

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA  
TESE DEFENDIDA POR KLEBER A.S. CRUZ

..... E APROVADA  
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 08 / 09 / 2008

Amauri Garcia  
ORIENTADOR

C<sub>2</sub>

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

# **Microestrutura de Solidificação, Resistências Mecânica e ao Desgaste de Ligas Al-Sn e Al-Si**

Autor: Kleber Agustin Sabat da Cruz  
Orientador: Prof. Dr. Amauri Garcia

86/2008

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

# **Microestrutura de Solidificação, Resistências Mecânica e ao Desgaste de Ligas Al-Sn e Al-Si**

Autor: Kleber Agustin Sabat da Cruz  
Orientador: Prof. Dr. Amauri Garcia

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

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

Campinas, 2008  
SP – Brasil

UNIDADE BC  
Nº CHAMADA: T/UNICAMP C889m  
V. EX  
TOMBO ZOOCL 79.239  
PROC 160.129.03  
C D  
PREÇO 11,00  
DATA 4-11-03  
BIB-ID 447725

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

C889m Cruz, Kleber Agustin Sabat da  
Microestrutura de solidificação, resistência mecânica  
e ao desgaste de ligas Al-Sn e Al-Si / Kleber Agustin  
Sabat da Cruz. --Campinas, SP: [s.n.], 2008.

Orientador: Amauri Garcia.

Tese de Doutorado - Universidade Estadual de  
Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Solidificação. 2. Ligas de alumínio. 3. Resistência  
de materiais. 4. Desgaste mecânico. I. Garcia, Amauri.  
II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de  
Engenharia Mecânica. III. Título.

Título em Inglês: Solidification microstructure, mechanical and wear resistances  
of Al-Sn and Al-Si alloys

Palavras-chave em Inglês: Transient directional solidification, Al-Sn and Al-Si  
hypoeutectic alloys, Wear resistance, Dendritic  
structure, Mechanical properties

Área de concentração: Materiais e Processos

Titulação: Doutor em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Maria Clara Filippini Ierardi, Cecília Amélia de Carvalho  
Zavaglia, Carlos de Moura Neto, Luiz Carlos Casteletti

Data da defesa: 08/09/2008

Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

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

**TESE DE DOUTORADO**

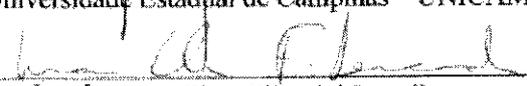
**Microestrutura de Solidificação, Resistências Mecânica e ao Desgaste de Ligas Al-Sn e Al-Si**

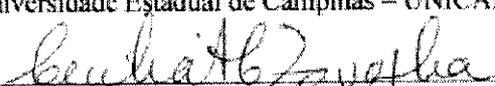
Autor: **Kleber Agustin Sabat da Cruz**

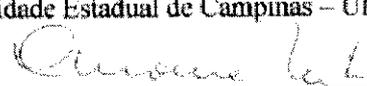
Orientador: **Prof. Dr. Amauri Garcia**

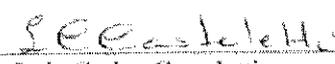
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Tese:

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

  
\_\_\_\_\_  
Prof.<sup>a</sup>. Dr.<sup>a</sup>. Maria Clara Filippini Jerardi  
Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP

  
\_\_\_\_\_  
Prof.<sup>a</sup>. Dr.<sup>a</sup>. Cecilia Amélia de Carvalho Zavaglia  
Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Carlos de Moura Neto  
Comando Geral de Tecnologia Aeroespacial - Instituto Tecnológico de Aeronáutica – ITA/CTA

  
\_\_\_\_\_  
Prof. Dr. Luiz Carlos Casteletti  
Escola de Engenharia de São Carlos-Universidade de São Paulo – EESC-USP

Campinas, 08 de setembro de 2008.

669508002

## **DEDICATÓRIA**

Dedico este trabalho aos meus amados pais,

**Eulógio Nogueira da Cruz (*in memoriam*) e Conceição Maria Sabat da Cruz,**

a quem devo tudo na vida e minha formação moral;

à minha família por todo apoio moral que me deu durante a minha jornada, e

à minha grande amiga Selma, pela grande ajuda dada.

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, pela sua presença constante em minha vida e a quem dedico toda a minha fé e amor.

Ao professor Dr. Amauri Garcia, pelo incentivo, amizade, competência e principalmente pela confiança depositada em meu trabalho, fazendo com que a condição de ser seu orientado se tornasse um privilégio;

Ao professor e amigo Dr. José Maria do Valle Quaresma, pelo apoio e incentivo;

Aos colegas e amigos que fazem ou fizeram parte do Grupo de Pesquisa em Solidificação (GPS) e do Grupo de Estudos em Engenharia de Superfície e desgaste da EESC/USP: Dr. Alexandre Pitol Boeira, Eng<sup>o</sup> Antônio Dias, Dr. Daniel Rosa, Dr. Ivaldo Leão Ferreira, Dr. José Eduardo Spinelli, Dr. Moisés Pariona, Dr. Noé Cheung, Dr. Wislei Riuper Ramos Osório, Dr. Alex Maia do Nascimento, MC Elisângela dos Santos Meza, MC Manuel Venceslau Canté, MC Pedro Roberto Goulart, MC Maria Adrina Silva, MC Leonardo Riccheli, Eng. Leandro Peixoto, MC Maria Aparecida Larosa, Eng. Eder Bernardes, MC Frederico Fernandes, Stênio Heck pela troca de idéias, conhecimentos, momentos de descontração, sugestões e observações valiosas.

Ao professor Dr. Luiz Carlos Casteletti, por autorizar a utilização de seu laboratório de ensaios de desgaste localizado na Escola de Engenharia de São Carlos, que contribuiu para o desenvolvimento experimental desta tese;

Aos professores do Departamento de Engenharia de Materiais, em especial a Prof<sup>a</sup> Dr<sup>a</sup> Maria Clara Filippini Ierardi, que contribuíram de forma direta e indireta para a minha formação acadêmica;

Ao apoio dos técnicos e funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais, em especial a Ana Carolina Capellini, Claudinete Vieira Leal, Rita Buso Jacon e Geraldo Salustiano

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP), pelo suporte financeiro, que permitiu o desenvolvimento deste trabalho, e a todos que, de alguma forma, me apoiaram, torceram por mim e viabilizaram este trabalho.

Muito obrigado!

“Para conhecermos os amigos é necessário passar pelo sucesso e pela desgraça, no sucesso verificamos a quantidade e, na desgraça a qualidade”  
(*Confúcio*)

## RESUMO

CRUZ, Kleber Agustin Sabat, Microestrutura de Solidificação, Resistências Mecânica e ao Desgaste de Ligas Al-Sn e Al-Si, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Brasil, 2008. 210 p. Tese (Doutorado).

A procura por relações funcionais correlacionando parâmetros microestruturais e o comportamento mecânico de ligas metálicas é fundamental para a pré-programação do produto final. O presente estudo pretende contribuir para o entendimento sobre a influência dos parâmetros microestruturais na resistência ao desgaste e nas propriedades mecânicas de ligas de dois sistemas binários: Al-Sn e Al-Si. Tais ligas são bastante usadas em aplicações de engenharia, tais como mancais e camisas de cilindro de motores de combustão, respectivamente. Apesar do grande uso das ligas do sistema Al-Sn como material tribológico, são escassos os estudos sobre o desenvolvimento microestrutural destas ligas na literatura. Neste estudo, quatro ligas hipoeutéticas do sistema Al-Sn e três ligas hipoeutéticas do sistema Al-Si foram submetidas a solidificação unidirecional, na direção vertical e sentido ascendente, sob condições transitórias de fluxo de calor. Os espaçamentos dendríticos primários ( $\lambda_1$ ) e secundários ( $\lambda_2$ ) foram medidos nas direções transversal e longitudinal dos lingotes, respectivamente, e correlacionados com as variáveis térmicas que atuaram durante a solidificação. Uma abordagem teórico-experimental foi desenvolvida para determinar quantitativamente as variáveis térmicas, tais como: coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde, velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, gradientes térmicos, taxa de resfriamento e tempo local de solidificação. Este estudo também aborda a influência do teor de soluto nos espaçamentos dendríticos das ligas estudadas. Os dados experimentais obtidos, concernentes à solidificação das ligas Al-Sn, são comparados com modelos de crescimento dendrítico existentes na literatura. O comportamento mecânico das ligas Al-Sn e Al-Si foi analisado por meio de ensaios de tração e de desgaste. O ensaio de desgaste utilizado foi o ensaio de micro-abrasão por esfera rotativa fixa, sob condições a seco (sem óleo lubrificante ou solução abrasiva). As amostras submetidas aos ensaios de desgaste foram retiradas na direção transversal dos lingotes. A condição a seco foi adotada para impedir a interferência de elementos interfaciais na resposta da microestrutura com relação ao desgaste mecânico. O volume de desgaste é o parâmetro quantificador da resistência ao desgaste e, são obtidas equações que correlacionam o volume de desgaste com espaçamentos dendríticos, levando em consideração o tempo de ensaio, que está relacionado com a distância de deslizamento.

Palavras-Chave:

Solidificação unidirecional transitória; Ligas hipoeutéticas Al-Sn e Al-Si; Resistência ao desgaste; Estrutura dendrítica; Propriedades mecânicas.

## ABSTRACT

CRUZ, Kleber Agustin Sabat, Solidification Microstructure, Mechanical and Wear Resistances of Al-Sn and Al-Si Alloys, Campinas: Faculty of Mechanical Engineering, University of Campinas, Brazil, 2008. 174 p. Thesis (Doctorate).

The search for relationships between microstructural parameters and mechanical behavior of alloys is fundamental for the pre-programming of final properties of as-cast components. The present study aims to contribute to the understanding about the influence of microstructural parameters on the wear resistance and mechanical properties of alloys of two binary systems: Al-Sn and Al-Si. Such alloys are widely used in engineering applications, especially as bearing components such as journal bearings and cylinder liners, respectively. Despite the wide use of Al-Sn alloys as bearing materials studies on the microstructural development of such alloys are rare.. In the present study, four Al-Sn and three Al-Si hypoeutectic alloys were directionally solidified under upward unsteady state heat flow conditions. The primary ( $\lambda_1$ ) and secondary ( $\lambda_2$ ) dendrite arm spacings were measured along the castings length and correlated with transient solidification thermal variables. A combined theoretical and experimental approach has been used to quantitatively determine such thermal variables, i.e., transient metal/mold heat transfer coefficients, tip growth rates, thermal gradients, tip cooling rates and local solidification time. This study also focuses on the dependence of dendrite arm spacings on the alloy solute content. Furthermore, the experimental data concerning the solidification of Al -Sn alloys are compared with the main predictive dendritic models from the literature. The mechanical behaviors of the Al-Sn and Al-Si alloys were analyzed by wear and tensile tests. Micro-abrasive wear tests under dry sliding conditions and by using a fixed rotating sphere were applied to transversal samples collected along the casting. The dry condition is adopted to prevent effects of interfacial elements such as abrasive slurry or lubricant oil on the microstructural response during the tests. The wear volume was used to evaluate the wear resistance. Afterwards, equations correlating the wear volume and the dendritic arm spacing have been proposed taking into account the influence of time (sliding distance).

### Keywords

Transient directional solidification; Al-Sn and Al-Si hypoeutectic alloys; Wear resistance; Dendritic structure; Mechanical properties.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS -----	XIV
LISTA DE TABELAS -----	XXII
NOMENCLATURA-----	XXIV

### CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO -----	1
1.1 - Considerações iniciais -----	1
1.2 - Objetivos do trabalho -----	5

### CAPÍTULO 2

VARIÁVEIS TÉRMICAS E ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO -----	7
2.1. Variáveis térmicas -----	7
2.1.1. Análise experimental da solidificação unidirecional em condições transitórias -	9
2.2. Macroestrutura de solidificação -----	12

2.2.1. Zonas macroestruturais -----	12
2.2.2. Transição colunar-equiaxial-----	14
<b>2.3. Microestruturas de solidificação -----</b>	<b>22</b>
2.3.1. Quantificação do super-resfriamento constitucional (SRC) -----	23
2.3.2. Estruturas celulares e dendríticas -----	26
2.3.3. Leis de crescimento celular e dendrítico -----	31
2.3.4. Modelos de crescimento celular e dendrítico primário -----	32
2.3.4. (a) Modelo de Okamoto e Kishitake ( OK ) -----	32
2.3.4. (b) Modelo de Hunt ( H )-----	34
2.3.4. (c) Modelo de Kurz – Fisher ( KF )-----	36
2.3.4. (d) Modelo de Trivedi ( T ) -----	38
2.3.4. (e) Modelo de Hunt-Lu (HL) -----	40
2.3.4. (f) Modelo de Bouchard – Kirkaldy ( BK )-----	42
2.3.5. Modelos de crescimento dendrítico secundário -----	44
2.3.6. Modelos de crescimento dendrítico terciário-----	47

## CAPÍTULO 3

MICROESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO E RESISTÊNCIAS MECÂNICA E AO DESGASTE -----	49
<b>3.1. Propriedades mecânicas e estruturas de solidificação -----</b>	<b>49</b>
<b>3.2. Estruturas e comportamento tribológico de materiais metálicos -----</b>	<b>53</b>
3.2.1. Considerações iniciais -----	53
3.2.2. Classificação dos mecanismos de desgaste-----	54
3.2.2. (a) Desgaste adesivo -----	58
3.2.2. (b) Desgaste abrasivo -----	59
3.2.2. (c) Desgaste por fadiga superficial-----	61
3.2.2. (d) Desgaste por reação triboquímica -----	62
3.2.3. Ensaio de desgaste por micro-abrasão -----	63
3.2.4. Cálculo do volume de desgaste (V) -----	66
3.2.5. Microestrutura e comportamento tribológico -----	69

## CAPÍTULO 4

MATERIAIS E METODOLOGIA EXPERIMENTAL .....	79
4.1. Materiais e equipamentos utilizados .....	81
4.2. Metodologia experimental.....	92
4.2. (a) Procedimento experimental para obtenção do $h_g = C.t^n$ .....	92
4.2. (b) Metodologia para obtenção das relações funcionais entre variáveis térmicas e distância da fonte extratora de calor .....	94
4.2. (c) Caracterização e obtenção dos parâmetros da estrutura de solidificação .....	96
4.2. (d) Ensaio de tração .....	99
4.2. (e) Ensaio de desgaste .....	102

## CAPÍTULO 5

RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	105
5.1 – Coeficientes globais de transferência de calor de ligas Al-Sn: $h_g = C.t^n$ .....	105
5.2 – Evolução das variáveis térmicas para ligas Al-Sn .....	108
5.3 – Caracterização da macroestrutura para as ligas Al-Sn.....	114
5.4 – Caracterização da microestrutura de solidificação para as ligas Al-Sn .....	118
5.4.1 – Caracterização do espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ) .....	118
5.4.2 – Caracterização do espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ) .....	122
5.5 - Leis experimentais de crescimento dendrítico para ligas Al-Sn .....	124

5.5.1 - Leis de crescimento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ) -----	124
5.5.2 - Leis de crescimento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ) -----	128
<b>5.6 – Comparação dos resultados experimentais para as ligas Al-Sn e modelos existentes na literatura -----</b>	<b>131</b>
<b>5.7 – Correlação dos espaçamentos dendríticos primários e secundários (<math>\lambda_1</math> e <math>\lambda_2</math>) com as propriedades mecânicas das ligas do sistema Al-Sn -----</b>	<b>137</b>
<b>5.8 – Correlação dos espaçamentos dendrítico primários e secundários (<math>\lambda_1</math> e <math>\lambda_2</math>) com as propriedades mecânicas das ligas do sistema Al-Si -----</b>	<b>141</b>
<b>5.9 – Correlação dos espaçamentos dendríticos primário e secundário (<math>\lambda_1</math> e <math>\lambda_2</math>) com o volume de desgaste-----</b>	<b>148</b>
 <b>CAPÍTULO 6</b>	
CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS -----	159
<b>6.1. Conclusões -----</b>	<b>159</b>
<b>6.2. Sugestões para Trabalhos Futuros -----</b>	<b>167</b>
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS -----	169

## LISTA DE FIGURAS

### CAPÍTULO 02

- Figura 2.1.** Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação de um metal [Garcia, 2001] ----- 8
- Figura 2.2.** Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde [Garcia, 2001] ----- 10
- Figura 2.3.-** Representação esquemática das zonas macroestruturais [Garcia, 2001] ---- 12
- Figura 2.4.-** Representações esquemáticas da formação da zona colunar [Garcia, 2001] 13
- Figura 2.5.-** Transição colunar-equiaxial em um lingote de Al-9%Si [Peres, 2004] ----- 14
- Figura 2.6.-** Indicação da região com super-resfriamento constitucional: (A) Perfil de acumulação de soluto à frente da interface S/L e (B) Perfil inverso de temperatura *liquidus* correspondente à região super-resfriada constitucionalmente[Garcia, 2001] ----- 23
- Figura 2.7.-** Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SC - grau de super-resfriamento;  $G_L$  - gradiente térmico à frente da interface;  $V_L$  - velocidade da interface e  $C_0$  - concentração de soluto [Garcia, 2001] ----- 25
- Figura 2.8.-** Configuração do desenvolvimento de uma interface celular [Garcia, 2001] 27
- Figura 2.9.-** Mudança morfológica na estrutura de crescimento à medida que a velocidade é aumentada: (A) crescimento celular regular em baixas velocidades; (B) crescimento

celular com alteração na direção na direção de crescimento; (C) transição celular/dendrítica; (D) crescimento dendrítico com início de formação de instabilidade laterais. [Flemings, 1974, Garcia, 2001] -----	28
<b>Figura 2.10.</b> Esquema representativo de uma estrutura celular - dendrítica e micrografia da estrutura celular/dendrítica [Rosa, 2007]-----	29
<b>Figura 2.11.</b> Condições de transição planar/celular/dendrítica pelo efeito do super-resfriamento constitucional [Garcia, 2001] -----	29
<b>Figura 2.12.</b> Representação esquemática dos parâmetros microestruturais: (A) Espaçamento celular; (B) Espaçamento dendrítico primário; (C) Espaçamento dendrítico secundário -----	30
<b>Figura 2.13.</b> Representação esquemática da dendrita apresentando a linha do formato liso assumido pelo modelo de Hunt, [Hunt, 1979] -----	34
<b>Figura 2.14.</b> Vista esquemática do crescimento celular ou dendrítico mostrando o formato hipotético esférico da ponta da dendrita assumido por Hunt, [Hunt, 1979] -----	35
<b>Figura 2.15.</b> Condições assumidas por Kurz - Fisher para determinação dos espaçamentos celulares e dendríticos primários [Kurz et al, 1984/1986/1989/1992] -----	37

### **CAPÍTULO 03**

<b>Figura 3.1.</b> Gráficos que apresentam a variação do alongamento específico com tamanho de grão e espaçamento dendrítico primário por uma liga Al-7%Si [Adaptado de Rooy, 1988] -----	50
<b>Figura 3.2.</b> Representação esquemática de um tribosistema e dos elementos que o constituem -----	55
<b>Figura 3.3.</b> Classificação dos modos de desgaste. -----	56

<b>Figura 3.4.</b> Representação esquemática dos mecanismos de desgaste -----	58
<b>Figura 3.5.</b> (A) Desgaste abrasivo a dois corpos; (B) Desgaste abrasivo a três corpos [Hutchings, 1992]-----	60
<b>Figura 3.6.</b> Morfologia da superfície desgastada: (a) Desgaste abrasivo a dois corpos; (b) Desgaste abrasivo a três corpos [Trezona, 1999]-----	61
<b>Figura 3.7.</b> Representação esquemática do princípio de funcionamento da técnica de ensaio de micro-abrasão: (A) <b>Esfera fixa</b> - (1) Corpo -de -prova, (2) Esfera de ensaio, (3) Solução abrasiva, (4) Força normal, (5) Sentido de rotação da esfera, (6) Força de atrito; (B) <b>Esfera livre</b> - (1) Amostra, (2) Solução abrasiva, (3) Esfera, (4) Eixo motor -----	64
<b>Figura 3.8.</b> Configurações dos aparatos para a avaliação da resistência ao desgaste: (A) <b>Esfera fixa</b> , (B) <b>Esfera livre</b> -----	65
<b>Figura 3.9</b> – Representação esquemática da calota esférica -----	66

## **CAPÍTULO 04**

<b>Figura 4.1.</b> Fluxograma do procedimento experimental desenvolvido neste trabalho de tese.-----	80
<b>Figura 4.2.</b> (A) Balança digital, (B) Cadinho de carboneto de silício e (C) Forno elétrico tipo mufla -----	81
<b>Figura 4.3.</b> Diagramas de fase construídos no software Thermo-calc: (A) Al-Sn, (B) Al-S - -----	83
<b>Figura 4.4.</b> Representação esquemática da lingoteira utilizada nos experimentos-----	85
<b>Figura 4.5.</b> (A) Conjunto formado pelo dispositivo de solidificação unidirecional e o controlador da potência; (B) Parte interna do dispositivo-----	86

<b>Figura 4.6.</b> Representação esquemática do dispositivo experimental utilizado para a solidificação dos sistemas de ligas: (1) Computador e software de aquisição de dados; (2) Camada cerâmica isolante; (3) Resistências elétricas; (4) Lingoteira; (5) Termopares; (6) Registrador de dados; (7) Base extratora de calor; (8) Rotâmetro; (9) Controlador de Potência; (10) Metal líquido -----	87
<b>Figura 4.7.</b> – Termopares posicionados no interior da lingoteira -----	88
<b>Figura 4.8.</b> – Tela de entrada das constantes para análise numérica do comportamento térmico durante a solidificação transitória -----	89
<b>Figura 4.9.</b> – Tela de simulação do comportamento térmico durante a solidificação transitória -----	90
<b>Figura 4.10</b> - Exemplo de comparação entre o perfil calculado pelo modelo matemático numérico e o obtido experimentalmente -----	91
<b>Figura 4.11</b> – Metodologia para obtenção de variáveis térmicas de solidificação: (A) Intersecção da isoterma <i>liquidus</i> com os perfis térmicos; (B) Metodologia para cálculo das taxas de resfriamento (C) Cálculo das velocidade das isothermas <i>liquidus</i> . -----	95
<b>Figura 4.12</b> - (A) Desmoldagem; (B) Amostra Seccionada; (C) Amostra atacada apresentando grãos colunares e tendência do crescimento dendrítico -----	96
<b>Figura 4.13</b> - Representação esquemática dos procedimentos metalográficos com ênfase para a retirada das amostras para análise e quantificação dos espaçamentos dendríticos. (A) região central adotada para análise; (B) Seccionamento transversal e longitudinal para preparação metalográfica; (C) Seção longitudinal para quantificação de EDS e (D) Seção transversal para quantificação de EDP e EDS -----	97
<b>Figura 4.14</b> - (a) Medidas dos espaçamentos dendríticos primários utilizando o método do triângulo [Günduz, 2000] ; (b) Medidas dos espaçamentos dendríticos secundários [McCartney & Hunt, 1981] -----	98

<b>Figura 4.15</b> – Máquina de ensaio de tração modelo MTS Test Star II utilizada para os ensaios trativos -----	99
<b>Figura 4.16</b> – Metodologia para obtenção dos corpos -de -prova para ensaio de tração	100
<b>Figura 4.17</b> – Corpo de prova usado no ensaio de tração (A) Foto do corpo de prova; (B) dimensões do corpo-de-prova usado (ASTM-E8M) -----	101
<b>Figura 4.18</b> – Aparato utilizado na avaliação da resistência ao desgaste das ligas estudadas (A) Representação esquemática; (B) Foto do aparato experimental -----	102
<b>Figura 4.19</b> – Metodologia de retirada dos corpos -de -prova para ensaio de desgaste --	103
<b>Figura 4.20</b> – Calota produzida em um ensaio de desgaste de micro-abrasão por esfera fixa rotativa -----	103

## CAPÍTULO 05

<b>Figura 5.1</b> - Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para ligas do sistema binário Al-Sn com superaquecimento de 2 °C, chapa-molde de aço carbono 1020 e com espessura de 3 mm, para determinação do perfil transitório de $h_g$ : -----	106
<b>Figura 5.2</b> – (A) Coeficientes transitórios de transferência de calor para ligas Al-Sn solidificadas na forma vertical ascendente em molde de aço carbono 1020 refrigerado a água, com espessura de 3 mm e superaquecimento de 2 °C; (B) Gráfico apresentando a evolução do multiplicador “C” com o aumento do teor de Sn -----	107
<b>Figura 5.3</b> – Gráficos apresentando as relações funcionais que descrevem a evolução da velocidade de deslocamento da isoterma liquidus ( $V_L$ ) com a distância a partir da interface metal/molde ( $P_L$ )-----	109
<b>Figura 5.4</b> – Gráfico apresentando uma comparação das relações funcionais que descrevem a evolução da velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> ( $V_L$ ) com a distância da fonte extratora de calor ( $P_L$ ) para o sistema Al-Sn -----	110

<b>Figura 5.5</b> – Leis que apresentam a evolução da taxa de resfriamento com a distância da interface metal/molde para ligas do sistema Al-Sn -----	112
<b>Figura 5.6</b> – Comparação das leis que apresentam a evolução da taxa de resfriamento com a distância da interface metal/molde para ligas do sistema Al-Sn -----	113
<b>Figura 5.7</b> – Macroestruturas das ligas Al-Sn apresentando TCE [Canté,2007] -----	114
<b>Figura 5.8</b> – Macroestruturas obtidas para as ligas Al-Sn -----	117
<b>Figura 5.9</b> – Microestruturas longitudinais obtidas para as ligas Al-Sn -----	119
<b>Figura 5.10</b> – Mapeamento EDS obtido por meio de microscopia eletrônica de varredura para liga Al-20%Sn: (A) transversal; (B) longitudinal -----	121
<b>Figura 5.11</b> – Microestruturas transversais obtidas para as ligas Al-Sn -----	123
<b>Figura 5.12</b> – Correlação entre $\lambda_1$ e posição da isoterma <i>liquidus</i> [ $P_L$ ] (A) 20%Sn; (B) 30%Sn ; (C) 40%Sn -----	125
<b>Figura 5.13</b> – Espaçamento dendrítico primário em função da taxa de resfriamento para ligas hipoeutéticas Al-Sn -----	127
<b>Figura 5.14</b> – Correlação entre $\lambda_2$ e posição da isoterma <i>liquidus</i> [ $P_L$ ]-----	128
<b>Figura 5.15</b> – Correlação entre $\lambda_2$ e velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> [ $V_L$ ] (a) Somente valores médios de $\lambda_2$ ; (b) Considerando os valores máximo e mínimo -----	130
<b>Figura 5.16</b> – Comparação de dados experimentais retirados de Okamoto & Kishitake (1975) e a equação experimental para espaçamento dendrítico primário em função da taxa de resfriamento do presente trabalho -----	131
<b>Figura 5.17</b> – Comparação de dados experimentais com modelos teóricos em fluxo de calor transitório para espaçamento dendrítico primário em função da taxa de resfriamento ----	133

<b>Figura 5.18</b> – Comparação de dados experimentais obtidos em regime transitório com modelos teóricos em condições estacionárias para espaçamento dendrítico primário -----	134
<b>Figura 5.19</b> – Comparação de dados experimentais obtidos em regime transitório com modelo teórico para espaçamento dendrítico secundário em função da velocidade da isoterma <i>liquidus</i> ( $V_L$ ) -----	135
<b>Figura 5.20</b> – Comparação de dados experimentais obtidos em regime transitório com o modelo teórico para espaçamento dendrítico secundário em função do tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ) -----	136
<b>Figura 5.21</b> – Correlações entre espaçamentos dendríticos e posição para as ligas Al-15%, 20% e 30%Sn: (A) Espaçamento dendrítico primário [EDP]; (B) Espaçamento dendrítico secundário [EDS]-----	137
<b>Figura 5.22</b> – Relações funcionais entre propriedades mecânicas e espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ) para ligas do sistema Al-Sn: (A) Limite de Resistência à Tração; (B) Limite de Escoamento; (C) alongamento específico -----	138
<b>Figura 5.23</b> – Relações funcionais entre propriedades mecânicas e espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ) para ligas do sistema Al-Sn: (A) Limite de resistência à tração; (B) Limite de Escoamento; (C) alongamento específico -----	139
<b>Figura 5.24</b> – Microestruturas longitudinais das ligas Al-Si : ( A ) 7mm; (B) 50mm da base refrigerada -----	141
<b>Figura 5.25</b> – Correlação entre espaçamentos dendríticos e a distância da base refrigerada (P): (A) Espaçamento primário ( $\lambda_1$ ), e ( B) Espaçamento secundário ( $\lambda_2$ ) -----	142
<b>Figura 5.26</b> – Relações funcionais entre resistência á tração e espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ) para ligas do sistema Al-Si: (A) Limite de resistência à tração; (B) Limite de escoamento, (C) alongamento -----	143

<b>Figura 5.27</b> – Relações funcionais entre resistência á tração e espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ) para ligas do sistema Al-Si: (A) Limite de resistência à tração; (B) Limite de escoamento, (C) alongamento -----	144
<b>Figura 5.28</b> – Relações funcionais entre limite de resistência á tração e espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ): (A) Al-9%Si ; (B)Al-5%Si , considerando os resultados de estudos anteriores [Goulart,2006] -----	146
<b>Figura 5.29</b> – Detalhe da secção transversal de uma ramificação dendrítica primária da liga Al-9%Si -----	147
<b>Figura 5.30</b> – Calotas obtidas nos ensaios de desgaste de micro-abrasão por esfera fixa rotativa (A) Al-3%Si; (B) Al-20%Sn -----	148
<b>Figura 5.31</b> – Tendências não-lineares entre volume de desgaste (V) e o espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ) para as ligas (A) Al-15%Sn: (B)Al-20%Sn -----	149
<b>Figura 5.32</b> – Relações funcionais do volume de desgaste (V) e espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ): (A) Al-15%Sn; (B) Al-20%Sn -----	150
<b>Figura 5.33</b> - Micrografia eletrônica da fronteira da superfície desgastada da liga Al-20%Sn (500X) -----	151
<b>Figura 5.34</b> – Tendências não-lineares entre volume de desgaste (V) e o espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ) para as ligas (A) Al-3%Si: (B)Al-5%Si -----	153
<b>Figura 5.35</b> – Relações funcionais do volume de desgaste (V) e espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ): (A) Al-3%Si; (B) Al-5%Si -----	154
<b>Figura 5.36</b> – Simulação da evolução do coeficiente angular das retas: (A) Al-15%Sn; (B) Al-20%Sn -----	156
<b>Figura 5.37</b> – Simulação da evolução do coeficiente angular das retas: (A) Al-3%Si; (B) Al-5%Si -----	157

## **Lista de Tabelas**

### **CAPÍTULO 02**

**Tabela 2.1.-** Parâmetros térmicos da solidificação associados à posição da transição (TCE) relativos aos resultados experimentais [Siqueira 2003] - (P) e os resultados de Mahapatra and Weinberg - (MW) [Mahapatra et al. 1987]----- 21

**Tabela 2.2.-** Equações **experimentais** dos espaçamentos dendríticos secundários (EDS) indicando o fator exponencial e o valor da constante C para diversas ligas metálicas [Garcia, 2001]. ----- 45

**Tabela 2.3-** Modelos **teóricos** de crescimento dendríticos secundários (EDS). ----- 45

### **CAPÍTULO 03**

**Tabela 3.1 –** Classificação dos mecanismos de desgaste para diferentes autores da literatura ----- 56

### **CAPÍTULO 04**

**Tabela 4.1 –** Composição química da matéria-prima usada nos experimentos. ----- 82

**Tabela 4.2 -** Propriedades termofísicas das ligas do sistema Al-Sn estudadas [Thermo-Calc] ----- 93

**Tabela 4.3 -** Propriedades termofísicas das ligas do sistema Al-Si estudadas [Griffiths, 2000; Gandin, 2000; Moujekwu, 1995]. ----- 93

**Tabela 4.4** - Quantidade de corpos-de-prova utilizados no ensaio de desgaste. ----- 104

## **CAPÍTULO 05**

**Tabela 5.1** – Valores das variáveis térmicas na posição da TCE [Canté et al, 2007] --- 115

## Nomenclatura

### Letras Latinas

$a_1$ = fator de calibração – modelo de crescimento espaçamento primário (Bouchard-Kirkaldy)	[adimensional]
$a_2$ = fator de calibração - modelo de crescimento espaçamento secundário(Bouchard -Kirkaldy)	[adimensional]
A = área	[m <sup>2</sup> ]
$c_s$ = calor específico do sólido	[J. kg <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> ]
$c_L$ = calor específico do líquido	[J. kg <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> ]
$C_0$ = concentração nominal da liga (soluto)	[ % ]
D = Diâmetro da calota (ensaio desgaste)	[ mm ]
$D_L$ =Difusividade no líquido	[m <sup>2</sup> .s <sup>-1</sup> ]
EDS = espaçamento dendrítico secundário	[μm]
EDP = espaçamento dendrítico primário	[μm]
$f_s$ = fração de sólido em peso- Equação de Scheil	[adimensional]
$G_L$ = gradiente de temperatura no líquido	[K.m <sup>-1</sup> ]
$h_i$ = coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde	[W.m <sup>-2</sup> .K <sup>-1</sup> ]
$h_g$ = coeficiente global de transferência de calor na interface metal/molde	[W.m <sup>-2</sup> .K <sup>-1</sup> ]
$k_0$ = coeficiente de partição de soluto	[adimensional]

$K_L$ = condutividade térmica do líquido	[W.m <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> ]
$K_S$ = condutividade térmica do sólido	[W.m <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> ]
L = calor latente	[J.Kg <sup>-1</sup> ]
$L_V$ = calor latente na base volumétrica	[J.m <sup>-3</sup> ]
$m_L$ = inclinação da linha <i>liquidus</i>	[K/%]
$P_L$ = posição a partir da interface metal/molde	[mm]
R = raio da esfera (ensaio desgaste)	[mm]
t = tempo	[s]
$t_{SL}$ = tempo local de solidificação	[s]
T = temperatura	[K]
$T^*$ = temperatura na ponta da dendrita (Kurz-Fisher)	[K]
$T'_S$ = temperatura na raiz da dendrita (Kurz-Fisher)	[K]
$T_S$ = temperatura <i>solidus</i>	[K]
$T_E$ = temperatura eutética	[K]
$T_F$ = temperatura de fusão	[K]
$T_L$ = temperatura <i>liquidus</i>	[K]
$T_V$ = temperatura de vazamento	[K]
$\dot{T}$ = taxa de resfriamento	[K.s <sup>-1</sup> ]
V = volume de desgaste	[mm <sup>3</sup> ]

$V_L$  = velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* [m.s<sup>-1</sup>]

$V_S$  = velocidade de deslocamento da isoterma *solidus* [m.s<sup>-1</sup>]

## Letras Gregas

$\Gamma$  = coeficiente de Gibbs-Thomson K.m

$\rho_L$  = massa específica do metal líquido [kg.m<sup>-3</sup>]

$\rho_S$  = massa específica do metal sólido [kg.m<sup>-3</sup>]

$\lambda$  = espaçamento interfásico [μm]

$\lambda_C$  = espaçamentos celulares [μm]

$\lambda_1$  = espaçamentos dendríticos primários [μm]

$\lambda_2$  = espaçamentos dendríticos secundários [μm]

$\lambda_3$  = espaçamentos dendríticos terciários [μm]

$\sigma$  = tensão [Pa]

$\sigma_{max.}$  = limite de resistência à tração [Pa]

$\sigma_e$  = limite de escoamento [Pa]

$\delta$  = alongamento [%]

## Subscritos

L	Líquido
E	Eutético
S	Sólido
V	Vazamento
max	Máximo

## Abreviações

BK	Bouchard-Kirkaldy
SRC	Super-resfriamento Constitucional
EDP	Espaçamento dendrítico primário
EDS	Espaçamento dendrítico secundário
HL	Hunt-Lu
KF	Kurz-Fisher
PSC	Parâmetro do Super-resfriamento Constitucional
LRT	Limite de Resistência à Tração
TCE	Transição Colunar-Equiaxial

## Siglas

ASTM	American Society for Testing and Materials
DIN	Deutsches Institut für Normung – Instituto Alemão de Normalização
ECAP	Equal Channel Angular Pressing
LM25	Liga de alumínio á base de Al-Si ou Al-Mg-Si
ACM 720	Liga Mg-7%Al

# Capítulo 1

## Introdução

### 1.1 – Considerações Iniciais

A competitividade e a busca por novos mercados têm motivado as indústrias de diversos setores da economia a concentrar seus investimentos na melhoria da qualidade de seus produtos finais e em recursos que provoquem uma redução no seu custo de produção. A qualidade e eficiência de uma peça ou equipamento estão intimamente relacionadas ao material do qual são constituídos. Dependendo da aplicação, um material precisa ter resistência mecânica em níveis aceitáveis, elevada resistência à ação corrosiva e um comportamento tribológico que lhe garanta uma longa vida útil. Estas características do material interferem na eficiência de uma peça ou equipamento durante operação.

É fato conhecido que a morfologia estrutural (tamanho de grão e espaçamentos interdendríticos), distribuição de porosidade, produtos segregados e outras fases definem as propriedades mecânicas, de resistência à corrosão e, até mesmo, de resistência ao desgaste de um material. A relação entre estrutura e propriedade mecânica já é estudada desde a década de 50, quando surgiu a relação proposta por Hall e Petch [**Petch, 1953**]. Estes pesquisadores propuseram uma equação que relaciona o diâmetro do grão com o limite de escoamento, relação que prediz a correlação linear entre limite de escoamento e o recíproco da raiz quadrada do tamanho de grão cristalino.

Entretanto, atualmente, afirma-se que os espaçamentos interdendríticos podem ter um efeito até mais significativo nas propriedades mecânicas do material do que o próprio tamanho de grão. Isto foi constatado para uma liga Al-7%Si, a qual se demonstrou que o alongamento sofre uma

influência mais significativa por parte do espaçamento dendrítico primário, do que o tamanho de grão [Rooy, 1988]. Portanto, seria de grande interesse dispor de expressões que relacionassem espaçamentos dendríticos com os parâmetros que quantificam as propriedades mecânicas. Assim, vários trabalhos visando correlacionar estrutura dendrítica com limite de resistência à tração, alongamento e limite de escoamento foram desenvolvidas recentemente [Osório, 2002,2003; Quaresma, 2000; Goulart, 2006, Santos, 2007].

Em setores industriais, o desgaste causa um prejuízo significativo na linha de produção, já que pode provocar paradas ou quebra de máquinas, retardando ou interrompendo a cadeia produtiva de um determinado item manufaturado. Portanto, a vida útil de uma peça ou equipamento está intimamente ligada à resistência ao desgaste. De maneira geral, o desgaste está presente onde há um contato físico entre duas superfícies; um exemplo é o contato que os anéis do pistão exercem sobre a parte interna do cilindro em um motor de combustão, ou o contato de uma ferramenta de corte na usinagem de uma peça. Segundo a norma ASTM G40 – 96, existem vários tipos de desgaste, tais como o desgaste abrasivo (dois ou três corpos) e adesivo. Seguindo essa tendência que expressa uma relação entre estruturas de solidificação e resistência à tração, alongamento e resistência à corrosão, espera-se que o desgaste abrasivo também sofra influência da estrutura dendrítica.

O desgaste abrasivo tem sido largamente estudado nos últimos anos, por meio de vários tipos de ensaios, que têm como objetivo principal determinar os parâmetros quantificadores da resistência ao desgaste ou o fator de desgaste. Mikhail Lomonosov, membro da Academia Científica de Moscou, realizou um dos primeiros ensaios de abrasão. Este ensaio resumia-se em um rebolo de cerca de 46 cm de diâmetro, fixo em uma manivela. Por meio de um peso-morto, aplicava-se a força normal sobre o corpo-de-prova, sobre o qual era gerada uma impressão de desgaste. Anos mais tarde, em 1921, o ensaio foi modificado por Brinell, que substituiu o rebolo por um disco de ferro de 10cm de diâmetro e inseriu partículas de quartzo entre a amostra e o disco [Rutherford & Hutchings, 1997].

Com o advento de processos de produção de filmes finos, surgiu a necessidade de se adaptar os ensaios de desgaste à avaliação destes revestimentos. Ao mesmo tempo do surgimento desta necessidade, considerou-se uma diferença entre “desgaste abrasivo” e “desgaste micro-abrasivo”. Na literatura, de acordo com a norma ASTM G40-96, não se tem uma definição clara

sobre o conceito de cada um dos dois tipos de desgastes. Mas, baseando-se em alguns parâmetros tais como a taxa ou o coeficiente de desgaste e o tamanho médio das partículas abrasivas, pode-se identificar a diferença entre desgaste abrasivo e micro-abrasivo. Em suma, o **desgaste micro-abrasivo** pode ser visto como um desgaste abrasivo, que quando avaliado por meio de um ensaio, fornece parâmetros quantificadores da resistência ao desgaste em escala reduzida [**Hutchings, 1992**].

O ensaio de desgaste micro-abrasivo é adequado para medir a espessura e avaliar a resistência ao desgaste de filmes (*coatings*) que possuem espessuras na faixa de micrometros. O primeiro ensaio de desgaste para filmes finos foi realizado em 1991, pela utilização de um “*dimple grinder*”, o qual resume-se em um disco abrasivo rotativo que desgasta um corpo-de-prova [**Hogmark, 2000**]. O ensaio de micro-abrasão por esfera rotativa (esfera-sobre-placa) foi desenvolvido em 1996 por Rutherford e Hutchings com o objetivo inicial de medir espessuras de filmes finos. À medida que a eficiência do ensaio foi sendo reconhecida, o mesmo vem sendo utilizado para verificar a resistência ao desgaste micro-abrasivo de materiais tanto metálicos quanto não-metálicos. Entretanto, não se tem conhecimento de nenhuma norma que controle este tipo de ensaio, mas alguns trabalhos estão sendo desenvolvidos buscando a sua normalização [**Gee, 2005**].

Dentre os trabalhos desenvolvidos na literatura, correlacionando estrutura com a resistência ao desgaste, pode-se encontrar um estudo desenvolvido para uma liga Al-7%Si com refinador, o qual relata que a taxa de desgaste diminui para um decréscimo no espaçamento dendrítico [**Prasada, 2004**]. Em outro estudo, verificou-se que a taxa de desgaste está fortemente influenciada pelas propriedades termofísicas da microestrutura de um aço 52100 [**Li, 2005**]. Em estudos recentes, verificou-se que o envelhecimento artificial e natural de ligas Al-Si-Mg também influencia na resistência ao desgaste abrasivo. Estes tratamentos térmicos provocam alterações microestruturais, que resultam em modificações na resistência ao desgaste destas ligas[ **Cevdet, 2005; Shah, 2007**]. Existem trabalhos na literatura que abordam até a resistência ao desgaste de ligas metálicas amorfas, que apresentam propriedades tribológicas conflitantes quando submetidas a um tratamento térmico de recozimento de recuperação [**Greer, 2002**].

Em aplicações tribológicas, ligas dos sistemas Al-Sn e Al-Si têm uma participação marcante. As ligas Al-Sn são conhecidas por terem boas propriedades tribológicas e mecânicas, fazendo com que este sistema de ligas seja adequado para aplicações que exigem uma satisfatória resistência ao desgaste, por exemplo, em mancais de deslizamento [Yuan, 2000; Neale, 1995]. A sua estrutura metalográfica heterogênea é caracterizada por uma matriz de alumínio com partículas de estanho dispersas através da matriz. Este tipo de estrutura determina o comportamento tribológico da liga, com a matriz tenaz sendo responsável pela resistência mecânica, enquanto as partículas de Sn atuam como um lubrificante sólido [Perrone, 2002]. Devido à limitada solubilidade sólida do Sn no Al, espera-se que as condições de solidificação rápida afetem significativamente as propriedades tribológicas através de uma modificação na microestrutura. Kong et al. [Kong, 2004] estuda o efeito da solidificação rápida na estrutura da liga Al-12%Sn, que foi depositada em um substrato de aço através de processos de “sputtering”. Apesar do grande uso de ligas Al-Sn em aplicações tribológicas, estudos correlacionando resistência ao desgaste e microestrutura são muito escassos. Também inexitem estudos na literatura visando caracterizar a evolução microestrutural de ligas Al-Sn em uma ampla faixa de condições de solidificação, típicas de processos industriais.

As ligas Al-Si são utilizadas na forma de componentes fundidos principalmente em peças essenciais de sistemas automotivos, como pistões, válvulas, blocos de motores, etc. Estas aplicações demandam estudos criteriosos no sentido de melhorar as características da resistência ao desgaste desta classe de ligas. Alguns estudos baseiam-se em técnicas de refino de grão como alternativa à melhora de tais características [Prasada, 2004]. Outros analisam a influência de pequenas porcentagens de elementos de liga na forma de aditivos como reforçadores da resistência ao desgaste [Saheb, 2001]. Tanto ligas Al-Si hipoeutéticas quanto hipereutéticas têm sido estudadas e aplicadas a componentes tribológicos. Entretanto, são muito poucos os estudos dirigidos especificamente à análise da influência de aspectos microestruturais sobre a resistência ao desgaste. Não há ainda, por exemplo, consenso na literatura quanto ao papel do tamanho, quantidade e distribuição das partículas de silício na resistência ao desgaste desta classe de ligas [Torabian, 1994; Reddy, 1994; Clarke, 1982]. Nesse sentido, o refino da rede dendrítica no interior dos grãos cristalinos pode ter influência significativa. Entretanto, inexitem trabalhos na literatura que correlacionem parâmetros de estrutura dendrítica com propriedades como a resistência ao desgaste. Com relação à influência deste parâmetro microestrutural e a resistência

mecânica, os raros trabalhos existentes indicam um aumento significativo do limite de resistência à tração com a diminuição dos espaçamentos dendríticos [Rooy,1998, Osório, 2002, 2003].

## 1.2 - Objetivos do trabalho

O presente trabalho tem como objetivo buscar correlações entre a morfologia da microestrutura de solidificação, o comportamento tribológico, e a resistência à tração de ligas dos sistemas Al-Sn e Al-Si. Para tanto, as seguintes metas são estabelecidas:

1. Realizar uma revisão atualizada da literatura concernente a trabalhos que correlacionem microestrutura e resistências mecânica e ao desgaste de materiais metálicos;
2. Realizar experimentos de solidificação unidirecional vertical ascendente em condições transitórias de extração de calor em ligas binárias hipoeutéticas dos sistemas Al-Sn e Al-Si;
3. Determinar as variáveis térmicas de solidificação a partir dos registros térmicos experimentais e a comparação com as previsões teóricas de um modelo matemático fundamentado em um método numérico que analise a evolução da solidificação transitória;
4. Caracterizar experimentalmente as macroestruturas e microestruturas resultantes e a quantificação dos parâmetros microestruturais para as ligas analisadas, por meio de técnicas metalográficas adequadas a cada sistema de ligas;
5. Correlacionar os parâmetros microestruturais experimentais com as variáveis térmicas de solidificação para as ligas analisadas e a determinar equações experimentais de crescimento;

6. Validar os modelos teóricos de crescimento microestrutural, previstos na literatura, para regimes estacionário e transitório de fluxo de calor com os resultados experimentais obtidos;
7. Obter expressões de correlação entre resistência à tração e alongamento com parâmetros microestruturais para as ligas dos sistemas Al-Sn e Al-Si obtidas por intermédio da solidificação unidirecional transitória;
8. Determinar, experimentalmente, o volume de desgaste por meio de ensaios de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa fixa, correlacionando-o com parâmetros microestruturais e tempo de ensaio.

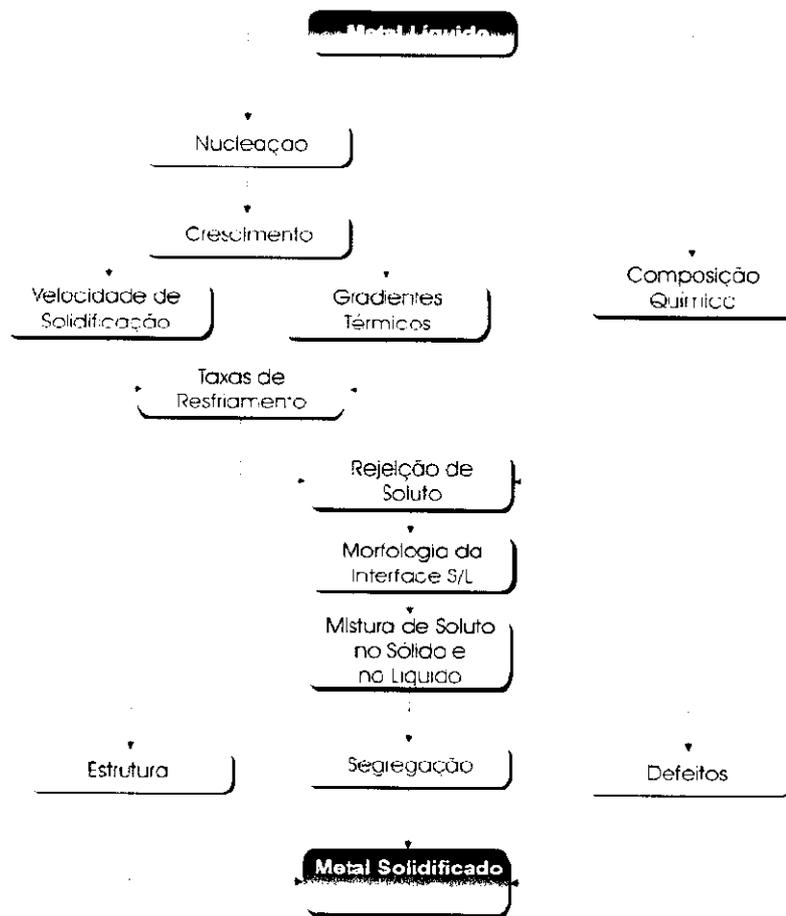
## Capítulo 2

### Variáveis Térmicas e Estrutura de Solidificação

#### 2.1 – Variáveis térmicas

A solidificação de materiais pode ser considerada fundamentalmente como um processo de transferência de calor e massa, que gera a estrutura final, da qual depende o comportamento mecânico do material. A Figura 2.1 apresenta os principais fatores e eventos que interagem durante o processo de transformação líquido/sólido, que é acompanhado por liberação de energia térmica, com uma fronteira móvel separando duas fases de propriedades termofísicas distintas. A análise da transferência de calor na solidificação apresenta essencialmente dois objetivos: a determinação da distribuição de temperaturas no sistema material/molde e a determinação da cinética da solidificação [Garcia, 2001].

Variáveis térmicas como: temperatura de vazamento ( $T_v$ ), gradientes de temperatura ( $G_L$ ), velocidades de evolução das isothermas de transformação *liquidus* e *solidus* ( $V_L$  e  $V_S$ ) e taxas de resfriamento ( $\dot{T}$ ) estão intimamente relacionadas com a cinética do processo de solidificação, definindo tanto a morfologia quanto o nível de refino da estrutura bruta de solidificação do produto final, na escala macroestrutural e na escala microestrutural. As estruturas de solidificação influenciam significativamente as propriedades mecânicas, em produtos fundidos e em produtos tratados termicamente. Portanto, torna-se de grande utilidade o conhecimento da influência que as variáveis térmicas possuem sobre a formação da estrutura de solidificação.



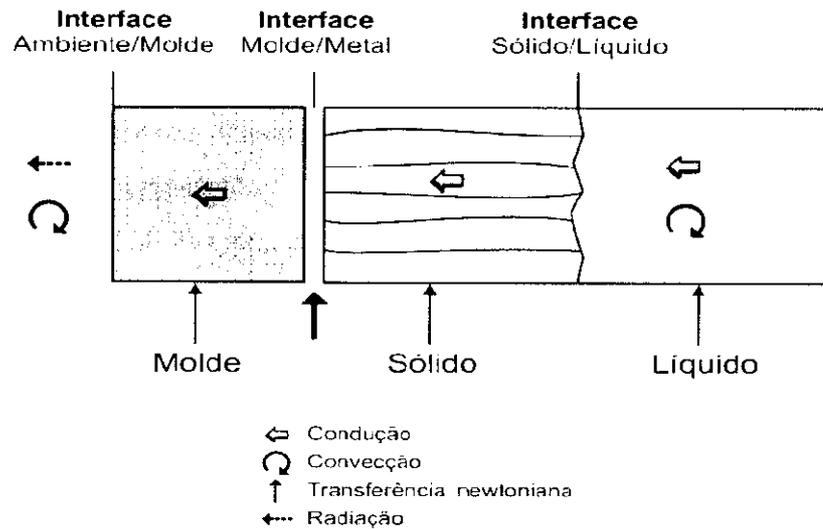
**Figura 2.1 - Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação de um metal [Garcia, 2001].**

No âmbito investigativo, o fenômeno da solidificação pode ser analisado adequadamente através de experimentos de solidificação unidirecional. Esses estudos podem ser divididos em duas categorias: aqueles que tratam da solidificação em condições **estacionárias** de fluxo de calor e os que abordam a solidificação em regime **transitório**. No primeiro caso, o gradiente de temperatura,  $G_L$ , e a velocidade de crescimento,  $V_L$ , são controlados independentemente e mantidos constantes ao longo do experimento, como nos experimentos com a técnica Bridgman/Stockbarger. Esta é uma técnica extremamente útil na determinação de relações quantitativas entre aspectos da microestrutura, já que permite analisar a influência de cada variável térmica de forma independente.

No caso da solidificação em condições transitórias de fluxo de calor, tanto o gradiente de temperatura quanto a velocidade de solidificação variam livremente com o tempo e com a posição dentro do metal. Uma vez que esta classe de fluxo de calor inclui a maioria dos processos industriais que envolvem a solidificação, é de fundamental importância as avaliações teórica e experimental da influência das variáveis térmicas em condições transitórias sobre os parâmetros da macroestrutura e da microestrutura para os diversos sistemas de ligas binárias. Para tanto, são utilizados diferentes aparatos experimentais, de maneira que permitam mapear termicamente a solidificação, visando-se correlacionar as variáveis características da evolução do processo com os parâmetros da estrutura obtida.

### **2.1.1 – Análise experimental da solidificação unidirecional em condições transitórias**

No início da solidificação, uma fina camada de metal solidifica-se junto à parede do molde; porém, à medida que o processo avança, forma-se um espaço físico (*gap*) separando o metal e o molde, o que cria uma resistência térmica à passagem do calor em direção ao molde. O inverso dessa resistência é conhecido como coeficiente de transferência de calor metal/molde ( $h_i$ ). A determinação deste coeficiente pode ser realizada por diversos métodos: *i.* cinética de solidificação unidirecional controlada; *ii.* confronto de perfis térmicos teóricos/experimentais; *iii.* medidas de temperatura e vazão em moldes refrigerados; e *iv.* medidas de parâmetros da microestrutura de solidificação [Garcia, 2001].



**Figura 2.2 - Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde [Garcia, 2001]**

O fenômeno da solidificação pode ser analisado experimentalmente em função da direção através da qual o fluxo de calor é extraído e do sentido de avanço da frente de solidificação. Nos últimos anos, trabalhos objetivando avaliar a influência de fatores, como a convecção natural devido a fatores térmicos e composicionais, na formação e nos parâmetros quantificadores das estruturas de solidificação, têm permitido a obtenção de muitas informações relevantes sobre a evolução da cinética do processo de solidificação e sobre a redistribuição de soluto (macrosegregação e microsegregação) de ligas de sistemas metálicos [Rosa, 2006, Spinelli, 2004, Osório, 2003; Siqueira, 2002; Rocha, 2003 A e B].

O estudo da solidificação unidirecional vertical, em condições transitórias, pode ser avaliado considerando o fluxo de calor extraído na direção vertical, na qual o sentido de avanço da frente de solidificação pode ser ascendente ou descendente. Em condições de avanço ascendente, o soluto é rejeitado na frente de solidificação e, dependendo do par soluto/solvente, pode ocorrer a formação de um líquido interdendrítico mais denso que o restante do volume global de metal líquido, fazendo com que a solidificação se processe de forma completamente estável sob ponto de vista de movimentação do líquido. Nestas condições, a refrigeração do metal ocorre na parte inferior, produzindo um perfil de

temperaturas no líquido crescente em direção ao topo do lingote, forçando o líquido mais denso a localizar-se junto à fronteira de transformação sólido/líquido, minimizando as correntes convectivas, tanto por diferenças de temperatura quanto por diferenças de concentração. Isso permite uma análise experimental e cálculos teóricos isentos deste complicador (convecção natural), já que a transferência de calor dentro do lingote é realizada essencialmente por condução térmica unidirecional.

Quando a frente de solidificação avança no sentido descendente, ocorre, no mesmo sentido, a ação da força da gravidade, com a força peso atuando no sentido de deslocar o lingote do contato com a base refrigerada. Isto proporciona mais precocemente no processo, uma situação de maior resistência térmica na interface metal/molde, influenciando na cinética do processo de solidificação. Outra diferença essencial é a presença do movimento convectivo, já que o perfil de temperatura do líquido é crescente em direção à base do lingote, que é isolada termicamente, o que significa que ocorrerá pelo menos convecção por diferenças de temperatura no líquido. Naturalmente que, se o soluto rejeitado provocar um líquido interdendrítico de maior massa específica do que o líquido nominal, ocorrerá também movimento convectivo provocado por diferenças de concentração. Spinelli et al. [Spinelli, 2005] pesquisou a influência da convecção natural na formação estrutural de ligas do sistema Sn-Pb e constatou que as correntes convectivas influenciam nas variáveis térmicas e na formação tanto da macroestrutura quanto da microestrutura. Na Figura 2.2, tem-se os modos de transferência de calor atuantes na solidificação unidirecional.

