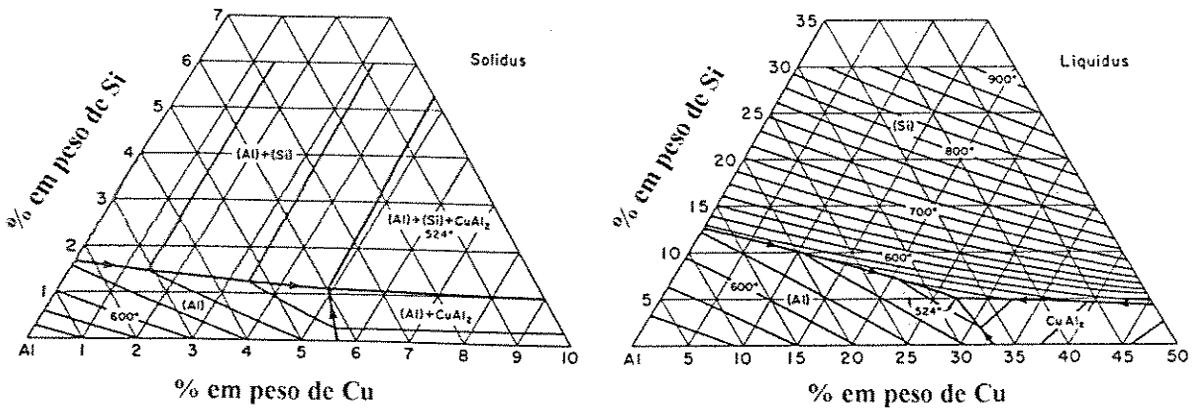


Figura 4.3. Diagrama de fases do sistema Al-Si-Cu.

Tabela 4.2. Propriedades termofísicas da liga analisada no presente trabalho[6-7].

Parâmetro	Al-9,0%Si	Al-2,5%Cu
c (J/kg K)	900	900
K (W/m K)	150	150
$\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	2.700	2.700
H (J/kg)	-380.000	-380.000
T <sub>L</sub> (°C)	590	640
T <sub>S</sub> (°C)	577	548
k <sub>0</sub>	0,132	0,172
m <sub>L</sub> (°C/% peso)	-6,64	-3,39
C <sub>F</sub> (% peso)	12,5	33,0
C <sub>O</sub> (% peso)	9,0	2,5
D <sub>L</sub> (m <sup>2</sup> /s)	5,0 x 10 <sup>-9</sup>	5,0 x 10 <sup>-9</sup>
$\sigma_{SL}$ (J/m <sup>2</sup> )	0,1	0,1

### 4.3. CRESCIMENTO DIRECIONAL

O crescimento direcional da liga estudada teve como objetivo estabelecer o processo de solidificação com controle da direção e da taxa de solidificação e também, do perfil de temperaturas na interface sólido/líquido, dentro de certos limites. Tal processo foi realizado em um forno de solidificação direcional do tipo Bridgman-Stockbarger vertical, com unidade de aquecimento de duas zonas (fria e quente), unidade de movimentação de amostras, sistemas de controle de temperatura e controle de velocidade de translação de amostras[8]. Tal equipamento pode ser visto na figura 4.4.

A unidade de aquecimento foi fabricada pela Trans-Temp, EUA e é constituída de dois resistores com geometria espiral envolvidos por tubos de quartzo arranjados coaxialmente. Entre os dois resistores existe uma camada de isolante térmico que age como zona adiabática. A temperatura máxima de trabalho da unidade de aquecimento é de 1000°C, seu comprimento é de 500,0mm e diâmetro da câmara de fusão é de 57,0mm. Quando empregado em temperaturas elevadas, o forno torna-se transparente, o que possibilita controlar o posicionamento da amostra. Com a finalidade de aumentar a taxa de solidificação, como também o gradiente térmico na interface de solidificação durante o crescimento direcional, alguns experimentos foram executados refrigerando-se a extremidade inferior da amostra.

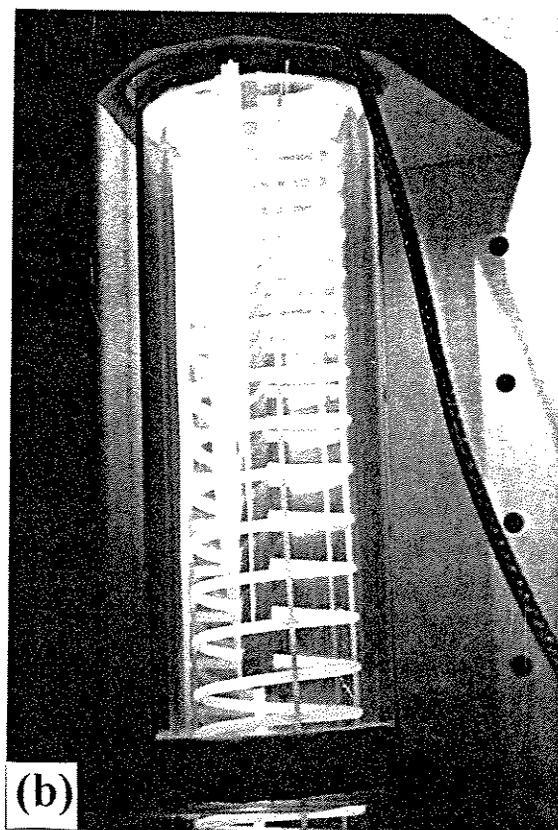
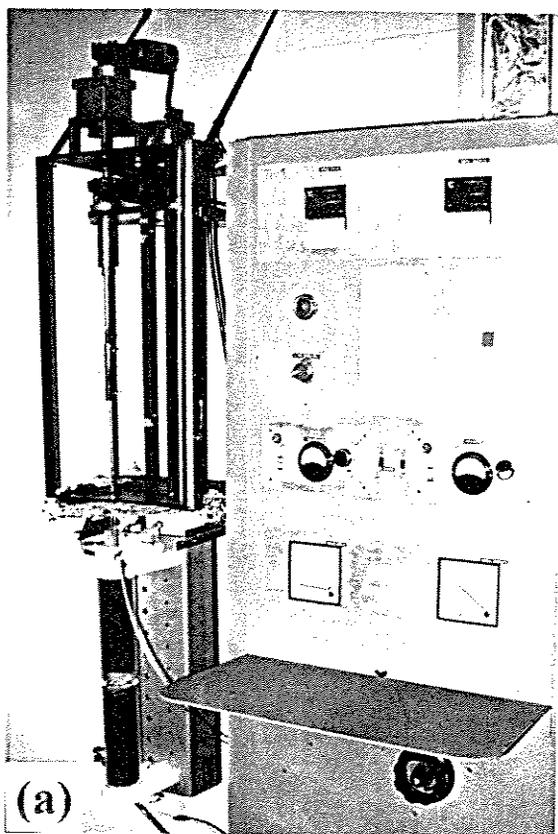


Figura 4.4. Forno de solidificação direcional tipo Bridgman-Stockbarger vertical: (a) conjunto e (b) unidade de aquecimento.

A unidade de controle de temperaturas é formada por dois controladores da marca Omron, modelo E5BX-A, equipados com microprocessadores, o que permite controle P.I.D. (proporcional, diferencial e integral). Os termopares de controle do forno de solidificação direcional são do tipo K, com diâmetro externo de 1,8mm.

A unidade de controle de velocidade de translação da amostra é formada por um variador de tensão contínua de 0 a 24V, que alimenta um motor de corrente contínua de 24W de potência máxima. O arranjo da unidade de controle permite que a amostra tenha movimento de ascendência ou descendência. A velocidade de translação da amostra varia de 0,5cm/h até 300,0cm/h (0,000139 até 0,0833 cm/s).

As amostras processadas por solidificação direcional foram preparadas a partir da obtenção de barras cilíndricas com diâmetro externo de 11,0mm e comprimento de 160,0mm, com aproximadamente 44,0g, por fundição em molde de aço. Para o processamento por solidificação direcional, cada barra recebeu três orifícios de 3,0mm de diâmetro por 5,0mm de profundidade, distanciados de 15,0mm um do outro, e posicionados próximos ao primeiro terço do comprimento a se solidificar. Após a execução de tais orifícios, a barra foi desoxidada em solução constituída por 8,5H<sub>2</sub>O : 1,0 HCl : 0,5 HNO<sub>3</sub>, lavada em água deionizada e secada com auxílio de acetona. Para proteção e posicionamento correto de termopares, cada orifício foi revestido com pasta refratária. No interior do revestimento foi deixado uma cavidade adequada para alojar o termopar.

As amostras cilíndricas foram inseridas em tubos de alumina com diâmetro interno de 11,2mm e 180,0mm de comprimento. As extremidades inferiores de tais tubos foram fechadas com o auxílio de tarugos de grafite de 10,0mm de comprimento e diâmetro externo adequado para a fixação do mesmo por interferência. Da mesma forma que foi efetuada nas amostras cilíndricas, os tubos foram perfurados apropriadamente em três pontos para o posicionamento do termopares.

Um tubo de quartzo de comprimento próximo a 1,0m foi empregado como porta-amostra. Neste tubo de quartzo foi inserido o cadinho de alumina juntamente com a amostra de alumínio. Novamente, para permitir o arranjo dos termopares, o tubo de quartzo foi trabalhado, o que resultou em uma passagem para os elementos sensores de temperatura. O tubo de quartzo contendo o cadinho de alumina e a amostra da liga de alumínio foi acoplado ao forno de solidificação direcional através de um mandril porta-amostras. Na figura 4.5 é possível observar detalhes da amostra cilíndrica, do cadinho de alumina e do tubo de quartzo, e, na figura 4.8 o esquema de forno de direcional.

O procedimento experimental foi executado de acordo com a seguinte metodologia: A zona quente do forno de solidificação direcional era aquecida até a temperatura de 700°C.

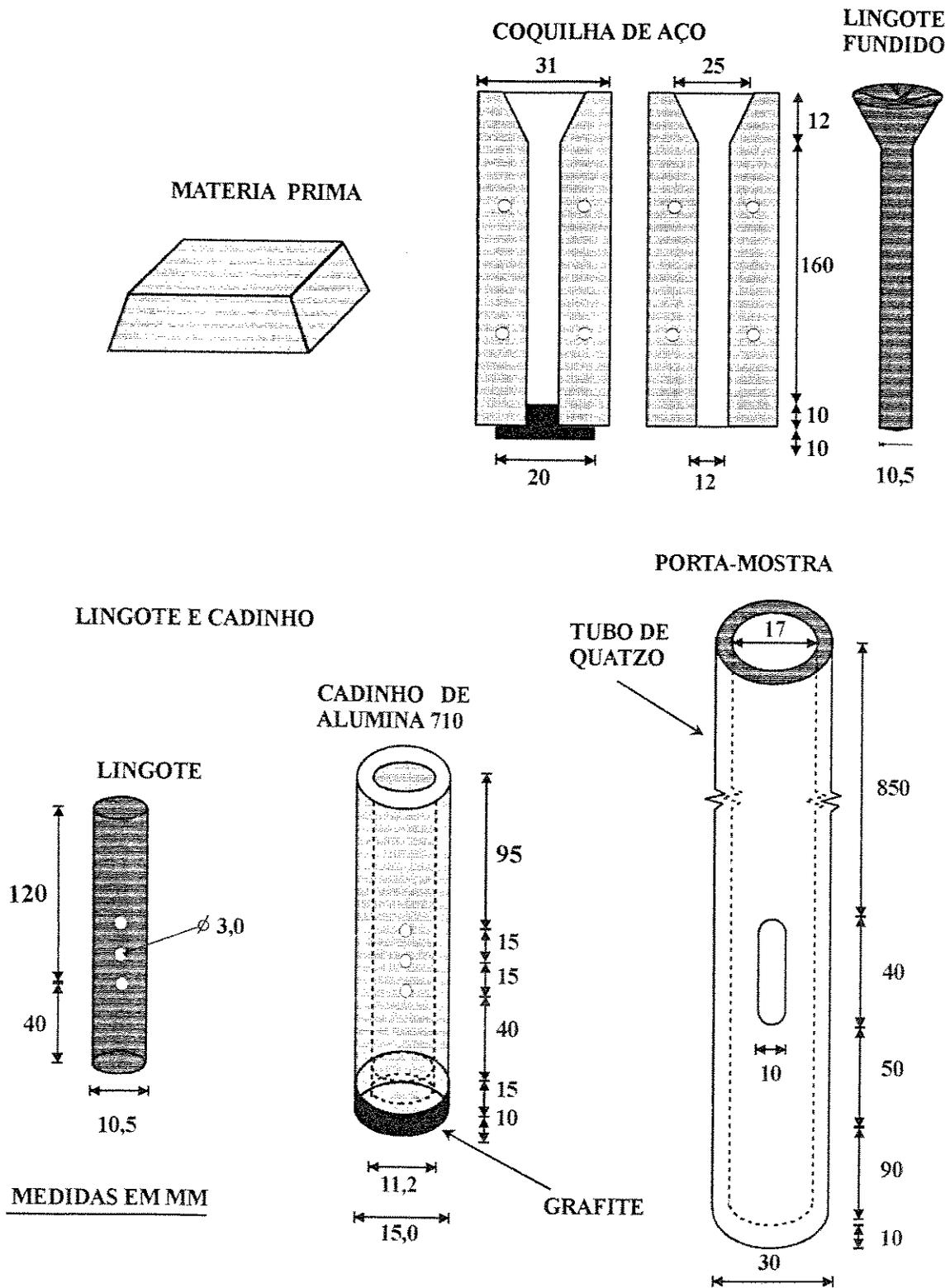


Figura 4.5. Detalhes da amostra e acessórios empregados na solidificação direcional da liga de alumínio.

O conjunto contendo a amostra era posicionado adequadamente dentro do forno e deixado ali por cerca de 10 minutos para homogeneização térmica. Essa temperatura era suficiente para garantir a fusão de toda a amostra. O experimento era iniciado pela translação da amostra, da zona quente (superior) para a zona fria (inferior), sob velocidade de deslocamento previamente estabelecida. A zona fria do forno era mantida na temperatura ambiente. Após diversas tentativas, estabeleceu-se uma faixa de taxas de translação da amostra apropriada para a análise do crescimento dendrítico e compreendida entre os valores de velocidade 30,0 e 200,0cm/h (0,00833 e 0,0555 cm/s).

#### 4.4. FUNDIÇÃO EM ALUMÍNIO

Foram realizados experimentos de fundição em areia de cura a frio e em molde permanente (em aço). Na fundição em areia foi utilizada como peça de análise, parte de um freio automotivo. A confecção do molde em areia foi executada a partir de um modelo em madeira. Foi empregada areia silicosa (AFS 45-50) com resina fenólica alcalina, ambos fornecidos pela Foseco. O sistema metal/molde empregado é apresentado na figura 4.6. Para registro da evolução de temperaturas foram empregados 3 termopares tipo K, revestidos com pasta refratária e convenientemente inseridos no molde e no metal.

Na fundição em molde permanente, a peça estudada foi um bico injetor de ar comprimido fundido em molde de aço baixo carbono. Antes da fundição, a cavidade interna do molde foi lixada e pintada com tinta à base de alumina. Foram inseridos 3 termopares tipo K, devidamente protegidos, dentro do sistema metal/molde, o que permitiu o registro da evolução térmica. A figura 4.7 exhibe o sistema metal/molde empregado na fundição em molde permanente. Nos experimentos de fundição em modelo de areia, o vazamento da liga fundida foi efetuado a 720°. Na fundição em molde permanente, utilizou-se a temperatura de 780°C. A tabela 4.3 apresenta os parâmetros termofísicos dos moldes de areia e de aço utilizados no presente trabalho.

Tabela 4.3. Parâmetros termofísicos dos materiais usados como molde[6-7,9].

Parâmetro	Material	
	Aço 1020	Areia
c (J/kg K)	670	1050
$\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	7.800	1.600
K (W/m K)	29,3	0,84

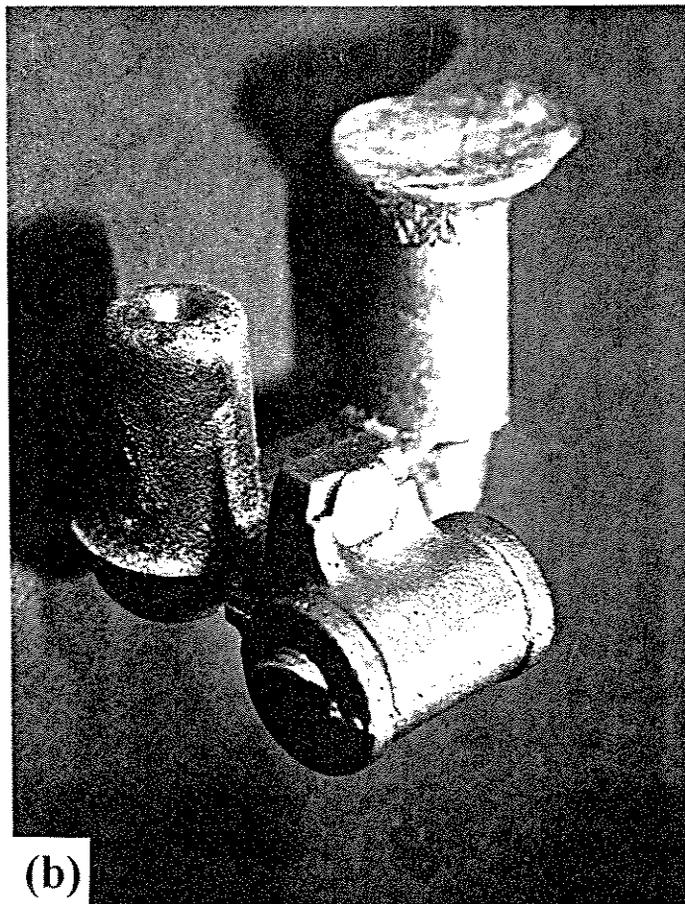
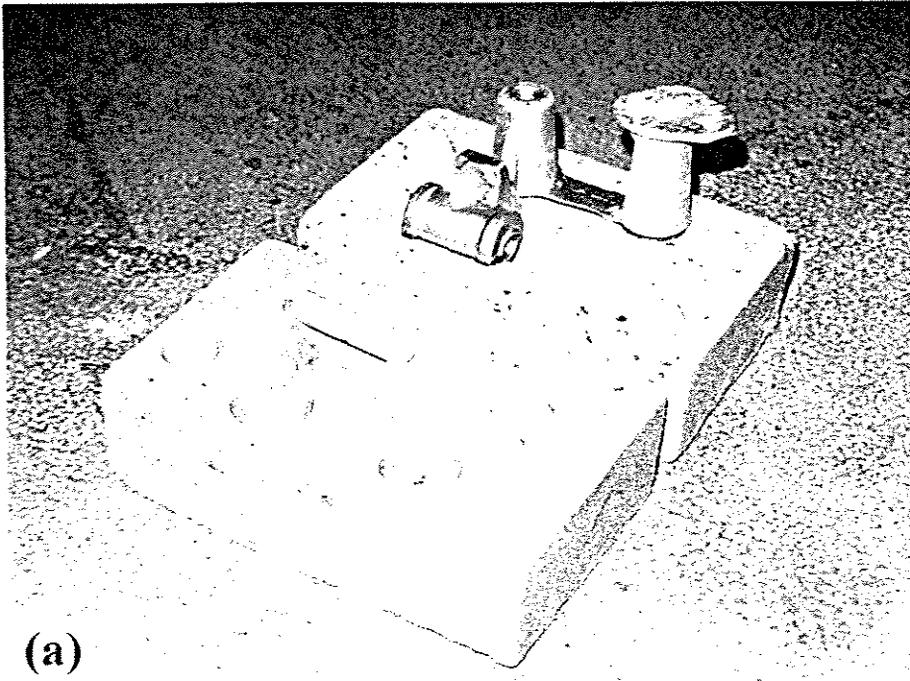


Figura 4.6. Sistema metal/molde empregado na análise da fundição da liga de alumínio em molde de areia: (a) molde; (b) metal.

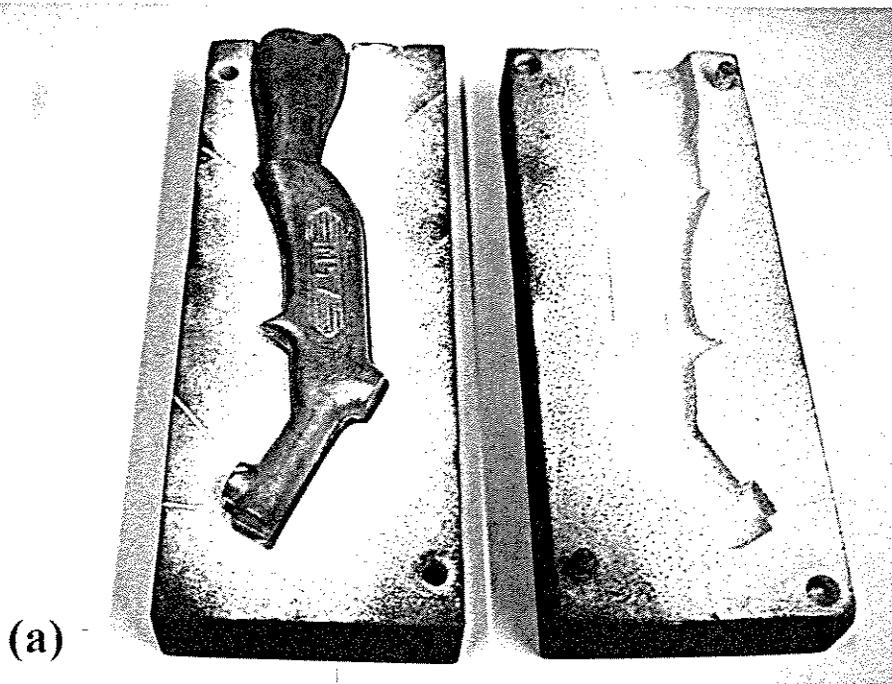


Figura 4.7. Sistema metal/molde empregado na análise da fundição da liga de alumínio em molde de aço: (a) molde; (b) metal.

## 4.5. SISTEMA DE AQUISIÇÃO DE TEMPERATURAS

A história térmica das amostras em solidificação foi registrada através de um sistema de aquisição de dados computadorizado. Este sistema é constituído de uma placa amplificadora de oito canais, que conectada a outra placa de conversão analógica/digital acoplada a um microcomputador padrão PC-IBM[10]. A figura 4.8 mostra um diagrama do conjunto de aquisição de temperatura empregado.

