

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA  
TESE DEFENDIDA POR Wislei Riuper Ramos Osório  
E APROVADA PELA  
COMISSÃO JULGADORA EM 22 / 02 2000

Amauri Garcia  
ORIENTADOR

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

**Correlação entre Parâmetros da Solidificação,  
Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Ligas  
Zn-Al.**

Autor : **Wislei Riuper Ramos Osório**  
Orientador: **Prof. Dr. Amauri Garcia**

13/00

UNICAMP  
BIBLIOTECA CENTRAL  
SEÇÃO CIRCULANTE

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

**Correlação entre Parâmetros da Solidificação,  
Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Ligas  
Zn-Al.**

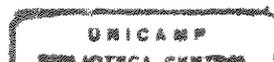
Autor : **Wislei Riuper Ramos Osório**  
Orientador: **Prof. Dr. Amauri Garcia**

Curso: Engenharia Mecânica.  
Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

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

Campinas, 2000  
S.P. - Brasil

UNICAMP  
BIBLIOTECA CENTRAL  
SEÇÃO CIRCULANTE



*Imagem em anexo*

UNIDADE	3c
N.º CHAMADA:	UNICAMP
	015c
V.	Ex.
TOMBO BC/	42661
PROC.	961278100
C	<input type="checkbox"/>
D	<input checked="" type="checkbox"/>
PREC.	R\$ 99,00
DATA	99/90/00
N.º CPD	

CM-00145868-B

B ID 276980

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

<p>Os28c 015c</p>	<p>Osório, Wislei Riuper Ramos Correlação entre parâmetros da solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Zn-Al Wislei Riuper Ramos Osório.--Campinas, SP: [s.n.], 2000.</p> <p>Orientador: Amauri Garcia. Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.</p> <p>1. Solidificação. 2. Microestrutura. 3. Calor - Transmissão. 4. Ligas de alumínio-zinco - Propriedades mecânicas. I. Garcia, Amauri. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.</p>
-----------------------	--

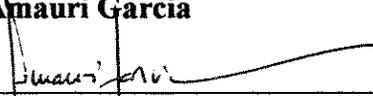
**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
DEPARTAMENTO DE MATERIAIS**

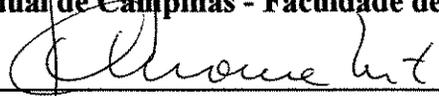
**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO**

**Correlação entre Parâmetros da Solidificação,  
Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Ligas  
Zn-Al.**

Autor : **Wislei Riuper Ramos Osório**

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

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Prof. Dr. Amauri Garcia, Presidente**  
**Universidade Estadual de Campinas - Faculdade de Engenharia Mecânica**

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Carlos de Moura Neto**  
**Instituto Tecnológico de Aeronáutica - ITA**

  
\_\_\_\_\_  
**Prof. Dr. Célia Marina A. Freire**  
**Universidade Estadual de Campinas - Faculdade de Engenharia Mecânica**

Campinas, 22 de Fevereiro de 2000

UNICAMP  
BIBLIOTECA CENTRAL  
SEÇÃO CIRCULANTE

**Dedicatória :**

Dedico este trabalho a meu estimado e melhor amigo, meu grandioso pai,

**Adão Roberto Osório,**

à minha querida mãe, que me cuida com muito carinho,

**Cleusa Ramos Osório,**

aos meus carinhosos irmãos,

**Welden Ramon Ramos Osório**

**Daniela Ramos Osório,**

à minha amiga, companheira, amada, minha esposa,

**Ana Carolina de Andrade Osório,**

e aos meus lindos filhos,

**Caio Wian de Andrade Osório,**

**Ana Júlia de Andrade Osório.**

UNICAMP  
BIBLIOTECA CENTRAL  
SEÇÃO CIRCULANTE

## **Agradecimentos**

Mais uma etapa da vida que se finda, acredito que vitoriosa, graças àqueles que direta ou indiretamente contribuíram com meus esforços. Assim, agradeço-lhes e presto minha sincera homenagem:

À UNICAMP, à CAPES e à FAPESP, pelo apoio financeiro e suporte técnico, destinados aos projetos de pesquisa realizados sob coordenação do Prof. Dr. **Amauri Garcia**.

Aos meus familiares pelo incentivo e dedicação em todos momentos.

Ao Prof. Dr. **Amauri Garcia**, por toda a atenção, dedicação, exemplo de humanismo, amizade e profissionalismo.

A todos aqueles que fizeram ou fazem parte de nosso grupo de pesquisa: Prof. e amigo **José Maria do Vale Quaresma**, pelas elucubrações e provas de amizade e humanismo, ao amigo **Carlos Alexandre dos Santos**, pela amizade e toda atenção e apoio técnico dispensado, ao amigo **Noé Cheung**, pela amizade e discussões dentro e fora do âmbito científico e aos amigos, Dr. **Jaime Alvares Spim Junior**, **Marcolino Fernandes Neto**, **Claudio Siqueira** e **Marco Olivio Sotelo** pelas proveitosas discussões e materiais técnicos cedidos.

Aos amigos **José Luís**, **Fábio Gatamorta**, **Emílio** e **Claudio** – técnicos mecânicos do DEMA e DEF, e à amiga e excelente profissional, **Rita B. Jacon**, responsável pelo Laboratório de Metalografia do DEMA. Aos **professores e funcionários** do DEMA e CPG/FEM e a todos os amigos : **Peterson Ferrandini**, **Luiz Carlos Vicentini**, **André Munhoz**, **José Eduardo Spinelli**, **Ricardo Micaroni**, **Fabiano Rosseti**, além de muitos outros que contribuíram com idéias, solidariedade e amizade durante convívio diário.

A **DEUS** por tudo que se passou e está por vir.

*...Somos ainda incipientes,*

*Quanto à busca da Sabedoria,*

*Mas, devemos ser insistentes*

*Para que não nos tornemos insipientes...*

## Sumário

<b>CAPÍTULO 1</b>	<b>1</b>
<b>Introdução</b>	<b>1</b>
<b>1.1 – Considerações Iniciais.</b>	<b>1</b>
<b>1.2 – Objetivos do Trabalho.</b>	<b>5</b>
<b>CAPÍTULO 2</b>	<b>7</b>
<b>2.1 – Coeficiente de Partição de Sólido.</b>	<b>10</b>
<b>2.1.1- Solidificação sob condições de equilíbrio.</b>	<b>13</b>
<b>2.1.2- Solidificação fora de equilíbrio.</b>	<b>15</b>
<b>A) Redistribuição de soluto no líquido apenas por difusão.</b>	<b>16</b>
<b>B ) Redistribuição de soluto por mistura completa no líquido.</b>	<b>19</b>
<b>B<sub>2</sub>) com difusão de retorno no sólido.</b>	<b>23</b>
<b>B<sub>2.1</sub>) quando se considera a velocidade da interface sólido/líquido constante</b>	<b>25</b>
<b>B<sub>2.2</sub>) quando se considera a velocidade da interface sólido/líquido parabólica</b>	<b>27</b>
<b>C ) Redistribuição de soluto no líquido por mistura parcial.</b>	<b>33</b>
<b>2.2 - A Estabilidade da Interface Sólido/Líquido.</b>	<b>36</b>
<b>2.2.1 - Critério de Estabilidade do Superesfriamento Constitucional (SRC).</b>	<b>37</b>
<b>2.3 - Formação da Microestrutura.</b>	<b>42</b>
<b>2.4 - Modelos de Crescimento Dendrítico.</b>	<b>47</b>

2.4.1 - Espaçamento Dendrítico Primário ( EDP ou $\lambda_1$ ).	48
A) Modelos teóricos para espaçamento dendrítico primário (EDP).	49
B) Equações experimentais para espaçamento dendrítico primário (EDP).	52
2.4.2 - Espaçamento Dendrítico Secundário ( EDS ).	54
A) Modelos teóricos para espaçamento dendrítico secundário.	57
B) Equações experimentais para espaçamento dendrítico secundário.	61
<b>CAPÍTULO 3</b>	<b>66</b>
<b>3-COEFICIENTES DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA INTERFACE MOLDE/AMBIENTE E METAL/MOLDE.</b>	<b>66</b>
3.1 - Resistências Térmicas na Solidificação.	66
3.2 - Formação do <i>gap</i> de Ar na Interface Metal / Molde.	72
3.3 - Determinação de $h_i$ por meio da Cinética de Solidificação Unidirecional.	75
3.4 - Determinação de $h_i$ por meio de Medidas dos Espaçamentos Dendríticos Secundários.	77
3.5 - Determinação de $h_i$ por meio de Medidas de Temperaturas e Vazão em Moldes Refrigerados.	79
3.6 - Determinação de $h_i$ pela Superposição Teórico/Experimental de Perfis Térmicos.	83
3.7 - Interface Molde/Ambiente.	84
<b>CAPÍTULO 4</b>	<b>88</b>
<b>4 MATERIAIS E MÉTODOS</b>	<b>88</b>
4.1 - Aparato experimental de uso comum.	89
4.2 - Ligas Analisadas.	92
4.2.1 - Ligas de Zinco para Fundição.	92
4.2.2 - Elaboração das Ligas em Estudo.	93
4.3 - Procedimentos para Obtenção das Curvas de Resfriamento.	94
4.4 - Procedimentos para Obtenção dos Tempos de Passagem das Isotermas por Posições Específicas.	97
4.5 - Obtenção da Correlação entre EDS e Posições Específicas.	100
4.6 - Obtenção da Correlação entre EDS e Tempo Local de Solidificação.	103

4.7 - Determinação dos Coeficientes de Transferência de Calor entre Molde/Ambiente ( $h_{Amb}$ ) e Metal/Molde ( $h_i$ ).	104
4.7.1 - Coeficiente $h_{Amb}$ ( Molde / Ambiente ).	104
4.7.2 - Coeficiente $h_i$ ( Metal / Molde ).	106
4.8 - Determinação da Relação entre EDS ( $\lambda_2$ ) e Limite de Resistência à Tração ( LRT ).	108
<b>CAPÍTULO 5</b>	<b>113</b>
<b>5 RESULTADOS E DISCUSSÕES</b>	<b>113</b>
5.1 – Curvas de Resfriamento das Ligas.	113
5.2 –Tempo de Passagem da Isoterma Liquidus e Solidus em Relação às Posições Específicas.	121
5.3 – Correlação entre Espaçamento Dendrítico Secundário e Posição a Partir da Superfície do Lingote.	130
5.4 – Correlação entre Espaçamento Dendrítico Secundário ( EDS ) e Tempo Local de Solidificação ( $t_{SL}$ ).	135
5.5 – Coeficiente de Transferência de Calor na Interface Molde/Ambiente ( $h_{Amb}$ ).	137
5.6 – Coeficiente de Transferência de Calor na Interface Metal/Molde ( $h_i$ ).	139
5.7 – Correlação entre os Espaçamentos Dendríticos Secundários (EDS) e o Limite de Resistência à Tração ( LRT ).	143
<b>CAPÍTULO 6</b>	<b>150</b>
<b>CONCLUSÕES E PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS.</b>	<b>150</b>
6.1 – Conclusões.	150
6.2 – Propostas para Trabalho Futuros.	153
Referências Bibliográficas.	154
<b><u>APÊNDICE A</u></b>	<b>168</b>

## Resumo

OSÓRIO, Wislei Riuper Ramos, Correlação entre Parâmetros da Solidificação, Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Ligas Zn - Al, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2000 ( Mestrado ).

A imposição de uma ampla gama de condições operacionais nos processos de fundição e solidificação gera, como consequência direta, uma diversidade de estruturas de solidificação. Parâmetros estruturais, tais como tamanho de grão e espaçamentos dendríticos são fortemente influenciados pelo comportamento térmico do sistema metal/molde durante a solidificação, consequentemente impondo uma estreita correlação entre o sistema descrito e a microestrutura resultante. As propriedades mecânicas de uma liga dependem do arranjo microestrutural decorrente da solidificação. Sobre essas circunstâncias, o comportamento mecânico da liga, representado pelas tensões e/ou deformações, será definido pelo tamanho de grão, espaçamentos dendríticos, eventuais porosidades e partículas ou outras fases segregadas. Expressões que correlacionem o comportamento mecânico com os parâmetros microestruturais são bastante úteis para um planejamento prévio das condições de solidificação em função de um determinado nível resistência mecânica que se pretenda alcançar, como exemplo, estabelecer um caminho de programação tanto da microestrutura, bem como das propriedades mecânicas.

O objetivo nesse trabalho é investigar a influência da transferência de calor na microestrutura de solidificação de ligas Zn-Al e a correlação com as propriedades mecânicas. Os resultados experimentais incluem os coeficientes variáveis de transferência de calor metal/molde e molde/ambiente ( $h_i$ ) e ( $h_{Amb}$ ), espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ), tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ) e limite de resistência à tração ( $\sigma_u$ ), em função das condições de solidificação impostas pelo sistema metal/molde.

## **Palavras Chave**

Solidificação, Estrutura Dendrítica, Coeficientes de Transferência de Calor Metal/Molde e Molde/Ambiente, Propriedades Mecânicas e Ligas Zinco – Alumínio.

## Abstract

OSÓRIO, Wislei Riuper Ramos, The Correlation Among Solidification Parameters, Microstructure and Mechanical Properties of Zn-Al Alloys, Campinas: College of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2000 ( Master of Science ).

The imposition of a wide range of operational conditions in foundry and casting process generates, as a direct consequence, a diversity of solidification structures. Structural parameters such as grain size and interdendritic spacings are highly influence by thermal behavior of the metal/mould system during solidification, consequently imposing a close correlation between the described system and resulting microstructure. The mechanical properties of an alloy depend on solidification microstructural arrangement. Under this circumstance, the mechanical behavior of the alloy, represented by stresses and/or strains, will be defined by grain size, interdendritic spacings, casual porosities, segregated products and other phases. Expressions correlating the mechanical behavior with microstructure parameters are very useful for a previous planning of the solidification conditions in terms of a determined level of mechanical resistance which is intended to be attained, i.e. to settle a way of programming the microstructure and the mechanical properties as well.

The aim of the present work is to investigate the influence of heat transfer on solidification microstructure of Zn-Al alloys and the correlation with mechanical properties. Experimental results include transient metal/mould and mold/environment heat transfer coefficients ( $h_i$ ) and ( $h_{Amb}$ ) , secondary dendrite arm spacings ( $\lambda_2$ ), local time solidification ( $t_{SL}$ ) and ultimate tensile strength ( $\sigma_u$ ) as a function of solidification conditions imposed by the metal/mould system.

**Key Words:**

Solidification, Dendritic Structure, Metal/Mold and Mold/Environment Heat Transfer Coefficients, Mechanical Properties and Zinc-Aluminium Alloys

## Lista de Figuras

### Capítulo 1

- 1.1 Representação esquemática da microestrutura de fundidos. 3

### Capítulo 2

- 2.1 Ilustração esquemática da interface Sólido/Líquido facetada (A) e difusa (B).  
[Kurz/Fisher, 1984 ] 10
- 2.2 Diagrama de equilíbrio de ligas binárias onde ( $k_0 < 1$ ), caso onde o soluto abaixa o ponto de fusão do metal base (A) e no caso onde o soluto eleva o ponto de fusão ( $k_0 > 1$ ) (B). 12
- 2.3 Ilustração esquemática da variação do teor de soluto durante solidificação em equilíbrio para liga de composição  $C_0$  com  $k_0 < 1$  (A) e proporções e composições do sólido e do líquido (B). 14
- 2.4 Perfil de redistribuição ou partição de soluto no líquido à frente da interface sólido/líquido apenas por difusão em regime permanente (A) e balanço de massa no elemento  $\Delta X$  (B). 17
- 2.5 Perfil de soluto para regime permanente e redistribuição e rejeição de soluto por difusão (A) e rejeição de solvente (B). 20
- 2.6 Esquema ilustrativo da redistribuição de soluto na solidificação com difusão completa no líquido sem difusão de retorno no sólido. 21
- 2.7 Esquema ilustrativo da interface sólido/líquido para apoio do balanço de massa na condição redistribuição de soluto por mistura completa no líquido. 23
- 2.8 Esquema ilustrativo da evolução da interface sólido/líquido para distribuição de soluto por mistura completa no líquido com difusão de retorno no sólido ( região A3 ). 25
- 2.9 Ilustração da distribuição de soluto na solidificação de ligas binárias com frente de solidificação plana em representação do diagrama de equilíbrio (A) e em representação da distribuição de soluto no líquido (B). 35

- Esquema ilustrativo do perfil de concentração à frente da interface sólido/líquido (A),  
 2.10 perfil de temperaturas líquidas à frente da interface sólido/líquido (B) e região 38  
 superesfriada constitucionalmente à frente da interface sólido/líquido (C).
- Arranjo esquemático para análise do critério de estabilidade constitucional em parte de  
 2.11 um diagrama de equilíbrio de fases (A) e em balanço de massa na interface sólido/líquido 40  
 para regime estacionário e sem difusão de soluto no sólido (B).
- Evolução esquemática da morfologia da interface sólido/líquido, onde o gradiente térmico  
 2.12 da interface é maior que o da temperatura líquida, associado à interface sólido/líquido plana 43  
 e gradiente térmico menor que temperatura líquida, situação de SRC, com interface  
 sólido/líquido instável ( não plana ). [Viskanta, 1988 ; Kurz/Fisher, 1984]
- Esquema ilustrativo dos tipos básicos das frentes de solidificação para sistemas metálicos  
 2.13 com dois ou mais componentes. [Viskanta, 1988 ; Quaresma, 1999] 44
- Evolução esquemática da morfologia da interface sólido/líquido instável, passando  
 2.14 de plana para não plana (A) e interface estável com tendência à plana (B). A interface 45  
 estável só é obtida em casos especiais de solidificação. [Kurz/Fisher, 1984]
- Direções de crescimento esquemáticas: morfologia celular (A) , morfologia de transição  
 2.15 celular a dendrítica (B), e morfologia dendrítica (C), onde a direção de crescimento é 46  
 definida por fatores cristalográficos.
- Ilustração do aspecto morfológico de crescimento dendrítico unidirecional, mostrando  
 2.16 os espaçamentos dendríticos primários ( $\lambda_1$ ), os secundários ( $\lambda_2$ ) e terciários ( $\lambda_3$ ) 47  
 [Kurz/Fisher, 1984]
- Ilustração esquemática da etapa de dissolução de ramos dendríticos secundário e  
 2.17 do fenômeno de engrossamento dos ramos secundários. [Flemings, 1970] 56
- Esquema ilustrativo da formação das regiões ricas em soluto no fenômeno do  
 2.18 coalescimento dos ramos dendríticos secundários. [Chien/Kattamis, 1970; Flemings, 1974] 57
- 2.19 Ilustração da distância entre a raiz da dendrita e plano da ponta da dendrita. 64

### **Capítulo 3**

- 3.1 Representação das formas de transferência de calor e perfil térmico ao longo do 67  
 elemento de estudo.

3.2	Ilustração da evolução da formação do gap de ar, durante o processo de solidificação, entre o metal e o molde.	73
3.3	Esquema ilustrativo para determinação experimental de $h_i$ e posição dos termopares em relação ao molde (A), perfis térmicos relativos às posições dos termopares, $\Delta T = 0$ (B) e representação gráfica da média dos valores de $t/S$ em função de $S$ (C). [Garcia,1978/79]	77
3.4	Esquema da determinação experimental de $h_i$ a partir de valores de $\lambda_2$ (A), Variação de $\lambda_2$ da superfície ao centro da peça (B), Variação de $t_{SL}$ da superfície ao centro da peça (C) e Determinação de $h_i$ a partir de $t_{SL}$ , utilizando-se modelos matemáticos de solidificação (D). [Santos, 1997]	79
3.5	Esquema das resistências térmicas do sistema Metal/Molde com molde refrigerado. [ Santos, 1997 ]	80
3.6	Esquema de distribuição de temperatura através do molde com molde semi-infinito (A), molde refrigerado (B) e molde com parede fina (C). [ Santos, 1997 ]	85
3.7	Esboço dos modos de transferência de calor na interface molde/ambiente.	86

## **Capítulo 4**

4.1	Cadinho (A), Forno elétrico utilizado na fusão das ligas (B) e Cavidade de vazamento destinada a receber o metal líquido (C).	89
4.2	Termopar (A), Equipamento de aquisição de dados (B) e conectores para interface entre dispositivos (A) com (B) para o registro das temperaturas envolvidas nos experimentos (C).	90
4.3	Curvas de Resfriamento do Zinco Puro (A); liga ZA1 (B); liga ZA3 (C); liga ZA4 (D); liga ZA5 – eutética (E); e Alumínio Puro (F).	95
4.4	Diagrama de fases completo (A) e destaque do mesmo diagrama, entre o metal puro (Zn) e eutético (Zn-5%Al) (B) do sistema Zinco-Alumínio. [ Hawkins, 1973 ]	96
4.5	Ilustração esquemática das isoterms solidus e liquidus em deslocamento, onde : VS = velocidade de deslocamento da isoterma solidus; VL = velocidade de deslocamento da isoterma liquidus.	98
4.6	Ilustração esquemática do sistema experimental em vista superior (A) e vista lateral (B), mostrando componentes, cotas e posicionamento dos termopares.(medidos em milímetros)	99

4.7	Ilustração esquemática da retirada das amostras para análise metalográfica. ( medidas em milímetros )	101
4.8	Ilustração esquemática das medidas dos EDS ( $\lambda_2$ ), utilizando a distância média entre os centros geométricos dos braços dendríticos.	102
4.9	Ilustração esquemática para determinação do tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ).	103
4.10	Esquema ilustrativo do sistema Metal/Molde, em vista lateral dos termopares e interfaces para determinação de $h_{Amb}$ e $h_i$ .	104
4.11	Planilha programada para cálculo automático de $h_{Amb}$ .	105
4.12	Esquema ilustrativo do posicionamento dos corpos de prova (A) para ensaio de tração na máquina MTS – Test Star II (B).	109
4.13	Esquema ilustrativo dos corpos de prova conforme Norma ASTM E 8M, onde: $A = 54$ ; $D = 9,0 \pm 0,1$ ; $G = 45,0 \pm 0,1$ ; $R = 8$ ( medidas em milímetros ).	111
4.14	Foto ilustrativa de lingote e corpos de prova fraturados.	111

## **Capítulo 5**

5.1	Curvas de resfriamentos da liga ZA1 nas posições específicas, no metal (A) e curva de aquecimento do molde (B).	114
5.2	Representação esquemática do deslocamento das isothermas solidus e liquidus ao longo da solidificação.	115
5.3	Curvas de resfriamentos da liga ZA3 nas posições específicas, no metal (A) e curva de aquecimento do molde (B).	117
5.4	Curvas de resfriamentos da liga ZA4 nas posições específicas, no metal (A) e curva de aquecimento do molde (B).	118
5.5	Curvas de resfriamentos da liga ZA5 ( eutética ) nas posições específicas, no metal (A) e curva de aquecimento do molde (B).	119
5.6	Curva de resfriamento da do Zinco puro nas posições específicas, no metal (A) e curva de aquecimento do molde (B).	120

5.7	Esquemática do sistema experimental, mostrando a variação de altura no posicionamento dos termopares.	121
5.8	Representação esquemática do preenchimento da cavidade do molde e da absorção de carga térmica pela parede do molde.	122
5.9	Tempo de passagem da isoterma liquidus ( <b>A</b> ) e isoterma solidus ( <b>B</b> ), com termopares posicionados na altura de 20mm, em função da posição para as ligas de diferentes teores de Alumínio.	123
5.10	Equações experimentais para a liga <b>ZA1</b> de $P = f( t_L )$ , nas alturas de 40mm ( <b>A</b> ), 30mm ( <b>B</b> ) e 20mm ( <b>C</b> ), além da equação média ( <b>D</b> ) para esta composição.	125
5.11	Equações experimentais para a liga <b>ZA3</b> de $P = f( t_L )$ , nas alturas de 40mm ( <b>A</b> ), 30mm ( <b>B</b> ) e 20mm ( <b>C</b> ), além da equação média ( <b>D</b> ) para esta composição.	126
5.12	Equações experimentais para a liga <b>ZA4</b> de $P = f( t_L )$ , nas alturas de 40mm ( <b>A</b> ), 30mm ( <b>B</b> ) e 20mm ( <b>C</b> ), além da equação média ( <b>D</b> ) para esta composição.	127
5.13	Perfil do comportamento da variação do tempo de passagem da isoterma solidus em função das posições específicas. A altura dos termopares em relação ao fundo é de 20mm.	128
5.14	Representação do tempo local de solidificação para a liga <b>ZA1</b> ( <b>A</b> ), liga <b>ZA3</b> ( <b>B</b> ) e liga <b>ZA4</b> ( <b>C</b> ), com os termopares na altura de 20mm do fundo.	129
5.15	Equações experimentais de $\lambda_2$ em função da <b>Posição Relativa</b> para a liga <b>ZA3</b> na altura de 40mm do fundo ( <b>A</b> ), na altura de 30mm do fundo ( <b>B</b> ), na altura de 20mm do fundo ( <b>C</b> ) e a equação experimental média ( <b>D</b> ).	130
5.16	Equações experimentais de $\lambda_2$ em função da <b>Posição Relativa</b> para a liga <b>ZA4</b> na altura de 40mm do fundo ( <b>A</b> ), na altura de 30mm do fundo ( <b>B</b> ), na altura de 20mm do fundo ( <b>C</b> ) e a equação experimental média ( <b>D</b> ).	131
5.17	Comparação entre as equações experimentais médias de $\lambda_2$ em função da <b>Posição Relativa</b> para as ligas <b>ZA3</b> e <b>ZA4</b> .	132
5.18	Microestruturas da liga <b>ZA3</b> e respectivas posições relativas, com o mesmo aumento óptico ( 100 vezes ), evidenciando o refino dendrítico. ( barra de medida com 120 $\mu$ m ).	133

5.19	Microestruturas da liga <b>ZA4</b> e respectivas posições relativas, com o mesmo aumento óptico ( 100 vezes ), evidenciando o refino dendrítico. (barra de medida com 120 $\mu$ m).	134
5.20	Equações experimentais de $\lambda_2$ em função do <b>Tempo Local de Solidificação</b> para a liga <b>ZA3 ( A )</b> e liga <b>ZA4 ( B )</b> , ambas com termopares posicionados à 20mm do fundo e comparação da mesma relação entre as duas ligas ( <b>C</b> ).	136
5.21	Perfis térmicos obtidos para a liga <b>ZA4</b> em experimentos distintos, mas semelhantes, evidenciando a equação de $h_{Amb}$ [ W/m <sup>2</sup> K ].	137
5.22	Comparação dos perfis térmicos experimentais e numéricos para a liga <b>ZA1 ( A )</b> , para a liga <b>ZA3 ( B )</b> e para a liga <b>ZA4 ( C )</b> .	139
5.23	Correlação entre as curvas representativas do comportamento de $h_i$ , obtidas para as três ligas do sistema Zn-Al.	141
5.24	Curvas tensão - deformação para a liga <b>ZA3</b> , obtida de corpos de prova retirados das posições identificadas e associadas à microestrutura.	144
5.25	Curvas tensão - deformação para a liga <b>ZA4</b> , obtida de corpos de prova retirados das posições identificadas e associadas à microestrutura.	145
5.26	Comparação do desempenho das ligas <b>ZA3</b> e <b>ZA4</b> , com corpos de prova obtidos da Posição 1.	146
5.27	Relação do limite de resistência à tração ( <b>LRT</b> ) com espaçamentos dendríticos secundários ( <b>EDS</b> ), para a liga <b>ZA3 ( A )</b> e liga <b>ZA4 ( B )</b> .	147

## Lista de Tabelas

### Capítulo 2

- 2.1 Modelos de EDP. 49
- Equações experimentais entre EDP ( $\lambda_1$ ) e taxa de crescimento ( $V$ ) para diferentes composições e gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido ( $G_L$ ). 54  
[ Tunca/Smith, 1988 ]
- 2.3 Modelos de EDS. 57
- Equações experimentais entre EDP ( $\lambda_2$ ) e taxa de crescimento ( $V$ ) para diferentes composições e gradientes térmicos à frente da interface sólido/líquido ( $G_L$ ). 63  
[ Tunca/Smith, 1988 ]
- 2.5 Equações experimentais entre EDP ( $\lambda_2$ ) e tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ) para diferentes composições e gradientes térmicos ( $G_L$ ). [Tunca/Smith,1988] 64

### Capítulo 4

- 4.1 Composição média de ligas Zinco-Alumínio comercializadas. [Nevison,1988 ; Chiaverini,1997] 93
- 4.2 Temperaturas solidus e liquidus, temperatura de vazamento e intervalo de solidificação das ligas estudadas. 97
- 4.3 Características termofísicas dos materiais investigados. 107
- 4.4 Relação entre o posicionamento dos corpos de prova e a distância relativa à interface Metal/Molde. 110

### Capítulo 5

- 5.1 Valores aproximados de  $h_i$  para as três ligas, considerando um tempo de 30% do tempo total de solidificação, respectivoa cada liga. 140

## Nomenclatura

### Letras latinas

**A** = área unitária [ m<sup>2</sup> ];

**A<sub>T</sub>** =  $\Delta y, \Delta z$ , área de passagem do fluxo de calor ou área de troca térmica [ m<sup>2</sup> ];

**a, b e C** = constantes do capítulo 1;

**a, b e c** = valores que, segundo **Ohnaka**, dependem do tempo;

**a, b e Q** = constantes;

**B** = constantes de integração;

**c** = calor específico [ J / kg K ];

**C<sub>E</sub>** = concentração eutética do sistema [ % - em peso ];

**c<sub>r</sub>** = calor específico do fluido de refrigeração [ J / kg. K ];

**C<sub>L</sub>** = percentagens de soluto nas fases líquida em equilíbrio ou concentração de soluto no líquido a uma distância **x** da interface sólido/líquido [ % ];

**C<sup>\*</sup><sub>L</sub>** = composição constante dada pelo diagrama para a temperatura **T** [ % ];

**C e n** = são constantes que dependem da liga considerada ;

**C<sub>S</sub>** = percentagens de soluto nas fases sólida em equilíbrio [ % - em peso];

**C<sub>Ti</sub>** = capacidade térmica do elemento "i" [ W / K ];

**C<sub>0</sub>** = concentração nominal da liga [ % ];

**C<sub>2</sub>** = parâmetro de **Mortensen** [ ( m<sup>3</sup> / s ) x 10<sup>-16</sup> ];

**C<sub>∞</sub>** = composição equalizada do volume de líquido [ % ];

**D** = difusividade de soluto [ m<sup>2</sup> / s ],

$D_L$  = difusividade de soluto no líquido [  $m^2 / s$  ];  
 $D_S$  = difusividade no sólido [  $m^2 / s$  ];  
 $dS$  = espessura infinitesimal de sólido formada [ m ];  
 $f_S$  = fração de sólido [ % ];  
 $G$  = gradientes térmicos [ K / m ];  
 $G_C$  = gradiente de soluto no líquido [ kg / m ];  
 $G_L$  = gradiente térmico à frente da isoterma liquidus ou no líquido [ K / m ];  
 $G_{LS}$  = gradiente térmico médio na interface sólido/líquido ou zona pastosa [ K / m ];  
 $G_S$  = gradiente de temperatura no sólido [ K / m ];  
 $g_1$  e  $g_2$  = constantes, identificadas como fator de calibração;  
 $g$  = aceleração da gravidade [  $9,81 m / s^2$  ];  
 $h_{Amb}$  = coeficiente de transferência de calor na interface molde/ambiente [  $W / m^2 K$  ];  
 $h_c$  = coeficiente de transferência de calor por convecção do gás [  $W / m^2.K$  ];  
 $h_g$  = coeficiente global de transferência de calor [  $W / m^2.K$  ];  
 $h_i$  = coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde [  $W / m^2 K$  ];  
 $h_M$  = coeficiente de transferência de calor do molde [  $W / m^2.K$  ];  
 $h_R$  = coeficiente de transferência de calor por radiação [  $W / m^2.K$  ];  
 $h_S$  = coeficiente da transferência de calor da camada solidificada [  $W / m^2.K$  ];  
 $k_0$  = coeficiente de partição de soluto [ adimensional ];  
 $k_E$  = coeficiente partição efetivo de soluto [ % ];  
 $K_f$  = condutividade térmica do fluido de refrigeração [  $W / m K$  ];  
 $K_{gás}$  = condutividade térmica do gás do intervalo de ar [  $W / m K$  ];  
 $K_L$  = condutividade térmica do líquido [  $W / m K$  ];  
 $K_{lb}$  = condutividade térmica do lubrificante [  $W / m K$  ];