## 2.2 – Macroestruturas de solidificação

A solidificação se processa a partir da formação, no líquido, de núcleos sólidos que crescem em função das condições locais de resfriamento. Define-se então, a macroestrutura de um metal solidificado como a caracterização dos seus grãos cristalinos, ou seja, suas dimensões, orientação cristalográfica, forma e distribuição. O aspecto mais importante da formação da macroestrutura de um metal fundido está ligado à sua correlação com as propriedades mecânicas.

### 2.2.1 – Zonas macroestruturais

De maneira geral, nos materiais policristalinos podem-se identificar três zonas microestruturais distintas: *coquilhada*, *colunar* e *equiaxial central*. Na Figura 2.3 tem-se a representação das zonas microestruturais, que estão relacionadas com a morfologia dos grãos.

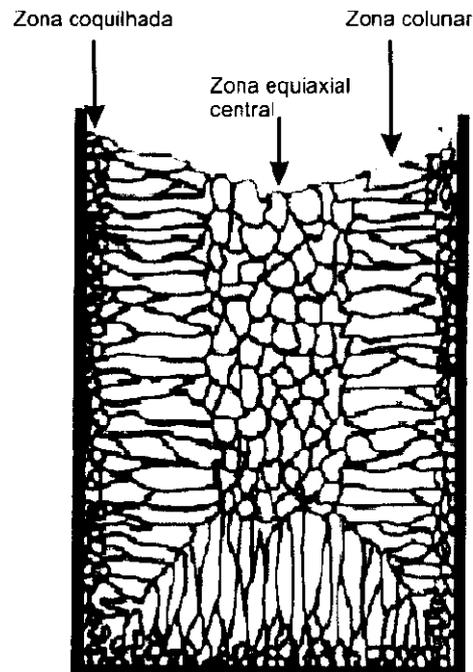
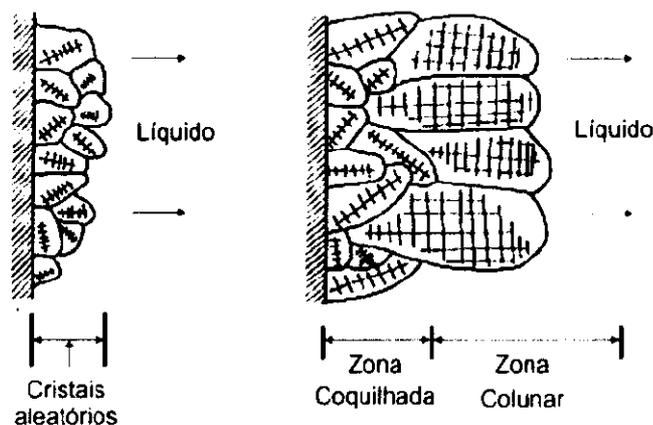


Figura 2.3 - Representação esquemática das zonas macroestruturais [Garcia, 2001]

Os grãos **coquilhados** ocorrem junto às paredes do molde e são resultados do primeiro contato do metal líquido com o molde frio durante o vazamento. As altas taxas de resfriamento irão provocar uma rápida diminuição local da temperatura e favorecer uma nucleação intensa de grãos. Este decréscimo de temperatura ocasionará um superesfriamento térmico e com isso os primeiros grãos cristalinos começam a se desenvolver de forma e tamanho pequeno quase sempre uniformes, constituindo uma fina camada junto às paredes do molde. Alguns autores denominam esta região de Zona Equiaxial Periférica [Ohno, 1970].

Após a formação da zona coquilhada, os únicos grãos que se desenvolverão são aqueles que estão crescendo a partir das paredes do molde em direção à massa de metal líquido. O metal líquido, no centro da lingoteira, apresenta-se a temperaturas acima da temperatura de transformação (temperatura de fusão ou temperatura *liquidus*), evitando a formação de grãos nessa região nos instantes iniciais. Portanto, os grãos que tiverem direções de crescimento mais coincidentes com a direção de extração de calor, ou seja, perpendicularmente à parede do molde, crescerão mais rapidamente, pois a direção preferencial de crescimento dendrítico é próxima desta direção. Ocorre uma espécie de seleção, na qual só continuam se desenvolvendo os grãos que crescem perpendiculares à parede do molde, conforme mostra a Figura 2.4. Esta seleção dá origem à **zona colunar** [Garcia, 2001].



**Figura 2.4 - Representação esquemática da formação da zona colunar [Garcia, 2001]**

Diferentemente do crescimento da zona colunar, a **zona equiaxial central** é caracterizada por grãos que crescem com direções cristalográficas aleatórias e possuem dimensões bem maiores que os grãos da zona coquilhada.

### 2.2.2 – Transição colunar-equiaxial (TCE)

Peças fundidas ou lingotes de materiais metálicos podem apresentar estruturas completamente colunares ou totalmente equiaxiais dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação. Entretanto, uma estrutura mais complexa, e que geralmente ocorre na solidificação em moldes metálicos, apresenta os dois tipos de macroestrutura. Na Figura 2.5, apresenta-se uma macrografia de um lingote, que produziu uma estrutura manifestando uma transição colunar-equiaxial.



**Figura 2.5** – Transição colunar-equiaxial em um lingote de Al-9%Si [Peres, 2004]

Essa forma estrutural mista só acontece se for possível nuclear e crescer grãos equiaxiais à frente da interface colunar de crescimento, provocando uma transição entre os modos de crescimento. Os grãos equiaxiais exercem um **crescimento competitivo** com frente colunar, de tal forma que, se os cristais equiaxiais forem pequenos eles são adicionados a essa frente e passam a crescer de forma colunar dendrítica. Entretanto, se a zona super-resfriada à frente da interface colunar for relativamente grande e com alta densidade de cristais, esses grãos equiaxiais têm tempo suficiente para formar uma fração volumétrica suficientemente alta a ponto de bloquear o crescimento colunar. A determinação do ponto onde ocorre a transição colunar/ equiaxial é importante para o planejamento do processo e para que se possa projetar as propriedades mecânicas do produto. Para isso é preciso que se entendam os mecanismos que levam a essa transição, e mais importante ainda seria o desenvolvimento de modelos que permitam quantificar a proporção relativa de cada zona estrutural em função de seus parâmetros ou variáveis de influência. A literatura apresenta uma extensa série de trabalhos teóricos e experimentais [Doherty, 1977; Hunt, 1984], que revelam os principais fatores de influência e que podem ser sintetizados conforme descrito a seguir:

- Superaquecimentos crescentes, quando não impedem completamente a formação de zona equiaxial, podem retardar a transição colunar/equiaxial, aumentando dessa forma o comprimento relativo da zona colunar. O aquecimento do molde pode provocar efeito semelhante;
- A capacidade de resfriamento na interface metal/molde, traduzida pelo coeficiente de transferência de calor  $h_i$ , influi retardando a transição para valores de  $h_i$  mais elevados;
- Taxas de resfriamento mais elevadas favorecem o aumento da zona colunar. Isso explica o fato de serem observadas zonas colunares proporcionalmente maiores no lingotamento contínuo de ligas do que no lingotamento estático.
- O teor de soluto na composição química da liga atua no sentido de favorecer a transição à medida que é aumentado, até um limite em que impede completamente a presença de zona colunar. Podem ocorrer exceções, como é o caso do teor de carbono nos aços.

- Um parâmetro do sistema binário ligado à composição da liga, e conhecido como parâmetro do superesfriamento constitucional (PSC), por estar contido na equação que estabelece as condições para as quais pode ocorrer superesfriamento constitucional, é definido por [Flood, 1987 A]:

$$\text{PSC} = -\frac{m_L C_0(1 - k_0)}{k_0}; \quad (2.1)$$

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

Embora se possa antecipar a tendência da transição colunar equiaxial pela observação qualitativa dos fatores de influência mencionados, a previsão quantitativa dessa transição exige a completa compreensão de todos os mecanismos físicos envolvidos. O campo térmico, por exemplo, é afetado significativamente pelo crescimento competitivo da solidificação colunar e equiaxial, uma vez que o crescimento colunar é condicionado pelo movimento das isothermas características *liquidus* e *solidus*, enquanto que o crescimento equiaxial à frente da interface colunar altera o campo de temperaturas pela liberação de calor latente. Complicações dessa natureza dificultam a modelagem matemática dessa transição, podendo-se destacar nesse particular o modelo de Flood [Flood, 1987 A] e Hunt [Hunt, 1984] que considera os crescimentos colunar e equiaxial estacionários, permitindo chegar-se a uma correlação entre composição da liga, parâmetros térmicos da solidificação, densidade de núcleos e a transição colunar/ equiaxial, que pode ocorrer progressivamente para uma dada liga, em função de alterações ou no gradiente de temperatura ou na velocidade da frente colunar. As expressões sínteses desse modelo são dadas por:

Estrutura completamente colunar:

$$G_L > 0,617 (100 N_0)^{1/3} \left[ 1 - \frac{(\Delta T_N)^3}{(\Delta T_c)^3} \right] \Delta T_c \quad ; e \quad (2.2)$$

Estrutura completamente equiaxial:

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

Em que  $\Delta T_c$  é dado por:

$$\Delta T_c = \left[ -8 \Gamma m_L (1-k) \frac{C_0 v}{D} \right]^{1/2} \quad ; \quad (2.4)$$

sendo  $N_0$  o número de núcleos por unidade de volume,  $\Delta T_c$  o superesfriamento na frente colunar,  $\Delta T_N$  o superesfriamento efetivo nos pontos de nucleação,  $v$  a velocidade da frente colunar e  $\Gamma$  o coeficiente de Gibbs-Thomson definido por  $\Gamma = \sigma/\Delta S$ , na qual  $\sigma$  é a tensão superficial da interface sólido/líquido e  $\Delta S = L/T_f$  é a entropia de fusão por unidade de volume [Garcia, 2001].

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

a aumentar novamente. Com esse aumento de temperatura a velocidade de crescimento dos cristais diminui. Nesse ponto, o volume de cristais livres que solidificam por unidade de tempo já é apreciável, mesmo com essa diminuição na velocidade de crescimento. Os autores consideram que a transição ocorre nesses instantes em que o líquido, que estava resfriando, passa a se aquecer novamente, quando o aumento da convecção, provocado por esse aumento da temperatura, forçaria o transporte desses cristais para a região à frente dos grãos colunares, bloqueando-os.

Suri et al. [Suri, 1991] estudaram ligas Al-4,5%Cu com vários superaquecimentos e taxas de resfriamento e os resultados obtidos indicam que a região colunar aumenta progressivamente com o aumento do superaquecimento de 50 para 100 °C. Para o superaquecimento de 100 °C, a estrutura é completamente colunar. O comprimento da zona colunar observado manteve-se constante ao longo da largura do lingote, sendo que, para o caso da coquilha de aço inoxidável, o comprimento da zona colunar foi menor. Para cada posição da transição medida, os parâmetros térmicos são determinados por um modelo de simulação computacional de solidificação. Os valores correspondentes de  $G_L$  e  $V_L$ , são usados para obter o ponto da transição colunar/equiaxial que, segundo os autores deve ocorrer para  $G_L < 0,74 \cdot V_L^{0,64}$ .

Gandin [Gandin, 2000] conduziu experimentos de solidificação direcional em um molde cilíndrico constituído de paredes laterais e parte superior feitas com materiais cerâmicos com alta capacidade de isolamento térmico. A parte inferior do molde, onde a extração de calor é imposta era fechada com um disco fino de nitreto de alumínio, conhecido por ter alta condutividade térmica. As dimensões e construção para a montagem do aparato experimental foram, segundo o autor, projetadas para minimizar as perdas de calor pelas paredes laterais do molde cilíndrico durante o resfriamento do metal, bem como pelo topo do lingote. O molde e o metal líquido foram mantidos em dois fornos separados por várias horas na temperatura desejada. O metal após o vazamento foi mantido no forno por pelo menos uma hora para que se pudesse alcançar a uniformidade de temperatura no metal líquido. O molde foi levado a manter contato com uma chapa molde de cobre refrigerada a água através de um disco de nitreto de alumínio, e assim iniciou-se a solidificação direcional. Termopares foram posicionados a cada 20 mm da linha central do

molde cilíndrico e os experimentos foram desenvolvidos com ligas de alumínio-silício com 3%, 7% e 11% de silício. A partir dos resultados obtidos, constatou-se que a velocidade na ponta da dendrita colunar primeiro aumenta, e depois diminui como resultado da interação do crescimento da interface com o fluxo de calor. Gandin propõe então que a posição correspondente à máxima da velocidade da interface deve coincidir com a transição colunar/equiaxial, o que se localizaria a cerca de dois-terços do comprimento do lingote.

Ziv e Weinberg [Ziv et al. 1989] desenvolveram trabalhos experimentais com a liga Al-3%Cu, solidificada verticalmente, a partir do contato com bloco de cobre refrigerado a água. Para reduzir a velocidade de solidificação, discos de aço inoxidável de espessura de 0,95 mm foram colocados entre a lingoteira e o bloco de metal, reduzindo a transferência de calor. Medidas da temperatura foram feitas durante a solidificação com quatro termopares de cromel/alumel de 3 mm posicionados a 2, 4, 6 e 8 cm da base do lingote. Observou-se que a TCE ocorreu bruscamente em um plano horizontal e quando o gradiente de temperatura ( $G_L$ ) na região de líquido, à frente dos grãos colunares, caía para cerca de 0,6 K/mm.

Mahapatra e Weinberg [Mahapatra et al. 1987] realizaram experimentos com ligas Sn-Pb em um aparato experimental que consistia em um molde de cobre cilíndrico com diâmetro interno de 35 mm, altura de 110 mm e espessura de parede de 3,2 mm. Verificou-se que, o gradiente térmico manteve-se elevado próximo à chapa molde, decrescendo progressivamente com a distância da face resfriada, observando-se assim valores menores no topo do lingote. A velocidade da interface acompanhou os resultados do gradiente, com altas velocidades junto à chapa molde e baixas velocidades na parte superior do metal. A TCE ocorreu próxima de um gradiente de temperatura crítico no metal de 0,101 K/mm para Sn-5%Pb; 0,108 K/mm para Sn-10%Pb e 0,126 K/mm para Sn-15%Pb. Baseado nestes resultados, os autores propõem que a TCE deve ocorrer quando um gradiente de temperatura crítico é alcançado na ponta da dendrita. É importante notar, que eles realizaram seus experimentos em condições de coeficientes de transferência de calor ( $h_i$ ) na interface metal/molde muito baixos, da ordem de 100 W/m<sup>2</sup>K, e considerados constantes ao longo da solidificação.

Ares e Schvezov [Ares et al., 2000] desenvolveram trabalhos experimentais com ligas de chumbo-estanho, solidificadas unidirecionalmente. Os autores concluem que a velocidade na ponta da dendrita colunar aumenta gradualmente e que a transição colunar/equiaxial (TCE) ocorreu ao longo de uma zona, e não de forma abrupta, e quando o gradiente de temperatura no líquido decresce para valores que variam em torno de 0,8 °C/mm a 1 °C/mm. O comprimento da zona colunar aumentou com a taxa de resfriamento e a composição das ligas. Após a transição, os autores relatam um aumento da velocidade da frente *liquidus* muito mais rápido do que a velocidade da frente *solidus*.

Siqueira et al. [Siqueira, 2002] desenvolveram trabalhos experimentais com ligas de alumínio-cobre e estanho-chumbo, solidificadas unidirecionalmente com o propósito de analisar-se a TCE. O aparato de solidificação foi projetado de tal modo que a extração de calor era realizada somente pela parte inferior refrigerada a água, promovendo solidificação direcional vertical no sentido ascendente. Os experimentos foram realizados com ligas Al-Cu (2,0; 5,0; 8,0; e 10,0% em peso de Cu) e Sn-Pb (5,0; 10,0; 20,0 e 30,0% em peso de Pb) com vários superaquecimentos. A TCE, quando ocorreu, foi medida a partir da base do lingote. Os arquivos contendo o monitoramento experimental das temperaturas foram usados para a determinação dos coeficientes transitórios de transferência de calor metal/molde,  $h_i$ , pelo método do confronto teórico/experimental com simulações numéricas obtidas por um método de diferenças finitas, conforme detalhado em artigos prévios [Spim et al. 2000A; Santos et al. 2001]. Os resultados da análise térmica no metal foram usados na determinação experimental da velocidade da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ). Um modelo analítico de solidificação e um método numérico de diferenças finitas foram utilizados na determinação dos demais parâmetros térmicos de solidificação, gradientes térmicos ( $G_L$ ) e taxas de resfriamento ( $\dot{T}_L$ ) junto à isoterma *liquidus*, utilizando-se os valores de  $h_i$  determinados experimentalmente. A análise dos resultados experimentais obtidos, para ambos os sistemas metálicos (Al-Cu e Sn-Pb), mostram que nenhum critério baseado isoladamente ou na velocidade da isoterma *liquidus* ou no gradiente de temperaturas à frente desta isoterma poderia justificar a ocorrência da transição colunar/equiaxial. Foi então proposto um critério de TCE [Siqueira, 2001, 2003; Garcia, 2001] envolvendo tanto a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* quanto o gradiente térmico, por meio da taxa de resfriamento. O crescimento colunar prevaleceria ao longo do lingote para taxas de

resfriamento maiores do que um valor crítico, que só depende do sistema binário. Nesta investigação, a taxa de resfriamento crítica foi de aproximadamente 0,2 K/s para ligas Al-Cu, enquanto que para ligas Sn-Pb esta taxa foi de 0,014 K/s.

A proposta de uma taxa crítica de resfriamento, como condicionante da TCE, é aplicada também aos resultados de um trabalho da literatura [Mahapatra, 1987], que apresenta os valores de velocidade e gradiente térmico na transição colunar/equiaxial de ligas Sn-Pb. Esses resultados listados na Tabela 2.1, são devidamente comparados com aqueles obtidos por Siqueira et al. [Siqueira, 2003] para ligas Sn-Pb.

**Tabela 2.1.** Parâmetros térmicos da solidificação associados à posição da transição (TCE) relativos aos resultados experimentais [Siqueira 2003] - (P) e os resultados de Mahapatra e Weinberg - (MW) [Mahapatra et al., 1987]

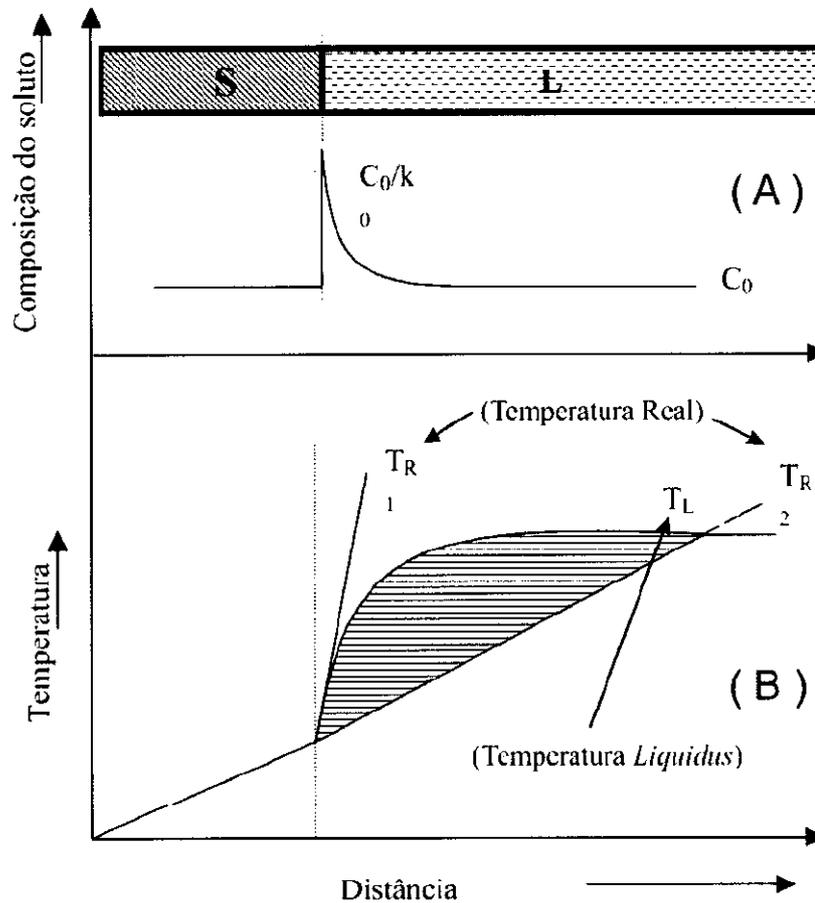
<b>Liga</b>	<b>V<sub>L</sub> (P)</b> <b>mm/s</b>	<b>V<sub>L</sub> (MW)</b> <b>mm/s</b>	<b>G<sub>L</sub> (P)</b> <b>K/mm</b>	<b>G<sub>L</sub> (MW)</b> <b>K/mm</b>	<b>Ḥ (P)</b> <b>K/s</b>	<b>Ḥ (MW)</b> <b>K/s</b>
Sn 5%Pb	0,275	0,114	0,033	0,101	0,009	0,012
Sn 10%Pb	0,283	0,101	0,052	0,108	0,015	0,011
Sn15%Pb	-	0,117	-	0,126	-	0,015
Sn 20%Pb	0,323	-	0,047	-	0,015	-
Sn 30%Pb	0,224	-	0,070	-	0,016	-
<b>Valores médios</b>	<b>0,276</b>	<b>0,110</b>	<b>0,050</b>	<b>0,112</b>	<b>0,014</b>	<b>0,013</b>

Vê-se de forma clara na Tabela 2.1 que os dois trabalhos experimentais foram conduzidos sob condições térmicas diversas. Observando-se os valores médios de velocidade vê-se que não há como estabelecer um valor crítico padrão para caracterizar a TCE. A mesma conclusão pode ser feita pela observação dos gradientes térmicos. O único parâmetro térmico comum aos trabalhos nas posições correspondentes à transição estrutural é exatamente a taxa de resfriamento, conforme pode-se observar pelos valores apresentados

na Tabela 2.1, notadamente os valores médios resultantes. Este confronto demonstra também que um critério baseado em uma taxa de resfriamento crítica, e que depende apenas do sistema binário, independentemente, portanto da concentração de soluto da liga, parece ser mais adequado para caracterizar a transição.

### 2.3 – Microestruturas de solidificação

Os tipos de microestruturas presentes em uma liga estão fortemente relacionados com a forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L) durante o processo de solidificação. Pode-se passar da forma plana dos metais puros para estruturas celulares e dendríticas, em decorrência de alterações nos parâmetros térmicos do sistema metal/molde durante a solidificação. O soluto ou o solvente é segregado nesta interface, o que provoca uma distribuição não uniforme no líquido à frente da interface, provocando sua instabilidade. Este acúmulo de teor de soluto à frente da interface sólido/líquido promove o surgimento de um fenômeno favorável à nucleação e responsável por sua gradativa instabilidade conhecida na literatura como super-resfriamento constitucional. Ao perfil de acumulação de soluto no líquido corresponderá a um perfil inverso da temperatura *liquidus* ( $T_L$ ), já que a  $T_L$  diminui à medida que a concentração de soluto aumenta, conforme esquema mostrado na Figura 2.6, que apresenta uma região sombreada onde o líquido à frente da interface encontra-se a temperaturas reais ( $T_{R2}$ ), abaixo do perfil de temperaturas *liquidus* portanto, está superesfriado pelo efeito constitucional. Para impedir esse super-resfriamento e manter a interface na forma planar, é necessário que o gradiente do perfil real de temperaturas no líquido seja maior ou igual ao gradiente do perfil de temperatura *liquidus* junto a essa interface, isto é,  $T_{real} > T_{R1}$  na Figura 2.6 (B).



**Figura 2.6** - Indicação da região com super-resfriamento constitucional: (A) Perfil de acumulação de soluto à frente da interface S/L e (B) Perfil inverso de temperatura *liquidus* correspondente à região super resfriada constitucionalmente [Garcia, 2001]

### 2.3.1 - Quantificação do super-resfriamento constitucional ( SRC )

Esse critério foi introduzido inicialmente por Tiller [Tiller, 1953], e posteriormente por Chalmers e Winegard [Chalmers, 1954]. Nessa teoria, os autores ignoram o efeito da energia interfacial na interface sólido/líquido ( $\sigma_{SL}$ ) e sua aplicação é para velocidades de solidificação muito baixas. Segundo suas propostas, a interface instabiliza-se toda vez que o gradiente térmico no líquido à frente da interface é menor que o gradiente do perfil de

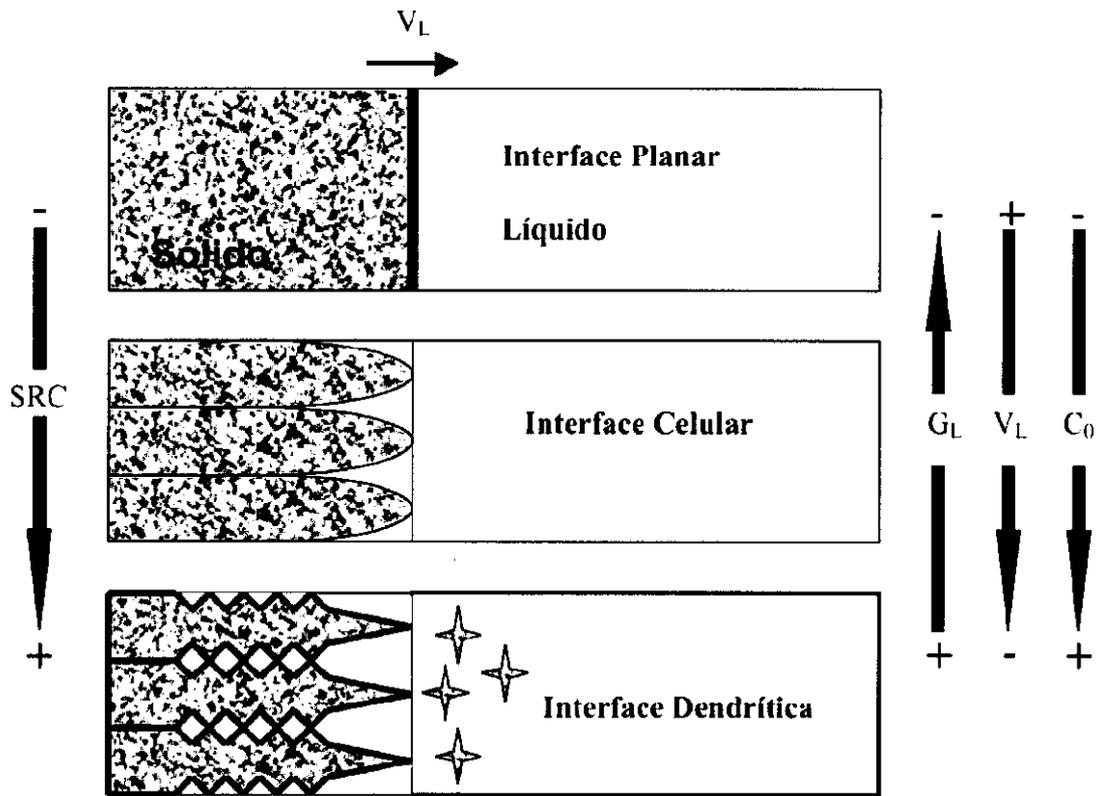
temperaturas *liquidus*. Essa proposta pode ser quantificada a partir de um balanço de massas à frente da interface S/L, dado por:

$$G_L \geq -\frac{m_L V_L C_0 (1-k_0)}{D_L k_0} \quad (2.5)$$

Assim, a equação (2.5), que representa quantitativamente o critério do super-resfriamento constitucional, define as condições que favorecem a sua formação:

- baixos valores de gradiente térmico no líquido junto à interface;
- altas velocidades de deslocamento da interface S/L;
- linhas *liquidus* bastante inclinadas;
- elevado teor de soluto;
- baixa difusividade do soluto no líquido; e
- valores muito baixos de coeficiente de distribuição de soluto ( $k_0 < 1$ ), ou muito altos ( $k_0 > 1$ ).

Logo, apesar da forte influência do soluto, ele não é o único responsável pelas modificações que ocorrem na interface sólido/líquido. Velocidade de solidificação, gradientes de temperaturas e taxas de resfriamento assumem também um papel de elevada importância nesse fenômeno, como esquematizado na Figura 2.7.



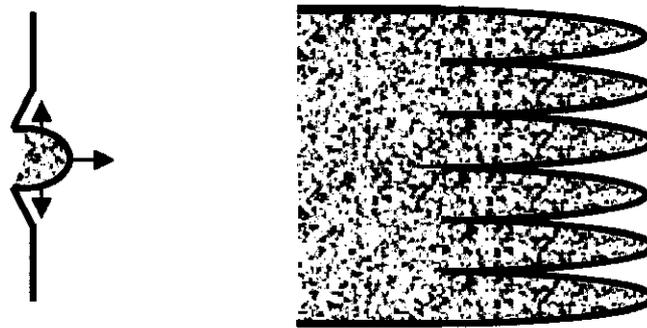
**Figura 2.7 - Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SC – grau de super-resfriamento;  $G_L$  – gradiente térmico à frente da interface;  $V_L$  – velocidade da interface e  $C_0$  – concentração de soluto.[Garcia, 2001]**

### 2.3.2 – Estruturas celulares e dendríticas

Abordou-se anteriormente a influência do teor de soluto ou do solvente como fator de instabilidade da interface S/L. Assim, em resumo, a rejeição dos mesmos dá origem ao superesfriamento constitucional (SRC) pela formação de um gradiente térmico à frente dessa interface menor que o gradiente térmico do perfil de temperaturas *liquidus*. Dependendo do valor do SRC, a instabilidade dá origem a diferentes morfologias e que, por ordem crescente desse valor, são denominadas na literatura por: planar, celular e dendrítica, conforme esquema apresentado na Figura 2.7. No entanto, a transição morfológica da interface planar à dendrítica não depende só do gradiente térmico  $G_L$ . Ela está fortemente associada à diminuição da razão  $G_L/V_L$ , isto é, à medida que o valor dessa relação cair abaixo de um valor crítico a instabilidade da interface é inevitável e serão formadas estruturas celulares e dendríticas [Kurz & Fisher, 1992; Koseki e Flemings, 1995; Hunt – Lu, 1996; Trivedi, Liu e Simsek, 2001; Castro et al, 2001].

Conforme o esquema da Figura 2.7, quando uma liga binária diluída é solidificada com uma pequena quantidade de superesfriamento constitucional, a interface sólido/líquido desenvolve, usualmente, uma morfologia celular. Isto é possível devido ao mesmo ser suficiente para iniciar o processo de instabilização da interface sólido/líquido, acarretando a formação de uma protuberância, que se projeta a partir da interface no líquido super-resfriado, até um ponto em que o super-resfriamento seja apenas necessário para manter a força motriz do crescimento. Ao crescer, esta protuberância rejeita soluto e a sua concentração lateral é maior do que em qualquer outro ponto do líquido. Nessas condições, a protuberância adquire uma forma estável que se estende por toda a interface, que degenera de uma situação plana a uma rede de protuberâncias, conforme apresenta a Figura 2.8, e que é conhecida como interface ou estrutura celular. Portanto, o crescimento de células regulares dá-se a velocidades baixas e perpendicularmente à interface sólido/líquido e na direção de extração do fluxo de calor, sendo praticamente independente da orientação cristalográfica.

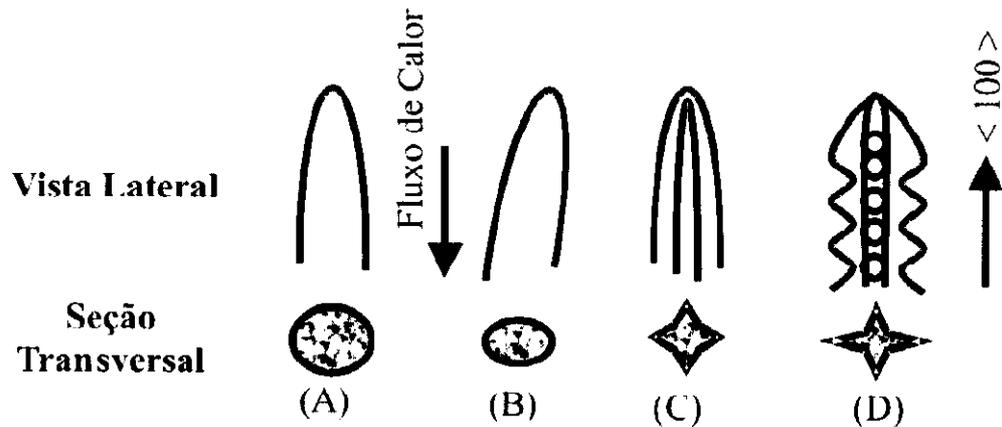
Por exemplo, à medida que o valor de  $G_L/V_L$  é reduzido devido à diminuição do gradiente de temperatura no líquido ou pela elevação da velocidade, a região superesfriada constitucionalmente é estendida e a célula começa a se desviar da forma circular original passando a apresentar uma configuração denominada de cruz de malta, conforme mostra o esquema apresentado pela Figura 2.9. Nesse momento, as condições de solidificação são tais que fatores cristalográficos passam a exercer elevada influência e o crescimento da estrutura passa a ser desviado para a direção cristalográfica preferencial [Chalmers, 1968; Flemings, 1974; Kurz/Fisher, 1984/1992; Garcia, 2001; Ding e Tewari, 2002].



**Figura 2.8** - Configuração do desenvolvimento de uma interface celular [Garcia, 2001]

A transição entre células e dendritas é relativamente difusa e ocorre a partir do início da influência do fator cristalográfico e termina quando a direção preferencial de crescimento é atingida [Ding e Tewari, 2002; Ding et al, 1996/1997; Yu et al, 1999 ] e os braços dendríticos secundários já estejam perfeitamente definidos. Nessa faixa de transição, costuma definir-se a estrutura como celular/dendrítica, embora essa situação só ocorra para estreitas faixas de valores de gradiente e de velocidade de deslocamento da interface. As Figuras 2.9 (c) e 2.10 apresentam, como exemplo, esquemas representativos e um exemplo de uma liga Pb-Sb dessa estrutura. A estabilidade de uma interface plana, ou a passagem para condição de celular, celular/dendrítica e dendrítica, depende das variáveis que compõem o critério do super-resfriamento constitucional, na forma apresentada qualitativamente na Figura 2.11.

Observa-se na Figura 2.11 a influência da razão  $G_L/V_L$  na instabilização da interface planar. Para uma liga de composição  $C_0$ , constituída por uma estrutura planar, por exemplo, a mudança de estrutura para celular ou dendrítica pode ser conseguida pela imposição de um aumento gradativo da velocidade de solidificação ocasionando, conseqüentemente, a diminuição da razão  $G_L/V_L$ .



**Figura 2.9** - Mudança morfológica na estrutura de crescimento à medida que a velocidade é aumentada: (A) crescimento celular regular em baixas velocidades; (B) crescimento celular com alteração na direção de crescimento; (C) transição celular/dendrítica; (D) crescimento dendrítico com início de formação de instabilidade laterais. [Flemings, 1974; Garcia, 2001 ]

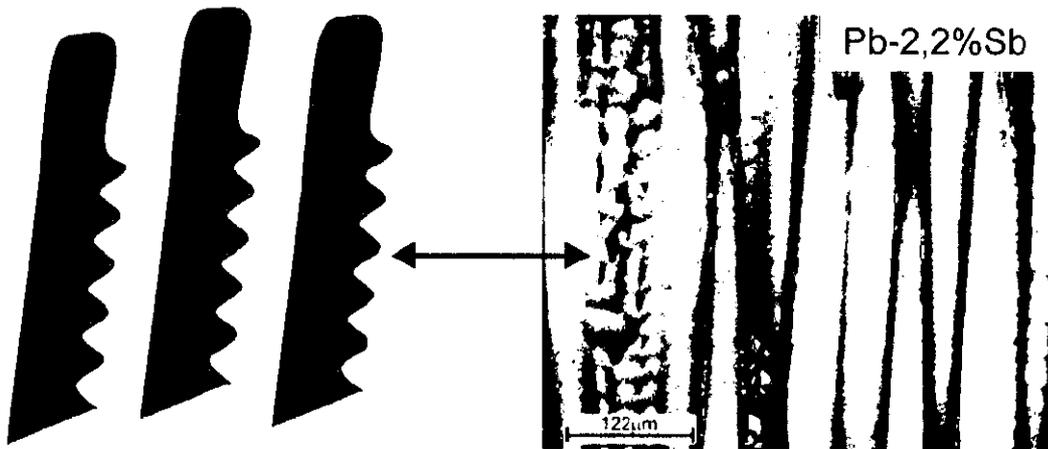


Figura 2.10 - Esquema representativo de uma estrutura celular – dendrítica e micrografia da estrutura celular/dendrítica [Rosa, 2007]

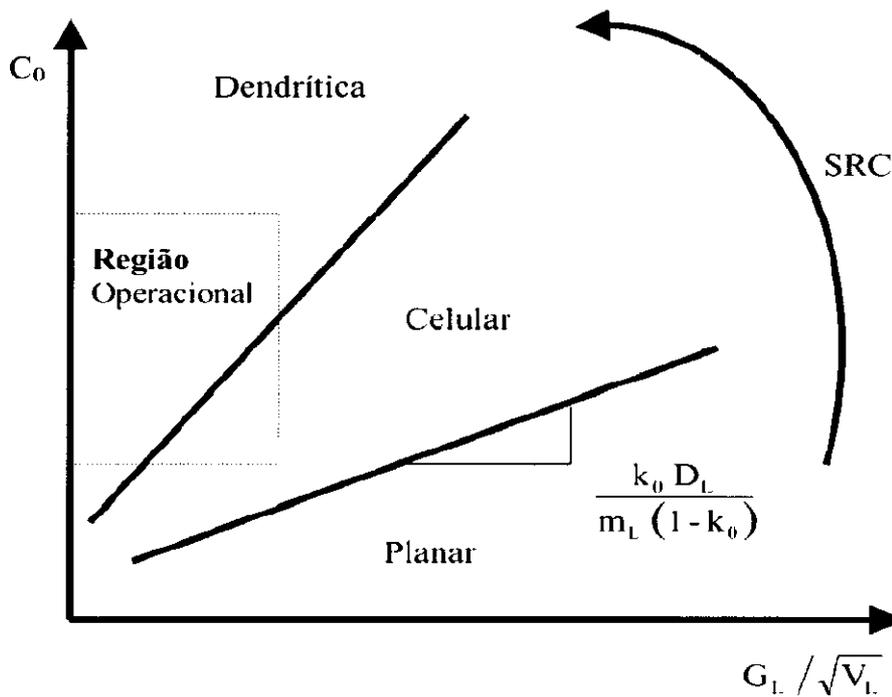
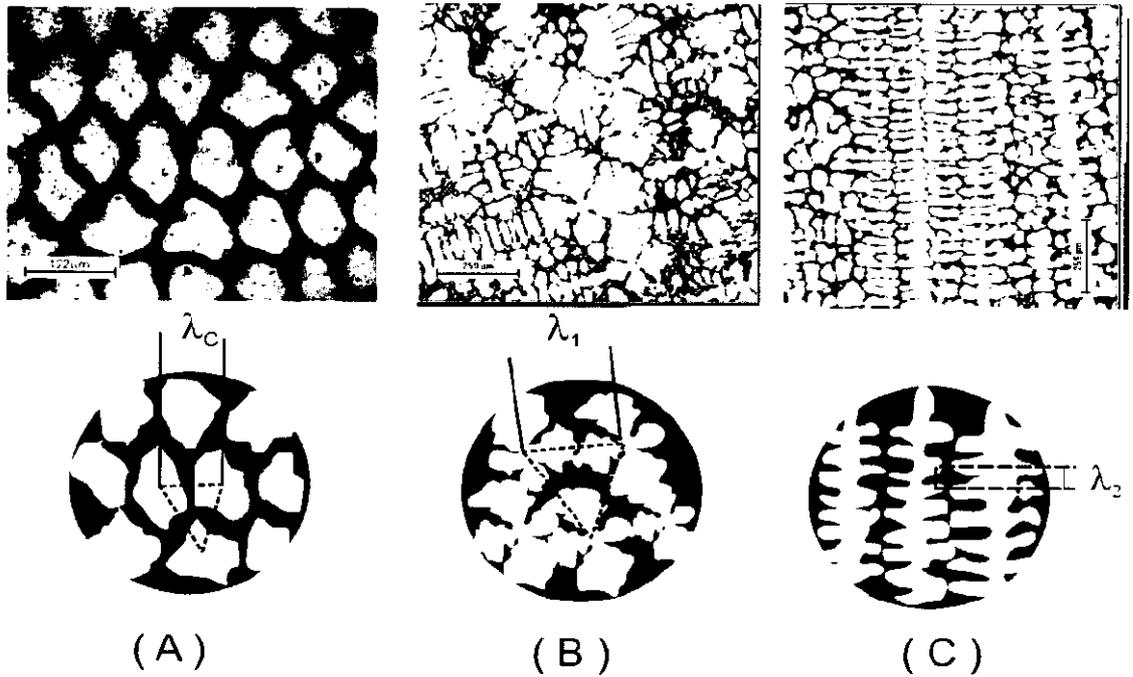


Figura 2.11 - Condições de transição planar/celular/dendrítica pelo efeito do super-resfriamento constitucional [Garcia, 2001].

As distâncias entre centros de células e de ramificações ou braços dendríticos são definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos, e que são muito utilizados para determinar os efeitos das condições de solidificação sobre a microestrutura formada. A representação destas ramificações é mostrada na Figura 2.12.



**Figura 2.12** - Representação esquemática dos parâmetros microestruturais (A) Espaçamento celular ( $\lambda_c$ ); (B) Espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ); (C) Espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ).

### 2.3.3 - Leis de crescimento celular e dendrítico

É fato comprovado que a microestrutura exerce elevada influência nas propriedades futuras de produtos fundidos e é por esse forte caráter aplicativo que vários pesquisadores no mundo procuram desenvolver modelos matemáticos que permitam prever a microestrutura de solidificação. Assim, por exemplo, espaçamentos intercelulares e interdendríticos menores permitem que a microestrutura seja caracterizada por uma distribuição mais uniforme da segregação microscópica existente entre as ramificações celulares ou dendríticas. Espaçamentos maiores poderiam exigir tratamentos térmicos específicos e mais demorados e muito bem elaborados para a homogeneização, o que pode até mesmo ser eliminado com a diminuição desses parâmetros microestruturais. Assim, é preferível a adoção de sistemas de solidificação com condições de resfriamento mais eficazes que permitam a obtenção de microestruturas com espaçamentos menores. Nesse sentido, é fundamental a determinação correta dessas condições que controlam esses espaçamentos durante a solidificação.

Uma interessante forma de estudar o crescimento de células e dendritas em peças fundidas consiste na análise de estruturas brutas obtidas a partir de sistemas de solidificação unidirecional. Modelos teóricos [Okamoto & Kishitake, 1975; Hunt, 1979; Kurz – Fisher, 1984/1986/1989/1992; Trivedi, 1984; Hunt & Lu, 1996; Bouchard & Kirkaldy, 1997], fundamentados nesses sistemas de solidificação, foram desenvolvidos para examinar a influência dos parâmetros térmicos da solidificação sobre os espaçamentos celulares e dendríticos primários e secundários. Somente os modelos de Hunt – Lu e Bouchard – Kirkaldy são elaborados para condições de solidificação em regime transitório de extração de calor; os demais são para regime estacionário. Esses estudos têm estabelecido relações entre parâmetros estruturais e parâmetros térmicos de solidificação na forma generalizada pela Equação (2.6):

$$(\lambda_c, \lambda_1, \lambda_2) = C (G_L, V_L, \dot{T})^{-a}, \quad (2.6)$$

em que:  $C$  é uma constante que depende da composição química da liga e “ $a$ ” é um expoente que tem sido determinado experimentalmente na literatura para diversas ligas [Horwath e Mondolfo, 1962; Coulthard e Elliot, 1967; Spittle e Lloyd, 1979; McCartney e Hunt, 1981; Billia et al, 1981; Tunca e Smith, 1988; Kirkaldy, Liu e Kroupa, 1995; Ding et al, 1996; Bouchard – Kirkaldy, 1997; Rios e Caram, 1997; Lapin et al, 1997; Lee et al, 1998; Chen e Kattamis, 1998; Li et al, 1998; Li e Bechermann, 1999; O’Dell, Ding e Tewari, 1999; Li, Mori e Iwasaki, 1999; Feng et al, 1999; Lima e Goldenstein, 2000; Yang et al, 2000; Rocha et al, 2000/2002/2003; Çardili e Gunduz, 2000; Drevet et al, 2000; Quaresma et al, 2000; Osório e Garcia, 2002],  $\lambda_C$ ,  $\lambda_1$  e  $\lambda_2$ , são, respectivamente, os espaçamentos celulares e dendríticos primários e secundários,  $G_L$  é o gradiente de temperatura à frente da isoterma *liquidus*,  $V_L$  é a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e  $\dot{T}_L$  é a taxa de resfriamento. A seguir, são sintetizados os principais modelos teóricos.

### 2.3.4 – Modelos de crescimento celular e dendrítico primário

#### 2.3.4.(a) - Modelo de Okamoto e Kishitake ( OK )

É um modelo simplificado que correlaciona os espaçamentos celulares e dendríticos primários com os parâmetros térmicos de solidificação. Okamoto e Kishitake [Okamoto et al 1975] consideram o crescimento dos braços dendríticos secundários como placas que se tornam espessas com o decorrer da solidificação, e que exista uma difusão no sólido, mas desprezível. O modelo em questão é representado pela seguinte equação:

$$\lambda_1 = 2 \varepsilon \left[ \frac{-m_L D_L C_0 (1 - k_0)}{V_L G_L} \right]^{1/2}, \quad (2.7)$$

em que:

$\lambda_1$  é o espaçamento dendrítico primário;

$\varepsilon$  é uma constante utilizada para corrigir o modelo e é menor que a unidade;

$m_L$  é a inclinação da linha *liquidus*;

$D_L$  é a difusividade de soluto no líquido;

$C_0$  é a composição de soluto da liga;

$k_0$  é o coeficiente de partição de soluto

$V_L$  é a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, e

$G_L$  é o gradiente de temperatura frente à isoterma *liquidus*.

Baseados em resultados experimentais com ligas binárias de alumínio (Al-Si, Al-Cu, Al-Ni e Al-Ag) estanho (Sn-Sb e Sn-Pb) e zinco (Zn-Sn), Okamoto e Kishitake fundamentam uma correlação experimental entre os espaçamentos celulares e dendríticos primários com a taxa de resfriamento pela seguinte expressão:

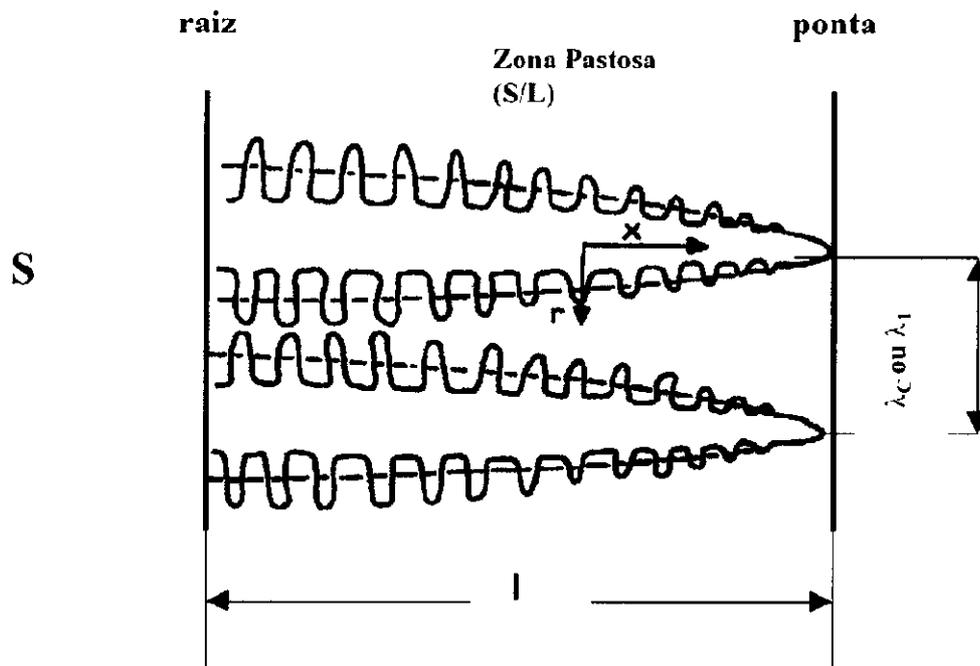
$$\lambda_1 = \frac{A}{(V_L G_L)^{1/2}}, \quad (2.8)$$

em que os valores de A são determinados, para todas as ligas investigadas, pelas inclinações das curvas experimentais obtidas pelos autores, variando linearmente com a raiz quadrada do teor de soluto, ou seja,  $A / C_0^{1/2} = \text{constante}$ . Nessas condições, Okamoto e Kishitake [1975] encontram valores bem próximos entre as equações (2.7) e (2.8) e concluem que o valor de A experimental pode ser expresso pela Equação (2.9):

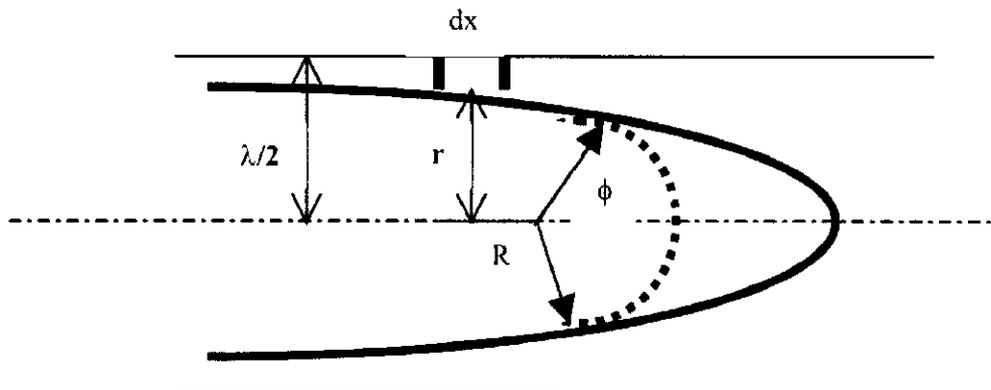
$$A = 2 \varepsilon [ -m_L D_L C_0 (1 - k_0) ]^{1/2}, \quad (2.9)$$

### 2.3.4.( b) - Modelo de Hunt ( H )

O modelo de Hunt [Hunt, 1979] foi o primeiro modelo desenvolvido para previsão teórica de espaçamentos celulares e dendríticos primários. Esse modelo descreve satisfatoriamente uma variação complexa da temperatura na ponta da célula ou dendrita com a velocidade de crescimento ( $V_L$ ) e taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ). Varias simplificações de natureza física e matemática são levadas em consideração na elaboração do modelo: solidificação em regime de extração de calor estacionário; as dendritas crescem com a morfologia regular lisa no formato de uma elipse, assumida em trabalho anterior por Burden e Hunt [Burden, 1974], conforme apresenta a Figura 2.13, bem como considera a forma de crescimento das células ou dendritas conforme esquema mostrado pela Figura 2.14, onde sugere que, durante o seu crescimento, a composição no líquido é homogênea na direção  $r$ , assim como a composição média no líquido é considerada a composição junto à interface sólido/líquido.



**Figura 2.13** - Representação esquemática da dendrita mostrando a linha do formato liso assumido pelo modelo de Hunt, [Hunt, 1979]



**Figura 2.14** - Vista esquemática do crescimento celular ou dendrítico mostrando o formato hipotético esférico da ponta da dendrita assumido por Hunt, [Hunt, 1979].

Assim sendo, a expressão mostrada pela Equação (2.10) define o modelo teórico de Hunt, que correlaciona os espaçamentos celulares e dendríticos primários com os parâmetros térmicos de solidificação ou seja:

$$\lambda_c \text{ ou } \lambda_1 = 2,83 \left[ \Gamma m_L C_0 (1 - k_0) D_L \right]^{1/4} G_L^{-1/2} V_L^{-1/4} \quad (2.10)$$

Este modelo foi objeto de expressiva comprovação experimental [Lapin et al, 1997; Çardili e Gunduz, 2000; Gunduz e Çardili, 2002] e apresenta, pela primeira vez que, ao contrário do que se admitia até então, os espaçamentos dendríticos primários não são afetados na mesma proporção por  $G_L$  e  $V_L$ . A Equação (2.10) mostra que  $\lambda_1$  é mais sensível às mudanças no gradiente do que na velocidade ou composição.

### 2.3.4.(c) - Modelo de Kurz – Fisher ( KF )

Kurz – Fisher [Kurz et al. 1984/1986/1989/1992] também desenvolveram um modelo teórico que permite quantificar os espaçamentos celulares e dendríticos primários em função dos parâmetros térmicos da solidificação. Para formular essa correlação, os autores, igualmente a Hunt, postulam que as dendritas crescem com morfologia semelhante a uma elipse, conforme esquema apresentado pela Figura 2.14.

O raio de curvatura (R) da elipse é dado pelo seguinte expressão:

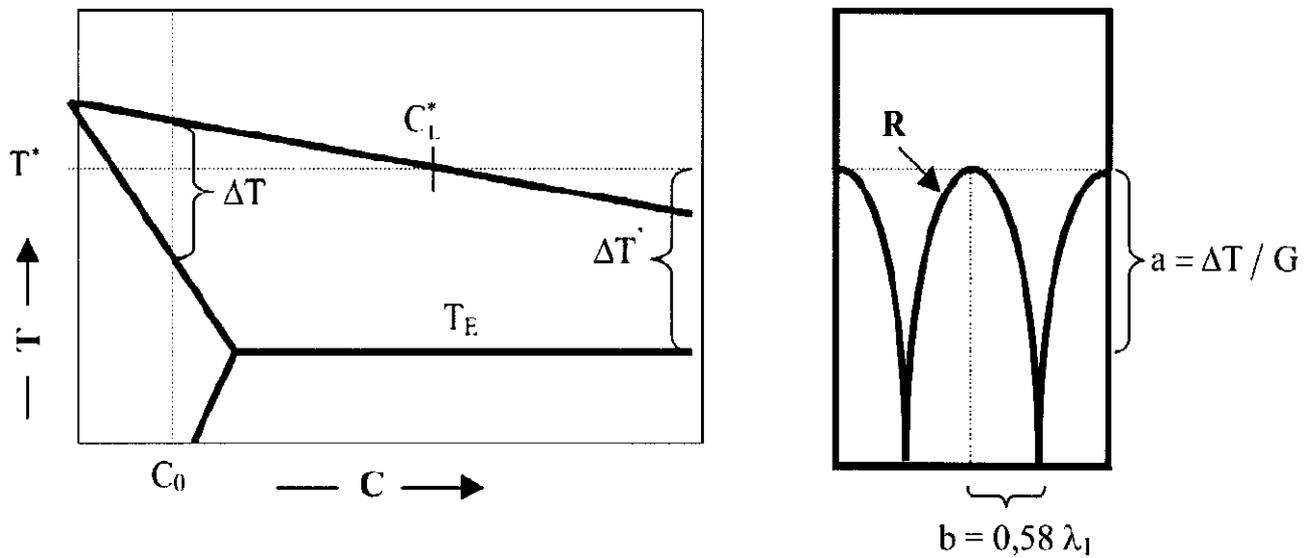
$$R = \frac{b^2}{a} . \quad (2.11)$$

O semi-eixo b é proporcional ao espaçamento dendrítico (  $\lambda_1$  ), em que o fator 0,58 é uma constante de proporcionalidade determinada pela relação do formato hexagonal do tronco da dendrita, assumido pelos autores.

O comprimento do semi-eixo “a” é dado pela razão entre a diferença das temperaturas da ponta ( $T^*$ ) e raiz ( $T'_s$ ) da dendrita pelo gradiente de temperatura frente à isoterma *liquidus*, ou seja:

$$a = \frac{\Delta T'}{G_L} = \frac{T^* - T'_s}{G_L} , \quad (2.12)$$

Onde, devido à microsegregação,  $T'_s$  é sempre igual à temperatura do eutético ( $T_E$ ) representada na Figura 2.15.



**Figura 2.15** - Condições assumidas por Kurz – Fisher para determinação dos espaçamentos celulares e dendríticos primários [Kurz et al. 1984 / 1986 / 1989 / 1992].