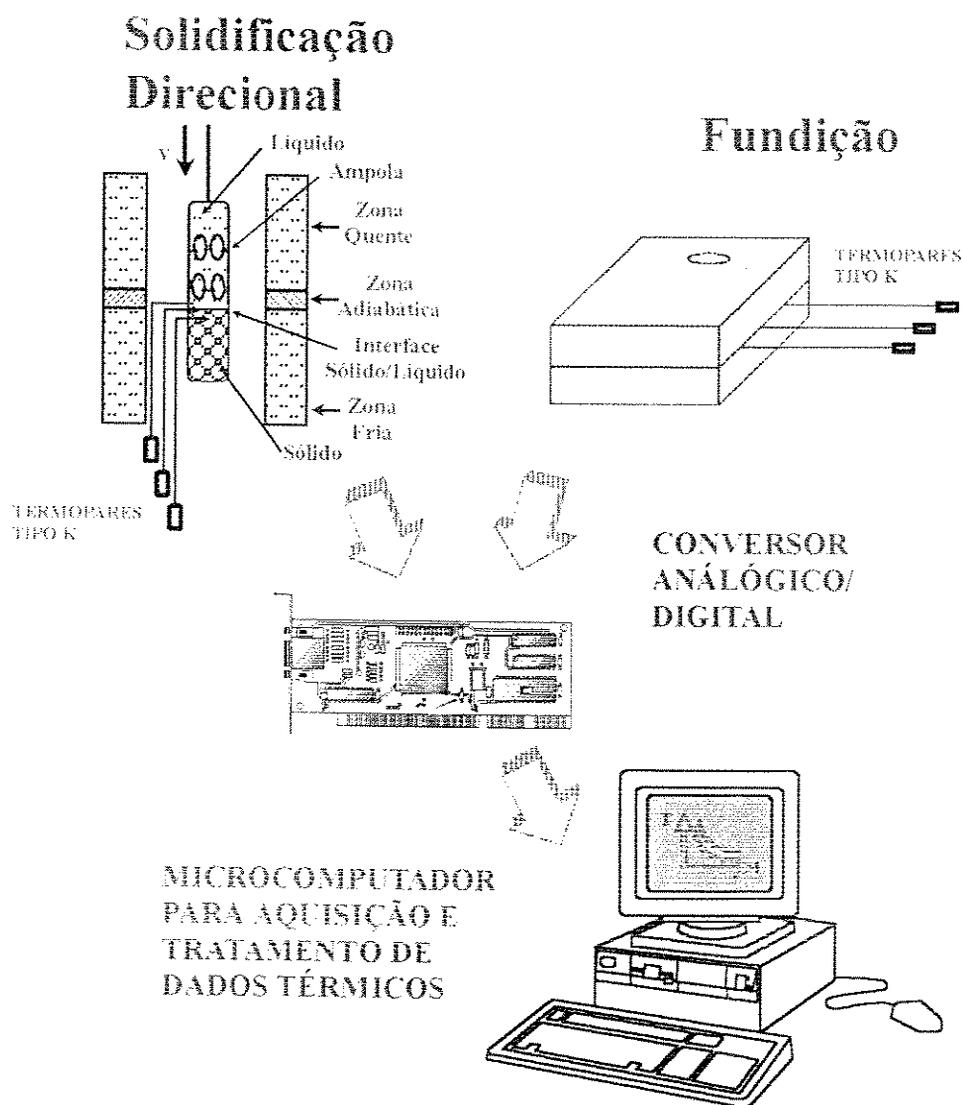


Figura 4.8. Diagrama esquemático do sistema de medidas de temperaturas empregando aquisição de dados computadorizada.

O conjunto de placas de amplificação e de conversão foi fornecido pela Lynx Tecnologia Eletrônica Ltda. Para compensação de temperatura ambiente, o sistema de aquisição é equipado com um sensor de temperatura de junta fria. Os termopares posicionados nos pontos de análise foram ligados ao sistema de aquisição e através de um programa computacional especialmente desenvolvido para análise de processos de solidificação, foi possível o registro da evolução de temperaturas. O citado programa foi desenvolvido na linguagem C e possibilita a operação com número variável de canais de leitura, valores diferentes de tempo de aquisição, diferentes tipos de termopar e intervalo de tempo de leitura variável. Os registros de temperatura podem ser automaticamente enviados a programas gráficos para elaboração de análises com maior eficiência. Os termopares empregados nessa análise são do tipo K (cromel-alumel) e podem ser utilizados na faixa de temperaturas de 0 a 1260°C[11]. O diâmetro dos fios do termopar era igual a 0,25mm, e recobertos com cerâmica e protetor metálico até 1,8mm de diâmetro.

#### 4.6. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Amostras da liga processada através da técnica de solidificação direcional, assim como as obtidas pelos processos de fundição em areia e em molde permanente, foram caracterizadas no tocante à microestrutura. Tal caracterização teve como meta principal a determinação de espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários. A análise da microestrutura envolveu o corte, lixamento, polimento e ataque químico das peças processadas[5,12]. As amostras foram submetidas à microscopia óptica e eletrônica de varredura. No corte das peças foi utilizado uma cortadeira Isomet de baixa velocidade, com disco de corte diamantado e óleo como lubrificante.

A caracterização da microestrutura envolveu técnicas adequadas de metalografia para preparação das amostras. Tal preparação foi efetuada de acordo com regras padronizadas, o que permitiu a comparação dos resultados obtidos com resultados da literatura. A sequência de preparação das amostras foi a seguinte:

- a. Embutimento: em baquelite, com prensagem a quente por 20 minutos, à temperatura de 220°C e pressão de 5 bar;
- b. Lixamento mecânico: foram empregadas, em sequência, as lixas de grana 220, 400, 600 e 1.200;
- c. Polimento Grosso: foi empregada pasta de diamante de 6,0  $\mu\text{m}$ , em pano de nylon, com o objetivo de minimizar os relevos na superfície a ser analisada. Como lubrificante, empregou-se álcool etílico absoluto;
- d. Polimento Fino: foi empregado pasta de diamante de 1,0  $\mu\text{m}$  e de 0,25  $\mu\text{m}$ , em panos de Kitten-Ear e Rayvel, respectivamente, e lubrificadas com álcool etílico absoluto;

e. Ataque Químico: após o polimento fino, a amostra foi atacada com solução constituída de 5,0 ml de HF e 95,0 ml de H<sub>2</sub>O destilada. O ataque foi realizado pela imersão da amostra na solução mencionada por cerca de 6 segundos. A presente solução deu melhor resultado em comparação com a solução de Keller modificada (2,5 ml HNO<sub>3</sub>, 1,0 ml de HCl, 1,0 ml de HF e 95,0 ml de H<sub>2</sub>O).

As análises por microscopia óptica foram elaboradas com o uso de um microscópio Neophot-Zeiss 32, com lâmpada de xenônio. Em alguns casos utilizou-se filtro para aumentar o contraste das fases presentes. As análises realizadas com o citado microscópio visaram examinar a morfologia microestrutural e a determinação dos espaçamentos dendríticos. A microscopia eletrônica foi elaborada com o emprego de um microscópio eletrônico de varredura, marca Cambridge, modelo Stereoscam S4-10, com aumento máximo de 100.000×. As análises realizadas objetivaram o exame das fases presentes na liga e a composição respectiva de cada fase, assim como sua morfologia. A confirmação da composição de cada estrutura na região interdendrítica da liga de alumínio foi executada através do método de análise de imagem por raios-x[13].

As medidas de espaçamentos dendríticos podem ser realizadas por diferentes técnicas, as quais dependem do modo de crescimento e engrossamento dos ramos dendríticos durante a solidificação do metal. Nas amostras obtidas por solidificação direcional, foram realizadas medidas transversais, para determinação dos espaçamentos primário,  $\lambda_1$  e terciários,  $\lambda_3$ . Medidas longitudinais tiveram como objetivo a determinação de espaçamentos primários,  $\lambda_1$  e secundários,  $\lambda_2$ . As amostras obtidas por fundição foram submetidas apenas a medidas de espaçamento secundário,  $\lambda_2$ . As medições foram realizadas em pontos próximos às posições dos termopares e elaboradas a partir de dois tipos de fonte: utilizando fotomicrografias, com aumentos previamente estabelecidos ou diretamente na amostra, usando uma escala micrométrica como referência.

Novamente, o cálculo dos espaçamentos foi realizado por meio de dois métodos, quais sejam: método de interceptação linear e método de arranjo retangular. O método de interceptação linear está associado à determinação de espaçamentos primários, secundários e terciários através da identificação do número de ramos dendríticos que interceptam uma linha de comprimento conhecido, L. Tal método é largamente utilizado e os espaçamentos médios são obtidos pela divisão do comprimento L pelo número de ramos obtidos menos um[14-16]. De acordo com Grugel[15], tal metodologia pode ser aplicada de duas formas: através da contagem de ramos ativos, que são os de maior comprimento e sofrem processo de engrossamento, como consequência da refusão dos ramos vizinhos de menor raio de curvatura; e através da contagem de todos os ramos, na

qual são considerados os ramos com raios de curvatura grandes (ativos) e pequenos (inativos). O cálculo de espaçamentos médios é dado por:

$$\bar{\lambda} = \frac{L}{N-1} \quad (4.1)$$

O método de arranjo retangular para determinação de espaçamentos dendríticos primários foi empregado por Jacobi e Scherweedtfeger[17]. Nesta técnica, onde considera-se que a disposição dos ramos forma quadrados ao longo da estrutura, determina-se uma área que inclua os ramos primários a terem os espaçamentos determinados. Porém, tal área incluirá também irregularidades como as microsegregações, as microporosidades e outros defeitos, o que faz desta forma de medida uma técnica não seletiva ou preferencial. Entretanto, com o auxílio de equações adequadas, pode-se obter os espaçamentos médios. O espaçamento médio pelo método de arranjo retangular é calculado através da relação:

$$\bar{\lambda} = \sqrt{\frac{(L_1 \times L_2)}{N - \sqrt{2N} - 1}} \quad (4.2)$$

onde N é o número de ramos dendríticos,  $(L_1 \times L_2)$  é a área onde foram contados os ramos dendríticos. As figuras 4.9 e 4.10 ilustram as metodologias de cálculo de interceptação linear e de arranjo retangular respectivamente.

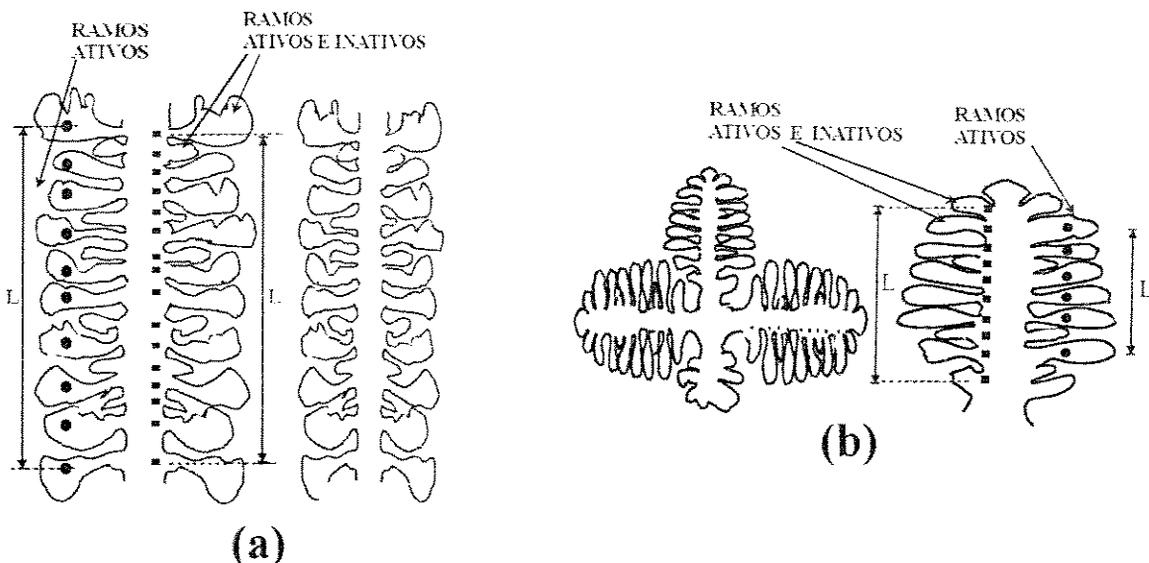


Figura 4.9. Métodos de interceptação linear para cálculo de espaçamentos dendríticos: (a) Espaçamentos secundários; (b) Espaçamentos terciários.

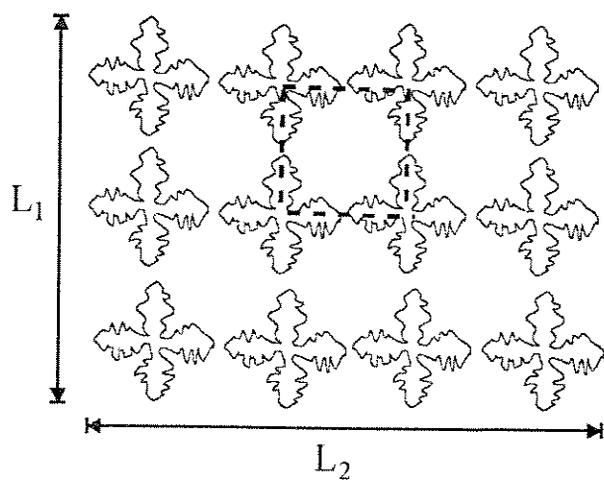


Figura 4.10. Métodos de arranjo retangular para cálculo de espaçamentos dendrítico primário.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] **KING, F.** Aluminum and its alloy. N. Y.: **J. Wiley & Sons**, 1987, 313 p.
- [2] **HATCH, J. E.** Aluminum: Properties and physical metallurgy. Ohio: **5.ed., A.S.M.**, 1993, 424p.
- [3] **AMERICAN FOUNDRYMEN'S SOCIETY**, Recommended practices for sand casting aluminum e magnesium. E. U. A.: **2.ed., A.F.S.**, 1965, 154p.
- [4] **HANSEN, P. N.; SAHM, P. R.** How to model and simulate the feeding process in casting to predict shrinkage and porosity formation. **Proceedings of Modeling and Control of Casting and Welding Processes IV, Palm Coast**: v.1, p.33, 1988.
- [5] **METALS HANDBOOK**, Metallography, structures and phase diagrams. Ohio: **8.ed., A.S.M.**, 1973. v.8, 466p.
- [6] **RÍOS, C.T.; ALVES, A.P.; CARAM, R.** Simulação numérica e análise microestrutural na fundição de alumínio. **Fundição e Serviços**, n.34, p.48-57, 08/09-1995.
- [7] **SMITHELLS, C.** Metals Reference Book. London: **5. ed.**, 1976.
- [8] **RODRIGUES DE AGUIAR, M.** Crescimento e caracterização liga eutética Sn-Se. **Campinas: UNICAMP**, 1994, 210p, Tese Doutorado.
- [9] **CARAM, R.** Modelagem matemática, simulação e otimização do processo de solidificação. **Campinas: UNICAMP**, 1988, 192p, Tese Doutorado.
- [10] **LYNX TECNOLOGIA ELECTRÔNICA LTDA.** Placa de conexão PCX0802 - Manual de instruções. **São Paulo**: 1991, 30p.
- [11] **PALETTA, C. F.** Termometria - Princípios e aplicações. **São Paulo**: **3. ed., ECIL**, 1992, 95p.
- [12] **TAZANO T. V.** A prática metalográfica. **São Paulo**: **Ed. HEMUS**, 1980, 453p.
- [13] **LYMAN, C. E.; et Al.** Scanning electron microscopy, x-ray microanalysis, and analytical electron microscopy: A laboratory workbook. N.Y.: **PLENUM PRESS**, 1990, 407p.
- [14] **RADHAKRISHNA, K.; SESHAN, S.; SESHADRI, M. R.** Dendrite arm spacing in aluminum alloys castings. **AFS Trans.**, v.80, p.695-702, 1987.
- [15] **GRUGEL, R. N.** Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionatilly solidified Al-Si alloys. **J. Materials Science**, v.28, p.677-683, 1993.
- [16] **TAHA, M. A.** Some observations on dendritic morphology and dendrite arm spacings. **Metals Science**, v.9, p.9-12, 01-1979.
- [17] **JACOBI, H.; SCHWERDTFEGER, K.** Dendrite morphology of steady state unidirectionally solidified steel. **Metall. Trans.**, v.7A, p.811-820, 06-1976.

## CAPÍTULO 5

### RESULTADOS E DISCUSSÕES

#### 5.1. CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Os resultados aqui apresentados e discutidos referem-se a três tópicos:

a. A caracterização da liga de alumínio de composição apresentada na tabela 4.1 no tocante à morfologia e natureza de sua microestrutura de solidificação e também em relação aos seus pontos de transformação, que permitiram estimar o início e fim da solidificação;

b. O estudo da correlação entre estrutura dendrítica e parâmetros do processo de solidificação, efetuado a partir da solidificação direcional da liga analisada;

c. Previsão da microestrutura de solidificação na fundição através da simulação da evolução térmica do processo associada a modelos de crescimento dendrítico. Tal previsão foi confrontada com dados experimentais obtidos da fundição da liga em estudo em moldes de areia e aço.

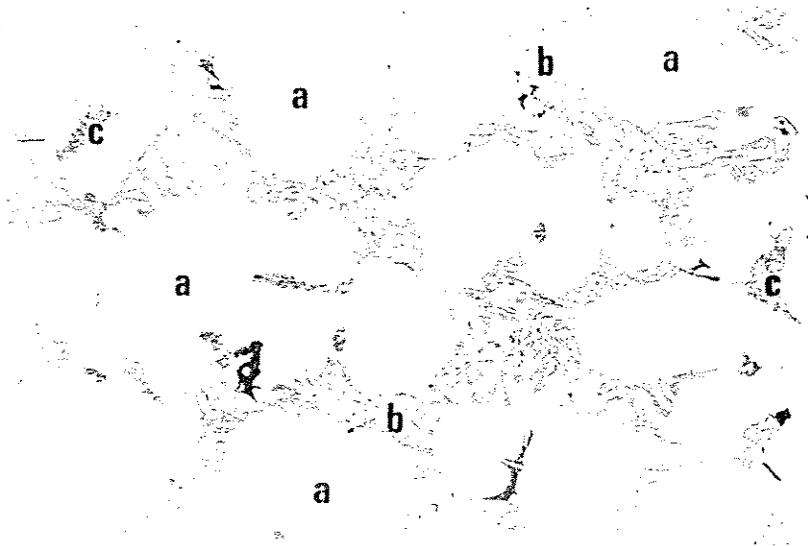
#### 5.2. CARACTERIZAÇÃO DA LIGA DE ALUMÍNIO

Uma liga de alumínio e silício ou mesmo outra de alumínio e cobre, podem ter seus pontos de transformação, principalmente as temperaturas liquidus e solidus, facilmente determinados. Isto é efetuado através da análise do diagrama de fases binário dos elementos (Al-Si ou Al-Cu). Para ligas com mais elementos torna-se difícil determinar o início e o fim da solidificação, pois uma série de transformações e reações pode ocorrer. Por exemplo, no caso da liga de alumínio contendo quantidades moderadas de silício e cobre, uma análise da solidificação da mesma exibirá o início da transformação quando a liga atinge a temperatura liquidus, que será função da quantidade de cobre e silício. O resfriamento da liga e o progresso da solidificação, em função novamente da quantidade de solutos, resultará na formação dos eutéticos Al-Si e Al-Al<sub>2</sub>Cu. Como, geralmente, o número de elementos de liga é maior que dois (Si e Cu), diversos outros pontos de transformação podem estar presentes durante a solidificação de ligas de alumínio utilizadas industrialmente.

No início da elaboração do presente trabalho, como resultado da composição da liga estudada, constatou-se a necessidade de avaliar os pontos de transformação da liga durante sua solidificação e dessa maneira determinar o início e fim da solidificação. A determinação da faixa de temperaturas foi fundamentada nos resultados da metalografia

da liga, nos dados obtidos de sua curva de resfriamento e, finalmente, nos pontos de transformação detectados pela análise térmica diferencial.

O exame através de metalografia da liga de alumínio mostrou a existência de três estruturas em maior quantidade: a solução sólida de silício e cobre em alumínio, o eutético Al-Si e o eutético Al-Al<sub>2</sub>Cu. A figura 5.1 exibe uma microestrutura típica da liga aqui estudada. Em função da ocorrência das três estruturas citadas, bem como dos níveis de silício e cobre presentes, concluiu-se que a caracterização da liga em relação a pontos de transformação deveria ser associada apenas à presença de silício e cobre, com o objetivo de diminuir a complexidade do presente estudo.



- a. Silício e cobre em solução sólida no alumínio;
- b. Eutético Al-Si;
- c. Eutético Al-Al<sub>2</sub>Cu.

Figura 5.1. Microestrutura da liga de composição exibida na tabela 4.1. As regiões destacadas referem-se ao alumínio contendo silício e cobre em solução e os eutéticos Al-Si e Al-Al<sub>2</sub>Cu. (156×)

A análise de imagem por raios-x, executada com auxílio de microscopia eletrônica de varredura, possibilitou mapear a distribuição dos elementos alumínio, silício, cobre, magnésio, ferro e níquel. A figura 5.2 exibe a microestrutura da região onde foram feitas tais análises de distribuição.



Figura 5.2. Microestrutura da região da liga de alumínio submetida à análise de imagem por raios-x. (2.800×)

Na figura 5.3 é possível observar a distribuição dos elementos que constituem a liga. O elemento em maior quantidade, o alumínio, tem sua distribuição mostrada na figura 5.3.a. A grande totalidade de alumínio encontra-se no interior de ramos dendríticos, formados pela solução sólida de silício e cobre em alumínio.

Nas figuras 5.3.b e 5.3.c estão mostrados os mapas de distribuição relativos à presença de silício e cobre. Nota-se que a presença de silício é bastante intensa em relação à de cobre. Nas figuras 5.3.d, 5.3.e e 5.3.f são apresentadas as distribuições de magnésio, ferro e níquel, respectivamente.

As curvas de resfriamento foram elaboradas através do posicionamento de termopares em amostras cilíndricas da liga. O resfriamento das amostras a partir de 700°C mostrou que as temperaturas ligadas à formação dos eutéticos Al-Si e Al-Al<sub>2</sub>Cu são bastante evidentes.

Por outro lado, o início da solidificação, ligado à temperatura liquidus não pode ser determinado pelo registro do resfriamento da liga, mesmo após a elaboração de tal experimento inúmeras vezes, sob diferentes taxas de resfriamento.

A figura 5.4. mostra uma curva de resfriamento obtida durante a solidificação da liga de alumínio e registrada através de aquisição de temperaturas computadorizada.

De acordo com os diagramas de fases dos sistemas Al-Si e Al-Cu, a formação dos respectivos eutéticos ocorre em 577°C para o Al-Si e 548°C para o Al-Al<sub>2</sub>Cu.