$K_M$  = condutividade térmica no material da parede do molde [ W / m K];

$K_S$  = condutividade térmica do sólido ou metal sólido [ W / m K ];

$L$  = calor latente de fusão do material [ J / m<sup>3</sup> ] ou [ J / kg ];

$\ell$  = largura ou diâmetro do canal de refrigeração [ m ];

$L(\partial F_S / \partial T)$  = parâmetro associado à liberação de energia na forma de calor, devido à mudança de fase [ J / kg.K ];

$L$  = distância entre a interface eutética e o plano das pontas das dendritas, [Tunca/Smith,1988];

$M$  = parâmetro de engrossamento [ m<sup>3</sup>/s ];

$m_1$  e  $m_2$  = constantes;

$m_L = (d T_L / d C_L)$ , inclinação da linha liquidus;

\*  
 $m$  = vazão do fluido de refrigeração [ kg / s];

$n$  = expoente experimental;

$Pr$  = número de Prandtl;

$q_0$  = fluxos de calor na interface metal/molde [ W / m<sup>2</sup> ];

$q_s$  = fluxos de calor na interface sólido/líquido [ W / m<sup>2</sup> ];

$R$  = raio da ponta da dendrita [ modelo de Kurz ];

$R_C$  = resistência térmica devido à convecção do ar atmosférico [ m<sup>2</sup> K / W ];

$Re$  = número de Reynolds;

$R_i$  = resistência térmica da interface metal/molde [ m<sup>2</sup> K / W ];

$R_L$  = resistência térmica da camada líquida [ m<sup>2</sup> K / W ];

$R_M$  = resistência térmica da parede do molde [ m<sup>2</sup> K / W ];

$R_{M/A} = R_C + R_R$ , resistência térmica da interface molde/ambiente [ m<sup>2</sup> K / W ];

$R_R$  = resistência térmica devido à radiação do ar atmosférico [ m<sup>2</sup> K / W ];

$R_S$  = resistência térmica da camada solidificada [ m<sup>2</sup> K / W ];

$R_g$  ( $R_g = 1/h_g$ ) = resistência térmica global do sistema [  $m^2 K / W$  ];

$R_1$  ( $R_1 = 1/h_1$ ) = resistência térmica entre fluido refrigerante e superfície do molde [  $m^2 K/W$  ];

$S_L$  = posição da isoterma liquidus a partir da superfície metal/molde [ m ];

$S_S$  = posição da isoterma solidus a partir da superfície metal/molde [ m ];

$t_{\infty}$  e  $t_0$  = valores ideais de tempo de solidificação, correspondentes respectivamente aos casos extremos e opostos de solidificação em molde semi-infinito e solidificação em ausência total de molde [ s ];

$t_{SL}$  = tempo local de solidificação [ s ];

$T$  = temperatura da fase líquida na frente da interface sólido/líquido [ K ];

$T_0$  = temperatura ambiente ou inicial do molde [ K ];

$T_{EM}$  = temperatura da superfície externa do molde [ K ];

$T_{Eut}$  = temperatura eutética do sistema [K];

$T_F$  = temperatura de fusão do metal base do sistema [ K ];

$T_{fe}$  = temperatura do fluido na saída do circuito de refrigeração [ K ];

$T_{fs}$  = temperatura do fluido na entrada do circuito de refrigeração [ K ];

$T_{IS}$  = temperatura da superfície do lingote [ K ];

$T_L$  = temperatura da linha liquidus da liga [ K ];

$T_m$  = temperatura de equilíbrio do elemento puro com a interface sólido/líquido [ K ];

$T_{mf}$  = temperatura média do fluido de refrigeração [ K ];

$T_R$  = temperatura real [ K ];

$T_S$  = temperatura da linha solidus da liga [ K ];

$T_V$  = temperatura de vazamento [ K ];

$\dot{T}$  = taxa de resfriamento [ K / s ];

\*

$T$  = taxa de resfriamento do sólido junto à interface sólido/líquido [ K / s ];

$V$  = velocidades de deslocamento de isothermas características [ m / s ];

$V$  = velocidade da interface sólido/líquido [ m / s ];

$V_L$  = velocidade de deslocamento da isoterma liquidus ou ponta da dendrita [ m / s ];

$V_L$  = velocidade de deslocamento da ponta da dendrita de Hunt [ m / s ];

$V_S$  = velocidade de deslocamento da isoterma solidus [ m / s ];

$w$  = constante que assume valores entre 1/3 a 1/2 para  $\lambda_2$  e sendo valor próximo de 1/2 para  $\lambda_1$ ;

$w_f$  = velocidade do fluido de refrigeração [ m / s ];

$x$  = distância a partir do centro da dendrita [ m ];

$x = S$  , interface sólido/líquido;

$x = S_L$  , interface zona pastosa/líquido;

$X_{gap}$  = espessura do *gap* de ar [ m ];

$X_{lb}$  = espessura da camada de lubrificante [ m ];

$X_M$  = espessura da parede do molde [ m ];

$X_S$  = espessura da camada solidificada [ m ];

### Letras Gregas

$\alpha'$  = parâmetro de **Clyne/Kurz** para perfil exponencial de distribuição de soluto no sólido;

$\alpha''$  = parâmetro de **Ohnaka** para perfil integral de distribuição de soluto no sólido;

$\alpha$  = parâmetro que depende das propriedades termofísicas do metal, do molde e da temperatura de vazamento [ s / m<sup>2</sup> ];

$\alpha_L$  = parâmetro que depende das propriedades termofísicas do metal líquido, do molde e da temperatura de vazamento [ s / m<sup>2</sup> ];

$\beta$  = parâmetro que depende do metal do molde e de  $h_i$  [ s / m ];

$\delta$  = tempo de surgimento da isoterma solidus [ s ];

$\Delta t \leq \tau_{QDi}$ , critério de estabilidade do sistema para a equação de solução do M.D.F. na forma explícita de trabalho;

$\Delta t$  = intervalo de tempo [ s ] ;

$\Delta T = T_V - T_L$ , superaquecimento [ K ];

$\Delta T_{LE} = T_L - T_{Ent}$ , intervalo de transformação líquido/sólido [K];

$\Delta T_{SL} = T_L - T_S$ , intervalo de solidificação de não equilíbrio [ K ];

$\Delta x$  = distância percorrida pelo fluxo de calor entre os pontos centrais [ m ];

$\Delta x$  = elemento de volume considerado [ m<sup>3</sup> ];

$\varepsilon$  = fator de escala para tensão superficial;

$\varepsilon$  = emissividade do material do molde;

$\xi$  = função complexa utilizada no modelo de **Kobayashi** [Capítulo 2 ];

$\phi$  = coeficiente de sensibilidade do método de **Beck** [Apêndice A];

$\lambda$  = espaçamentos interdendríticos [  $\mu$  m ];

$\lambda_1$  = espaçamento dendrítico primário ( EDP ) [  $\mu$  m ];

$\lambda_2$  = espaçamento dendrítico secundário ( EDS ) [  $\mu$  m ];

$\sigma$  = constante de **Stefan-Boltzman** [=5,672 x 10<sup>-8</sup> W / m<sup>2</sup>.K<sup>4</sup> ];

$\sigma$  = tensão [ MPa ]

$\sigma_{SL}$  = energia livre de superfície [ J / m<sup>2</sup> ];

$\sigma_u$  = limite de resistência à tração [ MPa ];

$\sigma_{uo}$  = valor mínimo de limite de resistência à tração [ MPa ];

$\Omega$  = comprimento solidificado [ m ];

$\Omega_1$  = parâmetro de solidificação parabólica;

$\Omega_2$  = parâmetro de difusão de retorno;

$\zeta^* = G_L (k_L / k) =$  gradiente térmico generalizado no líquido [ K / m ];

$\zeta = G_S (k_S / k) =$  gradiente térmico generalizado no sólido [ K / m ];

$\Gamma = (\sigma_{SL} T_F / L) =$  constante de capilaridade ou de Gibbs-Thomson [ m K ];

$\gamma =$  coeficiente de expansão térmica volumétrica do fluido de refrigeração ( para gases pode ser aproximado por  $(\gamma = 1 / T_0)$  [ K<sup>-1</sup> ] );

$\rho_f =$  massa específica do fluido de refrigeração [ kg / m<sup>3</sup> ];

$\rho_s =$  massa específica do metal sólido [ kg / m<sup>3</sup> ];

$\eta =$  viscosidade dinâmica do fluido de refrigeração [ kg / m s ];

$\eta_f =$  viscosidade do fluido de refrigeração [ kg / m s ];

$\eta =$  depende fundamentalmente da capacidade de extração de calor do sistema metal/molde;

$u =$  depende do grau de superaquecimento utilizado;

$\partial f_s / \partial t =$  variação da fração de sólido no tempo;

$\frac{\partial T}{\partial t} =$  taxas de resfriamento ou aquecimento [ K / s ]; e

$\chi =$  dimensão característica da superfície, referente ao percurso feito pelo fluido de refrigeração ao passar pela superfície do corpo [ m ];

# **Capítulo 1**

## **Introdução**

### **1.1 – Considerações Iniciais**

A maioria dos produtos metálicos, exceto aqueles fabricados por processos de eletrodeposição e metalurgia do pó, passa pela transformação do estado sólido para o líquido, em algum estágio de sua fabricação. A principal diferença entre os dois estados é a variação na fluidez, pois um sólido apresenta forma e volume definidos, além de resistência e propriedades mecânicas finitas. Os líquidos possuem um volume definido, mas têm resistências ao cisalhamento baixas o bastante para que possam adotar as formas dos recipientes que os contêm.

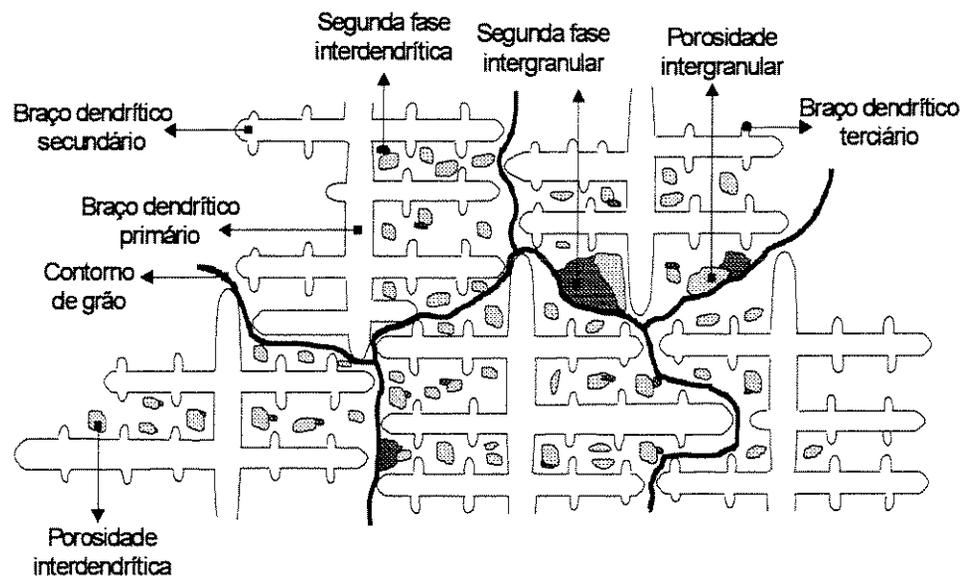
A estrutura dos sólidos é razoavelmente conhecida; o contrário pode-se dizer a respeito da estrutura dos líquidos, ligeiramente acima do ponto de solidificação, onde não é bem definida, sendo então chamada de estrutura amorfa. Os átomos nos sólidos podem ser arranjados de maneira a formar uma ordem de longo alcance, pois vibram apenas em torno de sua posição de equilíbrio eletrônico. O contrário ocorre com os átomos nos líquidos, uma vez que possuem maior energia cinética e um intenso movimento atômico, sendo um verdadeiro desafio fixá-los em um ponto na rede. Fixar esses átomos e arranjá-los numa ordem de longo alcance é um dos objetivos da solidificação.

Dependendo da intensidade do resfriamento aplicada ao volume de líquido, pode-se obter uma diversidade de estruturas. No caso da solidificação, traduz-se essa intensidade, por meio dos parâmetros operacionais e térmicos, influenciando na formação da estrutura resultante. Como parâmetros operacionais, citam-se a temperatura de vazamento, material do molde e os coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde e na interface molde/ambiente. Como tradutores dos parâmetros térmicos, citam-se a velocidade de solidificação, gradiente térmico e taxa local de resfriamento. Este último pode ser correlacionado com a velocidade de deslocamento de isoterma características e gradientes térmicos que estão diretamente relacionados com os parâmetros operacionais. Uma vez observada essa estreita correlação entre o comportamento térmico do sistema metal/molde e a estrutura resultante, particularmente o tamanho de grão e espaçamentos interdendríticos, poder-se-ão programar as propriedades mecânicas do material, em função das condições de solidificação impostas, dependendo do nível de resistência mecânica a que se pretenda alcançar.

A literatura apresenta a relação de Hall-Petch [ Meyers, 1982], que correlaciona o limite de escoamento do material com o tamanho de grão. Só recentemente apresenta uma correlação quantitativa entre parâmetros da microestrutura bruta de solidificação e tensões ou deformações no campo plástico, para ligas Al-Cu [ Quaresma, 1999 ]. Sabe-se assim, que existe uma dependência do arranjo microestrutural sobre as propriedades, mas o quanto serão alteradas por modificações na microestrutura depende de análises específicas para cada conjunto de ligas de interesse.

No que diz respeito às características estruturais, os espaçamentos interdendríticos têm maior nível de suscetibilidade às alterações nas taxas de resfriamento que o tamanho de grão. Este segundo depende muito mais do histórico térmico do metal, ou seja, da presença ou não de refinadores de grão no banho líquido, do superaquecimento, dentre outros fatores. Contudo, analisando de maneira mais microscópica, nota-se que os espaçamentos interdendríticos podem ter até maior influência sobre as propriedades mecânicas que o tamanho de grão. Os espaçamentos interdendríticos formados afetam diretamente na microsegregação e na ancoragem de inclusões, modificando as propriedades mecânicas do material.

Dentre as propriedades mecânicas dependentes da microestrutura do material, citam-se o limite de escoamento, limite de resistência à tração, alongamento, tenacidade, limite de resistência à fadiga, resistência à fluência, resistência à corrosão e à abrasão, além das condutividades térmicas e elétricas. Uma limitação em estabelecer correlações entre microestrutura e propriedades mecânicas está nos diferentes aspectos microestruturais, mostrados na representação esquemática da Figura 1.1.



**Figura 1.1 - Representação esquemática da microestrutura de fundidos [Quaresma, 1999]**

No interior de cada grão cristalino existe uma rede de ramificações dendríticas caracterizadas por baixas concentrações de soluto nos braços dendríticos e ricas de soluto nos interstícios dendríticos, o que pode gerar certas condições que termodinamicamente induzirão à formação de uma segunda fase ou decomposição de uma fase metaestável, mesmo que a composição nominal da liga teoricamente indique uma única fase [Quaresma,1999; Zhu, 1994/95/96]. Vê-se, assim, a importância do grau de refino da estrutura dendrítica, tanto

para estruturas brutas, quanto para estruturas a serem solubilizadas ou precipitadas. No primeiro caso, a distribuição mais uniforme das segundas fase e de outros obstáculos ao escorregamento, favorece as propriedades mecânicas, enquanto no segundo caso potencializa o tratamento.

Nessas condições, torna-se extremamente interessante determinar expressões que correlacionem determinadas propriedades mecânicas com os parâmetros estruturais, de maneira semelhante ao trabalho desenvolvido para ligas Al-Cu [ **Quaresma, 1999** ], só que abordando também outros sistemas metálicos de interesse industrial. Ter-se-ão assim, os espaçamentos dendríticos dependentes das condições térmicas durante o processo de solidificação ,por conseqüência, existirá também uma estreita relação entre os parâmetros térmicos e propriedades mecânicas. Encontram-se na literatura, diversos trabalhos nessa direção e que podem ser agrupados, naqueles baseados em parâmetros térmicos e em relações geométricas, chamados de modelos de natureza teórica e aqueles de natureza empírica, baseados exclusivamente em resultados experimentais e de caráter mais específico. Na literatura também se encontra um vasto conjunto de trabalhos experimentais abordando a solidificação e a correspondente microestrutura formada para uma série de ligas de importância para a tecnologia de fundição [**Santos, 1997; Osório, 1998,Quaresma,1999**]. Entretanto verificou-se que algumas ligas do sistema Zn-Al, também de importância para a indústria de fundição, não têm sido investigadas no que diz respeito à dependência de sua formação microestrutural com as condições de solidificação. Uma melhor compreensão dessa dependência pode-se constituir em um avanço no sentido de um melhor planejamento das condições operacionais, objetivando-se otimizar as características mecânicas do produto final. Essa otimização das propriedades mecânicas só será possível com o estudo e análise, durante toda a evolução do processo de solidificação, da real variação do coeficiente de transferência de calor na interface Metal/Molde.

## 1.2 – Objetivos do Trabalho

Tendo em vista a importância da correlação das propriedades mecânicas de uma peça fundida com a microestrutura e condições de solidificação, definiu-se um plano de trabalho com os seguintes objetivos:

- 1) Realizar uma revisão crítica e atualizada da literatura, no que diz respeito aos modelos de crescimento dendrítico e parâmetros térmicos inerentes ao processo de solidificação, bem como dos métodos de determinação de coeficientes de transferência de calor Metal/Molde;
- 2) Definir um método específico para a determinação e avaliação experimental do coeficiente de transferência de calor Metal/Molde ( $h_i$ ) e Molde/Ambiente ( $h_{Amb}$ );
- 3) Elaborar ligas de fundição do sistema Zn-Al e realizar ensaios experimentais de solidificação para monitorização dos comportamentos térmico e dinâmico das temperaturas no metal e no molde, possibilitando a determinação de parâmetros térmicos, tais como os tempos locais de solidificação e deslocamento das isothermas liquidus e solidus ao longo do tempo;
- 4) Analisar a microestrutura resultante do vazamento das ligas em cavidade experimental específica, para levantamento dos perfis de espaçamentos dendríticos secundários, analisados desde a superfície até o centro das amostras;
- 5) Estabelecer leis experimentais, correlacionando os espaçamentos dendríticos secundários e os tempos locais de solidificação para cada liga analisada experimentalmente;

6) Estabelecer leis experimentais, correlacionando os coeficientes de transferência de calor Metal/Molde (  $h_i$  ) e Molde/Ambiente (  $h_{Amb}$  ) como função do tempo decorrido de processo; e

7) Estabelecer relações experimentais entre o limite de resistência à tração (  $\sigma_u$  ) e os espaçamentos dendríticos secundários (  $\lambda_2$  ).

## Capítulo 2

### 2 MICROESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO.

De um modo geral, as substâncias podem assumir até três estados físicos de agregação: **gasoso, líquido e sólido**. Do estado sólido, por aquecimento, **passa-se para o estado líquido**, mudança conhecida como  **fusão** e ocorre na **temperatura de fusão**. Nos **metais puros** e em **ligas de composição eutéticas**, tais mudanças ocorrem em temperaturas fixas e definidas cujos valores são dependentes da pressão.

O caminho contrário ao da  **fusão** por resfriamento é conhecido por **solidificação** e pode ser entendido como sendo **a mudança do estado líquido para o estado sólido de uma substância**. Essa mudança tem início com o aparecimento de pequenas partículas de nova fase sólida, que crescem até que a transformação se complete. O aparecimento e o crescimento posterior dessas partículas sólidas identificam o modo de formação da microestrutura em metais e ligas metálicas em momentos sucessivos de tal modo que aspectos cinéticos, térmicos, químicos e termodinâmicos estão fortemente relacionados.

Independente da relevância da abordagem dada ao estudo da solidificação de materiais, do ponto de vista do fenômeno, normalmente podem ser contemplados os seguintes aspectos:

- **a nucleação;**
- **o crescimento;**
- **a partição de soluto;**
- **o superesfriamento constitucional; e**
- **a estabilidade da interface.**

A **nucleação** pode ser entendida como sendo a etapa da **solidificação** que traduz o modo de formação do **núcleo sólido estável** na massa líquida. No geral, a nucleação pode envolver as seguintes etapas:

- **a movimentação de átomos por difusão ou outro tipo de movimento;**
- **a mudança da estrutura original em uma ou mais estruturas intermediárias instáveis; e**
- **a formação dos núcleos da nova fase.**

Uma vez formados um ou mais embriões da fase sólida, a solidificação prossegue por **crescimento do núcleo ou núcleos** a partir desses embriões. As teorias de crescimento do embrião da fase sólida são de difícil comprovação experimental, em virtude das dificuldades que se têm em mensurá-las. Entretanto, existem conceitos que levam em conta de que a forma do crescimento do núcleo sólido formado homogênea ou heterogeneamente a partir da fase líquida é fortemente influenciada pela estrutura atômica da interface sólido/líquido. Nesse aspecto, existe o fator cinético de acomodação ou empilhamento de átomos que pode ser apresentado em três categorias principais:

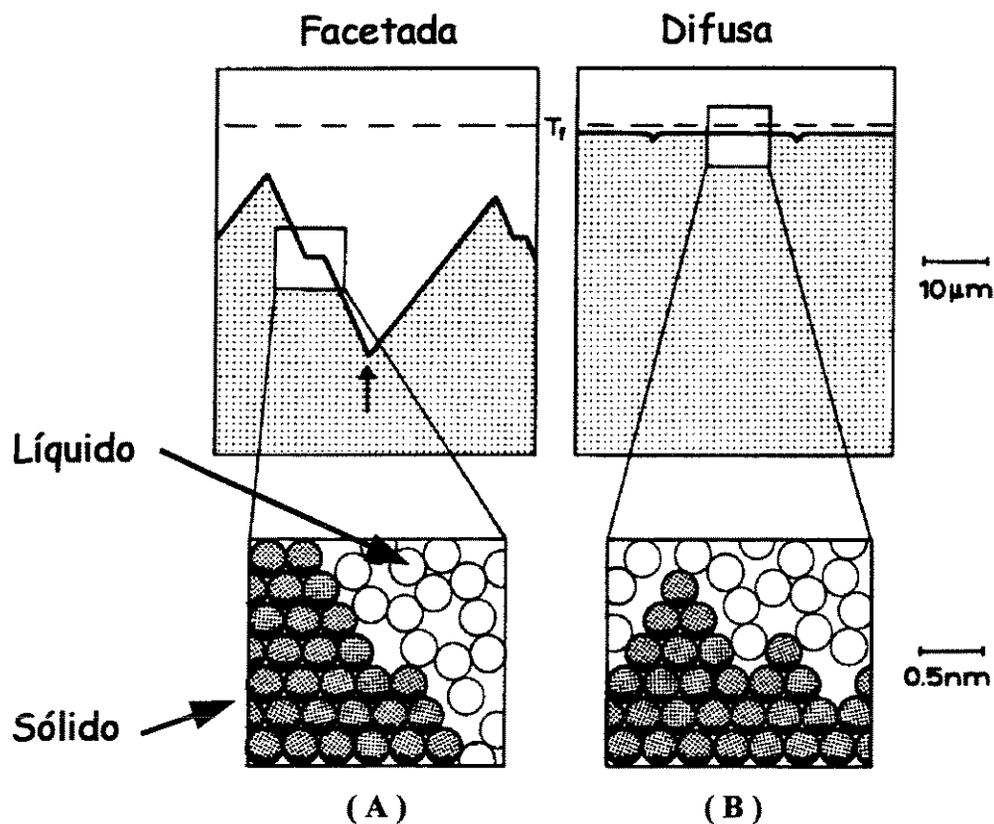
- **a cinética de adição de átomos à interface sólido/líquido;**
- **a cinética de transporte de calor; e**
- **a cinética de transporte de massa à frente da interface sólido/líquido.**

A cinética de adição de átomos da fase líquida à interface sólido/líquido é função da sua estrutura atômica, que é definida por um modelo teórico que prevê a existência da interface difusa (rugosa) e plana ou facetada (lisa), que podem ser vista na ilustração esquemática da Figura 2.1. [Kurz/Fisher,1984 ], explicada a seguir:

**i ) interface facetada ou plana,** caracterizada por uma interface, atômicamente plana, como pode ser observado na Figura 2.1A é geralmente formada por uma camada delgada de átomos, pouco favorável à adição de átomos provenientes da fase líquida (esferas de cor clara) , uma vez que os átomos da superfície do cristal sólido (esferas de cor escura) são fortemente ligados aos demais, determinando uma transição brusca entre as fases sólida e líquida. Esse tipo de interface, normalmente exibe um elevado superesfriamento.

Na formação dessa interface, a etapa controladora do processo de crescimento é a cinética de adição de átomos à interface sólido/líquido, que por ser dificultada é a mais lenta. É a interface típica dos cerâmicos. Os semicondutores podem apresentar uma mistura destes dois tipos de interface. As interfaces difusas crescem muito mais rápidas que as facetadas.

**ii ) interface difusa,** caracterizada pela existência de uma região mista sólido / líquido (ordem / desordem ) espessa, formada por algumas camadas de átomos, que separam a fase sólida da fase líquida, expondo grande quantidade de sítios favoráveis à adição de átomos. Típica dos metais ,normalmente apresenta uma valor muito baixo de superesfriamento, sendo bastante próximo à temperatura de fusão ou transformação liquidus ( Figura 2.1B ).



**Figura 2.1 - Ilustração esquemática da interface Sólido/Líquido facetada (A) e difusa (B) [Kurz/Fisher,1984].**

## 2.1 – Coeficiente de Partição de Solutos

A solidificação das ligas metálicas envolve fenômenos mais complexos do que a solidificação de metais puros. São sempre analisados a partir do pressuposto de que, na interface sólido/líquido, pode ser considerado o equilíbrio entre ambos os estados de agregação. Dessa forma, para cada temperatura suas composições químicas são as determinadas pelo diagrama de equilíbrio [Flemings, 1974; Lesout, 1988] uma vez que o fenômeno está regido pelo intervalo de

solidificação que favorece a rejeição seletiva das diferentes espécies químicas que podem ser segregadas ou incorporadas pela mesma. Tal hipótese é válida para os processos comuns de solidificação, onde as velocidades de resfriamento envolvidas são relativamente baixas.

O equilíbrio entre um sólido cristalino e um líquido é convenientemente representado num diagrama de equilíbrio binário por meio de duas linhas, a linha liquidus e a linha solidus. O fato dessas duas linhas não coincidirem, exceto para metais puros e em casos excepcionais de fusão congruente e eutéticos, indica-se que a composição química das fases que representam são diferentes no equilíbrio.

Como consequência, tem-se que, quando o líquido, inicialmente com uma composição uniforme, por resfriamento solidifica progressivamente, a composição do sólido não será uniforme; a distribuição do soluto no sólido, quando a solidificação estiver completada será diferente da distribuição no líquido, embora a quantidade total de soluto mantenha-se constante.

Nas ligas binárias, essa diferença de composição do líquido para o sólido pode ser expressa pelo coeficiente de distribuição de soluto no equilíbrio ( $k_0$ ):

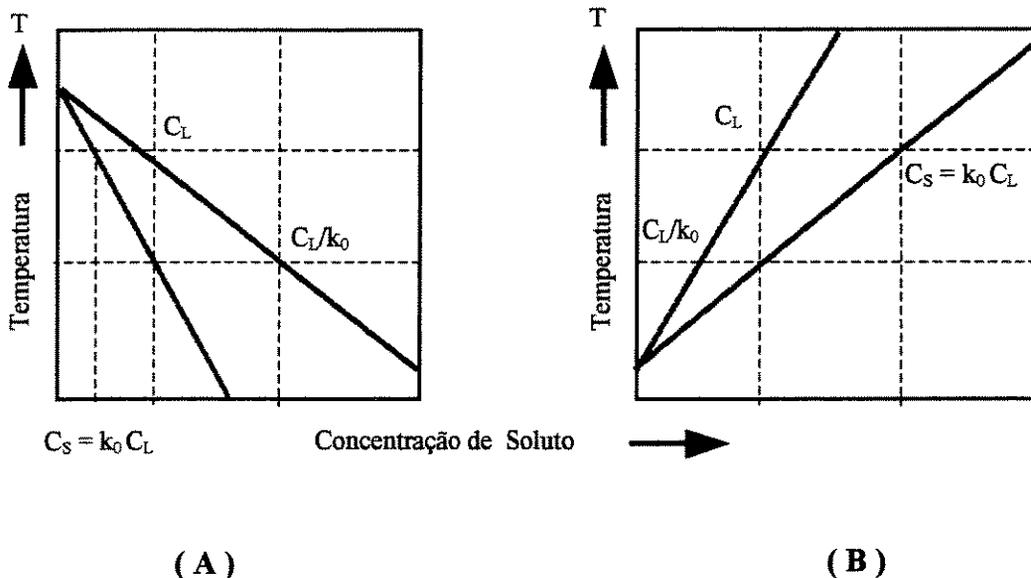
$$k_0 = \frac{C_s}{C_L} \quad 2.1$$

onde:

$C_s$  e  $C_L$  são, respectivamente, as percentagens em peso de soluto nas fases sólida e líquida, em equilíbrio, a uma determinada temperatura do intervalo de solidificação

É conveniente na discussão da redistribuição do soluto, considerar aproximações nas quais as linhas solidus e liquidus sejam retas, como ilustrado na Figura 2.2, admitindo-se que  $k_0$  seja constante na análise, mesmo existindo uma real variação com as linhas do diagrama de fases. Portanto, considerando-se um sistema onde o coeficiente de partição de soluto seja menor que a unidade ( $k_0 < 1$ ), a solidificação ocorrerá com uma contínua rejeição de soluto da fase sólida para a fase líquida. O transporte desse soluto nesta última é que deve ser considerado. Classicamente, o transporte do soluto rejeitado durante a solidificação de ligas com  $k_0 < 1$  é tratado, matematicamente, sempre considerando a interface sólido/líquido morfologicamente plana, em duas condições de contorno bem definidas [Flemings,1974; Kurz/Fisher,1984] que são as seguintes:

- Solidificação sob condições de equilíbrio; e
- Solidificação fora de equilíbrio.



**Figura 2.2** - Diagrama de equilíbrio de ligas binárias onde ( $k_0 < 1$ ), caso onde o soluto abaixa o ponto de fusão do metal base (A) e no caso onde o soluto eleva o ponto de fusão ( $k_0 > 1$ ) (B).

### 2.1.1- Solidificação sob condições de equilíbrio

Esse tratamento encontra pequena aplicação prática, pois somente sob condições de resfriamento muito bem controladas, existirá essa completa homogeneidade das fases sólida e líquida, sabendo-se que a ocorrência deste fenômeno é realizada por difusão de soluto, tanto na fase líquida quanto na fase sólida, fato que exige velocidades de resfriamento muito baixas.