Substituindo os valores de “a” e “b” na Equação (2.11), resulta:

$$\lambda_1 = \sqrt{\frac{3 \Delta T^* R}{G_L}} \quad (2.13)$$

O valor de R, determinado durante o desenvolvimento do modelo em questão, é dado por:

$$R = 2 \pi \sqrt{\frac{D_L \Gamma}{\Delta T k_0 V_L}} \quad (2.14)$$

Os mesmos autores consideram que, na faixa de velocidades de transição planar-celular a dendrita-planar, o valor de  $\Delta T^*$  é igual a  $\Delta T$ . Assim, substituindo o valor de R, dado pela Equação (2.14) na Equação (2.13), resulta na expressão final do modelo teórico elaborado por Kurz – Fisher que, igualmente ao modelo de Hunt, correlaciona os espaçamentos celulares e dendríticos primários com os parâmetros

térmicos da solidificação com os mesmos expoentes para  $V_L$  e  $G_L$ , conforme apresentado pela Equação (2.15), ou seja:

$$\lambda_1 \text{ ou } \lambda_c = 4,3 \left( \frac{\Gamma \Delta T D_L}{k_0} \right)^{1/4} \cdot G_L^{-1/2} \cdot V_L^{-1/4} \quad (2.15)$$

O modelo em questão foi comparado recentemente com dados experimentais obtidos para condições de solidificação em regime estacionário para ligas Pb–Sn [Çardili et al. 2000] Al–Cu [Gundüz et al. 2002] e os resultados experimentais obtidos superestimam e subestimam, respectivamente, os dados teóricos calculados a partir do referido modelo.

#### 2.3.4.(d) - Modelo de Trivedi (T)

O modelo de Trivedi [Trivedi, 1984] foi desenvolvido baseado nas considerações assumidas por Hunt. Portanto, o resultado do modelo em questão é o modelo de Hunt modificado por uma constante  $L$ , que depende das perturbações harmônicas do sistema, cujo valor, assumido pelo autor, é igual a 28. O modelo de Trivedi pode ser representado pela Equação (2.16), ou seja:

$$\lambda_1 = 2 \sqrt{2} [L \Gamma m_L C_0 (1 - k_0) D_L]^{1/4} G_L^{-1/2} V_L^{-1/4} \quad (2.16)$$

O referido modelo foi comprovado para condições de solidificação em regime estacionário [Çardili e Gunduz, 2000, para ligas Sn-Pb e Gunduz e Çardili, 2002, para ligas Al–Cu], em que os autores apontam boas aproximações entre os dados teóricos e experimentais.

Os modelos de Hunt, Kurz–Fisher têm sido aplicados, também, para correlacionar o raio ( $R$ ) da ponta da dendrita com os parâmetros  $V_L$ ,  $G_L$  e  $C_0$ , conforme mostram as seguintes equações:

Modelo de Hunt:

$$R = \left[ \frac{2 \Gamma D_L}{m_L (k_0 - 1)} \right]^{0.5} \cdot C_0^{-0.5} \cdot V_L^{-0.5} \quad (2.17)$$

Modelo de Kurz-Fisher

$$R = 2 \pi \left[ \frac{2 \Gamma D_L}{m_L (k_0 - 1)} \right]^{0.5} \cdot C_0^{-0.5} \cdot V_L^{-0.5} \quad (2.18)$$

Substituindo o valor de  $\Delta T = m_L (k_0 - 1) \cdot \frac{C_0}{k_0}$  na Equação (2.14), resulta na Equação (2.18).

Como pode ser analisado pelas Equações (2.17) e (2.18), os modelos teóricos para R são muito similares, diferenciando-se somente por uma constante. Gundüz e Çardili [Gundüz et al, 2002] investigaram a influência dos parâmetros térmicos nos valores de R para ligas Al-Cu solidificadas em regime estacionário de extração de calor. Os valores teóricos obtidos apresentam-se subestimados quando comparados aos dados experimentais.

### 2.3.4.(e) - Modelo de Hunt-Lu (HL)

Hunt e Lu [Hunt et al. 1996] desenvolveram um modelo numérico para prever os espaçamentos celulares e dendríticos primários para regimes estacionário e transitório de extração de calor. Considerações de naturezas físicas e matemáticas mais próximas da realidade são levadas em consideração como: a transferência de calor é assumida em um campo de temperatura linear móvel; a energia de superfície na interface sólido/líquido é incluída no sistema; e os autores resolvem o problema de transporte de soluto no líquido utilizando um método de diferenças finitas dependente do tempo, sendo desprezada a difusão no sólido.

O presente modelo é representado por duas equações analíticas simplificadas, que são os resultados de um ajuste do modelo numérico e representam o raio da ponta da célula ou dendrita. Portanto, para que os valores calculados a partir das respectivas equações possam ser comparados com resultados experimentais, eles precisam ser multiplicados por duas ou quatro vezes, cujos fatores representam os mínimos e máximos de uma faixa de valores de espaçamentos. As expressões do modelo teórico de Hunt-Lu, para espaçamentos celulares e dendríticos primários, encontram-se apresentadas, respectivamente, nas Equações de (2.19) a (2.22):

a) Para espaçamento celular:

$$\lambda_c = 4,09 k_0^{-0,745} \left( \frac{\Gamma}{\Delta T} \right)^{0,41} D_L^{0,59} \cdot V_L^{-0,59} ; \quad (2.19)$$

b) Para espaçamento dendrítico primário

$$\lambda_1' = 0,07798 V' (a^{-0,75}) \cdot (V' - G')^{0,75} \cdot G'^{-0,6028} ; \quad (2.20)$$

em que:

$$a = -1,131 - 0,1555 \log_{10} (G') - 0,007589 [\log_{10} (G')]^2 \quad (2.21)$$

e

$$\lambda_1' = \frac{\lambda_1 \Delta T}{\Gamma k_0}, G' = \frac{G_L \Gamma k_0}{\Delta T^2}, \text{ e } V' = \frac{V_L \Gamma k_0}{D_L \Delta T}. \quad (2.22)$$

Vários estudos experimentais descritos na literatura compararam seus resultados com o presente modelo sob condições de crescimento em regime estacionário de extração de calor para ligas de diferentes sistemas: Pb-Sb [Yu et al. 1999; O' Dell et al. 1999], Succinonitrila-acetona [Wan et al. 1997; Ding et al. 1997], Al-Zn [Lin et al. 1999; Feng et al. 1999], Al-Cu [Gundüz e Çardili. 2002; Trivedi et al. 2001; Quaresma et al. 2000], Cu-Sn [Tiedje, 1996], Al-Si-Cu [Rios e Caram, 1997] e com boas concordâncias entre os dados experimentais e teóricos. Entretanto, Gundüz e Çardili [Gundüz et al. 2002] verificaram que, para ligas de Al-Cu, a concordância boa é restrita a valores intermediários de velocidade, sendo que, abaixo e acima de uma certa faixa de velocidades o modelo não representa bem os resultados experimentais. Rosa et al. [Rosa, 2006] analisaram os espaçamentos celulares para ligas Pb-Sb e constataram que os resultados experimentais superestimam os valores previstos pelo modelo de Hunt-Lu. Em outro trabalho [Rocha, 2003A], constata-se que, para ligas do sistema Sn-Pb, os valores experimentais para o espaçamento celular também superestimam os valores previstos pelo referido modelo. Para o crescimento dendrítico primário, Rocha et al. [Rocha, 2003B] verificam, para ligas Sn-Pb, que os valores experimentais apresentam-se inferiores aos valores obtidos pelo modelo de Hunt-Lu. Já para ligas hipoeutéticas Al-Si, verificaram-se que os resultados experimentais mostram concordância com os valores previstos pelo modelo de Hunt-Lu [Peres, 2004].

#### 2.3.4.(f) - Modelo de Bouchard – Kirkaldy ( BK )

Bouchard e Kirkaldy [Bouchard et al. 1997] desenvolveram um modelo que denominaram de semi-empírico, correlacionando o espaçamento dendrítico primário com os parâmetros térmicos de solidificação para condições de extração de calor em regime transitório, que incorpora a racionalidade e os parâmetros constitutivos dos modelos teóricos desenvolvidos para condições estacionárias de fluxo de calor. Este modelo é apresentado pela seguinte expressão:

$$\lambda_1 = a_1 \left[ \frac{16 C_0^{1/2} G_0 \varepsilon \Gamma D_L}{(1 - k_0) m_L G_L V_L} \right]^{1/2}, \quad (2.23)$$

Em que,  $G_0 \varepsilon$  é um parâmetro característico  $\cong 600 \times 6 \text{ K cm}^{-1}$ , valor definido para compostos orgânicos [Bouchard et al. 1997] e  $a_1$  é o fator de calibração utilizado para corrigir o modelo em questão.

Este modelo é comprovado experimentalmente para ligas Al–Cu [Quaresma et al. 2000] solidificadas em regime transitório de extração de calor. Apresenta-se superestimado em relação aos dados experimentais quando utilizado o mesmo valor de  $a_1$  sugerido por Bouchard – Kirkaldy [Bouchard et al. 1997]. Peres et al. [Peres, 2004] constata que os valores experimentais de espaçamentos dendríticos primários, para ligas hipoeutéticas Al-Si solidificadas em condições estacionárias, estão abaixo dos previstos pelo modelo BK. Já para ligas do sistema Sn-Pb, os resultados experimentais apresentam uma boa concordância com o dado modelo, para os valores experimentais de espaçamento primário, nas condições transitórias de solidificação [Rocha, 2003B].

Quanto ao efeito do teor de soluto sobre os valores de  $\lambda_1$ , existem controvérsias na literatura que não vem acompanhada de propostas de mecanismos que expliquem o respectivo comportamento. Edvanderon [Edvanderon et al. 1976], Spittle e Lloyd [Spittle et al. 1979], por exemplo, afirmam que  $\lambda_1$  diminui com o aumento do teor de soluto. Outros afirmam justamente ao contrário, como é o caso de Flemings

[Flemings, 1974], Young e Kirkwood [Young et al. 1975], Okamoto e Kishitake [Okamoto et al. 1975], Bouchard e Kirkaldy [Bouchard et al. 1997]. A maioria dos trabalhos para condições estacionárias de extração de calor afirma que o valor de  $\lambda_1$  aumenta quando  $C_0$  é aumentado. McCartney e Hunt [McCartney et al. 1981], por exemplo, encontraram experimentalmente uma equação de  $\lambda_1$  diretamente proporcional ao teor de silício, conforme mostra a Equação (2.24):

$$\lambda_1 = 272 (G_L)^{-0,55} \cdot (V_L)^{-0,28} \cdot (C_0)^{0,32} , \quad (2.24)$$

em que,  $C_0$  é o teor de Si na liga Al–Mg–Si.

### 2.3.5 – Modelos de crescimento dendrítico secundário

Da mesma forma de como foi verificado para os espaçamentos celulares e dendríticos primários, os secundários são também influenciados fortemente pelas condições térmicas e constitucionais, isto é, na literatura todos são concordantes de que os mesmo diminuem com o aumento da taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ) e aumentam com o tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ). Ao contrário do espaçamento primário, onde existem controvérsias a respeito do efeito da concentração de soluto no valor do espaçamento dendrítico primário, o secundário diminui com o aumento do teor de soluto para ligas hipoeutéticas. De maneira geral pode-se representar o espaçamento dendrítico secundário através da Equação (2.25):

$$\lambda_2 = C (t_{SL})^a . \quad (2.25)$$

A Tabela 2.2 apresenta algumas equações (experimentais) [(2.26) a (2.29)] relativas ao crescimento dendrítico secundário, indicando também o valor da constante C que é exclusivamente dependente da composição química da liga.

No que se refere aos modelos teóricos de crescimento dendríticos secundários, a literatura, conforme sintetizado na Tabela 2.3, destaca algumas equações [(2.30) a (2.33)] desses modelos. A maioria dos modelos apresentados pela Tabela 2.3 é para condições de extração de calor em regime estacionário, exceto o modelo mais recente proposto por Bouchard-Kirkaldy [**Bouchard et al. 1997**] que faz uma abordagem teórica envolvendo condições estacionárias e transitórias para a solidificação. Este último modelo é o único que não considera o fenômeno do engrossamento do braço secundário assim como independe do gradiente térmico, apresentando como única variável do controle do crescimento secundário a velocidade de crescimento da ponta da dendrita, definida na equação do modelo por  $V_L$ .

**Tabela 2.2.** Equações **experimentais** dos espaçamentos dendríticos secundários (EDS) indicando o fator exponencial e o valor da constante C para diversas ligas metálicas [Garcia, 2001].

Ligas (% em peso)	Equações Experimentais $\lambda_2$ [ $\mu\text{m}$ ]; $t_{\text{SL}}$ [s]; $\dot{T}$ [K/s]
Al- 4,5%Cu	$\lambda_2 = 7,5 (t_{\text{SL}})^{0,39}$ [Bower et al, 1966] (2.26)
Al-Si	$\lambda_2 = C (t_{\text{SL}})^{0,43}$ (C = 11,5 a 15,3) [Garcia, 2001] (2.27)
Fé-0,62%C	$\lambda_2 = 15,8 (t_{\text{SL}})^{0,44}$ [Jacobi et al, 1975/1976] (2.28)
Fe-C (0,14 a 0,88%C)	$\lambda_2 = 146(\dot{T})^{-0,3}$ [Garcia, 2001] (2.29)

**Tabela 2.3** Modelos **teóricos** de crescimento dendríticos secundários (EDS). [Garcia,2001]

Autor	Modelo
Kurz e Fisher [1984; 1992]	$\lambda_2 = 5,5(Mt_{\text{SL}})^{1/3}$ (2.30)
Feurer [1977]	$\lambda_2 = 4,36(Mt_{\text{SL}})^{1/3}$ (2.31)
Mortensen [1991]	$\lambda_2 = C_1(t_{\text{SL}})^{1/3}$ (2.32)
Bouchard-Kirkaldy [1997]	$\lambda_2 = 2\pi a_2 \left[ \frac{4\sigma_{\text{sl}}}{C_0(1-k_0)^2 L_V} \left( \frac{D_L}{V_L} \right)^2 \right]^{1/3}$ (2.33)

Os valores de  $M$  e  $C_1$ , indicados nas equações citadas na Tabela 2.3, são determinados, respectivamente, para cada modelo, a partir das expressões:

$$M[\text{Kurz \& Fisher}] = \frac{\Gamma D_L}{(1 - k_0) m_L (C_0 - C_{L \max})} \ln \left( \frac{C_{L \max}}{C_0} \right) \quad (2.34)$$

$$M[\text{Feurer}] = \frac{2\sigma D_L T_L}{L(1 - k_0) m_L (C_0 - C_{L \max})} \ln \left( \frac{C_{L \max}}{C_0} \right) \quad (2.35)$$

$$C_1 = \left[ \frac{27\Gamma D_L}{4C_L m_L (1 - k_0) f_S (1 - \sqrt{f_S})} \right]^{1/3} \quad (2.36)$$

em que:  $C_{L \max}$  é a concentração máxima do líquido interdendrítico, que em muitos sistemas binários de interesse coincide com a concentração do eutético ( $C_E$ );  $\sigma_{SL}$  é a tensão superficial da interface S/L;  $\alpha_L$  é a difusividade térmica do líquido,  $f_S$  é a fração de sólido calculada a partir da equação de Scheil [Poirier et al. 1987; Jong e Hwang, 1992; Voller e Swaminathan, 1991; Quaresma, 1999; Pilling e Hellawel, 1999; Osório, 2000; Santos, 1997] e  $L$  o calor latente de fusão. A equação de Scheil é definida pela seguinte expressão:

$$f_S = 1 - \left[ \frac{T_F - T}{T_F - T_L} \right]^{\left( \frac{1}{k_0 - 1} \right)}. \quad (2.37)$$

No caso do modelo proposto por Bouchard-Kirkaldy,  $L_V$  é o calor latente na base volumétrica e  $a_2$  é um fator de calibração que corrige as incertezas devido às simplificações da difusividade térmica e do engrossamento das ramificações secundárias, podendo variar de 1 até 11.

### 2.3.6 – Modelos de crescimento dendrítico terciário

Não existem modelos teóricos bem como são escassos na literatura estudos experimentais que visam a caracterização e a quantificação dos espaçamentos dendríticos terciários ( $\lambda_3$ ), que igualmente aos primários e secundários, exercem uma forte influência nas propriedades dos materiais fundidos, tendo em vista sua importância sobre as suas propriedades finais. Contudo, em trabalhos recentes [Sá et al., 2002; 2004 A e B; Rocha et al., 2004] utilizando um sistema de solidificação unidirecional refrigerado à água em regime transitório de extração de calor, foram obtidas para ligas dos sistemas Sn-Pb e Al-Cu, expressões experimentais para  $\lambda_3$  em função dos parâmetros térmicos de solidificação. Os resultados obtidos pelos autores permitem concluir que pode existir uma correlação entre a composição química e os parâmetros térmicos ( $V_L$  e  $\dot{T}$ ) capaz de explicar o mecanismo de surgimento das ramificações terciárias em uma estrutura dendrítica. Grugel [Grugel, 1993], utilizando um sistema de solidificação Bridgman para regime estacionário de extração de calor, em ligas Al-Si, encontrou uma expressão experimental de  $\lambda_3$  em função do tempo local de solidificação. As equações experimentais para os sistemas Sn-Pb e Al-Cu, encontradas por Sá et al., e as obtidas por Grugel para o sistema ligas hipoeutéticas do sistema Al- Si, são:

a) Ligas hipoeutéticas Sn –Pb

$$\lambda_3 = 13 (\dot{T})^{-0,55} \text{ para 15, 20 e 25\% Pb, e} \quad (2.38)$$

$$\lambda_3 = 4,4 (\dot{T})^{-0,55} \text{ para 30\% Pb,} \quad (2.39)$$

b) Ligas hipoeutéticas Al-Cu:

$$\lambda_3 = 13 (\dot{T})^{-0,55} \quad (2.40)$$

c) Ligas hipoeutéticas Al-Si:

$$\lambda_3 = 10 (t_{SL})^{1/3} , \quad (2.41)$$

em que  $\lambda_3$  [ $\mu\text{m}$ ] ;  $\dot{T}$  [K/s] e  $t_{SL}$  [s].

## Capítulo 3

### Microestrutura de Solidificação e Resistências Mecânica e ao Desgaste

#### 3.1 – Propriedades mecânicas e estruturas de solidificação

A relação entre microestrutura e propriedades mecânicas já é estudada desde a década de 50, quando surgiu a relação proposta por Hall e Petch. Estes pesquisadores deduziram uma equação que relaciona o diâmetro do grão com o limite de escoamento, que prediz a correlação linear entre a tensão de escoamento e o recíproco da raiz quadrada do tamanho de grão ( $d$ ):

$$\sigma_e = \sigma_i + k \cdot d^{-1/2} \quad , \quad (3.1)$$

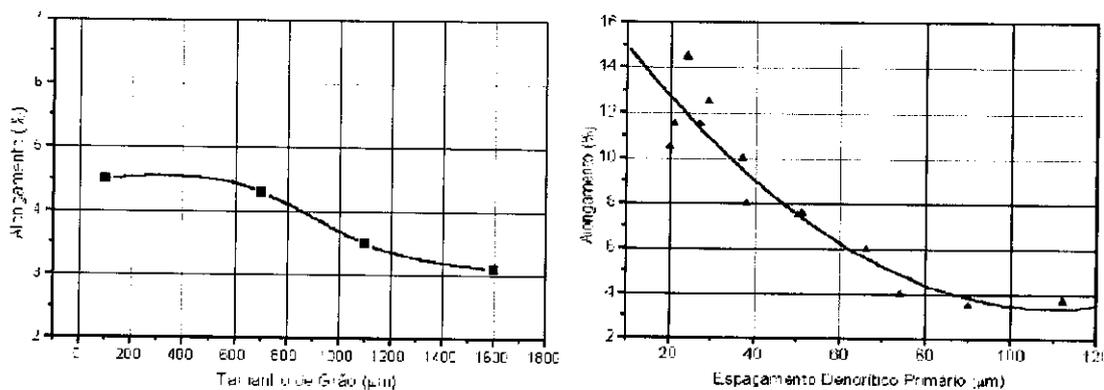
em que:

$\sigma_i$  é a interseção da curva com o eixo ( $\sigma_e$ );

$k$  é o coeficiente angular da reta;

$\sigma_e$  é a tensão de escoamento.

Entretanto, para alguns sistemas metálicos os espaçamentos dendríticos podem ter um efeito mais significativo nas propriedades mecânicas resultantes do material do que o próprio tamanho de grão. A Figura 3.1 mostra que, para uma liga Al-7%Si, a variação do alongamento específico com o espaçamento dendrítico primário é mais acentuada, quando comparada com a curva que descreve a variação do alongamento com o tamanho de grão [Rooy, 1988]. Este autor mostra que o limite de resistência à tração desta liga é mais dependente do espaçamento dendrítico do que do tamanho de grão.



**Figura 3.1** - Gráficos que apresentam a variação do alongamento específico com o tamanho de grão e espaçamento dendrítico primário para uma liga Al-7%Si [Adaptado de Rooy, 1988].

Alguns trabalhos experimentais com as ligas Al-4,5%Cu e Al-15%Cu solidificadas unidirecionalmente em moldes de aço carbono, obtiveram equações que relacionam espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ) com limite de resistência à tração e alongamento ( $\sigma_{max}$  e  $\delta$ ) [Quaresma, 2000]. Os resultados experimentais permitiram o estabelecimento de expressões específicas para as ligas Al-4,5% e 15%Cu, que correlacionam espaçamento dendrítico com propriedades mecânicas, possibilitando a introdução de uma forma de programar propriedades em função da microestrutura de solidificação.

Para a liga Al-4,5%Cu, tem-se:

$$\sigma_{\max} = 46 + 795 \cdot \left( \frac{1}{\lambda_2} \right)^{1/2} \quad (3.2 \text{ A})$$

$$\delta = 0,03437 + 0,17928 \left( \frac{1}{\lambda_2} \right)^{1/2} \quad (3.2 \text{ B})$$

Onde:  $\sigma_{\max}$  é o limite de resistência à tração [MPa];  $\delta$  é o alongamento específico e  $\lambda_2$  é o espaçamento dendrítico secundário [ $\mu\text{m}$ ].

Em trabalho recente, obtiveram-se equações que relacionam o limite de resistência à tração com espaçamento secundário e variáveis térmicas para duas ligas hipoeutéticas Al-Si (5 e 9%Si) contribuindo ainda mais em direção à possibilidade de pré-programação das propriedades mecânicas de lingotes obtidos por processos de fundição com base nas variáveis térmicas e parâmetros da microestrutura de solidificação. Neste trabalho, constata-se que, para duas ligas Al-Si hipoeutéticas, o refino da rede dendrítica favorece um aumento tanto no limite de resistência à tração quanto no limite de escoamento, e que o aumento do teor de silício tendeu a aumentar o limite de resistência à tração destas ligas [Goulart, 2006].

Para a liga Al-5%Si:

$$\sigma_{\max} = 93 + 145 \cdot \left( \frac{1}{\lambda_2} \right)^{1/2} ; \quad (3.3)$$

Para a liga Al-9%Si:

$$\sigma_{\max} = 111 + 146 \cdot \left( \frac{1}{\lambda_2} \right)^{1/2} ; \quad (3.4)$$

em que:  $\sigma_{\max}$  é o limite de resistência à tração [MPa];  $\delta$  é o alongamento específico  $\lambda_2$  é o espaçamento dendrítico secundário [ $\mu\text{m}$ ].

Outro estudo correlacionando parâmetros microestruturais com propriedades mecânicas foi desenvolvido para a liga Zn-27%Al (ZA27), que possui uma grande utilização industrial. Neste estudo são obtidas relações funcionais que apresentam o limite de resistência à tração e o limite de escoamento em função dos espaçamentos dendríticos secundários, indicando que, à medida que os espaçamentos dendríticos secundários são reduzidos, tem-se um melhoramento das propriedades mecânicas. Isto enfatiza a influência da rede dendrítica no comportamento mecânico do material [**Santos, 2007**].

Para liga Zn-27%Al:

$$\sigma_{\max} = 114 + 1500 \cdot \left( \frac{1}{\lambda_2} \right)^{1/2}, \text{ e} \quad (3.5)$$

$$\sigma_c = 65 + 1650 \cdot \left( \frac{1}{\lambda_2} \right)^{1/2}. \quad (3.6)$$

## 3.2 – Estruturas e comportamento tribológico de materiais metálicos

### 3.2.1 – Considerações iniciais

O atrito e o desgaste são fenômenos vinculados ao desenvolvimento da raça humana. Equipamentos e aparatos utilizados pelos egípcios e sumérios para transporte de peças pesadas também exemplificam a presença dos fenômenos tribológicos já na antiguidade [Zum-Gahr, 1987]. Nesta época, há também registros do uso de lubrificantes para reduzir o desgaste e o atrito de peças em equipamentos.

A ciência que é responsável pelo estudo de fenômenos relacionados á interações de superfícies em movimento relativo é a tribologia, palavra derivada do grego “*tribo*”, que significa atrito. De maneira geral, a tribologia abrange o estudo de três grandes tópicos: **atrito, desgaste e lubrificação.**

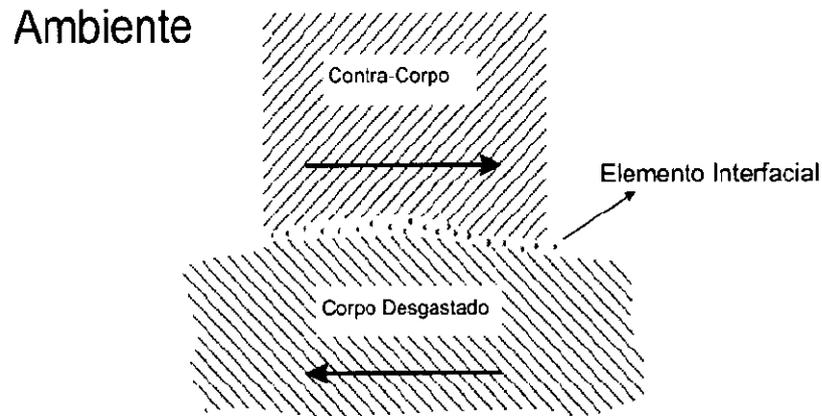
Na indústria de modo geral o desgaste de peças em equipamentos tem sido um fator de extrema preocupação por parte de técnicos e engenheiros devido à redução da vida útil de máquinas e componentes. Estudos anteriores efetuados em países industrializados da Europa, constatam que perdas econômicas devido à problemas relacionados ao desgaste e atrito chegaram a 2,5 % do PIB. Portanto, o estudo do comportamento tribológico de materiais aplicados em engenharia torna-se de extrema necessidade, para que se tenha um conhecimento mais detalhado de como os materiais se comportarão em operação.

Atrito e desgaste não são propriedades intrínsecas do material, mas são funções do sistema tribológico que se forma quando duas superfícies estão em movimento relativo. O atrito e o desgaste podem ser, respectivamente, causas da dissipação de energia e da dissipação de material. Para o grupo parisiense de pesquisa em desgaste de materiais de engenharia OECD [OECD- Grupo de Pesquisa em Desgaste, 1969], o desgaste é definido como a “perda progressiva de substância de uma superfície de um corpo como resultado da ação de um movimento relativo sobre esta superfície”. Na norma DIN 50320, desgaste é definido como “perda progressiva de material da superfície de um corpo sólido devido à ação mecânica, ou seja, o contato e o movimento relativo contra um outro corpo, que pode

estar no estado líquido, gasoso ou sólido”. Já para a norma ASTM G77-91, desgaste pode ser conceituado como o “dano em uma superfície sólida envolvendo perda progressiva de massa, devido ao movimento relativo entre a superfície e o contato com outro material ou materiais” [ASTM G77-91]. Portanto, o desgaste está relacionado à perda de material podendo causar alterações dimensionais em peças ou danos superficiais que resultam em problemas secundários como vibração e desalinhamento de componentes mecânicos, além de poder gerar trincas próximo ou na superfície solicitada, resultando na fratura em casos extremos.

### **3.2.2 – Classificação dos mecanismos de desgaste**

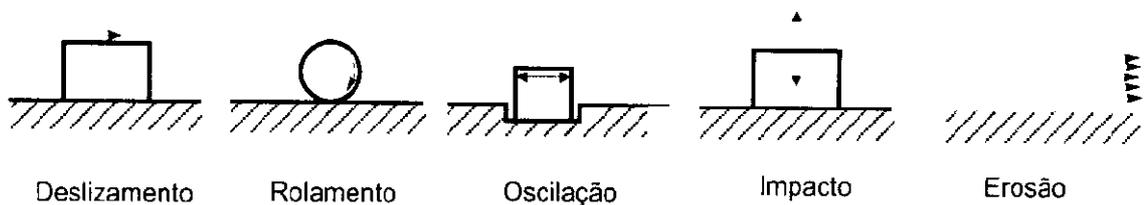
Em um sistema mecânico, vários subsistemas trabalham harmonicamente para produzir trabalho. Estes subsistemas podem estar sujeitos a desgaste tribológico, levando a um problema no funcionamento geral de um equipamento. Um subsistema pode ser denominado de tribosistema ou sistema tribológico, que pode ser descrito estrutural ou funcionalmente [Zum-Gahr, 1987]. A análise funcional do sistema tribológico está direcionada em avaliar a relação que o sistema tribológico tem com os elementos que o cercam, ou seja, com os outros subsistemas que constituem o sistema geral. A descrição estrutural de um sistema tribológico está relacionada aos elementos que o constituem, ou seja, à sua natureza, propriedades e interação, assim como ao ambiente no qual este sistema está inserido.



**Figura 3.2** – Representação esquemática de um tribosistema e dos elementos que o constituem.

Na Figura 3.2, tem-se a representação esquemática do sistema tribológico. Basicamente, o sistema tribológico é formado por quatro elementos: corpo desgastado (que sofre o desgaste), o contra-corpo, elemento interfacial e o ambiente. O contra-corpo pode estar no estado sólido, líquido, gasoso, assim como o elemento interfacial pode ser um lubrificante líquido, uma solução abrasiva, uma camada depositada ou até uma partícula estranha inserida na região de contato. Em alguns casos o elemento interfacial pode estar ausente.

A ação dos elementos do sistema tribológico e a maneira como os mesmos interagem variam bastante. Na Figura 3.3, tem-se a representação esquemática das diferentes ações do contra-corpo sobre o corpo sólido. Esta ação pode ser por deslizamento, rolagem, oscilação, impacto e erosão, ou seja, estas ações fundamentam-se na cinética do sistema tribológico. Outros tipos de classificações com relação à interação entre os elementos do sistema tribológico podem levar em consideração o estado físico do contra-corpo ou o ângulo de ação do contra-corpo. Com relação ao elemento interfacial, pode-se ter um processo de desgaste a seco ou lubrificado.



**Figura 3.3 – Classificação dos modos de desgaste.**

Na literatura, existe uma variedade considerável de classificações dos mecanismos de desgaste. Na Tabela 3.1, tem-se diferentes classificações destes mecanismos, e que dependem de seus respectivos autores.

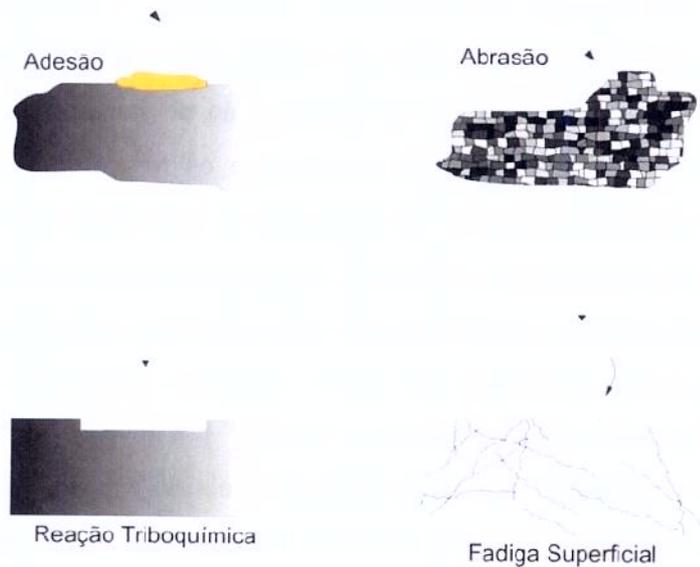
**Tabela 3.1 – Classificação dos mecanismos de desgaste para diferentes autores da literatura**

Burwell & Strang [Burwell&Strang, 1952]	Jahanmir [Jahanmir, 1980]	Godfrey [Godfrey, 1980]	Rice [Rice]	DIN 50320 [Norma DIN 50320, 1979]
1. Abrasivo	1. Adesão	1. Adesivo suave	1. Adesão	1. Adesão
2. Adesivo	2. Delaminação	2. Adesivo severo	2. Abrasão	2. Abrasão
3. Corrosivo	3. Fretting	3. Abrasão	3. Fadiga	3. Fadiga superficial
4. Fadiga superficial	4. Abrasão	4. Erosão	4. Corrosão ou Oxidação	4. Reação triboquímica
5. Fretting	5. Erosão	5. Fadiga	5. Elétrica	
6. Erosão	6. Impacto	6. Delaminação		
7. Cavitação.	7. Fadiga Superficial	7. Corrosivo		
	8. Corrosivo	8. Eletrocorrosivo		
	9. Difusivo	9. Corrosivo por Fretting		
	10. Contato elétrico	10. Cavitação		
		11. Descarga elétrica		
		12. Polimento		

Segundo Zum-Gahr [Zum-Gahr, 1987], algumas classificações parecem redundantes, por exemplo, na classificação de Godfrey, o autor chama desgaste adesivo suave e desgaste adesivo severo. Isto na verdade está se referindo apenas à severidade do desgaste e não ao mecanismo. Já na classificação de Jahanmir, os primeiros sete tipos levam em consideração a interação mecânica e os três últimos são influenciados por ambientes ou condições especiais. De acordo com a classificação de Burwell e Strang, tem-se como um dos mecanismos o “fretting”, que pode ser interpretado como um tipo especial de desgaste triboquímico, causado quando duas superfícies sofrem um pequeno movimento relativo tangencial oscilatório de baixa amplitude [Hurricks, 1974; Waterhouse, 1975,1979; Sproules, 1978]. Quando o “fretting” possui uma amplitude elevada, o dano provocado na superfície assemelha-se àquele obtido em condições de desgaste por deslizamento recíproco. Portanto, retirando a redundância das classificações chega-se a quatro principais mecanismos de desgaste:

- a) Desgaste abrasivo;
- b) Desgaste adesivo;
- c) Fadiga superficial; e
- d) Reação triboquímica.

Esta classificação é adotada pela norma DIN 50320 e estes mecanismos estão esquematicamente representados na Figura 3.4.



**Figura 3.4** – Representação esquemática dos mecanismos de desgaste.

### 3.2.2 (a) – Desgaste adesivo

Este tipo de desgaste ocorre quando duas superfícies são postas em contato ficam sujeitas a forças interatômicas e intermoleculares nas zonas de contato real (topo das rugosidades microscópicas das superfícies). Se estas zonas de contato estiverem extremamente limpas, livre de películas contaminantes, e sujeitas a uma elevada pressão localizada, as forças interatômicas e intermoleculares elevam-se provocando o surgimento de junções geradas por adesão.

No momento em que se inicia o movimento de uma superfície em relação à outra, as junções se rompem, gerando uma transferência de material de um elemento para outro do par tribológico. Dependendo da resistência da interface, a ruptura pode ocorrer em um plano próximo à interface, gerando desgaste em um dos elementos do par. Esta situação ocorrerá quando a resistência da interface for maior do que a de um dos elementos do par tribológico.

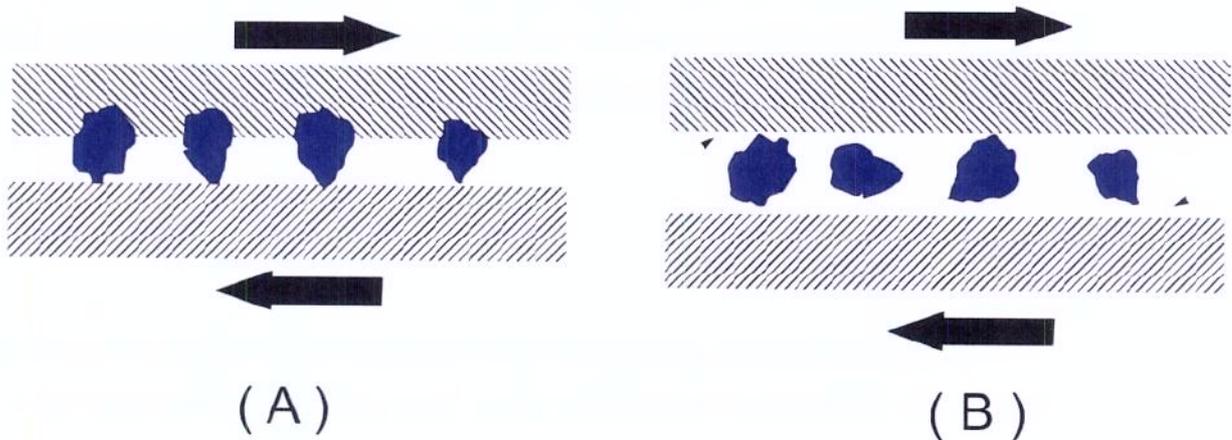
A ocorrência do desgaste adesivo é função das propriedades físicas e químicas dos materiais em contato, o modo e valor da carga aplicada nas superfícies, assim como do estado da superfície (rugosidade e presença de películas contaminantes).

### 3.2.2 (b) – Desgaste abrasivo

O desgaste abrasivo fundamenta-se no deslocamento ou perda de material em decorrência da presença de partículas duras. Estas partículas podem estar entre ou alojadas em uma ou em ambas as superfícies que estão em movimento relativo. O desgaste abrasivo pode ser causado também pela presença de protuberâncias de elevada dureza em ambas ou em uma das superfícies que estão em movimento relativo.

As partículas duras podem ser oriundas das asperezas/rugosidades da irregularidade superficial do material de maior dureza, ou pode ser uma partícula solta proveniente de desgaste por adesão e/ou corrosão, ou ainda resultante de partículas dispersas no ambiente (poeira ou material particulado em suspensão no ambiente) alheias ao sistema tribológico.

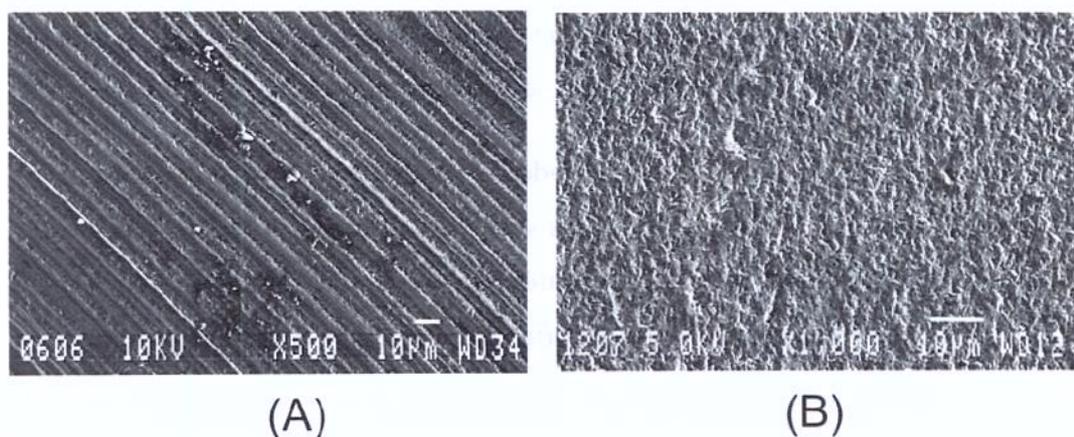
O desgaste abrasivo pode ser classificado como: **desgaste abrasivo a três-corpos ou desgaste por rolamento e desgaste abrasivo a dois-corpos ou por riscamento**. Considerando duas superfícies em movimento relativo, no desgaste abrasivo por riscamento as partículas abrasivas estão incrustadas em uma das superfícies. Sendo assim, elas só podem deslizar sobre o corpo sólido. No desgaste abrasivo por rolamento, as partículas estão livres entre as duas superfícies, podendo rolar entre as mesmas [Hutchings, 1992].



**Figura 3.5 – (A) Desgaste abrasivo a dois corpos; (B) Desgaste abrasivo a três-corpos  
[Hutchings, 1992]**

De forma geral, a superfície submetida a um desgaste abrasivo a três corpos apresenta sulcos ou riscos demonstrando uma orientação aleatória, denotando a presença de partículas livres agindo na região de contato entre a superfície dos elementos do sistema tribológico. Já em uma superfície submetida a um desgaste a dois corpos, a superfície desgastada apresenta sulcos paralelos, indicando que partículas duras estavam alojadas em uma das superfícies do sistema tribológico (Figura 3.6).

Segundo Zum-Gahr [Zum-Gahr, 1987], a partícula abrasiva pode interagir de quatro maneiras: microsulcamento, microcorte, microfadiga e microtrincamento. No caso ideal, o microsulcamento não gera qualquer arrancamento de material da superfície. O que ocorre é apenas um deslocamento de material, na frente e nas laterais da partícula abrasiva, gerando um acúmulo de material nas adjacências do sulco formado. A perda de massa pode ocorrer devido à ação simultânea e sucessiva de várias partículas abrasivas, que origina um deslocamento repetitivo de material levando à fratura deste material deslocado por meio de um baixo ciclo de fadiga, ou seja, microfadiga.



**Figura 3.6** – Morfologia da superfície desgastada: (A) Desgaste abrasivo a dois corpos; (B) Desgaste abrasivo a três-corpos [Trezona, 1999]

O microcorte gera perda de material em igual volume ao do sulco produzido. Já o microtrincamento ocorre quando as partículas abrasivas impõem uma elevada concentração de tensão, principalmente na superfície de materiais frágeis. Neste caso, formam-se cavacos de tamanhos consideráveis devido à nucleação e propagação de trincas. O microsulcamento e o microcorte são interações dominantes em materiais dúcteis e a ocorrência destas interações estão relacionadas ao ângulo de incidência da partícula abrasiva sobre a superfície.

Na literatura [ASM Handbook, 1998; ASTM G40-96; Ohring, 1995], podem-se encontrar termos como “desgaste abrasivo” e “desgaste micro-abrasivo”, mas não se tem uma confirmação da definição isolada destes termos, pois desgaste micro-abrasivo encontra-se inserido no conceito de desgaste abrasivo.

### 3.2.2 (c) – Desgaste por fadiga superficial

O desgaste por fadiga superficial pode ser considerado aquele que ocorre pela formação de trincas e/ou fraturas escamosas (flaking) do material, causadas pela ação repetida de carregamento recíproco atuante nas superfícies envolvidas no sistema

tribológico. O contato por deslizamento ou por rolagem, ou até mesmo por impacto, podem gerar este tipo de mecanismo de desgaste. O desgaste por fadiga superficial pode surgir também quando se tem um elemento líquido ou gasoso no par tribológico.

A fadiga localizada poderá ocorrer em escala microscópica devido a um contato repetido das asperezas das superfícies envolvidas em movimento relativo. A fadiga do material acontece na seqüência de deformações elásticas e plásticas, encruamento e/ou amaciamento por deformação, nucleação e propagação da trinca. Estas trincas podem surgir na superfície ou em regiões logo abaixo da superfície.

### 3.2.2 (d) – Desgaste por reação triboquímica

O desgaste por reação triboquímica pode ser caracterizado pela exposição do sistema tribológico a um ambiente reativo, ou seja, as superfícies em contato reagirão com o ambiente que as cerca. O processo se desenvolve-se pela remoção contínua de material formado sobre uma ou ambas as superfícies do par tribológico gerando uma camada, e a formação de mais material nesta camada, que é resultado da ação corrosiva do meio sobre as superfícies em contato.

A remoção de material metálico, resultante do arrancamento das asperezas da rugosidade superficial do elemento de menor dureza do par, e a ruptura da camada superficial formada pela reação do ambiente sobre as superfícies em contato geram os microfragmentos de desgaste (wear debris), que serão formados por partículas metálicas e não-metálicas, aumentando a ação abrasiva do desgaste.

A formação das partículas não-metálicas é função da cinética de formação das camadas superficiais resultantes da ação corrosiva do ambiente, além das propriedades mecânicas da camada, assim como da aderência que a mesma tem com o substrato. A reatividade química exercerá influência na espessura da camada superficial formada, parâmetro que irá interferir na quantidade de partículas não-metálicas que atua na zona de contato das superfícies do sistema tribológico. Portanto, à medida que se tem um aumento da reatividade química, ter-se-á uma

tendência a ter-se um mecanismo de desgaste que vai do adesivo, passando pelo triboquímico e atingindo o abrasivo.

### 3.2.3 – Ensaio de desgaste por micro-abrasão

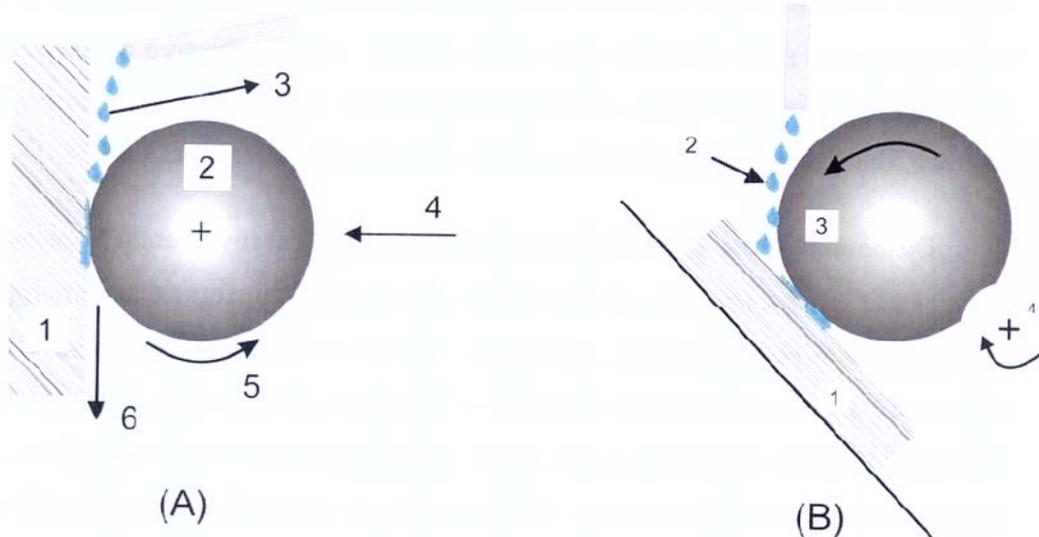
Atualmente, existem ensaios para os mais diversos estudos de materiais: dureza, tenacidade à fratura, tensão residual, taxa de desgaste, etc [Allsopp e Hutchings, 2001; Kennedy e Hashmi, 1998; Trezona e Hutchings, 1999]. Da mesma forma, diferentes técnicas tais como: pino-sobre-disco, abrasão com roda de borracha, cilindros cruzados, etc, têm sido utilizadas satisfatoriamente para avaliar a resistência ao desgaste dos mais distintos tipos de materiais. Com o objetivo de estudar a abrasão de metais, minerais e vidros, Mikhail Lomonosov, membro da *Academia Científica de Moscou*, realizou um dos primeiros ensaios de abrasão, entre 1745 e 1765.

Desde então, em 1996, Rutherford & Hutchings desenvolveram o ensaio de micro-abrasão por esfera rotativa. A finalidade dessa nova configuração era apenas medir a espessura de revestimentos. Entretanto, devido ao excelente potencial desta técnica de ensaio, ela é aplicada para avaliar o desgaste abrasivo de materiais [Kusano e Hutchings, 2005; Oliveira et al. 2005, 2006] metálicos e não-metálicos, sob várias condições de ensaio. Atualmente, não há nenhuma norma que regulamente esse tipo de ensaio. Porém, alguns estudos objetivam normaliza-lo [Gee et al. 2005].

O princípio do ensaio fundamenta-se em uma esfera rotativa, que é posta em contato com um corpo-de-prova, na presença de uma solução abrasiva, produzindo uma impressão superficial, que possui uma morfologia de calota. Esta impressão é avaliada qualitativamente e quantitativamente, gerando dados que identificam a resistência ao desgaste da amostra testada.

Os equipamentos utilizados para realizar este ensaio podem se apresentar em duas configurações: *i) máquina de ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa fixa e ii) máquina de ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa livre.*

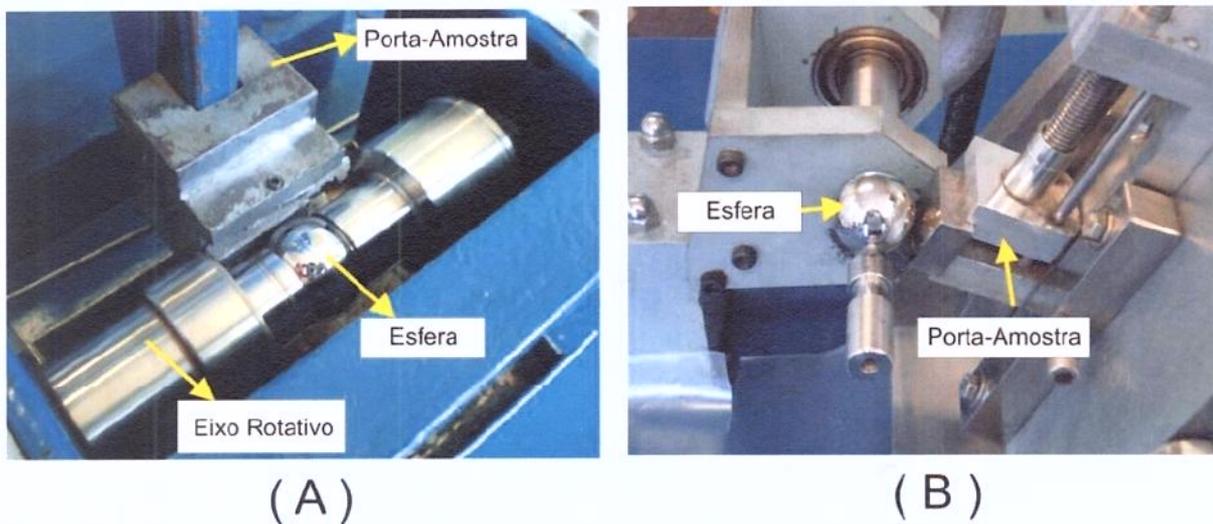
As Figuras 3.7 e 3.8 ilustram o princípio de funcionamento do equipamento de ensaio de desgaste micro-abrasivo por *esfera fixa e esfera livre*. No caso do ensaio de esfera fixa, aplica-se inicialmente uma força normal pré-determinada sobre o par tribológico, que é formado pela esfera de ensaio e a amostra. Tanto o contato quanto o movimento relativo entre esses dois elementos produz em uma força de atrito. Com essa disposição, é possível controlar a rotação da esfera, a distância de deslizamento, a concentração da pasta abrasiva que é introduzida na zona de contato e a vazão da solução abrasiva.



**Figura 3.7** - Representação esquemática do princípio de funcionamento da técnica ensaio de micro-abrasão: (A) **Esfera fixa** - (1) Corpo-de-prova, (2) Esfera do ensaio, (3) Solução Abrasiva, (4) Força Normal, (5) Sentido de rotação da esfera, (6) Força de Atrito; (B) **Esfera Livre** - (1) Amostra, (2) Solução Abrasiva, (3) Esfera, (4) Eixo motor.

Na técnica de ensaio por esfera rotativa livre, a carga normal é o próprio peso da esfera. O posicionamento do corpo de prova, através da inclinação, também influencia na carga aplicada. Apesar de não serem normalizadas, as técnicas do ensaio de micro-abrasão por esfera rotativa apresentam-se muito eficientes para se realizar um estudo da resistência ao desgaste de pares tribológicos de mais diversos tipos. Aços H13 e AISI M2 submetidos

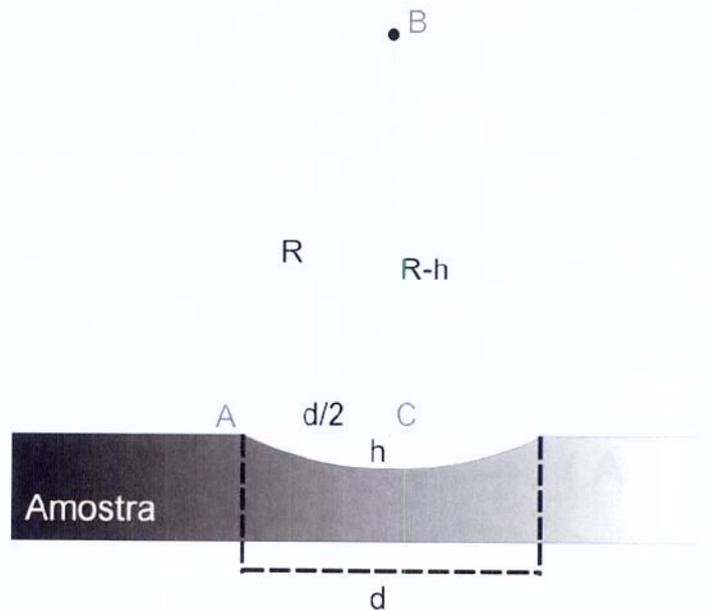
a um tratamento com bórax foram avaliados pela técnica do ensaio abrasivo por esfera rotativa fixa de aço inoxidável 52100 [Oliveira et al. 2005, 2006]. Encontram-se trabalhos na literatura que avaliaram a resistência ao desgaste de pares tribológicos metálicos sem a utilização da solução abrasiva. Em estudo recente, avaliou-se a resistência ao desgaste por ensaio de micro-abrasão por esfera rotativa fixa de aços AISI D2 submetidos a tratamentos termo-reativos em diferentes banhos de bórax [Oliveira et al. 2006], demonstrando que o ensaio de micro-abrasão não exige a presença de solução abrasiva no caso de esfera fixa. O uso do abrasivo dependerá das condições que se pretender simular durante o ensaio.



**Figura 3.8** - Configurações dos aparatos para a avaliação da resistência ao desgaste: (A) Esfera fixa (B) Esfera Livre

### 3.2.4—Cálculo do volume de desgaste (V)

Como resultado da ação da esfera, e dependendo da situação de partículas abrasivas da solução sobre a superfície da amostra ensaiada, tem-se a produção de uma calota esférica, devido à perda de material. A partir do volume da calota, é possível calcular o volume de desgaste (V), o fator de desgaste (K) ou a taxa de desgaste (Q), que são os parâmetros quantificadores da resistência ao desgaste [Colaço, 2001; Pinto, 2004].



**Figura 3.9** – Representação esquemática da calota esférica

Na Figura 3.9, tem-se a representação esquemática da calota impressa pelo contra-corpo esférico do ensaio. Partindo do volume da calota, tem:

$$V_c = \frac{\pi}{3} \cdot h^2 \cdot (3R - h) , \quad (3.7)$$

em que,  $V_C$  é o volume da calota,  $h$  é a profundidade ou altura da calota,  $R$  é o raio da esfera ou contra-corpo.

Na Figura 3.9, considerando o triângulo ABC, e considerando o ponto B o centro da esfera, obtém-se:

$$\left(\frac{d}{2}\right)^2 + (R - h)^2 = R^2, \quad (3.8),$$

em que  $d$  é o diâmetro da calota esférica impressa na amostra. Desenvolvendo a equação 3.8, chega-se a:

$$\frac{d^2}{4R} - 2h + \frac{h^2}{R} = 0; \quad (3.9),$$

Se  $R \gg h$ , então tem-se,

$$h \approx \frac{d^2}{8R}. \quad (3.10)$$

Substituindo a equação (3.10) na equação (3.7), tem-se o volume de desgaste ( $V$ ), que é o volume da calota em função dos diâmetros da calota impressa ( $d$ ) e do raio da esfera utilizada ( $R$ ), ou seja:

$$V = \frac{\pi}{3} \frac{d^4}{64R^2} (3R - h), \quad (3.11),$$

Mas, como  $R \gg h$ , então chega-se a:

$$V = \frac{\pi d^4}{64R}. \quad (3.12)$$

A partir da equação 3.12, podem-se estabelecer outros parâmetros quantificadores da resistência ao desgaste:

- A taxa de desgaste (Q) é dada por:  $Q = \frac{V}{L}$ , sendo “L” a distância percorrida pela esfera de raio R:

$$Q = \frac{\pi d^4}{64RL} ; \quad (3.13)$$

- O coeficiente ou fator de desgaste (K) é dado por:  $K = \frac{Q}{F_N}$ , sendo  $F_N$  a força normal aplicada à superfície da amostra:

$$K = \frac{\pi d^4}{64RF_N L} . \quad (3.14)$$

### 3.2.5 – Microestrutura e comportamento tribológico

O estudo e a pesquisa da influência da microestrutura do material sobre a resistência ao desgaste são de grande interesse, tendo em vista a possibilidade da pré-programação da microestrutura na fabricação de componentes. A microestrutura depende de parâmetros relacionados ao seu histórico de produção, ou seja, composição química, tipo e taxa de resfriamento durante o processo de solidificação, tratamentos térmicos ou mecânicos. Estes parâmetros definem não só a morfologia microestrutural, mas também a formação das fases que causam influência na resistência ao desgaste do material [ **Zum Gahr, 1987**].

Zum Gahr [**Zum Gahr, 1985**] estuda a influência da morfologia e da magnitude microestrutural de uma liga Cu40%Zn e de aços contendo fases martensítica e perlítica na sua resistência ao desgaste abrasivo. As morfologias obtidas para a liga Cu40%Zn são globulares e lamelares. Neste estudo, o autor verifica que a estrutura globular apresenta uma maior resistência ao desgaste do que a estrutura lamelar e que a magnitude da estrutura não apresenta uma influência significativa na resistência ao desgaste abrasivo. Esta independência da magnitude microestrutural da liga Cu40%Zn pode ser explicada pela instabilidade mecânica da fase  $\beta$  durante a abrasão, ou seja, a fase  $\beta$  passa por uma transformação induzida por deformação [**Jahanmir, 1980; Uemura, 1983**].