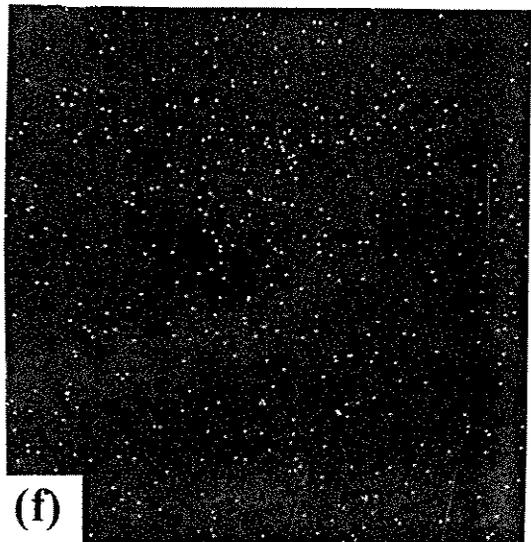
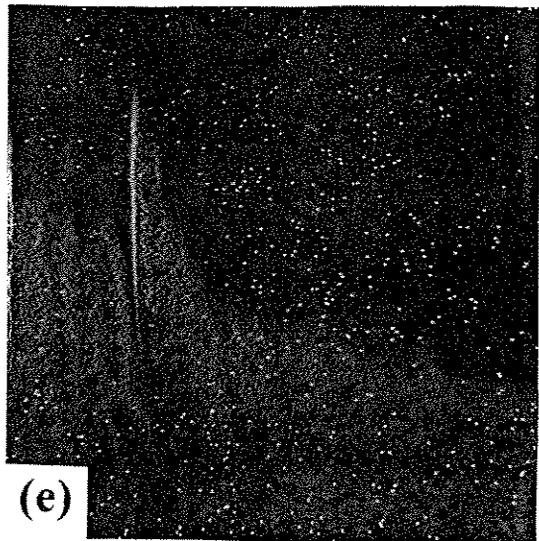
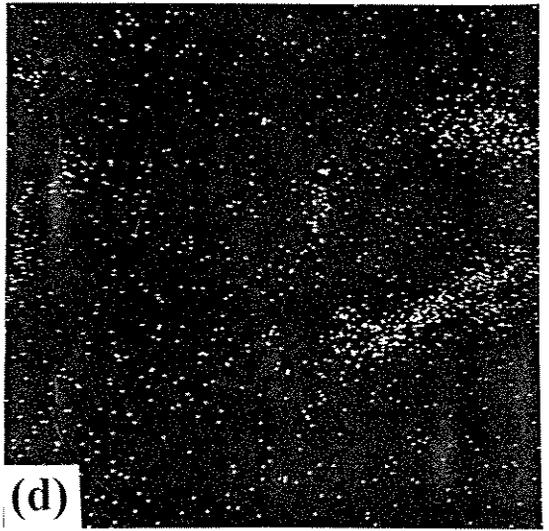
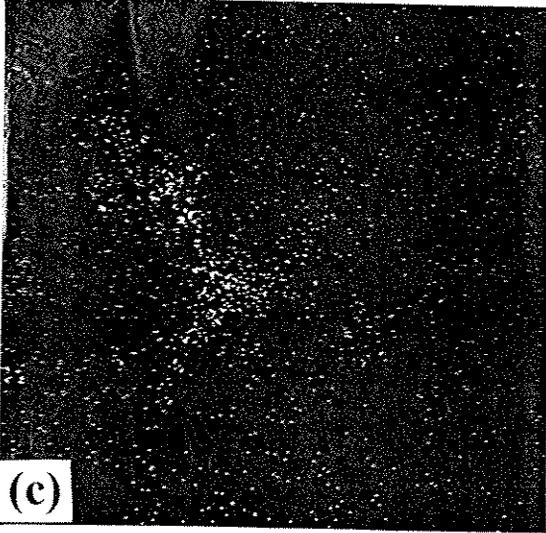
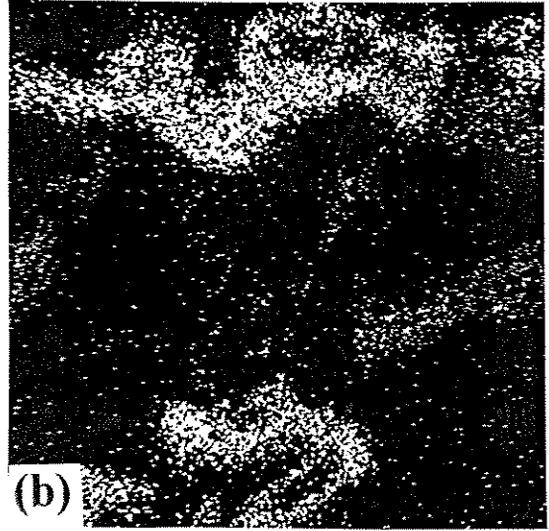
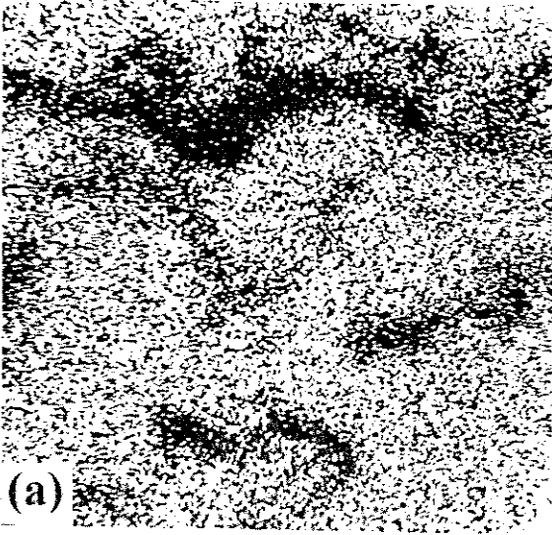


Figura 5.3. Distribuição dos elementos na microestrutura mostrada na figura 5.2: (a) alumínio; (b) silício; (c) cobre; (d) magnésio; (e) ferro e (f) níquel.

Em função da velocidade de solidificação, tais pontos podem ser alterados durante o processo. Em todos os experimentos associados ao resfriamento da liga, foram constatados os dois pontos citados (548°C e 577°C).

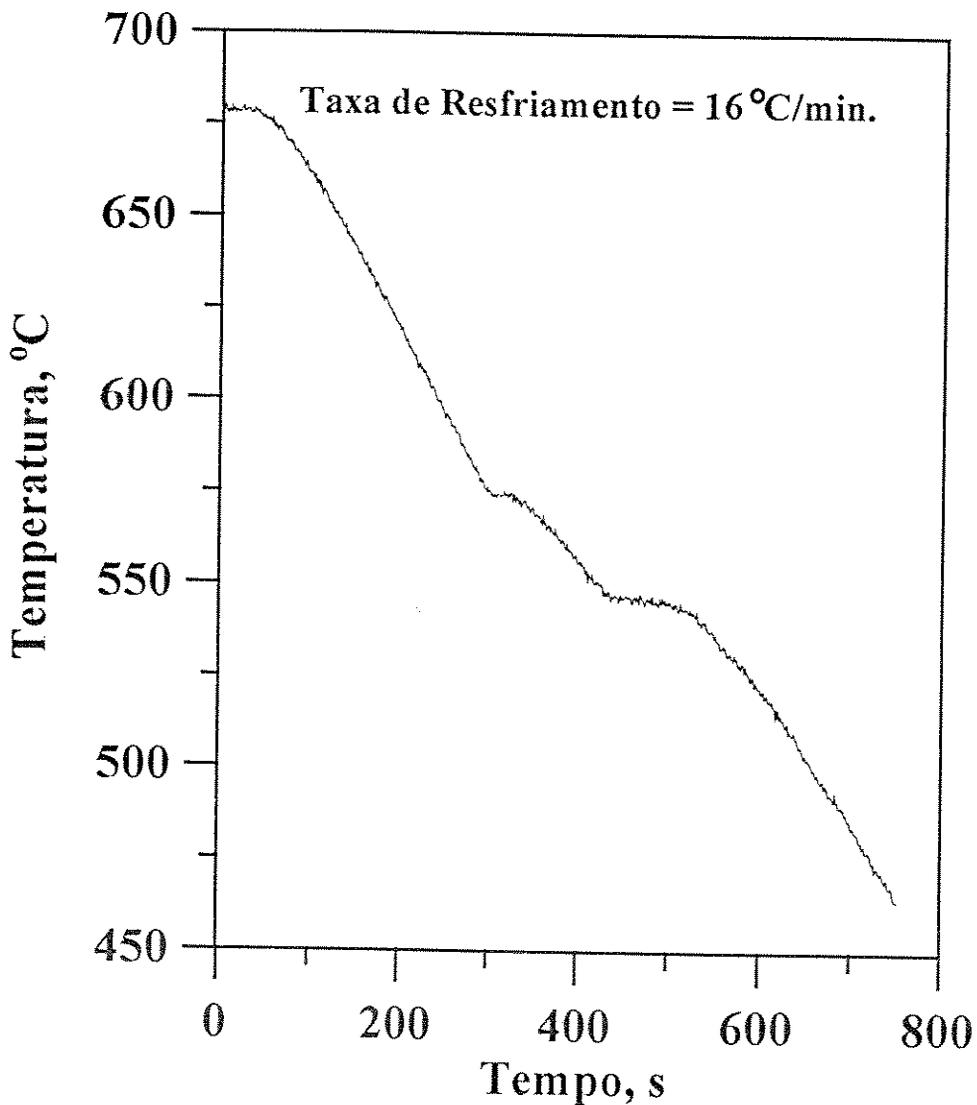


Figura 5.4. Registro do decréscimo da temperatura em função do tempo obtido durante a solidificação da liga de alumínio com silício e cobre.

A análise térmica diferencial foi elaborada com taxa de aquecimento igual a 8°C/min. Tal velocidade permitiu obter os diversos pontos de transformação da liga.

Na figura 5.5 é apresentada uma curva típica de análise térmica diferencial obtida no presente trabalho. Tal ilustração mostra o início da solidificação próximo de 590°C. Além disso, a temperatura de formação do eutético Al-Si é bastante próxima de 577°C.

Outro ponto de destaque nessa análise refere-se à formação do eutético Al-Al<sub>2</sub>Cu, em temperaturas próximas de 548°C.

Em função das análises metalográfica/microscópica, do exame da curva de resfriamento e da análise térmica diferencial, adotou-se o início da solidificação em 590°C e o seu término em 548°C. Tal consideração está em concordância com o trabalho de Samuel e Samuel[1].

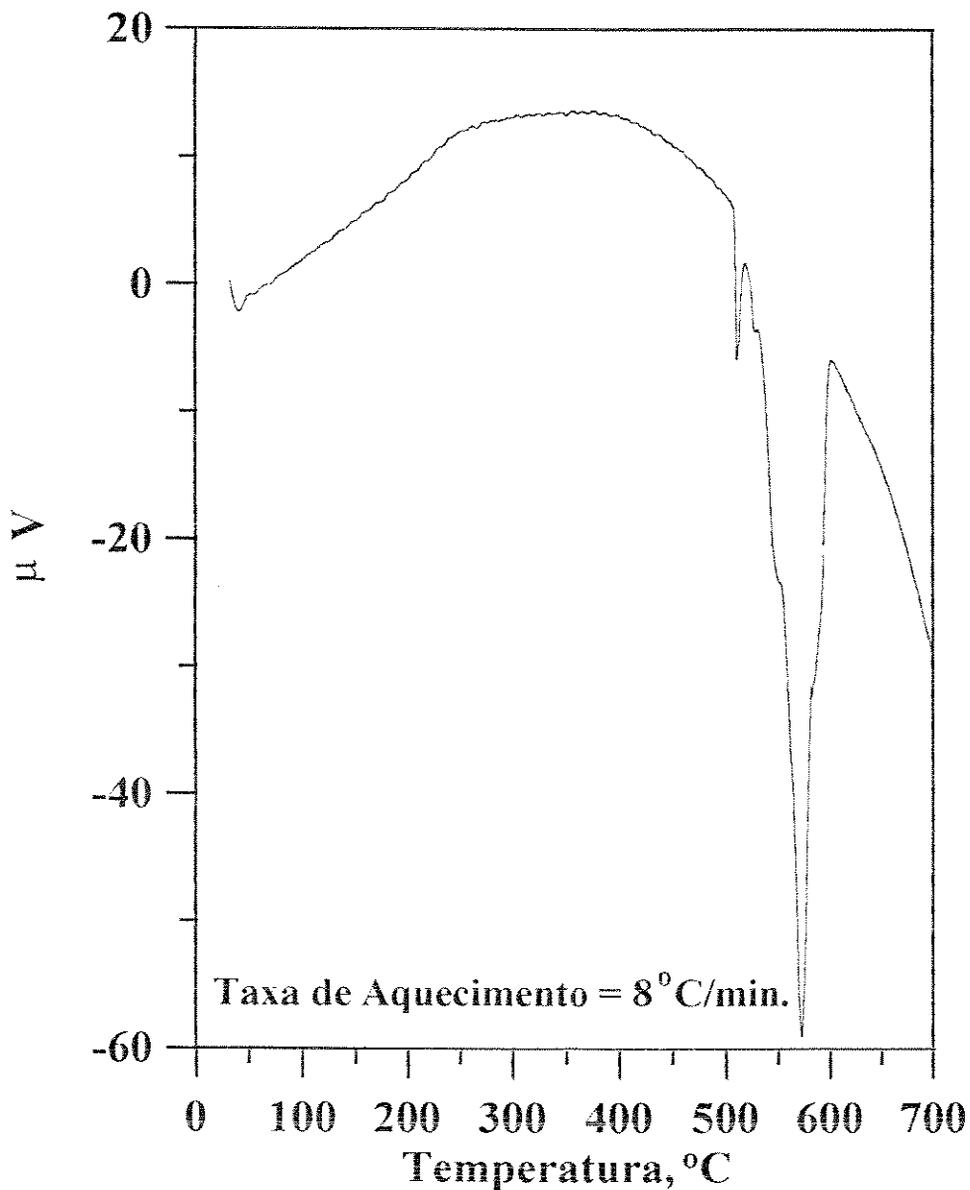


Figura 5.5. Análise térmica diferencial da liga estudada no presente trabalho, mostrando a temperatura liquidus em  $590^{\circ}C$ , a formação do eutético Al-Si em  $577^{\circ}C$  e do eutético Al-Al<sub>2</sub>Cu em  $548^{\circ}C$ .

### 5.3. CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS TÉRMICOS E ESTRUTURA DENDRÍTICA

O estudo da correlação entre parâmetros térmicos e estrutura dendrítica foi executado a partir da obtenção da solidificação controlada da amostra da liga em estudo. Tal controle foi possível através do emprego da técnica de solidificação direcional, onde a taxa de crescimento (taxa de solidificação), a direção de crescimento e o gradiente térmico na interface sólido/líquido podem ser programados dentro de certos limites. Os parâmetros de interesse no estudo da estrutura dendrítica, e que foram aqui abordados são: a taxa de crescimento,  $V$ ; o gradiente térmico na interface sólido/líquido,  $G$ ; e o tempo local de solidificação,  $t_{SL}$ .

Conforme citado no capítulo 4, as amostras submetidas à solidificação direcional foram monitoradas termicamente por três termopares tipo K, espaçados um do outro de 15,0mm. Dessa maneira, o registro térmico dos três termopares ao longo do tempo possibilitou determinar, nas posições dos termopares, os valores dos parâmetros de interesse. A figura 5.6 exibe um diagrama esquemático de registro térmico empregado na determinação de parâmetros térmicos do processo de solidificação.

A determinação da taxa de crescimento foi feita a partir do conhecimento do intervalo de tempo associado ao movimento de uma dada isoterma, de um termopar a outro. Como a distância entre os termopares é 15,0mm, a velocidade foi calculada como sendo igual a:

$$V = \frac{15,0\text{mm}}{\Delta t} \quad (5.1)$$

O gradiente térmico na interface sólido/líquido é calculado através da divisão da variação de temperaturas entre os termopares pela distância entre os mesmos, ou seja:

$$G = \frac{\Delta T}{15,0\text{mm}} \quad (5.2)$$

Finalmente, o tempo local de solidificação é calculado a partir da relação:

$$t_{SL} = \frac{\Delta T}{G V} \quad (5.3)$$

onde  $\Delta T$  é o intervalo de solidificação da liga. Os experimentos de solidificação direcional envolveram a variação bastante ampla das condições operacionais. A partir da

modificação de tais condições foi possível alterar os parâmetros térmicos do processo e consequentemente, a microestrutura.

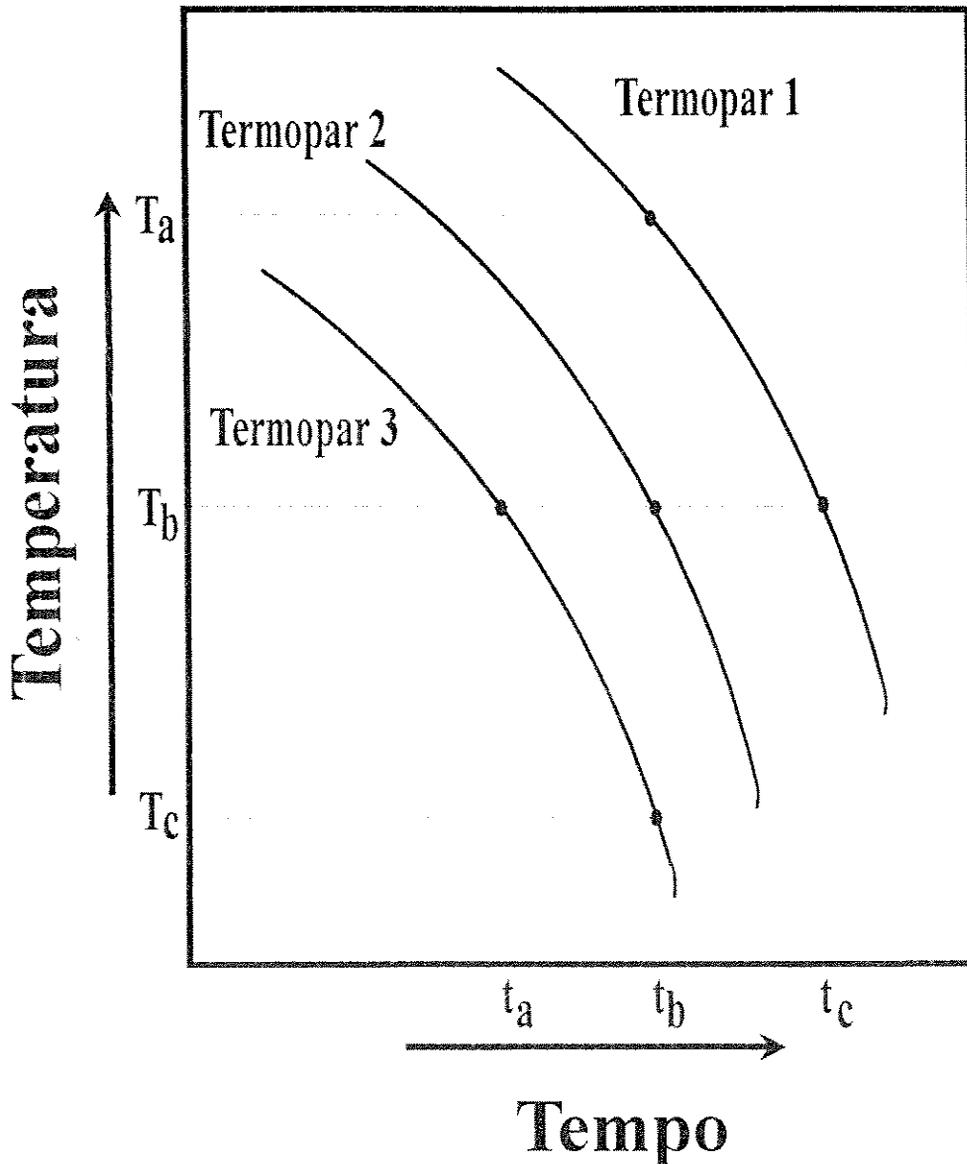


Figura 5.6. Diagrama esquemático dos registros térmicos utilizados para cálculo da taxa de crescimento, do gradiente térmicos e do tempo local de solidificação.

A figura 5.7 exibe uma curva de resfriamento obtida durante os experimentos de solidificação direcional. Em tal ilustração, um exame detalhado mostra as temperaturas de formação dos eutéticos Al-Si e Al-Al<sub>2</sub>Cu. Os diversos experimentos possibilitaram obter taxas de crescimento na faixa de 0,007 a 0,07cm/s. O gradiente térmico variou entre

8 e 27°C/cm. Finalmente, obteve-se uma faixa de tempo local de solidificação variando de 50 a 200s.

Como tais valores estão associados às posições dos termopares nas amostras, a correlação entre parâmetros térmicos e microestrutura foi feita analisando metalograficamente a liga nessas posições.