A Figura 2.3 ilustra as variações de composição química que ocorrem durante a solidificação sob condições de equilíbrio. A parte (A), apresenta setor de um diagrama de fases de equilíbrio para uma liga de composição  $C_0$ . A parte (B) contém as variações progressivas nas proporções e composições do sólido e do líquido, com o decréscimo da temperatura. Neste caso, a solidificação se processa obedecendo à **regra da alavanca** e a fração de sólido ( $f_s$ ) pode ser calculada pela Equação 2.2 que, em termos das concentrações envolvidas, apresenta a seguinte forma:

$$f_s = \left( \frac{C_s - k_0 C_0}{C_s} \right) \left( \frac{1}{1 - k_0} \right) \quad 2.2$$

ou na forma da Equação 2.3, em termos das temperaturas envolvidas:

$$f_s = \left( \frac{T_L - T}{T_F - T} \right) \left( \frac{1}{1 - k_0} \right) \quad 2.3$$

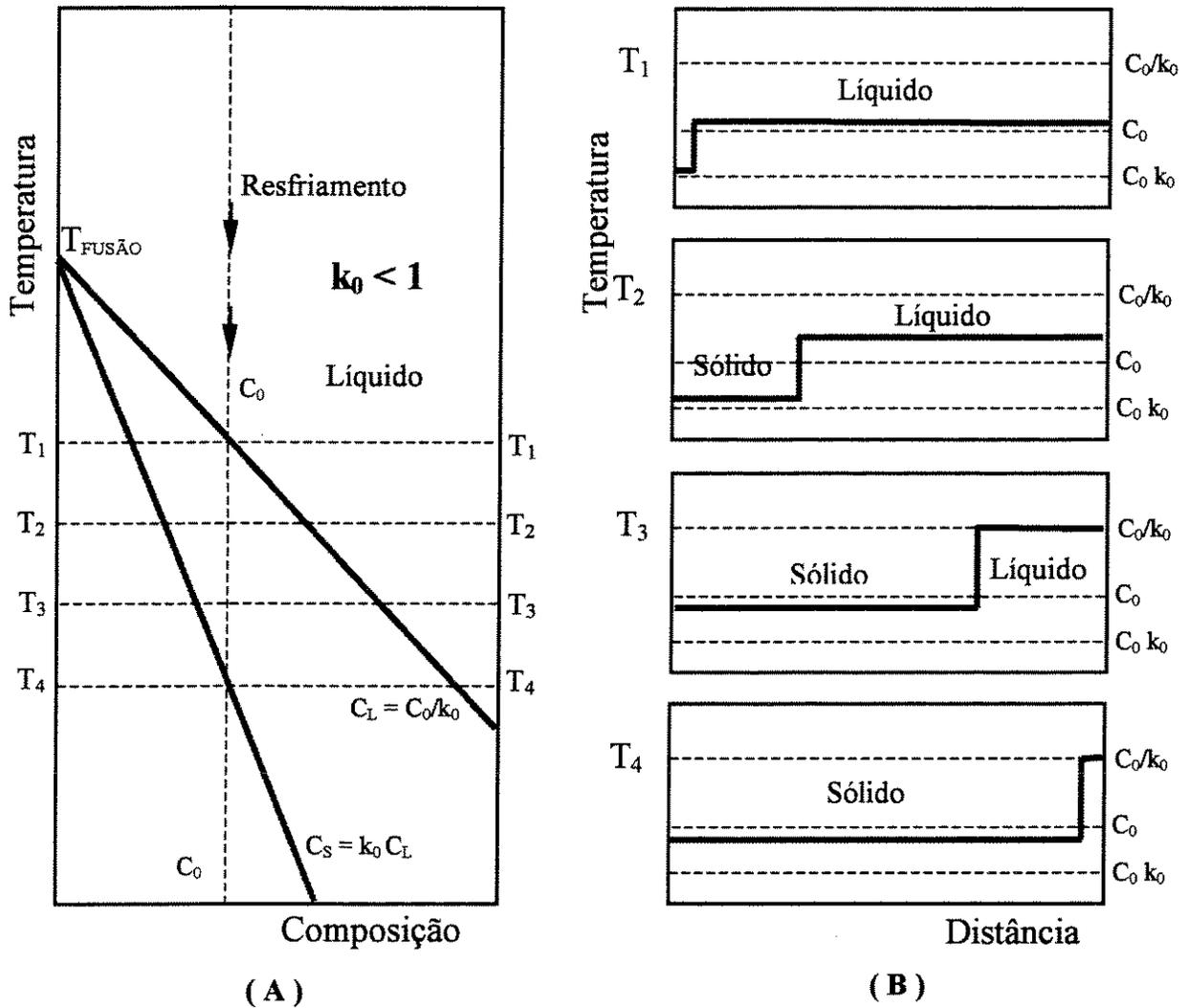
sendo

$T_F$  = temperatura de fusão do metal base do sistema [ K ];

$T_L$  = temperatura da linha liquidus da liga [ K ];

$T$  = temperatura do intervalo de solidificação [ K ]; e

$C_0$  = concentração nominal da liga [ % ].



**Figura 2.3** - Ilustração esquemática da variação do teor de soluto durante solidificação em equilíbrio para liga de composição  $C_0$  com  $k_0 < 1$  (A) e proporções e composições do sólido e do líquido (B).

É importante destacar que a regra da alavanca é aplicável em situações práticas de solidificação de ligas cujo soluto é um intersticial de alta mobilidade, como o caso do carbono nas ligas Fe-C. Deve-se sempre analisar o arranjo e a mobilidade do átomo de soluto na rede do solvente, para verificar-se a aplicabilidade da regra da alavanca.

### **2.1.2- Solidificação fora de equilíbrio**

Na solidificação fora de equilíbrio, a redistribuição do soluto para um melhor entendimento, pode ser abordada das seguintes maneiras:

**A) Redistribuição de soluto no líquido apenas por difusão;**

**B) Redistribuição de soluto por mistura completa no líquido;**

**B<sub>1</sub>) sem difusão de retorno no sólido;**

**B<sub>2</sub>) com difusão de retorno no sólido;**

**B<sub>21</sub>) considerando a velocidade da interface sólido/líquido constante,**

**B<sub>22</sub>) considerando a velocidade da interface sólido/líquido parabólica,**

**C) Redistribuição de soluto no líquido por mistura parcial.**

### A) Redistribuição de soluto no líquido apenas por difusão

Considerando-se a solidificação de uma liga de composição  $C_0$  ( $k_0 < 1$ ), visto na Figura 2.3, com as condições de regime permanente de concentração de soluto (velocidade de rejeição é igual a velocidade de difusão) e as condições de contorno que podem ser retiradas da Figura 2.4, a equação do perfil de concentração de soluto do elemento  $\Delta x$  considerado, pode ser escrita na forma da equação do balanço de massa, como mostrado a seguir:

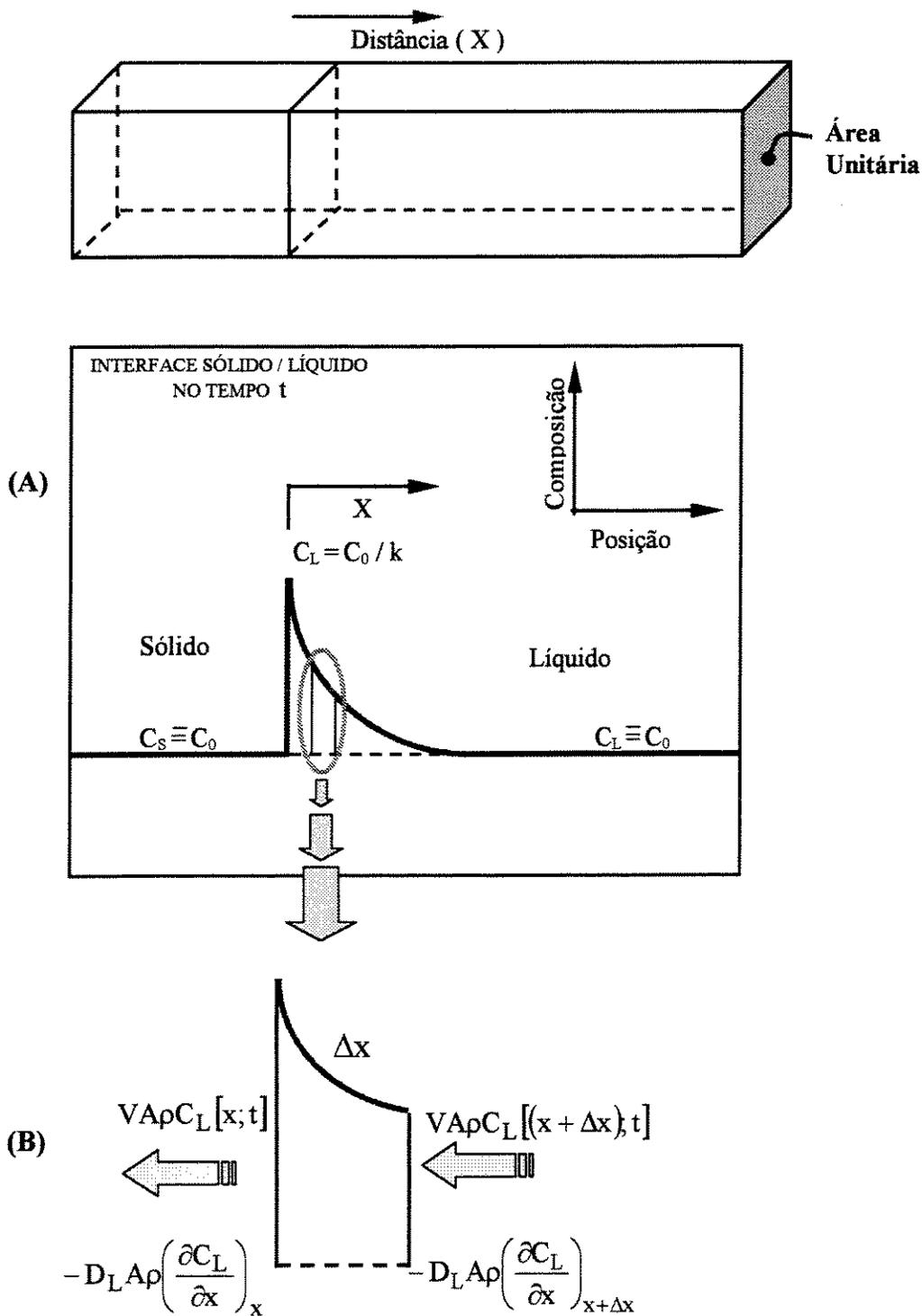
$$\{D_L A \rho \left( \frac{\partial C_L}{\partial x} \right)_{x+\Delta x} - \left( \frac{\partial C_L}{\partial x} \right)_x \Delta t\}_{(1)} + \{V A \rho [(C_L)_{x+\Delta x} - (C_L)_x] \Delta t\}_{(2)} = \{A \rho \Delta C_L \Delta x\}_{(3)} \quad 2.4$$

onde :

- $\rho$  = massa específica do líquido [ $\text{kg/m}^3$ ],
- $D_L$  = difusividade de soluto no líquido [ $\text{m}^2/\text{s}$ ],
- $A$  = área unitária,
- $\Delta t$  = infinitesimal de tempo [s],
- $V$  = velocidade da interface [m/s], e
- $\Delta x$  = elemento de volume considerado [ $\text{m}^3$ ].

Feitas as simplificações matemáticas obtém-se a seguinte equação diferencial :

$$\left[ \frac{\partial C_L}{\partial t} \right]_{(3)} = \left[ D_L \left( \frac{\partial^2 C_L}{\partial x^2} \right) \right]_{(1)} + \left[ V \left( \frac{\partial C_L}{\partial x} \right) \right]_{(2)} \quad 2.5$$



**Figura 2.4** - Perfil de redistribuição ou partição de soluto no líquido à frente da interface sólido/líquido, apenas por difusão em regime permanente (A) e balanço de massa no elemento  $\Delta X$  (B).

Nas Equações 2.4 e 2.5 , as numerações entre parênteses equivalem à :

- (1) diferença entre a quantidade de soluto por unidade de tempo que entra e a quantidade de soluto que sai do elemento de volume devido ao fluxo por difusão;
- (2) variação da quantidade de soluto no elemento de volume por unidade de tempo devido ao movimento da interface sólido/líquido; e
- (3) variação da quantidade de soluto no elemento de volume por unidade de tempo.

A Equação 2.5 pode ser reescrita, fazendo-se o limite de  $\Delta x \Rightarrow 0$  :

$$\frac{\partial C_L}{\partial t} = D_L \left( \frac{\partial^2 C_L}{\partial x^2} \right) + V \left( \frac{\partial C_L}{\partial x} \right) \quad 2.6$$

que, após um transiente inicial, atinge-se o regime permanente  $0 = \frac{\partial C_L}{\partial t}$  . Então :

$$0 = D_L \left( \frac{\partial^2 C_L}{\partial x^2} \right) + V \left( \frac{\partial C_L}{\partial x} \right) \quad 2.7$$

cuja solução é do tipo :

$$C_L = A \exp(m_1 x) + B \exp(m_2 x) \quad 2.8$$

e  $m_1$  e  $m_2$  são raízes de

$$D_L m^2 + Vm = 0 \quad (a) ; \quad m_1 = 0 \quad \# \quad m_2 = - (V / D_L) \quad (b) \quad 2.9$$

permitindo-se obter a equação da solução geral na forma:

$$C_L = b + B \exp\left(-\frac{V}{D_L} x\right) \quad 2.10$$

na qual

$C_L$  = concentração de soluto no líquido a uma distância  $x$  da interface sólido/líquido;

$b$  e  $B$ , constantes de integração obtidas com o auxílio das condições de contorno

$$x = 0 \quad , \quad C_L = C_0 / k_0 \quad , \quad (a)$$

2.11

$$x = \infty \quad , \quad C_L = C_0 \quad . \quad (b)$$

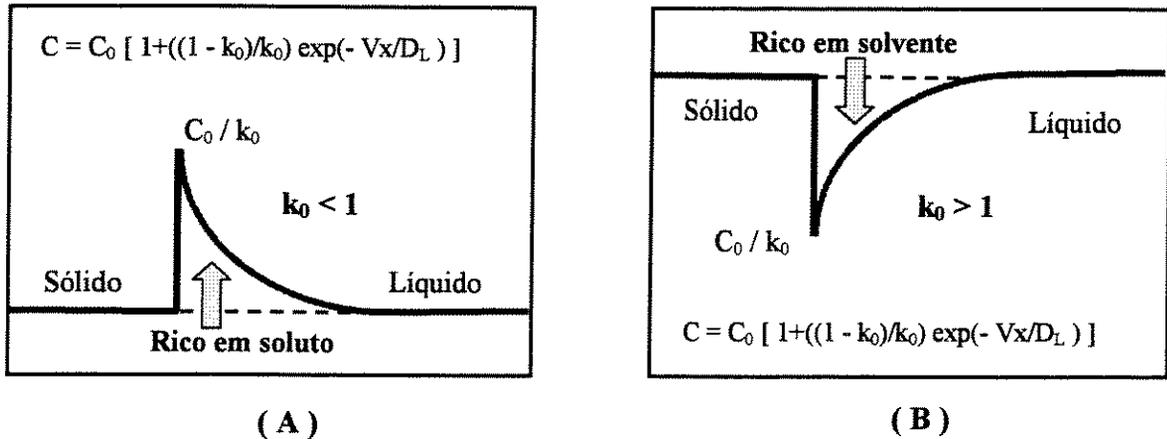
com esses resultados reescreve-se a equação da solução geral na forma da Equação 2.12 :

$$C_L = C_0 \left[ 1 + \left( \frac{1 - k_0}{k_0} \right) \exp\left(-\frac{V}{D_L} x\right) \right] \quad 2.12$$

No final da solidificação haverá outro transiente correspondendo ao encontro da camada limite com a extremidade do cadinho. Geralmente, as soluções dos transientes são bastante complexas. Entretanto, para pequenos valores de  $k_0$ , já se tem uma equação simplificada para o transiente inicial:

$$C_s = C_0 \left[ 1 - (1 - k_0) \exp\left(\frac{V}{D_L} x\right) \right] \quad 2.13$$

Na Figura 2.5 ilustra-se o perfil de concentração de soluto correspondente ao movimento somente por difusão: (A) para o caso de liga com  $k_0 < 1$  e (B) para o caso de uma liga com  $k_0 > 1$ .



**Figura 2.5** - Perfil de soluto para regime permanente e redistribuição e rejeição de soluto por difusão (A) e rejeição de solvente (B).

## B ) Redistribuição de soluto por mistura completa no líquido

### B<sub>1</sub>) sem difusão de retorno no sólido

Esta abordagem encontra-se ilustrada na Figura 2.6, onde podem ser observados gráficos que esquematizam os perfis de composição química das fases sólida e líquida, durante a solidificação unidirecional de uma barra de uma liga cujo diagrama de equilíbrio hipotético está representado na parte (D). Observa-se que, enquanto a fase líquida apresenta composição  $C^*_L$  (dada pelo diagrama para a temperatura T), a fase sólida é enriquecida em soluto à medida que a interface avança e permanece heterogênea dada a impossibilidade de transporte de soluto. Essas circunstâncias exigem a existência ou da convecção forçada ou da agitação mecânica no líquido para que sua concentração permaneça constante.

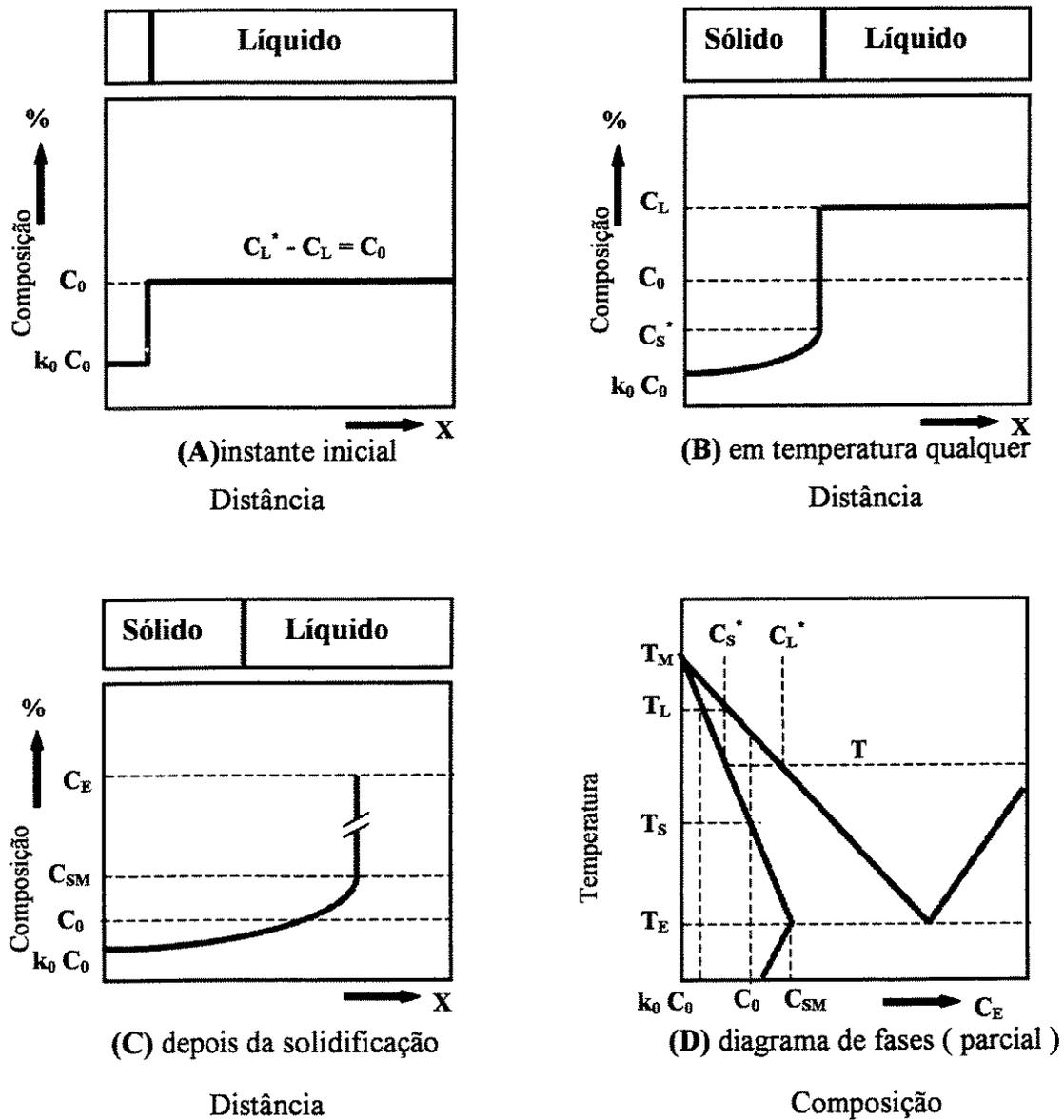


Figura 2.6 - Esquema ilustrativo da redistribuição de soluto na solidificação com difusão completa no líquido sem difusão de retorno no sólido.

O tratamento matemático pode ser feito partindo do balanço de massa, com o auxílio da Figura 2.7, que permite obter a Equação 2.14 :

$${}^{(1)}[C_L df_S] - {}^{(2)}[C_S df_S] = {}^{(3)}[(1 - f_S) dC_L] \quad 2.14$$

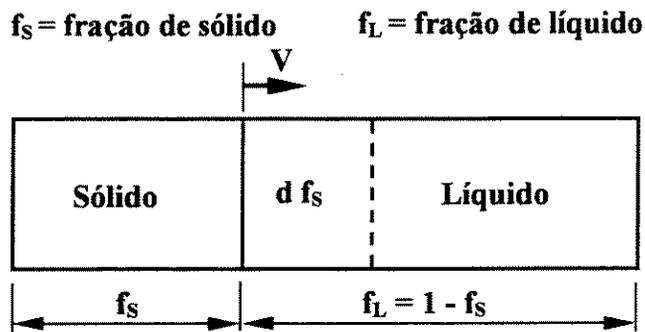
onde os números entre parênteses correspondem a :

1. Quantidade de soluto em  $df_S$  antes da solidificação;
2. Quantidade de soluto em  $df_S$  depois da solidificação; e
3. Variação da quantidade de soluto no líquido ;

com a qual se chega a:

$$\frac{df_S}{(1 - f_S)} = \frac{dC_L}{(C_L - C_S)} \quad 2.15$$

e considerando que a concentração de soluto na interface sólido/líquido pode ser dada pela Equação 2.16 :



**Figura 2.7** - Esquema ilustrativo da interface sólido/líquido para apoio do balanço de massa na condição redistribuição de soluto por mistura completa no líquido.

$$C_S = k_0 C_L \quad 2.16$$

que levada na equação 2.15 permite escrever a Equação 2.17,

$$\int_0^{f_S} \frac{df_S}{(1 - f_S)} = \int_{C_0}^{C_L} \frac{dC_L}{(1 - k_0)C_L} \quad 2.17$$

Assim escreve-se a fração de sólido ( $f_S$ ) em termos das concentrações envolvidas na forma da Equação 2.18.

$$f_S = 1 - \left( \frac{C_S}{k_0 C_0} \right)^{\left( \frac{1}{k_0 - 1} \right)} \quad 2.18$$

ou na forma da Equação 2.19, expressa em termos das temperaturas envolvidas :

$$f_S = 1 - \left( \frac{T_F - T}{T_F - T_L} \right)^{\left( \frac{1}{k_0 - 1} \right)} \quad 2.19$$

As Equações 2.18 e 2.19 são conhecidas como Equação de Scheil [ **Scheil, 1942** ], por ter sido um dos primeiros pesquisadores a apresentar uma formulação analítica para o estudo da microsegregação tendo por base uma condição extrema: a da máxima segregação. Essas equações não levam em conta a contração no sólido e podem ser usadas com bons resultados em sistemas substitucionais onde a difusão no sólido passa ser ignorada.

## **B<sub>2</sub>) com difusão de retorno no sólido**

Partindo da hipótese de que nas condições práticas podia se esperar resultados intermediários que poderiam estar entre os obtidos pela Equação de Equilíbrio e a Equação de Scheil. Brody e Flemings [ **Brody/Flemings, 1966 ; Bower,1966; Wanqi, 1994**] expandiram a abordagem a teoria de Scheil a fim de incluir os efeitos da difusão de retorno de soluto no sólido.

Essa abordagem encontra-se ilustrada na Figura 2.8 e é muito importante quando se está considerando um sistema com apreciável movimentação de soluto no estado sólido.



Nessas circunstâncias, o balanço de massa junto à interface sólido/líquido pode ser representado pela Equação 2.20:

$$[(C_L - C_S)df_S]_{(A_1)} = [(1 - f_S)dC_L]_{(A_2)} + \left[\frac{\delta_S}{2\Omega}dC_S\right]_{(A_3)} \quad 2.20$$

**B<sub>2.1</sub>) quando se considera a velocidade da interface sólido/líquido constante [ Brody-Flemings, 1966 ]**

Na Equação 2.20, o termo adicional que modifica a Equação 2.15, foi obtido de observações experimentais que levaram à seguinte conclusão:

$$\delta_S = 2 ( D_S / V ) = 2 \left( \frac{D_S \cdot t_{SL}}{\Omega} \right) \quad 2.21$$

onde :

- $\delta_S$  = espessura da camada limite [m];
- $V = ( \Omega / t_{SL} )$ , velocidade da interface S/L constante [m/s];
- $D_S$  = difusividade no sólido [m<sup>2</sup>/s];
- $\Omega$  = comprimento solidificado [m]; e
- $t_{SL}$  = tempo local de solidificação [s].

O tratamento matemático pode ser feito partindo-se da consideração de que a concentração de soluto na interface sólido/líquido é dada pela Equação 2.22 :

$$C_L = C_S / k_0 \quad (a)$$

$$dC_L = ( 1/k_0 ) dC_S \quad (b)$$

2.22

Substituindo na Equação 2.20, chega-se a Equação 2.23 :

$$\left(\frac{C_s}{k_0} - C_s\right)df_s = (1-f_s)\frac{dC_s}{k_0} + \frac{D_s}{\Omega V}dC_s \quad 2.23$$

onde:  $U = (D_s / \Omega.V)$  2.23a

O parâmetro de difusão de retorno  $\Omega_2$  é dado pela equação 2.24, que levado à Equação 2.23 permite a obtenção da Equação 2.25 :

$$\Omega_2 = (D_s / \Omega^2).t_{SL} \quad 2.24$$

$$\frac{dC_s}{C_s} = \frac{(1-k_0)}{(1-f_s) + \Omega_2 k_0} df_s \quad 2.25$$

integrando-se nos limites propostos chega-se a Equação 2.26 :

$$\int_{k_0 C_0}^{C_s} \frac{dC_s}{C_s} = (1-k_0) \int_0^{f_s} \frac{df_s}{(1-f_s) + \Omega_2 k_0} \quad 2.26$$

que apresenta como solução a Equação 2.27b :

$$\ln\left(\frac{C_s}{k_0 C_0}\right) = -(1-k_0) \ln\left[\frac{(1-f_s) + \Omega_2 k_0}{1 + \Omega_2 k_0}\right] \quad (a)$$

ou 2.27

$$\frac{C_s}{k_0 C_0} = \left[\frac{(1-f_s) + \Omega_2 k_0}{1 + \Omega_2 k_0}\right]^{(k_0-1)} \quad (b)$$

Rearranjando a Equação 2.27b, permite que se escreva:

$$f_s = (1 + \Omega_2 k_0) \left\{ 1 - \left[ \frac{C_s}{k_0 C_0} \right]^{\left( \frac{1}{k_0 - 1} \right)} \right\} \quad 2.28$$

que, em termos das temperaturas envolvidas, toma a forma da Equação 2.29 :

$$f_s = (1 + \Omega_2 k_0) \left\{ 1 - \left[ \frac{T_F - T}{T_F - T_L} \right]^{\left( \frac{1}{k_0 - 1} \right)} \right\} \quad 2.29$$

**B<sub>2.2</sub>) quando se considera a velocidade da interface sólido/líquido parabólica [ Brody-Flemings, 1966]**

Para o crescimento parabólico de uma barra tem-se :

$$S_0 = \Omega_1 (t)^{1/2} \quad 2.30$$

onde :  $\Omega_1$ , é o parâmetro de solidificação parabólica.

Considerando uma espessura solidificada qualquer da barra a velocidade da interface é dada por:

$$V = \frac{dS_0}{dt} = \frac{\Omega_1}{2\sqrt{t}} \quad 2.31$$

$$\Omega = \Omega_1 (t_{SL})^{1/2} \quad 2.32$$

Com a barra totalmente solidificada define-se o valor de  $\Omega_1$ , que deverá ser levado à equação da velocidade, Equação 2.31, para se obter a nova equação para a mesma, descrevendo o perfil parabólico, ou seja :

$$V = \frac{\Omega}{2\sqrt{t}\sqrt{t_{SL}}} \quad 2.33$$

Sabendo-se que  $U = (D_S / \Omega V)$ , cuja substituição da Equação 2.33 na Equação 2.23a leva à construção de uma nova equação para  $\Omega_2$  na Equação 2.26, possibilitando que ela passe a descrever um movimento parabólico para a frente de solidificação :

$$U = \frac{2D_S \sqrt{t}\sqrt{t_{SL}}}{\Omega^2} \Rightarrow U = \frac{2D_S \sqrt{t}\sqrt{t_{SL}}}{\Omega^2} \frac{\sqrt{t_{SL}}}{\sqrt{t_{SL}}} \Rightarrow U = \frac{2D_S t_{SL}}{\Omega^2} \frac{\sqrt{t}}{\sqrt{t_{SL}}} \quad 2.34$$

Assim, chega-se a :

$$U = 2\Omega_2 \frac{\sqrt{t}}{\sqrt{t_{SL}}} \Rightarrow \Rightarrow \text{com } f_s = (t / t_{SL})^{1/2} \Rightarrow \Rightarrow U = 2\Omega_2 f_s \quad 2.35$$

Aplicando-se este resultado à Equação 2.26 obtém-se a Equação 2.36a:

$$\int_{k_0 C_0}^{C_S} \frac{dC_S}{C_S} = (1 - k_0) \int_0^{f_s} \frac{df_s}{(1 - f_s) + 2\Omega_2 k_0 f_s} = (1 - k_0) \int_0^{f_s} \frac{df_s}{1 - (1 - 2\Omega_2 k_0) f_s} \quad 2.36a$$

que, resolvida, leva à:

$$C_S = k_0 C_0 [1 - (1 - 2\Omega_2 k_0) f_s]^{(\frac{k_0 - 1}{1 - 2\Omega_2 k_0})} \quad 2.36b$$

Rearranjando-se a Equação 2.36b, obtém-se a Equação 2.37:

$$f_S = \left[ \frac{1 - \left( \frac{C_S}{k_0 C_0} \right)^{\left( \frac{1-2\Omega_2 k_0}{k_0 - 1} \right)}}{1 - 2\Omega_2 k_0} \right] \quad 2.37$$

que reflete o perfil parabólico para o crescimento da interface sólido/líquido em função das concentrações de soluto envolvidas, ou na forma da Equação 2.37a :

$$f_S = \left[ \frac{1 - \left( \frac{T_F - T}{T_F - T_L} \right)^{\left( \frac{1-2\Omega_2 k_0}{k_0 - 1} \right)}}{1 - 2\Omega_2 k_0} \right] \quad 2.37a$$

refletindo um perfil parabólico, em função das temperaturas envolvidas, segundo a proposta de **Brody-Flemings** [ **Brody-Flemings, 1966** ].

Essa equação aproxima-se da Equação de Scheil quando  $\Omega_2 = 0$ . Por outro lado, quando  $\Omega_2 = 1/2$ , o perfil de composição de soluto no sólido aproxima-se ao descrito pela Equação de Equilíbrio , o que só poderia acontecer para  $\Omega_2 = \infty$ . Esse erro deve-se à aproximação na consideração da área triangular (  $A_3$  ) da Figura 2.8 . Assim seus resultados apresentam boa confiabilidade para valores até  $\Omega_2 = 0,1$ . Por esta razão, pesquisas posteriores [ **Clyne/Kurz,1981;Ohnaka,1986** ] propuseram novas equações que eliminaram a inconsistência física da Equação de **Brody/Flemings**. Para melhorar a solução de **Brody/Flemings** , **Clyne/Kurz** propuseram a substituição do parâmetro  $\Omega_2$  por outro que eliminasse o erro introduzido na consideração triangular da área (  $A_3$  ).

Dessa forma, descreveram o perfil de distribuição de soluto no sólido por meio de uma função exponencial para satisfazer às duas condições limites, chegando à seguinte equação:

$$\alpha' = \Omega_2 \left[ 1 - \exp\left(-\frac{1}{\Omega_2}\right) \right] - \frac{1}{2} \exp\left(-\frac{1}{2\Omega_2}\right) \quad 2.38$$

valor que deve substituir  $\Omega_2$  na Equação de **Brody/Flemings** para que ela passe a representar a proposta de **Clyne/Kurz**.