Ainda neste estudo [**Zum Gahr, 1985**], Zum Gahr verifica a influência do espaçamento lamelar da estrutura perlítica, na resistência ao desgaste de aço carbono perlítico. Zum Gahr constata que a resistência ao desgaste aumenta com o refino da estrutura perlítica, ou seja, com a redução dos espaçamentos lamelares. O autor atribui esse aumento na resistência ao desgaste ao aumento na dureza da fase perlítica resultante do refino da estrutura do aço eutetóide.

Até a década de 40, a maioria dos materiais metálicos utilizados em aplicações tribológicas resumiam-se às ligas à base de Sn e Pb (white metals) e ligas à base de Cu. Devido ao surgimento da necessidade de materiais com elevada resistência à fadiga para serem aplicados em sistemas mecânicos motorizados de mais elevada potência, as ligas de alumínio passaram a ser vastamente utilizadas em aplicações tribológicas [**Lepper, 1997**].

As excelentes propriedades tribológicas de ligas do sistema Al-Si decorrem da fase rica em Si, que apresenta uma elevada dureza, produzindo boas resistências mecânica, ao desgaste e à fadiga. Já as ligas Al-Sn, contém fases ricas em Sn de baixa dureza, apresentando boas propriedades anti-emperramento por falta de lubrificação (seizure), devido à ação do Sn como lubrificante sólido, ação esta que possibilita a utilização desta liga em sistemas tribológicos sujeitos a lubrificação pobre ou ausência total da mesma [Yuan, 2000].

Ligas Al-Si enfrentam alguns problemas com relação à baixa resistência ao emperramento por falta de lubrificação. Rohatgi et al. [Rohatgi, 1974] estudou o efeito da microestrutura e propriedades mecânicas na resistência ao emperramento de ligas Al-Si ligadas com Ni. O autor constata que esta propriedade melhora com o aumento da dureza, limite de escoamento e da resistência à tração, devido à precipitação das fases duras ricas em Si e do composto intermetálico  $Al_3Ni$  na matriz de fase  $\alpha$ . Reddy et al [Reddy et al. 1994] analisam a influência do teor de Si na resistência ao emperramento e ao desgaste de ligas Al-Si, pelo ensaio pino-sobre-disco em condições não lubrificadas, baseando-se no fato de que ligas Al-Si, aplicadas em cilindros de motores de combustão, quando colocadas em contato com contracorpos à base de materiais ferrosos, enfrentam regimes diferentes de desgastes (brando ou severo, até o emperramento), ao longo de uma ampla faixa de distâncias de deslizamento, pressão de contato e velocidade de deslizamento.

Clarke e Sarkar [Clarke, 1982] analisam a ocorrência da transferência de material produzido durante o deslizamento de uma superfície de Al-Si contra uma superfície de aço temperado. A transferência de material ocorre durante o deslizamento de pares tribológicos formados por aços e ligas Al-Si. Este fato pode interferir no mecanismo de desgaste que atuará sobre o processo.

O ensaio pino-sobre-disco é muito usado para avaliar o comportamento tribológico em pares metal-metal, Torabian et al. [Torabian, 1994] utilizou este ensaio para verificar a influência do teor de Si e parâmetros do ensaio sobre a resistência ao desgaste de ligas hipoeutética e hipereutética do sistema Al-Si. Neste estudo observa-se que o teor de Si exerce uma forte influência sobre a taxa de desgaste de ligas do sistema Al-Si. Isto denota

que as alterações microestruturais também têm sua parcela de influência sobre o comportamento tribológico, já que a adição de Si provoca alterações estruturais significativas.

Grandes avanços nas propriedades mecânicas de ligas de Al são obtidas por meio do tratamento térmico de endurecimento por precipitação, processo que produz o surgimento de precipitados que tendem a aumentar a dureza das ligas de Al envelhecíveis. Meriç et al. [Meriç, 2006] avalia o efeito que as alterações microestruturais, resultantes do surgimento dos precipitados causam na resistência ao desgaste de ligas AlMgSi1. De acordo com os resultados observados pelo autor, a liga envelhecida a temperatura ambiente, durante uma semana, apresenta uma maior resistência ao desgaste. Segundo Zum Gahr [Zum Gahr, 1985], o aumento da resistência ao desgaste é mais sensível ao aumento da dureza no caso de metais puros. Já com relação ao aumento de dureza devido ao surgimento dos precipitados no caso de ligas envelhecidas, a resistência ao desgaste é aumentada em magnitudes moderadas, dependendo do material analisado.

Shah et al. [Shah, 2007] estuda a influência da temperatura de envelhecimento artificial e seu efeito sobre a microestrutura, sobre a resistência ao desgaste de ligas Al-Si e verificou que, à medida que se aumenta a temperatura de tratamento de três ligas Al-Si, envelhecidas artificialmente durante 12 horas, a resistência ao desgaste abrasivo também aumenta. Esta evolução no comportamento tribológico das ligas deve-se a um refino e homogeneização na distribuição das partículas de Si eutético, que, segundo o autor, adquirem uma morfologia esferoidizada resultante do tratamento de envelhecimento artificial.

Ligas eutéticas Al-Si são conhecidas também como “*piston alloys*”, ou seja, ligas utilizadas na fabricação de pistões. Haque et al. [Haque, 2001] verifica a resistência ao desgaste destas ligas, em condições como fundidas e tratadas termicamente, utilizando o ensaio de pino-sobre-disco com contracorpo de aço em condições não-lubrificadas. O autor constata que o mecanismo de desgaste sofre uma forte influência da dureza, pois a liga tratada termicamente apresenta uma superfície desgastada livre de pontos deformados plasticamente, evidenciando um desgaste abrasivo, enquanto que a liga nas condições como fundida (*as-cast*) apresenta indícios de desgaste adesivo. Este aumento na dureza deve-se a

alterações microestruturais devido ao surgimento dos precipitados, que se apresentam como partículas de aglomerados atômicos, resultantes da rejeição de átomos de soluto em excesso, da matriz supersaturada produzida pela têmpera, após a solubilização. Estes precipitados geram, ao seu redor, campos de deformação que obstruem o deslocamento das discordâncias, prejudicando o mecanismo de deformação plástica e resultando em um aumento da resistência e da dureza, e redução da ductilidade. Resultados semelhantes foram encontrados por Mohd et al. [Mohd, 1996], que estuda os efeitos da adição de elementos como Zr, Ce e Zn na liga Al-Si eutética, tratada termicamente, na resistência ao desgaste, constatando que o comportamento tribológico sofre influência da microestrutura alterada pelo processo de envelhecimento artificial. Saheb et al. [Saheb, 2001] também constata que o tratamento térmico aumenta a resistência ao desgaste de ligas Al-12%Si, mas a adição de Ti provoca uma redução nesta resistência, devido ao surgimento de agulhas de  $Al_3Ti$ , que exercem um efeito de fragilização aumentando a ocorrência de microtrincamento (*microcracking*) durante o processo de desgaste.

Recentemente, estudos, abordando a influência de microestruturas obtidas por tratamentos superficiais sobre a resistência ao desgaste, têm sido desenvolvidos. Tomida et al. [Tomida, 2003] avalia a influência do tratamento superficial a laser na resistência ao desgaste de ligas hipereutéticas Al-Si. O autor constatou que a resistência ao desgaste melhorou com o refino das partículas de Si primário, resultante da solidificação rápida que produz a camada tratada. Wang et al. [Wang, 2004] analisou o comportamento tribológico de uma liga Al-20%Si processada em duas condições diferentes: como fundida e depositada por spray. Os experimentos constataram que a liga depositada apresenta melhores resultados, mas a diferença não é muito significativa em relação à liga no estado como fundido.

Ligas fundidas de Al apresentam estruturas de solidificação que interferem de maneira fundamental nas suas propriedades mecânicas. Entre estas estruturas estão as dendríticas, que se encontram presentes em produtos obtidos por vários processos industriais que envolvem o fenômeno da solidificação. Prasada et al. [Prasada, 2004] avalia o efeito de refinadores de grão na resistência ao desgaste da liga Al-7%Si, sendo que as ligas estudadas apresentam estruturas dendríticas, que, segundo o autor, refinaram com o

efeito da adição de refinador. Neste trabalho, constata-se que a taxa de desgaste apresenta-se dependente do espaçamento dendrítico secundário e do tamanho das partículas de Si, independente do refinador de grão utilizado. Resultados iguais são encontrados em outro estudo, no qual, Prasad et al. [**Prasada, 2006**] analisam o efeito da adição de uma liga Al-Ti-C-Sr, que poderia agir de forma combinada como refinador de grão e modificador de eutético, em uma liga Al-Si (LM25).

Kori *et al* [**Kori, 2007**], em estudo recente, avalia a influência da adição simultânea de refinador de grão e modificador de eutético sobre a resistência ao desgaste de ligas Al-Si hipoeutéticas e a eutética. A alteração microestrutural, provocada pela ação concomitante de agentes refinadores do grão e modificadores da estrutura eutética, pode produzir uma estrutura de espaçamentos dendríticos pequenos com uma fase interdendrítica eutética contendo uma morfologia fibrosa e partículas de Si homogeneamente distribuídas favorecendo a resistência ao desgaste. O autor constata que o mecanismo de desgaste apresenta-se dependente da ação dos agentes modificadores e refinadores.

Taghiabadi et al. [**Taghiabadi et al. 2008**] verificam o efeito da adição de ferro na resistência ao desgaste de ligas Al-Si. Neste trabalho é verificado que com adições de ferro até 0,7%, há um aumento na resistência ao desgaste. Já para teores mais altos, a resistência ao desgaste diminui devido a uma presença maior de partículas constituídas de um composto intermetálico, rico em ferro, que se forma pela adição de Fe na liga Al-Si. Estas partículas proporcionam um aumento na tendência do surgimento de mecanismos de microtrincamento e delaminação da superfície do material.

As ligas do sistema Al-Sn possuem uma presença significativa em aplicações tribológicas. O limite de solubilidade sólida do Sn no Al é cerca de 0,09% em peso (0,02% atômica); portanto, as ligas Al-Sn, que possuem teores acima de 0,09% de Sn, são formadas por partículas de Sn disseminadas sobre uma matriz rica em Al. Como já mencionado, esta estrutura gera um bom comportamento tribológico, já que possibilita a ação harmônica entre a matriz tenaz rica em Al com as partículas moles de Sn, funcionando como lubrificante sólido [**Perrone, 2002**].

Apesar de sistemas como Al-Sn e Cu-Pb terem sido utilizados por décadas na fabricação de mancais, não há muitos estudos na literatura com relação às questões que abordam a relação existente entre microestrutura e comportamento tribológico, fazendo com que o avanço na pesquisa de desenvolvimento de materiais resistentes ao desgaste aconteça com um entendimento limitado sobre os fatores químicos e estruturais envolvidos em sistemas tribológicos [Lepper, 1997].

Schouwenaars et al. [Schouwenaars, 2007] desenvolveu um estudo recente avaliando o comportamento de resistência ao desgaste de ligas dos sistemas Al-Sn e Cu-Pb, já que são sistemas que possuem características semelhantes de boas propriedades anti-fricção, fato que ajuda em aplicações onde se quer uma elevada resistência ao emperramento por falta de lubrificação.

O comportamento de resistência ao desgaste de um determinado material em um sistema tribológico depende de vários fatores, tornando sua análise muito dependente de parâmetros que podem ser provenientes de várias origens. Lepper et al. [Lepper, 1997] concluíram, em um estudo desenvolvido para avaliar o desempenho de ligas que contêm elementos de ação lubrificante, tais como: Al-Sn, Al-Pb e Al-Bi, em situações de desgaste tribológico sem lubrificação, que as condições ambientais (vácuo ou ao ar) teve uma influência maior sobre a resistência ao desgaste do que a composição química e a microestrutura. Tripathy et al. [Tripathy, 2007] avalia o desgaste concernente ao fenômeno conhecido como “fretting” das ligas Al-10%Sn e Al-20%Sn utilizadas como revestimento interno em substrato de aço. Neste trabalho, é observado, por microscopia eletrônica, que o mecanismo de desgaste altera-se com a adição de Sn, já que, para Al puro, o mecanismo predominante é tribo-oxidação. Para as ligas, além da tribo-oxidação, é observado o desgaste adesivo.

Kong et al. [Kong, 2004] estudam o efeito da solidificação rápida na estrutura da liga Al-12%Sn, depositada em um substrato de aço através de processos de “sputtering”. Apesar do grande uso de ligas Al-Sn em aplicações tribológicas, estudos correlacionando resistência ao desgaste e microestrutura são muito escassos. Ligas Al-Sn de alto teor de Sn, como a liga Al-20%Sn, são muito utilizadas na Europa [Lepper, 1997], Noskova et al. [Noskova, 2006] avalia a evolução microestrutural de uma liga Al-30%Sn, e outras duas

ligas Al-Sn modificadas com Pb, em um processo de conformação (ECAP). Neste estudo, o autor verifica que não houve modificação significativa na resistência ao desgaste adesivo e no coeficiente de atrito das ligas estudadas.

Pathak, et al. [**Pathak, 2003**] abordam o comportamento tribológico, em condições lubrificadas, de ligas Al-Sn e Al-Pb, buscando a verificação do desempenho de fases moles em uma matriz tenaz e dúctil como as presenciadas nas ligas de Al pesquisadas. Os autores verificaram que o aumento do teor de Pb e Sn nas ligas diminui o coeficiente de atrito, melhorando as propriedades anti-fricção. As ligas de alto teor de Sn são mais utilizadas como revestimentos metalurgicamente ligados a substratos, que, na sua maioria, são constituídos de materiais ferrosos.

Hernández e Gonzales [**Hernández, 2007**] verificam o comportamento mecânico e microestrutural de compósitos metálicos processados por deformação (DMMC), constatando uma relação notória entre espessura de partículas de segunda fase e o limite de resistência à tração, relação que segue a de Hall-Petch, que coloca propriedades mecânicas em função de parâmetros microestruturais. Este trabalho enfatiza a correlação existente entre microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Al-Sn, podendo refletir no desempenho de resistência ao desgaste.

Guo et al. [**Guo, et al. 2007**] estudaram o comportamento de desgaste de ligas Cu-Sn submetidas a processos de deposição por “spray”. Neste estudo, os autores constataram que o coeficiente de atrito aumenta com o aumento do teor de Sn, indicando que o Sn deprecia as propriedades anti-fricção, o que favorece o aumento das chances de emperramento por falta de lubrificação. Em contrapartida, há uma redução da taxa de desgaste, mostrando um aumento da resistência ao desgaste. Ligas Sn-Ni são muito utilizadas em aplicações tribológicas, mais especificamente em sistemas de freios e transmissão de potência envolvendo cargas altas devido a sua propriedade de reter óleo lubrificante. Jimenez et al. [**Jimenez, 2008**] avalia o comportamento tribológico de uma liga Sn-Ni submetida a processos de eletrodeposição utilizando duas soluções diferentes. O autor conclui que o comportamento de desgaste da liga, em condições de revestimento, está relacionado à macroestrutura apresentada. A liga Sn-Ni, eletrodepositada utilizando uma solução de cloreto-fluoreto, apresenta estrutura colunar, mostrando uma melhor resistência ao desgaste

do que a liga depositada com pirofosfato, que obteve uma estrutura equiaxial, mas com uma presença grande de trincas resultantes do processo.

Existem estudos na literatura sobre ligas à base de CoMoCrSi, que são conhecidas como triboalloys<sup>®</sup> e possuem excelentes propriedades de resistência ao desgaste e à corrosão, assim como resistência mecânica elevada. Tobar et al. [Tobar et al, 2008] estudaram a influência da adição de Fe nas “triboalloys”, verificando que a microestrutura destas ligas sofre uma alteração morfológica, que passa de dendrítica para totalmente lamelar, semelhante à eutética, considerando teores acima de 10% de Fe na “triboalloy”. Esta mudança na estrutura pode ser atribuída a uma reação eutetóide que ocorre no binário Co-Fe, entre os teores de 5 a 20% de Fe. Esta mudança microestrutural provoca um aumento na dureza da liga seguido de uma maior resistência ao desgaste.

Estudos verificam que o tamanho de grão influencia na resistência ao desgaste de metais e ligas metálicas. Considerando metais policristalinos convencionais, o volume de desgaste evolui de forma inversamente proporcional à dureza do material. No entanto, quando essa dureza aumenta exageradamente, no caso de materiais frágeis, a resistência ao desgaste diminui drasticamente devido a um aumento na remoção de material por fraturas frágeis durante o processo de desgaste. Portanto, uma resistência ao desgaste adequada é atingida, quando se tem um material de elevada resistência mecânica e uma ductilidade em níveis consideráveis. Zhou et al. [Zhou, 2008] estudaram o efeito do tamanho de grão sobre a resistência ao desgaste do aço AISI 52100. O estudo foi feito, utilizando uma faixa ampla de tamanhos de grãos, que abrangeu desde a macroescala até a escala nanométrica. O autor constata que a resistência ao desgaste atinge um valor máximo e depois diminui, evidenciando que, para estruturas muito refinadas, a resistência ao desgaste pode diminuir devido à tendência de fragilização do material, provavelmente relacionada a uma redução significativa na tenacidade à fratura e ductilidade.

Apesar das ligas de Mg não apresentarem boas resistências à corrosão e ao desgaste, Mondal et al. [Mondal, 2008] estudam o efeito do tratamento superficial por fusão a laser sobre a resistência ao desgaste da liga ACM720 (Mg-7%Al). A camada tratada a laser apresenta uma estrutura dendrítica refinada, que causou uma elevada resistência ao desgaste e à corrosão. Em outro estudo Zhang et al. [Zhang, 2008] constata que a microestrutura

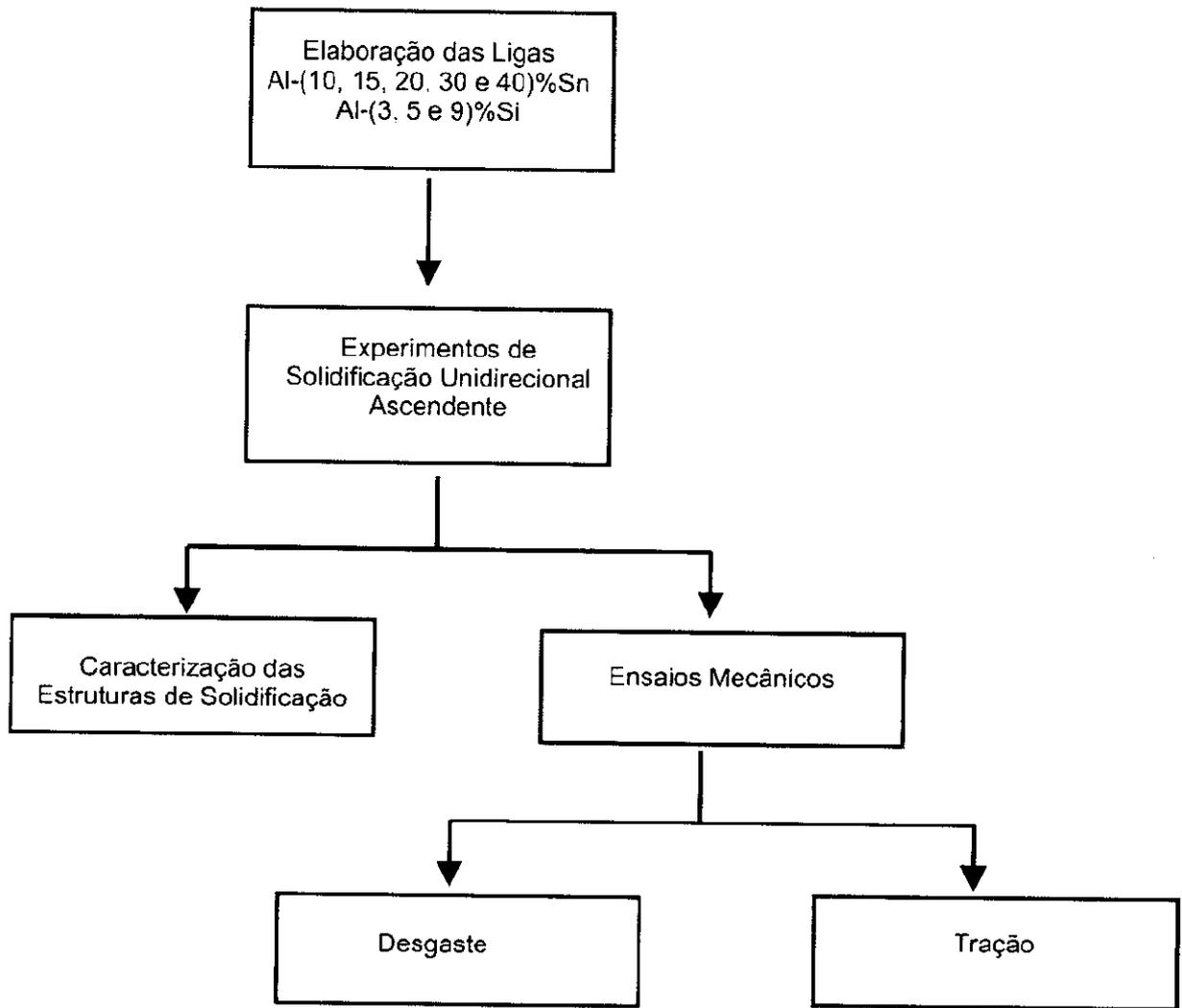
dendrítica refinada é a morfologia apresentada nas superfícies tratadas, e que o volume de desgaste reduz cerca de 42% nas superfícies tratadas, quando as mesmas são comparadas com as não-tratadas. Gao et al. [Gao, 2008] abordam a resistência ao desgaste de bronzes de Al (Cu-10%Al) submetidos a um processo de extrusão, no qual foram obtidas estruturas refinadas que apresentam melhores resultados concernentes à resistência ao desgaste e que influenciam no mecanismo de desgaste. As estruturas mais refinadas apresentam um mecanismo abrasivo, enquanto que a estrutura original, ou seja, aquela que não foi submetida a um processo de conformação, apresenta um mecanismo adesivo.

Gündüz et al. [Gündüz, 2008] verificaram o comportamento tribológico de aços médio carbono microligados forjados, pelo ensaio pino-sobre-disco. Constata-se que quando a têmpera, a partir da temperatura de forjamento, é realizada a taxas de resfriamento elevadas, há o surgimento de martensita que eleva a resistência ao desgaste. Já quando o autor compara o meio refrigerante de têmpera, conclui que as amostras refrigeradas ao ar apresentam maior resistência ao desgaste, do que aquelas refrigeradas com areia, fenômeno que o autor atribui à estrutura mais refinada por parte da amostra refrigerada ao ar.

## Capítulo 4

### Materiais e Metodologia Experimental

Os objetivos do presente estudo demandaram um trabalho experimental que envolveu: *(1) solidificação unidirecional de ligas hipoeutéticas dos sistemas Al-Sn e Al-Si, (2) avaliação da evolução da estrutura de solidificação de ligas do sistema Al-Sn, (3) caracterização do comportamento mecânico de ligas do sistema Al-Sn e Al-Si por ensaios de tração e de desgaste*, de acordo com o fluxograma apresentado na Figura 4.1. As ligas do sistema Al-Sn estudadas são: Al-10, 15, 20, 30 e 40%Sn e do sistema Al-Si são: Al-3, 5 e 9% Si, devido à importância em termos de aplicabilidade industrial.



**Figura 4.1** - Fluxograma do procedimento experimental desenvolvido neste trabalho de tese

#### 4.1 - Materiais e equipamentos utilizados

Na produção das ligas, utilizaram-se os seguintes equipamentos, componentes e materiais:

(a) **Balança Digital** [Figura 4.2 (A)], modelo AS 5000, carga máxima 5000g e carga mínima 0,25 g, utilizada para a pesagem dos materiais puros para a fabricação das ligas;

(b) **Cadinho de Carbetto de Silício** [Figura 4.2 (B)] modelo AS 6 da Carbosil, revestido internamente com camada consistente de tinta refratária da Carborundum modelo QF – 320, para evitar contaminação do banho de metal líquido, além de preservá-lo por mais tempo;

(c) **Forno Tipo Mufla** [Figura 4.2 (C)], marca Brasimet, temperatura máxima 1300 °C, com interior revestido de placas refratárias e controle processado de temperatura;



**Figura 4.2 - (A) Balança digital, (B) Cadinho de carboneto de silício e (C) Forno elétrico tipo mufla.**

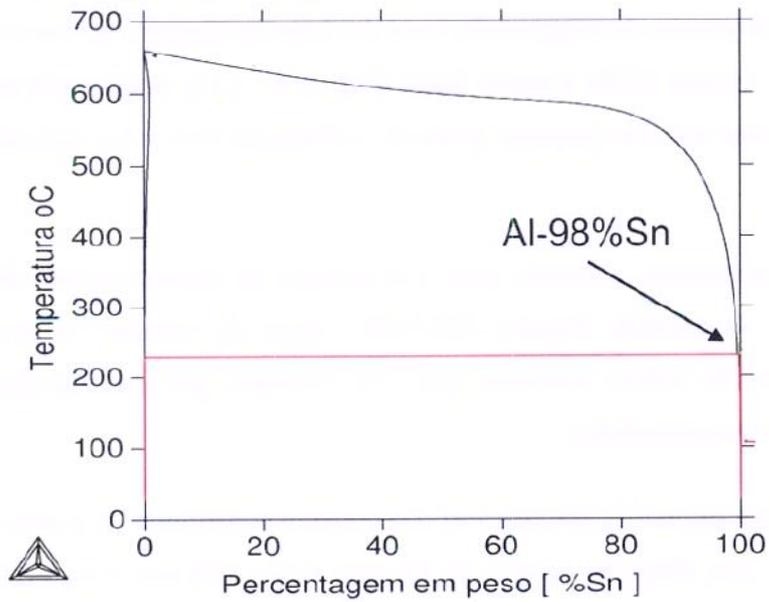
(d) Para a composição das ligas dos sistemas Al-Si e Al-Sn foram utilizados elementos considerados como comercialmente puros. A confirmação é apresentada pelos resultados da análise química na Tabela 4.1. A composição dos elementos puros foi confirmada por análises químicas quantitativas e qualitativas realizadas pela técnica de espectrometria de fluorescência de raios X.

**Tabela 4.1** – Composição química da matéria-prima usada nos experimentos

Metal	Composição Química % (em peso)							
	Al	Fe	Ni	Si	P	Ca	Ti	Sn
Al	99,70	0,14	0,0069	0,10	-	0,0162	-	0,0084
Si	0,11	0,32	0,0102	99,60	0,0100	0,0214	0,0455	-
Sn	<0,0005	0,0025	0,0006	-	0,0037-	-	0,0022	99,94

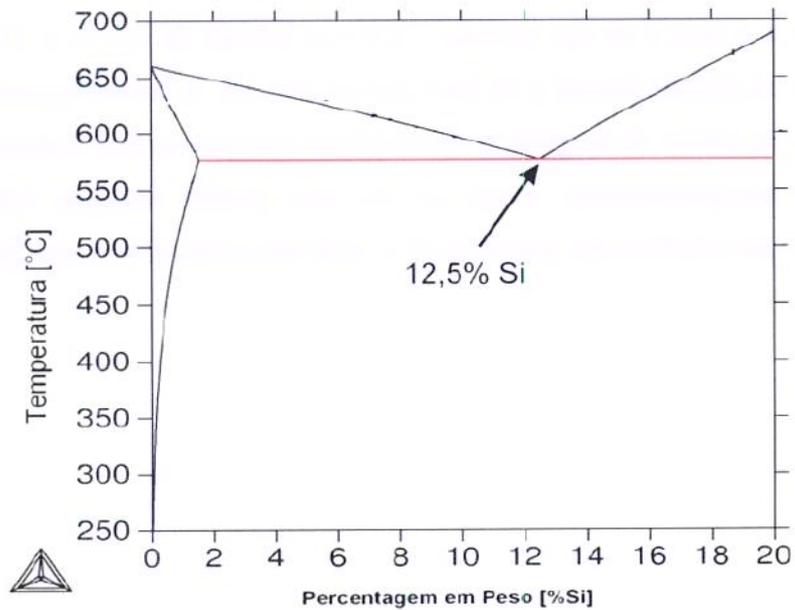
As ligas do sistema Al-Sn estudadas são: Al-10, 15, 20, 30 e 40%Sn e do sistema Al-Si são: Al-3, 5 e 9% Si. As Figuras 4.3 A e B apresentam os diagramas de equilíbrio dos sistemas binários Al-Sn e Al-Si, respectivamente.

THERMO-CALC (2007.08.22:12.34) :DIAGRAMA DE FASE  
DATABASE:TCBIN  
P=1E5, N=1;



(A)

THERMO-CALC (2008.08.27:11.18) :AL SI  
DATABASE:TCBIN  
P=1E5, N=1;



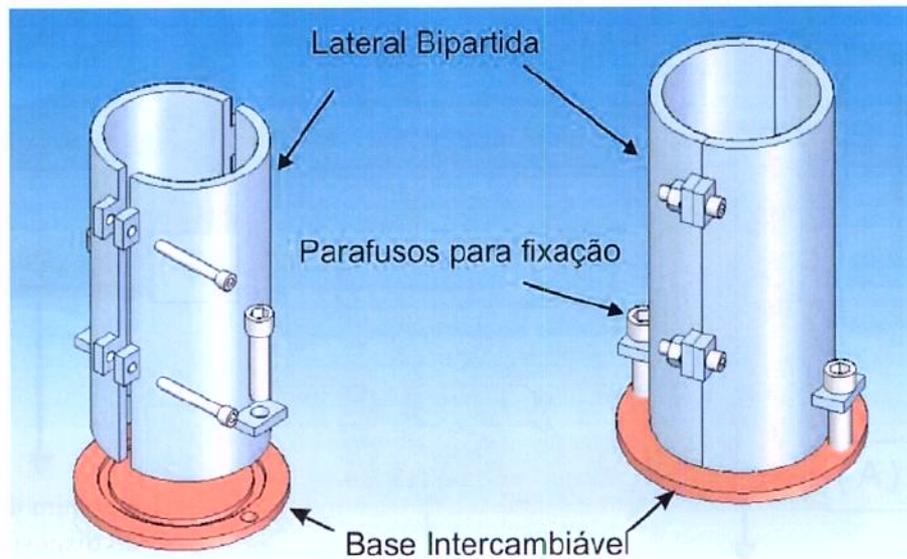
(B)

**Figura 4.3** – Diagramas de fase construídos no software  
Thermo-calc: (A) Al-Sn ;( B) Al-Si.

As composições químicas das ligas foram também verificadas por meio da análise química segundo a técnica de espectrometria de fluorescência de raios X, permitindo uma aferição mais precisa da composição final das ligas produzidas, já que a inclinação da linha *liquidus* do sistema Al-Sn é muito baixa (Figura 4.3 (A)), produzindo uma diferença entre as temperaturas *liquidus* pequena, podendo influenciar caso fosse utilizada apenas a análise térmica.

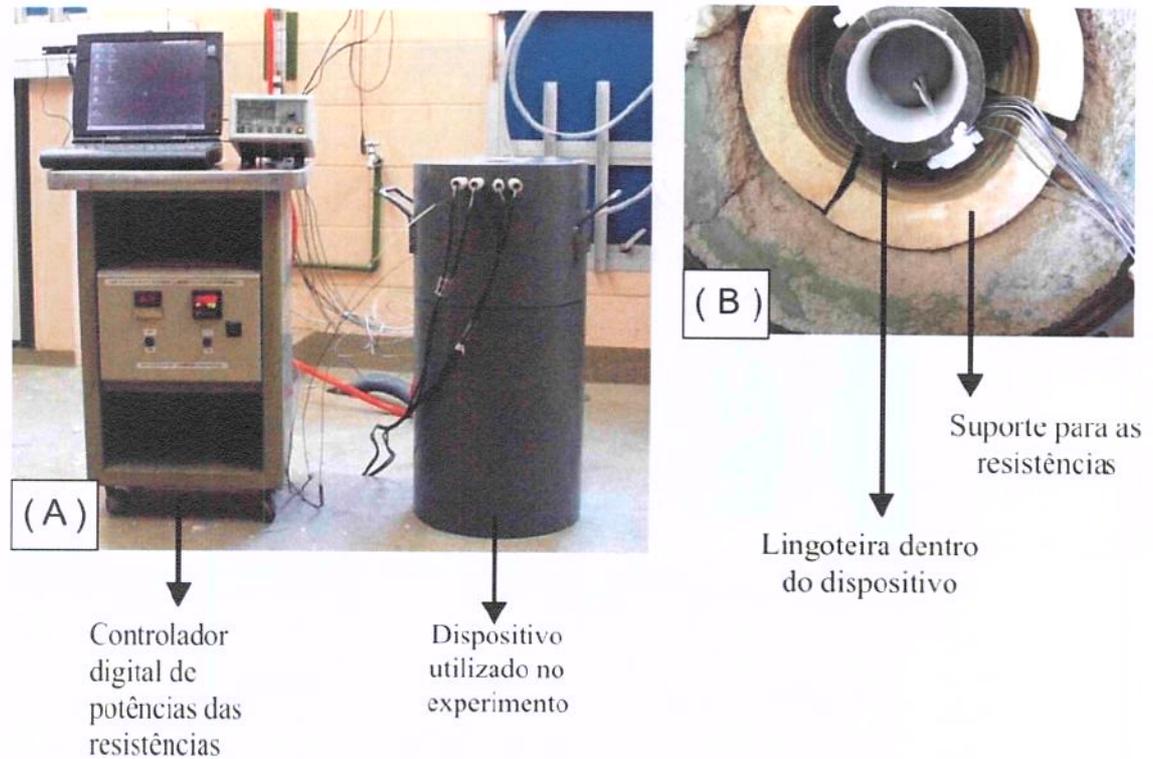
O equipamento, utilizado para a realização da espectrometria de fluorescência de raios X, é de modelo Rigaku RIX3100, capaz de revelar valores quantitativos de concentração de soluto menores que 3% daqueles pré-estabelecidos quando da sua formulação estequiométrica.

**(e) Lingoteira bipartida** [Figura 4.4]: Dispositivo constituído de partes como mostrado na Figura 4.4. Com diâmetro interno de 48 mm, altura 110 mm e espessura de parede de 5 mm, essa lingoteira é bipartida e possui uma base intercambiável, denominada chapa-molde. A lingoteira é bipartida para facilitar a desmoldagem do lingote preparado, e a base pode ser mudada, dependendo do material que se queira adotar como extrator de calor. Neste estudo, a base é de aço carbono 1020 e as laterais de aço inox 310. São utilizados parafusos para fixação lateral e da base com as laterais. A lateral bipartida é feita de aço inox 310 com intuito de se garantir durabilidade com um melhor isolamento térmico nos lados e, conseqüentemente, evitar ao máximo perdas térmicas laterais durante o experimento de solidificação, preservando a unidirecionalidade da extração de calor.



**Figura 4.4** – Representação esquemática da lingoteira utilizada nos experimentos.

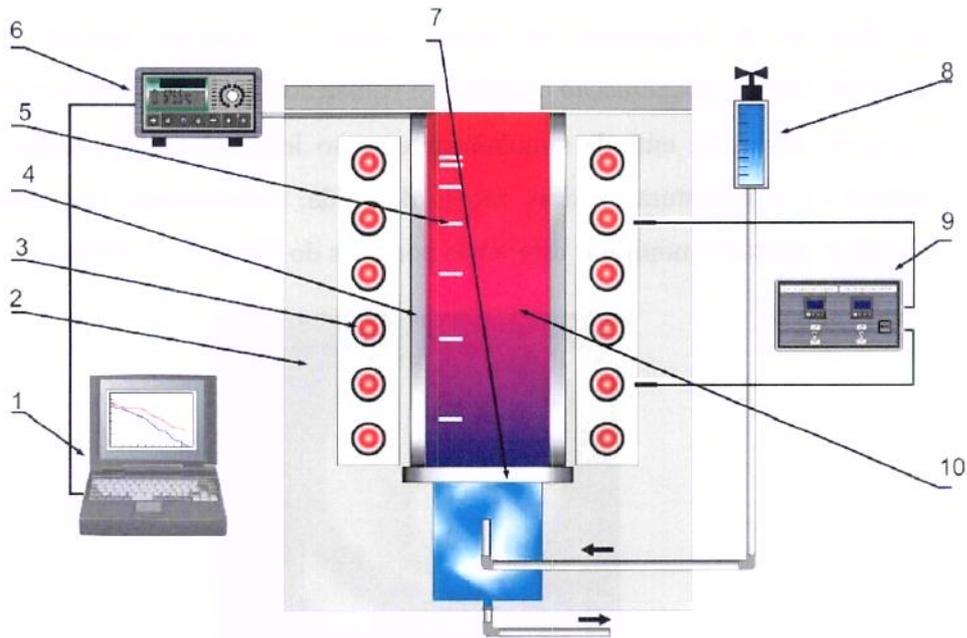
**(g) Dispositivo de Solidificação Unidirecional Vertical Ascendente** [Figura 4.5]: Este dispositivo é projetado com o objetivo de permitir a realização de um processo de solidificação unidirecional vertical no sentido ascendente. Este processo possibilita a obtenção de uma faixa significativa de taxas de resfriamento, que produz também uma faixa significativa de espaçamentos dendríticos, em um mesmo lingote. Esta faixa torna possível a obtenção das relações funcionais, que descrevem a correlação entre espaçamentos dendríticos e variáveis térmicas. O dispositivo é um tipo de forno, com uma carcaça externa de aço no formato cilíndrico. Internamente, tem-se um revestimento de refratários, servindo como suporte e delimitando um espaço, no qual se alojam resistências elétricas, que têm sua potência controlada em duas zonas de aquecimento, através de sensores digitais de temperatura. No espaço interno, coloca-se a lingoteira, a qual servirá para comportar o metal fundido. O sistema de refrigeração do dispositivo é formado por um duto, que se localiza na parte inferior do espaço onde fica a lingoteira, possibilitando ao fluido de refrigeração atingir a lingoteira na parte inferior, e promovendo a solidificação unidirecional vertical ascendente.



**Figura 4.5** – (A) Conjunto formado pelo dispositivo de solidificação unidirecional e o controlador da potência; (B) Parte interna do dispositivo.

Vários estudos de solidificação unidirecional ascendente já utilizaram anteriormente este aparato [Rocha, 2003 A e B, Rosa, 2006; Siqueira, 2002]. O experimento foi monitorado por termopares do *tipo* K posicionados em pontos específicos, ao longo da lingoteira. Estes termopares estavam conectados a um registrador de dados que, por sua vez, estava conectado a um computador, no qual se construiu o perfil térmico concernente à solidificação das ligas.

Através do monitoramento térmico, adotou-se o superaquecimento de  $2^{\circ}\text{C}$  acima da temperatura *liquidus* das ligas estudadas. A fonte extratora de calor foi uma chapa circular de aço carbono 1020 com 3mm de espessura, colocada na base da lingoteira para servir de meio material para separar a liga metálica do fluido de refrigeração. Na Figura 4.6 tem-se a representação esquemática do aparato.



**Figura 4.6** - Representação esquemática do dispositivo experimental utilizado para a solidificação dos sistemas de ligas: (1) Computador e software de aquisição de dados; (2) Camada cerâmica isolante; (3) Resistências elétricas; (4) Lingoteira; (5) Termopares; (6) Registrador de dados; (7) base extratora de calor; (8) Rotâmetro; (9) Controlador de potência; (10) Metal líquido.

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

Tipo K: Chromel (+) – Alumel (-)

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

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

(i) **Sistema de Aquisição de Dados**, marca ALMEMO, modelo 2290-8 E, com possibilidade de programação da leitura e aquisição dos dados térmicos com leitura direta em nove canais de entrada simultaneamente ao longo do tempo, todos com diferentes escalas de temperaturas e dois canais de saída, característica de extrema relevância, quando necessário monitorar diferentes posições do sistema em estudo.



Termopares para monitoramento térmico durante a solidificação das ligas em estudo

**Figura 4.7** – Termopares posicionados no interior da lingoteira.

(j) Na abordagem numérico-experimental do comportamento térmico das ligas utilizadas neste estudo, utiliza-se um modelo numérico baseado no método de diferenças finitas, tem sua seqüência operacional apresentada nas Figuras 4.8 até 4.10. Na Figura 4.8, tem-se a etapa na qual executa-se a entrada das constantes estimadas para obtenção do coeficiente transitório global de transferência de calor na interface metal/molde, a qual é descrita por uma equação do tipo:  $h_g = C.t^n$ . Após a entrada dos dados, executa-se o desenvolvimento do programa para a obtenção dos perfis teóricos, através de cálculos baseados no método de diferenças finitas (Figura 4.9). Na Figura 4.10, tem-se o confronto entre os perfis térmicos teórico e experimental.

```

    escreve_na_tela(i2);
  end; {procedure amarra_temp}

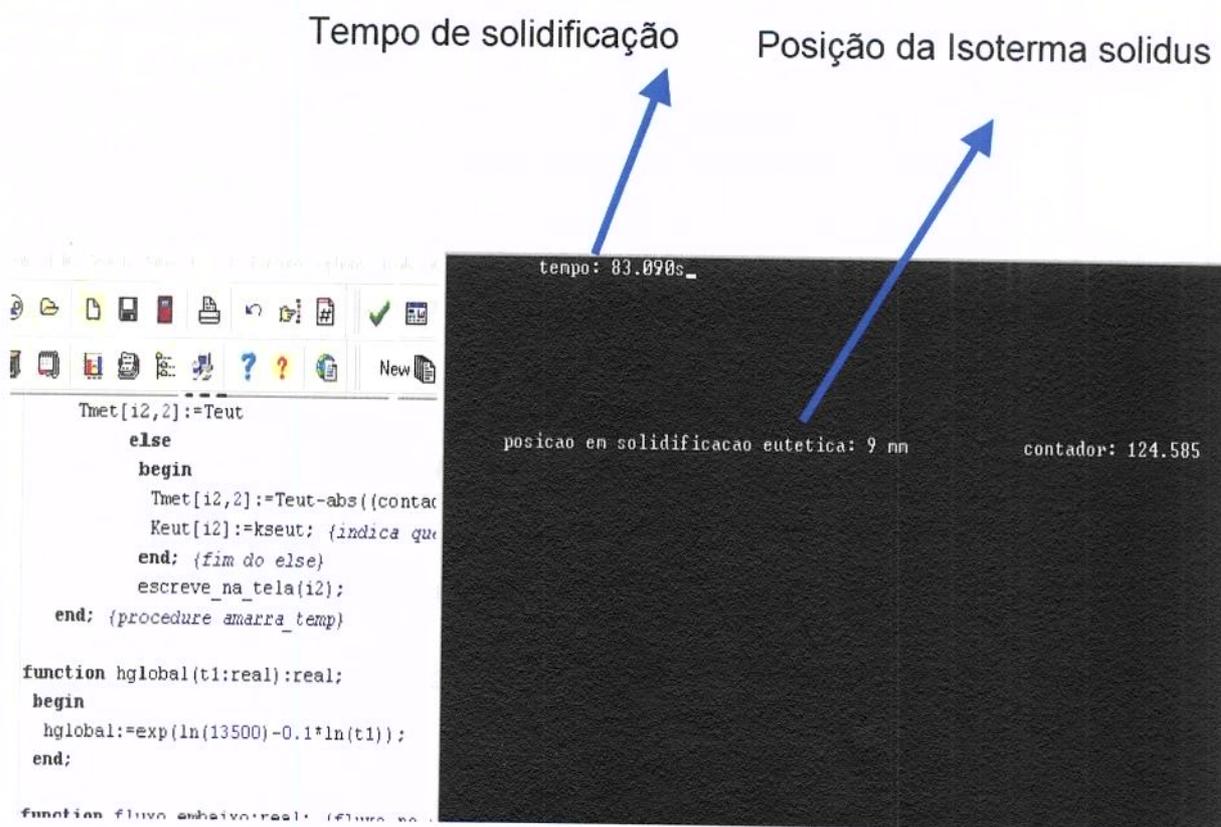
function hglobal(t1:real):real;
begin
  hglobal:=exp(ln(13500)-0.1*ln(t1));
end;

function fluxo_embaixo:real; {fluxo no elemento embaixo}
var
  cont_max:real;

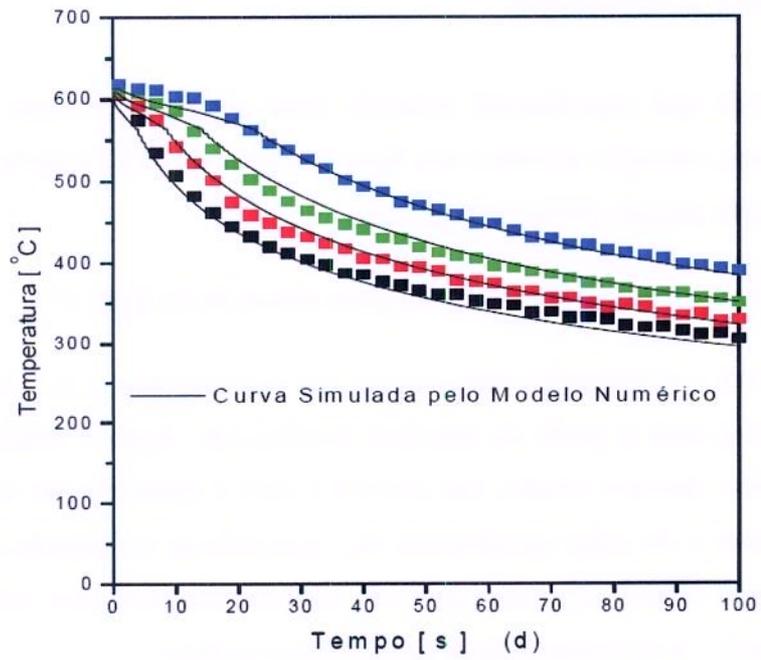
```

$$h_g = C \cdot t^{-n} \leftrightarrow h_g = \exp(\ln(C) - n \cdot \ln(t))$$

**Figura 4.8** – Tela de entrada das constantes para análise numérica do comportamento térmico durante a solidificação transitória.



**Figura 4.9** – Tela de simulação do comportamento térmico durante a solidificação transitória.



**Figura 4.10** - Exemplo de comparação entre o perfil calculado pelo modelo matemático numérico e o obtido experimentalmente.

## 4.2 - Metodologia experimental

A metodologia experimental utilizada neste estudo teve como intuito o mapeamento térmico e a caracterização estrutural das ligas dos sistemas Al-Si e Al-Sn. A descrição detalhada das etapas experimentais é feita nesta seção.

### 4.2(a) Procedimento experimental para obtenção do $h_g=C.t^{-n}$

Foram monitoradas temperaturas em seis posições, a 5, 10, 15, 30, 50 e 70 mm, respectivamente a partir da interface metal/molde. Após o término da solidificação, os resultados térmicos obtidos são utilizados para a determinação do coeficiente global de transferência de calor metal/molde ( $h_g$ ) apoiando-se no método do confronto de perfis térmicos teóricos, fornecidos por um modelo numérico para sistemas unidimensionais refrigerados, e os correspondentes perfis experimentais.

O modelo matemático baseia-se no método de diferenças finitas que simula as condições de solidificação unidirecional. Este modelo foi introduzido inicialmente por Spim e Garcia [2000] e utilizado, posteriormente, por Siqueira et al. [Siqueira, 2002] e Rocha et al. [Rocha 2003 A]. Neste modelo, faz-se uma estimativa das constantes (multiplicador e expoente) que formam a equação (tipo potência- $h_g=C.t^{-n}$ ) transitória do coeficiente  $h_g$ , para a construção do perfil térmico simulado. Esta simulação do perfil é feita por meio de um software específico, desenvolvido pelo Grupo de Pesquisa em Solidificação da UNICAMP (GPS-UNICAMP). Após isto, o perfil simulado é confrontado com o perfil obtido experimentalmente, e a melhor concordância, permite a obtenção da relação  $h_g = C.t^{-n}$ , que descreve a variação do coeficiente global de transferência de calor com o tempo do processo de solidificação. Outro fato a ressaltar é que se necessita das propriedades termofísicas das ligas para executar o processo de simulação. Neste estudo, para as ligas do sistema Al-Sn, as propriedades termofísicas são extraídas da base de dados do software *Thermocalc*. Já para as ligas Al-Si, as propriedades são obtidas da literatura [Griffiths, 2000; Gandin, 2000; Moujekwu, 1995] As propriedades termofísicas são apresentadas nas tabelas Tabela 4.2 e 4.3.

**Tabela 4.2** Propriedades termofísicas das ligas do sistema Al-Sn estudadas [Thermo-calc].

Propriedades	Al	Sn	Al-10%Sn	Al-20%Sn	Al-30%Sn	Al-40%Sn
$K_S$ [W/m.K]	213	67	198,4	183,8	169,2	154,6
$K_L$ [W/m.K]	91	33	85,2	79,4	73,6	67,8
$c_S$ [J/kg.K]	1181	267	1089,6	998,2	906,8	815,4
$c_L$ [J/kg.K]	1086	257	1003,1	920,2	837,3	754,4
$\rho_S$ [kg/m <sup>3</sup> ]	2550	7166	3011,6	3473,2	3934,8	4396,4
$\rho_L$ [kg/m <sup>3</sup> ]	2368	6986	2829,8	3291,6	3753,4	4215,2
$L$ (J / kg )	397500	60700	363820	330140	296460	262780
$T_F$ [°C]	660	232				
$T_L$ [°C]			647	637	626	616
$T_E$ [°C]			227	227	227	227
$k_0$			0,041	0,032	0,026	0,021

**Tabela 4.3** Propriedades termofísicas das ligas do sistema Al-Si estudadas.

[Griffiths, 2000; Gandin, 2000; Moujekwu, 1995]

Propriedades	Al	Si	Al-3%Si	Al-5%Si	Al-9%Si
$K_S$ [W/m.K]	222	141	121	109	81
$K_L$ [W/m.K]	92	430	91	90	88
$c_S$ [J/kg.K]	1123		963	963	963
$c_L$ [J/kg.K]	1086		1084	1082	1078
$\rho_S$ [kg/m <sup>3</sup> ]	2550	2330	2695	2690	2670
$\rho_L$ [kg/m <sup>3</sup> ]	2380	2530	2385	2389	2399
$L$ (J / kg )	385000		389187	393083	405548
$T_F$ [°C]	660	1414			
$T_L$ [°C]			644	632	604
$T_E$ [°C]			577	577	577
$k_0$			0,13	0,13	0,13

#### 4.2(b) Metodologia para obtenção das relações funcionais entre variáveis térmicas e distância da fonte extratora de calor

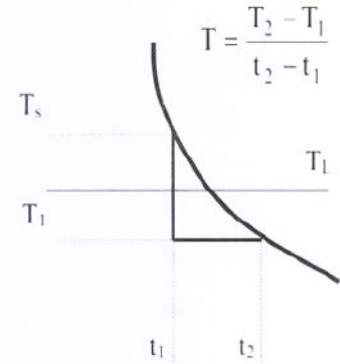
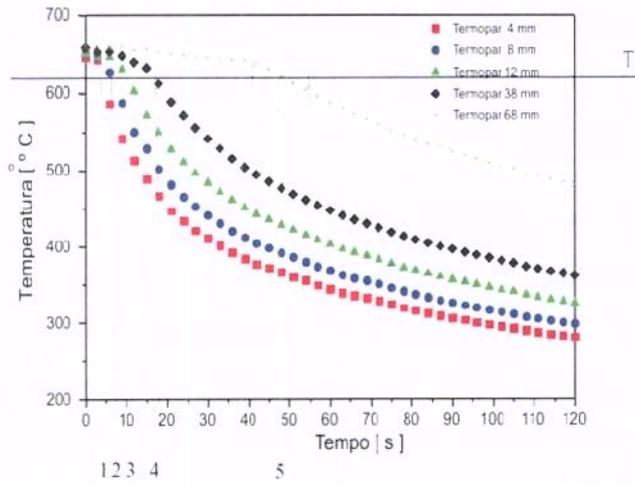
As variáveis térmicas do processo são determinadas experimentalmente após a obtenção dos perfis de temperaturas e de acordo com o seguinte procedimento:

a) Com base no método do confronto dos perfis térmicos teóricos e experimentais, os coeficientes transitórios de transferência de calor ( $h_g$ ), para todas as composições analisadas, são determinados, como descritos na seção 4.2 (a);

b) Partindo dos perfis térmicos provenientes das leituras dos termopares, primeiramente localiza-se a temperatura *liquidus* da liga. Após isto, traça-se uma horizontal a partir de  $T_L$ , que intercepta os perfis provenientes dos cinco termopares posicionados no metal líquido. Projetando o ponto de intersecção entre  $T_L$  e o perfil no eixo dos tempos, obtêm-se pares ordenados (P,t), definindo o instante exato em que a isoterma *liquidus* atinge um determinado termopar (Figura 4.11A). Os pares ordenados podem ser representados por obedecerem uma lei experimental do tipo potência ( $P_L=C.t^{-n}$ ), que é posteriormente derivada ( $V_L = \frac{dP}{dt}$ ), para obter a lei que correlaciona a velocidade com tempo ( $V_L=C.t^{-n}$ ).

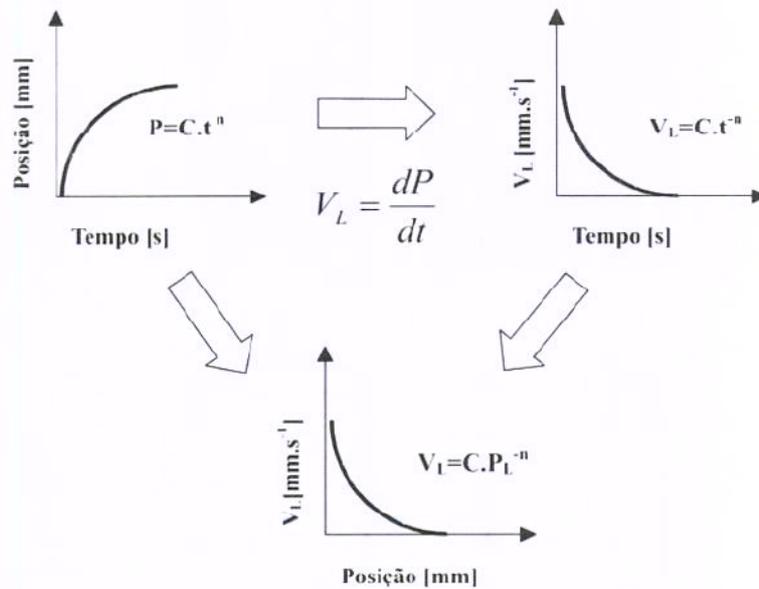
Com o conhecimento das leis  $P_L=f(t)$  e  $V_L=f(t)$ , obtêm-se a equação da velocidade em função da distância da interface metal/molde, que descreve a evolução da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* ao longo do lingote solidificado (Figura 4.11 C).

c) As taxas de resfriamento ( $\dot{T}$ ) para cada posição monitorada pelos termopares, para todas as composições analisadas, são obtidas experimentalmente a partir das interseções das retas de cada temperatura *liquidus* ( $T_L$ ) com os perfis térmicos obtidos de cada termopar, pelo resultado da leitura direta do quociente das temperaturas, imediatamente antes e depois da  $T_L$  e dos tempos correspondentes, isto é  $\dot{T} = \frac{\Delta T}{\Delta t}$ , conforme procedimento também utilizado por Okamoto - Kishitake [1975]. Este procedimento é realizado, objetivando o posterior confronto dos dados e obtenção da lei que correlaciona a taxa com a distância da interface metal/molde (Figura 4.11 B).



(A)

(B)



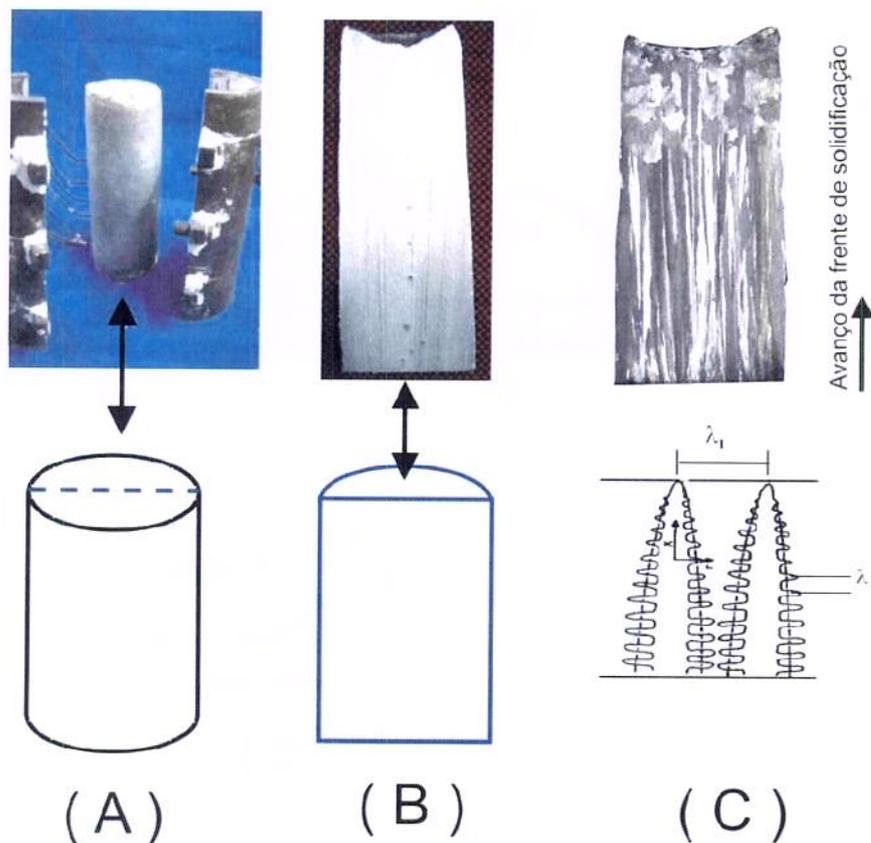
(C)

**Figura 4.11** – Metodologia para obtenção de variáveis térmicas de solidificação: (A) Intersecção da isoterma liquidus com os perfis térmicos; (B) Metodologia para cálculo das taxas de resfriamento (C) Cálculo da velocidade da isoterma *liquidus*.