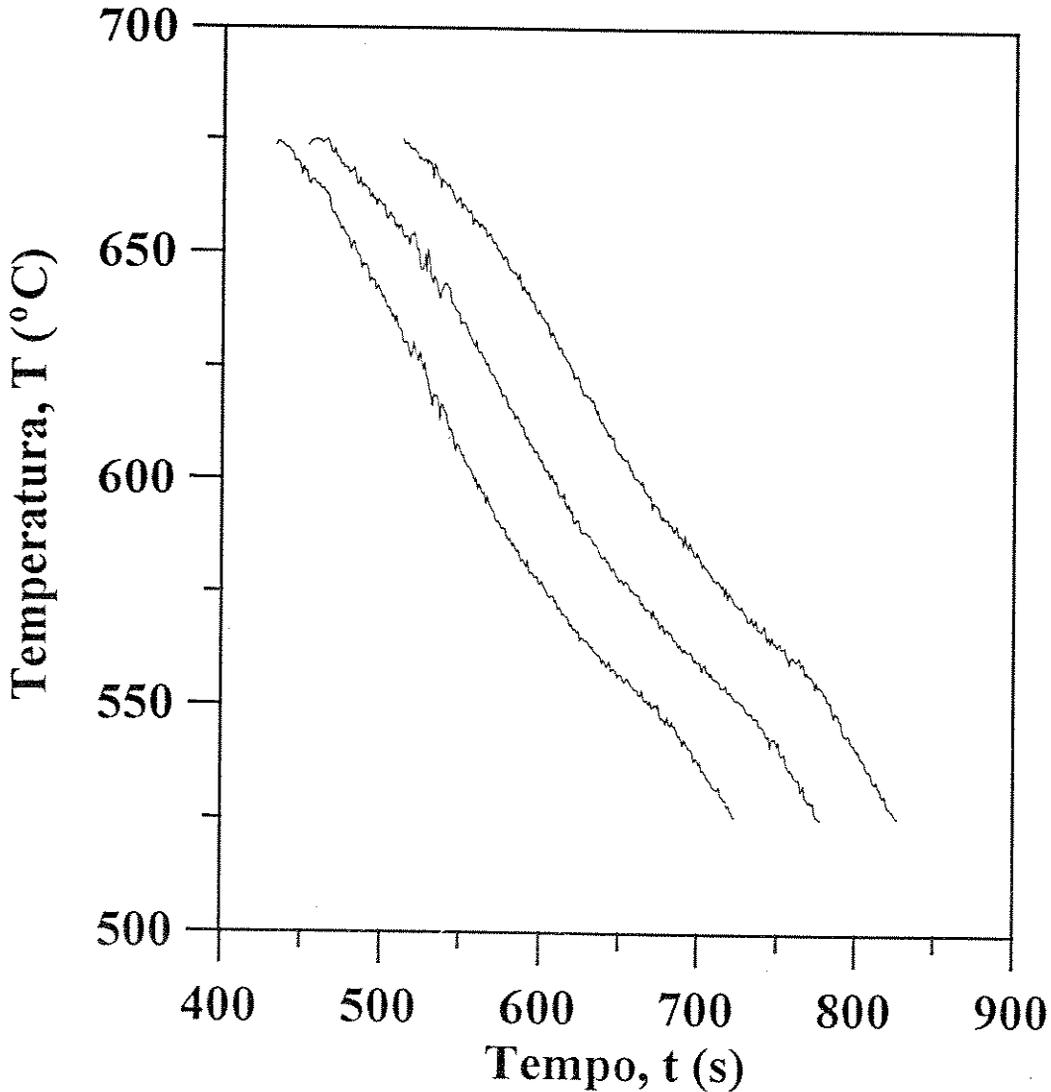


Figura 5.7. Registro térmico obtido durante a solidificação direcional da liga de alumínio estudada no presente trabalho.

A figura 5.8 apresenta a influência da taxa de crescimento no espaçamento dendrítico primário, para diversos valores de gradiente térmico na interface sólido/líquido. Tal ilustração mostra claramente que o aumento na taxa de crescimento leva à diminuição do espaçamento. Por outro lado, a variação do gradiente térmico afeta

profundamente os espaçamentos. Os casos estudados envolveram valores de gradiente térmico de 9,0, 13,0, 17,0 e 19,0°C/cm.

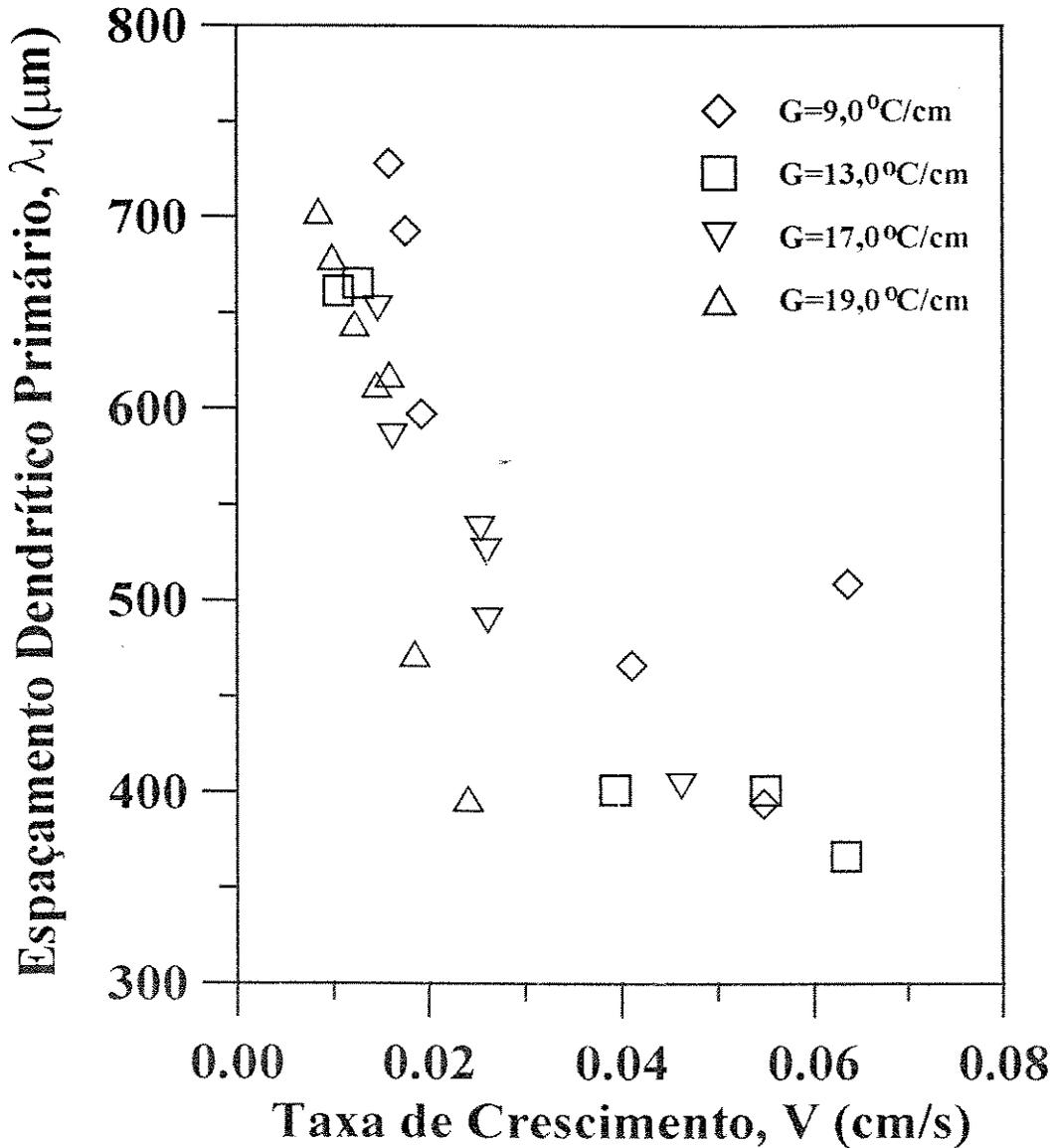


Figura 5.8. Influência da taxa de crescimento no espaçamento dendrítico primário, para diversos valores de gradiente térmico na interface sólido/líquido.

Para valores de taxa de crescimento baixos, a influência do gradiente não é elevada, mas à medida que se aumenta a velocidade de solidificação, o gradiente torna-se significativamente importante na definição das dimensões da microestrutura dendrítica. Observou-se que a diminuição do gradiente térmico leva a uma tendência de aumento dos espaçamentos dendríticos primários. Além disso, diminuindo-se  $G$ , os espaçamentos

tornam-se menos sensíveis à variação da taxa de crescimento, ou seja, para valores elevados de  $G$ , o aumento na taxa de crescimento causa um significativo decréscimo nos espaçamentos, enquanto que para valores pequenos de  $G$ , o mesmo aumento na taxa de crescimento resulta em uma diminuição moderada dos espaçamentos.

As figuras 5.9, 5.10, 5.11 e 5.12 mostram a influência da taxa de crescimento nos espaçamentos dendríticos primários para diversos valores de gradiente térmico na interface sólido/líquido e comparados com os modelos de Hunt[2], Okamoto-Kishitake[3], Kurz-Fisher[4] e Trivedi[5], que estão descritos no capítulo 2. Em tais modelos foram assumidos valores da tabela 4.2 para liga de Al-9,0%Si.

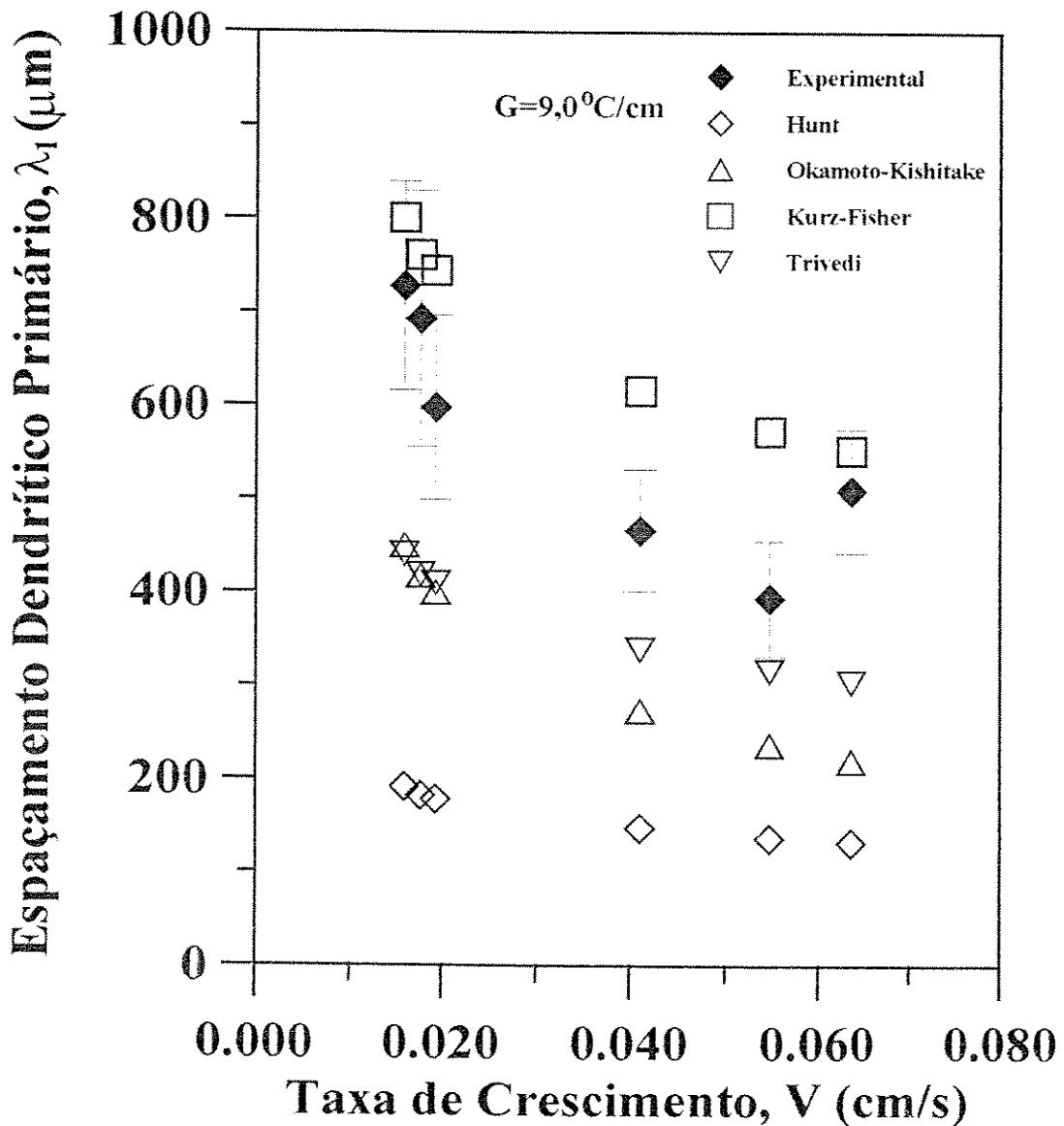


Figura 5.9. Influência da taxa de crescimento no espaçamento dendrítico primário para  $G=9,0^{\circ}\text{C}/\text{cm}$  obtido experimentalmente e comparado a modelos teóricos.

Para  $G=9,0^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ , os modelos de Hunt, Okamoto-Kishitake e Trivedi não apresentam boa concordância. Por outro lado, o modelo de Kurz-Fisher exibe concordância razoável. Para  $G=13,0^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ , a comparação entre dados experimentais e teóricos mostra que os modelos de Hunt, Okamoto-Kishitake e Trivedi exibem pouca concordância. O mesmo não ocorre com o modelo Kurz-Fisher, que, dentro de certos limite, apresenta boa concordância.

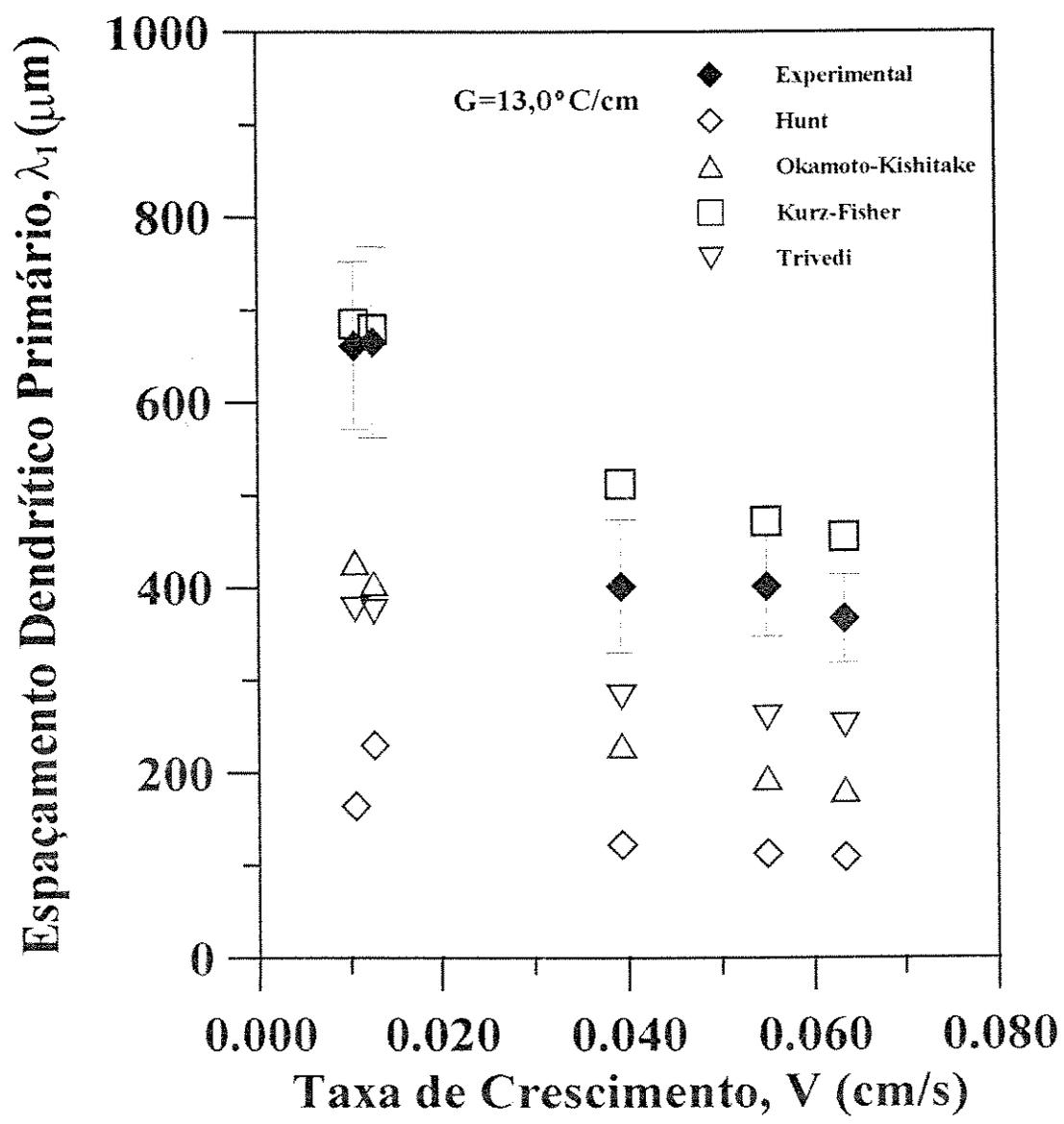


Figura 5.10. Influência da taxa de crescimento no espaçamento dendrítico primário para  $G=13,0^{\circ}\text{C}/\text{cm}$  obtido experimentalmente e comparado a modelos teóricos.

Para  $G=17,0^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ , o modelo de Kurz-Fisher apresenta ótima concordância. Tal resultado não é observado ao se aplicar os modelos de Hunt, Okamoto-Kishitake e Trivedi. Finalmente, para  $G=19,0^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ , novamente o modelo de Kurz-Fisher mostra concordância muito boa. A aplicação dos modelos de Hunt, Okamoto-Kishitake e Trivedi, nesse caso também, levaram a valores bastante inferiores aos obtidos experimentalmente.

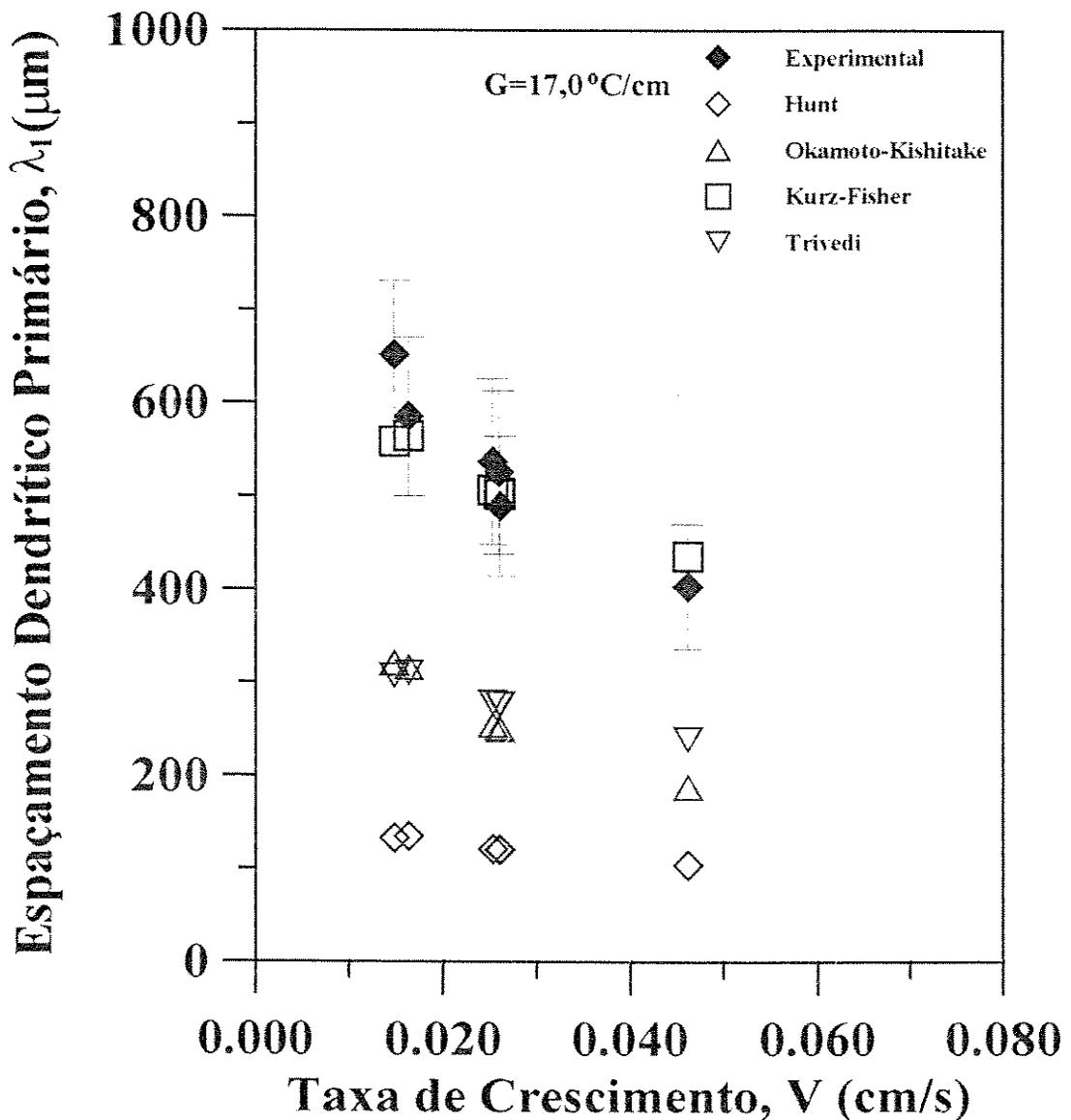


Figura 5.11. Influência da taxa de crescimento no espaçamento dendrítico primário para  $G=17,0^{\circ}\text{C}/\text{cm}$  obtido experimentalmente e comparado a modelos teóricos.

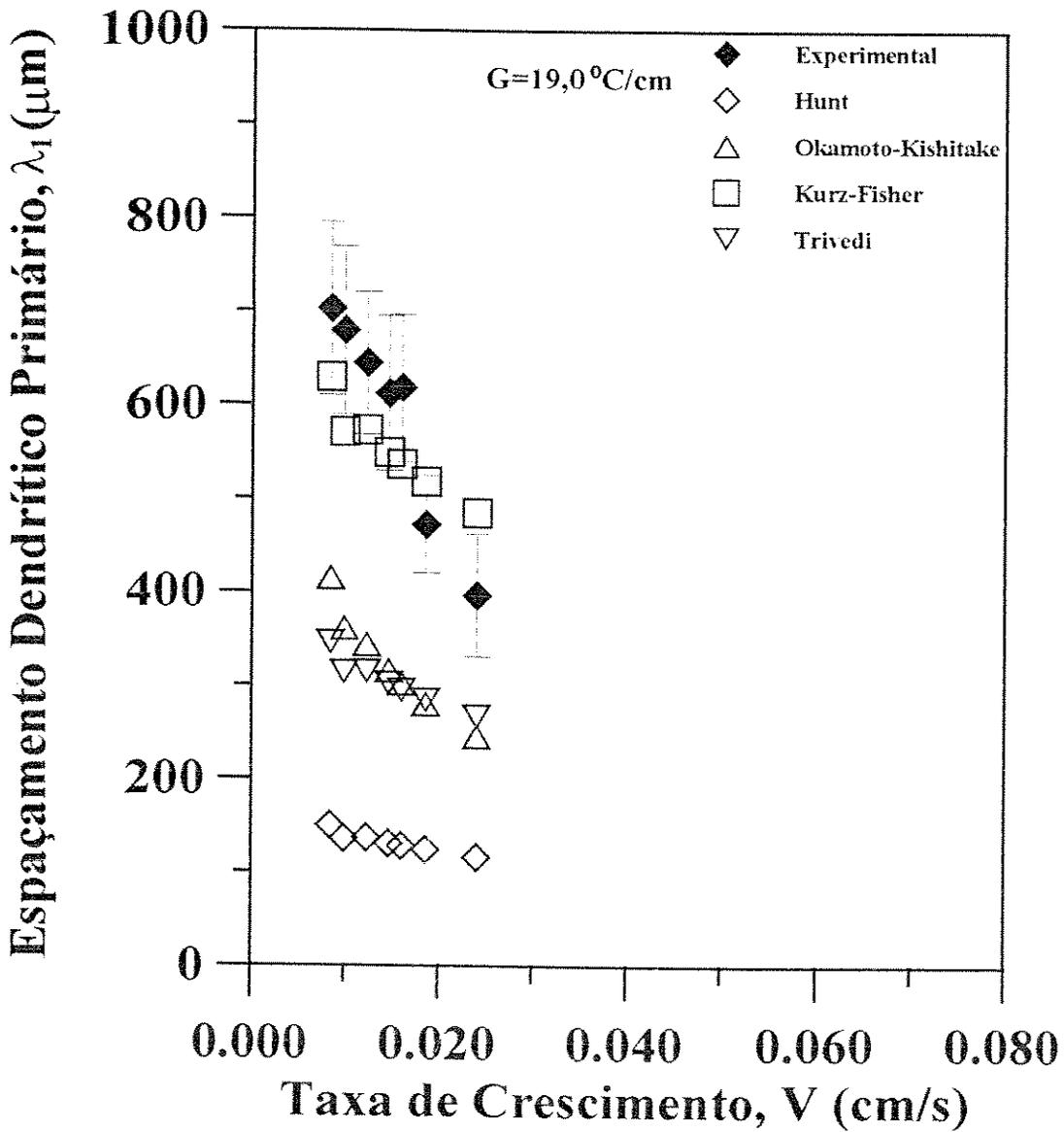


Figura 5.12. Influência da taxa de crescimento no espaçamento dendrítico primário para  $G=19,0^\circ\text{C/cm}$  obtido experimentalmente e comparado a modelos teóricos.