A proposta de **Ohnaka** tem por base a hipótese de que a distribuição de soluto no sólido pode ser representada por uma curva quadrática do tipo :

$$C_S = a + bx + cx^2 \quad 2.39$$

onde **a**, **b** e **c**, são valores dependentes do tempo e **x** é a distância a partir do centro da dendrita. A geometria da dendrita é colunar e a solução da Equação de Difusão pode ser feita pelo método do Perfil Integral da seguinte forma :

$$\int_0^x \left( \frac{dC_S}{dt} \right) dx = D \int_{C_0}^{C_S} \left( \frac{d^2 C_S}{dx^2} \right) dx \quad 2.40$$

chegando à Equação 2.40a, cujo valor deve substituir  $\Omega_2$  na Equação de Brody/Flemings.

$$\alpha'' = \left[ \Omega_2 / (1 + 2\Omega_2) \right] \quad 2.40a$$

Tanto a Equação de **Clyne/Kurz** como a de **Ohnaka**, aproximam-se da Equação de **Scheil** ou da Equação de Equilíbrio nos limites  $\Omega_2 = 0$  e  $\Omega_2 = \infty$ , permitindo o uso de qualquer uma delas.

Posteriormente, Kobayashi [Kobayashi, 1988] desenvolveu soluções que partem das equações representativas da difusão no sólido e da conservação de massas sem simplificações, dadas, respectivamente, por :

$$\frac{\partial C_S}{\partial t} = D_S \frac{\delta^2 C_S}{\delta x^2} \quad 2.41$$

$$\frac{k_0}{L} \int_0^S C_S dx + (1 - f_S) C_{Si} = k_0 C_0 \quad 2.42$$

Combinando as Equações 2.41 e 2.42, permite-se um arranjo na forma :

$$f_S \frac{\partial C_S}{\partial f_S} = (1 + 2z) \frac{\partial C_S}{\partial z} + 2z \frac{\partial^2 C_S}{\partial z^2} \quad 2.43$$

onde :  $z$  representa uma posição adimensional :

$$z = \frac{\left(\frac{x}{S}\right)^2}{4\alpha} \quad 2.44$$

A solução exata da Equação 2.43, para concentrações do sólido junto à interface sólido/líquido, é dada por:

$$C_s = k_0 C_0 \sum_{n=0}^{\infty} \xi_n f_s^n \quad 2.45$$

onde  $\xi_n$  é uma função complexa de  $\alpha$ . A aplicação dessa solução exata não é imediata e implica na expansão de uma série, que geralmente necessita de vários termos para quantificar o fenômeno, sem que ocorram reflexos negativos nos resultados obtidos.

Além da solução exata, Kobayashi também desenvolveu soluções aproximadas. Em uma delas considerou, como aproximação de primeira ordem, o termo relativo à derivada segunda de  $C_s$ , desprezível em relação à variável  $z$  na Equação 2.43, o que reduz a :

$$f_s \frac{\partial C_s}{\partial f_s} = (1 + 2z) \frac{\partial C_s}{\partial z} \quad 2.46$$

chegando à seguinte solução aproximada:

$$C_s = k_0 C_0 \left[ 1 - (1 - 2\alpha k_0) \cdot f_s \sqrt{\frac{1 + 2z}{1 + 2z_0}} \right] \frac{k - 1}{1 - 2\alpha k_0} \quad 2.47$$

onde  $z_0 = 1/4\alpha$ . Para  $z = z_0$ , essa equação é idêntica à solução de Ohnaka.

### C ) Redistribuição de soluto no líquido por mistura parcial

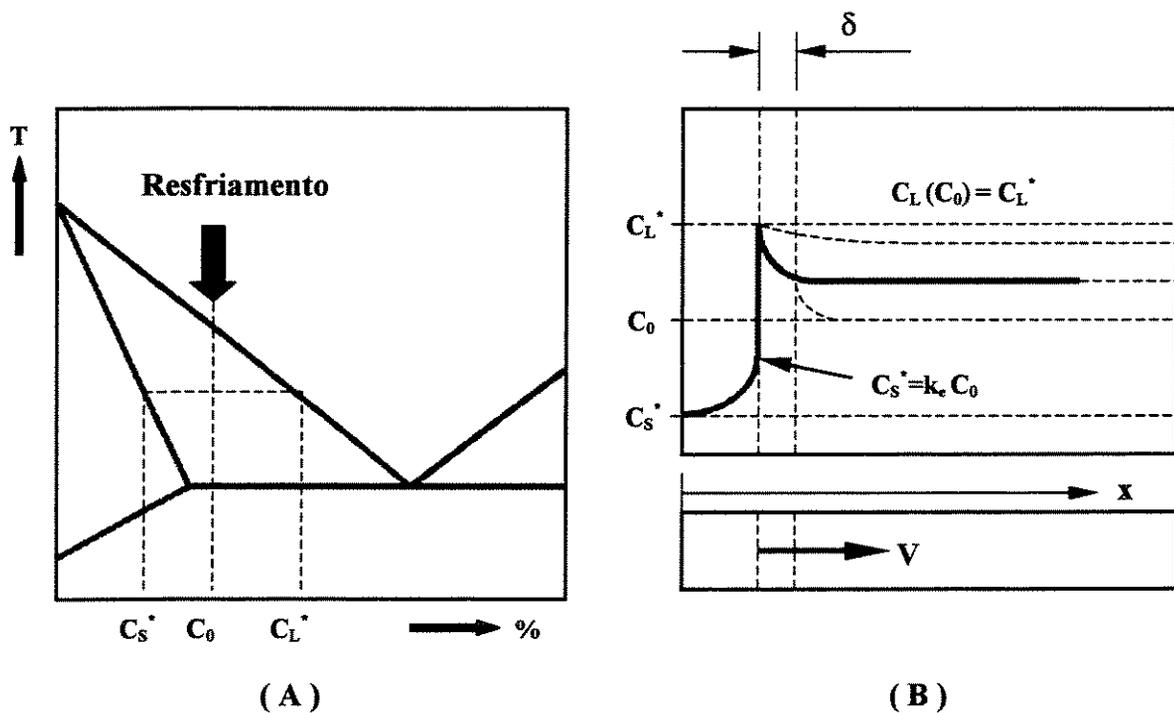
Como ilustração de uma condição normal de solidificação as temperaturas e as composições químicas obedecem a um diagrama do tipo apresentado na Figura 2.9a. Na ausência de outros efeitos, uma liga de composição  $C_0$ , solidificará formando o primeiro sólido com composição  $C_S$ . À medida que a interface avança, uma quantidade de soluto dada em cada instante pela diferença ( $C_0 - C_S$ ), será rejeitada para o líquido.

Dependendo da taxa de difusão e movimentos convectivos a distribuição de soluto ao longo do metal segue um perfil muito próximo daquele mostrado na Figura 2.9b. A distância característica ( $\delta_S$ ) delimita uma camada, onde o transporte é controlado unicamente por difusão. A partir daí a composição varia conforme os movimentos convectivos, podendo até ser uniforme ao longo do líquido. Devido a esses efeitos, define-se um coeficiente de partição efetivo de soluto ( $k_E$ ).

$$k_E = C^*_S / C_0 \quad 2.48$$

Portanto, junto à interface sólido/líquido haverá ação de movimento por **difusão** e por **convecção**, isto é :

- formação de uma camada limite onde o movimento ocorre somente por difusão;
- fora da camada limite a composição do líquido é mantida constante por convecção ( no caso de meio líquido extenso  $\approx C_0$  ).



**Figura 2.9** - Ilustração da distribuição de soluto na solidificação de ligas binárias com frente de solidificação plana em representação do diagrama de equilíbrio (A) e em representação da distribuição de soluto no líquido(B).

O balanço de massas, feito com o auxílio da Figura 2.4, possibilita escrever uma equação, levando em conta condições simplificadoras, tais como: solidificação unidirecional e estado estacionário e sem distribuição de soluto no sólido. Nessas circunstâncias, a Equação 2.7 é a que governa a distribuição de soluto no líquido :

$$D_L \left( \frac{\partial^2 C_L}{\partial x^2} \right) + V \left( \frac{\partial C_L}{\partial x} \right) = 0 \quad (\text{Equação 2.7})$$

Com as condições de contorno, tem-se como solução a Equação 2.50 [Burton et al,1953]:

$$C_L = C_L^* \quad , \quad \text{para } x = 0 \quad (\text{a})$$

$$C_L = C_0 \quad , \quad \text{para } x = \delta \quad (\text{b})$$

2.49

$$(C_L^* - C_S^*) = (C_0 - C_S^*) \exp\left(\frac{V\delta}{D_L}\right) \quad 2.50$$

Entretanto, para  $x = \delta$  tem-se que:

$$C_S^* = k_E C_0 \quad , \quad (a)$$

2.51

$$C_S^* = k_0 C_L^* \quad . \quad (b)$$

O arranjo matemático das equações 2.50 e 2.51 permite escrever as Equações 2.52 e 2.53

$$k_E = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) \exp\left(-\frac{V\delta}{D_L}\right)} \quad 2.52$$

$$C_S^* = k_E C_0 [1 - f_s]^{(k_E - 1)} \quad 2.53$$

O coeficiente de partição efetivo de soluto ( $k_E$ ) deverá substituir o coeficiente ( $k_0$ ) na equação de Scheil, sendo em suas condições limites dadas por :

$$\frac{V\delta}{D_L} \Rightarrow 0 ; \quad k_E = k_0 \quad [ \text{mistura completa no líquido ( Equação de Scheil ) } ]$$

$$\frac{V\delta}{D_L} \Rightarrow \infty ; \quad k_E = 1 \quad [ \text{mistura somente por difusão } ]$$

indicando que:  $k_0 \leq k_E \leq 1$

## 2.2- A Estabilidade da Interface Sólido/Líquido

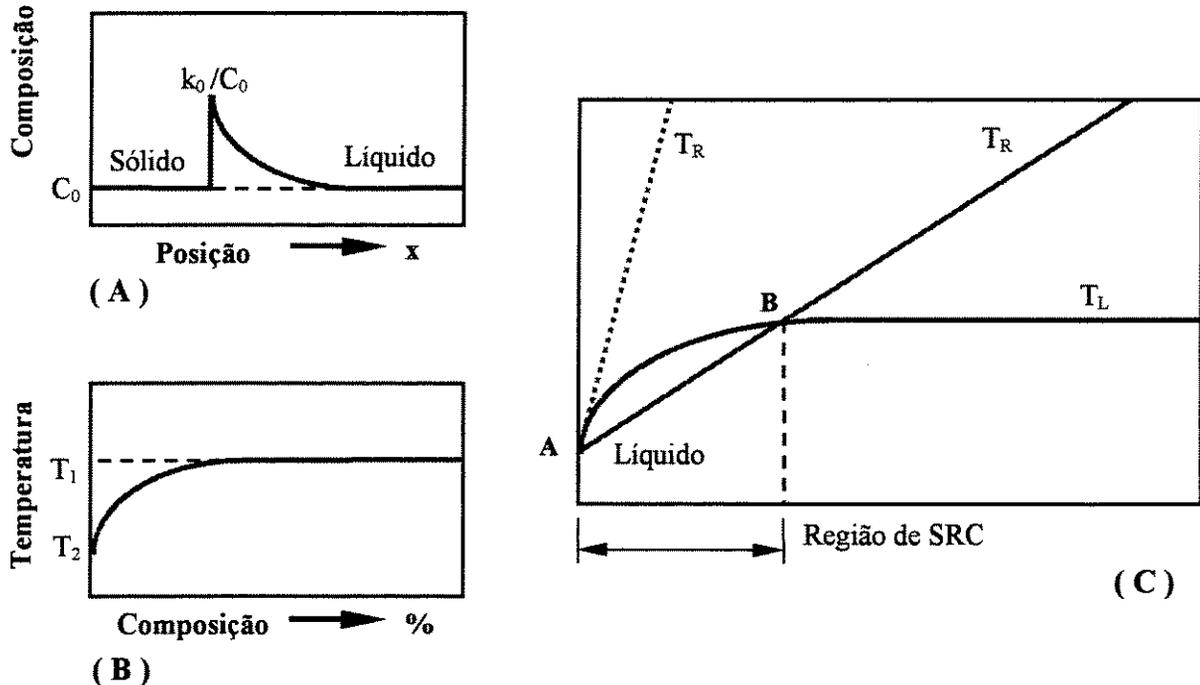
A estabilidade da interface sólido/líquido é resultado do balanço entre os superesfriamentos devido a:

	TENDÊNCIA
<b>Campo de soluto</b>	Desestabilizar
<b>Forças de capilaridade</b>	Estabilizar
<b>Campo térmico</b>	* Estabilizar se $G_{LS} > 0$ * Desestabilizar se $G_{LS} < 0$

Para metais puros com interface plana, o único fator que provoca a instabilidade é o campo térmico que para os critérios de estabilidade, são expressos pelo gradiente térmico médio na interface sólido/líquido (  $G_{LS}$  ) [Laxmanan,1989/1997].

## 2.2.1 Critério de Estabilidade do Superesfriamento Constitucional (SRC)

Esse critério foi introduzido inicialmente por Tiller[Tiller,1953] , posteriormente, por Winegard/Chalmers[Winegard/Chalmers,1954]. Segundo suas propostas a interface será desestabilizada, toda vez que o gradiente térmico no líquido, à frente da interface sólido/líquido, for menor que o gradiente da linha liquidus, em função do acréscimo de soluto à frente da interface sólido/líquido, devido à partição e ao acúmulo de soluto no líquido. Essa situação encontra-se esquematizada na Figura 2.10. O SRC ocorre na porção de líquido à frente da interface, que apresenta temperatura liquidus ( $T_L$ ) acima da temperatura real ( $T_R$ ), segundo o gradiente térmico vigente, isto é, do ponto A até o ponto B.



**Figura 2.10** - Esquema ilustrativo do perfil de concentração à frente da interface sólido/líquido (A), perfil de temperaturas liquidus à frente da interface sólido/líquido (B) e região superesfriada constitucionalmente à frente da interface sólido/líquido(C).

No que se refere à solidificação de ligas, o superesfriamento constitucional apresenta-se como o maior responsável pela instabilidade da interface sólido/líquido, respondendo pela transição de interface estável para instável. Esta proposta pode ser melhor avaliada com o apoio da Figura 2.11B e com o desenvolvimento matemático apresentado a seguir:

Sabendo-se que:

$$\left(\frac{dC_L}{dx}\right)_{x=0} = -\left(\frac{V}{D_L}\right)(C_L^* - C_s^*) \quad 2.54$$

e que pela Equação 2.51b (  $C_s^* = k_0 C_L^*$  ), a Equação 2.54 pode ser escrita na seguinte forma:

$$\left(\frac{dC_L}{dx}\right)_{x=0} = -\frac{V}{D_L} C_L^* (1 - k_0) \quad 2.54a$$

Por outro lado, o gradiente da linha liquidus (  $G_L$  ) é dado pela expressão:

$$\frac{dT_L}{dx} = \frac{dT_L}{dC_L} \cdot \frac{dC_L}{dx} \quad 2.55$$

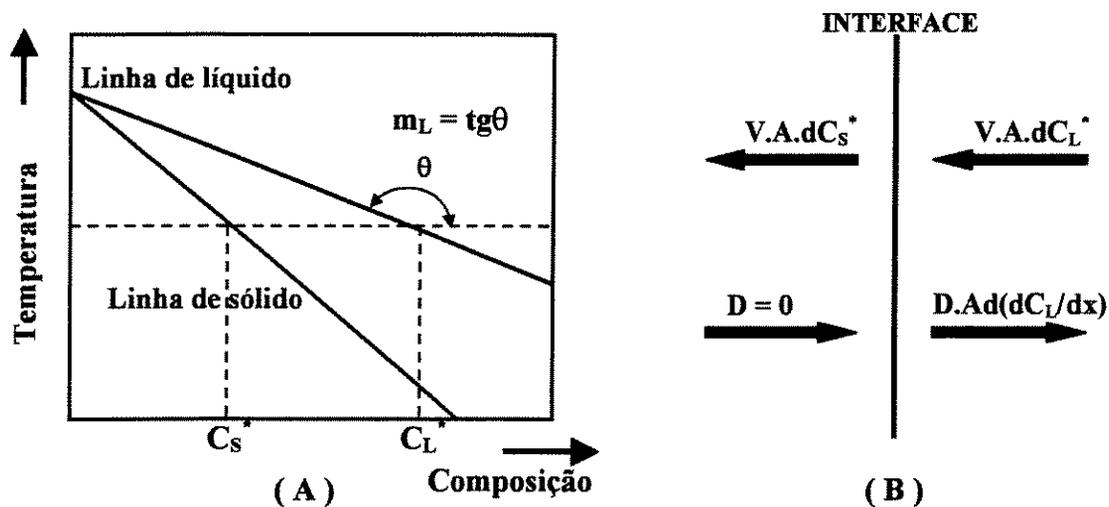


Figura 2.11 - Arranjo esquemático para análise do critério de estabilidade constitucional em parte de um diagrama de equilíbrio de fases (A) e em balanço de massa na interface sólido/líquido para regime estacionário e sem difusão de soluto no sólido (B).

onde:  $m_L = (d T_L / d C_L)$ , representa a inclinação da linha liquidus. Quando  $x = 0$ , a Equação 2.55 pode ser reescrita, com o auxílio da Equação 2.54a, como:

$$\left(\frac{dT_L}{dx}\right)_{x=0} = -m_L \frac{VC_L^*(1-k_0)}{D_L} \quad 2.55a$$

Para que não ocorra superesfriamento constitucional, por ser o mesmo fator de instabilidade, é necessário que o gradiente de temperatura da fase líquida à frente da interface sólido/líquido, apresente um valor maior ou igual ao do gradiente da linha liquidus, isto é :

$$G_L = \left(\frac{\partial T}{\partial x}\right)_{x=0} \geq \left(\frac{dT_L}{dx}\right)_{x=0} \quad 2.56$$

A Equação 2.56 pode ser reformulada com a contribuição da Equação 2.55a, utilizando-se da condição que  $C_s^* = k_0 C_L^*$  [Equação 2.51b], onde se tem o valor de  $C_L^*$ , na forma :

$$G_L \geq -\frac{m_L C_s^* (1 - K_0) V}{K_0 D_L} \quad 2.56a$$

A Equação 2.56a [Kurz/Fisher,1992; Laxmanan,1997/1998] é aplicável independentemente da convecção no líquido, por considerações paralelas que podem ser feitas com a concentração da fase sólida na interface sólido/líquido, tais como:

- **No caso de ocorrer convecção no líquido**

A concentração na fase sólida será dada por :

$$C_s^* = \frac{k_0 C_0}{k_0 + (1 - k_0) \exp\left(-\frac{V\delta}{D}\right)} \quad 2.57$$

- **No caso de regime estacionário e ausência de convecção no líquido**

A concentração na fase sólida será dada por :

$$C_s^* = C_0 \quad 2.58$$

- **No caso de mistura completa no líquido**

Esta situação caracteriza-se pela presença de forte convecção no líquido. Ainda assim, é insuficiente para inibir um pequeno perfil de acumulação de soluto com gradiente de concentração finito, que pode ser expresso por :

$$G_L \geq \frac{mC_\infty(1-k_0)V}{D_L} \quad 2.59$$

com  $C_\infty$  sendo a composição equalizada do volume de líquido.

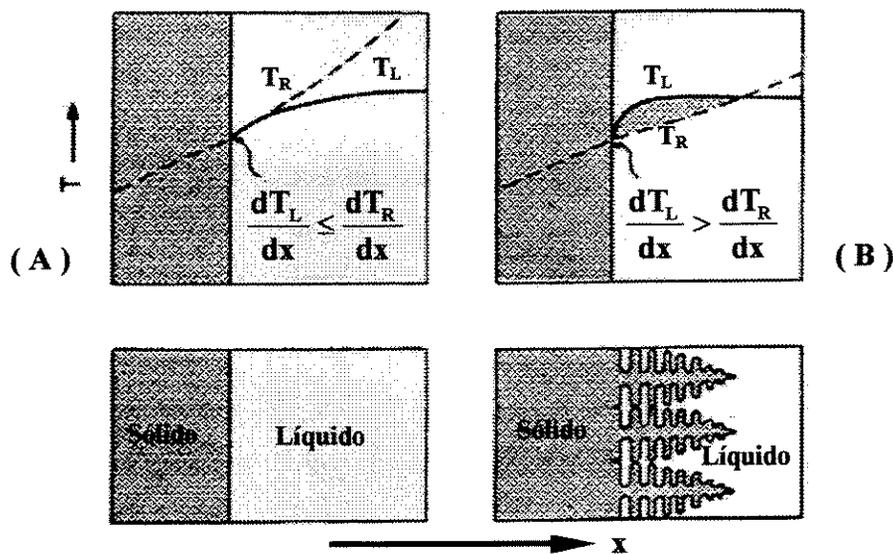
A principal crítica ao critério de estabilidade da interface sólido/líquido a partir do conceito de superesfriamento constitucional, está no fato deste não levar em conta o efeito da tensão superficial, que pode ser significativo em virtude do aumento da área da interface causado pela formação de uma perturbação [Kurz/Fisher,1984; Lesoult,1988].

### **2.3 - Formação da Microestrutura**

Na temperatura de fusão ou na temperatura liquidus, o metal encontra-se atômica e desordenado e com uma energia interna maior que a do sólido. A partir do momento em que ocorre uma dissipação forçada ou não dessa energia interna, inicia-se o processo de solidificação que tenderá a arranjar os átomos de tal modo que serão ordenados em rede de longo alcance.

De modo geral, sabe-se que a solidificação ocorre por um processo de nucleação e crescimento, em que primeiramente se forma o núcleo do cristal que então, pela adição de mais átomos, cresce formando os grãos ou cristais. A nucleação só ocorre quando a energia cinética de vários átomos do metal líquido atinge um valor suficientemente baixo para permitir que eles ocupem as posições de equilíbrio na rede. Daí em diante o núcleo continua crescendo à medida que a extração de calor vai evoluindo e para isso depende fortemente do coeficiente de transferência de calor. Após a formação dos primeiros núcleos, cria-se uma interface sólido/líquido, onde então se iniciam os processos de rejeição de soluto ( $k_0 < 1$ ) ou rejeição de solvente ( $k_0 > 1$ ), dependendo do sistema binário metálico. Essa rejeição de soluto poderá propiciar a origem de um fenômeno conhecido como superesfriamento constitucional (SRC).

A interface sólido/líquido, tende a se desestabilizar toda vez que o gradiente térmico nessa interface for menor que o gradiente da temperatura liquidus, conforme mostrado qualitativamente na Figura 2.12.

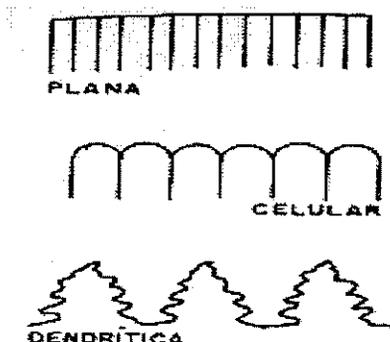


**Figura 2.12** - Evolução esquemática da morfologia da interface sólido/líquido, onde o gradiente térmico da interface maior que o da temperatura liquidus, associado à interface sólido/líquido plana (A) e gradiente térmico menor que temperatura liquidus, situação de SRC, com interface sólido/líquido instável ( não plana ) (B) [Viskanta,1988; Kurz/Fisher,1984].

Dependendo do valor do SRC, a instabilidade apresentará diferentes morfologias que por ordem decrescente deste valor são denominadas, segundo Viskanta e Kurz/Fisher [Viskanta,1988; Kurz/Fisher,1984] :

- DENDRÍTICA, crescimento que obedece alguma textura cristalográfica;
- CELULAR, crescimento cooperativo com rejeição lateral de soluto podendo apresentar alguma orientação cristalográfica; e
- PLANA.

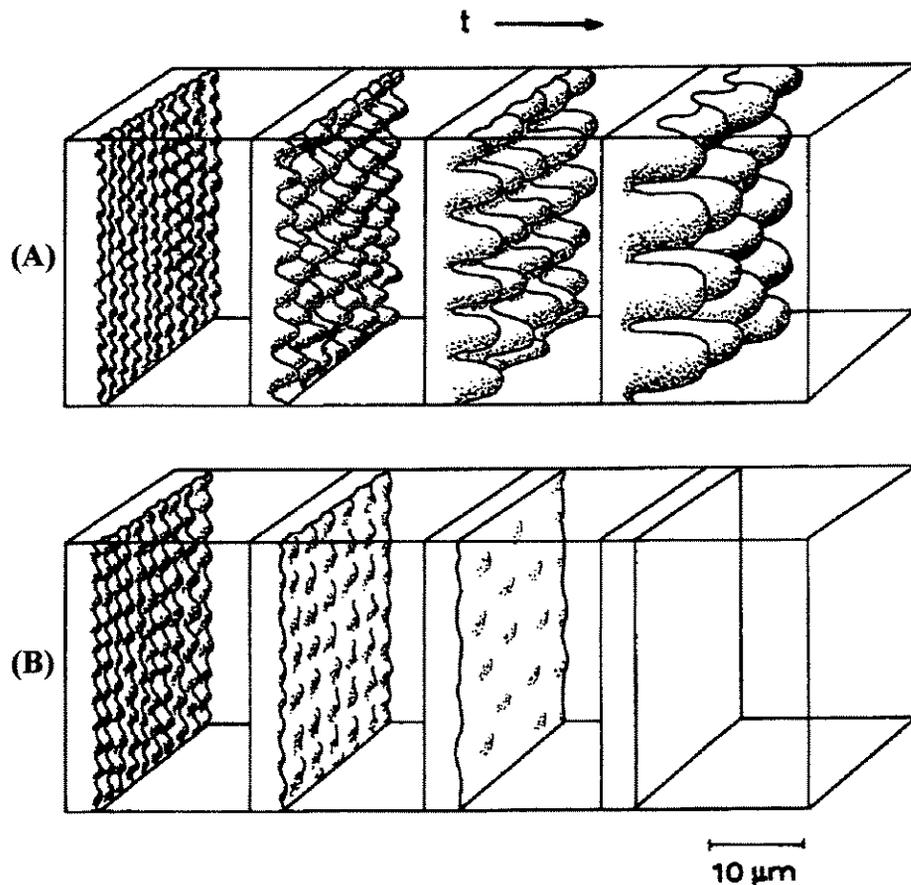
conforme mostradas na Figura 2.13.



**Figura 2.13** - Esquema ilustrativo dos tipos básicos das frentes de solidificação para sistemas metálicos com dois ou mais componentes [Viskanta,1988 ; Quaresma, 1999].

A morfologia da interface não é só em função do gradiente térmico ( $G_L$ ), depende também da velocidade da interface ( $V$ ), do intervalo de temperatura de solidificação ( $T_L - T_E$ ) e do tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ). A transição PLANAR à DENDRÍTICA está associada à diminuição da razão ( $G_L/V$ ) [Chalmers,1964 ; Kurz/Fisher,1992 ; Quaresma,1999 ] .

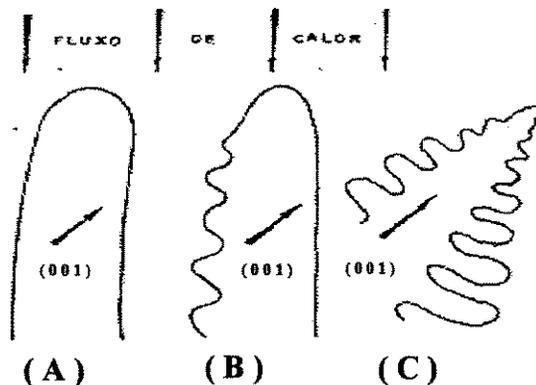
A primeira característica morfológica de uma interface sólido/líquido não planar é o desenvolvimento de **Células**, vista na Figura 2.14, que são perturbações cujas amplitudes aumentam progressivamente à medida que as condições de crescimento afastam-se do valor crítico que determina a instabilidade da interface, seja através de alterações na velocidade da interface (  $V$  ), no gradiente térmico no líquido (  $G_L$  ). Além disto, há a ocorrência de acúmulo de soluto nas regiões adjacentes às perturbações, devido à rejeição lateral de soluto à medida que essas perturbações crescem, acentuando a diferença de velocidade de solidificação entre ambas.



**Figura 2.14** - Evolução esquemática da morfologia da interface sólido/líquido instável, passando de plana para não plana (A) e interface estável com tendência a plana (B). A interface estável só é obtida em casos especiais de solidificação [Kurz / Fisher, 1984].

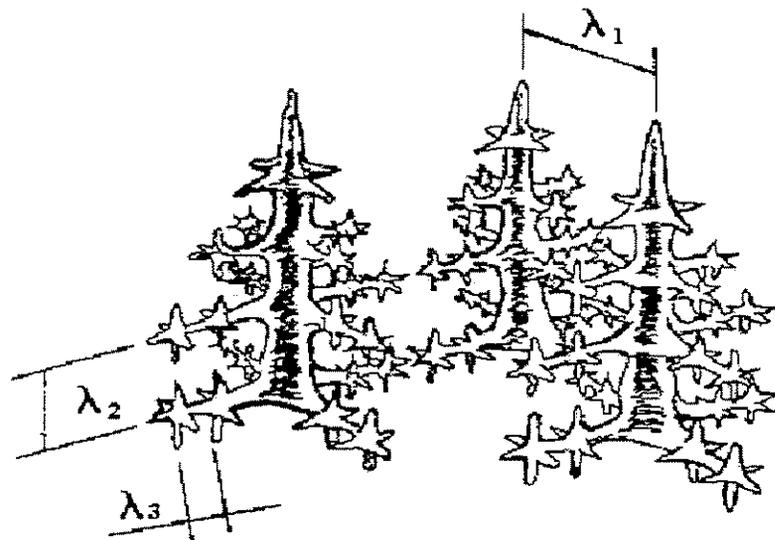
O espaçamento entre as regiões ricas em soluto, denominado **Espaçamento Celular**, é um parâmetro tecnologicamente importante, uma vez que o seu comportamento tem sido alvo de estudos de vários pesquisadores sendo que foi observada a sua diminuição com o aumento da velocidade de solidificação até o momento em que ocorre a transição morfológica de celular para dendrítica. Alguns autores [Flemings,1974; Kurz/Fisher,1984/1992] propõem que essa transição morfológica tenda a ocorrer, quando as condições de solidificação são tais que a anisotropia do crescimento dos cristais passa a exercer influência sobre as suas direções, conforme pode ser visto na Figura 2.15. Mais precisamente, a direção de crescimento das dendritas é determinada pela direção de crescimento cristalográfico mais favorável e não pela direção do fluxo de calor, como é o caso do crescimento celular. Nessas circunstâncias são identificadas **ramificações dendríticas primárias**.

A estrutura dendrítica pode caracterizar-se também pelo desenvolvimento de perturbações ao longo de seu eixo principal, denominadas **braços** ou **ramos secundários** ou **ramificações dendríticas secundárias**, provocadas desta vez pela instabilidade da interface entre o eixo principal da dendrita primária e o líquido adjacente. Se a distância entre os eixos principais for significativa, a mesma instabilidade pode ocorrer com os braços secundários ou ramificações secundárias e haver formação de **braços** ou **ramos terciários**.



**Figura 2.15** - Direções de crescimento esquemáticas : morfologia celular (A) , morfologia de transição celular a dendrítica (B) e morfologia dendrítica (C), onde a direção de crescimento é definida por fatores cristalográficos [Flemings,1974; Kurz/Fisher,1992].

Sob o ponto de vista científico e tecnológico, as medidas dos espaçamentos interdendríticos primários ( **EDP** ou  $\lambda_1$  ) e secundários ( **EDS** ou  $\lambda_2$  ) têm apresentado grande significado, pois tem sido constatado que elas exercem influência sobre as propriedades mecânicas de componentes fundidos e trabalhados mecanicamente [Flemings,1974; Kurz/Fisher,1984; Caldwell et al,1977 ; Quaresma, 1999]. A Figura 2.16 ilustra condições esquemáticas que permitem observar tanto ( $\lambda_1$ ) como ( $\lambda_2$ ).



**Figura 2.16** - Ilustração do aspecto morfológico de crescimento dendrítico unidirecional, mostrando os espaçamentos dendríticos primários ( $\lambda_1$ ), secundários ( $\lambda_2$ ) e terciários ( $\lambda_3$ )

[Rocha,1995].