#### 4.2(c) Caracterização e obtenção dos parâmetros da estrutura de solidificação

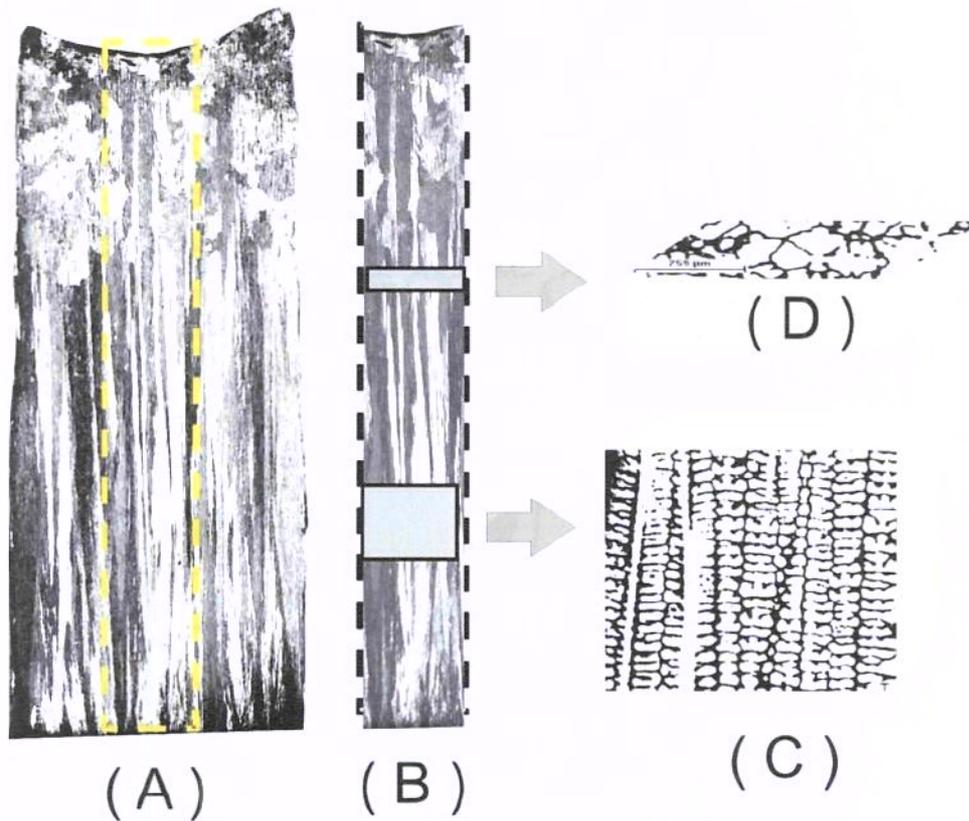
A partir do lingote solidificado procedeu-se à preparação para as caracterizações macro e microestruturais das ligas solidificadas, submetendo-as a técnicas metalográficas apropriadas, e que são descritas na seqüência:

- a) Primeiramente, fez-se a desmoldagem para a obtenção dos lingotes. Eles foram seccionados em um plano longitudinal médio, lixados (100 a 600 mesh) e atacados com reagente de Tucker (60ml, HF, 18mL, HCl, 60ml, HNO<sub>3</sub> e 100ml H<sub>2</sub>O), para revelação da macroestrutura. O crescimento dos grãos dá-se na direção vertical e sentido ascendente. A Figura 4.12 apresenta a seqüência, desde a desmoldagem até a amostra atacada.



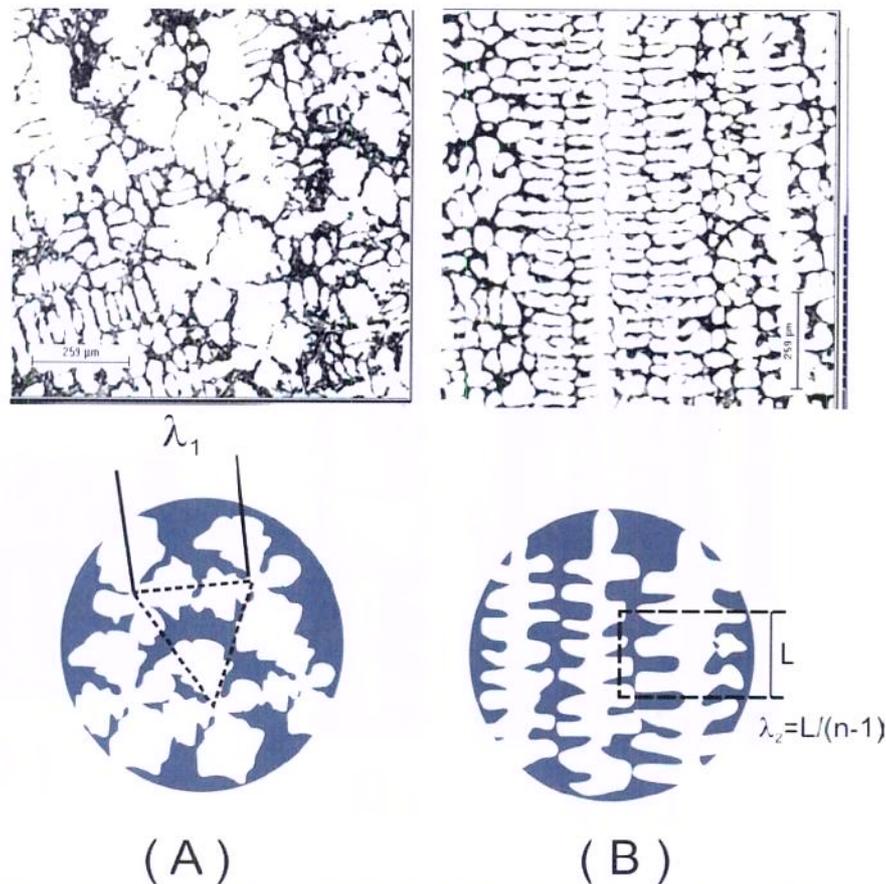
**Figura 4.12** - (A) Desmoldagem; (B) Amostra seccionada; (C) Amostra atacada apresentando grãos colunares e tendência do crescimento dendrítico.

b) Em seguida, foram extraídas amostras nas seções transversais e longitudinais da parte central do lingote, para análise microestrutural (Figura 4.13). As amostras foram retiradas de posições pré-estabelecidas, priorizando representar da melhor maneira possível a evolução da microestrutura ao longo do lingote. As amostras foram embutidas a frio, lixadas (de 100 a 1200 mesh) e polidas com pasta de diamante de  $6\mu\text{m}$  e  $1\mu\text{m}$ . O ataque químico para revelar a microestrutura foi feito com reagente de 0,5% de HF em água destilada, para medição dos espaçamentos dendríticos.



**Figura 4.13** - Representação esquemática dos procedimentos metalográficos com ênfase para a retirada das amostras para análise e quantificação dos espaçamentos dendríticos. (A) Região central adotada para análise; (B) Seccionamento transversal e longitudinal para preparação metalográfica; (C) seção longitudinal para quantificação de EDS e (D) seção transversal para quantificação de EDP

c) O mapeamento dos espaçamentos dendríticos primários (EDP ou  $\lambda_1$ ) e secundários (EDS ou  $\lambda_2$ ) é realizado, nas microestruturas obtidas utilizando as técnicas de medições encontradas na literatura, que são: (1) método do triângulo, para  $\lambda_1$  [Gündüz e Çardili, 2002], e (2) procedimento proposto por McCartney e Hunt (1981) para os valores de  $\lambda_2$ . Os valores de  $\lambda_1$  são medidos sobre a seção transversal (perpendicular ao fluxo de calor) da amostra, já os espaçamentos secundários são obtidos na seção longitudinal. Foram realizadas cerca de 50 medições por posição, tanto de  $\lambda_1$ , quanto de  $\lambda_2$ .



**Figura 4.14** - (A) Medidas dos espaçamentos dendríticos primários utilizando o método do triângulo [Gündüz,2000] ; (B) Medidas dos espaçamentos dendríticos secundários [McCartney & Hunt 1981].

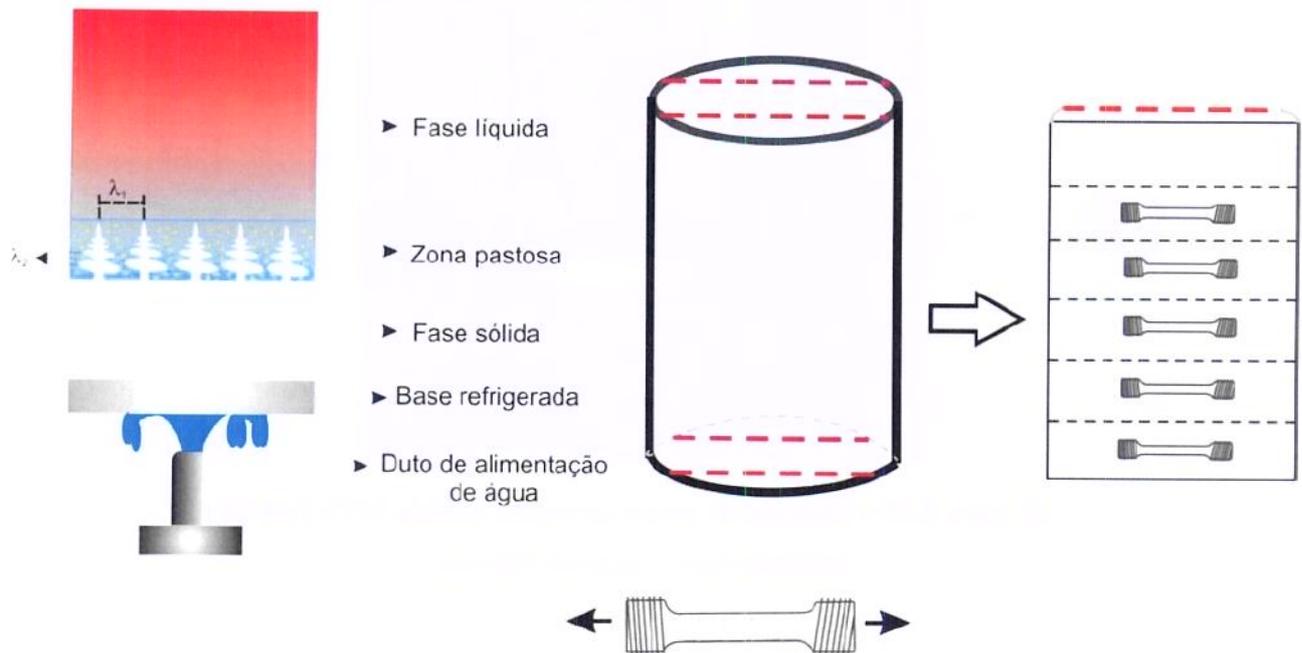
#### 4.2(d) Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram executados no Laboratório de Propriedades Mecânicas da UNICAMP/FEM, em uma máquina servo-hidráulica para ensaio de tração MTS Test Star II, capacidade para 10 t ou 100 kN, mostrada na Figura 4.15. Primeiramente, antes da fratura do corpo de prova, fez-se a marcação do comprimento útil e a medida do diâmetro. Após a fratura, mediram-se o distanciamento entre as marcas do comprimento útil e o diâmetro final. Para conhecimento das deformações, utilizou-se um extensômetro de 10mm de comprimento, aferido previamente, para uma velocidade do ensaio foi de 0,05mm/s.



**Figura 4.15** – Máquina de ensaio de tração modelo MTS Test Star II utilizada para os ensaios trativos.

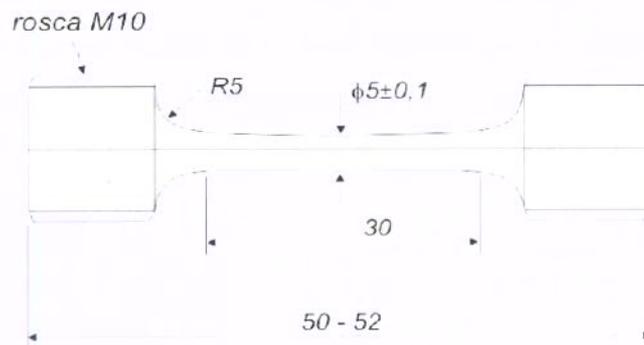
As amostras foram retiradas dos lingotes obtidos do experimento de solidificação unidirecional na direção transversal ao fluxo de calor, ou seja, no plano perpendicular ao avanço da frente de solidificação (Figura 4.16). O plano perpendicular ao fluxo é o único sobre o qual se pode obter uma certa uniformidade dos espaçamentos secundários e primários, tornando possível a correlação entre espaçamentos dendríticos e as propriedades de resistência à tração. Os lingotes foram seccionados longitudinalmente em quatro partes, em que as duas partes centrais serviram para a retirada dos corpos de prova para o ensaio. Os corpos de prova foram produzidos nas dimensões baseadas na norma ASTM E-8M, com extremidades rosqueadas para facilitar a fixação nas garras (Figura 4.17 A e B). No total foram elaborados dois lingotes de cada liga, possibilitando a retirada de **duas partes centrais**, por lingote. De cada parte central, retirou-se **um corpo-de-prova por posição**, totalizando **quatro corpos-de-prova por posição**, já que, de cada liga, obtiveram-se **quatro** partes centrais.



**Figura 4.16** – Metodologia para obtenção dos corpos de prova para ensaio de tração.



(A)

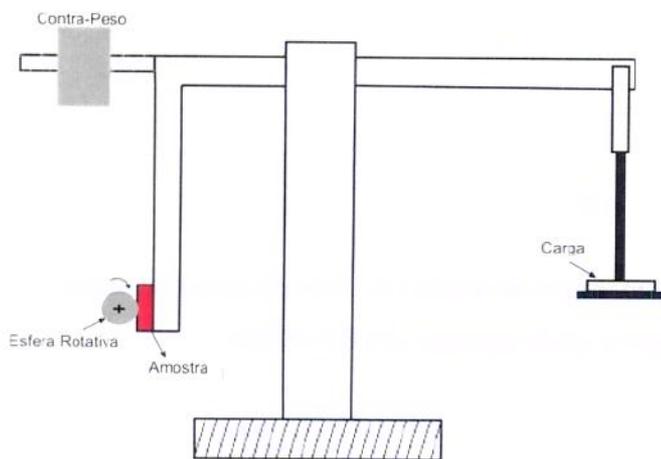


(B)

**Figura 4.17** – Corpo-de-prova usado no ensaio de tração (A) Foto do corpo de prova; (B) Dimensões do corpo de prova usado em mm (ASTM-E8M).

#### 4.2(e) Ensaio de desgaste

Os ensaios de desgaste foram realizados em um aparato que promove o desgaste de micro-abrasão por esfera rotativa fixa, é representado esquematicamente na Figura 4.18 (A), com apresentação da foto do aparato real na Figura 4.18 (B). Estes ensaios foram realizados com a colaboração do Laboratório de Engenharia de Superfícies do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo.(EESC-USP), coordenado pelo Prof. Luiz Carlos Casteletti, em função da experiência desse grupo na análise da resistência ao desgaste de materiais.



(A)

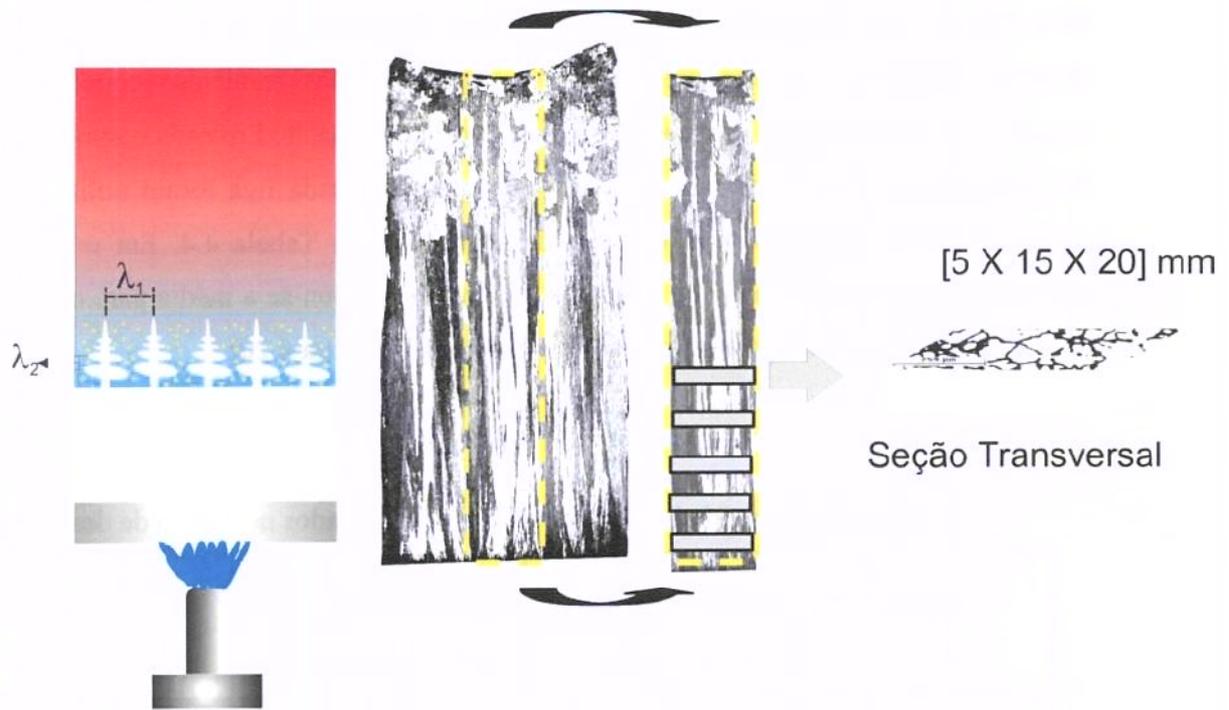


(B)

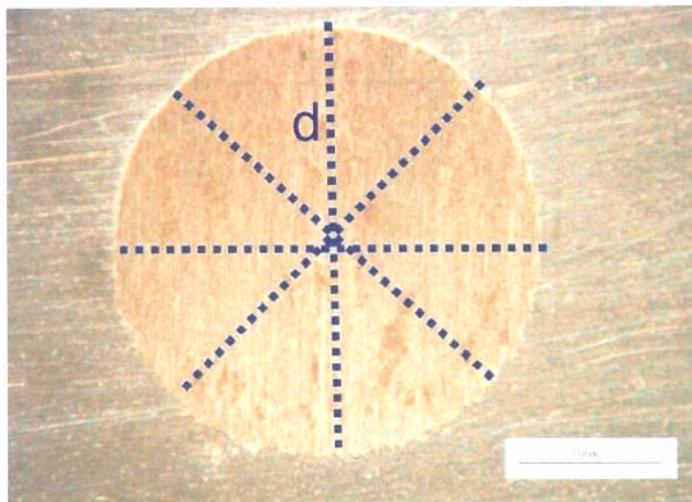
**Figura 4.18** – Aparato utilizado na avaliação da resistência ao desgaste das ligas estudadas (A) Representação esquemática; (B) Foto do aparato experimental.

As amostras, submetidas a este ensaio, foram retiradas dos lingotes na seção transversal ao fluxo de calor de acordo como apresentado na Figura 4.19, objetivando uma uniformização dos espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ) para posterior correlação com o volume de desgaste. A partir deste ensaio, produziu-se uma calota sobre a face ensaiada similar à mostrada na Figura 4.20, e fez-se a medição do diâmetro desta calota. A partir da obtenção do valor do diâmetro, fez-se o cálculo do volume de desgaste pela Equação 4.1, em que  $d$  é o diâmetro da calota e  $R$  é o raio da esfera.

$$V = \frac{\pi d^4}{64R} \quad (4.1)$$



**Figura 4.19** – Metodologia de retirada dos corpos de prova para ensaio de desgaste



**Figura 4.20** – Calota produzida em um ensaio de desgaste de micro-abrasão por esfera fixa rotativa

A esfera utilizada no ensaio é de aço 52100 (usada para rolamento) com dureza de 850 HV. A carga utilizada é de 0,6 N, rotação de 260 RPM e para três distâncias de deslizamentos diferentes: 307, 410, 820 m, variadas pela alteração do tempo de ensaio: 15, 20 e 40 min. Não há a utilização de qualquer solução abrasiva ou lubrificante, pois um elemento interfacial poderia prejudicar à interpretação dos resultados concernentes à resposta da microestrutura com relação à resistência ao desgaste. Em cada corpo-de-prova, foi possível a realização de três ensaios, sendo que para cada liga foram utilizados oito corpos-de-prova, totalizando 48 ensaios, de acordo com a Tabela 4.4. Em cada calota, executaram-se quatro medidas de diâmetro, das quais calculou-se a média para o posterior cálculo do volume de desgaste por meio da equação 4.1 (Figura 4.20).

**Tabela 4.4 – Quantidade de corpos-de-prova utilizados no ensaio de desgaste.**

<b>Ligas</b>	<b>Corpos-de-prova por liga</b>	<b>Número de ensaios por corpo-de-prova</b>	<b>Total de ensaios</b>
Al-Si (3 e 5%)	8	3	48
Al-Sn (15 e 20%)	8	3	48

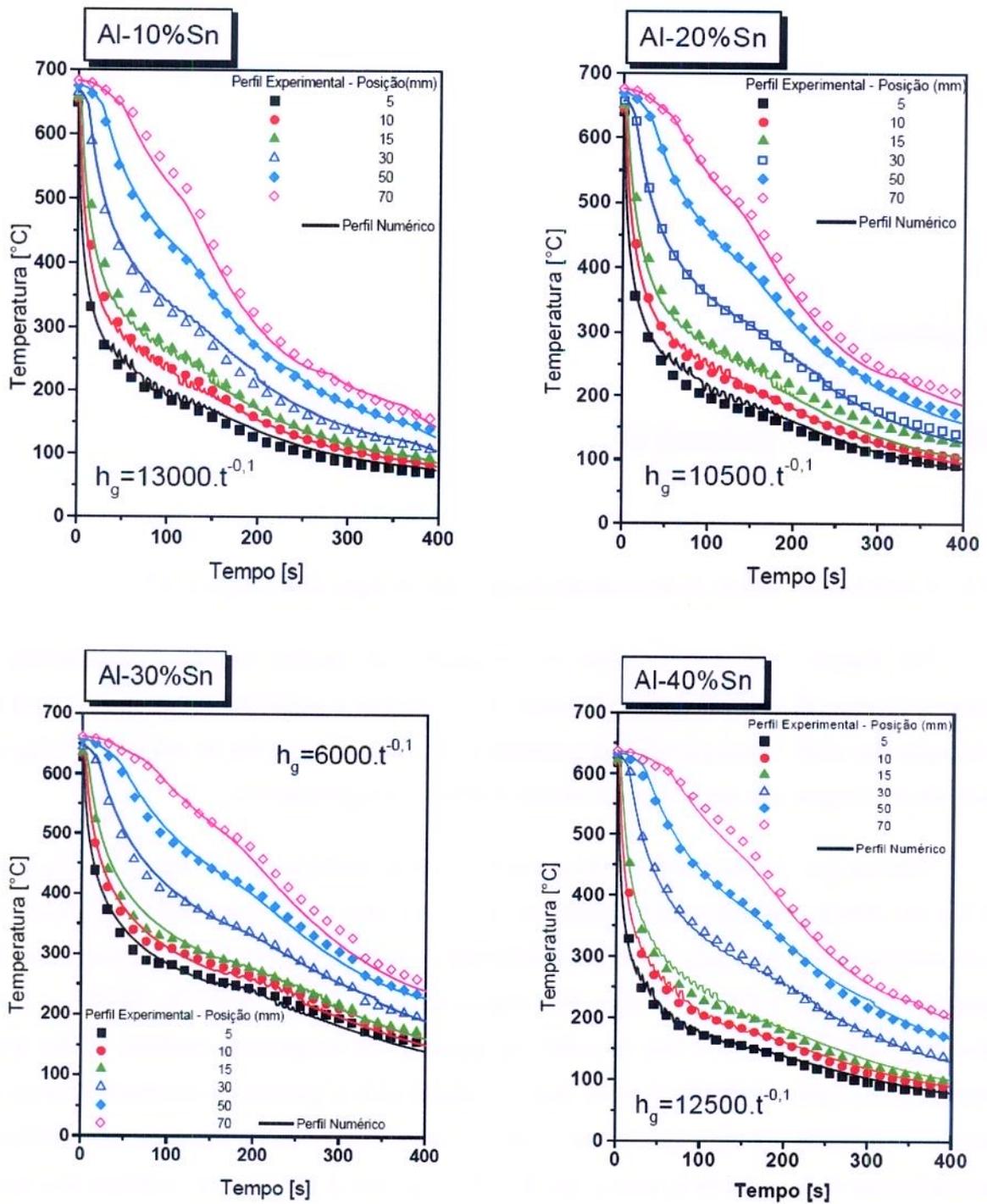
## Capítulo 5

### Resultados e Discussões

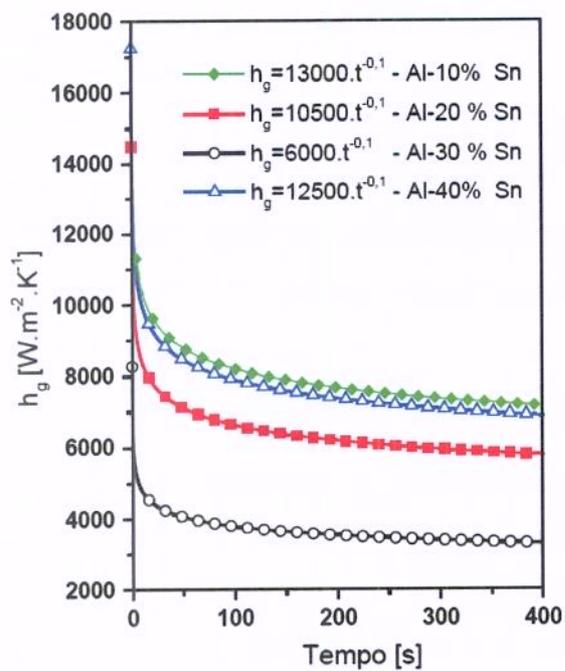
#### 5.1 – Coeficientes globais de transferência de calor de ligas Al-Sn: $h_g = C.t^{-n}$

Na Figura 5.1, apresentam-se os resultados da análise numérico-experimental do comportamento térmico de ligas do sistema Al-Sn durante a solidificação. A análise permite a obtenção dos coeficientes globais de transferência de calor metal/molde de refrigeração ( $h_g$ ) pelo método da comparação entre os perfis térmicos teóricos e experimentais.

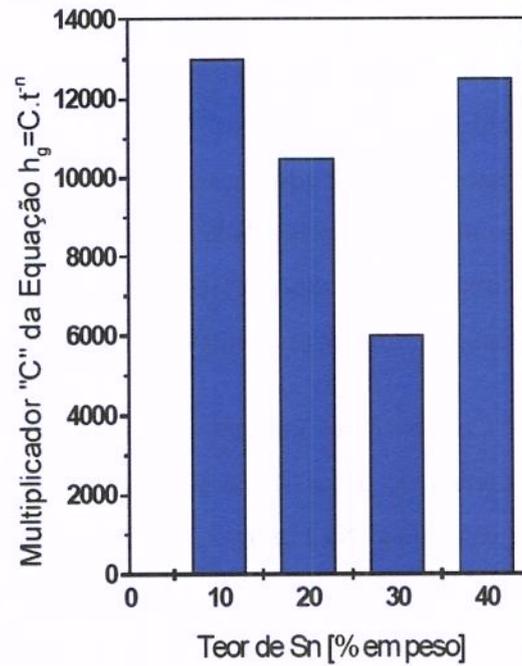
Nota-se que há uma tendência de queda no valor do multiplicador da equação de  $h_g$  (Figura 5.2b), até 30%Sn, entretanto há um aumento deste valor para a liga com 40%Sn. O multiplicador está intimamente relacionado com a molhabilidade do metal fundido em contato com o molde, e que está associada à fluidez da liga. Para alguns sistemas metálicos (Al-Cu, Pb-Sb), a fluidez tende a aumentar quando o teor de soluto se aproxima da composição eutética, ou dos metais puros. Quanto maior a fluidez, melhor será a molhabilidade e, portanto, a tendência é ter-se uma menor resistência térmica inicial na interface metal/molde. Esse aumento no coeficiente multiplicador da equação de  $h_g$  para a liga Al-40%Sn parece já refletir essa tendência de aumento da molhabilidade com a maior aproximação da composição eutética (Al-98%Sn).



**Figura 5.1** - Confronto de perfis térmicos teóricos e experimentais para ligas do sistema binário Al-Sn com superaquecimento de 2° C, chapa-molde de aço carbono 1020 e com espessura de 3 mm, para determinação do perfil transitório de  $h_g$



(A)



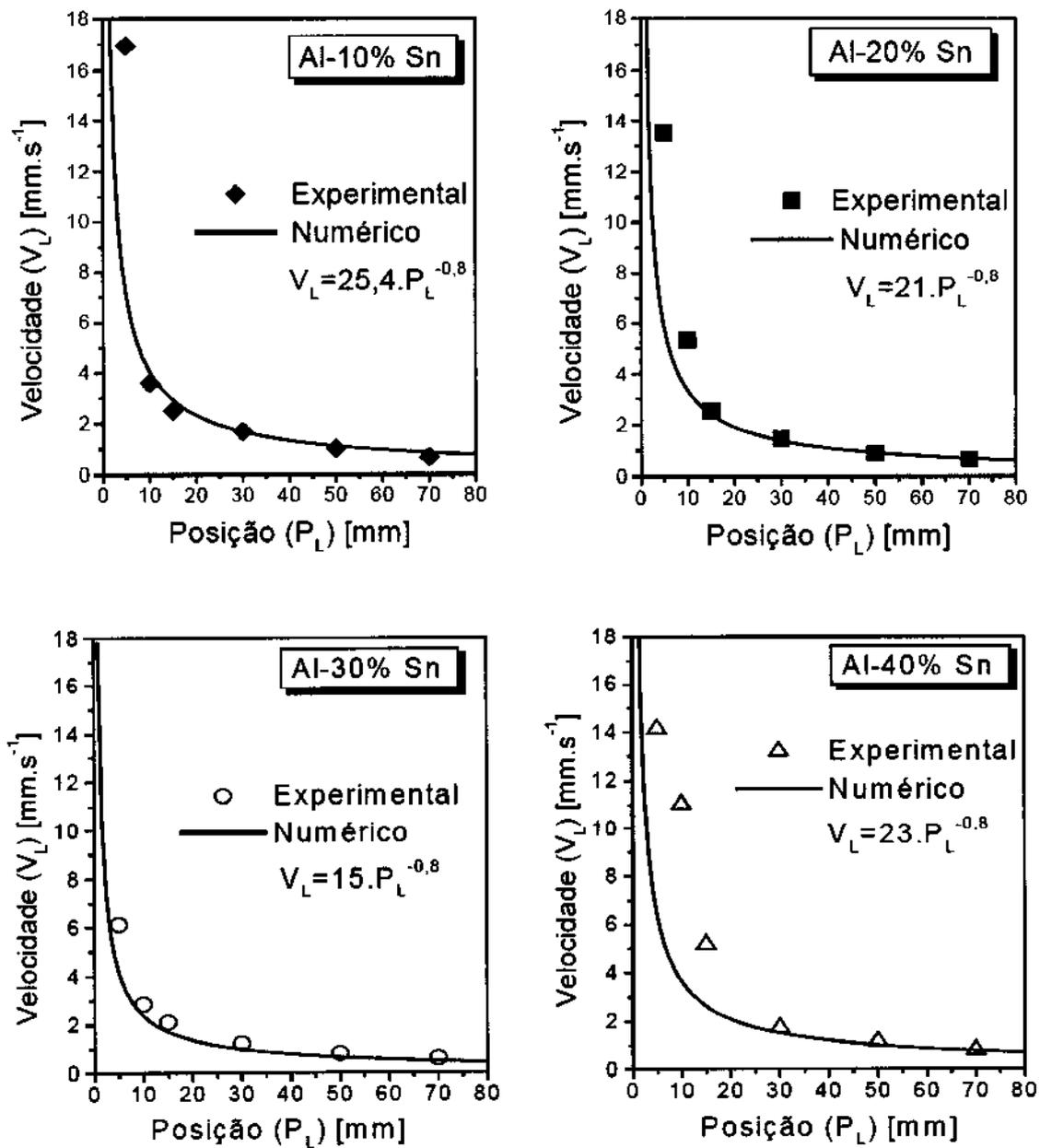
(B)

**Figura 5.2** – (A) Coeficientes transitórios de transferência de calor para ligas Al-Sn solidificadas na forma vertical ascendente em molde de aço carbono 1020 refrigerado a água, com espessura de 3 mm e superaquecimento de 2°C; (B) Gráfico apresentando a evolução do multiplicador “C” com o aumento do teor de Sn.

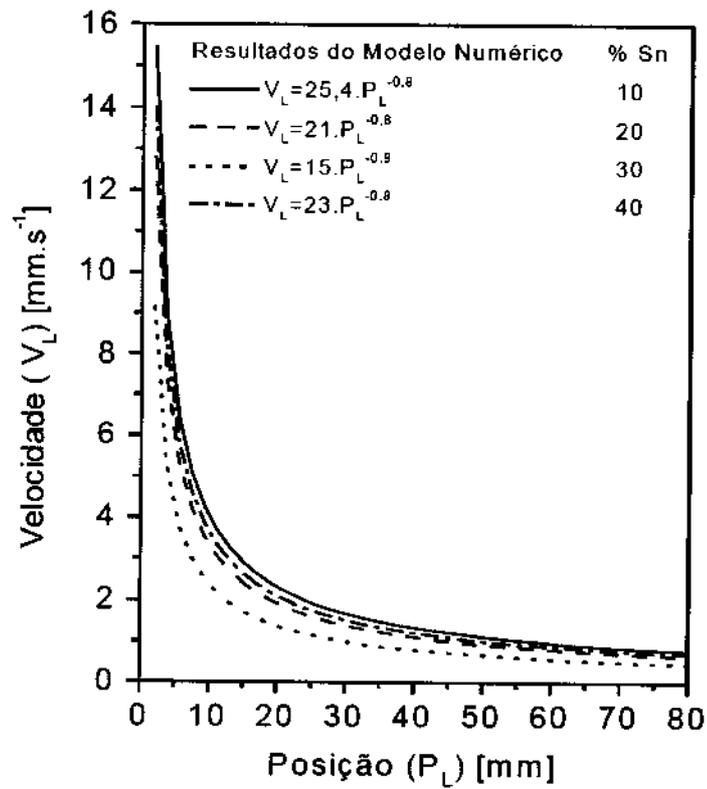
## 5.2 – Evolução das variáveis térmicas para ligas Al-Sn

Na Figura 5.3, apresentam-se as relações funcionais que descrevem a evolução da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ) ao longo dos lingotes produzidos nos experimentos de solidificação unidirecional ascendente para ligas do sistema Al-Sn. As equações experimentais da velocidade da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ) em função da posição são determinadas pela obtenção de duas relações funcionais, que descrevem a posição ( $P_L$ ) e a velocidade da isoterma *liquidus* com o tempo.

Com base nos gráficos, verifica-se que os instantes iniciais exercem um papel fundamental na cinética do processo de solidificação, já que os valores evidenciam uma diferença entre as ligas estudadas. Na Figura 5.4, apresentam-se, para efeitos comparativos, as quatro leis obtidas, para as ligas em estudo. Nota-se que há a tendência de convergência nos valores da velocidade da isoterma *liquidus* à medida que há um afastamento da interface metal/molde (fonte extratora de calor), mais precisamente acima de 30 mm da base da lingoteira.



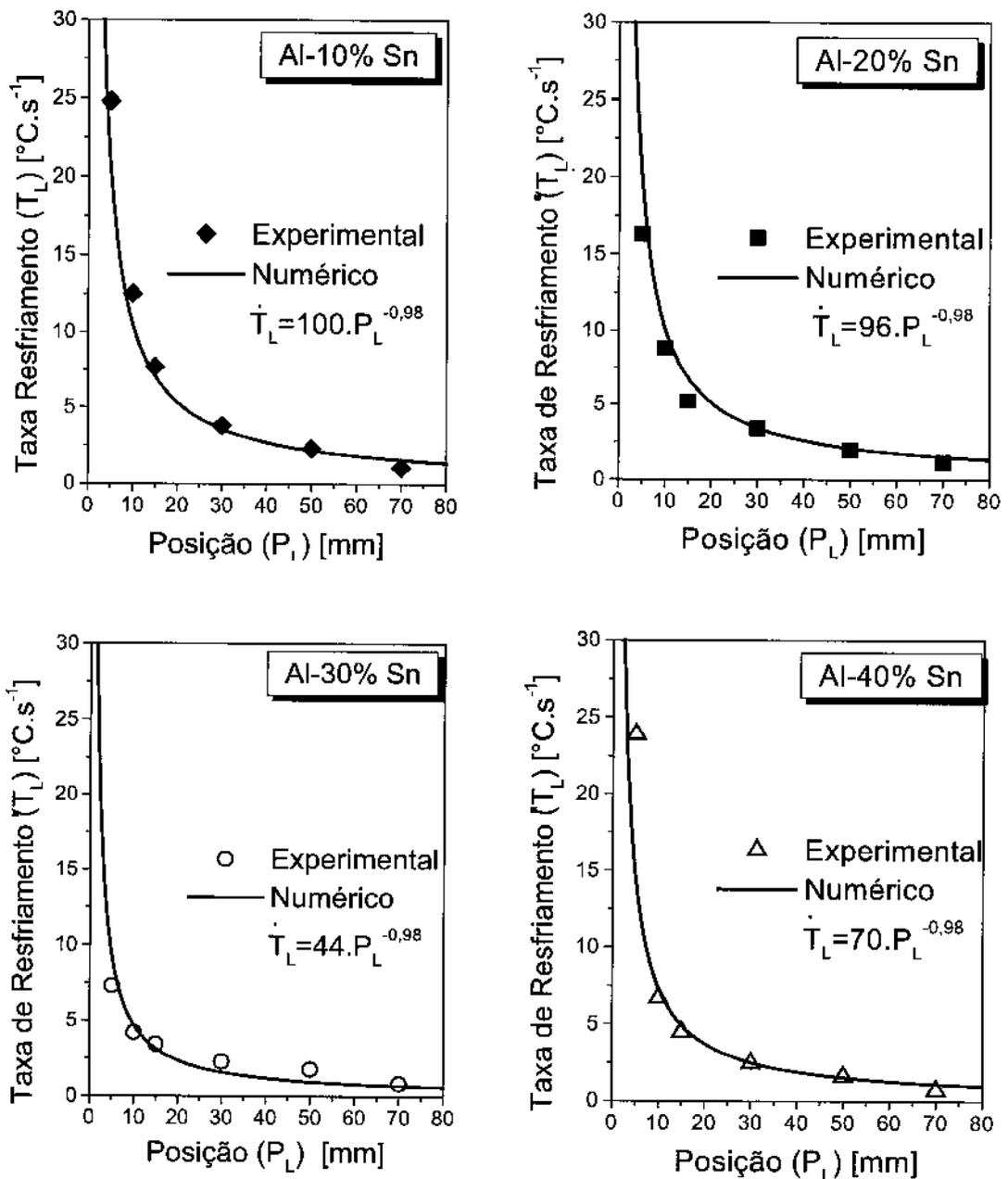
**Figura 5.3** – Gráficos apresentando as relações funcionais que descrevem a evolução da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ) com a distância a partir da interface metal/molde ( $P_L$ )



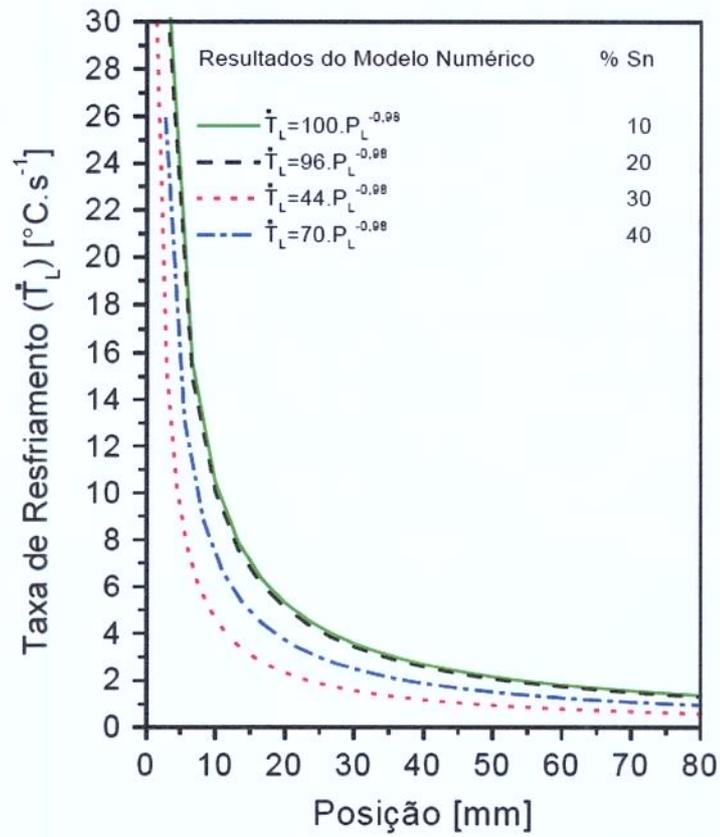
**Figura 5.4** – Gráfico apresentando uma comparação das relações funcionais que descrevem a evolução da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ) com a distância da fonte extratora de calor ( $P_L$ ), para o sistema Al-Sn.

A relação funcional que descreve a evolução a taxa de resfriamento no momento de passagem da isoterma *liquidus* ( $\dot{T}$ ) com a posição para as ligas do sistema Al-Sn estudadas são apresentadas nas Figuras 5.5 e 5.6. A taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ), para cada posição monitorada pelos termopares, é obtida experimentalmente a partir da leitura direta do quociente das temperaturas imediatamente antes e depois da  $T_L$  e dos tempos correspondentes, isto é,  $\dot{T} = dT/dt$ .

Os gráficos evidenciam que há, também, uma tendência de convergência (acima de 30 mm da interface) nos valores e que os instantes iniciais são de fundamental importância para a caracterização da cinética do processo de solidificação.



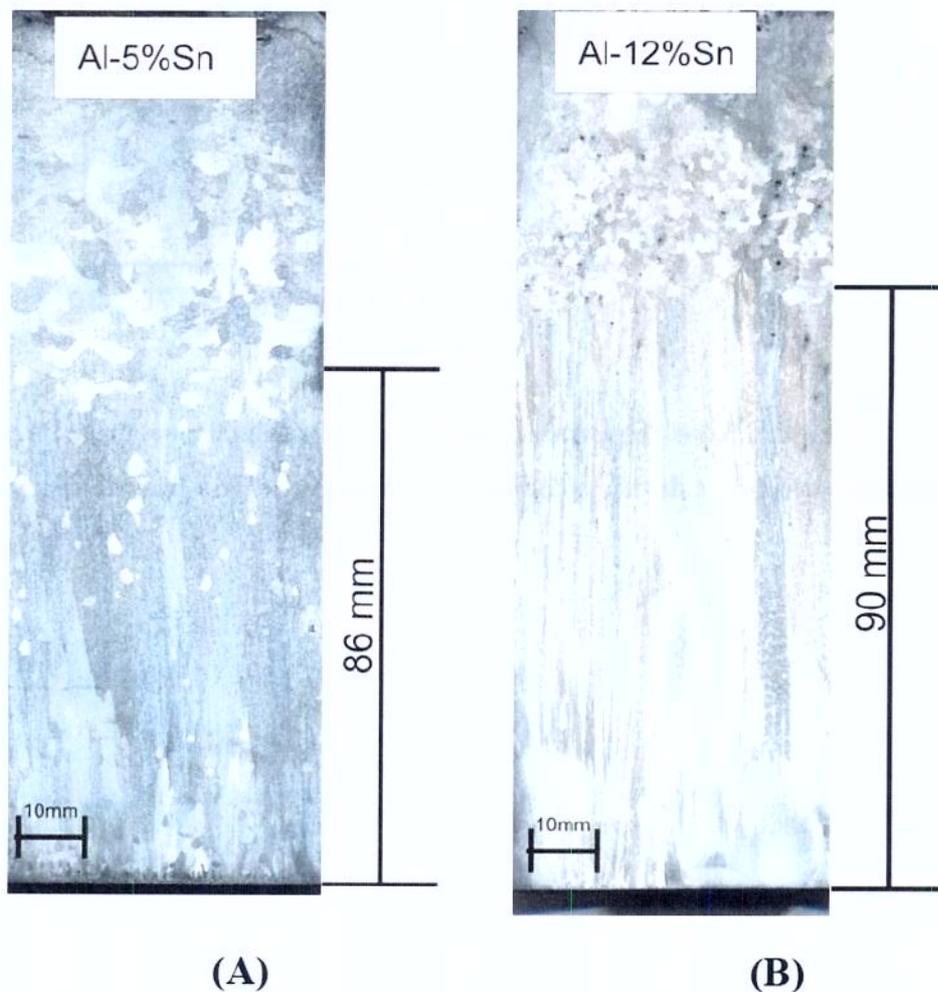
**Figura 5.5** – Leis que apresentam a evolução da taxa de resfriamento com a distância da interface metal/molde para ligas do sistema Al-Sn



**Figura 5.6** – Comparação das leis que apresentam a evolução da taxa de resfriamento com a distância da interface metal/molde para ligas do sistema Al-Sn

### 5.3 – Caracterização da macroestrutura para as ligas Al-Sn

Pelos resultados experimentais complementares, obtém-se a transição macroestrutural colunar/equiaxial (TCE) de duas ligas do sistema Al-Sn: Al-5%Sn e Al-12%Sn, que foram submetidas a experimentos de solidificação unidirecional vertical, sentido ascendente de avanço da frente de solidificação e em regime transitório. Os resultados são apresentados na Figura 5.7 A e B, para as ligas com 5 e 12%Sn. Constatou-se que, para as duas ligas Al-Sn caracterizadas, ocorre o aparecimento da TCE a distâncias de 86mm e 90mm da base refrigerada, respectivamente.



**Figura 5.7** – Macroestruturas das ligas Al-Sn apresentando TCE [Canté, 2007].

Baseando-se em estudos anteriores, que abordam a TCE para outros sistemas de ligas de Al [Siqueira,2003; Peres 2004], realizou-se uma caracterização do comportamento térmico durante a solidificação das ligas, obtendo as variáveis térmicas atuantes durante o processo. Particularizando a posição onde ocorreu a TCE, obtiveram-se os valores das variáveis térmicas como: velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, gradiente térmico e taxa de resfriamento. Na Tabela 5.1, apresentam-se os valores obtidos para as variáveis térmicas, na posição onde ocorre a TCE. Nota-se que a única variável que se pode correlacionar com a TCE é a taxa de resfriamento com o valor médio igual a  $0,325 \text{ K.s}^{-1}$ .

**Tabela 5.1** – Valores das variáveis térmicas na posição da TCE [Canté et al, 2007]

Teor de Sn (%)	Posição TCE (mm)	Velocidade da isoterma <i>liquidus</i> ( $\text{mm.s}^{-1}$ )	Gradiente térmico ( $\text{K.mm}^{-1}$ )	Taxa de Resfriamento ( $\text{K.s}^{-1}$ )
5	86	0,74	0,47	<b>0,32</b>
12	90	0,57	0,60	<b>0,33</b>

Portanto, a taxa de resfriamento apresenta-se como variável térmica que define o surgimento da TCE, onde se tem o valor de  $0,32 \text{ K.s}^{-1}$  como crítico para ligas Al-Sn, acima do qual surge a tendência de uma predominância da zona colunar. Em estudos anteriores, realizados para ligas Al-Si e Al-Cu, são relatados resultados semelhantes, onde uma taxa de resfriamento crítica para o surgimento da TCE foi obtida. Nestes estudos, encontram-se os valores de  $0,2 \text{ K.s}^{-1}$  para ligas do sistema Al-Cu; e  $0,17 \text{ K.s}^{-1}$ , para ligas do sistema Al-Si [Peres, 2004; Siqueira, 2003]. Na Figura 5.8, apresentam-se as macrografias obtidas para as demais ligas do sistema Al-Sn estudadas neste trabalho de tese. As macroestruturas apresentam uma predominância de grãos colunares sem o surgimento da TCE.

As macroestruturas também refletem os elevados valores do coeficiente global de transferência de calor encontrados, já que uma eficiente extração de calor por parte do molde favorece para a predominância da zona colunar. Isto denota que, apesar de haver casos na literatura que afirmam que o aumento do teor de soluto desfavorece a zona colunar [Dorethy,

1977], no caso de ligas Al-Sn de alto teor de estanho, as variáveis térmicas provavelmente sobrepõem-se sobre os fatores composicionais com relação a formação da zona colunar.

Alguns grãos equiaxiais surgiram na parte superior dos lingotes, mas não se pode afirmar que tenha ocorrido uma transição colunar-equiaxial, já que a parte superior do lingote não é isolada termicamente. Portanto, a superfície livre de metal líquido fica em contato com o meio ambiente, perdendo calor por radiação térmica. Isto gera uma superfície livre de metal líquido super-resfriado termicamente, permitindo a nucleação de pequenos cristais que posteriormente crescem, formando grãos na parte superior do lingote [Garcia, 2000].



Al-10%Sn



Al-20%Sn



Al-30%Sn



Al-40%Sn

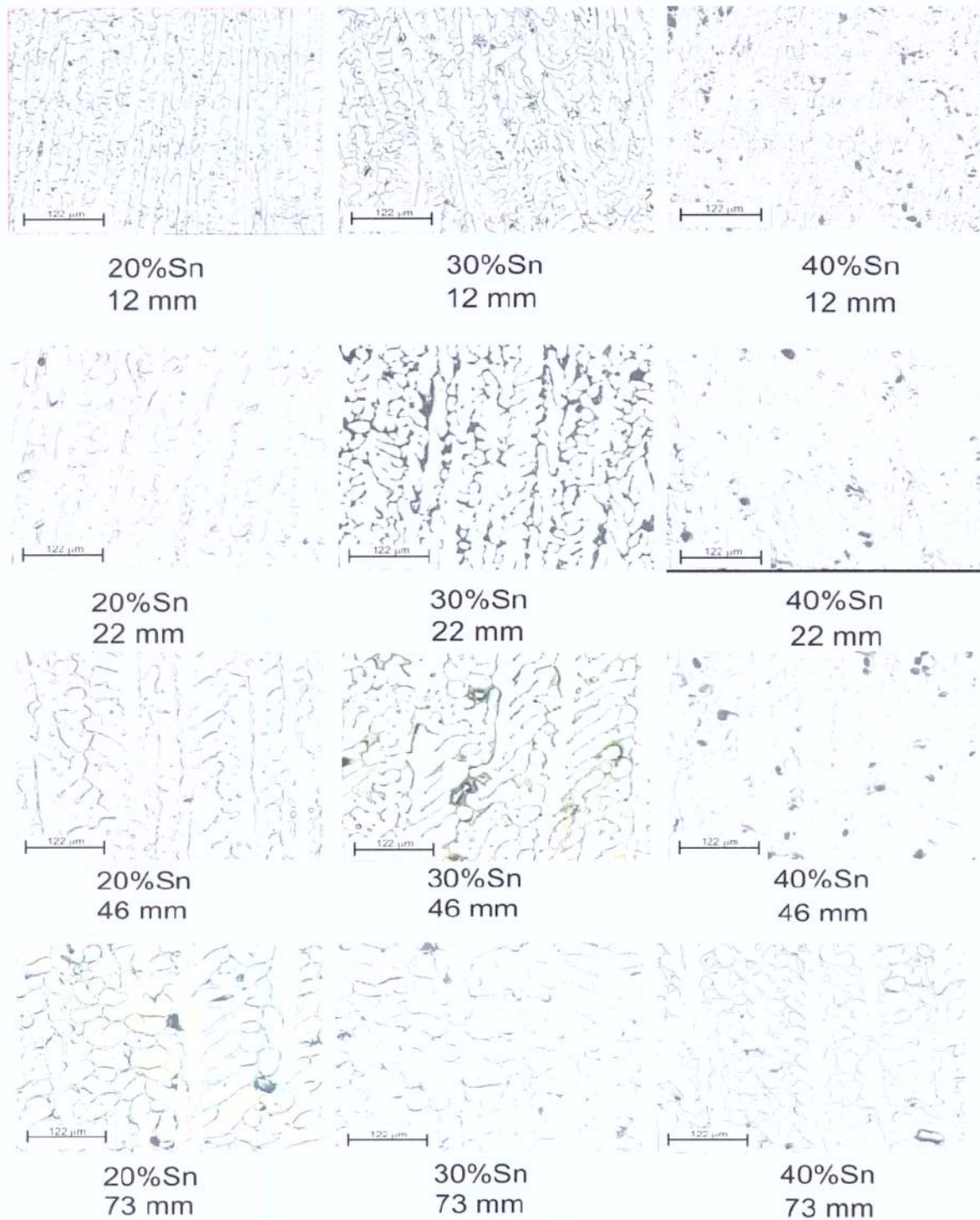
**Figura 5.8** – Macroestruturas obtidas para as ligas Al-Sn.

## 5.4 – Caracterização da microestrutura de solidificação para as ligas Al-Sn

As microestruturas das ligas do sistema Al-Sn, obtidas neste trabalho, são exclusivamente de morfologia dendrítica ao longo de todo o lingote. A rede dendrítica foi se tornando mais grosseira à medida que a distância da base (refrigerada) aumentou, indicando a influência das variáveis térmicas na sua formação. As microestruturas foram caracterizadas nos sentidos longitudinal e transversal à direção do fluxo de calor, objetivando a visualização das ramificações dendríticas primárias e secundárias e a medição dos espaçamentos dendríticos primários e secundários ( $\lambda_1$  e  $\lambda_2$ ).

### 5.4.1 – Caracterização do espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ )

As microestruturas reveladas no plano longitudinal ao fluxo de calor possibilitam caracterizar as ramificações dendríticas secundárias e medir os espaçamentos entre estas ramificações. Neste trabalho, são avaliadas as microestruturas das ligas Al - 20%, 30% e 40% Sn, e medidos os espaçamentos secundários, utilizando a técnica descrita na seção de metodologia experimental e, posteriormente, correlacionados com a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ). A liga Al-10%Sn não revela uma microestrutura clara o suficiente para obter as medições dos espaçamentos dendríticos secundários. Na Figura 5.9, têm-se as microestruturas dendríticas na direção longitudinal para as três ligas estudadas, enfatizando a evolução da rede dendrítica ao longo de quatro posições diferentes.