Uma análise global dos modelos teóricos usados na previsão de espaçamentos dendríticos primários revela que o de Kurz-Fisher possibilita obter melhores resultados, independente da taxa de crescimento e gradientes térmicos empregados, o que se deve a forma de concepção de tal modelo, bem como à natureza do crescimento dendrítico em altas taxas. A figura 5.13 apresenta microestruturas dendríticas obtidas sob diferentes condições operacionais de solidificação direcional.

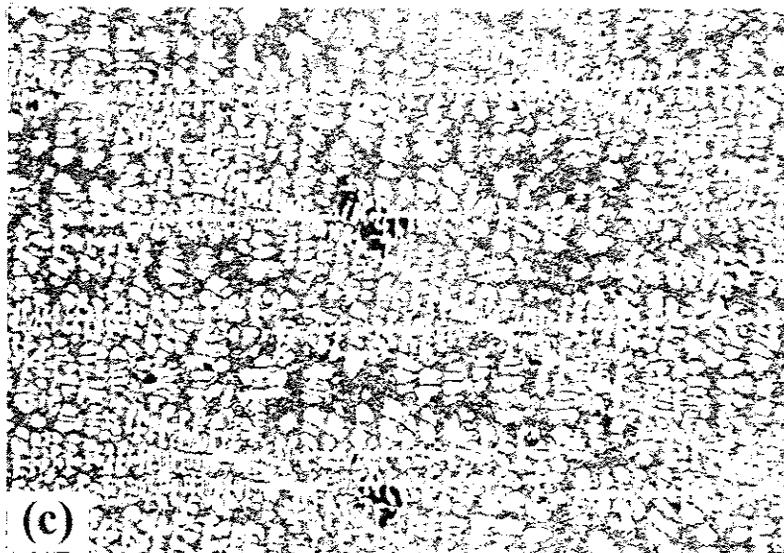
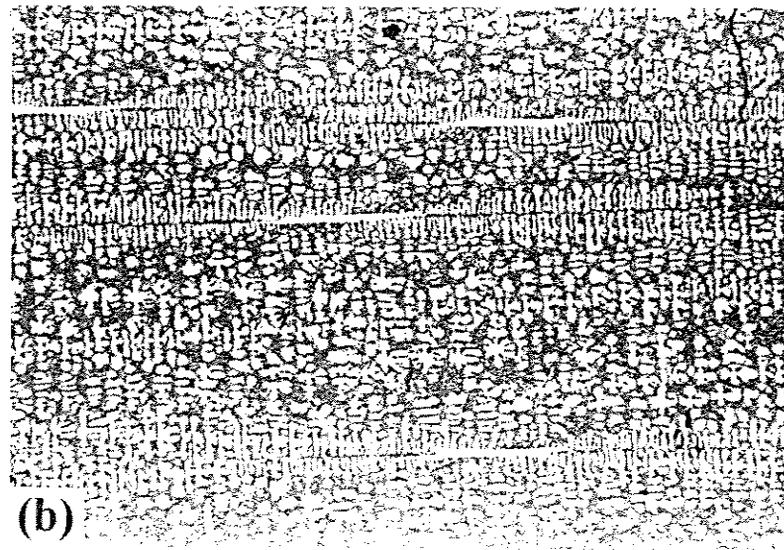
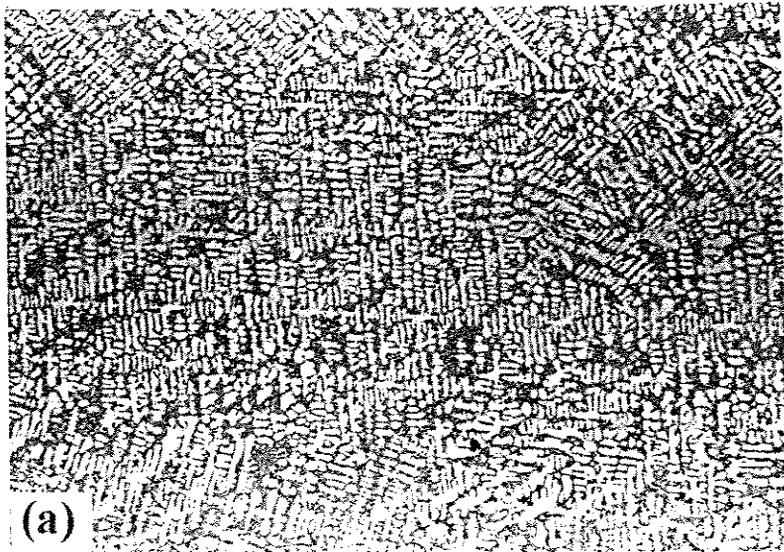


Figura 5.13 a. Microestruturas dendríticas (vista longitudinal) obtidas sob diversas condições experimentais: (a)  $V=0,046\text{cm/s}$  e  $G=15,1^{\circ}\text{C/cm}$ ; (b)  $V=0,026\text{cm/s}$  e  $G=16,3^{\circ}\text{C/cm}$  e (c)  $V=0,012\text{cm/s}$  e  $G=19,6^{\circ}\text{C/cm}$ . (32x)

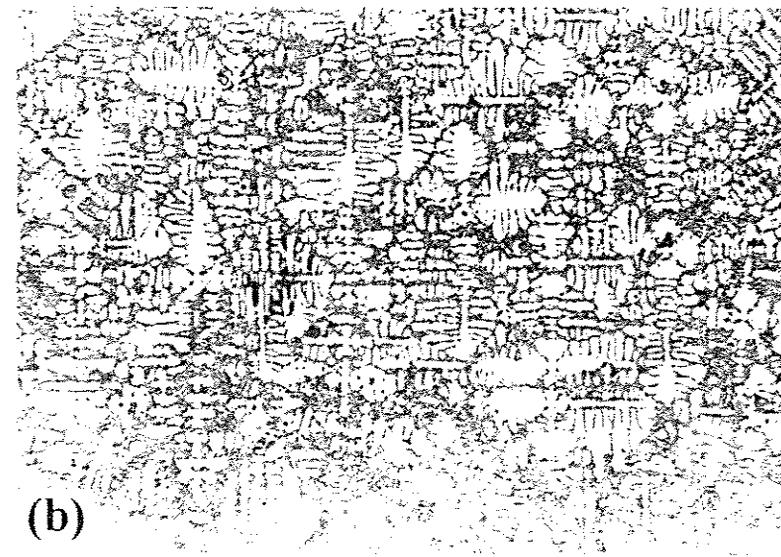
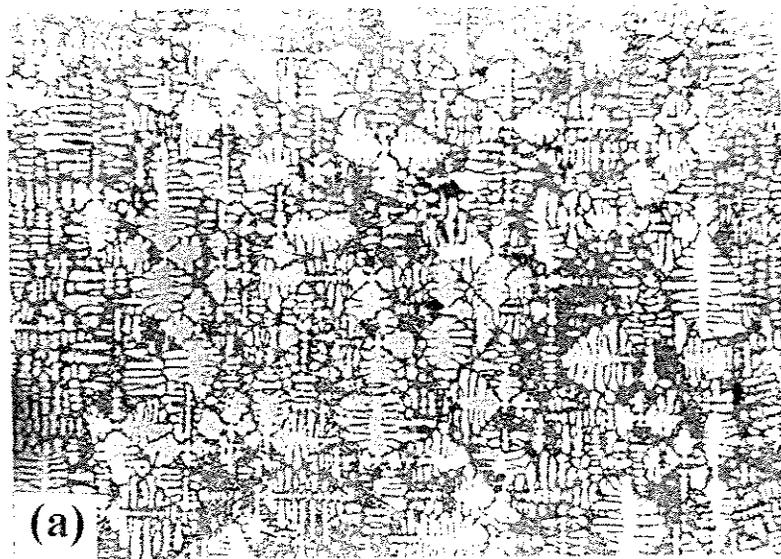


Figura 5.13.b. Microestruturas dendríticas (vista transversal) obtidas sob diversas condições experimentais: (a)  $V=0,046\text{cm/s}$  e  $G=15,1^{\circ}\text{C/cm}$ ; (b)  $V=0,026\text{cm/s}$  e  $G=16,3^{\circ}\text{C/cm}$  e (c)  $V=0,012\text{cm/s}$  e  $G=19,6^{\circ}\text{C/cm}$ . ( $40\times$ )

Os espaçamentos dendríticos secundários foram estudados por meio do exame da influência do tempo local de solidificação nos mesmos. O tempo local de solidificação é o parâmetro de maior importância no estudo dos espaçamentos dendríticos secundários. Foram implementados dois tipos de medida de espaçamento: aquela em que foram considerados apenas os ramos dendríticos com engrossamento (ramos ativos) e outra, onde todos os ramos dendríticos foram computados (ramos ativos e inativos). Os resultados obtidos foram comparados a previsões fornecidas pelo modelo de Feurer[6] e pelo modelo de Grugel[7].

O emprego do modelo de Feurer foi executado a partir de dois conjuntos de parâmetros e dados termofísicos, e que se referem às ligas Al-9,0%Si e Al-2,5%Cu. Tal procedimento foi adotado devido à inviabilidade de empregar o modelo de Feurer com os dados da liga estudada. A aplicação dos dados das duas ligas citadas permite abordar os espaçamentos dendríticos secundários dentro de uma faixa de valores. Para a liga Al-9,0%Si, usando o modelo de Feurer, a seguinte equação foi utilizada:

$$\lambda_2 = 10,5 t_{SL}^{1/3} \quad (5.4)$$

e para a liga Al-2,5%Cu, a equação:

$$\lambda_2 = 12,3 t_{SL}^{1/3} \quad (5.5)$$

O modelo de Grugel, para espaçamentos secundários ativos, é dado pela relação:

$$\lambda_2 = 10 t_{SL}^{1/2} \quad (5.6)$$

onde  $\lambda_2$  é dado em  $\mu\text{m}$  e  $t_{SL}$  em segundos.

Na figura 5.14 é mostrada a evolução dos espaçamentos dendríticos secundários em função do tempo local de solidificação. Tal ilustração permite observar que o aumento de  $t_{SL}$  leva ao aumento de  $\lambda_2$ . As medidas efetuadas, considerando todos os ramos dendríticos (ativos e inativos), exibem boa concordância com valores resultantes do modelo de Feurer (faixa de valores). As medidas executadas tomando apenas os braços ativos mostram valores superiores aos obtidos pelo modelo de Feurer. Por outro lado, o uso do modelo de Grugel produziu valores superiores aos encontrados no presente trabalho. Uma observação importante da análise de  $\lambda_2$  refere-se ao efeito do gradiente térmico nos espaçamentos secundários. A variação do gradiente térmico na interface sólido/líquido não resultou em alterações significativa dos espaçamentos.

A figura 5.15 mostra microestruturas obtidas sob diferentes condições de solidificação, onde os espaçamentos dendríticos secundários podem ser facilmente identificados.

Os espaçamentos dendríticos terciários também foram objeto de análise. A figura 5.16 mostra microestruturas dendríticas onde é possível identificar os espaçamentos dendríticos terciários. Observou-se que tais espaçamentos também dependem do tempo local de solidificação. Com base em tal fato, estudou-se a variação de  $\lambda_3$  em função de  $t_{SL}$ . Foram tomadas medidas considerando apenas os ramos ativos e também, medidas onde todos os ramos foram computados. A figura 5.17 mostra a influência de  $t_{SL}$  nos

espaçamentos terciários. Novamente, o aumento do tempo local de solidificação levou ao aumento dos espaçamentos.

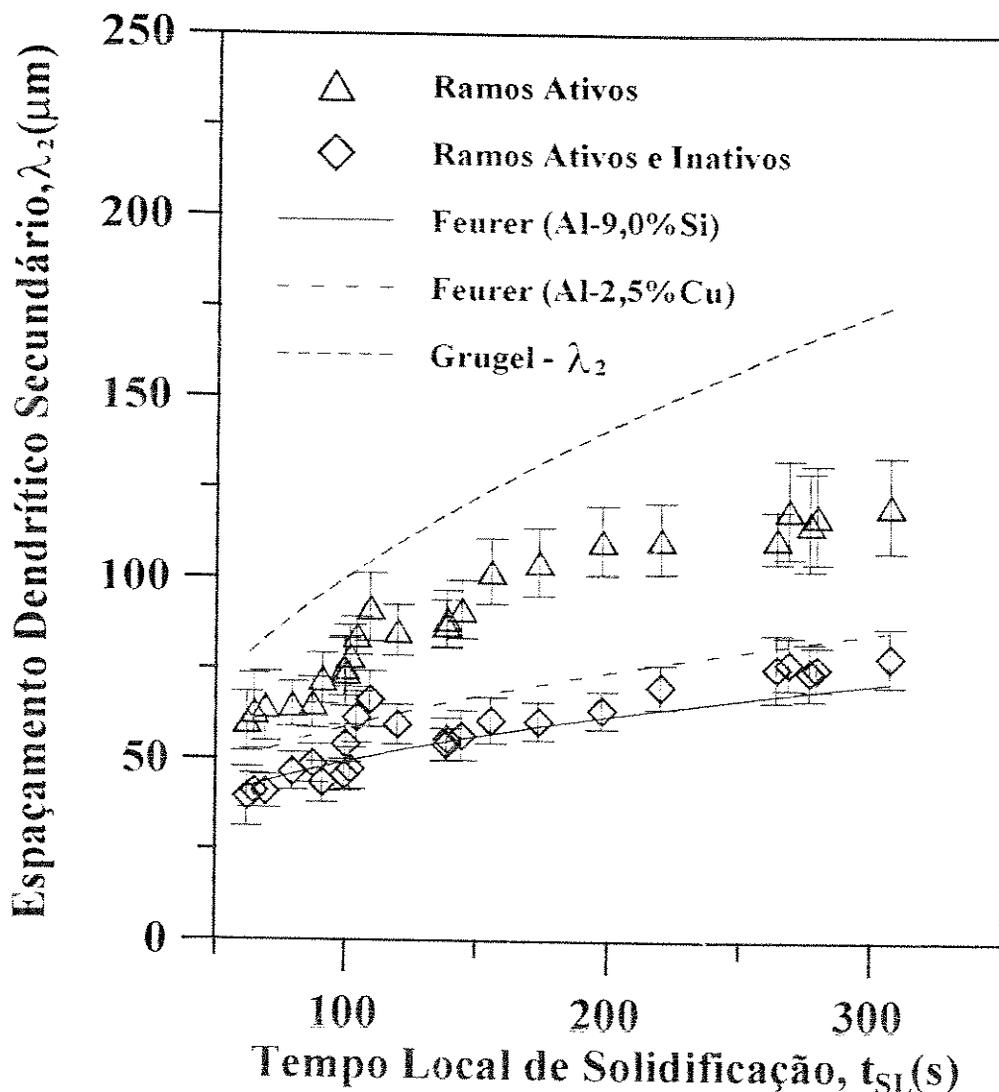


Figura 5.14. Influência do tempo local de solidificação no espaçamento dendrítico secundário obtido experimentalmente e comparado com resultados obtidos de modelos teóricos.

Os dados experimentais obtidos nas medidas de  $\lambda_3$  foram comparados a dados obtidos da aplicação do modelo de Grugel para espaçamentos terciários de ramos ativos. Tal modelo é dado pela relação:

$$\lambda_3 = 10 t_{SL}^{1/3} \quad (5.7)$$

Tal comparação mostra que existe boa concordância entre valores experimentais e teóricos.

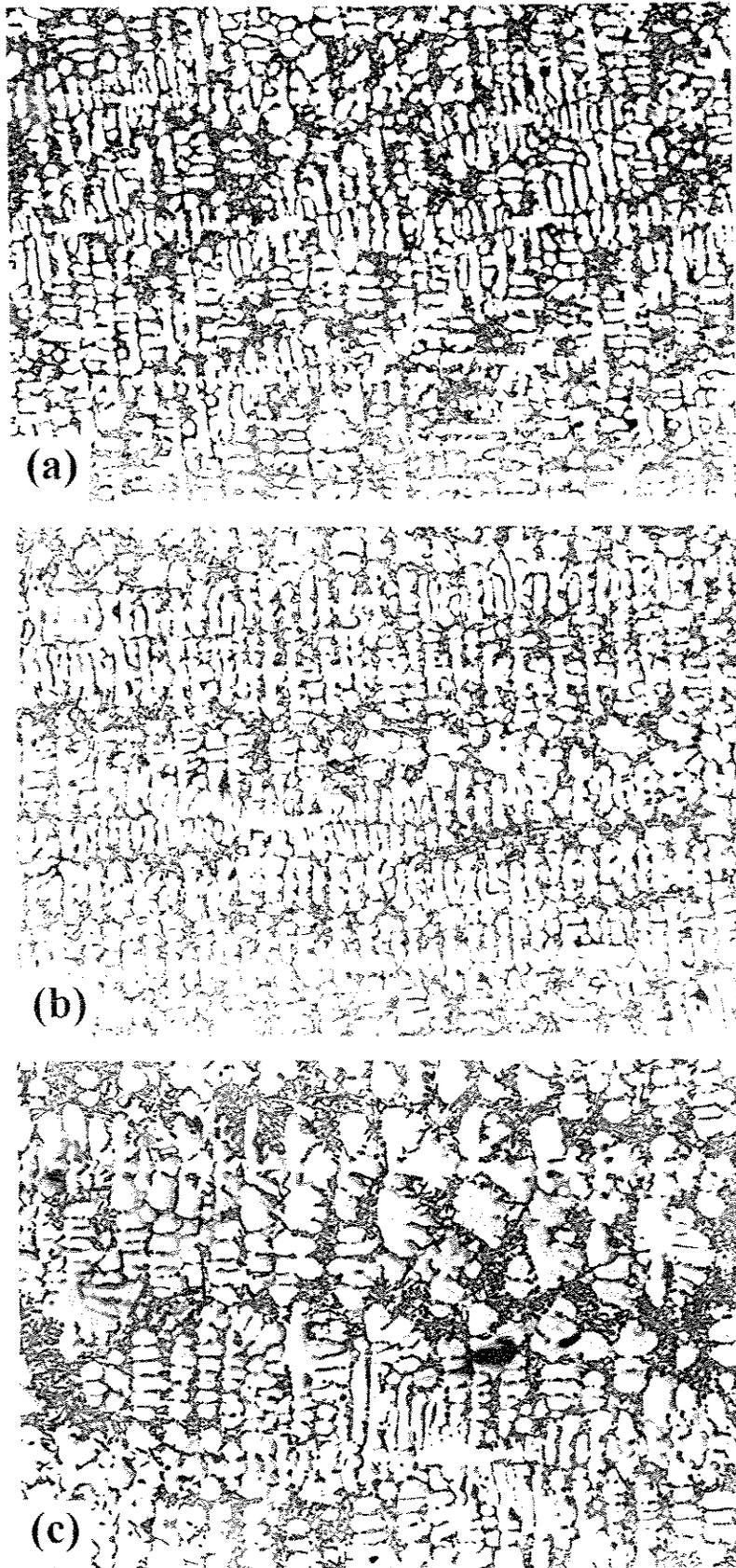


Figura 5.15. Microestruturas dendríticas (vista longitudinal) obtidas sob diversas condições experimentais: (a)  $t_{SL} = 69,2s$ ; (b)  $t_{SL} = 99,5s$  e (c)  $t_{SL} = 173,6s$ . (64 $\times$ )