## 2.4 Modelos de Crescimento Dendrítico

O desenvolvimento de modelos que permitem correlacionar a microestrutura de solidificação e as propriedades futuras de produtos fundidos, tem sido alvo de inúmeros pesquisadores. Na literatura apresentam-se muitos trabalhos nesta direção, que basicamente agrupam-se em dois tipos de modelos:

- Os de natureza teórica, baseados nos parâmetros térmicos e em relações geométricas que envolvem desenvolvimento para espaçamentos dendríticos primários e secundários;
- Os baseados exclusivamente em resultados experimentais que também envolvem o desenvolvimento para espaçamentos dendríticos primários e secundários.

### 2.4.1 - Espaçamento Dendrítico Primário ( EDP ou $\lambda_1$ )

Na avaliação do espaçamento interdendrítico primário, normalmente são estudados os efeitos das condições térmicas impostas, representadas pelos valores do gradiente de temperatura na fase líquida (  $G_L$  ) e velocidade da interface sólido/líquido (  $V$  ), além das condições constitucionais, representadas pela composição da liga. No que diz respeito às condições térmicas, a literatura é convergente na afirmação de que o espaçamento interdendrítico primário diminui com o aumento de  $G_L$  e  $V$  , fornecendo correlações do tipo [Hunt,1979; Trivedi,1984; Kurz/Fisher,1981]:

$$\lambda_1 = Q ( G )^a ( V )^{-b} .$$

2.60

As grandezas  $Q$ ,  $a$ ,  $b$  encontram valores no trabalho de Han/Trivedi [Han/Trivedi,1994], determinados por diferentes autores para várias ligas.

Quanto ao efeito do teor de soluto sobre  $\lambda_1$ , existe controvérsia que não vem acompanhada de proposta do mecanismo que explique o comportamento, por exemplo, existem autores que afirmam que  $\lambda_1$  diminui com o aumento do teor de soluto da liga. É o caso de [Edvardsson,1976; Spittle/Lloyd,1979]. Outros afirmam justamente o contrário. É o caso de [Flemings,1974; Young/Kirkwood,1975; Okamoto ,1978].

Apresenta-se na Tabela 2.1 um resumo dos modelos a serem apresentados, que são mais expressivos na literatura. A hierarquia adotada para uma breve explanação dos modelos é feita utilizando-se as datas das publicações, iniciando-se com a mais antiga e finalizando com a mais recente encontrada.

**Tabela 2.1 - Modelos de EDP**

<b>Modelos Teóricos</b>	<b>Ano Publ.</b>
Hunt	1979
Kurz	1981
Trivedi	1984
Bouchard/Kirkaldy	1997
<b>Equações Experimentais</b>	<b>Ano Publ.</b>
Bouchard/Kirkaldy	1997
Tunca/Smith	1988

## A) Modelos teóricos para espaçamento dendrítico primário (EDP)

### • Modelo de Hunt

O primeiro trabalho completamente teórico para determinação dos EDP ( $\lambda_1$ ) foi desenvolvido por Hunt [Hunt, 1979; 1984], que propôs um modelo de crescimento dendrítico que relaciona os espaçamentos celulares ou dendríticos primários ( $\lambda_1$ ) com a velocidade de deslocamento da ponta da dendrita ( $V_L$ ) e o gradiente de temperatura ( $G_L$ ) nessa posição. Para tanto, assumiu que as dendritas crescem com formato regular, podendo aplicar a análise tanto para células como para dendritas, chegando à seguinte equação, com as unidades termofísicas pertencentes ao sistema SI:

$$\lambda_1 = 2,83 (\Gamma D_L \Delta T_{SL} k_0)^{\frac{1}{4}} \left(\frac{1}{G_L}\right)^{\frac{1}{2}} \left(\frac{1}{V_L}\right)^{\frac{1}{4}} \quad 2.61$$

A Equação 2.61 foi comprovada experimentalmente e permite concluir que os espaçamentos são mais sensíveis em relação às variações do gradiente de temperatura ( $G_L$ ) que às variações na velocidade de deslocamento das pontas das dendritas ( $V_L$ ) ou às variações na composição química nominal da liga ( $C_0$ ). O termo  $\Delta T_{SL}$  representa o intervalo de solidificação de não equilíbrio.

- **Modelo de Kurz**

Outro modelo teórico foi desenvolvido por Kurz e Fisher [Kurz/Fisher,1981/1992], tendo uma convergência a outros estudos teóricos, os quais também buscam relacionar a composição química com (  $G_L$  ), (  $V$  ) e o raio da ponta da dendrita (  $R$  ) para definir os valores dos espaçamentos dendríticos primários (  $\lambda_1$  ). Esse modelo tem como proposta as três seguintes relações, com as respectivas unidades termofísicas no sistema SI.

$$\lambda_1 = \left( \frac{3 R \Delta T_{SL}}{G_L} \right)^{\frac{1}{2}} \quad 2.62$$

$$R = 2 \pi \left( \frac{\Gamma D_L}{V k_0 \Delta T_{SL}} \right)^{\frac{1}{2}} \quad 2.62a$$

$$\lambda_1 = 4,3 \left( \frac{D_L \Gamma \Delta T_{SL}}{k_0} \right)^{\frac{1}{4}} \left( \frac{1}{G_L} \right)^{\frac{1}{2}} \left( \frac{1}{V} \right)^{\frac{1}{4}} \quad 2.62b$$

- **Modelo de Trivedi**

O modelo desenvolvido por Trivedi [Trivedi,1984], assume várias considerações teóricas, tais como valores baixos para a relação  $G_L/V_L$ , interferência dos ramos dendríticos no crescimento um dos outros tendendo a minimizar  $\Delta T_{SL}$ , além de considerar que o perfil da interface aproxima-se ao de uma calota esférica e apresenta como solução a Equação 2.63 :

$$\lambda_1 = 6 \left( \frac{\Delta T_{SL} D_L \Gamma}{k_0 V_L G_L^2} \right)^{0,25}, \lambda_1[\mu\text{m}] ; V_L[\mu\text{m/s}] \text{ e } G_L[\text{K/cm}]. \quad 2.63$$

• **Modelo de Bouchard/Kirkaldy**

Os estudos de Bouchard/Kirkaldy [Bouchard/Kirkaldy,1997], foram feitos utilizando-se de uma variedade de sistemas metálicos binários para condições de solidificação estacionárias e transitórias. Obtiveram para o regime transitório a formulação representada na Equação 2.64, com as unidades termofísicas no sistema CGS.

$$\lambda_1 = g_1 \left[ \frac{16 C_0^{0,5} G_0 (\epsilon \sigma_{SL}) T_F D_L}{m_L (1 - k_0) L G_L V_L} \right]^{0,5} \quad 2.64$$

com  $\epsilon$  = fator de escala para tensão superficial, e a constante  $g_1$ , identificada como fator de calibração, que dependerá do sistema metálico estudado e condições de vazamento. Os fatores de calibração ( $g$ ) sugeridos possibilitam que as equações que descrevem tanto EDP como EDS, possam ser usadas com uma razoável confiabilidade, em função da indisponibilidade na literatura de propriedades termofísicas de algumas ligas de interesse.

## B) Equações experimentais para espaçamento dendrítico primário ( EDP )

### • Equações de Bouchard/Kirkaldy

Os trabalhos dos pesquisadores **Bouchard/Kirkaldy** [Bouchard/Kirkaldy,1997] não ficaram restritos apenas no âmbito teórico, como visto anteriormente, mas também envolveu a comprovação experimental, uma vez que investigaram uma variedade de sistemas metálicos, chegando a uma formulação já apresentada pela Equação 2.64, onde o fator de calibração deverá ser adequado ao sistema metálico examinado.

### • Equações de Tunca/Smith

Tunca e Smith [Tunca/Smith,1988] trabalharam com espaçamentos dendríticos primários e secundários em ligas Zn-Al hipereutéticas, solidificadas unidirecionalmente. Os espaçamentos foram correlacionados com taxa de crescimento (  $V$  ), gradiente de temperatura logo a frente da interface sólido/líquido (  $G_L$  ) e composição da liga. Além disso, também observaram a relação  $V^k G^m \lambda_1 = K$ , onde  $K$  é um valor constante. O valor do expoente “ $m$ ” depende da taxa de crescimento e é particular em cada sistema metálico.

Os resultados dos trabalhos permitem observar que os espaçamentos dendríticos primários decrescem com o aumento da taxa de crescimento (  $V$  ) e gradiente térmico (  $G_L$  ). O efeito de  $G_L$  sobre os espaçamentos, foi investigado para as mesmas composições, utilizando-se duas diferentes taxas de crescimento. As equações experimentais obtidas, relacionando  $\lambda_1$  e  $V$  foram descritas no seguinte formato:

$$\lambda_1 = C (V)^{-n}$$

2.65

onde: C é um valor constante, dependente da composição e gradiente na interface sólido/líquido;

V é a taxa de crescimento [  $\mu\text{m s}^{-1}$ ];

n é um expoente, sugerido entre 1/2 e 1/3 [ **Flemings, 1974** ].

As equações experimentais que relacionam os espaçamentos dendríticos primários e taxa de crescimento para as diferentes composições e gradientes térmicos estudados são mostradas na Tabela 2.2, que analisada permite indicar que  $\lambda_1$  é proporcional a  $V^{-k}$  para  $V > 10\mu\text{m s}^{-1}$ . A equação de proporcionalidade calculada para a relação entre EDP e V, para um gradiente térmico  $G_L = 75 \text{ }^\circ\text{Ccm}^{-1}$ ,  $\lambda_1 \propto V^{-0,25}$ , é convergente com resultados anteriormente obtidos por Kurz e Fisher e Hunt [ **Kurz/Fisher, 1981 e 1984 ; Hunt, 1979** ]. Entretanto, quando o gradiente de temperatura foi aumentado para 105 ou 120  $^\circ\text{Ccm}^{-1}$ , existe uma divergência do que já foi reportado em trabalhos anteriores.

**Tabela 2.2** – Equações experimentais entre EDP ( $\lambda_1$ ) e taxa de crescimento (V) para diferentes composições e gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido ( $G_L$ ) [ **Tunca/Smith, 1988** ].

Composição ( % em peso Al )	Gradiente Térmico ( $^\circ\text{C}\mu\text{m}^{-1}$ )	EDP ( $\lambda_1$ ) ( $\mu\text{m}$ )
Zn - 6,5%Al	0,0075	$\lambda_1 = 321V^{-0,25}$
Zn - 8,0%Al	0,0075	$\lambda_1 = 373V^{-0,24}$
Zn - 11,0%Al	0,0075	$\lambda_1 = 475V^{-0,25}$
Zn - 6,5%Al	0,0105	$\lambda_1 = 319V^{-0,27}$
Zn - 8,0%Al	0,0120	$\lambda_1 = 378V^{-0,29}$
Zn - 11,0%Al	0,0120	$\lambda_1 = 469V^{-0,30}$

#### 2.4.2 Espaçamento Dendrítico Secundário ( EDS )

O estudo dos espaçamentos dendríticos secundários EDS ( $\lambda_2$ ) sofre a influência das condições térmicas e do percentual de soluto da liga em estudo de solidificação. Além disso, todas as propostas são concordantes no que diz respeito a uma maior velocidade da interface em regiões onde os espaçamentos são menores [Flemings et alli,1970; Young/Kirkood,1975; Okamoto ,1978]. No geral, os resultados têm o aspecto da seguinte equação:

$$\lambda_2 = \text{Cte} ( G_L V_L )^{-n} , \quad \lambda_2 [\mu\text{m}]; V_L [\text{mm/s}]; G_L [\text{K/mm}] \quad 2.66$$

Os espaçamentos dendríticos secundários podem também ser expressos em função de outro parâmetro térmico, chamado de tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ), que é inversamente proporcional à velocidade de deslocamento da interface sólido/líquido. No geral, a correlação assume a seguinte forma:

$$\lambda_2 = \text{Cte} ( t_{SL} )^m \quad \lambda_2[\mu\text{m}]; t_{SL}[\text{s}] . \quad 2.67$$

Po intermédio de uma simplificação de caráter físico, o tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ) pode ser expresso em segundos e definido por uma expressão aproximada dada por :

$$t_{SL} = \frac{\Delta T_{LE}}{\dot{T}} = \frac{T_L - T_{Eut}}{G_L V_L} \quad 2.68$$

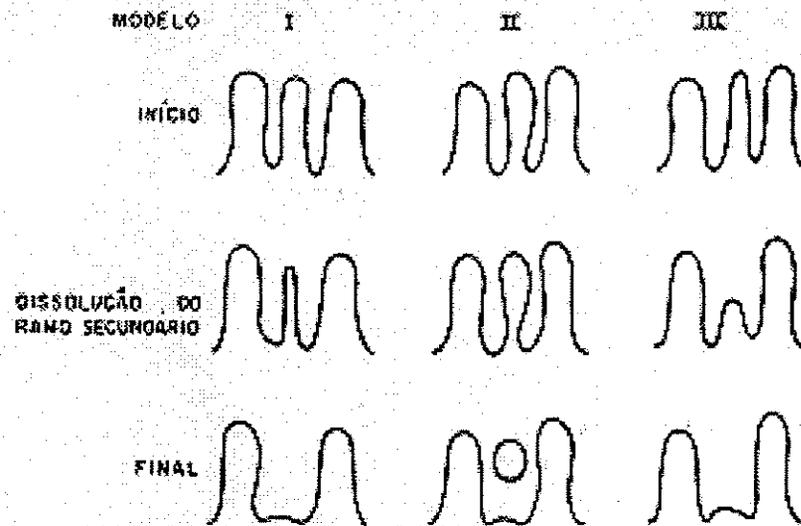
onde:  $\dot{T}$  = taxa de resfriamento [K/s],

$\Delta T_{LE} = T_L - T_{Eut}$ , intervalo de transformação líquido/sólido da liga [K]; e

$T_{Eut}$  = temperatura eutética do sistema [K].

Esse intervalo de tempo ( $t_{SL}$ ) é definido mais rigorosamente como a diferença entre os tempos de passagem das isothermas liquidus e solidus, ponta e raiz da dendrita, respectivamente, em uma determinada posição.

A correlação entre o EDS e o  $t_{SL}$  deve refletir também a instabilidade dos EDS ao longo do intervalo de solidificação da liga. Essa instabilidade é ocasionada pela diminuição da energia de superfície do sistema metálico [Flemings,1970;Kurz/Fisher,1984] que é a responsável pelo aumento do EDS, causado pela dissolução dos ramos secundários menores. Concomitantemente, ocorre o engrossamento dos ramos secundários maiores, motivo pelo qual é denominado fenômeno de engrossamento. Esse comportamento encontra-se ilustrado na Figura 2.17.



**Figura 2.17** - Ilustração esquemática da etapa de dissolução de ramos dendríticos secundários e do fenômeno de engrossamento dos ramos secundários [Flemings,1970].

Outra forma da energia de superfície do sistema manifesta-se por meio do fenômeno do coalescimento, que se caracteriza pelo engrossamento das pontas dos ramos dendríticos e seu posterior coalescimento, deixando uma pequena região líquida confinada entre suas raízes [Chien/Kattamis,1970;Flemings,1974], como está exemplificado na Figura 2.18.



**Figura 2.18** - Esquema ilustrativo da formação das regiões ricas em soluto no fenômeno do coalescimento dos ramos dendríticos secundários [ Chien/Kattamis,1970;Flemings,1974].

Na Tabela 2.3, também é exibido um resumo dos modelos para espaçamentos dendríticos secundários representativos da literatura.

**Tabela 2.3** - Modelos de EDS

<b>Modelos Teóricos</b>	<b>Ano Publ.</b>
Feurer	1977
Kurz	1984
Trivedi	1984
Kirkwood	1985
Mortensen	1990
Bouchard/Kirkaldy	1997
<b>Equações Experimentais</b>	<b>Ano Publ.</b>
Suzuki	1969
Jacobi	1975
Tunca/Smith	1988

## A) Modelos teóricos para espaçamento dendrítico secundário ( EDS )

### •Modelo de Feurer

Dentre várias considerações teóricas, principalmente a de ramificações dendríticas que apresentam formato cilíndrico, **Feurer [Feurer,1977]** propôs um modelo de crescimento dendrítico que relaciona o espaçamento dendrítico secundário (  $\lambda_2$  ) com o tempo local de solidificação (  $t_{SL}$  ), conforme seguinte expressão :

$$\lambda_2 = 4,36 ( M t_{SL} )^{1/3} \quad 2.69$$

com

$$M = \frac{\sigma_{SL} D_L T_L}{L(1 - K_0) m_L (C_E - C_0)} 2L n \left( \frac{C_E}{C_0} \right) \quad [ m^3 / s ] \quad 2.69a$$

Estas relações foram comprovadas experimentalmente em vários sistemas por diferentes pesquisadores [ **Tunca/Smith, 1988 ; Osório et alii, 1998; Quaresma,1999** ] e tendo apresentado resultados bastante concordantes em todos os casos. A incerteza dos resultados obtidos fica por conta da correta aplicação dos valores das grandezas das propriedades termofísicas das ligas em estudo.

• **Modelo de Kurz/Fisher**

Esses pesquisadores [Kurz/Fisher, 1984] também correlacionaram os EDS ( $\lambda_2$ ) com o tempo local de cada liga, resultando na seguinte equação:

$$\lambda_2 = 5,5 (M t_{SL})^{\frac{1}{3}} \quad 2.70$$

onde:

$$M = \frac{\Gamma D_L}{(1 - k_0) m_L (C_E - C_0)} \text{Ln} \left( \frac{C_E}{C_0} \right) \quad \text{em} \quad [m^3 / s] \quad 2.70a$$

• **Modelo de Trivedi**

Trivedi [Trivedi et al,1984] com o auxílio de um modelo experimental de compostos orgânicos em regime de resfriamento unidirecional, discutiu os estudos experimentais de Huang/Glicksman [Huang/Glicksman,1981] e propôs uma relação entre o EDS e o raio da ponta da dendrita principal, chegando à seguinte relação para o EDS:

$$\lambda_2 = C_1 (\dot{T})^{-n} \quad \text{com} \quad \lambda_2 [\mu m]; \dot{T} [K/s] \text{ e } n = 0,5 \quad 2.71$$

$$C_1 = 17,8 \left( \frac{\Gamma D_L}{V_L} \right)^{0,5} \quad 2.71a$$

- **Modelo de Kirkwood**

O modelo de **Kirkwood** [Kirkwood,1985] a exemplo dos outros pesquisadores, também aborda o fenômeno do engrossamento dos ramos secundários maiores pela dissolução dos ramos menores, propondo como solução a seguinte equação:

$$\lambda_2 = \left( \frac{128\Gamma D_L t_{SL}}{(1-k_0)m_L(C_0 - C_E)} \ln\left(\frac{C_E}{C_0}\right) \right)^{\frac{1}{3}} \quad \text{com } \lambda_2 [\mu\text{m}]; \quad t_{SL} [\text{s}] \quad 2.72$$

- **Modelo de Mortensen**

Este modelo proposto por **Mortensen** [Mortensen,1990], toma como base a taxa de engrossamento dos ramos dendríticos secundários. Essa taxa é limitada pela taxa de condução de calor em materiais puros e pelas taxa de condução de calor e taxa de difusão em ligas. Os valores dos **EDS** são expressos pela relação:

$$\lambda_2 = C_2 (t_{SL})^n \quad \text{com } \lambda_2[\mu\text{m}]; \quad t_{SL}[\text{s}]; \quad n = 1/3 \quad 2.73$$

O fator  $C_2$ , quando se tratar de solidificação de ligas binárias, é definido na forma da Equação 2.73a:

$$C_2 = \left\{ \frac{27\Gamma D_L}{4C_L m_L (1-k_0) f_s (1-\sqrt{f_s})} \right\}^{\frac{1}{3}} \quad \text{em } [(m^3/s) \times 10^{-16}] \quad 2.73a$$

### • Modelo de Bouchard/Kirkaldy

O modelo proposto por **Bouchard/Kirkaldy** [Bouchard/Kirkaldy,1997] faz uma abordagem teórica envolvendo condições estacionárias e transitórias para a solidificação. Para o regime transitório propõem uma expressão bastante semelhante àquela proposta para EDP, já apresentada anteriormente neste trabalho. Esse modelo é representado pela seguinte expressão :

$$\lambda_2 = 2\pi g_2 \left[ \frac{4\sigma_{SL}}{C_0(1-k_0)^2 L} \left( \frac{D_L}{V_L} \right)^2 \right]^{\frac{1}{3}} \quad 2.74$$

Nesta expressão, como já discutido anteriormente, considera-se também o fator de calibração  $g_2$  que dependerá do sistema metálico estudado e demais condições de vazamento.

### B) Equações experimentais para espaçamento dendrítico secundário ( EDS )

Além dos modelos já comentados de **Feurer** e **Bouchard/Kirkaldy**, que também abordam o desenvolvimento no âmbito experimental, podem-se citar ainda as seguintes abordagens :

#### • Equação de Suzuki

**Suzuki** [Suzuki et alii,1969] e seus colaboradores adotaram o sistema Fe-C como base de seus estudos e solidificaram aço carbono comuns com teores de carbono na faixa de ( 0,14 a 0,88 % em peso), chegando a uma relação eminentemente experimental para a definição do valor do EDS em função da taxa de resfriamento:

$$\lambda_2 = 146 (\dot{T})^{-0,39} , \quad \text{com } \lambda_2[\mu\text{m}]; \dot{T} [\text{K/s}] \quad 2.75$$

### • Equação de Jacobi

Merecem destaque aqui os trabalhos na área de lingotamento contínuo de aços feitos por **Jacobi et al [Jacobi/Pitsch,1975;Jacobi/Schwerdtfeger,1976]** que realizaram medidas de espaçamentos dendríticos primários e secundários na casca sólida de lingotes de aços com teor de carbono variando entre ( 0,6 a 0,7 %C em peso ) e que definiram equações correlacionando EDP e EDS com o tempo local de solidificação :

$$\lambda_1 = 35,6 ( t_{SL} )^{0,49} \quad 2.76a$$

$$\lambda_2 = 15,8 ( t_{SL} )^{0,44} \quad 2.76b$$

com  $\lambda_1$  [μm];  $\lambda_2$  [μm];  $t_{SL}$  [s]

### • Equação de Tunca/Smith

Esses pesquisadores [Tunca/Smith,1988] trabalharam também com espaçamentos dendríticos secundários em ligas de Zn-Al, além dos espaçamentos primários ( EDP ). Nos estudos desenvolvidos, determinaram a relação entre espaçamento dendrítico secundário (  $\lambda_2$  ) com o tempo local de solidificação (  $t_{SL}$  ) de cada liga. Relacionaram também as equações resultantes do tipo  $V \lambda_2 = K'$ , onde  $K'$  é um valor constante e  $V$  é a taxa de crescimento.

Dos resultados desses trabalhos, permite-se observar uma boa convergência nos formatos das equações resultantes com àquelas já conhecidas na literatura. Permitiu-se ainda, confirmar que com o aumento do tempo local de solidificação, tem-se o aumento dos valores dos

espaçamentos dendríticos obtidos. Além disso chegaram a conclusão de que para um mesmo tempo local, os espaçamentos dendríticos decrescem com o aumento do teor de soluto na liga. Isso também é observado por outros pesquisadores [Young/Kirkwood,1975; Osório,1998 ; Quaresma, 1999].

As equações experimentais que relacionam os espaçamentos dendríticos secundários e taxa de crescimento para as diferentes composições e gradientes térmicos estudados são mostradas na Tabela 2.4, que analisada permite indicar que  $\lambda_2$  é proporcional à  $V^{-l}$  para  $V > 10\mu\text{m.s}^{-1}$ , onde os valores do expoente ( $l$ ) são convergentes com resultados da literatura [Flemings, 1974 ; Feuer, 1977 ].

**Tabela 2.4** – Equações experimentais entre EDS ( $\lambda_2$ ) e taxa de crescimento ( $V$ ) para diferentes composições e gradientes térmicos à frente da interface sólido/líquido ( $G_L$ ) [Tunca/Smith,1988].

Composição (% em peso Al)	Gradiente Térmico ( $^{\circ}\text{C}\mu\text{m}^{-1}$ )	EDS ( $\lambda_2$ ) ( $\mu\text{m}$ )
Zn - 6,5%Al	0,0075	$\lambda_2 = 86V^{-0,32}$
Zn - 8,0%Al	0,0075	$\lambda_2 = 92V^{-0,32}$
Zn - 11,0%Al	0,0075	$\lambda_2 = 102V^{-0,33}$
Zn - 6,5%Al	0,0105	$\lambda_2 = 79V^{-0,38}$
Zn - 8,0%Al	0,0120	$\lambda_2 = 114V^{-0,42}$
Zn - 11,0%Al	0,0120	$\lambda_2 = 124V^{-0,41}$

As equações experimentais obtidas, podem ser colocadas na forma de  $\lambda_2$  com o tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ), no seguinte formato:

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

2.77

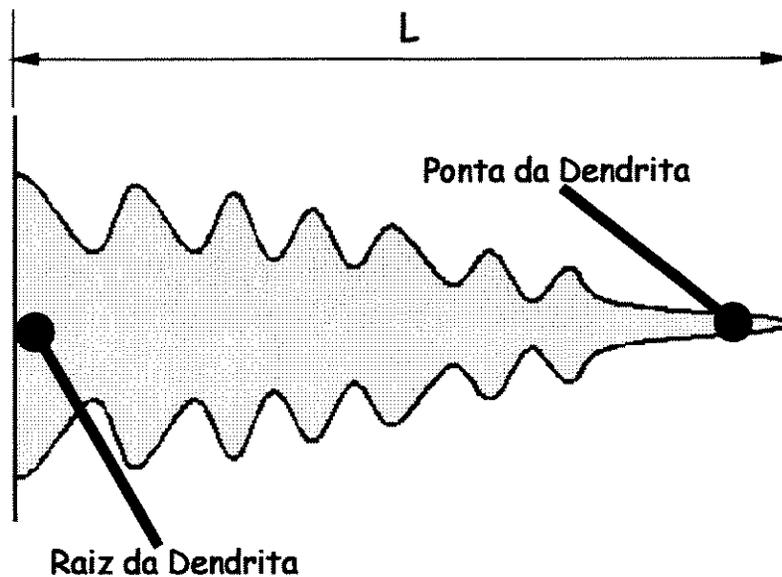
onde :  $t_{SL}$  = é o tempo local de solidificação, determinado usando-se a relação:

$$t_{SL} = L/V$$

2.77a

onde:  $L$  é a distância entre a raiz dendrítica e o plano das pontas das dendritas, que pode ser observado na Figura 2.21;

$V$  é a taxa média de crescimento do sistema em estudo.



**Figura 2.19** – Ilustração da distância entre a raiz da dendrita e plano da ponta da dendrita.

As equações experimentais resultantes relacionando espaçamento dendrítico em função do tempo local obtidas são apresentadas na Tabela 2.5.

**Tabela 2.5** –Equações experimentais entre EDS ( $\lambda_2$ ) e tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ) para diferentes composições e gradientes térmicos ( $G_L$ ) [Tunca/Smith, 1988].

Composição (% em peso Al)	Gradiente Térmico ( $^{\circ}\text{C}\mu\text{m}^{-1}$ )	EDS ( $\lambda_2$ ) ( $\mu\text{m}$ )
Zn - 6,5%Al	0,0075	$\lambda_2 = 9,08 t_{SL}^{-0,32}$
Zn - 8,0%Al	0,0075	$\lambda_2 = 7,89 t_{SL}^{-0,32}$
Zn - 11,0%Al	0,0075	$\lambda_2 = 6,49 t_{SL}^{-0,33}$
Zn - 6,5%Al	0,0105	$\lambda_2 = 6,43 t_{SL}^{-0,38}$
Zn - 8,0%Al	0,0120	$\lambda_2 = 5,15 t_{SL}^{-0,42}$
Zn - 11,0%Al	0,0120	$\lambda_2 = 4,72 t_{SL}^{-0,41}$

## Capítulo 3

### 3 Coeficientes de Transferência de Calor na Interface Molde/Ambiente e Metal/Molde

#### 3.1 Resistências Térmicas na Solidificação

Para o entendimento do mecanismo de transferência de calor a partir do metal líquido até o ambiente, torna-se conveniente que se caracterize a transferência de calor ao longo de um sistema de solidificação, como o visto na Figura 3.1, onde a transferência de calor pode ser caracterizada por resistências térmicas, tais como: resistência da camada líquida ( $R_L$ ), da camada solidificada ( $R_S$ ), da interface metal/molde ( $R_i$ ), da parede ou corpo do molde ( $R_M$ ) e da interface molde/ambiente ( $R_{M/A}$ ) [Santos,1997; Spim,1996]. Contudo a resistência térmica total no sistema é dada pela soma das parcelas individuais de resistências, sendo :

$$R_T = R_L + R_S + R_i + R_M + R_{M/A}$$

3.1

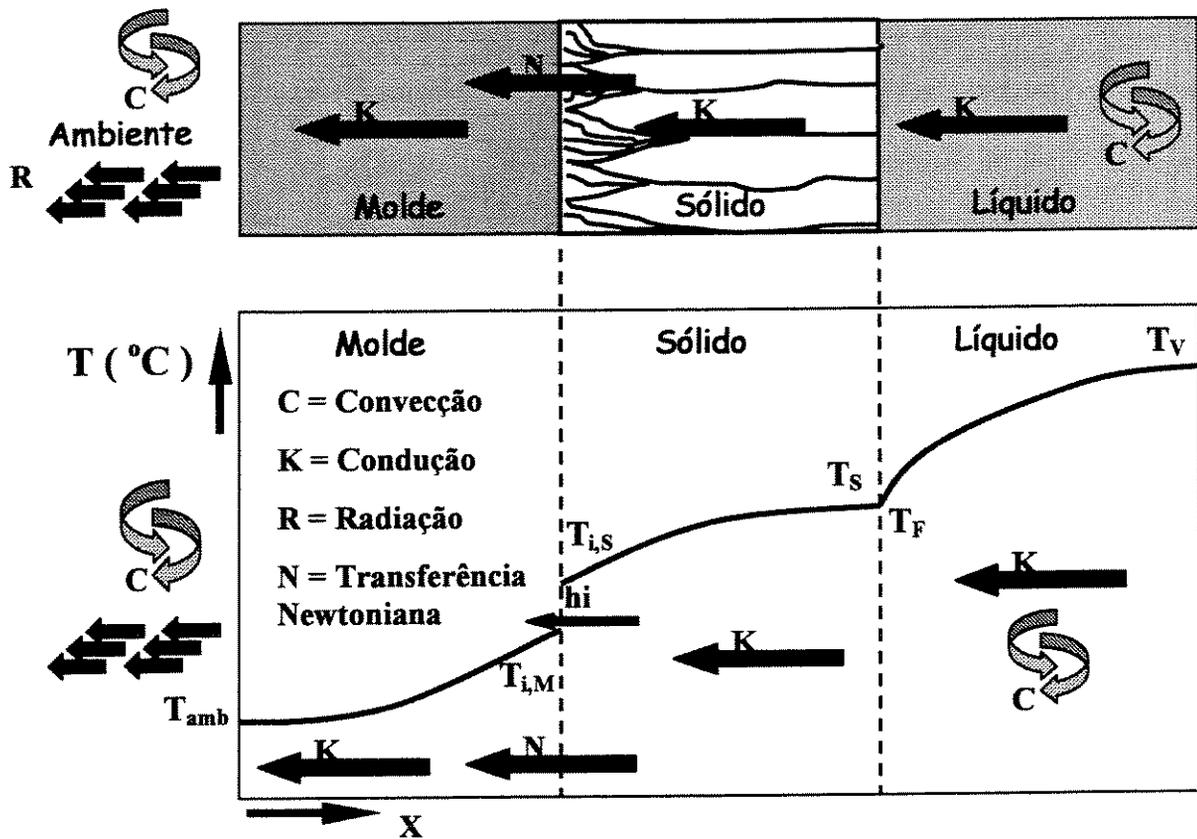


Figura 3.1- Representação das formas de transferência de calor e perfil térmico ao longo do elemento de estudo.