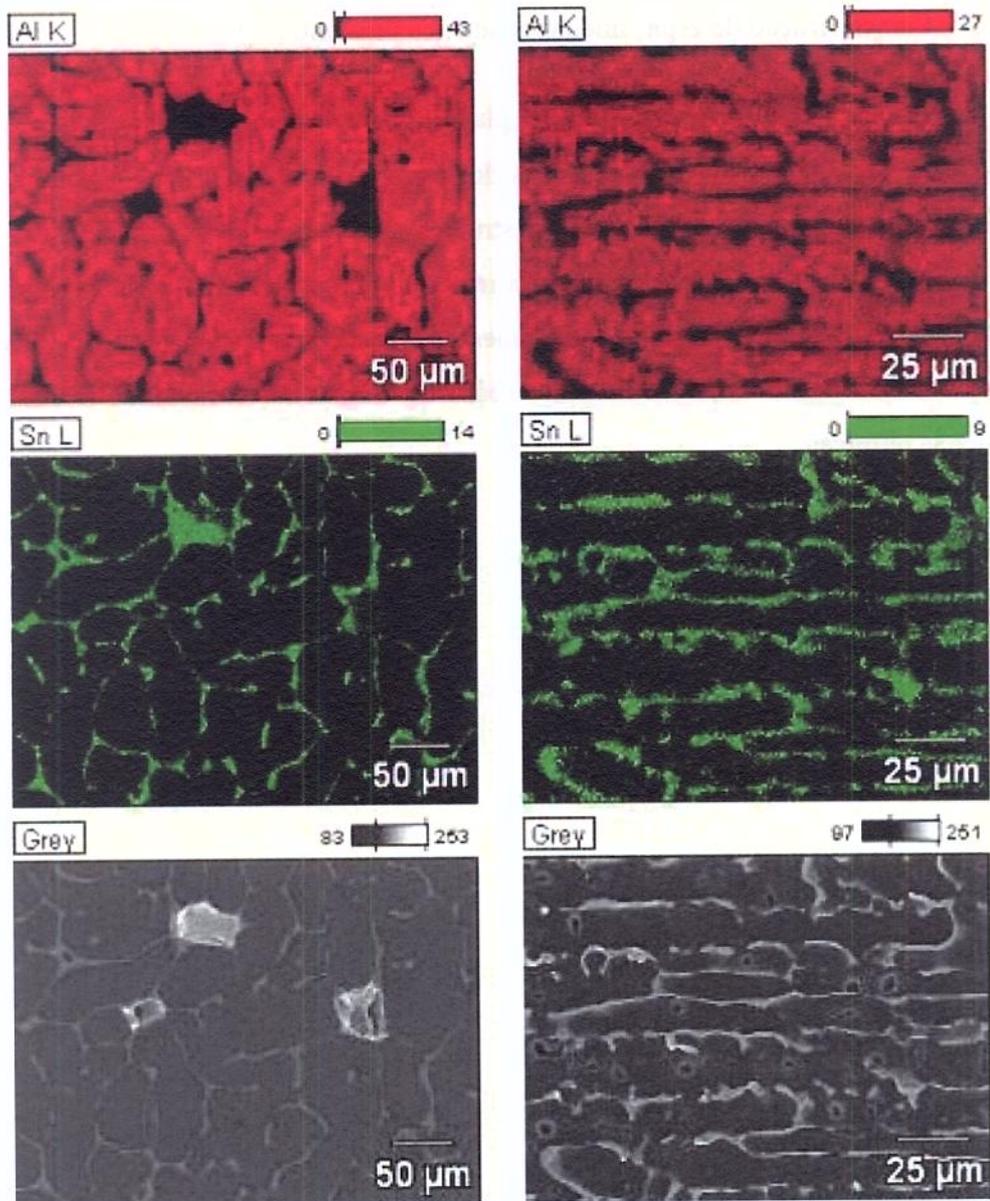


**Figura 5.9** – Microestruturas longitudinais obtidas para as ligas Al-Sn.

Nota-se, nas microestruturas apresentadas na Figura 5.9, que realmente a rede dendrítica vai se tornando mais grosseira para posições mais distantes da fonte de extração

de calor. Estas microestruturas foram geradas em condições de fluxo de calor transitório, ou seja, os parâmetros térmicos que atuam durante a transformação sólido/líquido variam simultaneamente e livremente com o tempo, levando a uma situação que se aproxima das condições práticas de processos industriais, como fundição ou lingotamento contínuo.

As regiões interdendríticas comportam produtos de segregação microscópica, ou seja, o material que é segregado durante o processo de solidificação e formação da microestrutura. No caso das ligas Al-Sn estudadas, o produto segregado possui composição eutética, que se aproxima do estanho puro (Al-98,5%Sn). Este fato é constatado em um mapeamento EDS realizado em um microscópio eletrônico de varredura para a liga Al-20%Sn, conforme apresentado na Figura 5.10. Nesta Figura vêem-se as áreas verdes, que representam as regiões ricas em Sn, concentradas nos contornos dendríticos, comprovando a microsegregação quase total do Sn, e reforçando a tese de que o sistema Al-Sn é praticamente imiscível.



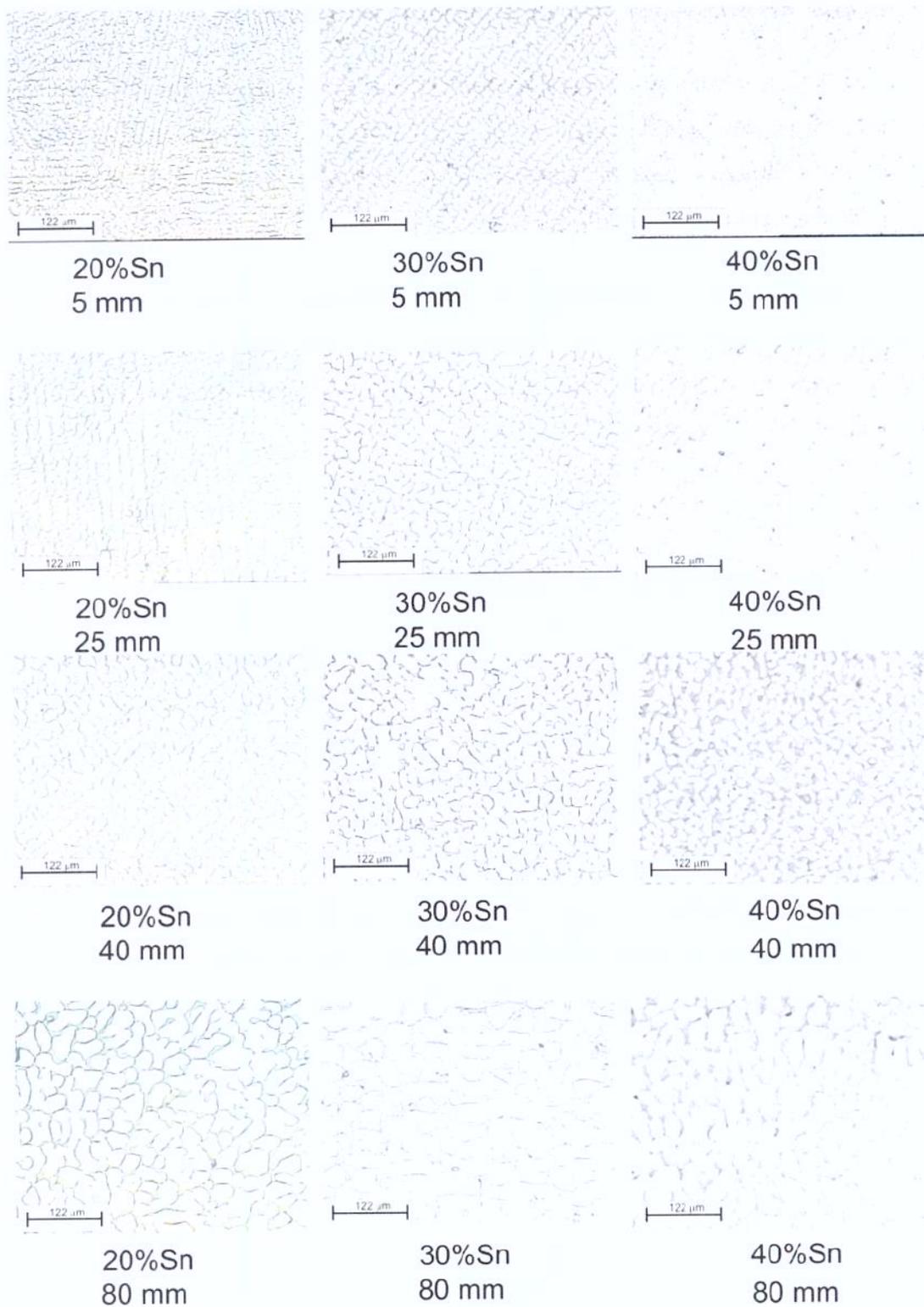
(A)

(B)

**Figura 5.10** – Mapeamento EDS obtido por microscopia eletrônica de varredura para a liga Al-20%Sn: (A) transversal; (B) longitudinal.

#### 5.4.2 – Caracterização do espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ )

As microestruturas reveladas no plano transversal ao fluxo de calor têm como objetivo caracterizar e obter as medições dos espaçamentos dendríticos primários ( $\lambda_1$ ). Na Figura 5.11, têm-se amostras das microestruturas transversais obtidas para as três ligas do sistema Al-Sn, que claramente revelam a microestrutura. Nota-se que há um aumento nas dimensões da rede dendrítica primária à medida que há um afastamento da posição na qual se apresenta a fonte extratora de calor (base do lingote), evidenciando a influência das variáveis térmicas.



**Figura 5.11** – Microestruturas transversais obtidas para as ligas Al-Sn.

## 5.5 - Leis experimentais de crescimento dendrítico para ligas Al-Sn

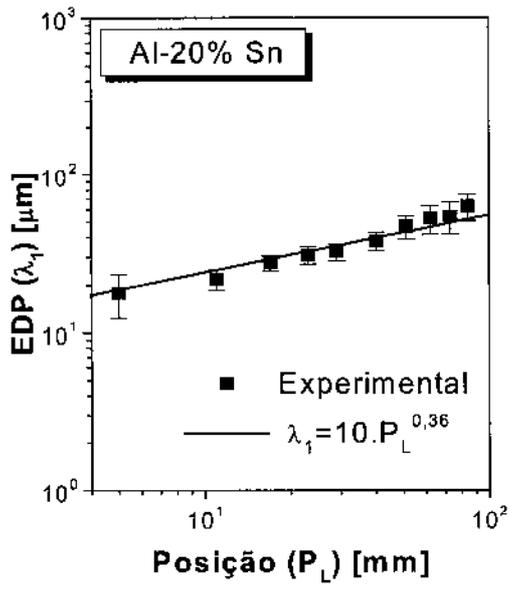
As leis experimentais de crescimento dendrítico, em condições de fluxo de calor transitório com molde refrigerado, para o sistema Al-Sn, são obtidas pela correlação entre os espaçamentos primários e secundários médios medidos, e as variáveis térmicas que atuam durante a solidificação das ligas em estudo.

Estas leis são relações funcionais quantitativas de extrema importância, pois possibilitam programar a magnitude da estrutura de solidificação do produto final, com base nas condições de solidificação, quantificados pelas taxas de resfriamento, gradientes térmicos e velocidades de solidificação envolvidas no processo.

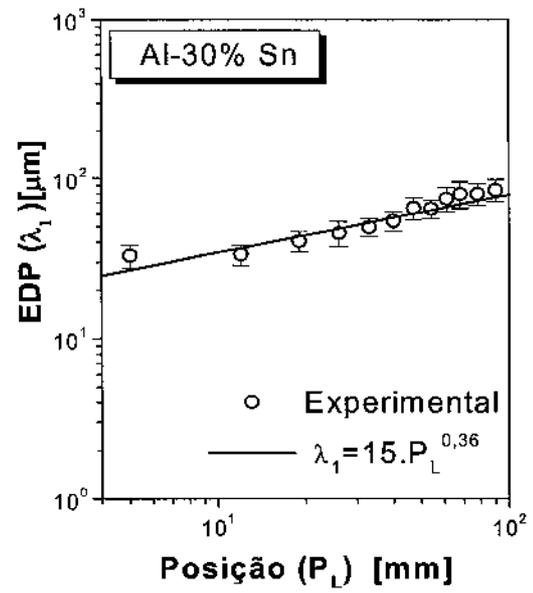
### 5.5.1 - Leis de crescimento dendrítico primário ( $\lambda_1$ )

Na Figura 5.12, apresentam-se as relações matemáticas que representam a correlação entre o espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ) e a distância da interface metal/molde ( $P_L$ ), indicando a evolução do  $\lambda_1$ , à medida que há um afastamento do local onde ocorre a extração de calor durante a solidificação.

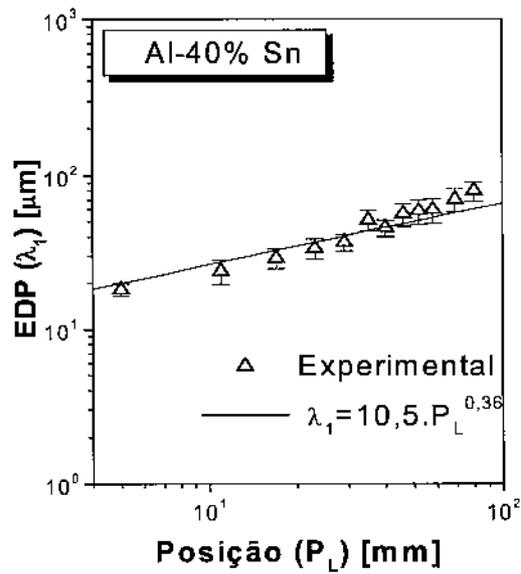
As curvas apresentam um aumento nos espaçamentos à medida que há uma redução na taxa de resfriamento, já que o processo de solidificação torna-se mais lento com o distanciamento da interface metal/molde, devido a um aumento na resistência térmica, decorrente da evolução camada sólida formada e da zona pastosa.



(A)



(B)



(C)

**Figura 5.12** – Correlação entre  $\lambda_1$  e posição da isoterma *liquidus* [ $P_L$ ]: (A) 20%Sn; (B) 30%Sn ; (C) 40%Sn.

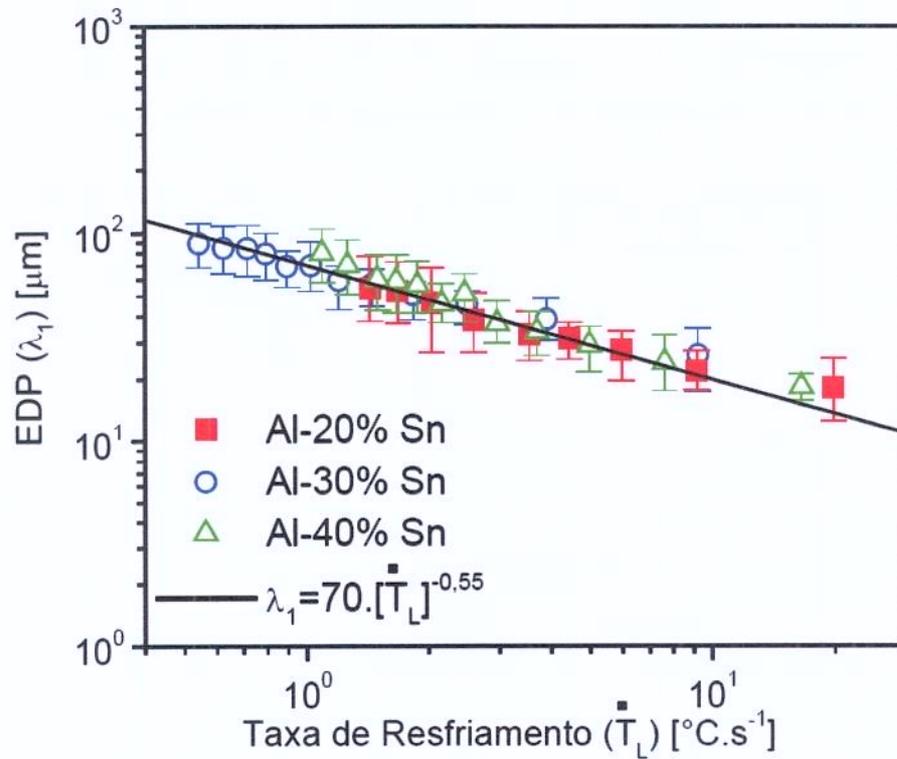
Com base nas equações do tipo  $\lambda_1 = f(\dot{T}_L)$ , obtêm-se as leis de crescimento que relacionam  $\lambda_1$  com taxa de resfriamento ( $\dot{T}_L$ ). Na Figura 5.13, apresenta-se o gráfico que mostra os resultados obtidos para a lei de crescimento dendrítico primário para as ligas Al-Sn. Os pontos representam as medidas experimentais e a linha, o ajuste a esses pontos experimentais. As leis de crescimento são expressas por funções de potência, que têm a forma  $\lambda_1 = C.\dot{T}_L^{-n}$ .

Pode-se observar que as condições de extração de calor de um molde refrigerado impõem elevados valores de taxa de resfriamento nas vizinhanças da fonte extratora de calor, ocasionando um decréscimo das taxas devido ao aumento gradativo da resistência térmica, como já visto na evolução dos espaçamentos com a distância da interface metal/molde. Isto é refletido nos valores dos espaçamentos dendríticos, que tendem a crescer com a redução da taxa de resfriamento.

O expoente da lei de potência que melhor se ajusta à representação da lei de crescimento dendrítico primário para o sistema Al-Sn é igual a  $-0,55$ , como pode ser visto na Figura 5.13. Isto está de acordo com observações verificadas por Rocha et al [Rocha, 2003]: relações do tipo  $\lambda_1 = \text{constante} (\dot{T})^{-0.55}$  são as que melhor representam a variação do espaçamento dendrítico primário com a taxa de resfriamento em condições transitórias de solidificação para as ligas Sn-Pb e Al-Cu.

Observa-se também que o teor de Sn não influencia de maneira significativa os espaçamentos dendríticos primários. Portanto, a correlação entre  $\lambda_1$  e taxa de resfriamento pode ser representada por uma única lei de crescimento para três ligas do sistema Al-Sn (único multiplicador). Resultados similares são obtidos para ligas Al-Cu, tanto nas condições transitórias [Rocha, 2003] quanto nas estacionárias [Günduz, 2002]. Em contrapartida, estes resultados contradizem a tendência descrita por Okamoto e Kishitake [Okamoto, Kishitake,1975], em que o espaçamento primário tende a aumentar com o aumento do teor de soluto para ligas Al-Sn hipoeutéticas. Levando em consideração que Okamoto aborda ligas Al-Sn com teores baixos de soluto (1, 3 e 5% Sn), pode-se levantar a hipótese de que a relação entre o espaçamento dendrítico primário e o teor de Sn no Al

atinga um regime constante à medida que se aumenta o teor de Sn na liga. Portanto, provavelmente, para ligas Al-Sn de elevado teor de soluto, o espaçamento primário deixa de ser sensível a uma mudança na composição química.



**Figura 5.13** – Espaçamento dendrítico primário em função da taxa de resfriamento para ligas hipoeutéticas Al-Sn.

### 5.5.2 - Leis de crescimento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ )

Na Figura 5.14, têm-se as funções que apresentam a evolução do espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ) com o aumento da distância da fonte extratora de calor ( $P_L$ ) em condições transitórias de transferência de calor. O  $\lambda_2$  tende a aumentar, refletindo a redução da velocidade de solidificação, devido ao aumento gradativo da resistência térmica.

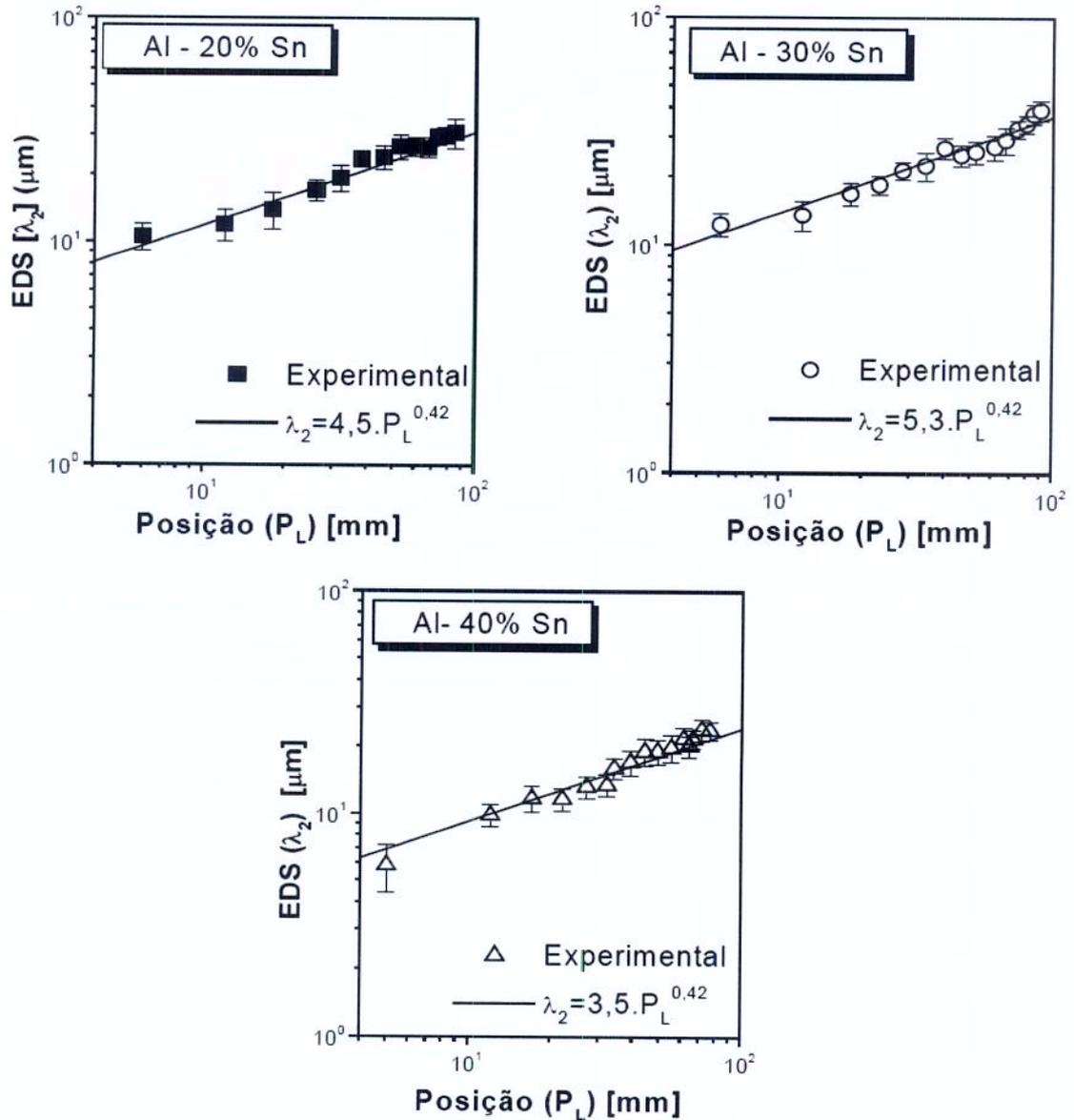
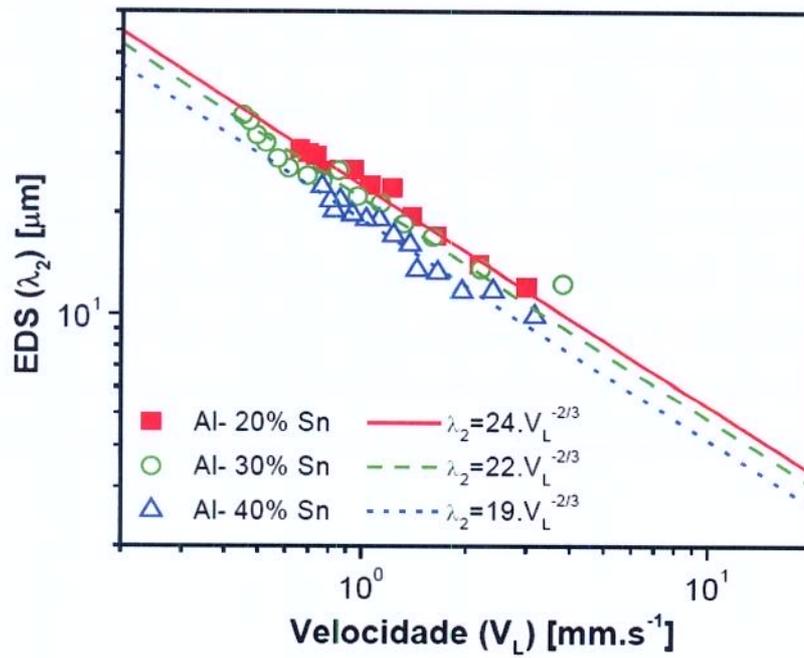
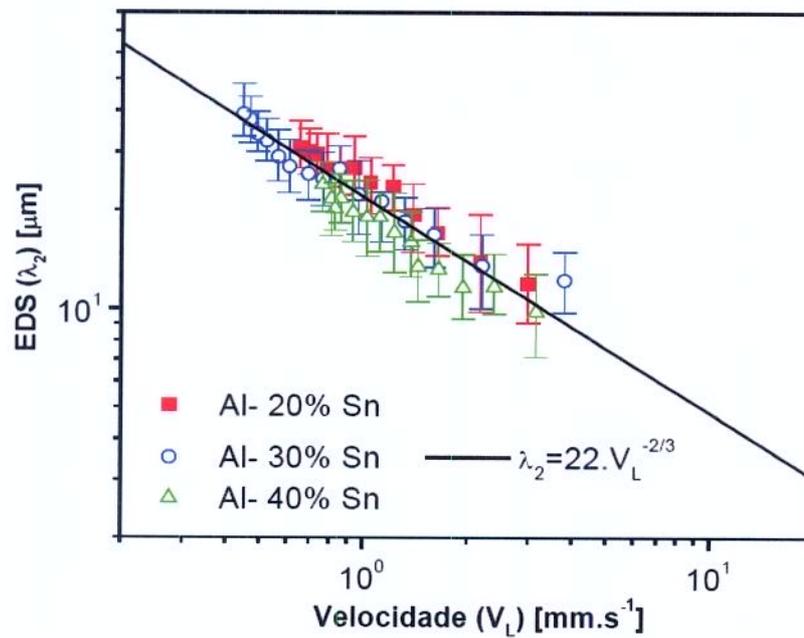


Figura 5.14 – Correlação entre  $\lambda_2$  e posição da isoterma *liquidus* [ $P_L$ ]

Pode ser visto na Figura 5.15 que uma função com expoente igual a  $-2/3$  caracteriza melhor a variação experimental do espaçamento dendrítico secundário com a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*. O espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ) tende a decrescer à medida que o teor de soluto aumenta, somente se forem considerados os valores médios de  $\lambda_2$ , como mostrado na Figura 5.15 (A). Esse resultado está de acordo com a maioria dos estudos existentes na literatura para ligas hipoeutéticas. No entanto, quando a faixa de máximo e mínimo é incluída, uma única lei experimental parece descrever melhor a relação entre  $\lambda_2$  e velocidade de solidificação ( $V_L$ ), indicando que o teor de soluto não influencia significativamente nos valores de  $\lambda_2$  para ligas do sistema Al-Sn.



(A)



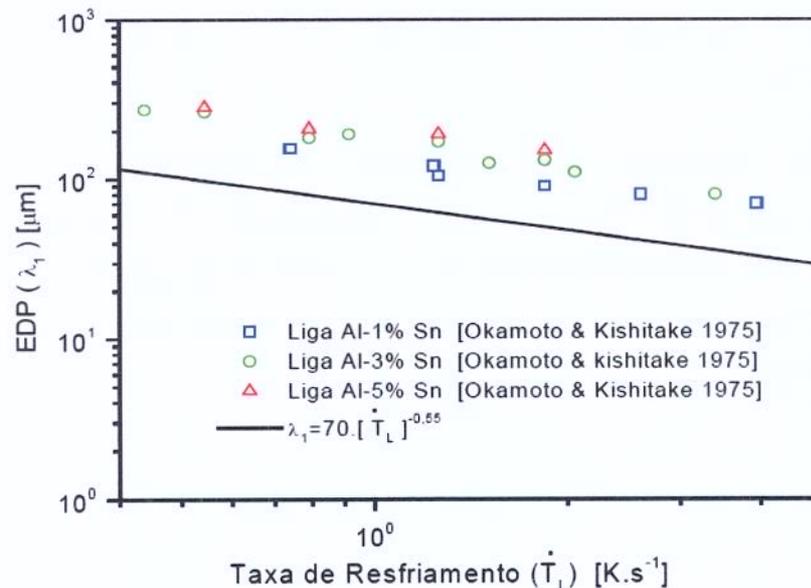
(B)

**Figura 5.15** – Correlação entre  $\lambda_2$  e velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* [ $V_L$ ]: (A) somente valores médios de  $\lambda_2$ ; (B) considerando os valores máximo e mínimo

## 5.6 – Comparação dos resultados experimentais para as ligas Al-Sn e modelos existentes na literatura

Os modelos de crescimentos dendrítico são de extrema importância, pois evidenciam os principais parâmetros que influenciam na formação da microestrutura de solidificação. Espaçamentos celulares e dendríticos podem ter influência significativa no comportamento mecânico de ligas metálicas. Devido a isto, torna-se interessante, a determinação correta de parâmetros que controlam o crescimento destas estruturas e a relação funcional que correlaciona os espaçamentos com esses parâmetros.

Os resultados experimentais obtidos neste estudo são comparados com modelos teóricos de crescimento dendrítico existentes na literatura. O principal objetivo desta comparação é verificar o modelo, ao qual os resultados experimentais melhor se ajustam. Na Figura 5.16, apresenta-se a comparação de dados experimentais obtidos por Okamoto e Kishitake [1975], com a lei de crescimento experimental apresentada na Figura 5.13. Neste trabalho, alguns sistemas de ligas de Al, entre eles Al-Sn, foram submetidos à solidificação unidirecional ascendente, utilizando uma lingoteira de grafite.



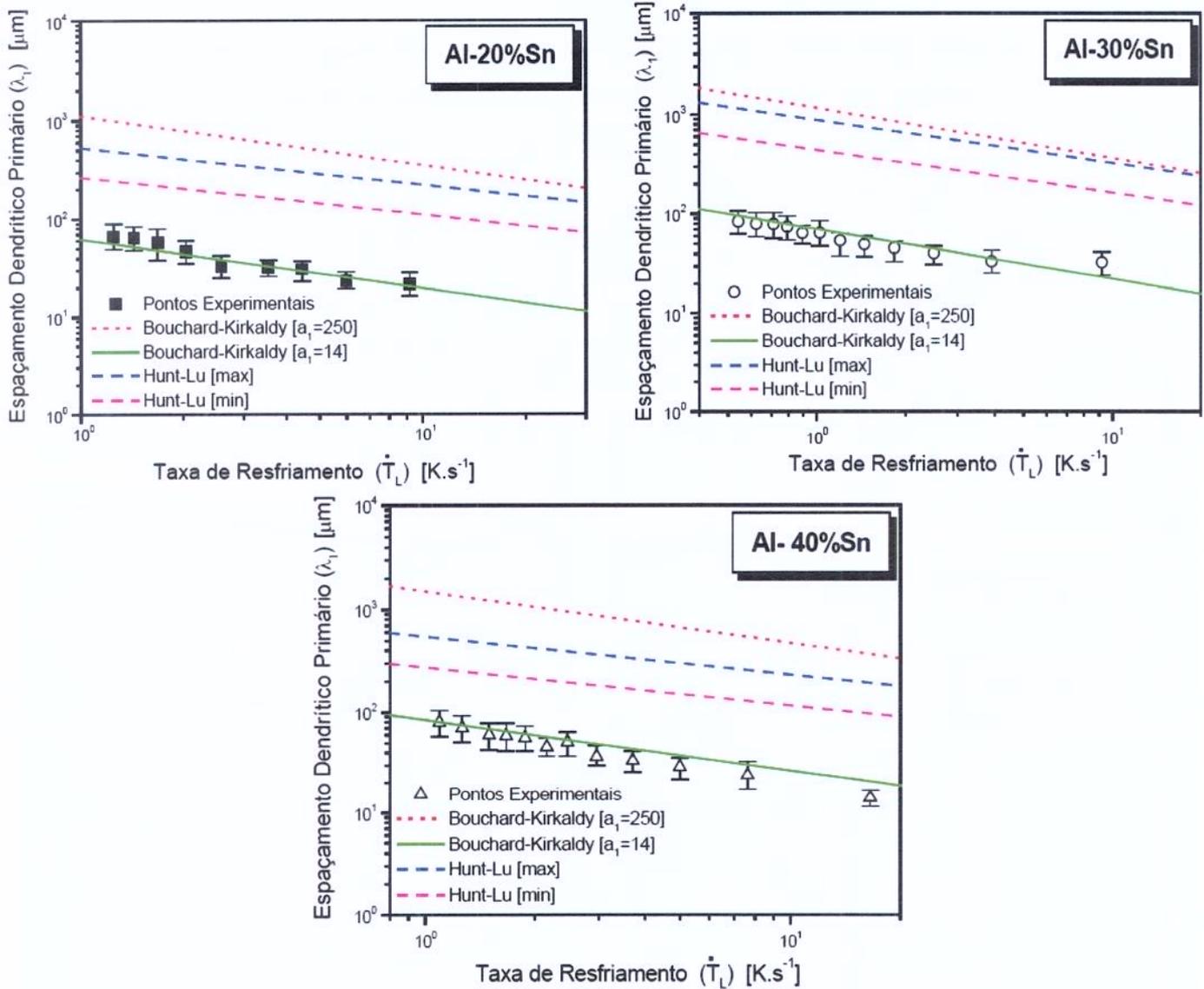
**Figura 5.16** – Comparação de dados experimentais retirados de Okamoto & Kishitake 1975 e a equação experimental para espaçamento dendrítico primário, em função da taxa de resfriamento do presente trabalho.

Os espaçamentos dendríticos primários ( $\lambda_1$ ) obtidos por Okamoto foram cerca de quatro vezes maiores que os obtidos neste experimento. Provavelmente, as condições de solidificação e a faixa composicional abordada por Okamoto para as ligas Al-Sn influenciam nos resultados.

A Figura 5.17 apresenta a comparação entre os resultados experimentais obtidos e os modelos teóricos e transitórios de crescimento primário, que são Hunt e Lu (HL) e Bouchard e Kirkaldy (BK). Embora o modelo de HL seja considerado adequado para ligas de alumínio, em especial ligas dos sistemas Al-Si e Al-Cu, solidificadas em estado transitório de fluxo de calor, os resultados experimentais deste estudo não podem ser representados por tal modelo, já que as curvas do modelo estão distantes da dispersão dos valores experimentais para as três composições estudadas.

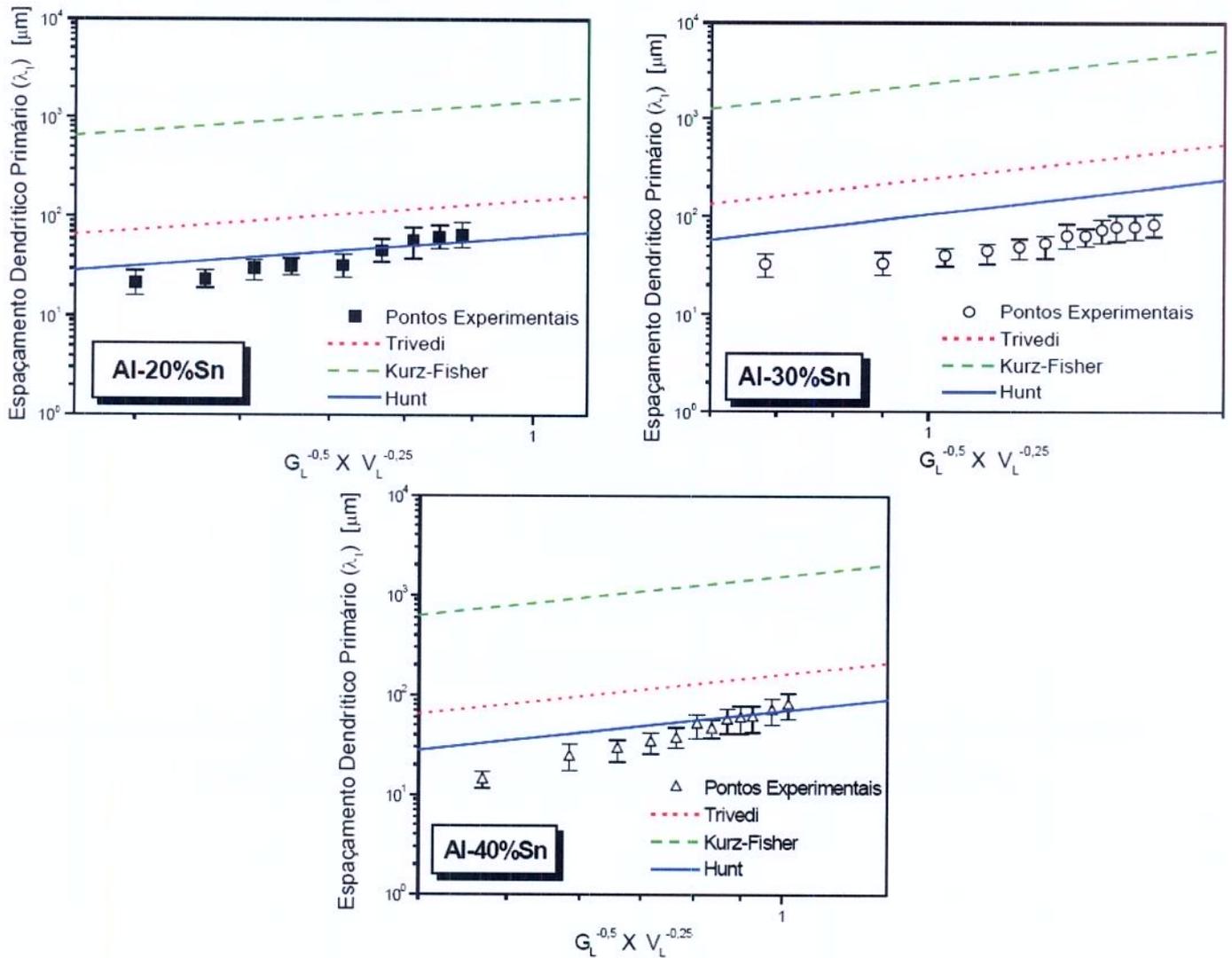
De modo semelhante, os valores experimentais não se ajustam ao modelo de Bouchard e Kirkaldy (BK) para crescimento primário, a dispersão dos pontos experimentais encontra-se abaixo da curva. Tal comportamento pode estar relacionado ao extenso intervalo de solidificação do sistema Al-Sn, e a grande diferença de massa específica entre os dois componentes (virtualmente imiscíveis), que aumenta significativamente nas condições de extração de calor na direção vertical. É importante lembrar que estes modelos são baseados em mecanismos puramente difusivos.

O modelo de BK propõe um fator de calibração ( $a_1$ ) igual a 250 para ligas de Al (Al-Sn, Al-Cu, Al-Si), que não se aplica para o sistema Al-Sn solidificada sob as condições utilizadas neste estudo. Se o fator de calibração ( $a_1$ ) adotado é 14, o modelo de BK ajusta-se satisfatoriamente aos valores experimentais, inclusive com inclinação da curva teórica aproximando-se da tendência dos valores experimentais.



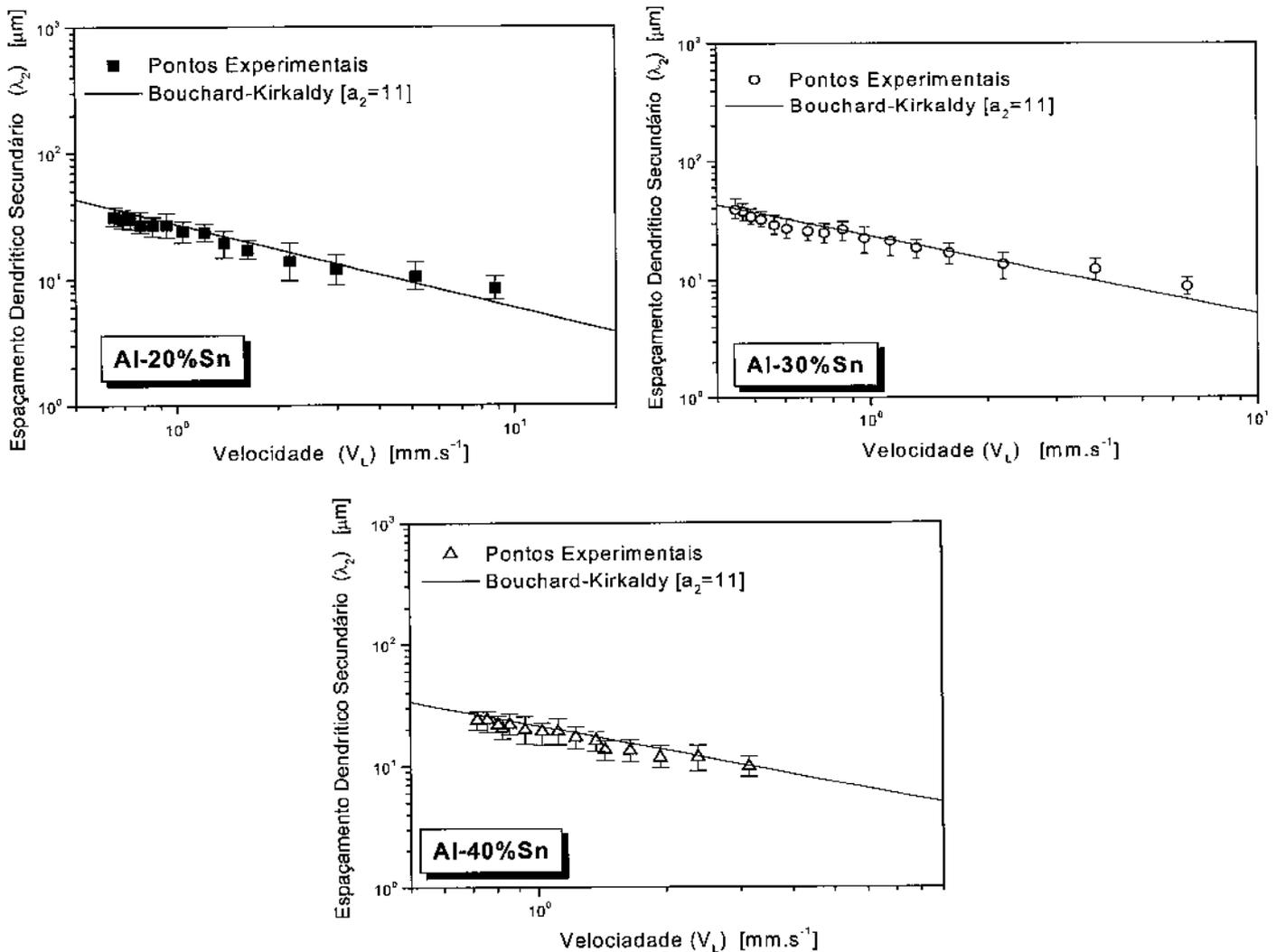
**Figura 5.17** – Comparação de dados experimentais com modelos teóricos em fluxo de calor transitório para espaçamento dendrítico primário em função da taxa de resfriamento.

Objetivando avaliar como os modelos teóricos de crescimento dendrítico primário, obtidos em regime estacionário, apresentam-se quando comparados aos resultados experimentais deste estudo, para ligas do sistema Al-Sn, é feita uma comparação e os resultados são apresentados na Figura 5.18. No geral, pode-se notar que os modelos de Trivedi e Kurz-Fisher fornecem espaçamentos primários maiores que os valores experimentais. Já o modelo de Hunt apresenta valores de  $\lambda_1$  mais próximos dos valores experimentais. Entretanto, nenhum destes modelos representa satisfatoriamente o espectro experimental.



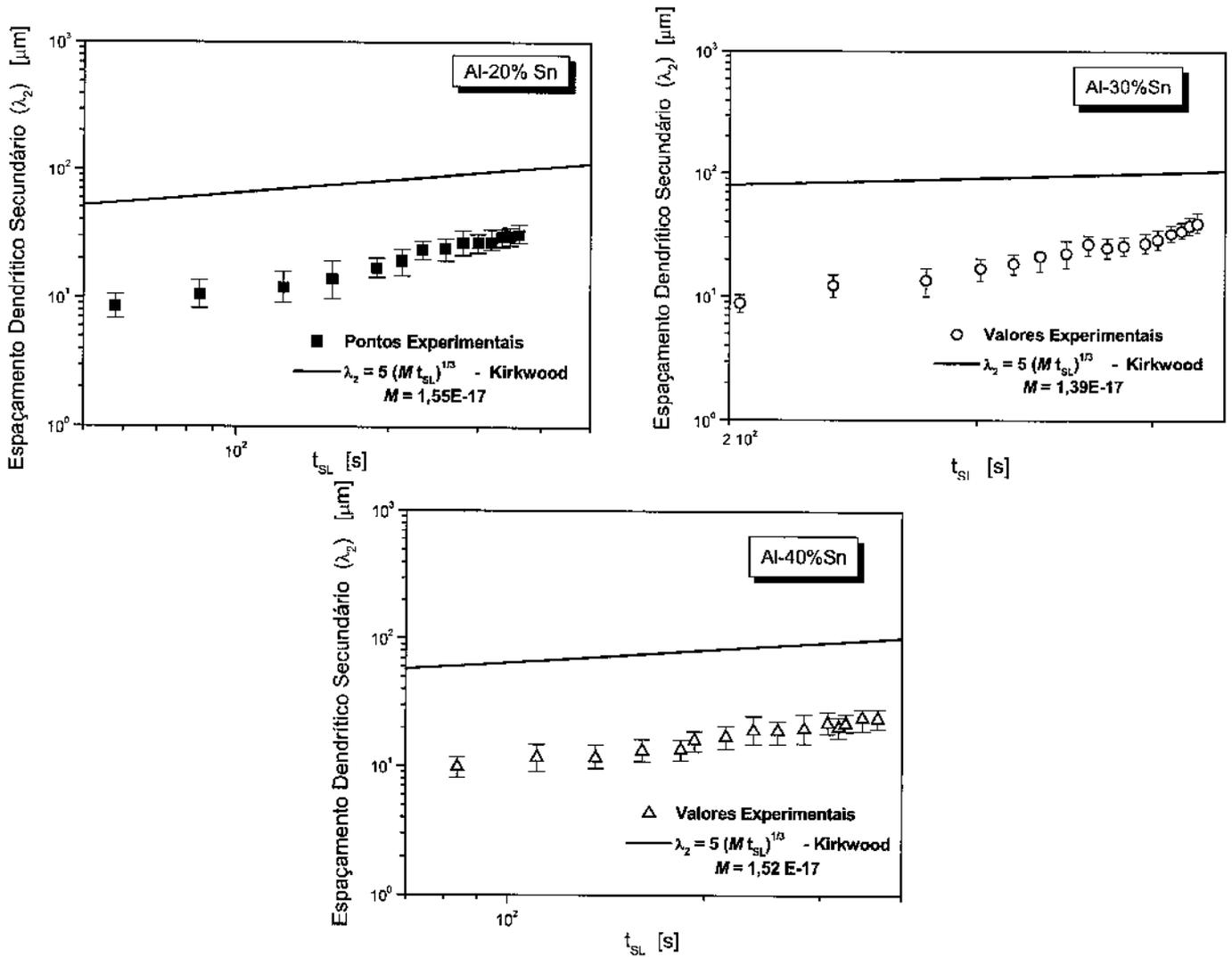
**Figura 5.18** – Comparação de dados experimentais obtidos em regime transitório com modelos teóricos em condições estacionárias para espaçamento dendrítico primário

Nas Figuras 5.19 e 5.20, apresentam-se os resultados da comparação dos resultados experimentais com modelos de crescimento dendritico secundário. Os resultados experimentais, para as três composições estudadas, apresentam uma boa concordância com os valores de  $\lambda_2$ , calculados pelo modelo de Bouchard e Kirkaldy, considerando um fator de calibração  $a_2=11$ , valor sugerido pelos autores para ligas de alumínio [Bouchard e Kirkaldy, 1997]. O modelo de Bouchard e Kirkaldy considera a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ) como o único parâmetro térmico de controle do crescimento dendritico secundário.



**Figura 5.19** – Comparação de dados experimentais obtidos em regime transitório com modelo teórico para espaçamento dendritico secundário em função da velocidade da isoterma *liquidus* ( $V_L$ )

Na Figura 5.20, tem-se a comparação dos resultados experimentais para  $\lambda_2$  com o modelo de Kirkwood, que correlaciona  $\lambda_2$  com o tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ). Diferentemente do que se encontra na literatura para ligas do sistema Al-Si [Peres et al. 2004] submetidas a condições de solidificação transitórias, os valores do modelo de Kirkwood apresentam-se acima dos valores de  $\lambda_2$  obtidos nos experimentos deste estudo para as ligas do sistema Al-Sn.



**Figura 5.20** – Comparação de dados experimentais obtidos em regime transitório com o modelo teórico para espaçamento dendrítico secundário em função do tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ).

## 5.7 – Correlação dos espaçamentos dendríticos primários e secundários ( $\lambda_1$ e $\lambda_2$ ) com as propriedades mecânicas das ligas do sistema Al-Sn

A estrutura dendrítica exerce uma grande influência na resistência à tração dos materiais metálicos, e que pode ser constatado em vários trabalhos da literatura [Osório, 2002, Quaresma, 2002; Goulart, 2006, Santos, 2007] para alguns sistemas de ligas de alumínio. A estrutura dendrítica refinada tende a melhorar as propriedades mecânicas, e fez com que haja uma distribuição mais uniforme dos produtos de segregação microscópica, tais como segundas fases, e outros obstáculos para o escorregamento [Garcia, 2001].

Na Figura 5.21, são colocadas as relações obtidas para a correlação entre espaçamentos dendríticos ( $\lambda_1$  e  $\lambda_2$ ) e a distância da base refrigerada ( $P_L$ ) para as ligas Al-15% 20% e 30%Sn. Nas Figuras 5.22 e 5.23 apresentam-se os resultados do ensaio de tração obtidos para as ligas Al-Sn. Esses ensaios objetivaram avaliar como se apresenta a relação entre parâmetros da microestrutura de solidificação das ligas Al-Sn e a sua resistência mecânica e ductilidade, que foram quantificados pelo: limite de resistência tração ( $\sigma_{max}$ ), limite de escoamento ( $\sigma_e$ ), e alongamento específico ( $\delta$ ).

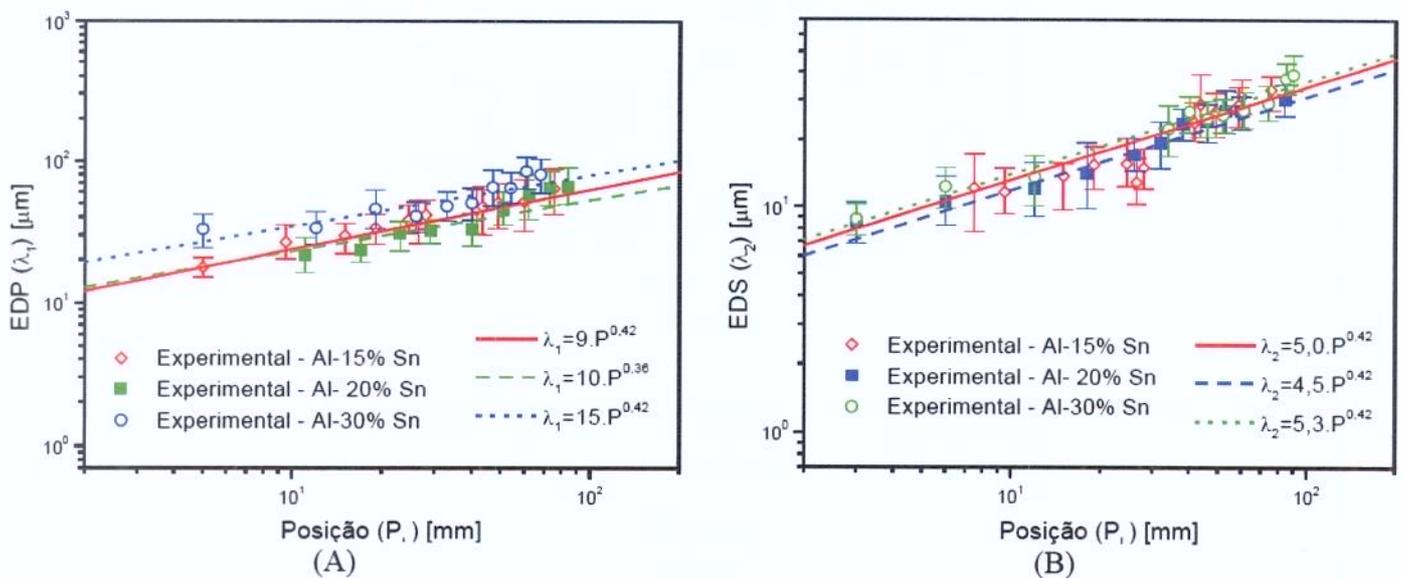
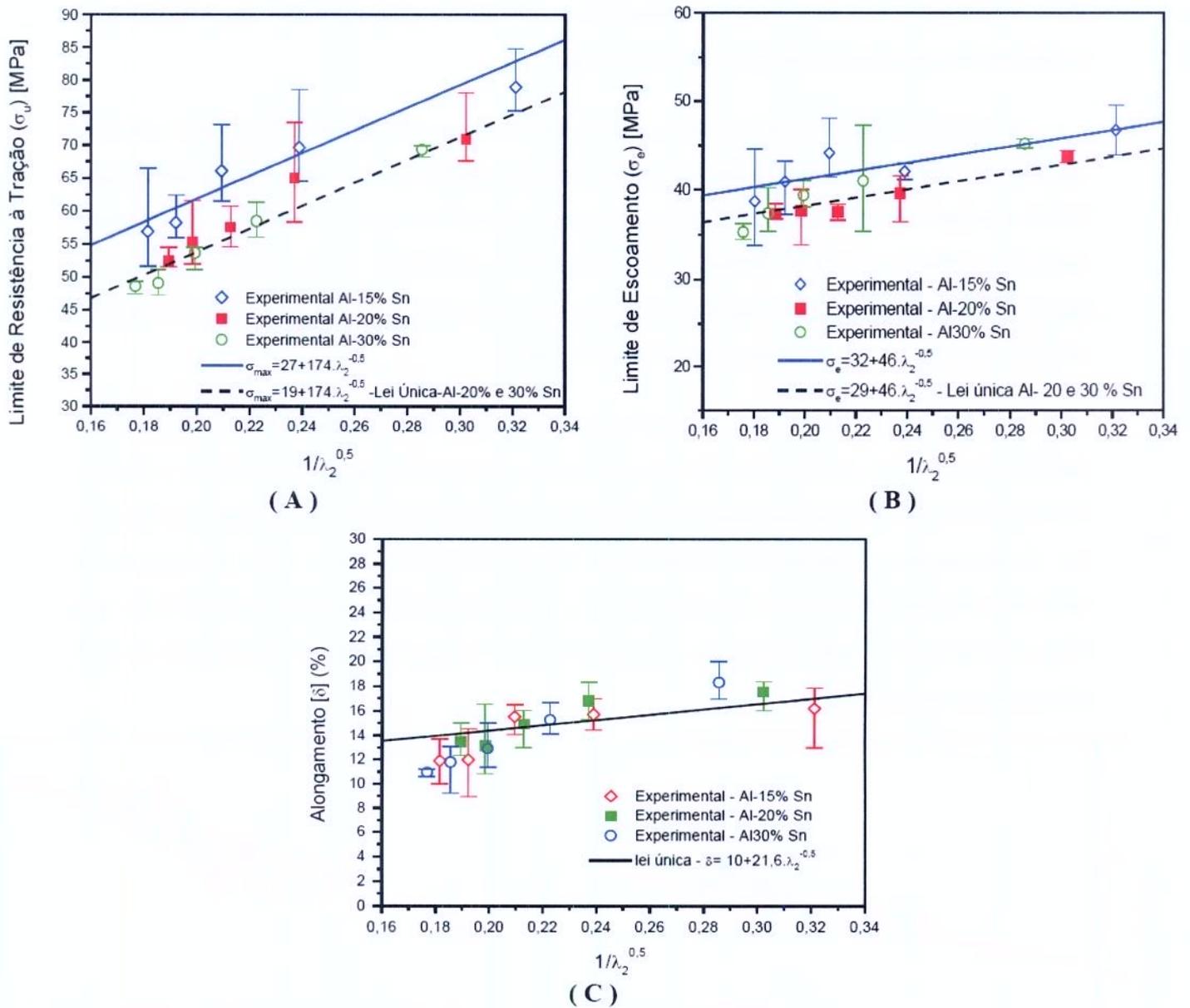
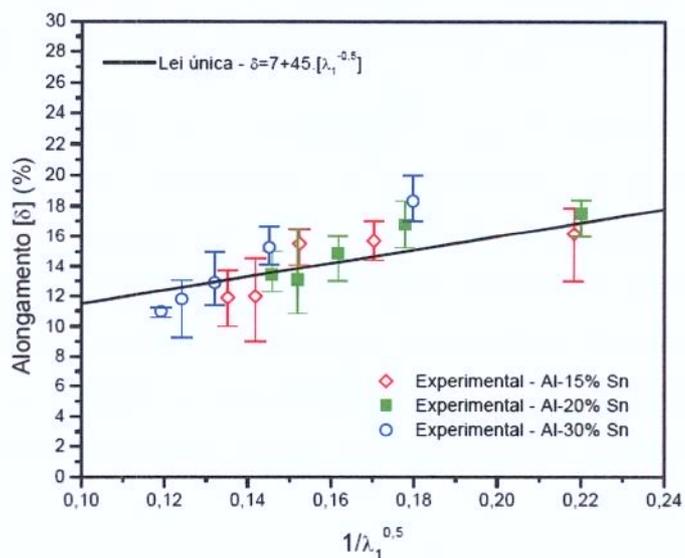
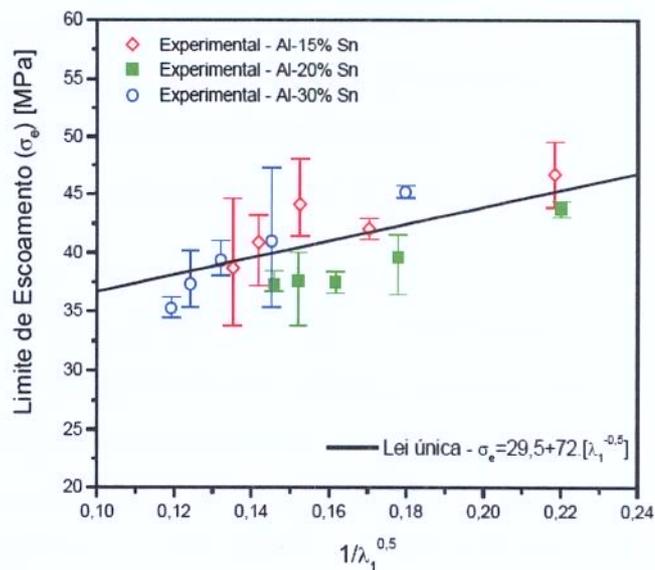
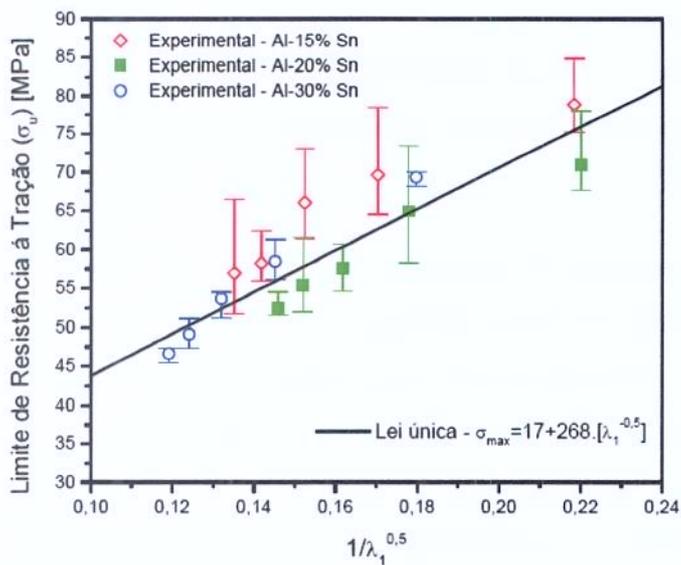


Figura 5.21 – Correlações entre espaçamentos dendríticos e posição para as ligas Al-15%, 20% e 30%Sn: (A) espaçamento dendrítico primário [EDP]; (B) espaçamento dendrítico secundário [EDS].