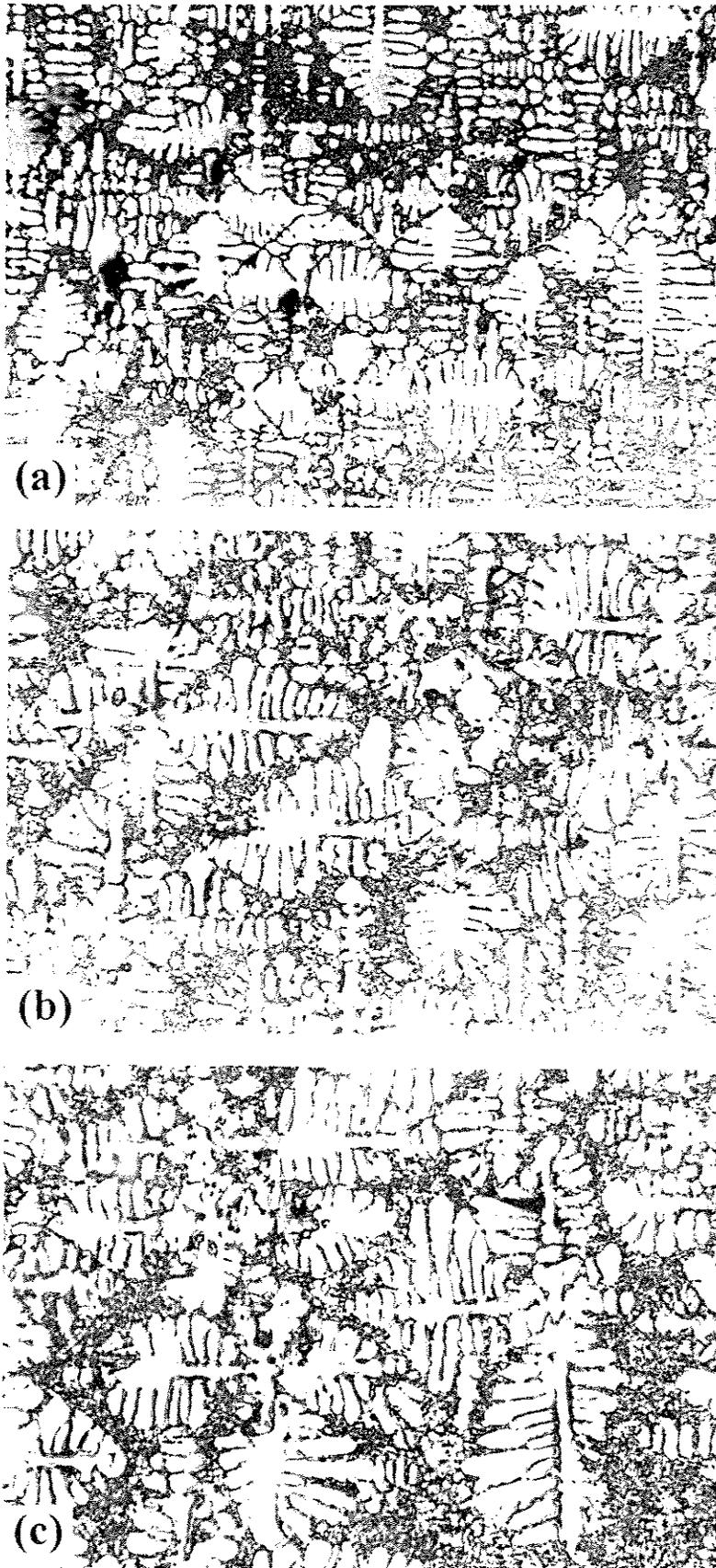


Figura 5.16. Microestruturas dendriticas (vista transversal) obtidas sob diversas condições experimentais: (a)  $t_{SL} = 69,2s$ ; (b)  $t_{SL} = 99,5s$  e (c)  $t_{SL} = 173,6s$ . ( $64\times$ )

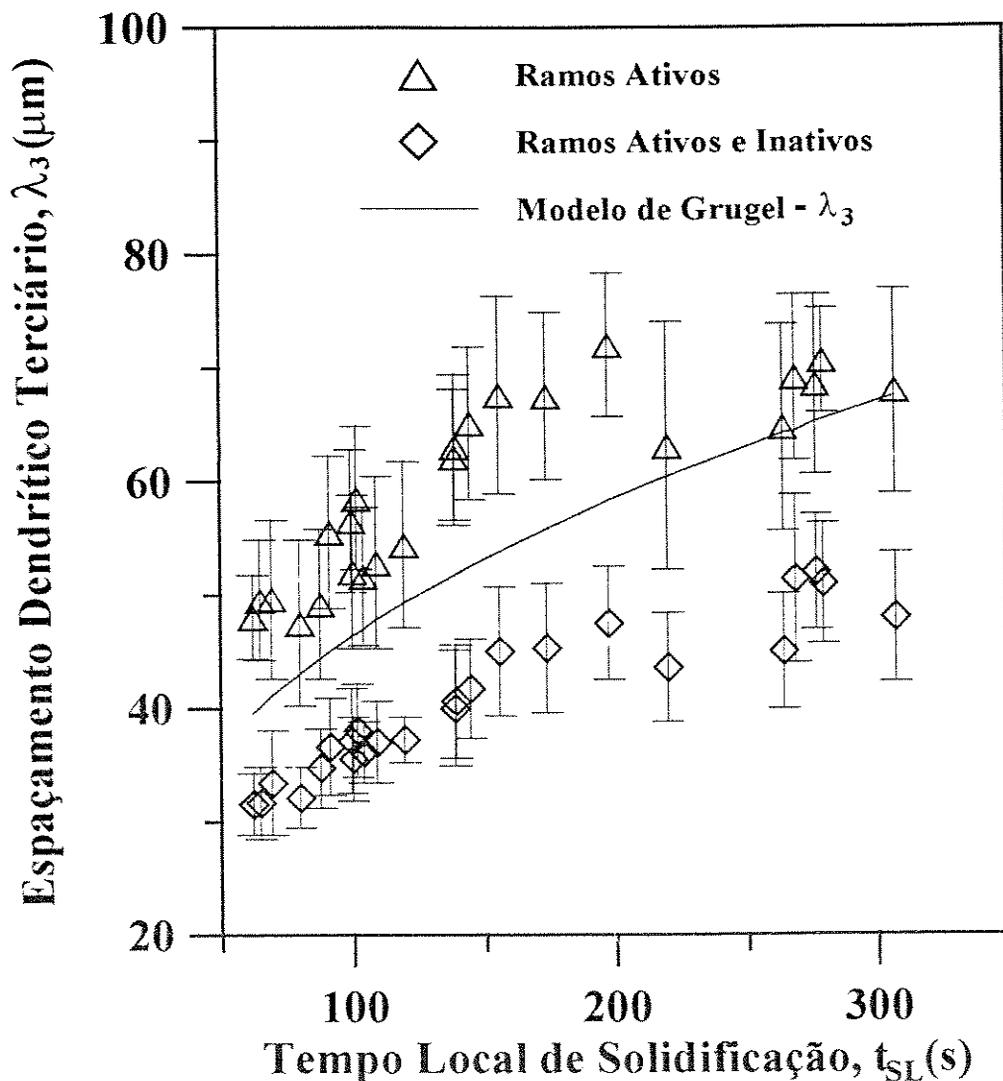


Figura 5.17. Influência do tempo local de solidificação no espaçamento dendrítico terciário obtido experimentalmente e comparado com resultados obtidos do modelo de Grugel.

#### 5.4. PREVISÃO DA MICROESTRUTURA DENDRÍTICA EM PROCESSO DE FUNDIÇÃO.

A previsão da microestrutura de solidificação foi executada tendo como objeto de estudo os dois casos de fundição aqui abordados: fundição em areia e fundição em molde de aço. Os resultados obtidos podem ser divididos nos seguintes itens: simulação da

história térmica no sistema metal/molde e análise da microestrutura metalúrgica do fundido.

A simulação da transferência de calor durante solidificação foi elaborada com o auxílio de um pacote computacional comercial de reconhecida eficiência[8]. Tal pacote permite estudar a transferência de calor em processos de fundição através da análise dos fluxos de calor usando a técnica de diferenças finitas explícita. Considerando as geometrias dos fundidos e dos moldes, as simulações dos processos de fundição em areia e em molde de aço foram executada a partir dos domínios mostrados nas figura 5.18 e 5.19, respectivamente.

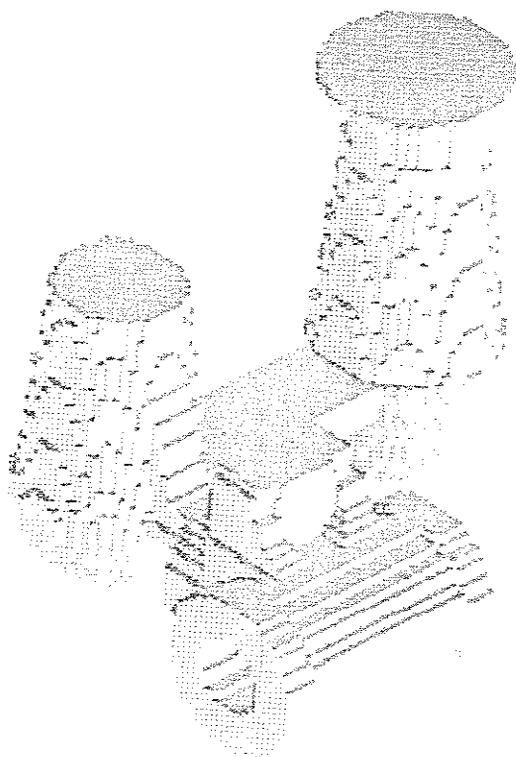


Figura 5.18. Modelo de análise da peça em liga de alumínio mostrada na figura 4.6 e fundida em molde de areia.

Na etapa de introdução das geometrias, foram empregadas técnicas de desenho auxiliado por computador. Nestas ilustrações pode-se constatar que os modelos de análise das peças estudadas e as próprias peças (figuras 4.6 e 4.7), exibem grande semelhança.

Além dos dados termofísicos do processo, a simulação do processo de solidificação exige dados confiáveis sobre a evolução do coeficiente de transmissão de calor entre o molde e o fundido. Neste trabalho foram utilizados valores constantes ao

longo do processo, mas variáveis de acordo com a posição no sistema metal/molde. Para a simulação do processo de fundição em areia, tais valores foram fixados na faixa de 1.000 a 3.000W/m<sup>2</sup>K.

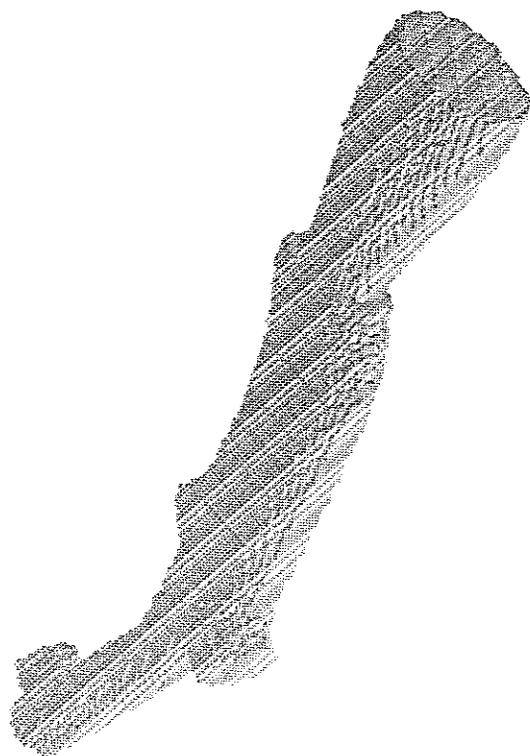
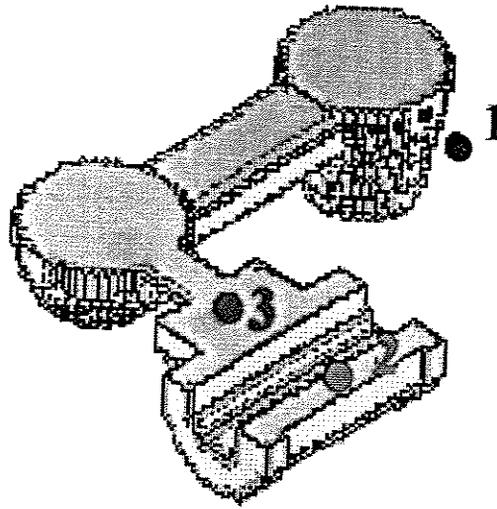


Figura 5.19. Modelo de análise da peça em liga de alumínio mostrada na figura 4.7 e fundida em molde permanente de aço.

No caso da simulação em molde permanente, os valores empregados estão situados na faixa de 900 a 1.500W/m<sup>2</sup>K[9]. A imposição de valores constantes desse coeficiente ao longo do processo é uma boa aproximação quando se trata de fundição em molde de areia. Para a fundição em molde permanente de aço, tal abordagem pode, em alguns casos, introduzir erros nos resultados obtidos.

Conforme mostram os diagramas da figura 5.20, na fundição em areia foram inseridos 2 termopares no fundido e 1 no molde; na fundição em aço, também foram usados 2 termopares no metal e 1 no molde.

A simulação da fundição em areia foi implementada com a utilização de um domínio de 440.448 elementos (111 na direção x, 64 na direção y e 62 na direção z). Cada elemento exibia geometria cúbica com  $\Delta x = \Delta y = \Delta z = 1,94\text{mm}$  e incremento de tempo,  $\Delta t$ , igual a 0,010s. O tempo de geração do modelo do sistema metal/molde consumiu em torno de 5 horas e o tempo de simulação do processo de solidificação (até que o último elemento atingisse a temperatura solidus) foi de 20 horas.



(a)



(b)

Figura 5.20. Diagrama esquemático da localização de termopares no sistema metal/molde: (a) molde em areia; (b) molde em aço.

Para simular a fundição em molde permanente, foram empregados 345.240 elementos (63 na direção x, 40 na direção y e 137 na direção z). Também nesse caso, os elementos exibiam geometria cúbica com  $\Delta x = \Delta y = \Delta z = 1,89$  mm e o incremento de tempo,  $\Delta t$ , igual a 0,0096s. O tempo de geração do modelo do sistema metal/molde consumiu em torno de 10 horas e o tempo de simulação do processo de solidificação (até que o último elemento atingisse a temperatura solidus) foi de 5 horas. As simulações de transferência de calor foram realizadas com o uso do pacote computacional AFS - Solidification System (3D), em computador padrão IBM-PC 486.

Os dados obtidos da simulação podem ter a forma de curvas de resfriamento de determinados pontos ( $T \times t$ ) ou representações gráficas relacionando temperatura ou outros parâmetros do processo, como fração sólida, tempo local de solidificação, ou velocidade de solidificação, com cores. Uma forma bastante dinâmica de se analisar o processo de solidificação é consultando as isotermas durante o processamento. Através dessas isotermas é possível caracterizar a formação da microestrutura metalúrgica do fundido.

Inicialmente, como forma de comprovar a confiabilidade das análises térmicas dos processos de fundição examinados, foram confrontadas as evoluções de temperaturas obtidas experimentalmente, com dados obtidos teoricamente: primeiro para o caso da fundição em areia e em seguida, para a fundição em aço.

Tal comparação, para a fundição em areia, pode ser feita a partir da figura 5.21. Nesta ilustração nota-se que existe concordância regular entre resultados fornecidos pelo modelo numérico e dados experimentais. Como o molde de areia exibe resistência térmica elevada, a solidificação é mais lenta, o que causa um aumento considerável da temperatura do molde no final do processo. Além disso, para os termopares localizados no fundido, devido à camada de proteção de material cerâmico, o tempo de resposta dos mesmos foi bastante elevado, o que prejudicou bastante o presente estudo. A análise das curvas de resfriamento dos termopares inseridos no fundido leva à conclusão que a parte útil do mesmo (posição 2) é solidificada em menor intervalo de tempo. A região associada ao termopar da posição 3 tem processo de solidificação mais lento, pois tal região está mais próxima à parte do fundido que deve fornecer metal líquido para compensar a contração do metal durante seu resfriamento. Dentro dos limites envolvidos no estudo da evolução de temperaturas em um processo de fundição, tal confronto teórico/experimental pode ser considerado satisfatório. O uso de termopares mais sensíveis permitiria obter dados mais confiáveis.

A figura 5.22, a partir de dados fornecidos pelo modelo numérico, exibe a evolução de isotermas em diversos estágios do processo de fundição em areia. Por meio desta ilustração, é bastante clara a evolução de temperaturas, com o resfriamento ocorrendo primeiro na parte útil do fundido, seguida pela parte onde se localiza o massalote, que é a região a sofrer solidificação nos últimos instantes do processo.

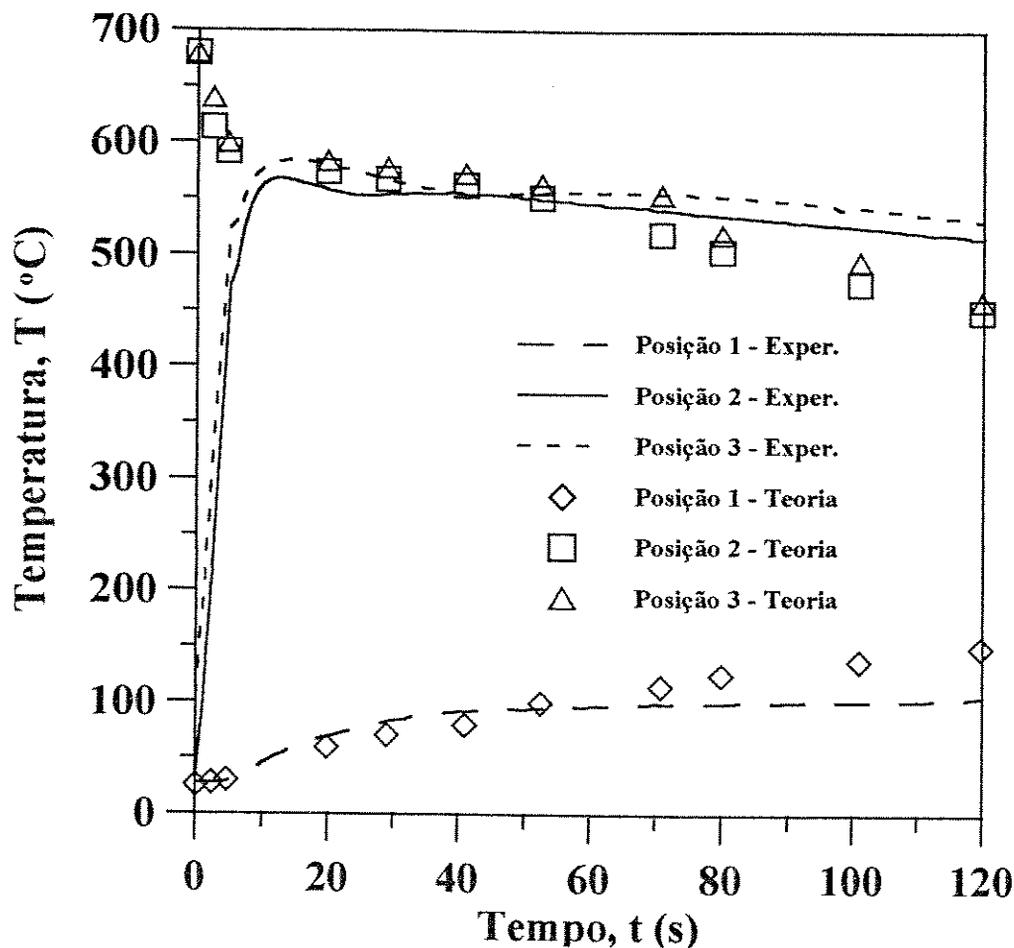
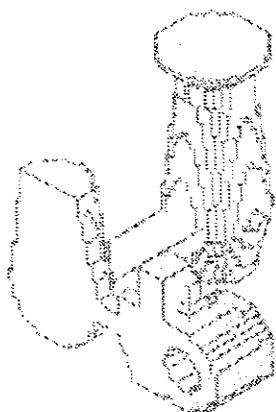
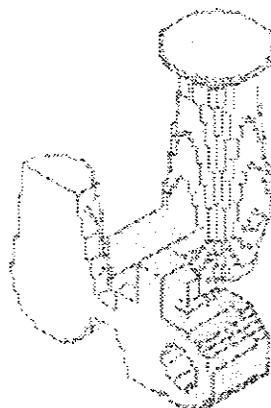


Figura 5.21. Confronto teórico/experimental em relação à evolução de temperaturas no sistema metal/molde na fundição em molde de areia.

Por outro lado, a análise teórico/experimental na fundição em molde de aço, no tocante à temperatura, foi bem mais prejudicada pela inércia térmica dos termopares. Como a solidificação é rápida nesse tipo de molde, o tempo de resposta dos termopares utilizados quase que inviabilizou a análise de temperaturas. Além disso, na fundição em molde de aço, a resistência térmica do molde é significativamente menor que a de moldes de areia. Tal fato torna importante as variações do coeficiente de transferência de calor metal/molde, o que pode resultar em diferenças entre resultados simulados e resultados experimentais. A figura 5.23 mostra o registro térmico dos termopares inseridos no sistema metal/molde. A evolução de temperatura registrada pelo termopar situado no molde exibe boa concordância teórico/experimental. A evolução de temperatura no metal fundido obtida experimentalmente, quando comparada com resultados fornecidos pelo pacote computacional, mostra concordância regular. Novamente, devido à proteção cerâmica, as evoluções térmicas registradas pelos termopares não acompanham os resultados simulados, nos primeiros instantes após o vazamento. Após alguns segundos, nota-se que concordância entre dados teóricos e experimentais melhora.



(a)  $t=52,1s$ ; 10% sólido;



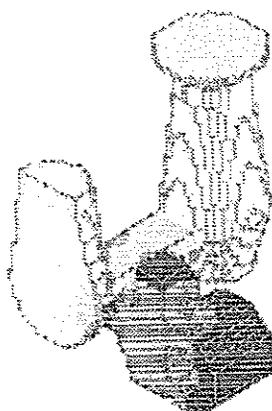
(b)  $t=62,5s$ ; 20% sólido;



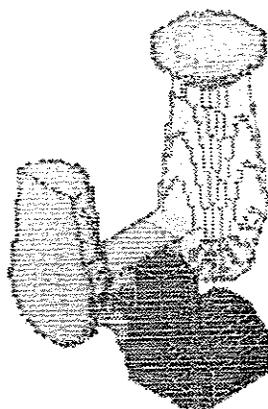
(c)  $t=94,3s$ ; 40% sólido;



(d)  $t=104,6s$ ; 60% sólido;



(e)  $t=110,1s$ ; 80% sólido;



(f)  $t=120,4s$ ; 100% sólido;

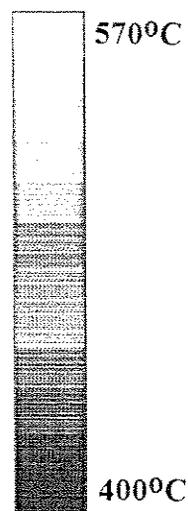


Figura 5.22. Evolução de temperaturas no fundido, em diversos estágios do processo de fundição em areia.