- Resistência Térmica do Líquido

A resistência térmica da camada de líquido terá como componentes uma parcela devido à condução térmica associada e outra devido à convecção, expressa por :

$$R_L = \frac{1}{(h_L + h_C)A_T} \quad 3.2$$

onde:  $h_L$  = coeficiente de transferência de calor da camada líquida [ $W/m^2.K$ ];

$h_C$  = coeficiente de convecção do fluido [ $W/m^2.K$ ]; e

$A_T$  = área de troca de térmica [ $m^2$ ].

- **Resistência Térmica do Sólido**

A camada de sólido formada, por sua vez, apresenta uma resistência térmica dada por:

$$R_S = \frac{1}{h_S A_T} = \frac{X_S}{k_S A_T} \quad 3.3$$

onde:  $h_S$  = coeficiente da transferência de calor da camada solidificada [W/m<sup>2</sup>.K];

$X_S$  = espessura da camada solidificada [m];

$k_S$  = condutividade térmica do metal sólido [W/m.K];

- **Resistência Térmica da Interface Metal/Molde**

A resistência térmica apresentada pela interface Metal/Molde é expressa por :

$$R_i = \frac{1}{h_i A_T} = \frac{X_{gap}}{k_{gás} A_T} \quad 3.4$$

onde:  $h_i$  = coeficiente de transferência de calor da interface metal/molde [W/m<sup>2</sup>.K];

$X_{gap}$  = espessura do *gap* de ar [m]; e

$k_{gás}$  = condutividade térmica do gás do *gap* [W/m.K];

- **Resistência Térmica do Molde**

A resistência térmica da parede do molde pode ser tratada sob dois aspectos : para moldes de paredes espessas pode ser tratada por condução e neste caso só são avaliados  $h_C$ ,  $h_R$  e  $h_i$  , porém, tratando-se de moldes de paredes delgadas, pode ser feita a seguinte aproximação para a obtenção dessa resistência ( $R_M$ ):

$$R_M = \frac{1}{h_M A_T} = \frac{X_M}{k_M A_T} \quad 3.5$$

onde:  $h_M$  = coeficiente de transferência de calor do molde [ $W/m^2.K$ ];

$X_M$  = espessura da parede do molde [m]; e

$k_M$  = condutividade térmica no material da parede do molde [ $W/m.K$ ];

- **Resistência Térmica da Interface Molde/Ambiente**

O valor da resistência térmica na interface molde/ambiente é dada por:

$$R_{M/A} = \frac{1}{(h_R + h_C) A_T} \quad 3.6$$

onde :  $h_R$  = coeficiente de transferência de calor por radiação [ $W/m^2.K$ ]; e

$h_C$  = coeficiente de transferência de calor por convecção do gás [ $W/m^2.K$ ].

Para o cálculo do coeficiente radiativo ( $h_R$ ), utiliza-se da seguinte expressão :

$$h_R = \sigma \cdot \varepsilon (T_{EM} + T_0)(T_{EM}^2 + T_0^2) \quad 3.7$$

onde:  $\sigma$  = constante de Stefan-Boltzman [=5,672 x 10<sup>-8</sup> W/m<sup>2</sup>.K<sup>4</sup>];

$\varepsilon$  = emissividade do material do molde;

$T_{EM}$  = temperatura da superfície externa do molde[K]; e

$T_0$  = temperatura ambiente[K].

Para o cálculo do coeficiente de convecção ( $h_C$ ), sabe-se que:

$$h_C = \frac{k_{gás} N_u}{\chi} \quad 3.8$$

na qual:

$$N_u = C (G_R \cdot P_R)^n \quad \text{Número de Nusselt} \quad 3.8a$$

$$G_R = \frac{g \cdot \gamma \cdot \chi^3 (T_{EM} - T_0)}{\eta_{gás}^2} \rho_{gás}^2 \quad \text{Número de Grashof} \quad 3.8b$$

$$P_R = \left[ \frac{\eta}{k} \cdot c \right]_{gás} \quad \text{Número de Prandtl} \quad 3.8c$$

onde :  $\eta$  = viscosidade dinâmica do fluido de refrigeração [kg/m.s];

$c$  = calor específico do fluido de refrigeração [J/kg.K];

$\rho_{\text{gás}}$  = massa específica do fluido de refrigeração [kg/m<sup>3</sup>];

$k$  = condutividade do fluido de refrigeração [W/m.K];

$\chi$  = dimensão característica da superfície, referente ao percurso feito pelo fluido de refrigeração ao passar pela superfície do corpo [m];

$\gamma$  = coeficiente de expansão térmica volumétrica do fluido de refrigeração ( para gases pode ser aproximado por ( $\gamma = 1 / T_0$ ) [K<sup>-1</sup>]); e

$g$  = aceleração da gravidade [= 9,81 m/s<sup>2</sup>].

Para um estudo onde o fluxo do fluido pode ser considerado laminar e a superfície do corpo na posição vertical, o valor do produto [ $G_R * P_R$ ] deverá variar no intervalo [ $10^4$  a  $10^9$ ] e para cálculo do Número de Nusselt [ $C = 0,59$  ;  $n = 0,25$ ]. Por outro lado, as propriedades do fluido de refrigeração, como o ar, variam com a temperatura [Bejan,1993;Poirier,1994].

Rescrevendo-se a Equação 3.1, chega-se na forma da Equação 3.9, que permite conceituar as resistências térmicas como o inverso dos coeficientes de transferência de calor ( $h$ ) em cada intervalo de tempo. Assim :

$$R_T = \frac{1}{A_T} \left[ \frac{1}{(h_R + h_C)} + \frac{1}{h_i} + \frac{1}{h_M} + \frac{1}{h_S} + \frac{1}{(h_L + h_C)} \right] \quad 3.9$$

No caso de moldes refratários, os baixos valores da condutividade térmica implicam em uma resistência térmica do molde muito maior que a da interface Metal/Molde ( $R_M \gg R_i$ ).

No caso de peças de grande porte, como por exemplo lingotes de aço de várias toneladas, o valor de  $X_S$  na Equação 3.3 é tão significativo que implica  $R_S \gg R_i$ . Nos dois casos, a resistência térmica Metal/Molde pode ser desprezada.

Por outro lado, à medida em que cresce a difusividade térmica do metal e diminui a espessura da peça, cresce também a importância da resistência térmica Metal/Molde até que sejam atingidas novas condições limites onde a solidificação é praticamente controlada por esta resistência térmica ( $R_i \gg R_S ; R_M$ ).

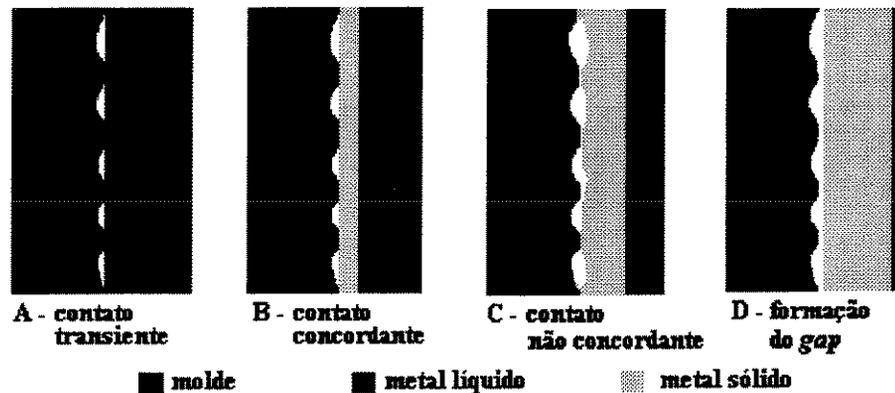
Embora  $h_C$ ,  $h_R$ ,  $h_M$ ,  $h_S$  e  $h_L$  possam ser calculados a partir das temperaturas desenvolvidas durante a solidificação e das propriedades termofísicas do molde e do metal,  $h_i$  deve ser objeto de determinação experimental. Por este motivo, a determinação correta de  $h_i$  tem sido objeto de estudo de diversos pesquisadores [Garcia/Clyne,1983; Nishida et alii,1986; Sharma/Krishnan,1991 ; Santos, 1997 ; Quaresma, 1999]. A confiabilidade, ou a menor incerteza nos resultados obtidos, depende fundamentalmente de como é considerada a resistência ao fluxo da carga térmica nessas interfaces e do método de solução do problema do fluxo de calor. Essas resistências térmicas, em determinadas situações podem exercer um controle efetivo das condições de resfriamento. Por conseqüência, podem definir a forma e o tamanho da estrutura resultante do fundido, que são parâmetros que contribuem fortemente para as futuras propriedades desses materiais.

### **3.2 Formação do gap de Ar na Interface Metal / Molde**

A transferência de calor na interface Metal/Molde tem importante influência na velocidade de solidificação e nas taxas de resfriamento de fundidos. Por esse motivo tem sido alvo de inúmeras pesquisas. Vários trabalhos foram desenvolvidos objetivando caracterizar o mecanismo físico da transferência de calor entre as superfícies de contato [ Santos, 1997;Quaresma, 1999 ].

Em geral, no início do processo de solidificação, surge a formação de uma fina camada sólida de metal junto à parede do molde. À medida que o processo evolui, ou seja, o sistema perde energia, normalmente para um molde, um espaço físico conhecido como *gap de ar*, surge separando o metal e o molde, semelhante ao visto na Figura 3.2. A evolução ou desenvolvimento desse *gap* depende de mecanismos que estão associados a [Prates/Biloni,1972; Ho/Pehlke,1984]:

- interação do metal com o molde em função das diferentes naturezas físico-químicas; e
- contração do metal e expansão do molde.



**Figura 3.2** - Ilustração da evolução da formação do *gap* de ar, durante o processo de solidificação, entre o metal e o molde.

**Interação do metal com o molde** - Com a formação do *gap* nessa interface, o coeficiente de transferência de calor nessa região pode decrescer rapidamente, dificultando a retirada de calor e desacelerando o processo de solidificação do metal líquido.

Baseados em trabalhos com ligas de alumínio e moldes permanentes, Prates e Biloni [Prates/Biloni,1972] propuseram um mecanismo para explicar a formação do *gap*, segundo o qual a parede do molde, por mais lisa que seja, sempre apresentará pequenas saliências, mesmo que microscopicamente.

Assim, quando o metal líquido se aproxima da superfície interna do molde, o primeiro contato acontece nos picos dessas saliências, que estão a uma temperatura bem menor que o metal líquido, causando então a formação de pequenos núcleos de solidificação nesses locais. Ao mesmo tempo, a tensão superficial que está associada com a fluidez do metal líquido poderá impedir que o restante do metal que está se solidificando, alcance os vales das chamadas imperfeições superficiais, acarretando no armazenamento dos gases liberados inerentes ao processo de fundição.

**Contração do Metal / Expansão do Molde-** No início do processo, o contato entre o molde e o metal líquido pode ser considerado muito bom, isso porque nesses instantes iniciais existe uma considerável pressão metalostática e elevada fluidez do metal líquido. Isso ocasiona um coeficiente de transferência de calor alto, por consequência, uma excelente extração da energia térmica.

À medida que o processo de solidificação evolui, é formada uma fina camada de metal solidificado é formada e fica em contato com a parede do molde, sendo que a pressão metalostática exercida pelo metal líquido causa um bom contato metal/molde. Com um avanço ainda maior da solidificação, o contato entre molde e a camada de metal solidificado gradativamente é dificultado, pois o molde à medida que sofre um aquecimento, vai expandido e o metal solidificado por sua vez, sofre uma contração por estar resfriando. Isso tudo provoca a formação do *gap* entre as superfícies internas do molde e da camada de metal solidificada. O *gap* comporta-se como uma resistência térmica à retirada de calor, onde o mecanismo de transferência de calor realiza-se conjuntamente por condução, convecção e radiação. Esse é um dos motivos de dificuldade para a formulação do coeficiente de transferência de calor. Com a formação do *gap*, o coeficiente de transferência de calor na interface Metal/Molde decresce, dificultando a retirada de calor nesta região [Prates/Biloni,1972; Ho/Pehlke,1984] que acaba por influir em todo o sistema a ser solidificado.

Vê-se assim a importância da análise da troca térmica na interface Metal/Molde, que acarreta na necessidade de um estudo mais apurado do coeficiente de transferência de calor nessa interface. A disponibilidade de valores de  $h_i$  na literatura é bastante escassa e a diversidade de sistemas metal/molde implicam na necessidade do desenvolvimento de metodologias para sua determinação experimental. Podem ser mencionadas quatro metodologias de determinação de  $h_i$ , que, individualmente, estão apoiadas em diferentes análises do processo básico da solidificação, tanto de metais como de ligas metálicas binárias. Essas metodologias são baseadas em :

- Cinética de Solidificação Unidirecional Controlada;
- Medidas de Espaçamento Dendrítico Secundário;
- Medida de Temperatura e Vazão em Moldes Refrigerados; e
- Confronto de Perfis Térmicos Teóricos / Experimentais via Computador.

### **3.3 - Determinação de $h_i$ por meio da Cinética de Solidificação Unidirecional.**

Esta primeira abordagem está apoiada em uma proposta de **Garcia[Garcia,1978/1979]** para casos em que o processo de solidificação de metais com interface sólido/líquido plana, ocorrendo sem superaquecimento, considerando dois aspectos que levam em conta:

**\* Moldes maciços, e**

**\*\* Moldes Refrigerados .**

Um balanço térmico obtido nos instantes iniciais do processo permite escrever a equação da cinética de solidificação. O metal em contato com o parede fria do molde propicia a formação quase que instantânea de um filme de sólido à temperatura de fusão  $T_F$ . Nessas circunstâncias , o fluxo de calor decorrente da liberação de calor latente devido à transformação sólido/líquido deve ser igualado ao fluxo que chega ao molde através da interface metal/molde, conforme quantificado pela Equação 3.10 :

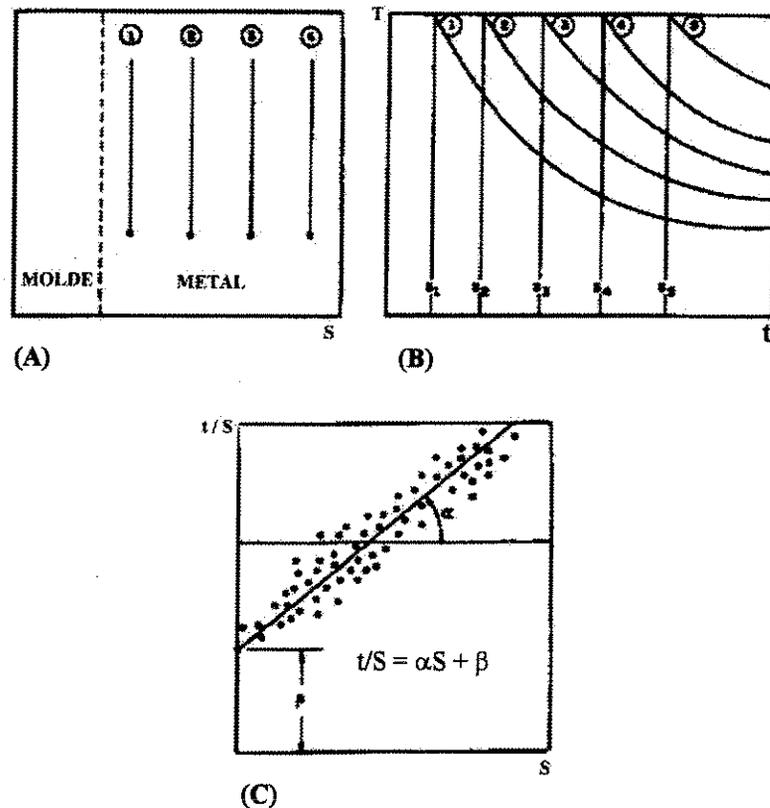
$$h_i(T_F - T_0) = L\rho_s \frac{dS}{dt} \quad 3.10$$

ou na forma :

$$\frac{t}{S} = \frac{L\rho_s}{h_i(T_F - T_0)} = \beta \quad 3.10a$$

onde:  $T_F$  = temperatura de fusão do metal [K];  
 $T_0$  = temperatura ambiente ou inicial do molde [K];  
 $L$  = calor latente de fusão [J/kg K];  
 $\rho_s$  = massa específica do metal sólido [kg/m<sup>3</sup>];  
 $dS$  = espessura infinitesimal de sólido formada [m]; e  
 $t$  = tempo [s].

Vê-se pela Equação 3.10a que se os valores experimentais da cinética de solidificação forem colocados graficamente na forma (  $t / S$  ) contra (  $S$  ), a extrapolação para os instantes iniciais do processo permitirá a determinação de  $\beta$ . Como esse parâmetro é dependente de  $h_i$ , das propriedades e temperaturas do sistema metal/molde que são conhecidas, a determinação de  $h_i$  é direta. Para condições de solidificação unidirecional, a variação de (  $t / S$  ) contra (  $S$  ) se dá por uma reta, o que torna a extrapolação mais precisa. A Figura 3.3 mostra um esquema ilustrativo do método.



**Figura 3.3** - Esquema ilustrativo para determinação experimental de  $h_i$  e posição dos termopares em relação ao molde (A) ; perfis térmicos relativos às posições dos termopares,  $\Delta T = 0$  (B) e representação gráfica da média dos valores de  $t/S$  em função de  $S$  (C) [ Garcia, 1978/79].

### 3.4 Determinação de $h_i$ por Meio de Medidas dos Espaçamentos Dendríticos Secundários.

Uma maneira indireta de determinação do coeficiente de transferência de calor Metal/Molde, consiste no levantamento metalográfico dos espaçamentos dendríticos secundários a partir da superfície resfriada da peça e correlacioná-los com os parâmetros térmicos da solidificação e leis de crescimento dendrítico. A literatura apresenta uma série de equações de crescimento dendrítico [ Flemings et alii,1970; Tunca et al,1988], que pode ser expressa de forma generalizada, onde EDS é correlacionado com o tempo local de solidificação ( que consiste na diferença entre os tempos de passagem das isothermas solidus e liquidus por uma

determinada posição ) ou quando os parâmetros térmicos do processo de solidificação são obtidos através da consideração de frente sólido/líquido plana, onde se pode definir  $t_{SL}$  a partir da Equação 3.11 :

$$t_{SL} = \frac{\Delta T_{SL}}{\dot{T}} \quad 3.11$$

na qual:  $\Delta T_{SL} = T_L - T_S =$  intervalo de solidificação [K];

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

A taxa de resfriamento pode ser quantificada com o auxílio da Equação 3.12:

$$\dot{T} = \left. \frac{dT}{dt} \right|_{x=s} = \left. \frac{dT}{dx} \right|_{x=s} \left. \frac{dx}{dt} \right|_{x=s} = GV \quad 3.12$$

Entretanto, na ausência de superaquecimento no metal líquido, tem-se o gradiente térmico expresso na forma mostrada a seguir a partir da Equação 3.13, depois de feito um balanço térmico junto à interface sólido/líquido, suposta plana.

$$K_s G = L \rho_s V \quad 3.13$$

Ao substituir a Equação 3.13 na Equação 3.12, obtém-se a equação para a taxa de resfriamento, dada pela Equação 3.14 :

$$\dot{T} = \frac{L \rho_s V^2}{K_s} \quad 3.14$$

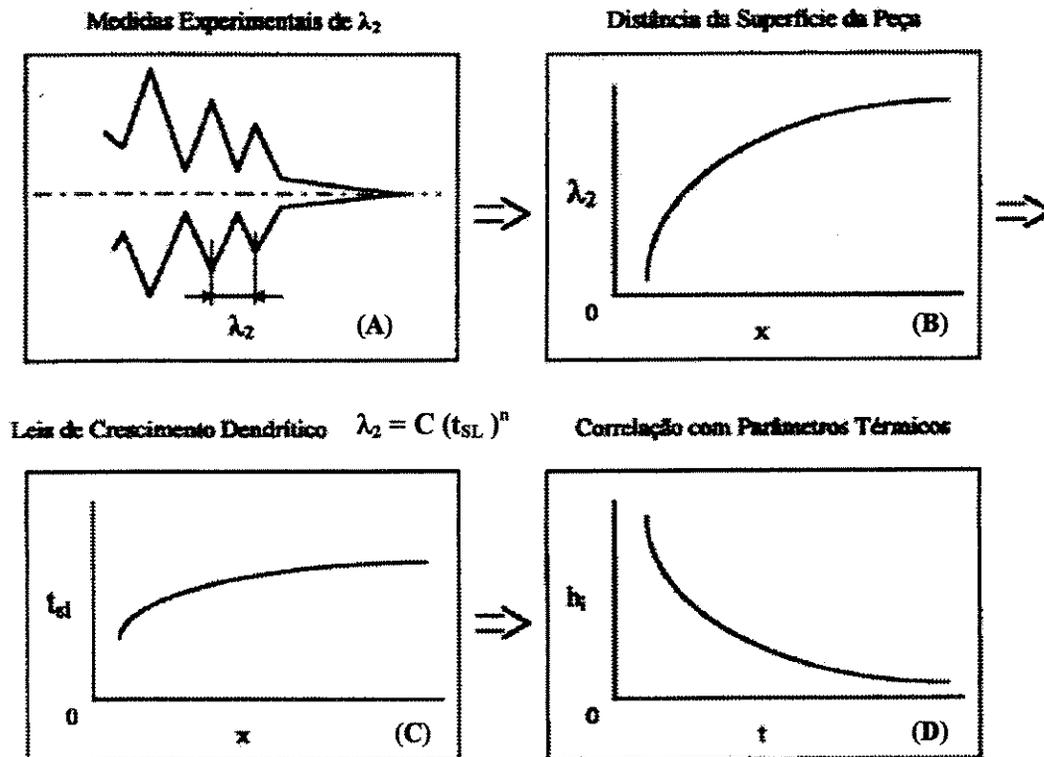
onde:  $L =$  calor latente de fusão [ J/kg ];

$\rho_s =$  massa específica do sólido formado [ kg/m<sup>3</sup> ];

$V =$  velocidade da interface [ m/s ] ;

$K_s =$  condutividade térmica do metal sólido [ W/m.K ]

A partir de medidas experimentais de  $\lambda_2$ , modelos de crescimento dendrítico que correlacionam  $\lambda_2 = f(t_{SL})$ , permitem a determinação de valores de  $t_{SL}$ , que por sua vez permitem que  $h_i$  seja determinado por meio da utilização de modelos analíticos ou numéricos de solidificação, de acordo com a seqüência esquemática mostrada na Figura 3.4 [ Caram, 1995 ].



**Figura 3.4** -Esquema da determinação experimental de  $h_i$  a partir de valores de  $\lambda_2$  (A), Variação de  $\lambda_2$  da superfície ao centro da peça (B), Variação de  $t_{SL}$  da superfície ao centro da peça (C) e Determinação de  $h_i$  a partir de  $t_{SL}$ , utilizando-se modelos matemáticos de solidificação (D) [ Santos, 1997 ]

### 3.5 Determinação de $h_i$ por meio de Medidas de Temperaturas e Vazão em Moldes Refrigerados

A aplicação tecnológica mais importante de moldes refrigerados consiste no resfriamento primário do processo de lingotamento contínuo de metais. A caracterização de um coeficiente global de transferência de calor entre a superfície do metal e o meio de refrigeração ( $h_g$ ) é fundamental para que se possa analisar a evolução da solidificação nesse tipo de processo. No caso específico dos moldes refrigerados dos equipamentos de lingotamento contínuo de aços, esse coeficiente deve ser tal que permita, na saída do molde, que o lingote apresente uma camada sólida suficientemente espessa e que possua resistência mecânica que possa suportar as pressões do metal líquido interno, além das tensões de extração do lingote.

O coeficiente  $h_g$  é um importante parâmetro de projeto, uma vez que é um indicador da quantidade de calor extraída pelo molde. Na Figura 3.5 mostra-se uma representação esquemática de um molde refrigerado, contendo todas as resistências térmicas à passagem de calor até o fluido de refrigeração.

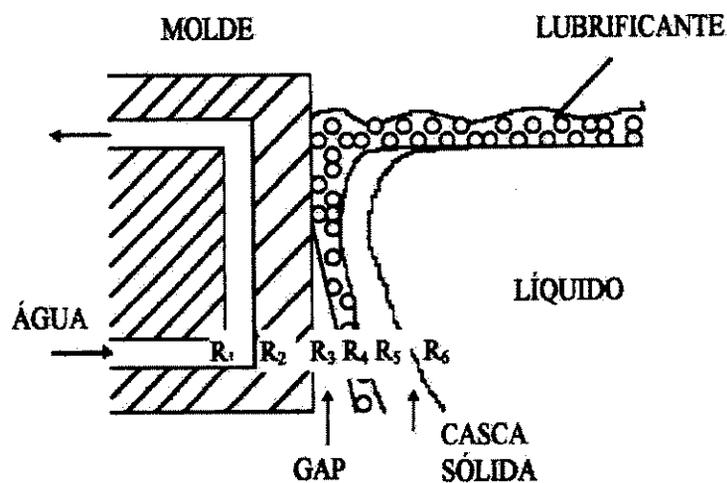


Figura 3.5 - Esquema das resistências térmicas do sistema Metal/Molde com molde refrigerado. [ Santos, 1997]

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

$$R_g = \sum_{i=1}^4 R_i \quad 3.15$$

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

$$\frac{h_1 \ell}{K_f} = 0,023(R_e)^{0,8} (Pr)^{0,4} \quad 3.16$$

sendo:

$$h_1 = 0,023 \frac{K_f}{\ell} \left( \frac{\rho_f w_f \ell}{\eta_f} \right)^{0,8} \left( \frac{c_f \eta_f}{K_f} \right)^{0,4} \quad 3.16a$$

onde:  $Re$  = número de Reynolds;

$Pr$  = número de Prandtl;

$K_f$  = condutividade térmica do fluido de refrigeração [W/m.K];

$c_f$  = calor específico do fluido de refrigeração [J/kg.K];

$\rho_f$  = massa específica do fluido de refrigeração [kg/m<sup>3</sup>];

$\eta_f$  = viscosidade [kg/m.s];

$w_f$  = velocidade do fluido de refrigeração [m/s]; e

$\ell$  = largura ou diâmetro do canal de refrigeração [m].

A resistência  $R_2$  leva em consideração a espessura da parede do molde, expressa pela mesma relação apresentada na Equação 3.5.

A resistência  $R_3$  é decorrente da formação do *gap* de ar. Neste caso, pode ser expressa por:

$$R_3 = \frac{1}{A_T} \left( \frac{1}{h_{Gap}} \right) \quad 3.17$$

com ( $h_{Gap} = h_i$ ), sendo obtido pela Equação 3.4, devendo-se, entretanto, tomar-se cuidado quanto às propriedades termofísicas envolvidas.

Existem duas grandes dificuldades que impedem uma avaliação precisa dessa resistência térmica. A primeira consiste no desconhecimento da evolução do *gap* ao longo do processo. A outra está no desconhecimento preciso das características termofísicas e químicas dos gases que preenchem o *gap*.

A resistência térmica  $R_4$ , existe devido a camada de lubrificante ou de escória entre o lingote e o molde, dada por:

$$R_4 = \frac{X_{lb}}{K_{lb} A_T} \quad 3.18$$

onde :  $X_{lb}$  = espessura da camada de lubrificante [m];

$K_{lb}$  = condutividade térmica do lubrificante [W/m.K];

$A_T$  = área de troca de térmica [m<sup>2</sup>].

Dentre as resistências térmicas apresentadas nas formulações anteriores e esboçadas na Figura 3.5, as mais significativas, são  $R_3$  e  $R_4$ . De qualquer forma a dificuldade de avaliá-las faz com que a determinação da resistência térmica global (ou de  $h_g$ ) constitua o procedimento mais adequado. Um apropriado balanço térmico permite que se estabeleça a seguinte relação:

$$h_g A_T (T_{iS} - T_{mf}) = c_f (T_{fs} - T_{fe}) \dot{m} \quad 3.19$$

ou

$$h_g = \frac{c_f (T_{fs} - T_{fe}) \dot{m}}{A_T (T_{iS} - T_{mf})} \quad 3.19b$$

onde  $A_T$  = área de troca térmica [ $m^2$ ];

$T_{iS}$  = temperatura da superfície do lingote [K];

$T_{mf}$  = temperatura média do fluido de refrigeração [K];

$T_{fs}$  = temperatura do fluido na entrada do circuito de refrigeração [K];

$T_{fe}$  = temperatura do fluido na saída do circuito de refrigeração [K];

$c_f$  = calor específico do fluido de refrigeração [ J/kg.K ]; e

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

As medidas experimentais de  $T_{iS}$ ,  $T_{mf}$ ,  $\dot{m}$ ,  $T_{fs}$  e  $T_{fe}$  permitem a determinação de valores de  $h_g = f(t)$  em qualquer sistema de fundição com molde refrigerado. No caso de lingotamento contínuo, a movimentação do lingote em relação ao molde impede a determinação experimental de  $T_{iS}$  que deve, portanto, ser obtido indiretamente por modelos matemáticos de solidificação, para então permitir a avaliação de  $h_g$ .

### **3.6 Determinação de $h_i$ pela Superposição Teórico/Experimental de Perfis Térmicos.**

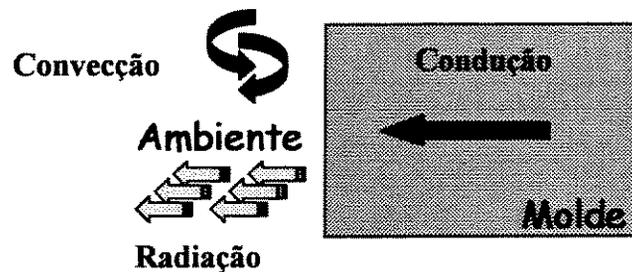
Outra forma indireta de determinação da condutância térmica metal/molde consiste em mapear experimentalmente as temperaturas em determinados pontos do molde e do metal ao longo da solidificação e posteriormente, confrontar os perfis térmicos ou curvas de resfriamento experimentais com as curvas teóricas, obtidas por simulação utilizando-se um modelo numérico de solidificação, que tenha sido prévia e devidamente aferido. Obviamente que se deve tomar extremo cuidado para com os valores das propriedades termofísicas das ligas a serem estudadas para que não sejam cometidos equívocos na interpretação dos resultados.

Com a maior disponibilidade de recursos e ferramentas computacionais existentes na atualidade, esse método de determinação de  $h_i$  é extremamente conveniente, principalmente quando se dispõe de um sistema de aquisição de dados para a monitorização e armazenamento de dados experimentais das temperaturas. Dentre os métodos citados, esse é o único que permite também avaliar os coeficientes de transferência de calor nas zonas de resfriamento por "sprays" dos equipamentos de lingotamento contínuo [ Spim Jr.,1996]. Alguns pesquisadores [ Spim Jr.,1996 ; Santos, 1997; Quaresma, 1999] utilizaram a técnica de confronto de perfis térmicos e obtiveram boas concordâncias nos resultados de seus trabalhos, envolvendo uma variedade de materiais para confecção do molde e ligas de diferentes composições químicas.

O confronto dos resultados teóricos / experimentais permite o levantamento de valores de  $h_i$  que poderão ser extremamente úteis em futuras análises de problemas de solidificação, tanto a nível acadêmico, quanto em aplicações na indústria de fundição.



Como a temperatura da parede externa do molde não permanece igual à temperatura ambiente, é de se esperar uma variação nas taxas de transferência de calor por radiação e convecção para com o meio. Admitindo-se que é possível monitorizar a temperatura da superfície da parede externa do molde, pode-se calcular a taxa de transferência de calor desta superfície para o meio ambiente. Os mecanismos de transferência de calor que ocorrem na interface molde/ambiente são apresentadas na Figura 3.7, onde se destaca a ação conjunta da radiação e da convecção atuando sobre a parede do molde. Porém, para determinar essas taxas torna-se necessário conhecer-se os coeficientes de transferência de calor atuantes no processo, tanto para a radiação como para a convecção.