**Figura 5.22** – Relações funcionais entre propriedades mecânicas e espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ) para ligas do sistema Al-Sn: (A) limite de resistência à tração; (B) limite de escoamento; (C) alongamento específico



**Figura 5.23** – Relações funcionais entre propriedades mecânicas e espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ) para ligas do sistema Al-Sn: (A) limite de resistência à tração; (B) limite de escoamento; (C) alongamento específico

De acordo com os resultados, nota-se que tanto o  $\lambda_1$  quanto o  $\lambda_2$  exercem influência sobre as propriedades mecânicas da liga Al-Sn, estando de acordo com resultados apresentados em trabalhos anteriores, que afirmam que a resistência e a ductilidade aumentam com a redução dos espaçamentos dendríticos secundários e primários.

Outro fator a ser ressaltado é que o teor de estanho não influencia de maneira significativa as propriedades mecânicas. No caso do alongamento não houve diferença alguma; mas, no caso da resistência à tração, observa-se uma razoável diferença, ou seja, o  $\sigma_{\max}$  reduziu cerca de 15% quando o teor de Sn aumentou de 15% para 20%. À medida que se aumenta o teor de Sn, há uma redução na resistência à tração, e no limite de escoamento, mas com uma lei única para as ligas com 20 e 30% Sn, para o caso da correlação com os espaçamentos dendríticos secundários. Concernente aos espaçamentos dendríticos primários, o teor de Sn não provoca qualquer diferença significativa nas propriedades mecânicas, apresentando apenas a influência de  $\lambda_1$  nos valores dos parâmetros quantificadores do comportamento mecânico das ligas estudadas.

A resistência mecânica da liga é relativamente baixa, ou seja, o limite de resistência à tração varia entre 45 e 80 MPa nas condições experimentais do presente trabalho. O alongamento atinge cerca de 15% em média, o que indica que é um material dúctil. Isto já era esperado, já que esta liga é utilizada como revestimento metálico de peças utilizadas em aplicações tribológicas e o estanho possui a capacidade de exercer o papel de um lubrificante sólido, o que gera uma redução do coeficiente de atrito e aumento da resistência ao desgaste. A estrutura resume-se na matriz de alumínio (mais dura) com partículas de Sn praticamente puro disseminadas, como apresentado na Figura 5.10.

## 5.8 – Correlação dos espaçamentos dendrítico primários e secundários ( $\lambda_1$ e $\lambda_2$ ) com as propriedades mecânicas das ligas do sistema Al-Si

Em trabalho recente, é estabelecida uma correlação entre espaçamentos dendríticos secundários e a resistência à tração de ligas hipoeutéticas do sistema Al-Si [Goulart, 2006], para as ligas Al-5%Si e Al-9%Si submetidas a solidificação unidirecional horizontal com molde metálico, conforme discutido no capítulo 3 (equações 3.3 e 3.4).

A resistência à tração e a ductilidade de um material são propriedades que estão intimamente relacionadas ao seu arranjo estrutural interno. As ligas Al-3%Si, 5%Si e 9% Si estudadas apresentam uma estrutura dendrítica, resultante das condições de solidificação impostas neste estudo. Na Figura 5.24, apresentam-se as micrografias óticas das ligas Al-Si avaliadas neste trabalho. O comportamento da rede dendrítica está de acordo com resultados obtidos em estudos anteriores, os quais evidenciam a influência dos parâmetros térmicos sobre a magnitude da rede dendrítica [Peres, 2004].

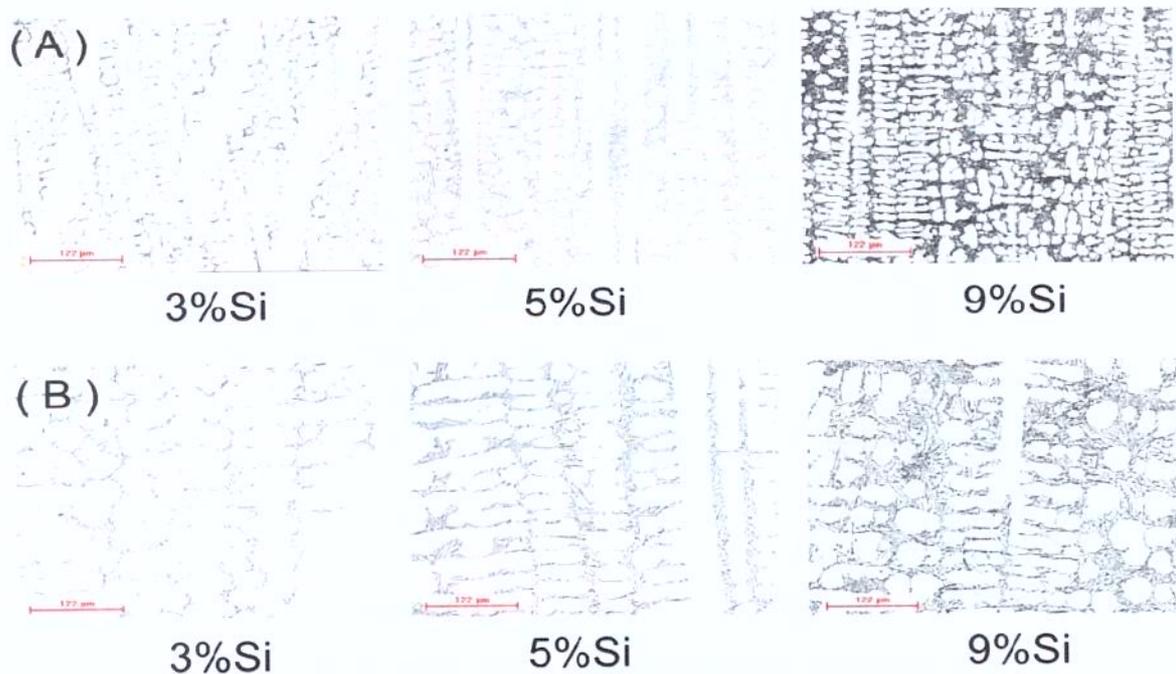


Figura 5.24 – Microestruturas longitudinais das ligas Al-Si: ( A ) 7mm; (B) 50mm da base refrigerada.

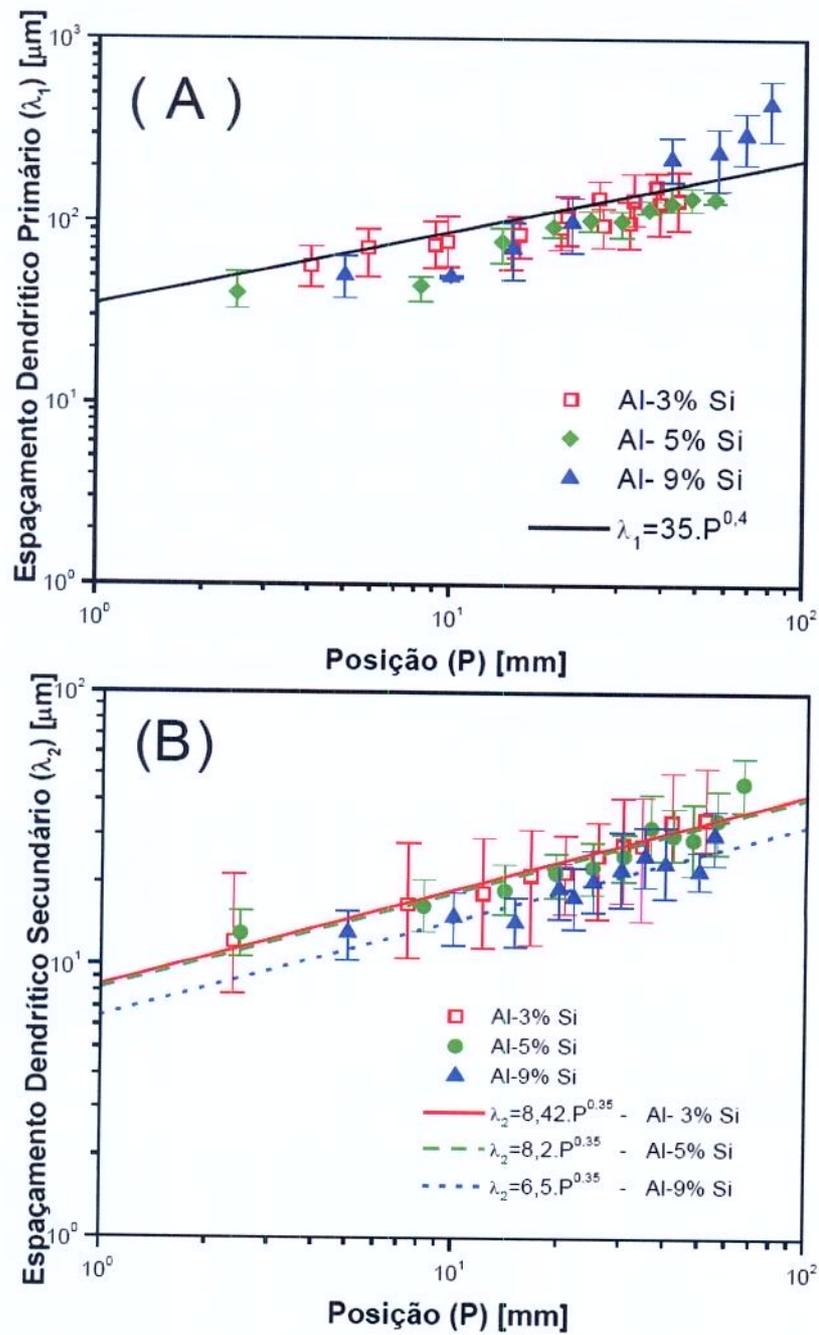
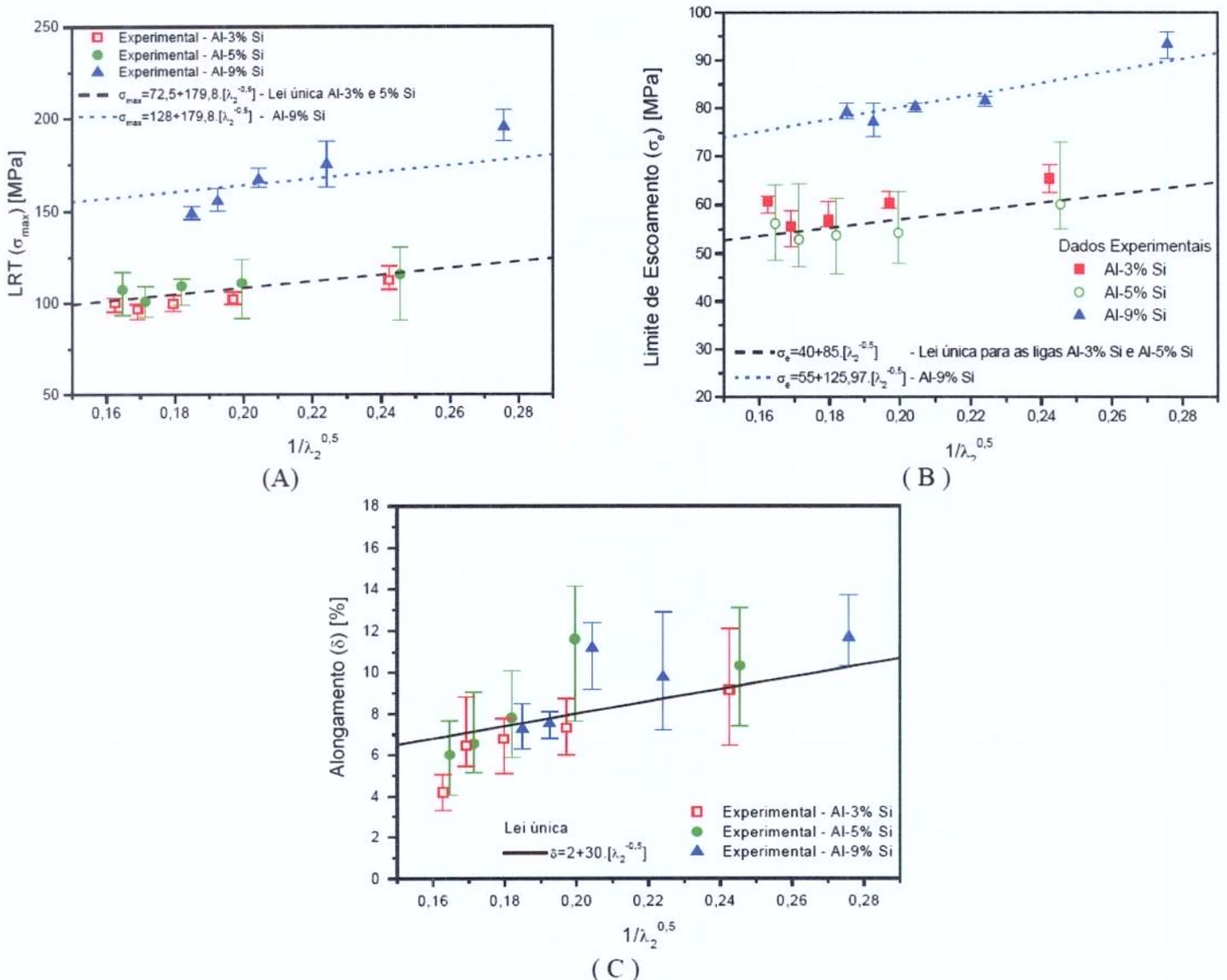


Figura 5.25 – Correlação entre espaçamentos dendríticos e a distância da base refrigerada (P): (A) espaçamento primário ( $\lambda_1$ ) e (B) espaçamento secundário ( $\lambda_2$ )

O limite de resistência à tração ( $\sigma_{\max}$ ) e o limite de escoamento ( $\sigma_e$ ) das ligas Al-Si apresentou um sensível aumento com o crescimento do teor de Si. O espaçamento dendrítico secundário também exerce uma influência significativa nestas propriedades mecânicas, já que a redução dos espaçamentos provoca um aumento em  $\sigma_{\max}$  e  $\sigma_e$ , conforme pode ser visto nas Figuras 5.26 (A) e (B). Com relação ao alongamento, o aumento do espaçamento dendrítico secundário causou uma redução no alongamento, indicando que a ductilidade aumenta para estruturas dendríticas refinadas, mas o teor de Si não afetou significativamente esta propriedade.



**Figura 5.26** – Relações funcionais entre resistência à tração e espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ) para ligas do sistema Al-Si: (A) limite de resistência à tração; (B) limite de escoamento, (C) alongamento.

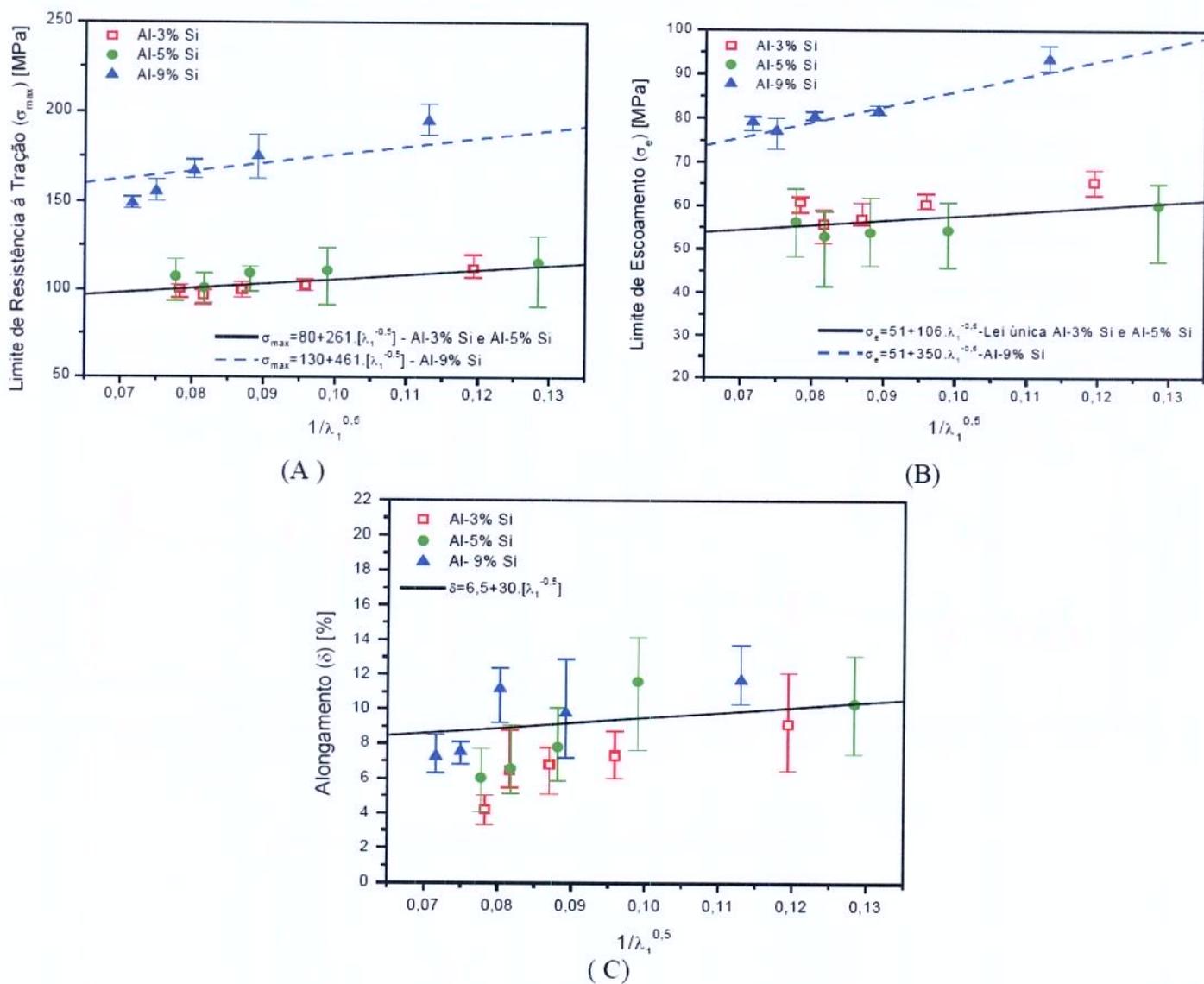
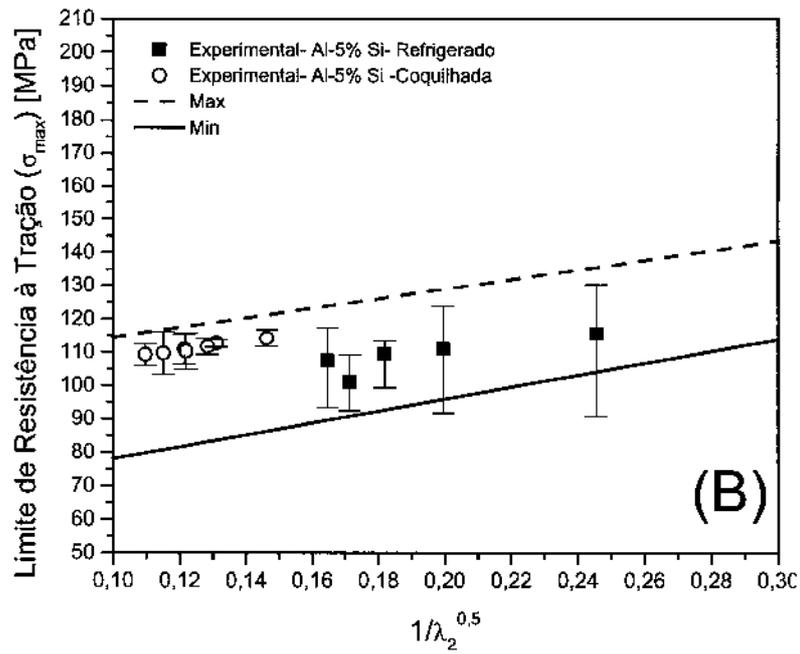
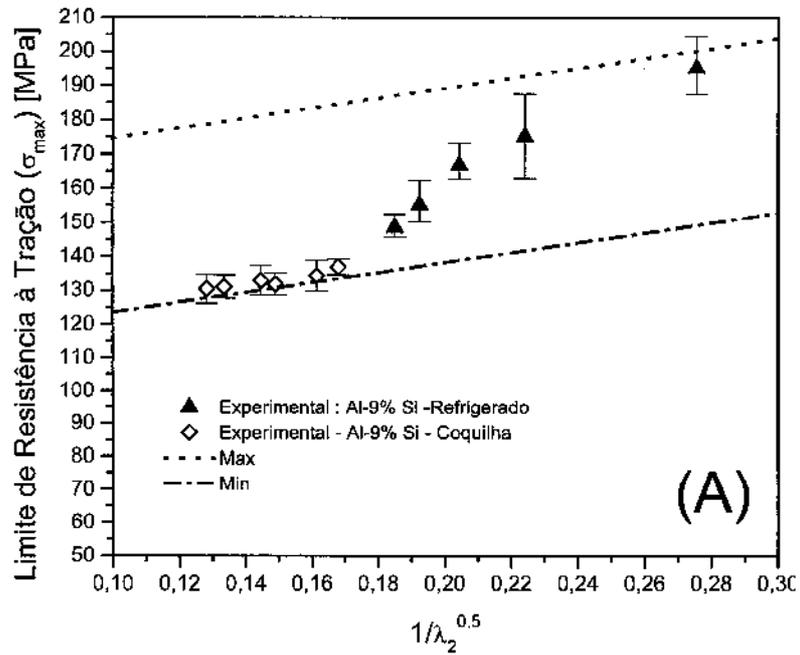


Figura 5.27 – Relações funcionais entre resistência à tração e espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ) para ligas do sistema Al-Si: (A) limite de resistência à tração; (B) limite de escoamento, (C) alongamento

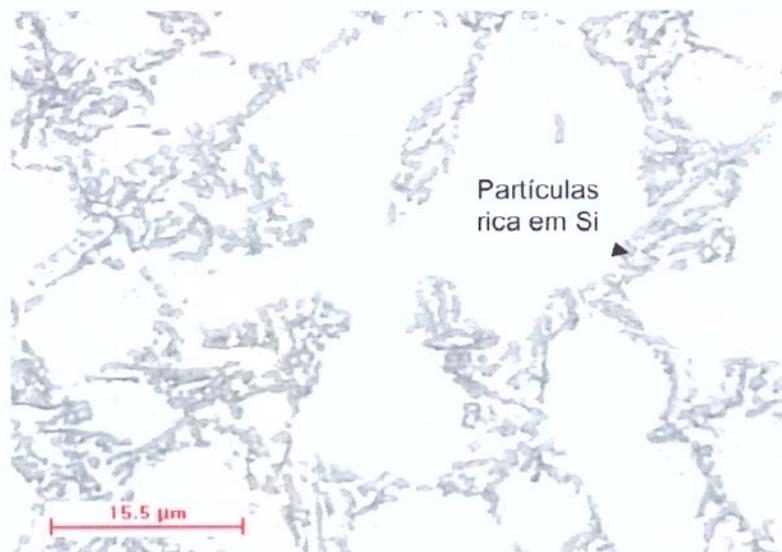
Com relação à influência dos espaçamentos dendríticos primários ( $\lambda_1$ ), conforme mostrado na Figura 5.27, as propriedades mecânicas elevaram-se com a redução de  $\lambda_1$ . O teor de Si provoca uma diferença nos limites de resistência à tração e limite de escoamento, sendo que esta diferença só é notória quando se considera a liga Al-9%Si. Já o alongamento mostra-se constante com relação ao teor de Si, mas a redução de  $\lambda_1$  tende a aumentar o alongamento. Estes resultados reforçam o fato de que estruturas dendríticas, para alguns sistemas de ligas, tanto na sua condição bruta de fusão quanto na condição de ser tratada termicamente, precisam estar com um elevado grau de refino. A rede dendrítica refinada produz uma distribuição mais uniforme possível dos produtos de segregação microscópica, que geram as fases interdendríticas, além de outros elementos da estrutura que funcionarão como obstáculos para o escorregamento (movimentação das discordâncias) durante a deformação plástica. Esta distribuição mais uniforme dos obstáculos ao escorregamento, produzida pelo refino da rede dendrítica, melhora as propriedades mecânicas. Na situação em que a estrutura será submetida a um tratamento térmico, o seu refino favorece para minimizar o tempo de tratamento [Garcia, 2000].

Na Figura 5.28, apresenta-se uma análise comparativa entre as leis obtidas neste estudo e as leis de correlação obtidas por Goulart et al. [Goulart,2006], para as ligas Al-5% e 9%Si, solidificadas em condições transitórias, mas com fluxo de calor unidirecional horizontal, utilizando uma coquilha como fonte extratora de calor (menor taxa de resfriamento). Nota-se que há uma tendência entre as leis de correlação entre espaçamento secundário e o limite de resistência à tração, principalmente para a liga Al-9%Si, mesmo considerando que as condições de solidificação, em ambos os estudos, são distintas. Baseando-se nestes resultados, pode-se considerar que, para ligas hipoeutéticas Al-Si, há relações funcionais correlacionando limite de resistência á tração ( $\sigma_{max}$ ) com espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ), para cada teor de Si, abrangendo uma faixa de  $\lambda_2$  mais ampla, o que possibilita descrever e prever o comportamento da resistência à tração destas ligas com a variação do  $\lambda_2$  para diferentes condições de solidificação.



**Figura 5.28** – Relações funcionais entre limite de resistência à tração e espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ): (A) Al-9%Si ; (B) Al-5%Si , considerando os resultados de estudos anteriores [Goulart,2006]

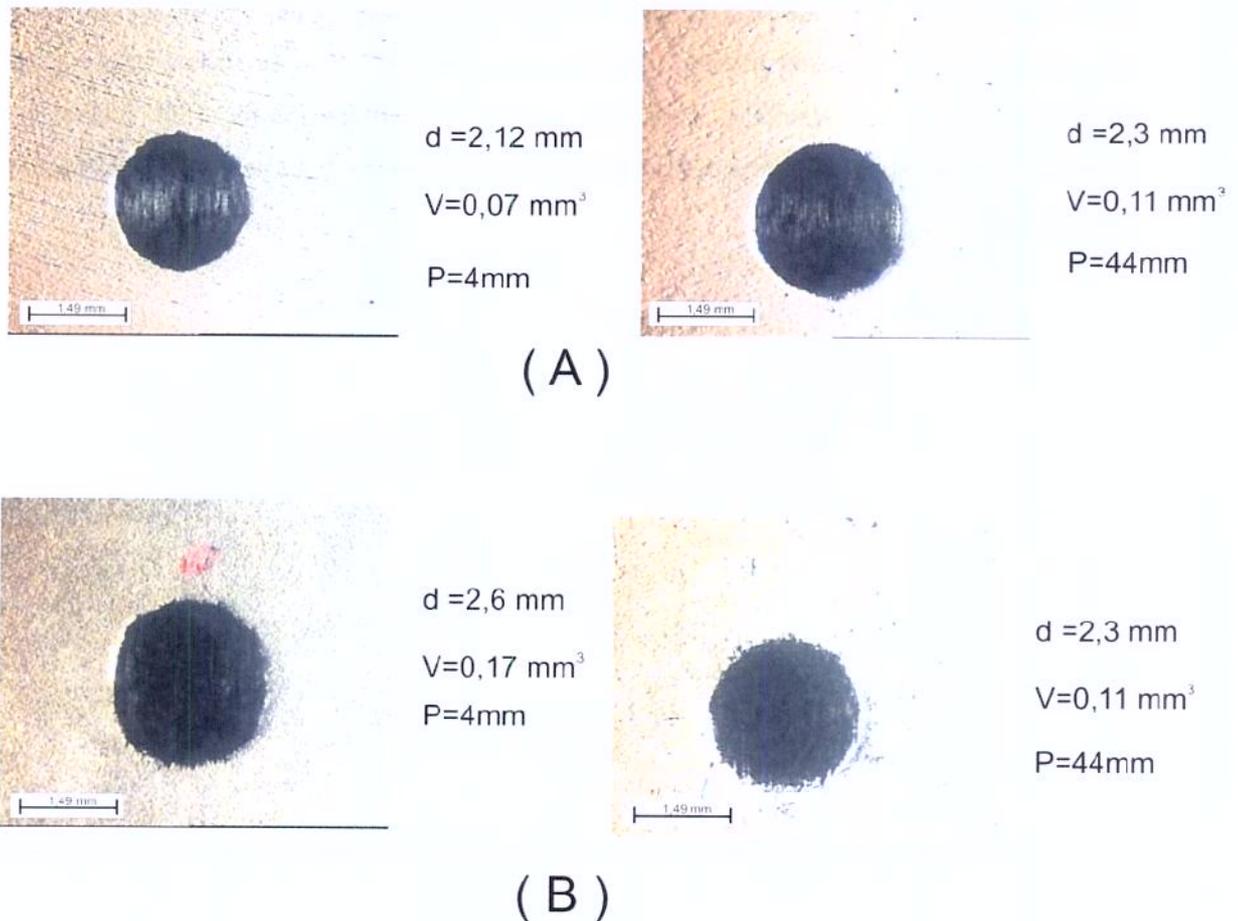
Os resultados para o Al-Si, quando comparado aos obtidos para as ligas Al-Sn, evidenciam que a resistência à tração do sistema Al-Si é significativamente superior ao das ligas do sistema Al-Sn estudadas. Já para o alongamento, as ligas Al-Sn apresentam, em média, um alongamento maior do que para as ligas Al-Si, evidenciando que ligas Al-Sn são mais dúcteis. Esta diferença, provavelmente, está relacionada à fase que se concentra nas regiões interdendríticas. No caso das ligas Al-Sn, há nestas regiões, praticamente Sn puro devido ao fato de que Al e Sn são praticamente imiscíveis na fase sólida (Figura 5.10). O Sn puro deve oferecer uma menor resistência ao escorregamento, pois é um material que se caracteriza por elevada ductilidade e baixa dureza. Já as ligas Al-Si possuem, nas regiões interdendríticas, a presença da fase eutética, que apresenta uma microestrutura irregular, na qual os veios de silício estão presentes e distribuídos de forma aleatória, conforme pode ser visto na Figura 5.29. Certamente, esta estrutura característica da fase eutética da liga Al-Si interfere no aumento da resistência à tração destas ligas.



**Figura 5.29** – Detalhe da seção transversal de uma ramificação dendrítica primária da liga Al-9%Si.

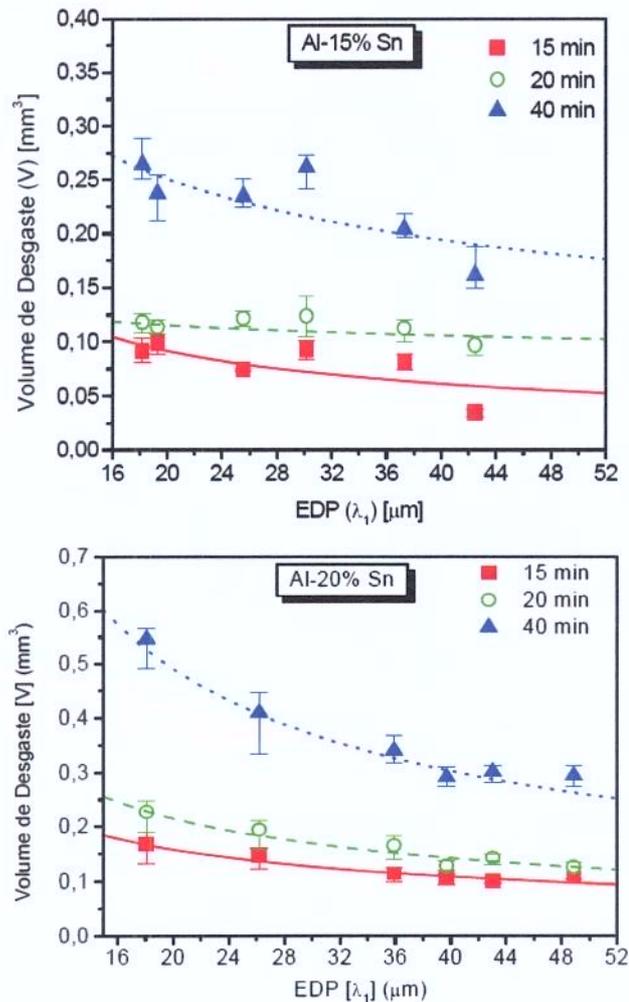
### 5.9 – Correlação dos espaçamentos dendríticos primário e secundário ( $\lambda_1$ e $\lambda_2$ ) com o volume de desgaste

Os ensaios de desgaste foram realizados para as ligas Al-3%Si, Al-5%Si e Al-15%Sn e Al-20%Sn. Na Figura 5.30, há algumas imagens de calotas, obtidas dos ensaios de micro-abrasão por esfera rotativa fixa, por meio de um microscópio ótico. O volume de desgaste mostra-se muito distinto nas posições mais próximas da base do lingote, ou seja, na posição 4mm, onde se tem uma rede dendrítica mais refinada.

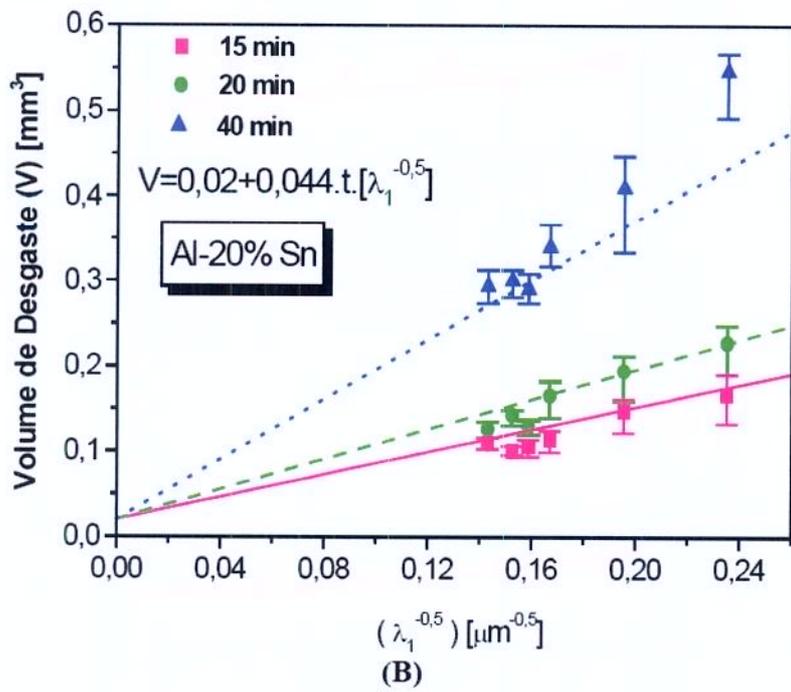
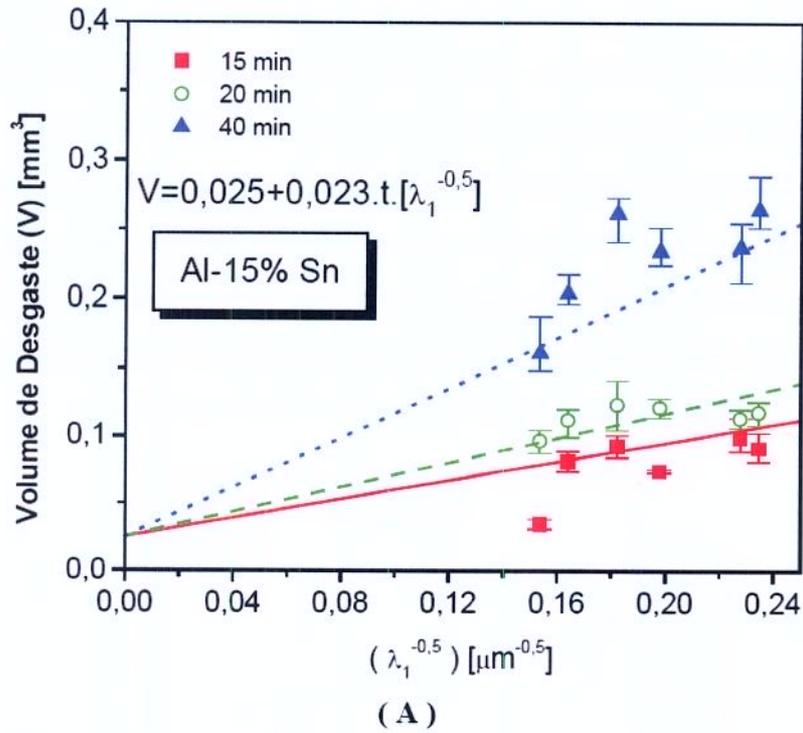


**Figura 5.30** – Calotas obtidas nos ensaios de desgaste de micro-abrasão por esfera fixa rotativa: (A) Al-3%Si; (B) Al-20%Sn.

Na Figura 5.31 (A) e (B), tem-se os resultados para a tendência não linear para as ligas Al-15% e 20%Sn. As curvas evidenciam que há uma tendência de variação do volume de desgaste com uma alteração dos espaçamentos dendríticos primários ( $\lambda_1$ ). Na Figura 5.32, têm-se as relações funcionais, correlacionando volume de desgaste com  $\lambda_1$ . Estas relações apresentam uma tendência, na qual o volume de desgaste aumenta com a redução do  $\lambda_1$ . Isto denota que o aumento do espaçamento dendrítico primário está favorecendo a uma melhoria na resistência ao desgaste no caso das ligas Al-Sn. Esta resposta pode ser explicada, provavelmente, pelo aumento das regiões interdendríticas ricas em Sn, intensificando o efeito lubrificante.

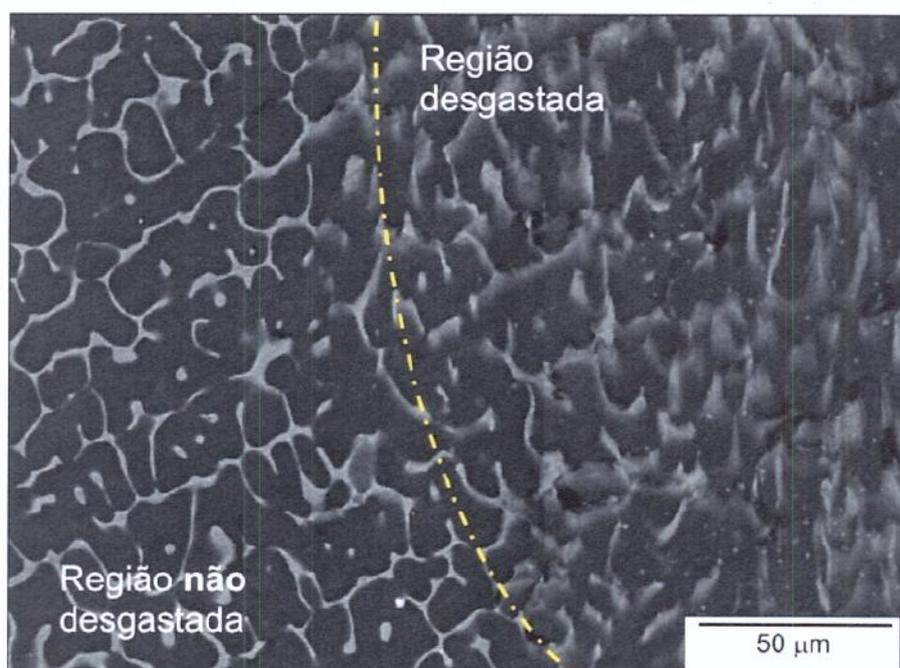


**Figura 5.31** – Tendências não-lineares entre volume de desgaste (V) e o espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ) para as ligas Al-Sn estudadas.



**Figura 5.32** – Relações funcionais do volume de desgaste (V) e espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ): (A) Al-15%Sn; (B) Al-20%Sn.

Na Figura 5.33, apresenta-se uma imagem, obtida por microscopia eletrônica de varredura, da superfície desgastada da liga Al-20%Sn nos instantes iniciais do ensaio (cerca de 3 minutos após o início) de desgaste por micro-abrasão, por meio de esfera fixa sem solução abrasiva ou lubrificante. A região da imagem compreende a fronteira entre a região afetada pela esfera e a região até então não afetada. Pode-se observar que as regiões mais claras, ricas em Sn, deformam-se de tal forma a assemelhar-se a um lubrificante sólido atuando por sobre a superfície. Provavelmente, este efeito torna-se mais forte à medida que as regiões claras (ricas em Sn) aumentam em área, intensificando o efeito lubrificante do Sn e diminuindo o volume de desgaste para a liga Al-Sn.



**Figura 5.33** – Micrografia eletrônica da fronteira da superfície desgastada da liga Al-20%Sn (500X)

Com relação ao efeito do tempo de ensaio, que interfere na distância de deslizamento, nota-se, nos gráficos da Figura 5.32, que à medida que o tempo é aumentado o coeficiente angular da reta que relaciona o inverso da raiz quadrada de  $\lambda_1$  com o volume de desgaste, tende a aumentar. Este comportamento da curva evidencia que, aumentando o tempo de desgaste, ter-se-á um aumento da influência de  $\lambda_1$  sobre a resistência ao desgaste das ligas analisadas. Baseando-se nesta tendência, torna-se possível a inserção do tempo de ensaio (parâmetro modificado durante

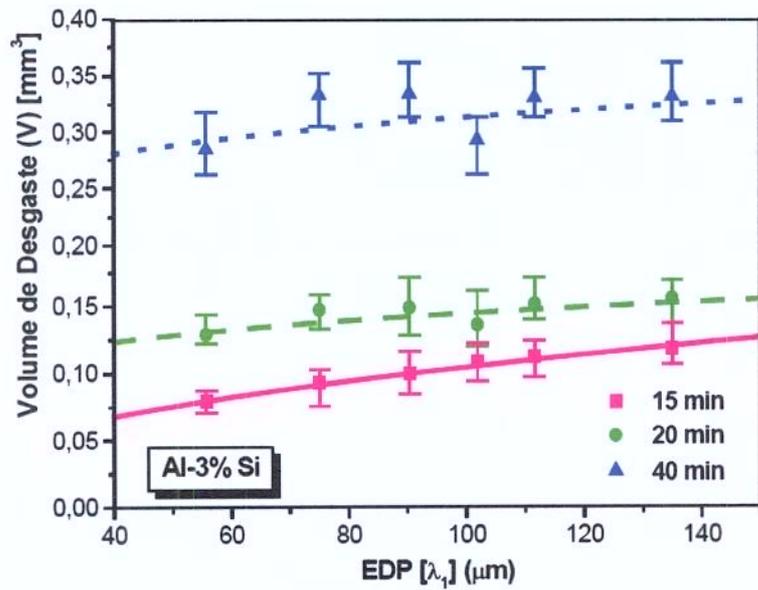
os ensaios) na relação matemática, já que se encontra uma constante comum para cada liga (Al-15% e 20%Sn) resultante da razão entre o coeficiente angular e o tempo de ensaio, para as equações obtidas para os três tempos para cada liga Al-Sn. O valor das constantes são 0,023 e 0,044 para as ligas Al-15%Sn e Al-20%Sn respectivamente. Estas constantes funcionam como um fator de proporcionalidade entre o coeficiente angular e o tempo de ensaio, ou seja:

$$V = 0,025 + 0,023.t.[\lambda_1^{-0,5}]; \quad e \quad 5.1$$

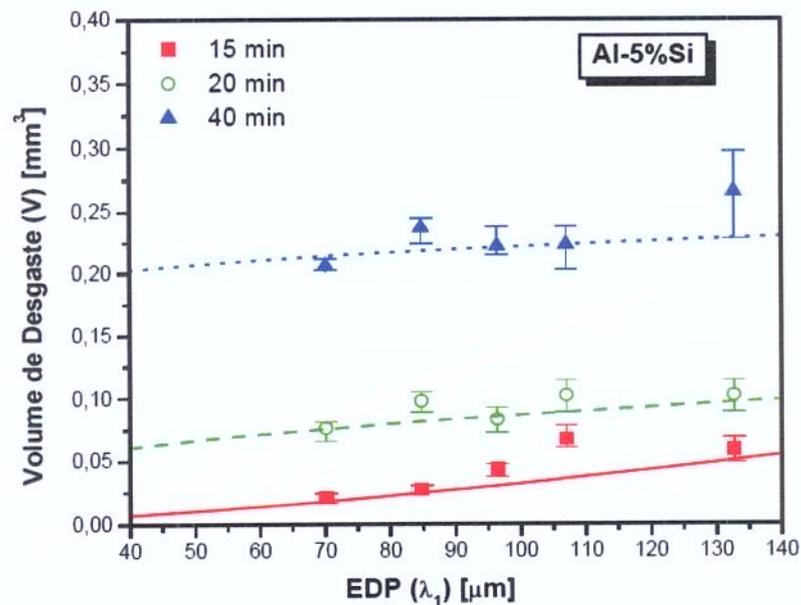
$$V = 0,02 + 0,044.t.[\lambda_1^{-0,5}]; \quad 5.2$$

em que  $V$  é o volume de desgaste;  $t$  é o tempo de ensaio e  $\lambda_1$  é o espaçamento dendrítico primário.

Nas Figuras 5.34 e 5.35 tem-se os resultados para as ligas Al-3%Si e Al-5%Si, as quais foram correlacionadas com o  $\lambda_1$ . As relações funcionais obtidas apresentam uma tendência, oposta àquela verificada para as ligas Al-Sn. O volume de desgaste tende a diminuir com a redução de  $\lambda_1$ , mostrando que, no caso das ligas Al-Si, o refino da rede dendrítica está favorecendo o aumento da resistência ao desgaste. A estrutura dendrítica refinada tende a aumentar a resistência ao desgaste devido a uma distribuição mais homogênea e a uma redução no tamanho das partículas aciculares de silício (Figura 5.29), presente na fase eutética, nas regiões interdendríticas. Resultados similares foram encontrados por Kori et al. para ligas Al-Si submetidas a ação de refinadores [Kori, 2007].

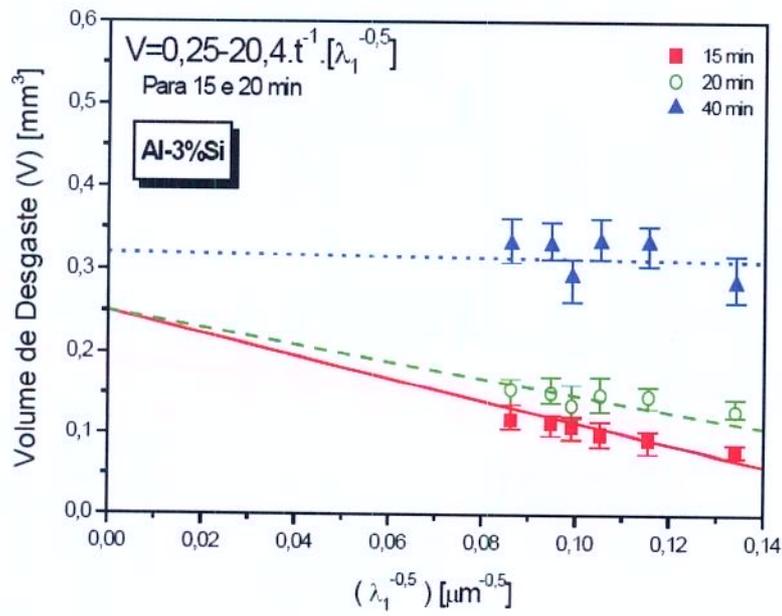


(A)

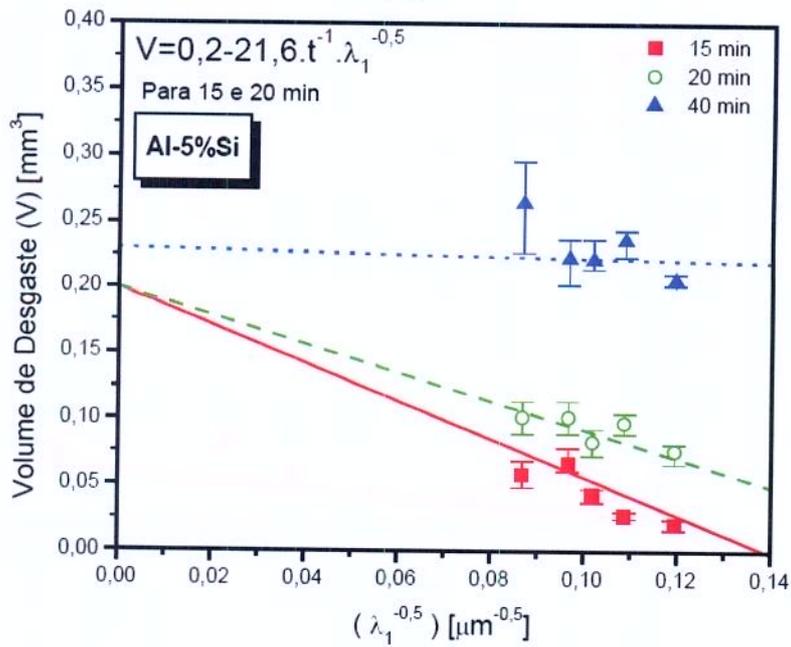


(B)

Figura 5.34 – Tendências não-lineares entre volume de desgaste (V) e o espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ) para as ligas: (A) Al-3%Si; (B) Al-5%Si.



(A)



(B)

**Figura 5.35** - Relações funcionais do volume de desgaste ( $V$ ) e espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ): (A) Al-3%Si; (B) Al-5%Si

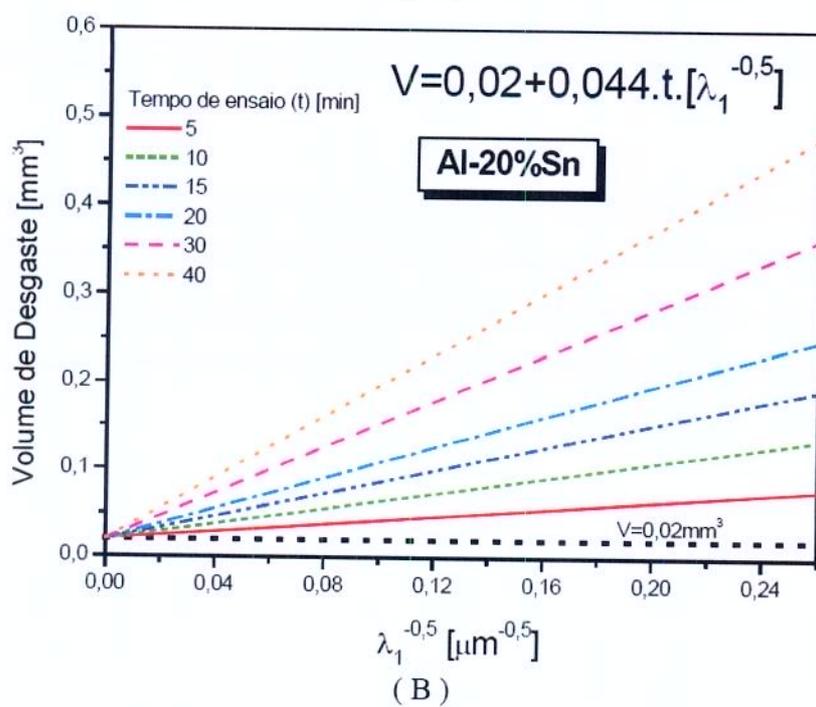
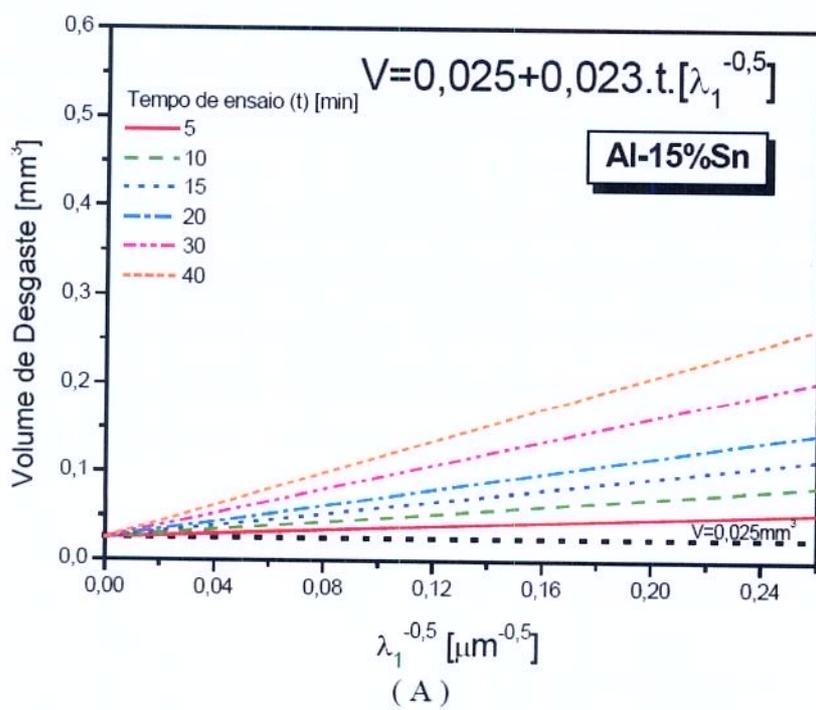
Similarmente às ligas Al-Sn estudadas, a inclinação da curva altera-se à medida que o tempo de ensaio é modificado, porém de forma oposta às ligas Al-Sn. Os resultados para as ligas Al-Si mostram que a curva tende a ter seu coeficiente angular reduzido à medida que o tempo de ensaio é aumentado, proporcionando a tendência de se atingir uma espécie de regime praticamente constante para o tempo de 40 minutos, ou seja, para tempos elevados de ensaio, a microestrutura dendrítica não exercerá influência sobre a resistência ao desgaste das ligas Al-3% e 5% Si. Com base nesta influência do tempo de ensaio, chega-se uma constante que é resultado do produto entre este tempo e o coeficiente angular da reta obtida para os três tempos de ensaio das ligas Al-Si. Os valores destas constantes são: 20,4 e 21,6 para as ligas Al-3% e 5%Si respectivamente. As equações gerais obtidas são:

$$V = 0,25 - 20,4.t^{-1}.\lambda_1^{-0,5} \quad ; \quad 5.3$$

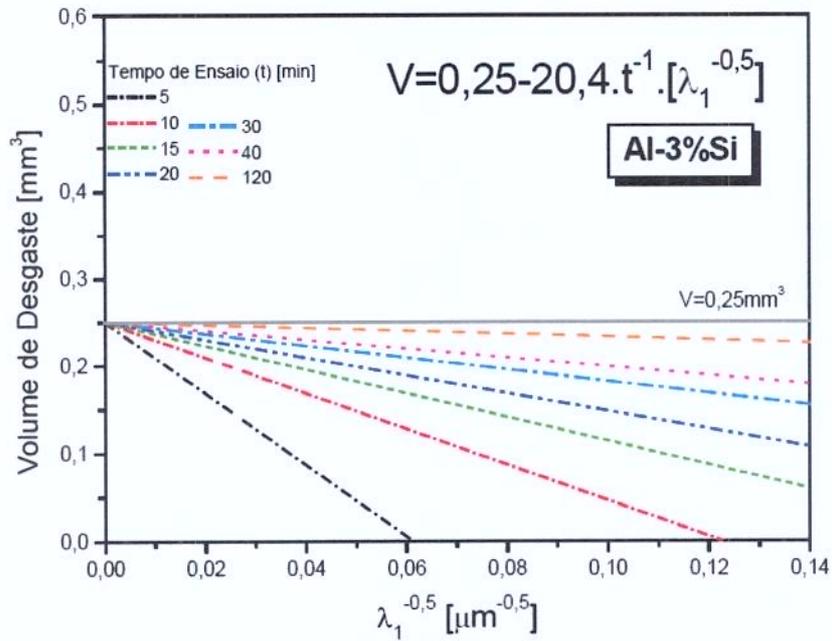
$$V = 0,2 - 21,6.t^{-1}.\lambda_1^{-0,5} \quad ; \quad 5.4$$

em que,  $V$  é o volume de desgaste;  $t$  é o tempo de ensaio e  $\lambda_1$  é o espaçamento dendrítico primário.