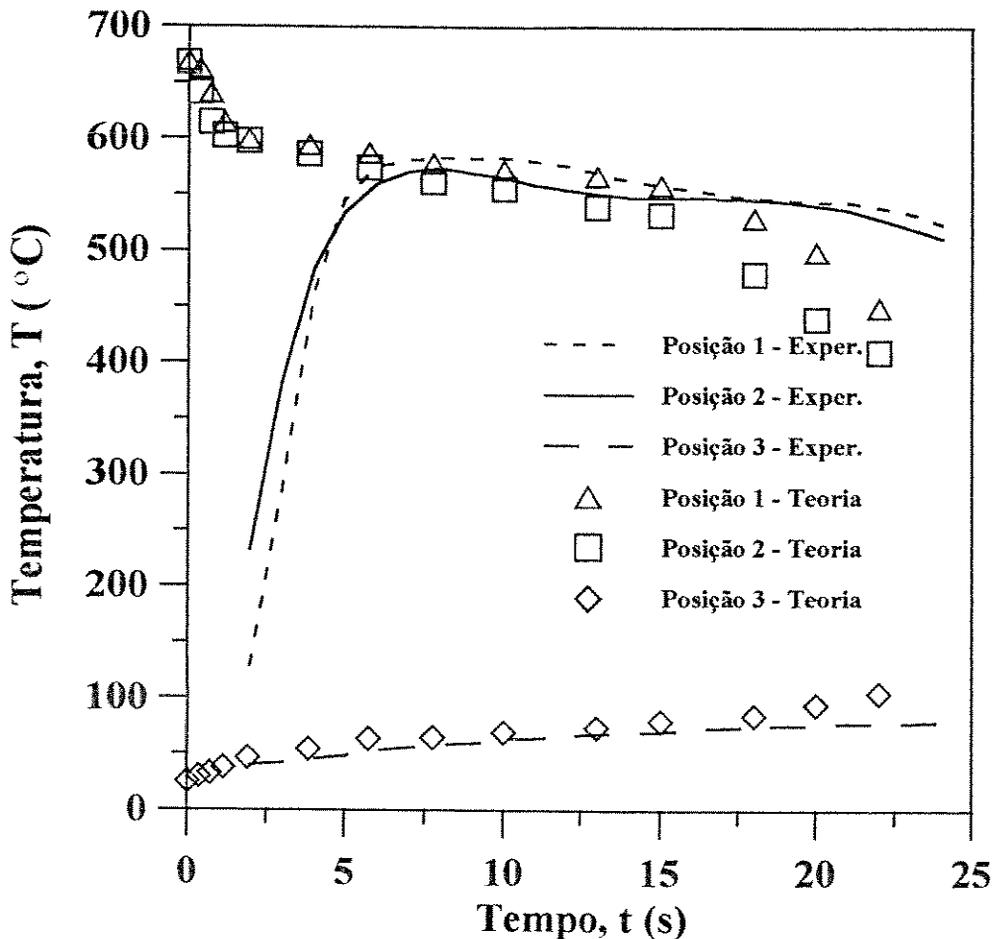


Figura 5.23. Confronto teórico/experimental em relação à evolução de temperaturas no sistema metal/molde na fundição em molde de aço

O termopar situado na posição inferior do fundido têm decréscimo de temperatura mais rápido que o situado na parte superior. Tal situação minimiza os defeitos causados pelo processo de solidificação, já que este ocorre da parte inferior para a superior. Da mesma forma efetuada no caso da fundição em areia, a figura 5.24 mostra a evolução de isotermas em diversos estágios do processo, após o vazamento do metal líquido. Tal ilustração mostra claramente a direção de deslocamento das isotermas (da solidificação), de baixo para cima, o que leva o massalote a apresentar solidificação após o resto do fundido. Em relação às microestruturas de solidificação obtidas nos dois processos de fundição, concentrou-se o estudo na distribuição de espaçamentos dendríticos secundários e terciários. Em geral, em processos de fundição convencionais, devido aos níveis de gradientes térmicos e taxas de crescimento envolvidos, bem como da ausência de uma direção única de solidificação, é difícil identificar os espaçamentos dendríticos primários. Tais espaçamento apenas podem ser identificados quando se usa moldes refrigerados, onde a solidificação tem natureza mais direcional e não equiaxial.

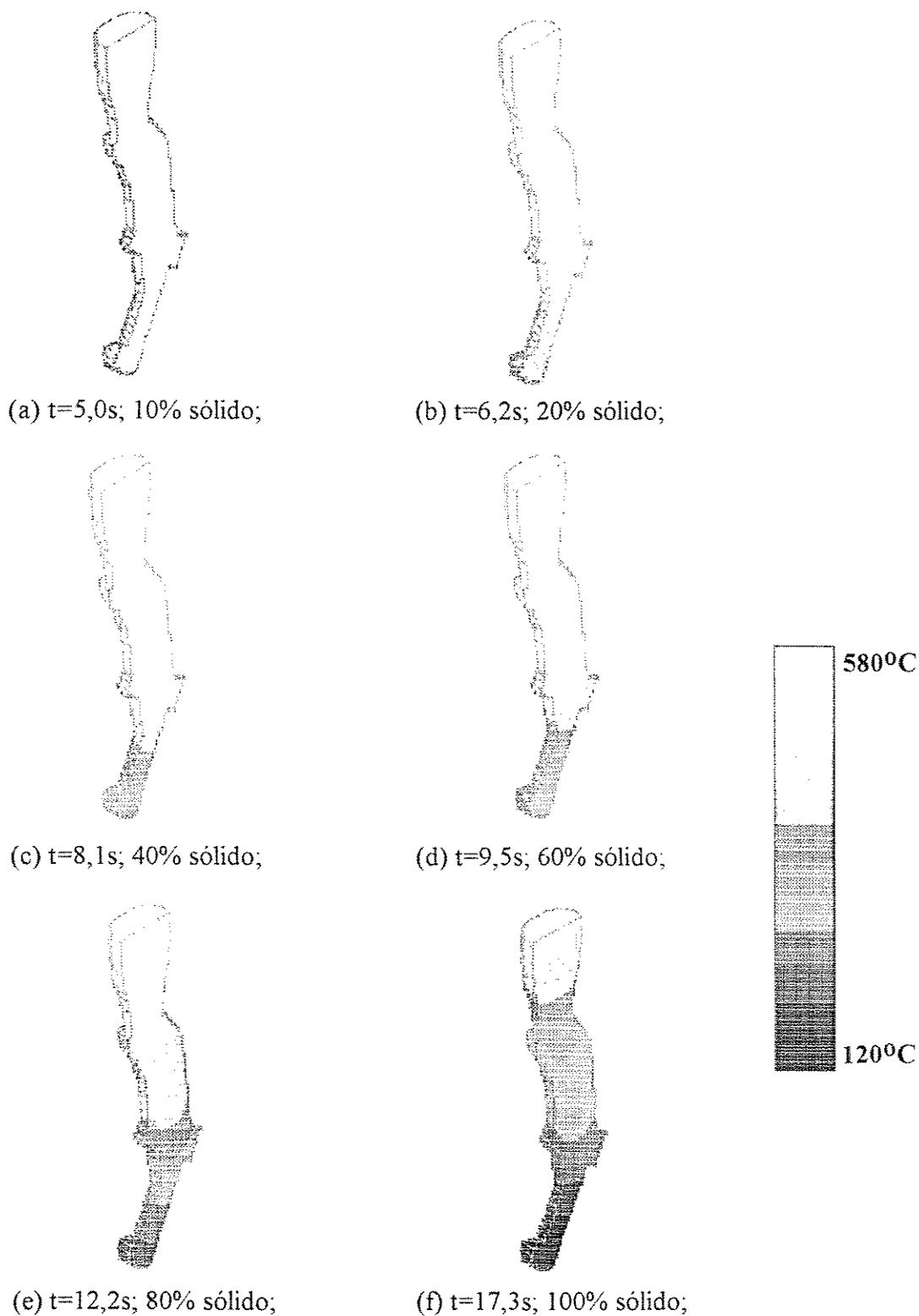


Figura 5.24. Evolução de temperaturas no fundido, em diversos estágios do processo de fundição em aço.

Devido a tais fatos, não foi possível analisar os espaçamentos dendríticos primários nas microestruturas obtidas por fundição no presente trabalho. Conforme discutido no item 5.3, os espaçamentos dendríticos secundários e terciários dependem fundamentalmente de  $t_{SL}$  e podem ser previstos através dos modelos de Feurer ( $\lambda_2$ ) e de Grugel modificado ( $\lambda_3$ ). Para a liga de alumínio estudada no presente trabalho, baseando-se nos resultados teóricos e experimentais exibidos na figura 5.14, bem como nas equações 5.4 e 5.5, uma relação média que permite prever  $\lambda_2$  é dada por:

$$\lambda_2 = 11,0 t_{SL}^{1/3} \quad (5.8)$$

Para os espaçamentos terciários, usando o modelo de Grugel modificado,  $\lambda_3$  é dado por:

$$\lambda_3 = 8,0 t_{SL}^{1/3} \quad (5.9)$$

As figuras 5.25 e 5.26 mostram a distribuição do tempo local de solidificação obtidos pela simulação nos moldes de areia e de aço, respectivamente.

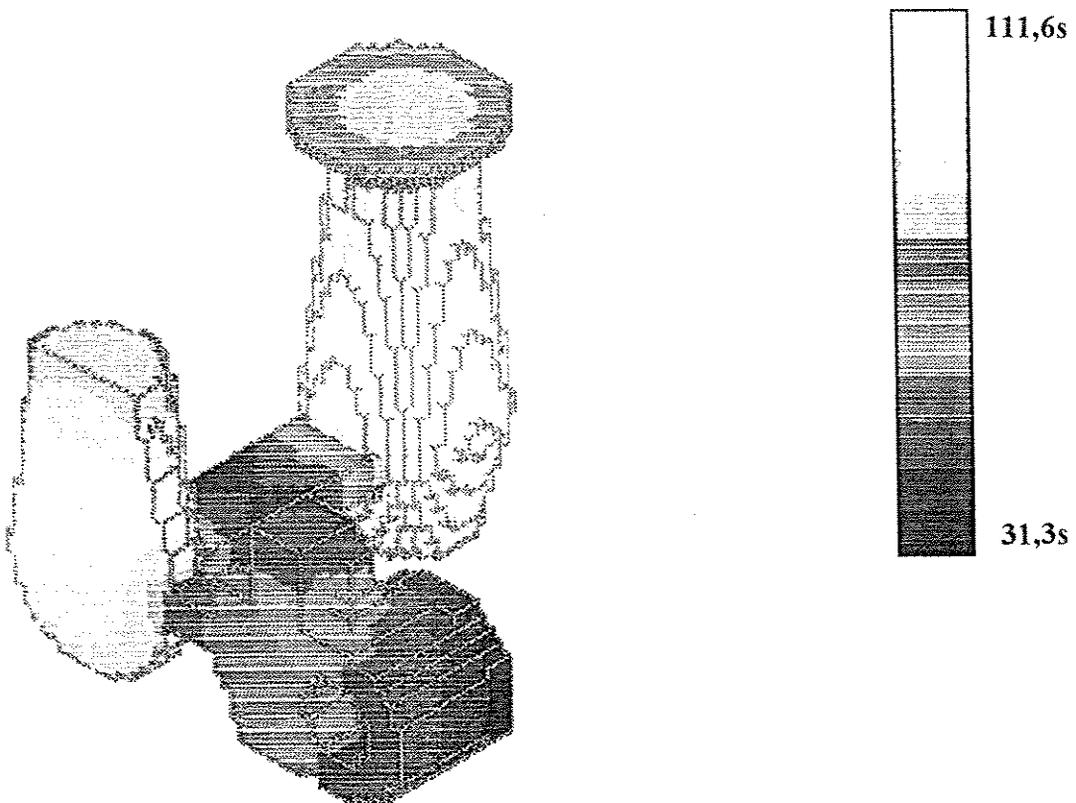


Figura 5.25. Distribuição do tempo local de solidificação na peça em alumínio obtida por fundição em areia.

A aplicação das equações 5.8 e 5.9 diretamente ao modelo numérico usado para simular os processos de fundição permitiram elaborar as figuras 5.27 e 5.28, que apresentam a distribuição de espaçamentos dendríticos secundários ao longo das duas peças metálicas obtidas em molde de areia e em molde de aço. O mesmo procedimento foi adotado com relação aos espaçamentos dendríticos terciários, como mostra a figura 5.29 e 5.30. Tais ilustrações exibem também, a comparação entre espaçamentos dendríticos secundários e terciários simulados e obtidos experimentalmente. Nota-se, em ambas as peças, que as regiões distantes dos massalotes e que têm solidificação mais rápida, apresentam espaçamentos pequenos em relação ao restante das peças. Em ambos os casos estudados, o confronto teórico/experimental associado aos espaçamentos secundários e terciários resultam em ótima concordância, mostrando eficiência na simulação da transferência de calor e nos modelos de previsão de crescimento dendrítico.

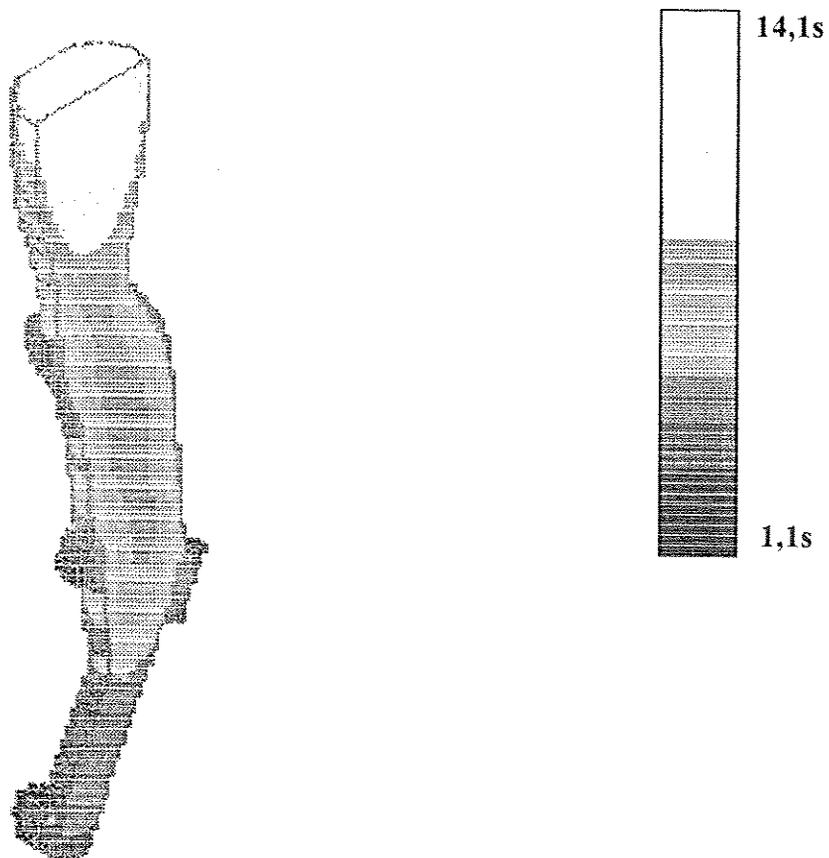
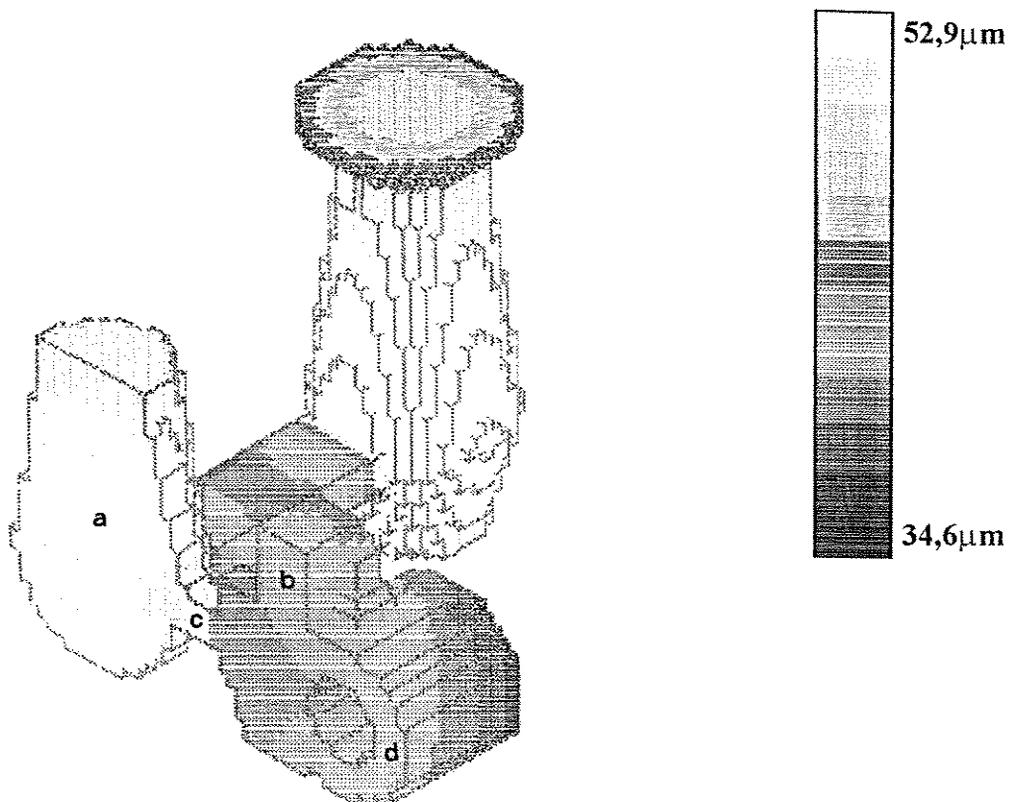


Figura 5.26. Distribuição do tempo local de solidificação na peça em alumínio obtida por fundição em aço.

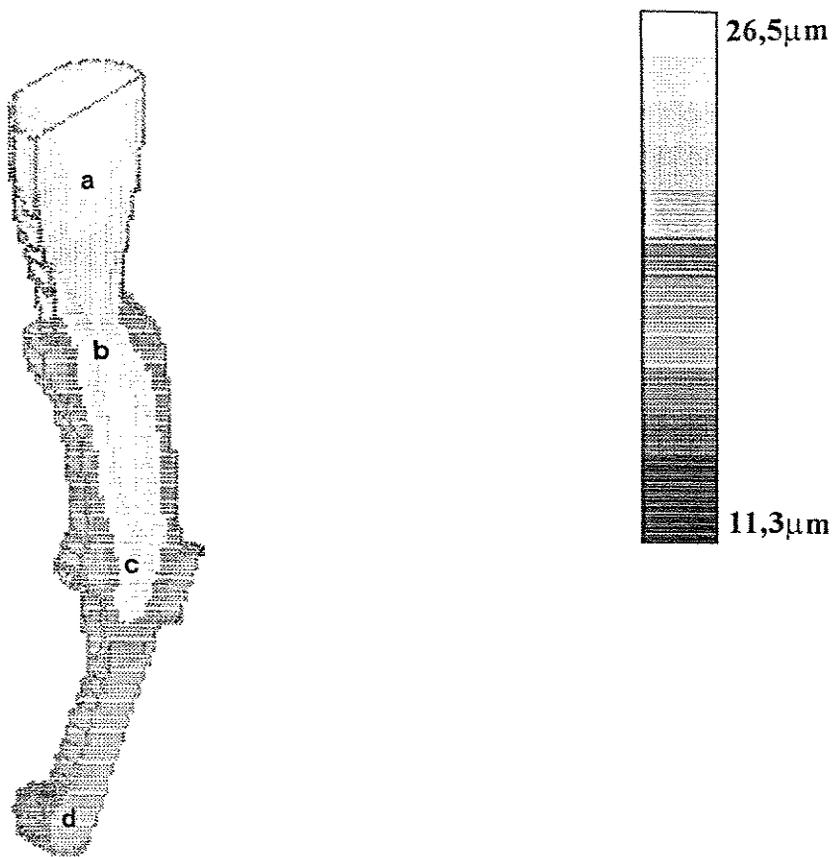


Posição	$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ ) Teórico	$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ ) Experimental
a	49,1	45,3±4,9
b	39,4	34,7±4,1
c	40,5	38,5±3,9
d	37,0	30,4±3,2



Microestrutura Típica (100×)

Figura 5.27. Distribuição de espaçamentos dendríticos secundários (teóricos e experimentais) na peça em alumínio obtida por fundição em areia.

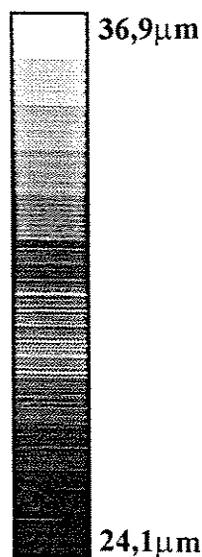
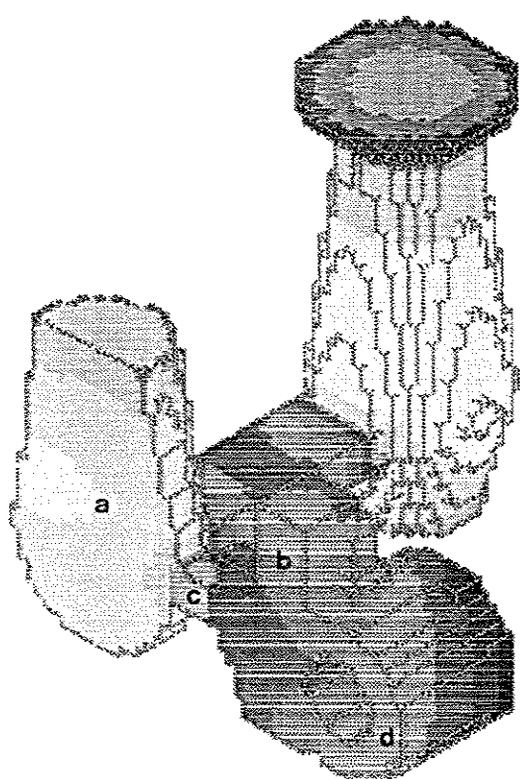


Posição	$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ ) Teórico	$\lambda_2$ ( $\mu\text{m}$ ) Experimental
a	25,4	28,3±2,9
b	21,8	24,1±3,0
c	21,2	21,6±2,2
d	17,4	15,9±1,8

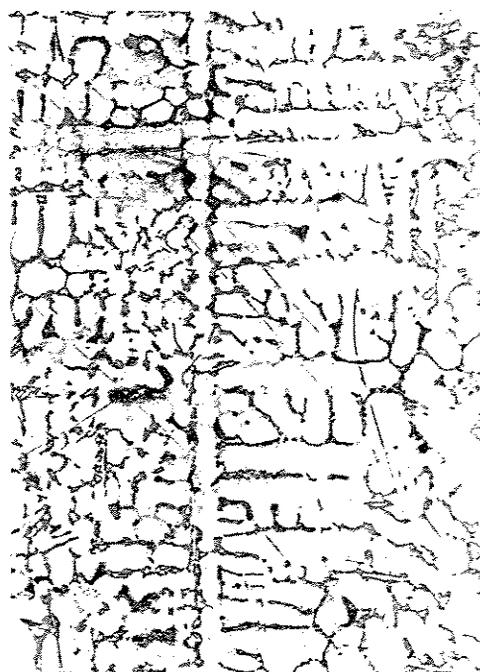


Microestrutura Típica (100x)

Figura 5.28. Distribuição de espaçamentos dendríticos secundários (teóricos e experimentais) na peça em alumínio obtida por fundição em aço.