**Figura 3.7** - Esboço dos modos de transferência de calor na interface molde/ambiente.

A estimativa do valor do coeficiente de transferência de calor na interface molde/ambiente ( $h_{Amb}$ ), é obtida por intermédio de cálculos analíticos, dados por:

$$h_{amb} = h_{rad} + h_{conv} \quad 3.20$$

sendo:  $h_{Amb}$  = coeficiente de transferência de calor na interface molde/ambiente [ $W/m^2.K$ ];

$h_{rad} = h_R$  = coeficiente de transferência de calor por radiação [ $W/m^2.K$ ]; e

$h_{conv} = h_C$  = coeficiente de transferência de calor por convecção [ $W/m^2.K$ ].

Alguns pesquisadores utilizaram-se desta técnica e procedimentos para a determinação do coeficiente  $h_{Amb}$  [ Spim Jr.,1996 ; Santos, 1997; Quaresma, 1999].

Para o cálculo do coeficiente radiativo e convectivo, utilizam-se as mesmas Equações 3.7 e 3.8, discutidas anteriormente na partição 1 deste mesmo Capítulo. Os procedimentos para determinação dos coeficientes  $h_{rad}$  ,  $h_{conv}$  , e por consequência, o coeficiente  $h_{Amb}$  , são descritos com maiores detalhes no próximo Capítulo.

## Capítulo 4

### 4 MATERIAIS E MÉTODOS

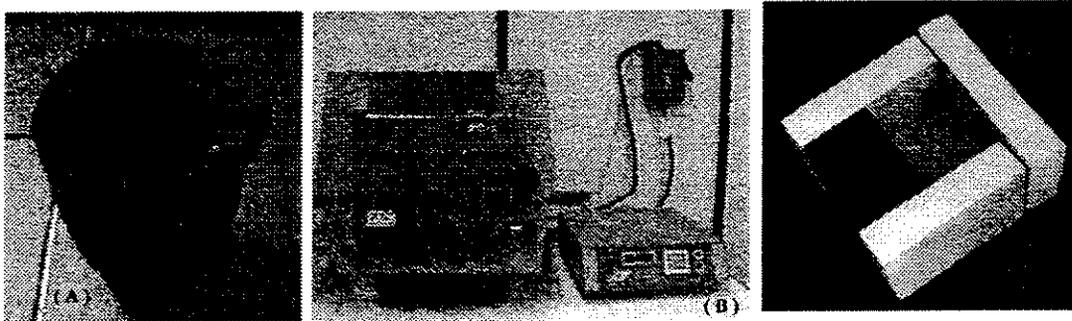
A análise experimental deste trabalho pode ser dividida em seis ( 7 ) etapas:

1. **Registro das Curvas de Resfriamento das Ligas;**
2. **Determinação do Tempo de Passagem da Isotermas Solidus e Liquidus nas Posições Específicas;**
3. **Análise da Microestrutura e Caracterização dos Espaçamentos Dendríticos Secundários ( EDS ou  $\lambda_2$  );**
4. **Determinação das Equações Experimentais de  $\lambda_2 = f ( Posição )$ ;**
5. **Determinação das Equações Experimentais de  $\lambda_2 = f ( tempo\ local\ de\ solidificação )$ ;**
6. **Determinação dos Coeficientes de Transferência de Calor  $h_{Amb}$  e  $h_i$ ; e**
7. **Ensaio de Tração para Determinação da Relação entre Limite de Resistência à Tração (  $\sigma_u$  ) e Espaçamento Dendrítico Secundário (  $\lambda_2$  ).**

Para o desenvolvimento das etapas citadas, utilizou-se de um aparato experimental comum descrito a seguir.

## 4.1 Aparato experimental de uso comum

### a) acessórios e equipamento para fusão das ligas



**Figura 4.1** - Cadinho (A), Forno elétrico utilizado na fusão das ligas (B); e Cavidade de vazamento destinada a receber o metal líquido (C).

**Cadinho de Carbetto de Silício**, modelo AS 6 da Carbosil, revestido internamente com camada consistente de cimento refratário à base de sílica-aluminosa da Carburundum, para evitar uma eventual contaminação do banho de metal líquido que pudesse afetar as composições das ligas e os resultados pretendidos, além de preservá-lo por mais tempo.

**Forno de Indução Tipo Mufla**, marca EDG, temperatura máxima 1000 °C, com interior revestido de placas refratárias e controle processado de temperatura.

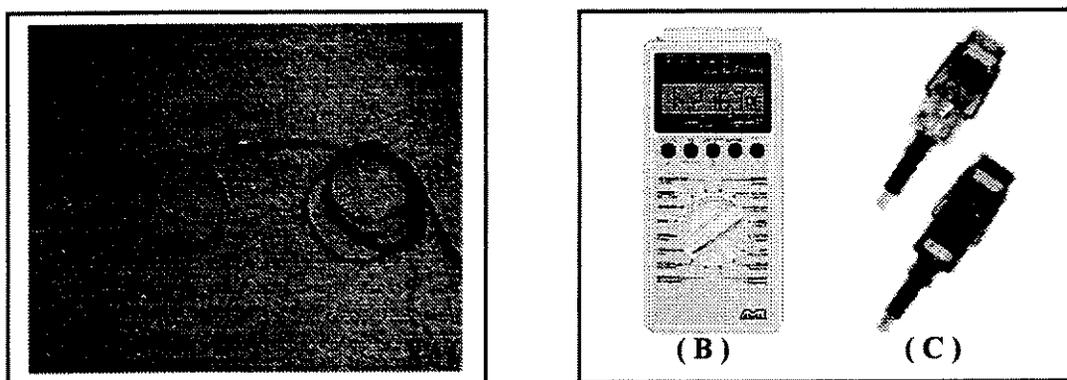
**Cavidade de Vazamento** : para sua montagem, utilizou-se um molde de geometria regular, onde uma das paredes é constituída por um bloco de aço carbono, material condutor que funciona como fonte de absorção da carga térmica liberada pelo metal líquido. As outras paredes são compostas de um material isolante, cerâmico à base de sílica, proporcionando assim um fluxo de calor unidirecional, ou uma solidificação unidirecional do metal vertido nessa cavidade.

**Molde de aço SAE 1010.** Escolheu-se esse material para a construção da única parede do sistema que trabalha absorvendo a carga térmica dissipada pelo metal líquido. As outras paredes foram todas construídas com material isolante à base de placas de sílica para evitar perdas laterais de calor, garantindo a unidirecionalidade da solidificação.

A posição do orifício cônico na tampa superior, oposta à parede metálica, tem por finalidade minimizar a turbulência, causada pelo vazamento de metal líquido, que seria maior se o fluxo de metal líquido ocorresse mais próximo à parede metálica. A espessura utilizada para o molde foi de **50mm**, com acabamento das superfícies externas obtido por usinagem com fresadora de topo e posterior acabamento por intermédio de lixas com 600 e 1200 granas por polegadas quadradas.

O furo para posicionamento do termopares foi feito no molde com broca de diâmetro 1,6mm. Esse furo contém as seguintes coordenadas : 3mm à esquerda da interface Metal/Molde e uma profundidade de 30mm a partir do topo da parede superior do molde ou 55mm, tomada do topo da parede superior do refratário.

#### **b) acessórios e equipamento para controle das temperaturas**



**Figura 4.2** - Termopar (A), Equipamento de aquisição de dados (B) e Conectores(C) para interface entre dispositivos (A) com ( B ) para o registro das temperaturas envolvidas nos experimentos.

**Termopares ou termoelementos utilizados** : foram os tipos aos quais são identificados por letras segundo I. S. A ( Instrument Society of America ) e adotado como padrão americano na norma ANSI C96 – 1964, mas podem ser encontrados em outras normas, como exemplo norma DIN, sendo compatível à norma americana onde a única diferença é a cor do cabo conector.

As temperaturas foram registradas com o auxílio de termopares tipo J, apresentando um diâmetro variando entre 1,0 e 1,5mm com comprimento das haste também variando entre 500 e 1000mm. Os termopares foram posicionados na interface molde/ambiente para registro das curvas de aquecimento do molde por unidade de tempo, no intuito de determinação posterior do coeficiente  $h_{Amb}$ . Nas outras posições monitorizadas utilizou-se também o mesmo tipo de termopar, **tipo J**, por possuir uma melhor curva de dispersão dos valores medidos entre temperatura ambiente e 450°C.

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

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

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

**Equipamento de Aquisição e Dados**, fabricado pela ALMEMO/AHLBORN, modelo 2290-8, armazena em cinco canais de medição a variação da temperatura em função do tempo de registro, com taxa de aquisição de 5 a 8 vezes por segundo. O equipamento apresenta no conjunto uma incerteza no máximo de 0,05%. Os dados armazenados são importados para um software ( Data-Control 4.1), também fornecido pela ALMEMO/AHLBORN, onde se pode executar a plotagem e interpretação dos gráficos apresentados ou utilizar outro software.

**Conectores**, também fabricados pela ALMEMO/AHLBORN, fazem a interface entre o equipamento de aquisição e o termopar para efetiva medição em campo. O modelo de conector **RS 232**, faz a interface entre equipamento de aquisição e um microcomputador, onde serão enviados os dados dos experimentos realizados para efetiva plotagem dos gráficos  $T = f ( t )$  (temperatura x tempo) . Salienta-se a possibilidade de trabalhar monitorando os dados (*on-line*).

### c) utensílios operacionais

**Haste de aço inoxidável**, revestida também com cimento refratário, para homogeneização do banho por agitação, procurando evitar que partículas do material da haste afetem a composição da liga, além de preservá-la.

**Espátula de aço inoxidável**, revestida com suspensão à base de alumina para retirada da camada de óxido formada na superfície livre do banho, quando na iminência ao vazamento do metal na cavidade.

**Garra metálica**, utilizada para transporte dos cadinhos para dentro e fora do forno, durante as operações de vazamento do banho de metal líquido no molde.

## 4.2 Ligas Analisadas

### 4.2.1 Ligas de Zinco para Fundição

Na área de fundição a aplicação mais importante do Zinco está na elaboração das ligas para fundição convencional e fundição sob pressão, que podem ser dividida em duas famílias básicas de ligas de zinco fundido: ligas **ZAMAK** e ligas (**ZA**) Zinco-Alumínio. As ligas **ZAMAK** foram desenvolvidas para fundição sobre pressão, em torno de 1920/30 e teve seu uso ampliado desde então. Entretanto, com o desenvolvimento das ligas **ZA** durante os anos 1970, teve-se uma radical mudança no projeto e manufatura dos produtos à base de zinco. As ligas **ZA** foram inicialmente desenvolvidas para fundição convencional e suas propriedades mecânicas competem diretamente com o bronze, ferro fundido e algumas ligas de alumínio [ **Bailey,1971; Nevison,1988; Birch, 1990 ; Savas, 1993**]. Outras ligas desenvolvidas recentemente e amplamente comercializadas são apresentadas na Tabela 4.1, obtida do NADCA – North American Die Casting Association, onde são apresentadas as suas composições médias das ligas.

**Tabela 4.1 - Composição média de ligas Zinco-Alumínio comercializadas  
[ Nevison, 1988; Chiaverini, 1997]**

Designação	Composição %				Identificação comercial usual
	Al	Cu	Mg	Zn	
Nº3	3,5~4,3	0~0,25	---	Bal.	Zamak 3
Nº5	3,5~4,3	0,75~1,25	----	Bal.	Zamak 5
Nº7	3,5~4,3	0~0,25	----	Bal.	Zamak 7
ZA2	4	2,6~2,9	0,05	Bal.	Zamak 2
ZA5	4	1	0,05	Bal.	Zamak 5
ZA8	8,0~8,8	0,8~1,3	0,015~0,03	Bal.	----
ZA12	10,5~11,5	0,5~1,2	0,015~0,03	Bal.	----
ZA27	25,0~28,0	2,0~2,5	0,01~0,02	Bal.	----
ILZRO12 ; 14*	0~13	0,5~1,5	0~0,03	Bal.	----
ACuZinc5**	2,8~3,3	5,0~6,0	0,025~0,05	Bal.	----
ACuZinc10**	3,0~4,0	10,0~11,0	0,025~0,05	Bal.	----

\* ILZRO International Lead Zinc Research Organization;

\*\* Patente desenvolvida pela General Motors Research and Development Center.

Alguns produtores das ligas apresentadas na Tabela 1.4 são: Allied Metal Company, The Brock Metal Company, Madison-Kipp Corporation, Los Angeles Die Casting Inc., Eastern Alloys Inc. O interesse no estudo destas ligas está na boa resistência à abrasão, resistência à corrosão, boa fundibilidade e baixo ponto de fusão, o que leva a um baixo custo no processo de fundição [ Prasad,1996 ]. Nos processos de fundição dessas ligas, permite-se processar geometrias complexas com boa precisão dimensional, reduzindo ou eliminando totalmente as operações de usinagem, como é o caso de fundição sobre pressão, resultando num método economicamente atrativo de produção de uma variedade de componentes [ Birch,1990].

#### **4.2.2 Elaboração das Ligas em Estudo.**

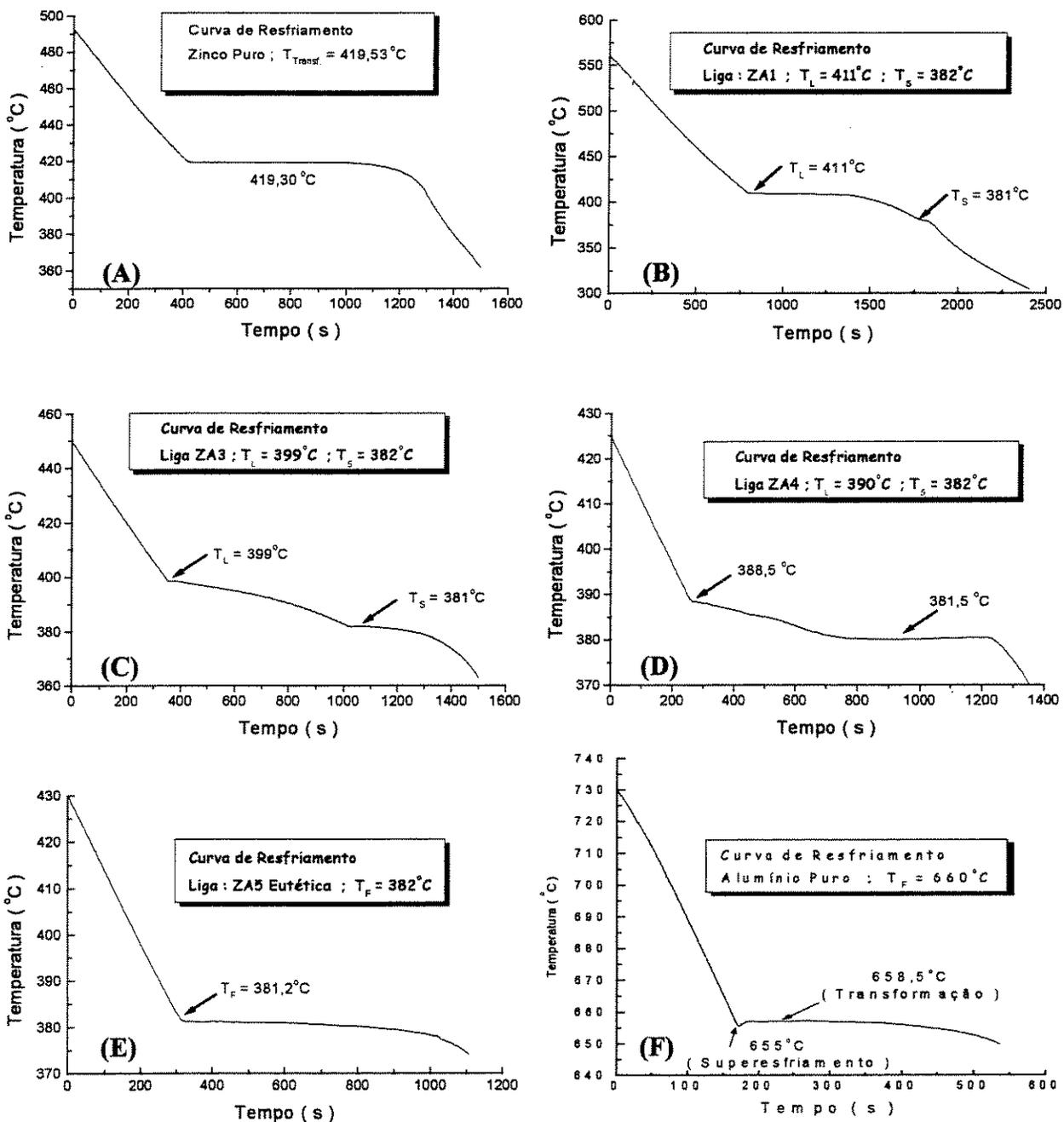
As ligas foram fabricadas a partir de Zinco eletrolítico, com pureza 99,995% e Alumínio, também eletrolítico, com pureza 99,92%, ambos materiais adquiridos com certificados de qualidade. Primeiramente fundiu-se a massa de Zinco, depois adicionou-se os pequenos pedaços

de Alumínio, agitando o banho líquido até a sua completa fusão. Logo em seguida, procurou-se homogeneizar ao máximo todas as ligas confeccionadas através de agitações repetitivas do banho líquido. As ligas são chamadas neste trabalho de liga ZA, pelo fato de pertencerem à família Zinco-Alumínio, seguido do percentual de Alumínio ( soluto ) contido em cada liga. Por exemplo, a liga Zn-3%Al é nomeada de ZA3 e assim por diante. Optou-se pela análise de ligas compreendidas entre o metal puro ( Zinco ) e a composição eutética ( Zn-5%Al ), pois embora de aplicação comercial, a literatura não apresenta estudos consistentes a respeito da sua solidificação.

### **4.3 Procedimentos para Obtenção das Curvas de Resfriamento**

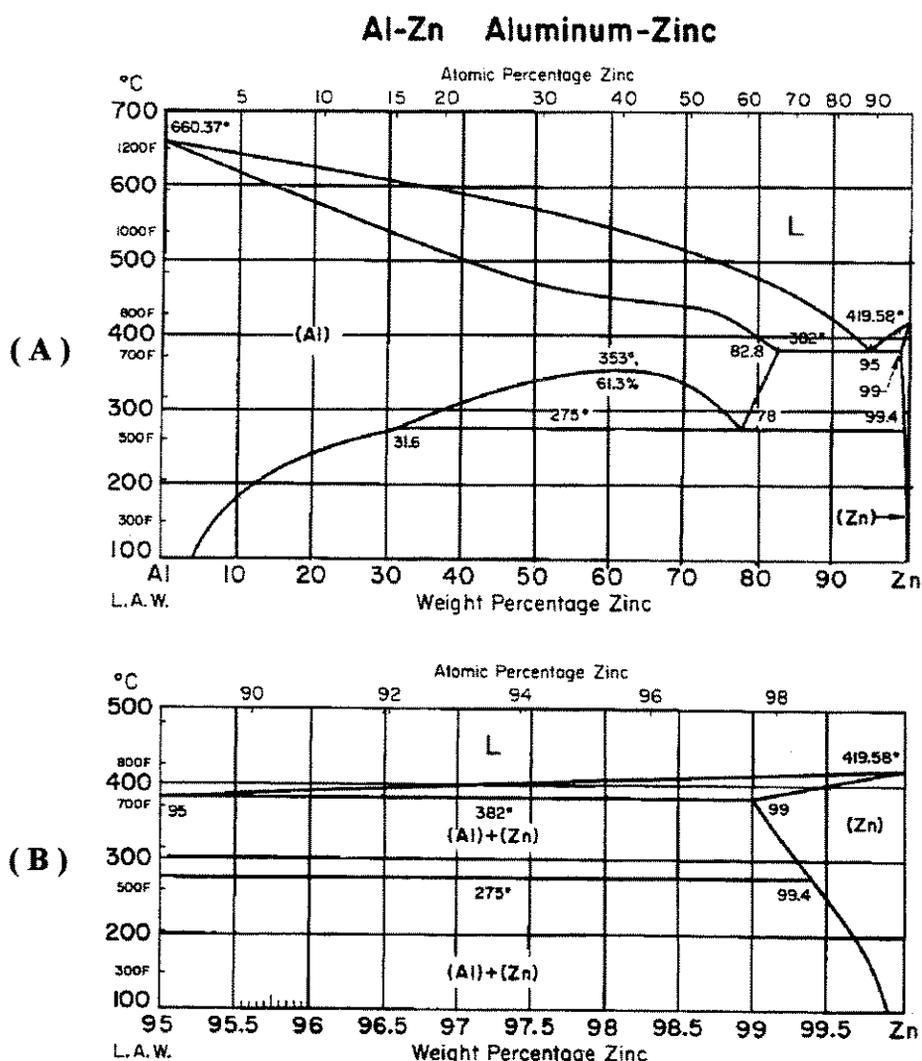
Para obtenção das curvas de resfriamento das ligas: ZA1, ZA3, ZA4 e ZA5 (eutética ), após a elaboração e homogeneização elas foram levadas a uma temperatura superior a temperatura liquidus, agitadas novamente e vertidas cuidadosamente dentro de cada cadinho destinado à cada liga. Os cadinhos de carbetto de silício foram revestidos internamente com cimento refratário e contendo uma vedação no bocal, feita de material refratário de sílica, no intuito de evitar-se ao máximo a fuga de calor para o ambiente e com isso permitir uma solidificação mais lenta. Mergulhou-se um termopar, previamente aferido, através de um pequeno orifício feito na vedação do bocal que revestia o cadinho, para possibilitar a monitoração e registro dos fenômenos térmicos que eventualmente pudessem ocorrer durante as transformações de cada liga. Assim obteve-se o armazenamento dos dados pelo equipamento de aquisição, possibilitando uma posterior construção gráfica dos resultados obtidos que comprovam termicamente a composição química de cada liga em relação ao teor de soluto adicionado, através das temperaturas de transformações liquidus e solidus ou temperatura de fusão no caso dos metais puros ou eutético.

As curvas de resfriamento podem ser observadas na Figura 4.3.



**Figura 4.3** – Curvas de Resfriamento do Zinco Puro ( A ); liga ZA1 ( B ); liga ZA3 ( C ); liga ZA4 ( D ); liga ZA5 – eutética ( E ); e Alumínio Puro ( F ).

Na Figura 4.4 pode ser observado o diagrama de fases do sistema Zn-Al [ Hawkins,1973] para observação das temperaturas de transformações em cada composição química. As temperaturas de transformações solidus e liquidus são transcritas para a Tabela 2.4.



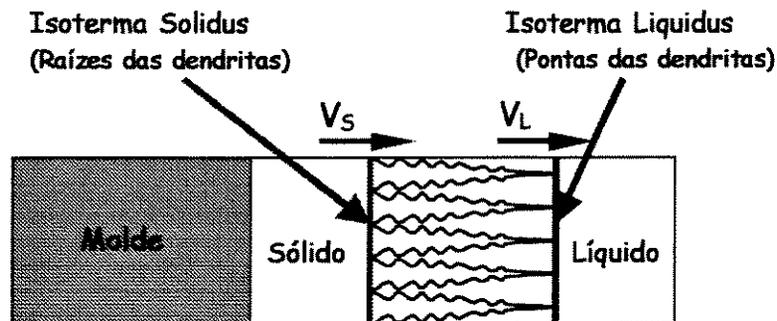
**Figura 4.4** – Diagrama de fases completo ( A ) e destaque do mesmo diagrama, entre o metal puro ( Zn ) e eutético ( Zn-5%Al ) ( B ) do sistema Zinco-Alumínio [Hawkins, 1973]

**Tabela 4.2** – Temperaturas solidus e liquidus, temperatura de vazamento e intervalo de solidificação das ligas estudadas.

Designação	LIGAS	$T_L$ (°C)	$T_s$ (°C)	$T_v$ (°C)	Intervalo (°C)
ZA1	Zn 1%Al	411	382	452	29
ZA3	Zn 3%Al	399	382	439	17
ZA4	Zn 4%Al	390	382	429	8
ZA5 (eut.)	Zn 5%Al	382	382	420	invariante

#### **4.4 Procedimentos para Obtenção dos Tempos de Passagem das Isotermas por Posições Específicas.**

Nessa etapa, o objetivo foi determinar o tempo de passagem das isotermas solidus e liquidus pelas posições específicas do sistema experimental construído. A isoterma liquidus corresponde ao conjunto de pontos onde se localiza num determinado instante as pontas da dendritas formadas no metal líquido, devido à instabilidade criada na interface sólido/líquido. A isoterma solidus por sua vez, irá caracterizar o conjunto de pontos que delimita as raízes das dendritas, como pode ser visto na Figura 4.5 . O efetivo deslocamento dessas isotermas é discutido na partição 1 do Capítulo 5.



**Figura 4.5** – Ilustração esquemática das isotermas solidus e liquidus em deslocamento, onde :

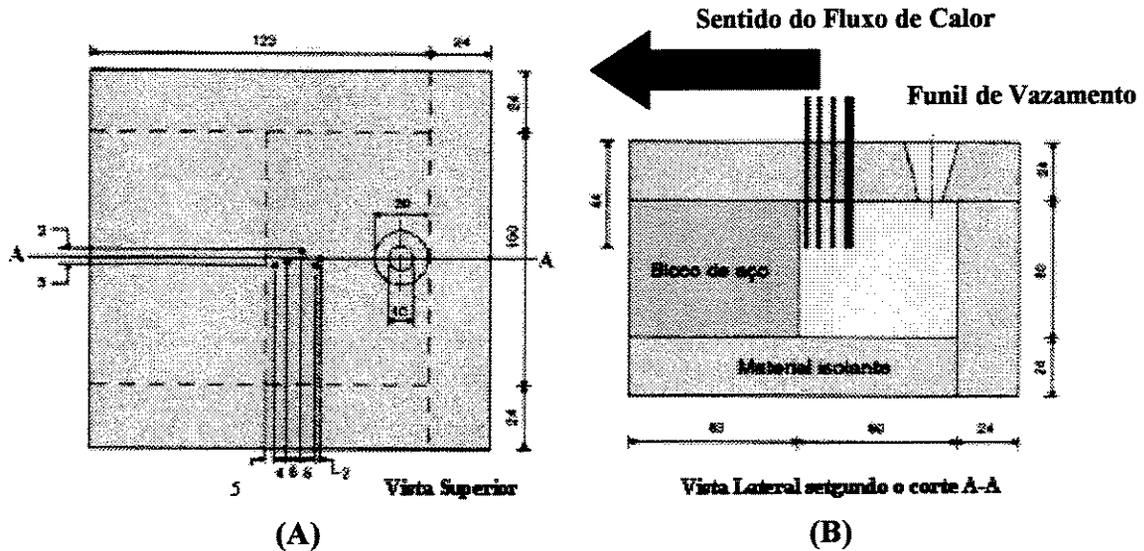
$V_s$  = velocidade de deslocamento da isoterma solidus; e

$V_L$  = velocidade de deslocamento da isoterma liquidus.

Para essa determinação foram adotados procedimentos formando uma sistemática para a repetibilidade dos experimentos de mesma natureza. São esses os procedimentos :

1. As ligas foram levadas ao forno e mantidas até atingirem uma temperatura bem superior às respectivas temperaturas liquidus.
2. Foram então retiradas e agitadas com as hastes de aço inoxidável, revestidas com cimento refratário, para sua efetiva homogeneização e também para auxiliar na queda da temperatura do banho líquido até uma temperatura nominal de 10% acima das respectivas temperaturas liquidus. Com isso, fixou-se um superaquecimento de 10% para todas as liga em todos os vazamentos realizados. A escolha desse percentual excedendo às temperaturas liquidus das ligas deve-se ao fato de que, ao se adotar maiores superaquecimentos, haverá uma impedância térmica que se traduz num maior tempo para a solidificação, além do retardamento da contração volumétrica do metal. Isso por consequência, irá provocar, nos instantes iniciais da solidificação, perfis dos valores do coeficiente  $h_i$  mais elevados devido à melhor fluidez do metal líquido e a uma maior molhabilidade.

3. Atingido o superaquecimento de 10%, as ligas foram vertidas na cavidade de vazamento do sistema experimental adotado ( Figura 4.6 ) e obtendo-se lingotes, conforme ilustrado na Figura 4.7.



**Figura 4.6** – Ilustração esquemática do sistema experimental em vista superior ( A ) e vista lateral ( B ), mostrando componentes, cotas e posicionamento dos termopares (medidas em milímetros )

É importante ressaltar que os termopares foram posicionados de maneira que não ficassem colineares ( Figura 4.6(A) ), isso com o objetivo de que eles tivessem a menor influência possível sobre a direção do fluxo de calor.

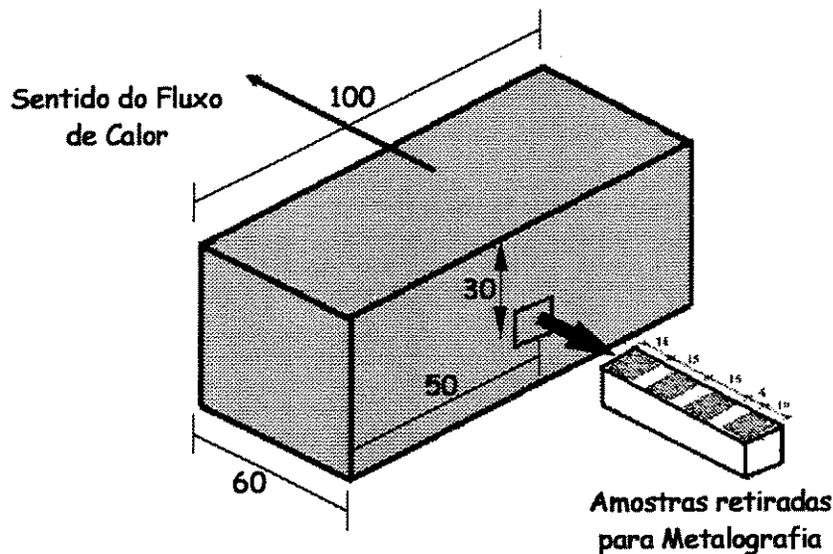
Alguns instantes antes do vazamento do metal líquido na cavidade, as superfícies do molde sempre foram levemente lixadas ( lixas de 1200 granas/pol<sup>2</sup> ) para garantir sempre a mesma emissividade [ Holmam,1983 ; Bejan,1993] em todos os experimentos. O furo localizado no molde, também sempre foi limpo para evitar uma diferente emissividade das superfícies, devido a

uma fina camada de oxidação formada no aquecimento do molde. A temperatura inicial do molde sempre foi mantida em torno da ambiente em todos os experimentos realizados.

4. No momento do vazamento é ligado o equipamento de aquisição de dados para o registro dos fenômenos térmicos. A partir dos registro desses dados, obtiveram-se os perfis térmicos de cada liga que podem ser vistos nas Figuras da partição 1 do Capítulo 5. Da análise desses perfis térmicos, determinaram-se os tempos de passagem das isothermas solidus e liquidus de cada liga, em função das respectivas temperaturas de transformações solidus e liquidus.
  
5. A partir dos resultados experimentais obtidos, a utilização de um software gráfico, possibilitou a correlação entre as posições específicas e os tempo de passagem das isothermas características  $P = f(t_L)$  ou  $P = f(t_S)$ .

#### **4.5 Obtenção da Correlação entre EDS e Posições Específicas.**

Nessa etapa, o sistema experimental foi o mesmo já visto na Figura 4.6, utilizando-se também dos mesmos utensílios e equipamentos já descritos. Os lingotes foram obtidos a partir da cavidade de vazamento, donde se retiraram amostras para análise metalográfica da microestrutura de solidificação. As amostras foram retiradas de posições mostradas na Figura 4.7.