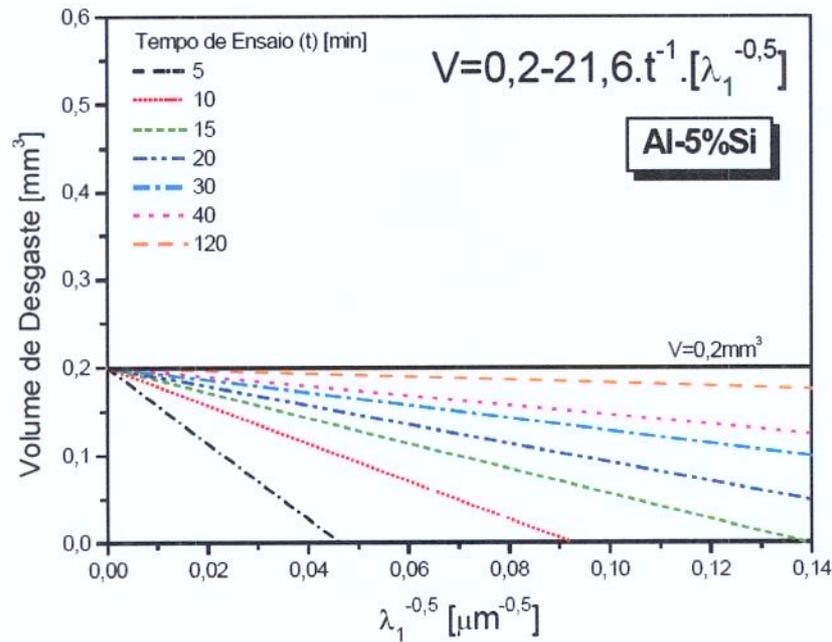
Nas Figuras 5.36 e 5.37, tem-se uma simulação da configuração das retas, considerando a variação do tempo de ensaio. Nesta simulação, ressalta-se uma tendência oposta para as ligas Al-Si e Al-Sn analisadas. No caso das ligas Al-Sn, há uma tendência em se obter um limite mínimo. Já para as ligas Al-Si, tem-se o indício de se atingir um regime constante, sendo caracterizado por um limite superior.



**Figura 5.36** – Simulação da evolução do coeficiente angular das retas: (A) Al-15%Sn; (B) Al-20%Sn.



(A)



(B)

**Figura 5.37** – Simulação da evolução do coeficiente angular das retas: (A) Al-3%Si; (B) Al-5%Si.

## Capítulo 6

### Conclusões e sugestões para trabalhos futuros

#### 6.1. Conclusões

Baseado nos resultados das investigações teóricas e experimentais conduzidas ao longo desse trabalho, e somadas às comparações realizadas tendo como referência os demais estudos contidos na literatura no assunto, podem ser extraídas as seguintes conclusões:

1. Quando mantidas condições de solidificação similares, os coeficientes globais de transferência de calor ( $h_g$ ), determinados para as ligas hipoeutéticas Al-Sn analisadas, diminuem com o aumento da concentração de soluto da liga, até a concentração de 30%Sn. Após isto, ocorre um aumento no coeficiente  $h_g$ , para a liga Al-40%Sn. Essa tendência provavelmente está vinculada ao aumento da molhabilidade dessa liga, que tende a se elevar com o aumento gradativo da mistura eutética.

2. Para o sistema Al-Sn, a transição colunar-equiaxial (TCE), investigada experimentalmente para as ligas Al-5%Sn e Al-12%Sn, ocorreu para uma taxa crítica de resfriamento igual a  $0,325 \text{ K.s}^{-1}$ . Entre as variáveis térmicas de solidificação, a taxa de resfriamento é a única que se manteve constante na posição de ocorrência da TCE, a exemplo de trabalhos anteriores com outras ligas à base de Al.

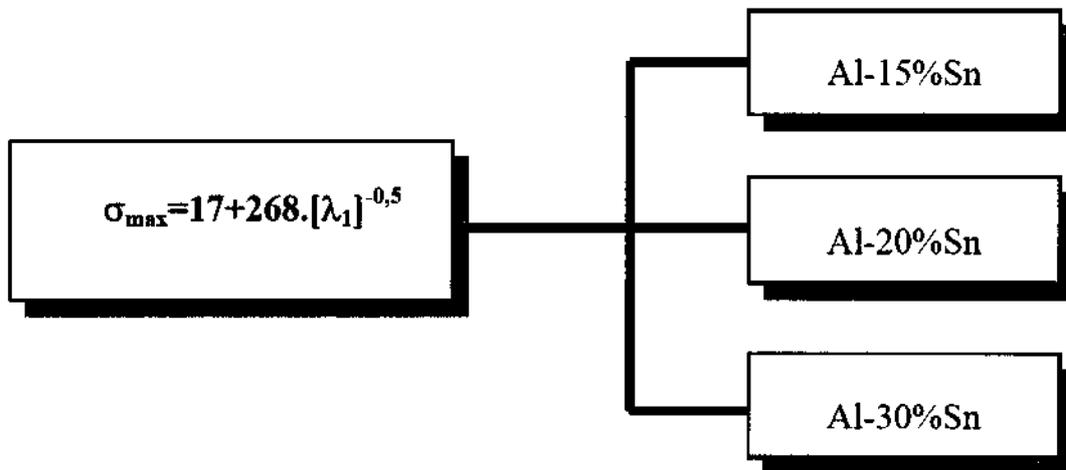
3. A microestrutura apresentada pelas ligas hipoeutéticas do sistema Al-Sn estudadas são totalmente dendríticas e a variação dos espaçamentos dendríticos primários, em função da taxa de resfriamento e dos espaçamentos dendríticos secundários em função da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, podem ser representadas por leis exponenciais caracterizadas por expoentes experimentais de -0,55 e -2/3, respectivamente.

4. Os modelos teóricos transitórios para crescimento dendrítico primário, propostos por Hunt-Lu e Bouchard-Kirkaldy, esse último com um fator de calibração  $a_1=250$ , não concordam com os valores experimentais deste estudo, No entanto, o modelo de Bouchard-Kirkaldy representa bem o espectro experimental no caso de considerar-se um fator de calibração  $a_1= 14$ . O extenso intervalo de solidificação e a diferença significativa entre as massas específicas dos dois componentes, que se intensifica nas condições de solidificação direcional ascendente, podem ter influenciado neste comportamento. O modelo de Bouchard-Kirkaldy para espaçamentos dendríticos secundários, adotando o fator de calibração  $a_2 =11$  sugerido por esses autores, apresenta boa concordância com os resultados experimentais para as ligas hipoeutéticas Al-Sn estudadas O modelo de Kirkwood superestima os valores experimentais.

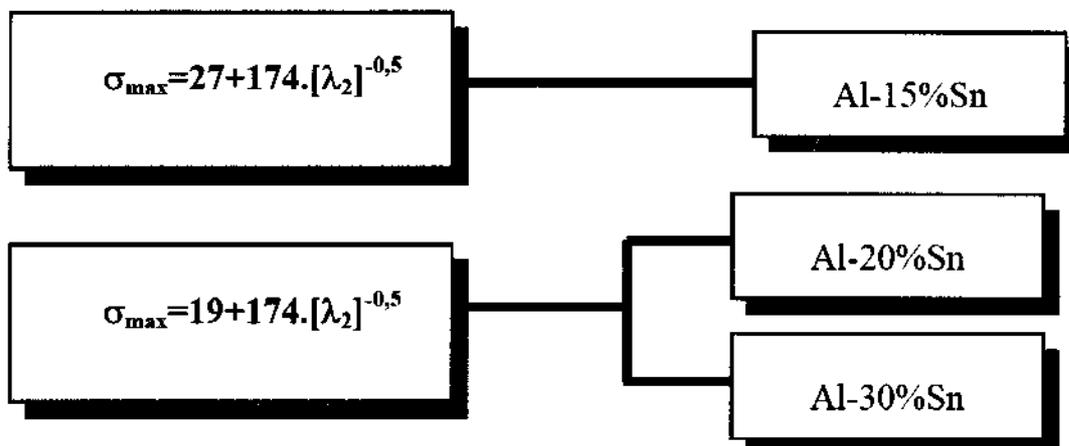
5. Foram determinadas as seguintes correlações entre propriedades mecânicas e espaçamentos dendríticos para as ligas analisadas:

**Para as ligas do sistema Al-Sn:**

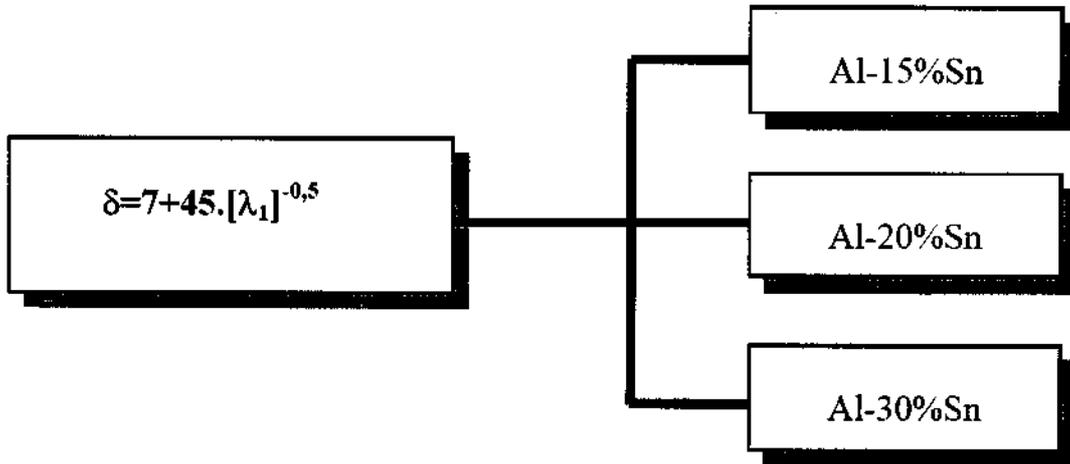
a) Correlação do limite de resistência à tração ( $\sigma_{max}$ ) com espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ):



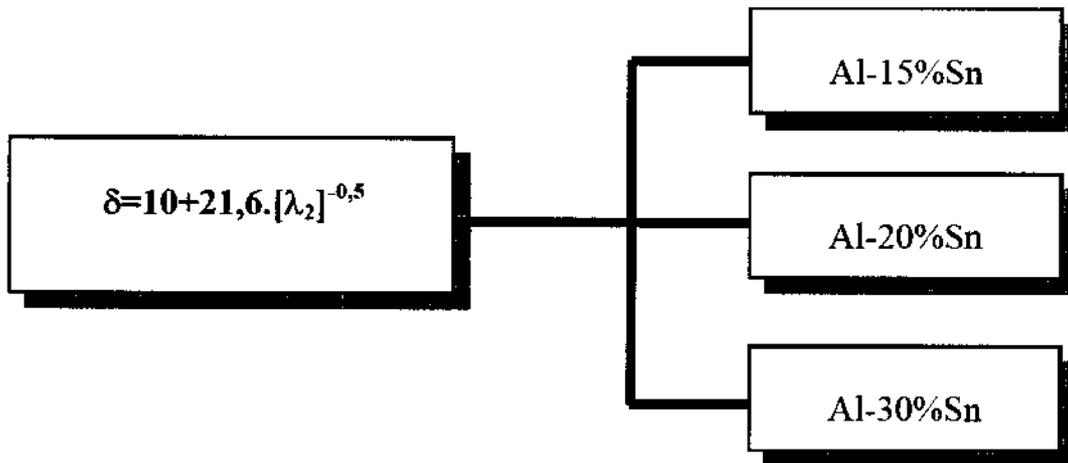
b) Correlação do limite de resistência à tração ( $\sigma_{max}$ ) com espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ):



c) Correlação do alongamento ( $\delta$ ) com espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ):

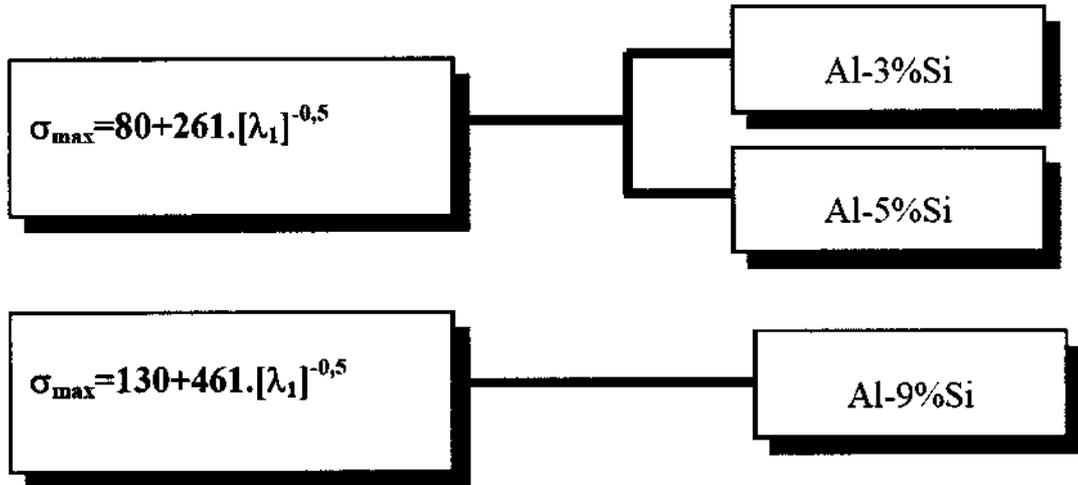


d) Correlação do alongamento ( $\delta$ ) com espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ):

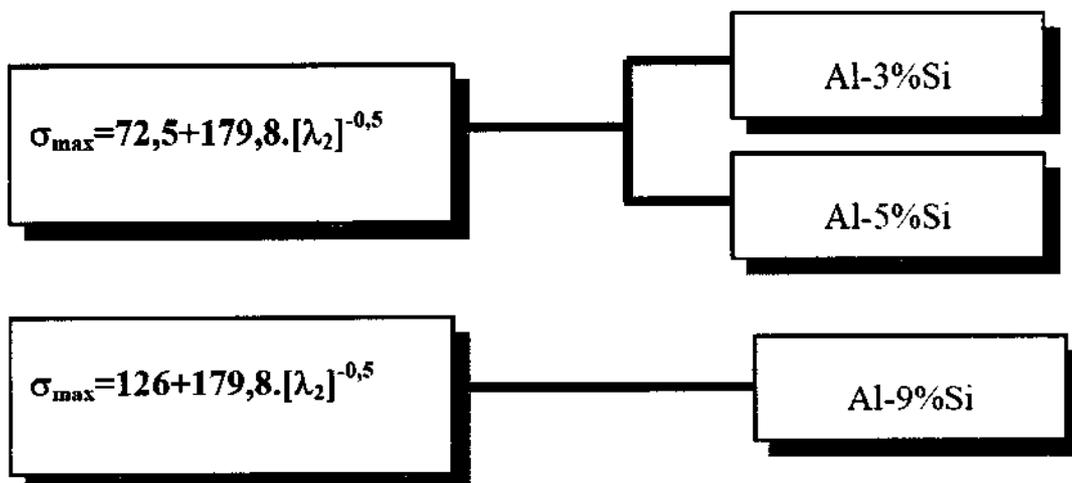


Para as ligas do sistema Al-Si:

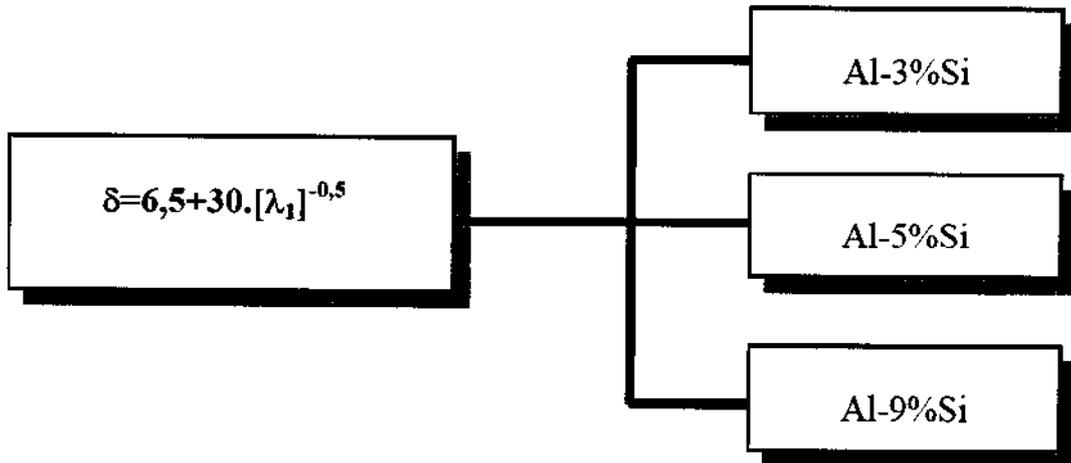
a) Correlação do limite de resistência à tração ( $\sigma_{max}$ ) com espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ):



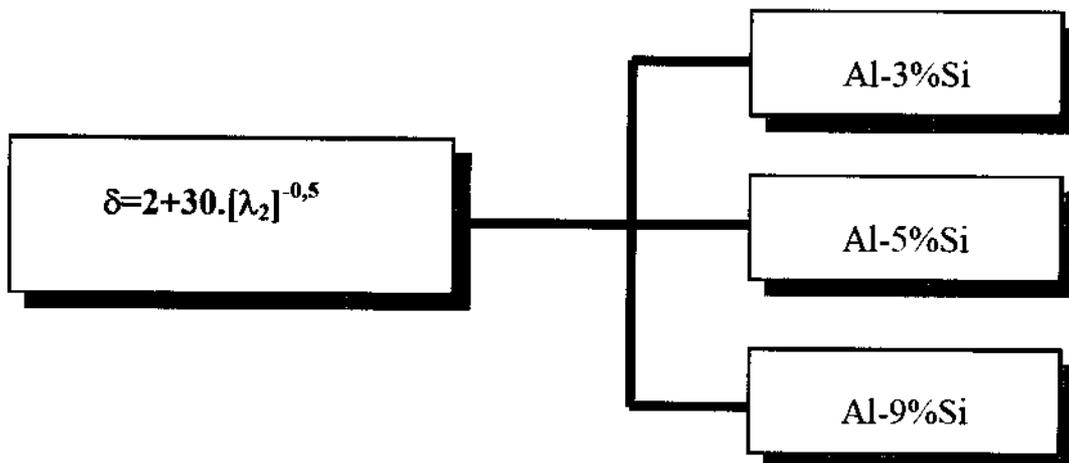
b) Correlação do limite de resistência à tração ( $\sigma_{max}$ ) com espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ):



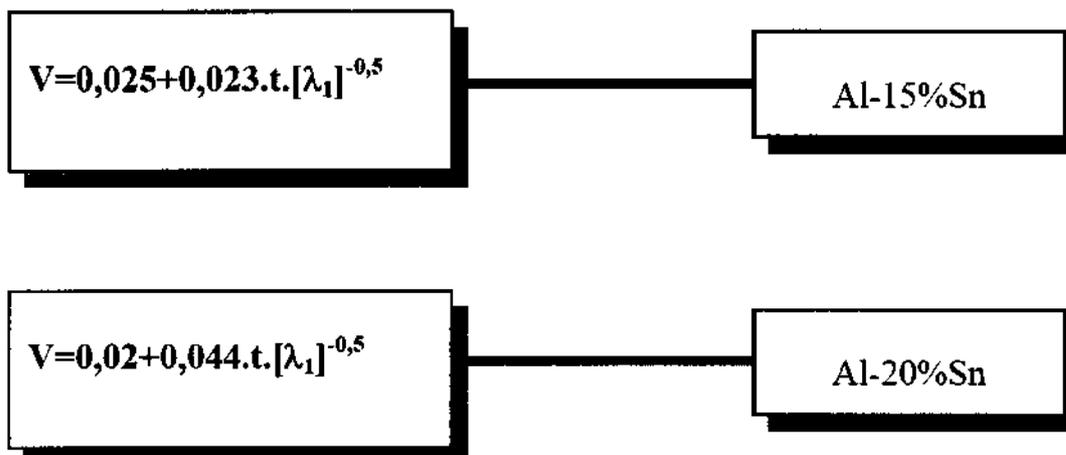
c) Correlação do alongamento ( $\delta$ ) com espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ):



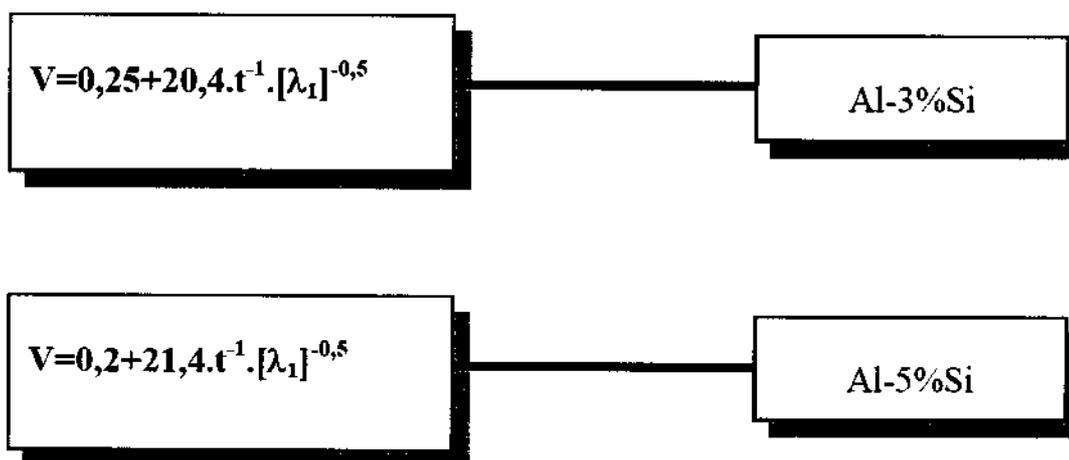
d) Correlação do alongamento ( $\delta$ ) com espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ):



6. Para as ligas Al-Sn, o volume de desgaste diminuiu com o aumento do espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ). Este comportamento pode estar relacionado com a intensificação do efeito lubrificante das regiões interdendríticas ricas em Sn, que aumentam com a elevação do  $\lambda_1$ . Concernente a influência que o tempo de ensaio (t), este parâmetro se apresentou **diretamente** proporcional ao **coeficiente angular da reta** que correlaciona volume de desgaste (V) com espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ), ou seja, à medida que se aumenta o tempo de ensaio, aumenta a influência do  $\lambda_1$  sobre o volume de desgaste. Portanto, a resistência ao desgaste tende a se tornar mais sensível a uma alteração no  $\lambda_1$  para elevados tempos de ensaio (grandes distâncias de deslizamento). As relações funcionais obtidas foram:



7. Para as ligas Al-Si, o volume de desgaste diminuiu com a redução do  $\lambda_1$ , já que, para arranjos dendríticos refinados tem-se uma distribuição mais homogênea das partículas ricas em Si da fase eutética localizada na região interdendrítica. O tempo de ensaio (t) se apresentou **inversamente** proporcional ao **coeficiente angular da reta** que correlaciona o volume de desgaste (V) com espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ), ou seja, à medida que se aumenta o tempo de ensaio tem-se uma tendência de estabilização do volume de desgaste, indicando a chegada de um regime constante. As relações funcionais obtidas foram:



## **6.2. Sugestões para trabalhos futuros**

Com base nas análises teóricas e experimentais desenvolvidas nesse trabalho, são sugeridas as seguintes abordagens de pesquisa para a realização de trabalhos futuros:

1. Desenvolver uma análise da influência da gravidade na solidificação transitória de ligas do sistema Al-Sn;
2. Avaliar o comportamento tribológico em outros sistemas de ligas não-ferrosas, tais como Al-In, Sn-Ni devido às características de aplicação semelhantes às de ligas do sistema Al-Sn;
3. Desenvolver uma análise semelhante utilizando outro tipo de ensaio de desgaste na presença de solução abrasiva ou óleo automobilístico.

## Referências Bibliográficas

### Artigos Técnicos

Allsopp, D. N., Hutchings, I. M., **Micro-scale abrasion and scratch response of PVD coatings at elevated temperatures.** Wear, 251, 1308 - 1314, 2001.

Ares, A. E.; Schvezov, C. E., **Solidification parameters during the columnar-to-equiaxed transition in lead-tin alloys.** Metallurgical and Materials Transactions A., v. 31A, pp. 1611-1625, 2000.

Billia B.; Jamgotchian H. Ad Capella L., **Unidirectional solidification of dilute Pb-Bi alloys,** Acta Metallurgica, v. 29, pp. 1785-1789, 1981

Bouchard D.; Kirkaldy, J. S., **Prediction of dendrite arm spacings in unsteady and steady-state heat flow of unidirectionally binary alloys,** Metallurgical and Materials Transactions B, v. 28B, pp. 651-663, 1997.

Bower T. F.; Brody H. D.; Flemings M. C., **Measurements of solute redistribution in dendritic solidification,** Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v. 236, pp. 624-634, 1996.

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

- Burwell, J.T., Strang, C.D., **On the empirical law of adhesive wear**, Journal of Applied physics, v.23, pp.18-28, 1952.
- Canté, M.V., Cruz, K.S., Spinelli, J. E., Cheung, N., Garcia, A., **Experimental analysis of the columnar-to-equiaxed transition in directionally solidified Al-Ni and Al-Sn alloys**, Materials Letters, v. 61, n. 11-12, pp. 2135-2138, 2007.
- Castro B. W.; Maia L. M.; Kiminami S. C.; Bolfani C., **Microstructure of undercooled Pb-Sn alloys**, Materials Science and Engineering A, v. 304-306, pp. 255-261, 2001.
- Cevdet, M., Enver, A., Hülya, K., **Effect of ageing on the abrasive wear properties of AlMgSi1 alloy**, Materials & Design, v.27, n. 10, pp.1180-1186, 2006.
- Chalmers, B.; Winegard, W. C., **Supercooling and dendritic freezing in alloys**. Transactions of the ASM, v. 46, pp.1214, 1954.
- Chalmers, B., **The structure of ingots**. The journal of the Australian institute of metals, v. 8, p 255, 1968
- Chen M.; Kattamis T. Z., **Dendrite coarsening during directional solidification of Al-Cu-Mn alloys**, Materials Science and Engineering A, v. 247, pp. 239-247, 1998.
- Clarke, J., Sarkar, A.D., **The Role of transfer and back transfer of metals in the wear of binary Al-Si alloys**, Wear, v. 82, pp. 179-195, 1982.
- Couthard J. O.; Elliot R., **The dependence of the cellular interface structure in dilute binary alloys on solidification conditions**, Journal of the Institute of Metals, v. 95, pp. 21-23, 1967.
- Çardili E.; Gündüz M., **The directional solidification of Pb-Sn alloys**, Journal of Materials Science, v. 35, pp. 3837-3848, 2000.
- Ding G. L.; Tewari S. N., **Dendritic morphologies of directionally solidified single crystal along different crystallographic**, Journal of Crystal Growth, v. 236, pp. 420-428, 2002.
- Ding G.; Huang W. D.; Huang X.; Lin X.; Zhou Y., **On primary dendritic spacing during unidirectional solidification**, Acta Materialia, v. 44, n. 9, pp. 3705-3709, 1996.

- Ding G.; Huang W. D.; Lin X.; Zhou Y., **Prediction of average spacing for constrained cellular/dendritic growth**, Journal of Crystal Growth, v. 177, pp.281-288, 1997.
- Doherty, R. D.; Cooper, P. D.; Bradbury, M. H.; Honey, F. J., **On the columnar-to-equiaxed transition in small ingots** – Metallurgical Transactions, v. 8A, p. 397, 1977.
- Drevet B.; Nguyen Thi, H.; Ccamel D.;Billia B.; Dupouy M. D., **Solidification of aluminum-lithium alloys near the cell/dendrite transition-influence of solutal convection**, Journal of Crystal Growth, v. 218, pp. 419-433, 2000
- Edvander T.; Fredriksson H.; Svensson I., **A study of the solidification process in low-carbon manganese steels**, Metals Science, pp. 298-306, 1976
- Feng J.; Huang W. D.; Lin X.; Pan Q. Y.; Li T.; Zhou Y. H., **Primary cellular/dendrite spacing selection of Al-Zn alloy during unidirectional solidification**, Journal of Crystal Growth, v. 197, pp. 393-395, 1999.
- Feurer U., **Influence of alloy composition and solidification conditions on dendrite arm feeding and hot tearing properties of aluminum alloys**. In: Proceedings of the Symposium on Quality Control of Engineering Alloys, pp. 131-145, Delft - Holanda. 1977.
- Flood, S. C.; Hunt, J. D., Columnar and equiaxed growth I. **A model of a columnar front with a temperature dependent velocity**. Journal of Crystal Growth, v. 82, pp. 543-551, 1987.
- Fredriksson, H., Olsson, A., **Mechanism of transition from columnar to equiaxed zone in ingots**. Materials Science and Technology, v. 2, pp. 508-516, 1986.
- Gandin Ch. A., **From constrained to unconstrained growth during directional solidification**, Acta Materialia, v. 48, pp. 2483-2501, 2000.
- Gao, L.L., Cheng, X.H., **Microstructure and dry sliding wear behavior of Cu-10%Al-4%Fe alloy produced by equal channel angular extrusion**, Wear, in press, 2008.

- Gee, M. G., Gant, A. J., Hutchings, I. M., Kusano, Y., Schiffman, K., Van Acker, K., Poulat, S., Gachon, Y., von Stebut, J., Hatto, P., Plint, G., **Results from an interlaboratory exercise to validate the micro-scale abrasion test**, *Wear*, 259, 27 - 35, 2005.
- Godfrey, D., **Diagnosis of wear mechanisms, in wear control handbook**. Peterson, M.B. and Winner, W.O., eds, ASME, New York, pp. 283-311, 1980.
- Goulart, P. R. , Spinelli, J E, Osório, W. R. , Garcia , A., **Mechanical properties as a function of microstructure and solidification thermal variables of Al-Si castings**. *Materials Science and Engineering A* , v. 421, 2006, pp. 245-253.
- Greer, A. L., Rutherford, K. L., Hutchings, I. M., **Wear resistance of amorphous alloys and related materials**, *International Materials Reviews* , v. 47, n. 2, 2002, pp.87-112.
- Griffiths W. D., **Modelled heat transfer coefficients for Al-7wt-%Si alloy castings unidirectionally solidified horizontally and vertically downwards**, *Materials Science and Technology*, v. 16, pp 255-260, 2000.
- Grugel R. N., **Secondary and tertiary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys**, *Journal of Materials Science*, pp 677-683, 1993.
- Günduz, M; Çardili E., **Directional solidification of aluminium–copper alloys**, *Materials Science and Engineering A*, v. 327 (2), pp. 167–185, 2002.
- Günduz, S., Ramazan, K., Hüseyin ,S., **Wear behaviour of forging steels with different microstructures during dry sliding**, *Tribology International*, v. 41, pp. 348-355, 2008.
- Guo, X., Zhang, G., wen-ya, L., Dembinski, L., Gao, Y., Hanlin, L., Coddet, C., **Microstructure, microhardness and dry friction behavior of cold-sprayed tin bronze coatings**, *Applied Surface Science*, vol 254, pp. 1482-1488, 2007.
- Haque, M.M., Sharif, A., **Study on wear properties of Aluminium-Silicon piston alloy**, *Journal of Materials Processing and Technology*, v 118, pp.69-73, 2001.

- Harun, M., Talib, I.A., Daud, A. R., **Effect of additions on wear properties of eutectic aluminium-silicon alloys** *Wear*, v. 194, pp. 54-59, 1996.
- Hernández, O., Gonzales, G., **Microstructural and mechanical behaviour of highly deformed Al-Sn alloys**, *Materials Characterization*, v. 59, n. 5, pp.534-541,2008.
- Hogmark, S., Jacobson, S., Larsson, M., **Design and evaluation of tribological coatings**. *Wear*, 246, pp. 20 - 33, 2000.
- Hutchings, I.M., **Tribology - Friction and wear of engineering materials**, 7. ed. London: Edward Arnold, 1992.
- Horwath J. A.; Mondolfo L. F., **Dendrite growth**, *Acta Metallurgica*, v. 10, pp.1037-1042. 1962.
- Hunt J. D., **Steady state columnar and equiaxed growth of dendrites and eutetic**. *Materials Science and Engineering*, v. 65, pp. 75-83, 1984.
- Hunt J. D.; Lu S. Z., **Numerical modeling of cellular array growth: spacing and structure predictions**, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 27A, pp. 611-623, 1996.
- Hunt J. D., **Keynote address: Cellular and primary dendrite spacings**, *International Conference on Solidification and Casting of Metals*, London, Metals Society, pp. 3-9, 1979
- Hurricks, P.L., **The fretting wear of mild steel from 200 °C to 500 °C**, *Wear*, 30, pp.189-212, 1974.
- Jacobi H.; Pitsch W., **Investigation of the crystallization sequence during solidification of low alloy steel**, *Archiv Eisenhüttenwes*, v. 46, pp. 417, 1975.
- Jacobi H.; Schwerdtfeger K., **Dendrite morphology of steady-state unidirectional solidified steel**, *Metallurgical Transactions A*, v. 7, pp. 811-820, 1976.
- Jahanmir, S., **Phase transformation of  $\alpha$ - $\beta$  brass caused by friction**, *Wear*, 58, pp.53-62, 1980.
- Jahanmir, S., **On the wear mechanisms and wear equations**, in *Fundamentals of Tribology*, MIT press, Cambridge, pp.283-311, 1980.

- Jiménez, H., Gil, L., Staia, M.H., Puchi-Cabrera, E.S., **Effect of deposition parameters on adhesion, hardness and wear resistances of Sn-Ni electrolytic coatings**, *Surface & Coatings Technology*, v. 202, pp.2072-2079, 2008.
- Jong S. H.; Hwang W. S., **Study of functional relationship of fraction of solid with temperature in mushy range for A356 Al alloys**, *AFS Transactions*, v. 100, pp. 1067-1077, 1992
- Kennedy, D. M., Hashmi, M. S. J., **Methods of wear testing for advanced surface coatings and bulk materials**. *Journal of Materials Processing Technology*, 77, pp.246 - 253, 1998.
- Kirkaldy J. S.; Liu L. X; Kroupa A., **Thin film forced velocity cells and cellular/dendrites-i. Experiments**, *Acta Metallurgica Materialia*, v. 43, n. 8, pp. 2891-2904, 1995.
- Kong, C.J., Brown, P.D., Horlock, A. Harris, S.J., McCartney, D. G., **TEM assessment of HVOLF thermally sprayed Al-12 wt.% Sn-1 wt.% Cu alloy**, *Materials Science and Engineering A*, v. 375-377, pp.595-598 2004.
- Kori, S. A.; Chandrashekharaiyah, T. M., **Studies on the dry sliding wear behavior of hypoeutectic and eutectic Al-Si alloys**, *Wear*, 2007, v. 263, pp.745-755.
- Koseki T.; Flemings M. C., **Effect of external heat extraction on dendritic growth into undercooled melts**, *ISIJ International*, v. 35, n. 6, pp. 611-617, 1995.
- Kusano, Y., Hutchings, I. M., **Sources of variability in the free-ball micro-scale abrasion test**, *Wear*, 258, pp.313 - 317, 2005.
- Lapin J.; Klimova A.; Velisek R.; Kurša., **Directional solidification of Ni-Al-Cr-Fe alloy**, *Scripta Materialia*, v. 37, n. 1, pp. 85-91, 1997.
- Lee S. M.; O'Reilly K. A. Q.; Cantor B.; Hong C. P., **Microstructural transitions in Al-Cu ribbons manufactured by planar flow casting**, *Materials Science and Engineering A*, v. 249, pp.233-240, 1998.

- Lepper, K., James, M., Chashechkina, J., Rigney, D. A., **Sliding behavior of selected aluminium alloys**, *Wear*, v.203-204, 1997, pp.46-56
- Li, W., Wang, M.F., **Wear rate, frictional temperature, and energy consumption of steel 52100 with different microstructures during sliding**, *Journal of Materials Science*, v. 40, 2005 pp. 5635-5640.
- Li J.; Yang G.; Zhou Y., **Mode of dendrite growth in undercooled alloy melts**, *Materials Research Bulletin*, v. 33, n. 1, pp. 141-148, 1998.
- Li Q.; Beckermann C., **Evolution of the sidebranch structure in free dendritic growth**, *Acta Materialia*, v. 47, n. 8, pp.2345-2356, 1999.
- Li M.; Mori T.; Iwasaki H., **Effect of solute convection on the primary arm spacing of Pb-Sn binary alloys during upward directional solidification**, *Materials Science Engineering A*, v. 265, pp. 217-223, 1999.
- Lima M. S. F.; Goldenstein H., **Morphological instability of the austenite growth front in a laser remelted iron-carbon-silicon alloy**, *Journal of Crystal Growth*, v. 208, pp. 709-716, 2000.
- Lin X.; Huang W.; Feng J.; Li T.; Zhou Y. H., **History-dependent selection primary cellular/dendritic spacing during unidirectional solidification in aluminum alloys**, *Acta Materialia*, v. 47, n. 11, pp. 3271-3280, 1999.
- Mahapatra R. B.; Weinberg F., **The columnar to equiaxed transition in tin-lead alloys**, *Metallurgical Transactions B*, v. 18B, pp. 425-432, 1987
- McCartney D. G.; Hunt J. D., **Measurements of cells and primary dendrite arm spacing in directionally solidified aluminium alloys**, *Acta Metallurgica*, v. 29, pp. 1851-1863, 1981
- Meriç, C., Atık, E., Kaçar, H., **Effect of aging on the abrasive wear properties of AlMgSi1 alloy**, *Materials and Design*, v. 27, pp.1180-1186, 2006

- Mohd, H., Talib, I.A., Daud, A.R., **Effect of element additions on wear properties of eutectic aluminium –silicon alloys**, *Wear*, v. 194, n. 1-2, pp. 54-59, 1996
- Mondal, A.K., Kumar, S., Blawert, C., Narendra, B. D., **Effect of laser surface treatment on corrosion and wear resistance of ACM720 Mg Alloy**, *Surface & Coatings Technology* v. 202, pp.3187-3198, 2008.
- Mortensen A.; **On the rate of dendrite arm coarsening**, *Metallurgical Transactions A*, v. 22, pp. 569-567, 1991.
- Muojekwu C. A.; Samarasekera I. V.; Brimacombe J. K., **Heat transfer and microstructure during the early stages of metal solidification**, *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 26B, pp 361-382, 1995.
- Noskova, N.I., Vil'danova, N.F., Yu, I.F., Churbaev, R.V., Pereturina I.A., Korshunov, L.G., Korznikov, A. V., **Preparation, Deformation, and Failure of Functional Al-Sn and Al-Sn-Pb nanocrystalline Alloys**, *The Physics of Metals and Metallurgy*, v. 102, n. 6, pp. 693-698, 2006.
- O'Dell S. P.; Ding G. I; Tewari S. N., **Cell/dendrite distribution directionally solidified hypoeutectic Pb-Sb alloys**, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 30A, pp. 2159-2165, 1999.
- Ohno, A., **Formation mechanism of the equiaxed chill zone in ingots**. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, v. 10, p. 459, 1970
- Okamoto T.; Kishitake K., **Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin, and zinc base binary alloys**, *Journal of Crystal Growth*, v. 129, pp. 137-146, 1975
- Oliveira, C.K.N., Muñoz Riofano, R.M., Castelleti, L.C., **Micro-abrasive wear test of niobium carbide layers produced on AISI H13 and M2 steels**, *Surface Coatings and Technology*, v. 200, pp. 5140-5144, 2006.

- Oliveira, C.K.N., Muñoz Riofano, R.M., Castelleti, L.C., **Formation of carbide layers on AISI H13 and D2 steels by treatment in molten borax containing dissolved both Fe–Nb and Fe–Ti powders**, *Materials Letters*, v. 59, pp. 1719-1722, 2005.
- Oliveira, C.K.N., Muñoz Riofano, R.M., Castelleti, L.C., **Evaluation of hard coatings obtained on AISI D2 steel by thermo-reactive deposition treatment**, *Surface Coatings and Technology* v. 201, pp. 1880-1885, 2006.
- Osório W. R.; Garcia A., **Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn-Al alloys as a function of solidification condition**, *Materials Science and Engineering A*, v. 325, pp. 103-111, 2002.
- Osório, W.R., Santos, C.A., Quaresma. J.M.V., Garcia, A., **Mechanical properties as function of thermal parameters and microstructure of Zn-Al castings**, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 143, pp. 703-709, 2003.
- Pathak, J.P., Mohan,S., **Tribology behaviour of conventional Al-Sn and equivalent Al-Pb alloys under lubrication**, *Bulletin Materials Science*, v. 26, n 3, pp. 315-320, 2003.
- Perrone, A., Zocco, A., de Rosa, H., Zimmermann, R., Bersani, M. **Al-Sn Thin films Deposited by Pulsed Laser Ablation**, *Materials Science and Engineering C*, v. 22, pp. 465-468, 2002.
- Peres, M. D.; Siqueira, C. A.; Garcia, A., **Macrostructural and microstructural development in Al–Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions**. *Journal of Alloys and Compounds*, v. 381, pp. 168-181, 2004.
- Petch, N. J., J., *Iron and Steel institute*, pp. 25-28, May 1953.
- Pilling J.; Hellawel A., **Mechanical deformation of dendrites by fluid flow**, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 27A, pp.229-233, 1999.
- Poirier D.R.; Yeun K.; Maples A. C., **A thermodynamic prediction for microporosity formation in aluminium-rich Al-Cu alloys**, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 18, pp. 1979-1987, 1987.

- Prasada, A.K., Das, K., Murty, B. S., Chakraborty, M., **Effect of grain refinement on wear properties of Al and Al-7Si alloy**. *Wear*, v. 257, pp. 148-153, 2004.
- Quaresma, J.M.V., Santos, C.A., Garcia, A., **Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings and mechanical properties of Al-Cu alloys**. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 31A, pp. 3167-3178. 2000.
- Reddy, A.S., Pramila Bai, B.N., Murthy, K. S. S., Biswas, S. K., **Wear and seizure of binary Al-Si alloys**, *Wear*, v. 171, pp. 115-127, 1994.
- Rios C. T.; Caram R., **Primary dendrite spacing as a function of directional solidification parameters in na Al-Si-Cu**, *Journal of Crystal Growth*, v. 174, pp. 65-69, 1997
- Rooy, E.L., **Aluminum and aluminum alloys**, in: *Casting- Metals Handbook*, v. 15, pp. 743-770, 1988.
- Rocha O. F. L.; Siqueira C. A.; Garcia A., **Cellular/dendritic transition during unsteady-state unidirectional solidification of Sn-Pb alloys**, *Materials Science and Engineering A*, v. 347, pp. 59-69. 2003A.
- Rocha O. F. L., Siqueira C. A.; Garcia A.. **Heat flow parameters dendrite spacings during unsteady state solidification of Sn-Pb and Al-Cu alloys**, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 34A, pp. 995-1006, 2003B.
- Rocha O. F. L., Siqueira C. A.; Garcia A. **Análise teórico-experimental dos espaçamentos celulares na solidificação unidirecional da liga Sn-1%Pb**, *Anais do CBECIMAT/2000 (CD-ROM)*, Águas de São Pedro-Sp, pp. 31301-31312, 2000.
- Rocha O. F. L., Siqueira C. A.; Garcia A.. **Teoretical-experimental analysis of the cellular/dendrite transition during unidirectional solidification of Sn-Pb alloys**, *Materials Research*, v. 5, n. 3, pp. 391-397, 2002.
- Rosa, D. M.; Spinelli, J. E.; Osório, W. R.; Garcia, A., **Effects of cell size and macrosegregation on the corrosion behavior of a dilute Pb-Sb alloy**. *Journal of Power Sources* v.162, pp.696-705, 2006.

- Rosa, D.M., Spinelli, J. E., Ferreira, I.L., Garcia, A., **Cellular growth during transient directional solidification Pb-Sb alloys**, Journal of Alloys and Compounds, v. 422, pp.227-238, 2006.
- Rutherford, K. L., Hutchings, I. M., **Theory and application of a micro-scale abrasive Wear Test**, Journal of Testing and Evaluation , JTEVA, v. 25, n. 2, pp. 250-260, 1997.
- Rohatgi, P.K., Pai, B.C., **Effect of microstructure and mechanical properties on the seizure resistance of cast aluminium alloys**, Wear, v. 28, n.3, pp.353-367, 1974.
- Sá F.; Rocha O. F. L.; Siqueira C. A.; Garcia A., **Espaçamentos dendríticos terciários na solidificação em condições de fluxo de calor transitório**, Anais do 10º Seminário de Metais não Ferrosos da ABM, São Paulo-Sp, pp. 207-216, 2002.
- Sá F.; Rocha O. F. L.; Siqueira C. A.; Garcia A., **The effect of solidification variables on tertiary dendrite arm spacing in unsteady-state directional solidification of Sn-Pb and Al-Cu alloys**. Materials Science and Engineering A, v. 373, pp. 131-138, 2004.
- Saheb, N., Laoui T. A., Daud, R., Harun, M., Radiman, S., Yahaya, R., **Effect of Ti addition on wear properties of Al-Si eutectic alloys**, Wear, v.. 249, pp. 656-662, 2001.
- Santos, G. A., Neto, C. M., Osório, W. R., Garcia, A., **Design of mechanical properties of a Zn27Al alloy based on microstructure dendrítica array spacing**, Materials and Design, v. 28, pp. 2425-2430, 2007
- Santos C. A.; Quaresma J. M. V.; Garcia A., **Determination of transient interfacial heat transfer coefficients in chill mold casting**, Journal of Alloys and Compounds, v. 319, pp. 174-186, 2001.
- Shah, K.B., Sandeep, K., Dwivedi, D., **Aging temperature and abrasive wear behavior of cast Al-(4%, 12%, 20%)Si-0,3%Mg alloys**, Materials & Design, n. 28, pp.1968-1974, 2007.
- Schouwenaars, R., Jacobo, V.H, Ortiz, A., **Microstructural aspects of wear in soft tribological alloys**, Wear, v. 263, n. 1-6, pp.727-735, 2007.

- Siqueira, C. A., Garcia, A., **Solidification thermal parameter affecting the columnar-to-equiaxed transition**, Metallurgical Transactions, v. 33A, p.2107, 2002.
- Siqueira C. A., Cheung N.; Garcia A.; **Solidification thermal parameters affecting the columnar-to-equiaxed transition**, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 33, pp. 2107-2118, 2001.
- Siqueira C. A.; Cheung N.; Garcia A., **The columnar to equiaxed transition during solidification of Sn-Pb alloys**, Journal Alloys and Compounds, v. 351, pp. 126-134, 2003.
- Spim J. A.; Garcia A., **A modified network approach for modeling solidification of complex-shaped domains**, Numerical Heat Transfer – B, v. 38, pp. 75-92, 2000.
- Spinelli J. E; Ferreira I. L.; Garcia A., **Influence of melt convection on the columnar to equiaxed transition and microstructure of downward unsteady-state directionally solidified Sn-Pb alloys**, Journal of Alloys and Compounds, v. 384, pp 217-226, 2004.
- Spittle J. A.; Lloyd D. M., **Dendrite arm spacing in hypoeutectic Pb-Sb alloys directionally solidified under steady and non-steady conditions**, Proc. International Conference on Solidification and Casting of Metals, pp. 15-20, 1979
- Sproules, E.S. and Duquette, D. J., **The mechanism of material removal in fretting** , Wear, 49, pp. 339-352 1978
- Suri, V. K.; El-Kaddah, N.; Berry, J. T., **Control of macrostructure in aluminum casting, Part i: determination of columnar/equiaxed transition for Al-4,5%Cu alloy**. AFS Transactions, v. 99, pp. 187-191, 1991.
- Taghiabadi,R., Ghasemi, H.M., Shabestari,S.G., **Effect of iron-rich intermetallics on the sliding wear behavior of Al–Si alloys**, Materials Science and Engineering: A,v. 490, n. 1-2, pp. 162-170, 2008
- Tiller W. A., **The redistribution of solute during the solidification of metals**, Acta Metallurgica, v. 6, pp. 428-437, 1953.

- Tiedje N.; Hansen P. N.; Pedersen A. S., **Modeling of primary and secondary dendrites in a Cu-6 wt pct Sn alloy**, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 27A, pp. 4084-4093, 1996.
- Tobar, M.J., Amado, J.M., Álvarez, C., García, A., Varela, A., Yañez, A., **Characteristics of Triboalloy T-800 and t-900 coatings on steel substrates by laser cladding**, Surface & Coatings Technology, v. 202, pp.2297-2301, 2008.
- Tomida, S., Nakata, K., Shibata, S., Zenkouji, I., Saji, S., **Improvement in wear resistance of hyper-eutectic Al-Si cast alloy by laser surface remelting**, Surface & Coatings Technology, v. 169-170, pp. 468-471, 2003.
- Torabian, H. , Pathak, J.P. , Tiwari, S.N., **Wear characterisitics of Al-Si alloys**, Wear, v. 172, pp. 49-58, 1994.
- Trezona, R. I., Hutchings, I. M., **Three-body abrasive wear testing of soft materials**. Wear, v.233 - 235, pp.209 - 221, 1999.
- Tripathy, M.R., Ravindra, K.D., Satish, C.K., **Rolling behavior of steel backed spray deposited Al-Sn strip**, Journal of Materials Processing Technology, v. 190, pp. 342-349, 2007.
- Trivedi R., **Interdendritic spacings. A comparison of theory and experiment**, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 15A, n. 6, pp. 977-982, 1984.
- Trivedi R.; Liu S.; Mazumber P.; Simsek E., **Microstructure development in the directionally solidified Al-4.0wt% Cu alloy system**, Science and Technology of Advanced Materials, v. 2, pp. 309-320, 2001.
- Tunca N.; Smith R. W., **Variation of dendrite arm spacing in Al-rich Zn-Al off-eutectic alloys**, Journal of Materials Science, v. 23, pp. 111-120, 1988.
- Thermo-calc software, v.4, Stockholm, Sweden, 2008

- Uemura, M., Okada, K., Okitsu, A., and Takahashi, N. **Observation of zinc diffusion and phase transformation on the surface of abraded  $\beta$ -brass**, in wear of materials, 1983, Ludema, K.C., ed., ASME, New York, 1983, pp.107-111.
- Voller, V. R.; Swaminathan, C. R., **General source-based method for solidification phase change**, Numerical Heat Transfer, v. 19, pp. 175-189, 1991.
- Wan X.; Han Q.; Hunt J. D., **Different growth regimes during directional dendritic growth**, Acta Materialia, v. 45, n. 10, pp. 3975-3979, 1997.
- Wang, F., Zhang, Z., Ma, Y., Jin, Y., **Effect of Fe and Mn additions on microstructure and wear properties of spray-deposited Al-20Si alloy**, Materials Letters, v. 58, pp.2442-2446, 2004.
- Waterhouse, R.B., **Fretting in hostile environments**, Wear, v.34, pp.301-309, 1975.
- Waterhouse, R.B., **Fretting in treatise materials science technology**, v. 13, Academic press, New York pp.259-286, 1979.
- Yang S.; Huang W.; Lin X.; Su Y.; Zhou Y., **On cellular spacing selection of Cu-Mn alloy under ultra-high temperature gradient and rapid solidification condition**, Scripta Materialia, v. 42, pp. 543-548, 2000.
- Young K. P.; Kirkwood D. H., **The dendrite arm spacing of aluminium-cooper alloys solidified under steady-state conditions**, Metallurgical Transactions, v.98, pp. 871-878, 1975.
- Yu L.; Ding G. L.; Reye J.; Ojha S. N.; Tewari S. N., **Cellular/dendritic array morphology during directional solidification of Pb-5.8 wt Pct Sb alloy**, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 30A, pp. 2463-2471, 1999.
- Yuan, G.C., Li, Z.J., Lou, Y.X., Zhang, X.M., **Study on Crystallization and Microstructure for New Series of Al-Sn-Si Alloys**, Materials Science and Engineering A, v. 280, pp. 108-115, 2000.

Zhou,L., Liu,G., Han,Z., Lu, K., **Grain size effect on wear resistance of a nanostructured AISI 52100 steel** Scripta Materialia, v. 58, pp.445-448, 2008

Zhang, Y., Chen, J., Weining, L., Renjun, X., **Effect of laser surface melting on friction and wear behavior of AM50 magnesium alloy**, Surface & Coatings Technology, v. 202, pp.3175-3179, 2008.

Ziv I.; Weinberg F., **The columnar-to-equiaxed transition in Al 3 Pct Cu**, Metallurgical Transactions B, v. 20B, pp. 731-734, 1989.

Zum-gahr, K.H., **Abrasive wear of two-phase metallic materials with a coarse microstructure** , in wear of materials 1985, Ludema, K.C., ASME, new York, 1985,pp.45-58.

### **Teses**

Colaço, R., Villar, R., **Comportamento ao desgaste abrasivo de ligas Fe-Cr-C processadas e desevolvidas por laser**, Tese de Doutorado, Instituto Superior técnico, ,Universidade técnica de Lisboa, Lisboa, Portugal, 2001

Osório, W. R. R., **Correlação entre parâmetros da solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Zn-Al**, Dissertação de Mestrado, UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo. 2000.

Pinto, M. A., **Deposição de revestimentos compósitos metal-cerâmico WC-Co por fusão a laser: avaliação da resistência ao desgaste e à corrosão**, Tese Doutorado, UNICAMP-FEM\_DEMA, Campinas-São Paulo, 2004

Quaresma J. M. V., **Correlação entre condições de solidificação, microestrutura e resistência mecânica**, Tese de Doutorado, UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo. 1999

Rosa, D. M., **Estruturas celulares, transição celular/dendrítica e estruturas dendríticas na solidificação unidirecional transitória**, Tese Doutorado, UNICAMP-FEM\_DEMA, Campinas- São Paulo:, 2007

Santos C. A., **Influência das taxas direcionais de resfriamento na evolução da solidificação em sistemas metal/molde**, Dissertação de Mestrado, UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo. 1997.

Spinelli, J.E., **Influência da convecção no líquido nas variáveis térmicas e estruturais na solidificação descendente de ligas Sn-Pb**, Tese de Doutorado, UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo, 2005

### **Livros**

ASM handbook – **Friction, lubrication and wear technology**, volume 18, ASM International – The materials information society, 1998

Garcia A., **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**, Editora da Unicamp, São Paulo, Brasil, 2001.

Kurz W. & Fisher D. J., **Fundamentals of Solidification**, Trans Tech Publications. Switzerland, 1984/86/89/92.

Zum-Gahr,K-H, **Microstructure and Wear of Materials**, Tribology Series, v.10 Elsevier Science Publishers, Amsterdam, Netherlands, 1987.

Flemings, M.C., **Solidification processing**, Nova York: McGraw Hill, 1974.

Chalmers, B. – **Principles of Solidification**, McGraw-Hill, new York, 1964.

Neale, M. J., **The Tribology Handbook**, 2. ed., Butterworth-Heinemann, Inglaterra, 1995.

Ohring, M., **Engineering materials science San Diego**: Academic press, 1995.

### **Normas**

ASTM E-8M : **Standard test methods for tension testing of metallic materials**

ASTM-EG40-96: **Standard terminology relating to wear and erosion**

DIN 50320; **Verschleiß, Begriffe, Systemanalyse von Verschleißvorgängen, Gliederung des Verschleißgebietes. Beuth-Verlag, Berlin, 1979, pp. 1–8.**

ASTM G77-91- **Standard test method for ranking resistances of materials to sliding wear using block-on-ring wear test.**

**Publicações baseadas nos resultados desta tese**

**Microstructural development in Al–Sn alloys directionally solidified under transient heat flow conditions** Materials Chemistry and Physics, v. 109, nº 1, May 2008, pp. 87-98, Kleber S. Cruz, José E. Spinelli,IVALDO L. FERREIRA, Noé Cheung, Amauri Garcia.

**Experimental analysis of the columnar-to-equiaxed transition in directionally solidified Al–Ni and Al–Sn alloys**, Materials Letters, v. 61, nº 11-12, May 2007, pp. 2135-2138, Manuel V. Canté, Kleber S. Cruz, José E. Spinelli, Noé Cheung, Amauri Garcia.

**Parâmetros Térmicos, Macroestrutura e Microestrutura na Solidificação Direcional da Liga Al-20%Sn**, Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, v.4, n.4, pp. 21-26, abr.-jun. 2008, Kleber Agustin Sabat da Cruz, Noé Cheung, Amauri Garcia.