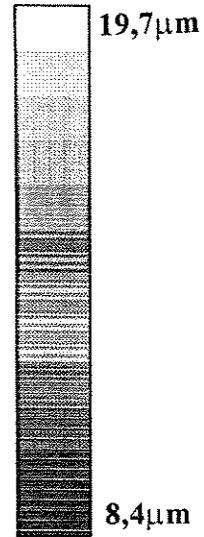


Posição	$\lambda_3$ ( $\mu\text{m}$ ) Teórico	$\lambda_3$ ( $\mu\text{m}$ ) Experimental
a	35,7	32,9±2,8
b	28,6	26,4±2,3
c	29,4	28,1±3,7
d	26,9	21,9±2,5

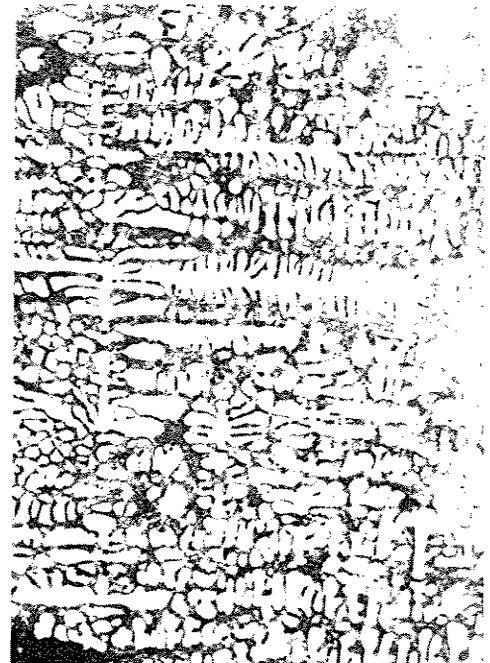


Microestrutura Típica (100x)

Figura 5.29. Distribuição de espaçamentos dendríticos terciários (teóricos e experimentais) na peça em alumínio obtida por fundição em areia.



Posição	$\lambda_3$ ( $\mu\text{m}$ ) Teórico	$\lambda_3$ ( $\mu\text{m}$ ) Experimental
a	18,5	18,4 $\pm$ 2,1
b	15,8	17,1 $\pm$ 1,0
c	15,4	14,8 $\pm$ 1,2
d	12,6	12,4 $\pm$ 1,1



Microestrutura Típica (100 $\times$ )

Figura 5.30. Distribuição de espaçamentos dendríticos terciários (teóricos e experimentais) na peça em alumínio obtida por fundição em aço.

## REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICAS

- [1] SAMUEL, A. M.; SAMUEL, F. H. Effect of treatment, solidification conditions and porosity level on the tensile properties of 319.2 endchill aluminum castings. **J. Materials Science**, v.30, p.4823-4833, 1995.
- [2] HUNT, J. D. Cellular and primary dendrite arm spacing. **In: Solidification and casting of metals**, London: The Metals Society, 1979, p.3.
- [3] OKAMOTO, T.; KISHITAKE, K. Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin, and zinc base binary alloys. **J. Crystal Growth**, v.29, p.137-146, 1975.
- [4] KURZ, W.; FISHER, D. J. Dendritic growth at limit of stability: Tip radius and spacing. **Acta Metall.**, v.29, p.11-20, 06-1981.
- [5] TRIVEDI, R. Theory of dendritic growth during the directional solidification of binary alloys. **J. Crystal Growth**, v.49, p.219-232, 1980.
- [6] FEURER, U., Influence of alloys compositions and solidification conditions on dendrite arm spacing, feeding and hot tearing properties of aluminum alloys. **In: Proceedings of the Symposium on Quality Control of Engineering Alloys**, Delft: 1977, p.131-145.
- [7] GRUGEL, R. N. Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys. **J. Materials Science**, v.28, p.677-683, 1993.
- [8] RIOS, C.T.; ALVES, A.P.; CARAM, R. Simulação numérica e análise microestrutural na fundição de alumínio. **Fundição e Serviços**, n.34, p.48-57, 08/09-1995.
- [9] CARAM, R., Modelagem matemática, simulação e otimização do processo de solidificação, **Campinas: UNICAMP**, 1988, 192p, Tese Doutorado.

## CAPÍTULO 6

### CONCLUSÕES

A elaboração do presente trabalho foi fundamentada no desenvolvimento de uma metodologia que permitisse prever a microestrutura dendrítica em peças obtidas pelo processo de fundição de ligas de alumínio. A realização do mesmo permitiu extrair as seguintes conclusões:

a. A liga de alumínio estudada, que é empregada industrialmente na fabricação de pistões automotivos, mostrou ser bastante indicada como objeto de estudo do trabalho aqui proposto. A solidificação e caracterização dessa liga foram executadas e analisadas dentro de um nível aceitável de dificuldades;

b. A caracterização metalográfica da liga estudada resultou na constatação da formação, em maior quantidade, da fase primária constituída pela solução sólida de silício e cobre em alumínio e dos eutéticos Al-Si e Al-Al<sub>2</sub>Cu. Em quantidade bem menor, foi observada a formação compostos de magnésio.

A caracterização da liga através do registro de seu resfriamento possibilitou observar a formação dos eutéticos Al-Si e Al-Al<sub>2</sub>Cu em 577 e 548°C. Através desses registros não foi possível determinar a temperatura liquidus da liga;

A caracterização da liga através da técnica de análise térmica diferencial levou à comprovação da formação dos eutéticos Al-Si e Al-Al<sub>2</sub>Cu, bem como possibilitou estabelecer o início da solidificação, em 590°C.

Os resultados dessas três formas de caracterização da liga analisada permitiram estabelecer o início de sua solidificação em 590°C e o seu término em 548°C. O emprego desses valores na simulação do processo de solidificação mostrou que tal adoção foi acertada;

c. A solidificação controlada da liga, no tocante à direção e taxa de crescimento, como também em relação às temperaturas próximas da interface sólido/líquido, permitiram estabelecer a correlação entre parâmetros térmicos e espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários. A comparação dos resultados obtidos com modelos teóricos de crescimento dendrítico possibilitou consolidar tal correlação, aumentando sua confiabilidade.

Constatou-se que os espaçamentos dendríticos primários são fortemente influenciados pela taxa de crescimento,  $V$ , e pelo gradiente térmico próximo à interface sólido/líquido,  $G$ . O aumento de  $V$  leva à diminuição de  $\lambda_1$ , enquanto que o aumento de  $G$  exibe uma tendência de diminuição tais espaçamentos. Além disso, quando  $G$  é

diminuído, os espaçamentos tornam-se mais sensíveis à variação da taxa de crescimento. Para a liga analisada, tais espaçamentos podem ser eficientemente previstos usando o modelo de Kurz-Fisher.

Os resultados experimentais relativos aos espaçamentos dendríticos secundários mostraram que  $\lambda_2$  depende fortemente do tempo local de solidificação. À medida que  $t_{SL}$  aumenta, os espaçamentos também aumentam. Com o uso do modelo de Feurer é possível prever valores de espaçamentos secundários em função do tempo local de solidificação.

A análise da evolução dos espaçamentos dendríticos terciários revelou a dependência de  $\lambda_3$  com  $t_{SL}$ . Da mesma forma observada no estudo dos espaçamentos secundários, o aumento do tempo local de solidificação provoca o aumento de  $\lambda_3$ . A previsão desses espaçamentos pode ser eficientemente executada com o uso do modelo de Grugel;

d. A simulação da transferência de calor no processo de fundição revelou que a evolução de parâmetros térmicos do processo podem ser previstos, dentro de certos limites, com eficiência, tanto na fundição em molde de areia, como no caso de molde de aço. Uma análise do processo de fundição baseada na simulação da transferência de calor durante a solidificação permite contribuir com subsídios fundamentais no projeto de um sistema de fundição tecnicamente e economicamente mais eficiente.

O emprego de dados sobre a evolução de parâmetros térmicos, associados a modelos de crescimento dendrítico revelou ser viável na análise da microestrutura dendrítica em peças de alumínio fundidas. A previsão microestrutural relacionada a espaçamentos dendríticos secundários e terciários foi elaborada e o confronto de dados teóricos fornecidos pela simulação numérica, com resultados experimentais mostrou ótima concordância. As particularidades dos sistemas metal/molde dos processos de fundição utilizados não permitiram obter dados confiáveis sobre os espaçamentos dendríticos primários;

e. Finalmente, pode-se afirmar que a simulação da microestrutura de peças de alumínio fundidas é possível desde que existam dados confiáveis sobre o crescimento dendrítico da liga analisada, bem como dados precisos utilizados na simulação térmica do processo de fundição. A utilização de modelos de transferência de calor, apoiados em modelos teóricos de crescimento e modelos experimentais de determinação de parâmetros microestruturais de solidificação, leva ao aumento da eficiência no processo de produção por fundição.

## **PROPOSTA PARA TRABALHOS FUTUROS**

O desenvolvimento do presente trabalho, que está associado ao estudo da fundição de uma liga de alumínio, representa apenas uma parcela do conjunto de possibilidades que a simulação da fundição oferece no tocante à análise e otimização do processo. Como forma de aprofundar o presente trabalho, são colocadas a seguir, algumas sugestões para trabalhos futuros:

a. Análise da correlação entre parâmetros térmicos e a formação de microporosidade em ligas de alumínio, e, sua aplicação na previsão desse tipo de defeito mediante a simulação da evolução térmica por meio modelos numéricos da transferência de calor;

b. Análise do efeito de espaçamentos dendríticos e da presença de microporosidades nas propriedades mecânicas de peças fundidas e a previsão do comportamento das mesmas pela simulação do processo;

c. Análise da correlação entre parâmetros térmicos e microestrutura dendrítica em ligas ternárias, com ênfase ao estudo do efeito da variação da quantidade dos elementos de liga;

d. Otimização da integridade de peças fundidas por meio da simulação do processo obtida pela análise da transferência de calor no sistema metal/molde;

e. Análise da possibilidade de utilização do pacote computacional aqui empregado, no estudo da fundição por injeção, onde as condições de contorno do problema podem ser significativamente diferentes dos processos tradicionais;

f. Análise da possibilidade de utilização do pacote computacional aqui empregado, em processos de fundição não-convencionais, como o de injeção de metal semi-sólido.

# ÍNDICE DE FIGURAS E TABELAS

## ÍNDICE DE FIGURAS

	Pg.
Figura 1.1 - Estrutura dendrítica em liga de Al-9Si-2,5Cu industrial exibindo ramos dendríticos primários, secundários e terciários. (125×)	1.2
Figura 2.1 - Determinação do coeficiente de distribuição de soluto no equilíbrio.	2.1
Figura 2.2 - Redistribuição de soluto durante processo de solidificação em equilíbrio	2.2
Figura 2.3 - Processo de degeneração da interface sólido/líquido com o aumento da velocidade de solidificação.	2.6
Figura 2.4 - Diagrama esquemático dos espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários.	2.8
Figura 2.5 - Comparação entre espaçamentos dendríticos primários em função da velocidade de crescimento, para um gradiente térmico constante e igual a 100°C/cm, para a liga Al-2%Cu (em peso), obtidos através dos modelos de Hunt (1), Okamoto-Kishitake (2), Kurz-Fisher (3), e de Trivedi (4).	2.12
Figura 3.1 - Divisão do sistema a ser analisado em pequenos elementos de volume. O detalhe exhibe os elementos que têm contato com o elemento i,j,k..	3.3
Figura 3.2 - Arranjo e características de dois elementos de volume dentro do domínio da análise pelo método de diferenças finitas[4].	3.4
Figura 3.3 - Diagrama esquemático das etapas de um processo de simulação da fundição de metais[7].	3.8
Figura 4.1 - Diagrama de fases do sistema Al-Si.	4.2
Figura 4.2 - Diagrama de fases do sistema Al-Cu.	4.3
Figura 4.3 - Diagrama de fases do sistema Al-Si-Cu.	4.3
Figura 4.4 - Forno de solidificação direcional tipo Bridgman-Stockbarger vertical: (a) conjunto; (b) unidade de aquecimento.	4.5
Figura 4.5 - Detalhes da amostra e acessórios empregados na solidificação direcional da liga de alumínio.	4.7
Figura 4.6 - Sistema metal/molde empregado na análise da fundição da liga de alumínio em molde de areia: (a) molde; (b) metal.	4.9
Figura 4.7 - Sistema metal/molde empregado na análise da fundição da liga de alumínio em molde de aço: (a) molde; (b) metal.	4.10

Figura 4.8 - Diagrama esquemático do sistema de medidas de temperaturas empregando aquisição de dados computadorizada.	4.11
Figura 4.9 - Métodos de interceptação linear para cálculo de espaçamentos dendríticos: (a) Espaçamentos secundários; (b) Espaçamentos terciários.	4.14
Figura 4.10 - Métodos de arranjo retangular para cálculo de espaçamentos dendrítico.	4.15
Figura 5.1 - Microestrutura da liga de composição exibida na tabela 4.1. As regiões destacadas referem-se ao alumínio contendo silício e cobre em solução e os eutéticos Al-Si e Al-Al <sub>2</sub> Cu. (156×)	5.2
Figura 5.2 - Microestrutura da região da liga de alumínio submetida à análise de imagem por raios-x. (2.800×)	5.3
Figura 5.3 - Distribuição dos elementos na microestrutura mostrada na figura 5.2: (a) alumínio; (b) silício; (c) cobre; (d) magnésio; (e) ferro e (f) níquel.	5.4
Figura 5.4 - Registro do decréscimo da temperatura em função do tempo obtido durante a solidificação da liga de alumínio com silício e cobre.	5.5
Figura 5.5 - Análise térmica diferencial da liga estudada no presente trabalho, mostrando a temperatura liquidus em 590°C, a formação do eutético Al-Si em 577°C e do eutético Al-Al <sub>2</sub> Cu em 548°C.	5.6
Figura 5.6 - Diagrama esquemático dos registros térmicos utilizados para cálculo da taxa de crescimento, do gradiente térmicos e do tempo local de solidificação.	5.8
Figura 5.7 - Registro térmico obtido durante a solidificação direcional da liga de alumínio estudada no presente trabalho.	5.9
Figura 5.8 - Influência da taxa de crescimento no espaçamento dendrítico primário, para diversos valores de gradiente térmico na interface sólido/líquido.	5.10
Figura 5.9 - Influência da taxa de crescimento no espaçamento dendrítico primário para G=9,0°C/cm obtido experimentalmente e comparado a modelos teóricos.	5.11
Figura 5.10 - Influência da taxa de crescimento no espaçamento dendrítico primário para G=13,0°C/cm obtido experimentalmente e comparado a modelos teóricos.	5.12
Figura 5.11 - Influência da taxa de crescimento no espaçamento dendrítico primário para G=17,0°C/cm obtido experimentalmente e comparado a modelos teóricos.	5.13

- Figura 5.12 - Influência da taxa de crescimento no espaçamento dendrítico primário para  $G=19,0^{\circ}\text{C}/\text{cm}$  obtido experimentalmente e comparado a modelos teóricos. 5.14
- Figura 5.13.a - Microestruturas dendríticas (vista longitudinal) obtidas sob diversas condições experimentais: (a)  $V=0,046\text{cm}/\text{s}$  e  $G=15,1^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ ; (b)  $V=0,026\text{cm}/\text{s}$  e  $G=16,3^{\circ}\text{C}/\text{cm}$  e (c)  $V=0,012\text{cm}/\text{s}$  e  $G=19,6^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ . (32 $\times$ ) 5.15
- Figura 5.13.b - Microestruturas dendríticas (vista transversal) obtidas sob diversas condições experimentais: (a)  $V=0,046\text{cm}/\text{s}$  e  $G=15,1^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ ; (b)  $V=0,026\text{cm}/\text{s}$  e  $G=16,3^{\circ}\text{C}/\text{cm}$  e (c)  $V=0,012\text{cm}/\text{s}$  e  $G=19,6^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ . (40 $\times$ ) 5.16
- Figura 5.14 - Influência do tempo local de solidificação no espaçamento dendrítico secundário obtido experimentalmente e comparado com resultados obtidos de modelos teóricos. 5.18
- Figura 5.15 - Microestruturas dendríticas (vista longitudinal) obtidas sob diversas condições experimentais: (a)  $t_{\text{SL}}=69,2\text{s}$ ; (b)  $t_{\text{SL}}=99,5\text{s}$  e (c)  $t_{\text{SL}}=173,6\text{s}$ . (64 $\times$ ) 5.19
- Figura 5.16 - Microestruturas dendríticas (vista transversal) obtidas sob diversas condições experimentais: (a)  $t_{\text{SL}}=69,2\text{s}$ ; (b)  $t_{\text{SL}}=99,5\text{s}$  e (c)  $t_{\text{SL}}=173,6\text{s}$ . (64 $\times$ ) 5.20
- Figura 5.17 - Influência do tempo local de solidificação no espaçamento dendrítico terciário obtido experimentalmente e comparado com resultados obtidos do modelo de Grugel. 5.21
- Figura 5.18 - Modelo de análise da peça em liga de alumínio mostrada na figura 4.6 e fundida em molde de areia. 5.22
- Figura 5.19 - Modelo de análise da peça em liga de alumínio mostrada na figura 4.7 e fundida em molde permanente de aço. 5.23
- Figura 5.20 - Diagrama esquemático da localização de termopares no sistema metal/molde: (a) molde em areia; (b) molde em aço. 5.24
- Figura 5.21 - Confronto teórico/experimental em relação à evolução de temperaturas no sistema metal/molde na fundição em molde de areia. 5.26
- Figura 5.22 - Evolução de temperaturas no fundido, em diversos estágios do processo de fundição em areia. 5.27
- Figura 5.23 - Evolução de temperaturas no fundido, em diversos estágios do processo de fundição em areia. 5.28
- Figura 5.24 - Evolução de temperaturas no fundido, em diversos estágios do processo de fundição em aço. 5.29
- Figura 5.25 - Distribuição do tempo local de solidificação na peça em alumínio obtida por fundição em areia. 5.30

Figura 5.26 - Distribuição do tempo local de solidificação na peça em alumínio obtida por fundição em aço.	5.31
Figura 5.27 - Distribuição de espaçamentos dendríticos secundários (teóricos e experimentais) na peça em alumínio obtida por fundição em areia.	5.32
Figura 5.28. Distribuição de espaçamentos dendríticos secundários (teóricos e experimentais) na peça em alumínio obtida por fundição em aço.	5.32
Figura 5.29. Distribuição de espaçamentos dendríticos terciários (teóricos e experimentais) na peça em alumínio obtida por fundição em areia.	5.34
Figura 5.30. Distribuição de espaçamentos dendríticos terciários (teóricos e experimentais) na peça em alumínio obtida por fundição em aço.	5.35

## ÍNDICE DE TABELAS

<b>Tabela 2.1</b> - Valores de a e b da equação 2.7, obtidos experimentalmente.	2.9
<b>Tabela 2.2</b> - Parâmetros empregados no cálculo de $\bar{M}$ para ligas de alumínio.	2.13
<b>Tabela 4.1</b> - Composição da liga de alumínio analisada no presente trabalho.	4.1
<b>Tabela 4.2</b> - Propriedades termofísicas da liga analisada no presente trabalho[6-7]	4.4
<b>Tabela 4.3</b> - Parâmetros termofísicos dos materiais usados como molde[6-7,9].	4.8

## SÍMBOLOS

C	Composição - Componente B	% peso
$C_0$	Composição inicial - Componente B	% peso
$C_E$	Composição eutética - Componente B	% peso
$C_S$	Composição do sólido - Componente B	% peso
$C_L$	Composição do líquido - Componente B	% peso
D	Coefficiente de difusão de soluto no líquido	$m^2/s$
G	Gradiente de temperatura na interface sólido/líquido	$^{\circ}C/m$
H	Calor Latente de Fusão	$J/m^3$
L	Constante de perturbação harmônica	
$L_1, L_2$	Comprimento	m
$\bar{M}$	Parâmetro de engrossamento	$m^3/s$
K	Constante de crescimento dendrítico	
K	Condutividade térmica	$Wm^{\circ}C$
T	Temperatura	$^{\circ}C$
$T_E$	Temperatura eutética	$^{\circ}C$
$T_f$	Temperatura de fusão da liga	$^{\circ}C$
$T_L$	Temperatura liquidus	$^{\circ}C$
$T_S$	Temperatura solidus	$^{\circ}C$
$\dot{T}$	Taxa de resfriamento	$^{\circ}C/s$
$T'$	Temperatura do nó após um intervalo de tempo no M.D.F.	$^{\circ}C$
V	Taxa de solidificação da interface sólido/líquido	$m/s$
$V_c$	Velocidade crítica do início do S.R.C.	$m/s$
$V_{TR}$	Velocidade de transição celular - dendrítica	$m/s$
a, b	Constantes de espaçamento dendrítico	
c	Calor específico	$J/kg.^{\circ}C$
$f_S$	Fração de volume sólido	
$f_L$	Fração de volume líquido	
$h_C$	Coefficiente de transmissão de calor por convecção	$W/m^2^{\circ}C$
$h_R$	Coefficiente de transmissão de calor por radiação	$W/m^2^{\circ}C$
i, j, k	Coordenadas de um determinado nó no M.D.F.	
$k_0$	Coefficiente de distribuição de soluto no equilíbrio	
$k_E$	Coefficiente de distribuição efetivo do soluto	
m	Inclinação da curva liquidus	$^{\circ}C/\% \text{ peso}$
q	Fluxo de calor	$W/m^2$
t	Tempo	s
$t_{SL}$	Tempo local de solidificação	s
x, y, z	Direções cartesianas	
$\delta$	Espessura da camada de soluto na interface sólido/líquido	m
$\epsilon$	Constante de emissividade	
$\epsilon$	Constante (grau de mistura no líquido).	
$\lambda_1$	Espaçamento dendrítico primário	m
$\lambda_2$	Espaçamento dendrítico secundário	m

$\lambda_3$	Es <u>pa</u> çamento dendrítico terciário	m
$\rho$	Den <u>s</u> idade	kg/m <sup>3</sup>
$\sigma$	Con <u>st</u> ante de Stefan-Boltzmann: $5,7 \times 10^{-8}$	W/m <sup>2</sup> .K <sup>4</sup>
$\sigma_{SL}$	En <u>er</u> gia interfacial sólido/líquido.	J/m <sup>2</sup>
$\Gamma$	Co <u>ef</u> iciente de Gibbs - Thomson.	°Cm
$\Delta C_0$	Dif <u>er</u> ença de concentração do líquido e do sólido	% peso
$\Delta E$	Va <u>ri</u> ação de energia de um determinado subvolume	J
$\Delta T_0$	Fai <u>x</u> a de temperatura de equilíbrio sólido-líquido: $(T_L - T_S)$	°C
$\Delta T'$	Dif <u>er</u> ença de temperatura ponta-base da dendrítica	°C
$\Delta t$	Int <u>er</u> valo de tempo no M.D.F.	s
$\Delta x, \Delta y, \Delta z$	Es <u>pe</u> ssura dos elementos de volume no M.D.F.	m