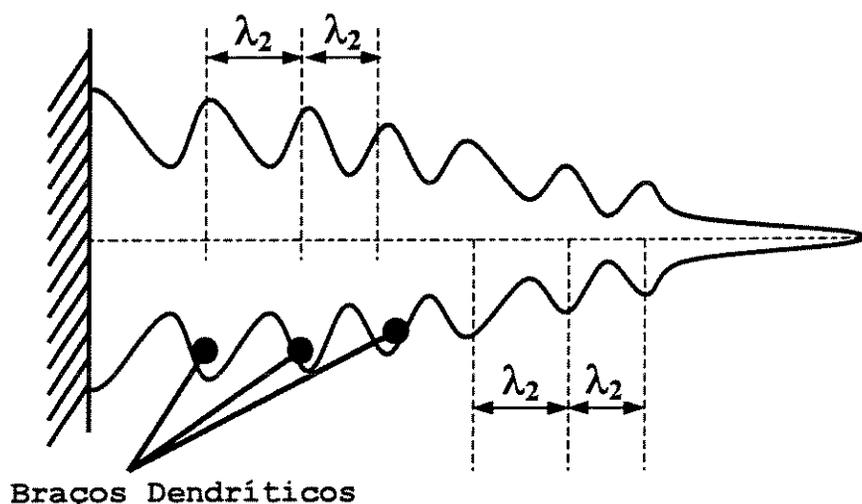


**Figura 4.7** – Ilustração esquemática da retirada das amostras para análise metalográfica  
( medidas em milímetros )

Os procedimentos para obtenção dos lingotes foram os mesmos daqueles descritos na partição anterior. A partir dos lingotes solidificados, foram extraídas as amostras para as análises metalográficas, sendo “mapeados” os espaçamentos dendríticos secundários ao longo do lingote, a partir da face em contato com molde até a extremidade final solidificada. As amostras, após devidamente lixadas e polidas, foram atacadas por imersão com o reagente de Palmerston ( solução de 5g de  $\text{CrO}_3$ , 0,5g de  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  e 100 ml de água destilada ) com um tempo de reação de 5 a 15 segundos, dependendo da composição da liga atacada. Em seguida as ligas passaram por uma lavagem por imersão em solução de 20g de  $\text{CrO}_3$  e 100ml de água destilada [Bailey,1971 ; Tunca, 1988 ]. Foram então observadas e examinadas em um microscópio óptico, **Neophot-32, Zeiss/Gena**, utilizando-se do software **Q500 MC-Lika Cambridge Ltda**, interconectado ao microscópio.

A técnica utilizada para a medição dos espaçamentos dendríticos foi a utilizada por Schievenbusch e outros [Schievenbusch et alii, 1993 ] na determinação de espaçamentos dendríticos primários em solidificação unidirecional, onde foi utilizado o critério

de vizinhança que considera o valor do espaçamento dendrítico primário (EDP ou  $\lambda_1$ ) igual à distância média entre o centro geométrico das dendritas. Assim adaptou-se esse critério para medição dos espaçamentos dendríticos secundários (EDS ou  $\lambda_2$ ), onde o valor de EDS foi obtido da distância média entre três (3) braços dendríticos, conforme ilustra a Figura 4.8.



**Figura 4.8** – Ilustração esquemática das medidas dos EDS ( $\lambda_2$ ), utilizando a distância média entre os centros geométricos dos braços dendríticos.

Assim as medidas executadas foram feitas de maneira sistemática e repetidas, padronizando-se todas as medições realizadas. Por exemplo, para a distância de 13 mm, a partir da face do lingote em contato com o molde, foram feitas medidas nas distâncias 12, 13 e 14 mm, num total de 30 medidas (10 para cada uma), das quais foi extraído um valor médio representativo.

#### 4.6 Obtenção da Correlação entre EDS e Tempo Local de Solidificação.

Essa correlação é uma seqüência daquelas discutidas anteriormente, pois conhecendo-se o tempo de passagem da ponta da dendrita por uma posição específica e o tempo de passagem da raiz dessa mesma dendrita pela mesma posição específica, determina-se o tempo local de solidificação. Por exemplo, observa-se na Figura 4.9, que a isoterma solidus levará um determinado tempo ( $t_2$ ) para passar por uma posição específica qualquer, no caso denominada ( $P = X$ ). Quando isso ocorrer, a isoterma liquidus já terá passado por essa mesma posição, num tempo ( $t_1$ ), bem menor que ( $t_2$ ).

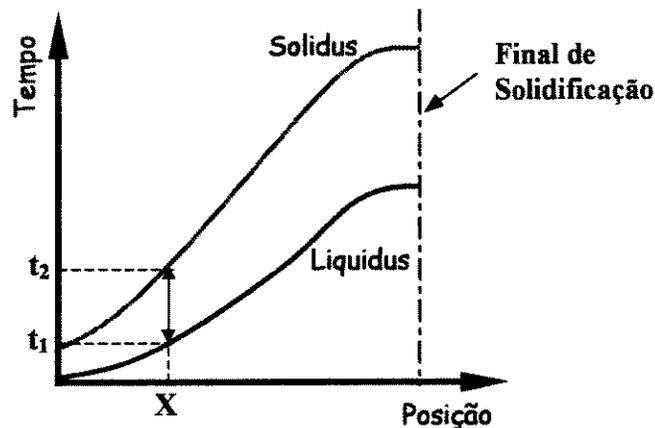


Figura 4.9 – Ilustração esquemática para determinação do tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ).

## 4.7 Determinação dos Coeficientes de Transferência de Calor entre Molde/Ambiente ( $h_{Amb}$ ) e Metal/Molde ( $h_i$ )

### 4.7.1 Coeficiente $h_{Amb}$ ( Molde / Ambiente )

O aparato experimental utilizado para determinação dos coeficientes  $h_{Amb}$  e  $h_i$  foi o mesmo mostrado na Figura 4.6 . Particularmente, para a determinação de  $h_{Amb}$  foi utilizado o sistema experimental mostrado anteriormente, onde foi adicionado um termopar na superfície externa do molde para monitorar o aquecimento dessa superfície em função do tempo. Na Figura 4.10, tem-se a ilustração do posicionamento dos termopares, um na superfície externa, outro numa posição distante 3mm à esquerda da interface Metal/Molde, com intuito de registrar também a variação da temperatura do molde com o tempo e um outro, distante 20mm à direita da interface Metal/Molde, registrando a variação da temperatura em um ponto do metal.

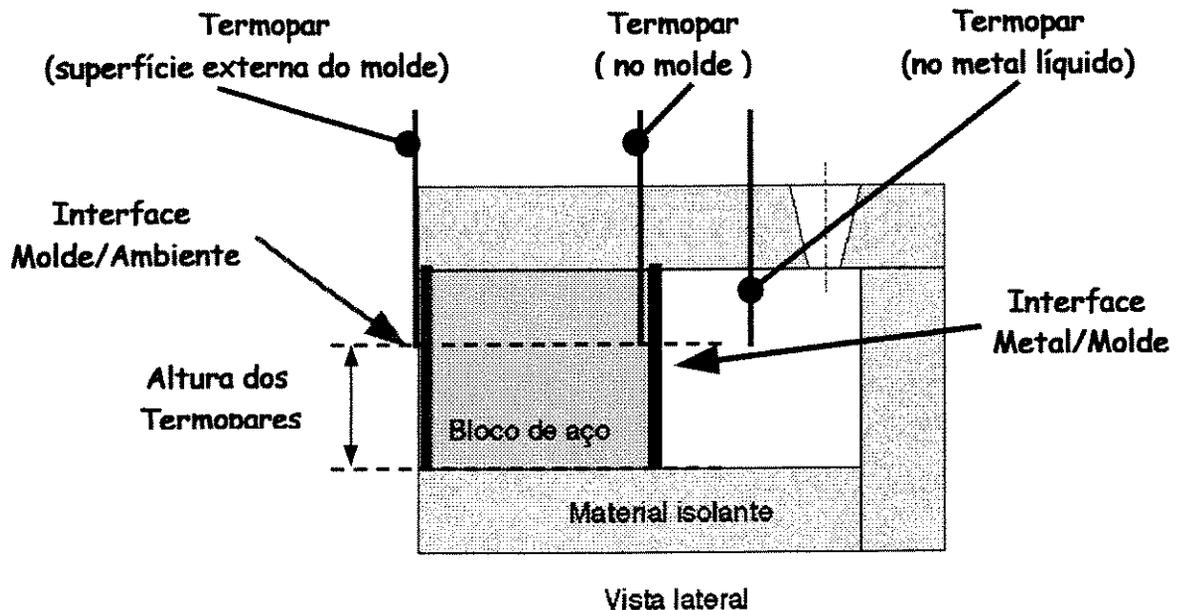


Figura 4.10 - Esquema ilustrativo do sistema Metal/Molde, em vista lateral dos termopares e interfaces para determinação de  $h_{Amb}$  e  $h_i$



Na Figura 4.11, onde é mostrada a planilha para determinação da equação de  $h_{Amb}$ , o usuário deverá inserir o valor da emissividade ( $\epsilon$ ) apresentada em função das condições de oxidação ou polimento das superfícies do molde [Holmam,1983], temperatura ambiente, dimensão da superfície em que o fluido de refrigeração percorrerá o molde ( $\chi$ ) e temperaturas da superfície externa em função do tempo ( $T_{SE}$ ). Os outros campos constantes nessa planilha são automaticamente calculados, onde ( $T_{pel}$ ) é a temperatura da película de ar entre molde e ambiente, calculada pela média aritmética simples entre  $T_{SE}$  e temperatura ambiente, ( $\rho$ ) massa específica, ( $C$ ) calor específico, ( $\eta$ ) viscosidade, ( $K$ ) condutividade térmica do fluido de refrigeração, e que são dependentes de  $T_{pel}$  [ Bejan,1993; Poirier,1994; Santos,1997; Quaresma,1999]. As siglas  $Pr$ ,  $Gr$  e  $Nu$  representam, respectivamente, os números de Prandtl, Grashof e Nusselt, já discutidos e explicitados no Capítulo 3.

Para cada composição química estudada, foram feitos dois experimentos como prevenção de eventualidades indesejáveis que pudessem ocorrer e ainda auxiliar na confirmação dos valores obtidos, resultando em um valor médio.

#### 4.7.2 Coeficiente $h_i$ ( Metal / Molde )

O aparato experimental utilizado para determinação do coeficiente de transferência e calor na interface Metal/Molde ( $h_i$ ), foi o mesmo mostrado nas Figuras 4.6 e 4.10, onde apenas foi desativado o termopar na superfície externa do molde, pois esses dados são mais importantes para a determinação de  $h_{Amb}$ .

Na Figura 5.23, tem-se os perfis térmicos do metal líquido e molde obtidos experimentalmente e também os perfis térmicos teóricos, calculados utilizando-se de um microcomputador, por intermédio de um modelo numérico [Spim,1996; Santos,1997; Quaresma,1999]. É feita então, uma superposição entre os perfis até que se consiga a melhor concordância, possibilitando a determinação de uma equação de  $h_i$  em função do tempo, que

retrata as afinidades física e química apresentadas entre metal e molde, sendo fortemente dependente das propriedades termofísicas das ligas estudadas, apresentadas na Tabela 4.3 .

**Tabela 4.3 - Características termofísicas dos materiais investigados**  
**[Touloukian,1970; Smithells,1976 ; Pehlke,1982].**

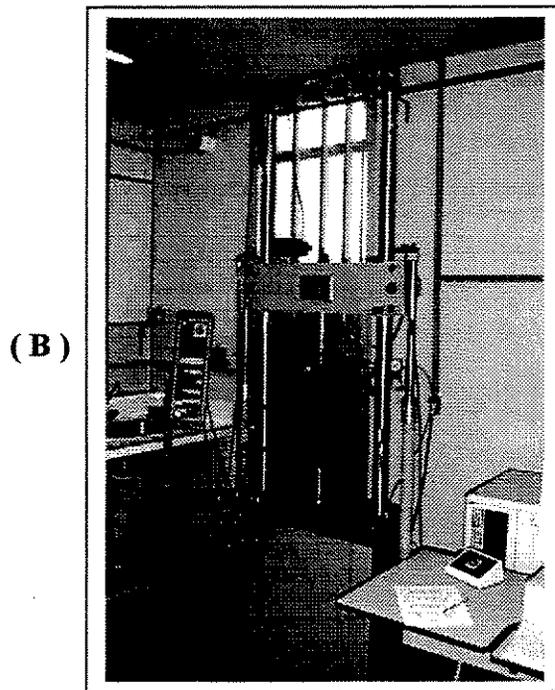
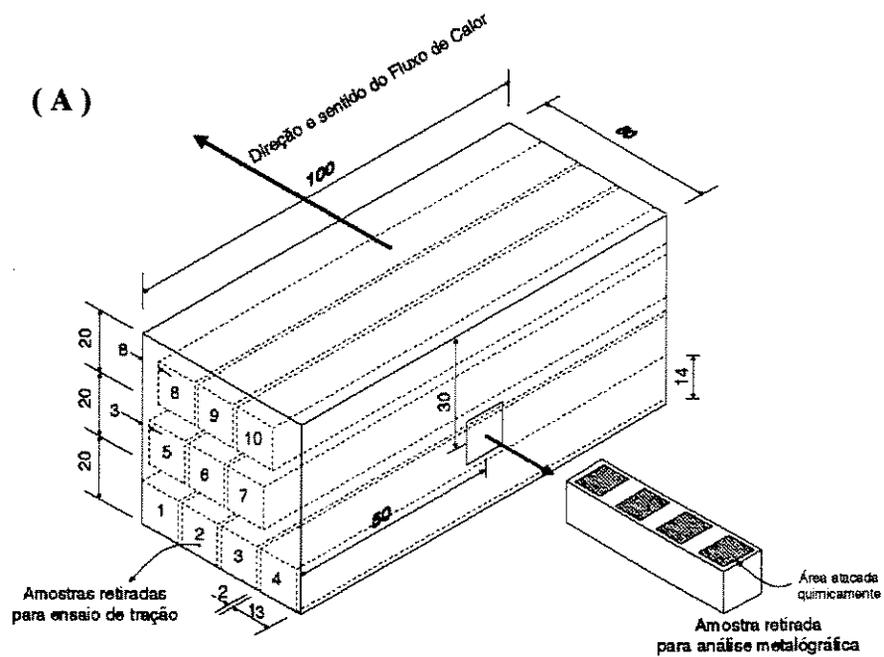
Propriedades	MATERIAIS INVESTIGADOS						
	Zn (Zinco)	ZA1 (Zn1%Al)	ZA3 (Zn3%Al)	ZA4 (Zn4%Al)	ZA5 (Zn5%Al)	Al (Alumínio)	Aço SAE 1010
$K_s$ [W/mK]	101,2	102,4	104,8	106,0	107,3	222	46,0
$K_L$ [W/mK]	48,5	48,8	49,7	50,1	50,5	92	
$\rho_s$ [kg/m <sup>3</sup> ]	6597	6556	6473	6431	6390	2550	7860
$\rho_L$ [kg/m <sup>3</sup> ]	6575	6533	6449	6407	6366	2380	
$C_{ps}$ [J/kgK]	446	452,8	466,4	473,1	479,9	1123	527
$C_{pL}$ [J/kgK]	480,0	486,4	498,5	504,5	510,6	1086	
$\alpha_s (10^{-4})$ [m <sup>2</sup> /s]	3,44	3,45	3,47	3,48	3,50	7,75	
$\alpha_L (10^{-4})$ [m <sup>2</sup> /s]	1,53	1,54	1,55	1,55	1,56	3,56	
$L$ [kJ/kg]	113	115,72	121,16	123,88	126,60	385	
$k_0$ [—]		0,2	0,2	0,2	0,2		

**Obs.:** As características termofísicas das ligas ZA1, ZA3, ZA4 e ZA5 foram estimadas a partir dos valores dos metais base em função da inexistência dessas propriedades na literatura especializada.

Para levar em conta a liberação de calor latente no modelo numérico, aplica-se a formulação de Scheil [ **Kurz/Fisher, 1984** ], no caso de solidificação em condições fora de equilíbrio com mistura completa de soluto no líquido e movimento desprezível do soluto no sólido, uma vez que soluto e solvente possuem raios atômicos de mesma grandeza ( solução sólida substitucional ). No caso de transformações invariantes, que ocorrem na solidificação de metais puros ou ligas com composições eutéticas, o tratamento da liberação de calor latente é feito em função do calor latente de fusão e calor específico, conforme propostas de Dussinberre [ **Dussinberre,1949** ] e Poirier e Quaresma [ **Poirier,1988 ; Quaresma, 1999** ].

#### **4.8 Determinação da Relação entre EDS ( $\lambda_2$ ) e Limite de Resistência à Tração ( LRT )**

Nesta etapa o objetivo foi determinar uma correlação que possibilitasse prever quantitativamente a ordem de grandeza do LRT em função dos espaçamentos dendríticos secundários (EDS ou  $\lambda_2$ ). Para isso, as ligas foram fundidas e vertidas no sistema experimental da Figura 4.6, obtendo-se lingotes procedendo de acordo com enumeração na partição 3 desse mesmo Capítulo, donde foram retirados corpos de prova para tração. Os ensaios de tração, foram executados segundo norma **NBR 6152** e **ASTM / E-8M**, utilizando-se a máquina de ensaios **MTS – Test Star II**, com uma velocidade de ensaio em torno de 2 mm/s. Na Figura 4.12 são apresentadas respectivamente, uma ilustração esquemática do posicionamento para retirada dos corpos de prova (**A**) e máquina de ensaio de tração (**B**). Na Tabela 4.4 é exibida a relação entre o posicionamento dos corpos de prova e as posições específicas, ou seja, distâncias relativas à interface Metal/Molde.



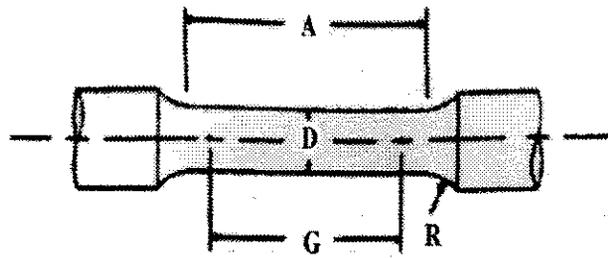
**Figura 4.12** - Esquema ilustrativo do posicionamento dos corpos de prova (A) para ensaio de tração na máquina MTS – Test Star II (B).

**Tabela 4.4** - Relação entre o posicionamento dos corpos de prova e a distância relativa à interface Metal/Molde.

Posição do Corpo de Prova*	Distância Relativa à interface Metal/Molde
1	6,5 mm
2	21,5 mm
3	36,5 mm
4	51,5 mm
5	9,5 mm
6	24,5 mm
7	39,5 mm
8	14,5 mm
9	29,5 mm
10	44,5 mm

\* Relacionar com Figura 4.12 (A).

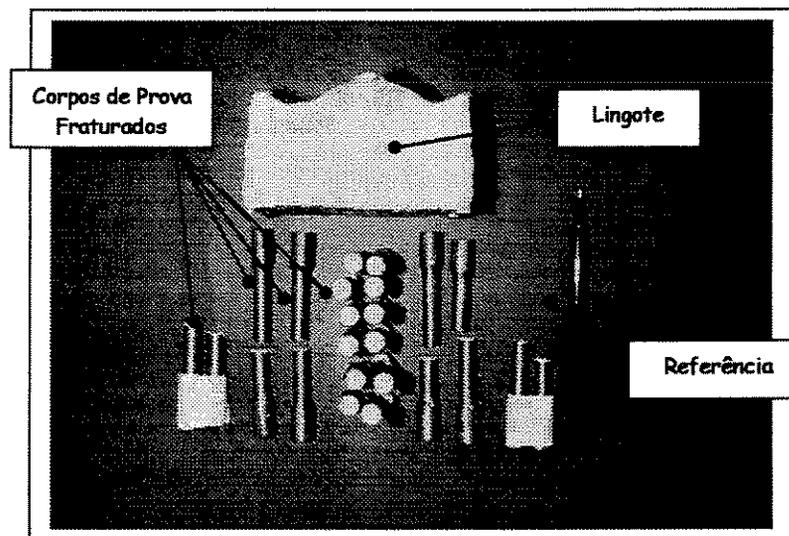
Para cada uma das dez posições indicadas na Tabela 4.4, foram retirados corpos de prova para tração. Por exemplo, a **Posição 7** apresenta uma distância de 39,5mm a partir da interface Metal/Molde até o eixo do centro geométrico do corpo de prova. Depois das operações de usinagem, conforme norma **ASTM E8M**, os corpos de prova tomaram a forma esquemática vista na Figura 4.13. Para cada uma das dez posições, foram utilizados três corpos de prova. Assim, os valores do limite de resistência à tração utilizados representam uma média dos valores obtidos nos ensaios em cada posição.



**Figura 4.13** - Esquema ilustrativo dos corpos de prova conforme Norma ASTM E 8M, onde:

$A = 54$  ;  $D = 9,0^{\pm 0,1}$  ;  $G = 45,0^{\pm 0,1}$  ;  $R = 8$  ( medidas em milímetros )

[ ASTM E 8M e ABNT- NBR 6152-1980 ]



**Figura 4.14** – Foto ilustrativa de lingote e corpos de prova fraturados.

Torna-se relevante adicionar que foi escolhido o ensaio de tração, devido à possibilidade de obtenção de um conjunto significativo de informações em relação ao comportamento mecânico do material estudado. Os resultados das cargas aplicadas e respectivas deformações até o rompimento do corpo de prova foram obtidos por intermédio de software interconectado à máquina de ensaios. As unidades das cargas aplicadas foram obtidas em **kgf** ( quilograma - força ), que divididas pela área útil, na secção transversal dos corpos de prova, foram transformadas em tensões, expressas em **kgf/mm<sup>2</sup>** e finalmente convertidas para **pascal**. Para conhecimento das deformações, utilizou-se um extensômetro de 10 mm de comprimento, aferido previamente. Na Figura 4.13 as denominações das cotas são respectivamente :

- Comprimento da área útil de ensaio ( A );
- Diâmetro útil de ensaio ( D );
- Comprimento inicial padrão ( G ); e
- Raios de concordância ( R ).

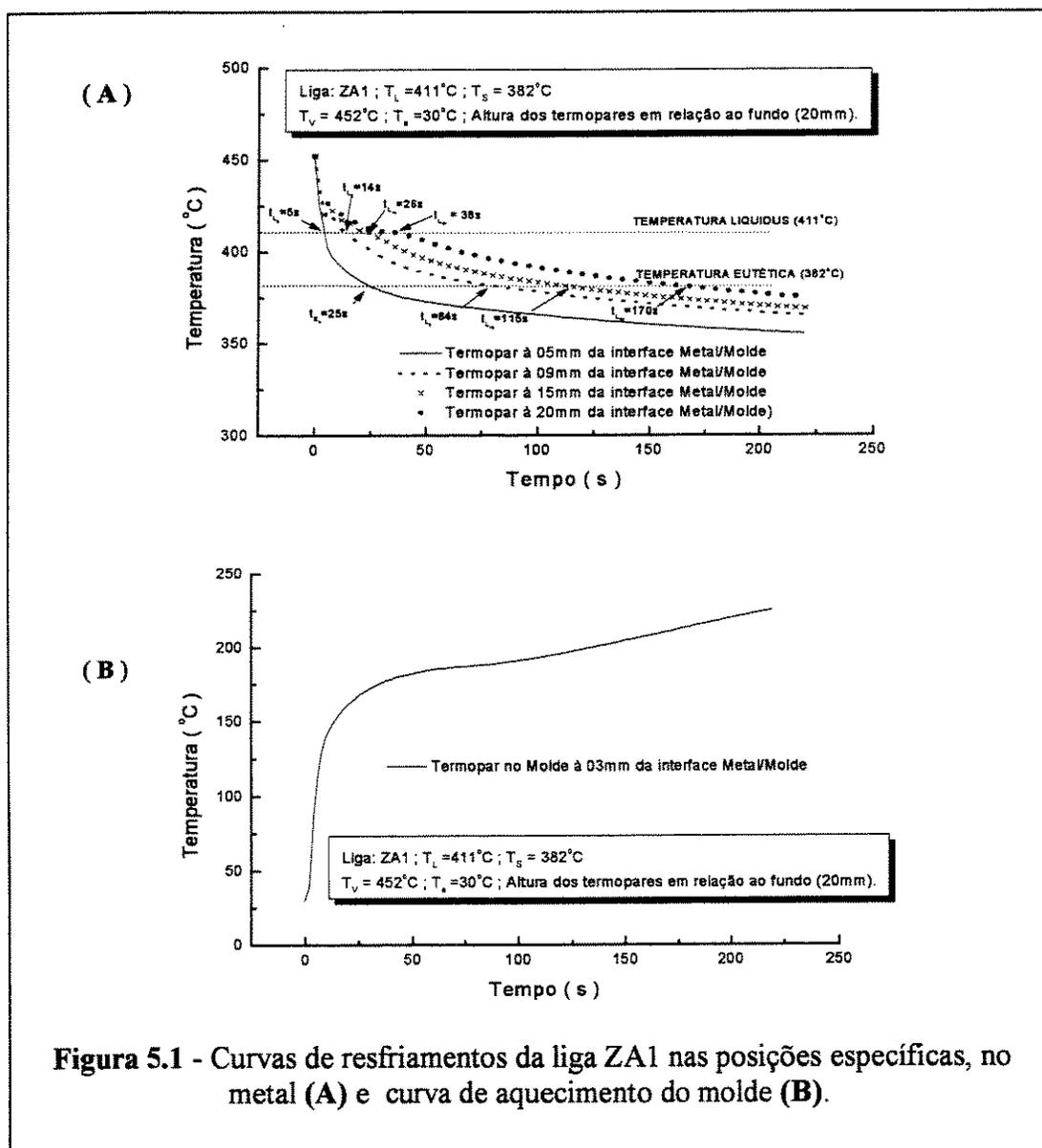
## **Capítulo 5**

### **5 RESULTADOS E DISCUSSÕES**

#### **5.1 – Curvas de Resfriamento das Ligas**

Na Figura 5.1, observam-se os perfis térmicos ou curvas de resfriamento das três ligas, ZA1, ZA3 e ZA4, obtidas experimentalmente, por intermédio do vazamento e registro da variação da temperatura em função do tempo, utilizando-se dos equipamentos, sistema experimental e procedimentos citados no capítulo anterior. Em determinadas posições específicas da cavidade de vazamento foram posicionados os termopares, no propósito de se registrar o histórico térmico em cada uma dessas posições. Os termopares foram posicionados em cada uma dessas posições específicas e também de maneira que se conseguisse obter o histórico térmico em diferentes alturas em relação ao fundo da cavidade de vazamento. No caso da Figura 5.1, exceto o termopar que está posicionado no molde a 3 milímetros ( 3mm ) antes da interface metal/molde, todos os outros estão posicionados numa altura de 20 milímetros do fundo da cavidade de vazamento e cada um com sua respectiva posição específica em relação à interface metal/molde.

A partir dos perfis térmicos, foi possível obter o tempo de passagem da isoterma liquidus ( $t_L$ ) e da isoterma solidus ( $t_S$ ) para cada uma das ligas e em cada posição específica. Observa-se na Figura 5.1 que quanto mais distante da interface Metal/Molde, estiver posicionado o termopar, maior será o tempo por ele registrado, quanto à passagem da ponta da dendrita ( $t_L$ ) e quanto à passagem da raiz da dendrita ( $t_S$ ).



**Figura 5.1** - Curvas de resfriamentos da liga ZA1 nas posições específicas, no metal **(A)** e curva de aquecimento do molde **(B)**.

A evolução esquemática das isotermas liquidus e solidus, pode ser exemplificada a partir da Figura 5.2, que em um instante inicial ( $t_0$ ), imediatamente após o vazamento do metal líquido, tem na posição ( $P_0$ ), a imediata formação da linha liquidus e início da extração de calor em direção ao molde. A partir deste instante, inicia-se o deslocamento da linha liquidus e a formação dendrítica. Num instante ( $t_1$ ) maior que ( $t_0$ ), na posição ( $P_1$ ), distante ( $x_1$ ) da interface Metal/Molde, tem-se o deslocamento das pontas das dendritas. Já em um tempo ( $t_2$ ) maior que ( $t_1$ ), tem-se o surgimento defasado da linha solidus que definirá o tempo de passagem das raízes dendríticas. No instante ( $t_3$ ) maior que ( $t_2$ ), tem-se a linha liquidus numa posição ( $P_3$ ) maior que ( $P_2$ ) e a linha solidus numa posição ( $P_1'$ ) que demorou um tempo ( $t_1'$ ) para chegar até essa posição.

Assim, ao posicionar um termopar na posição ( $P_2$ ), por exemplo, este registrará o tempo de passagem da isoterma liquidus e solidus, representando respectivamente os tempos de passagem das pontas e raízes das dendritas.

No geral, tem-se então à direita da linha liquidus, o metal ainda no estado líquido. À esquerda da linha solidus, tem-se o metal no estado sólido, representado por uma camada de sólido ( $x'$ ). Entre as linhas solidus e liquidus tem-se a região pastosa (mushy zone) e na passagem dessa região pela posição monitorada pelo termopar, define-se o tempo local de solidificação da liga em estudo.

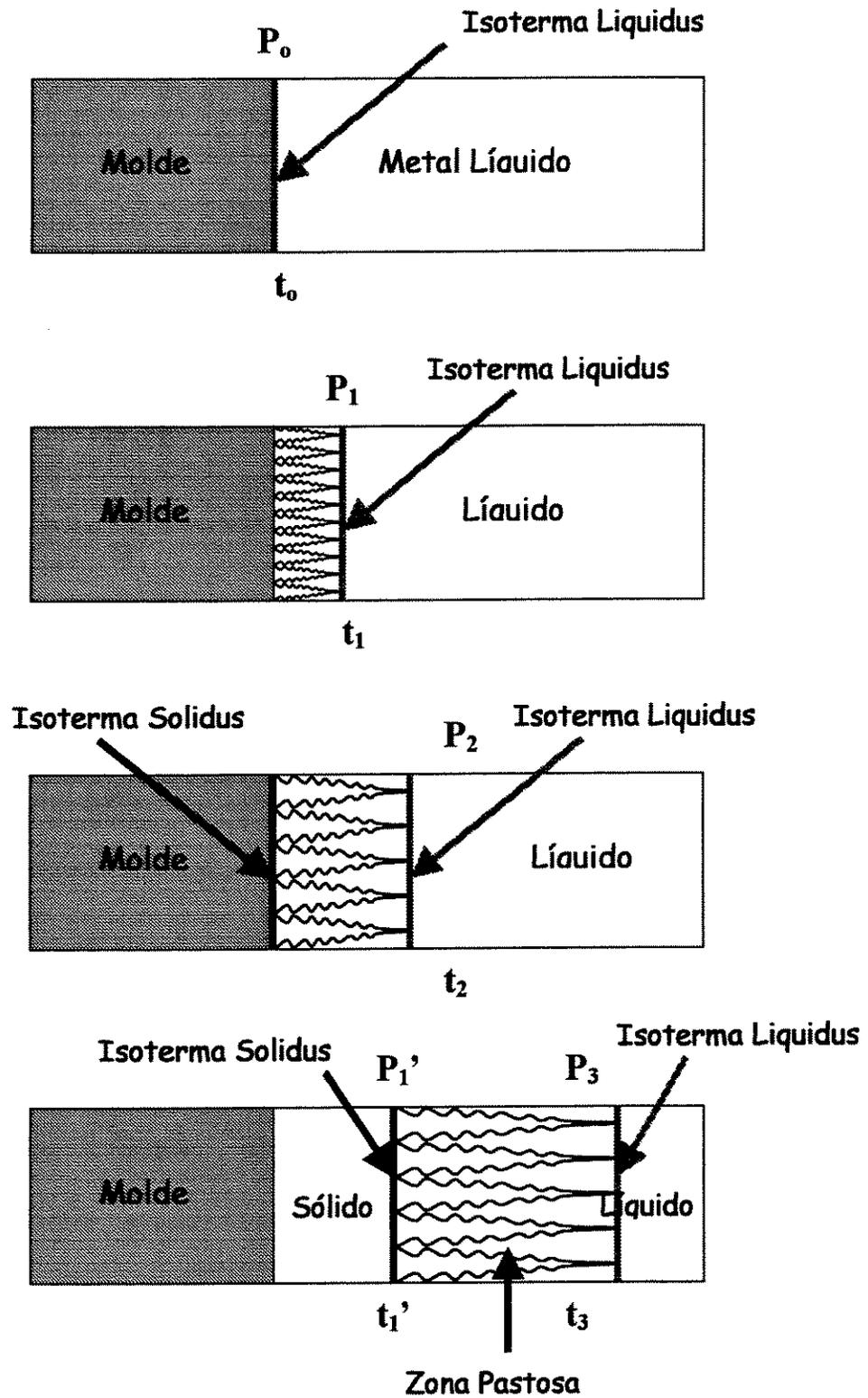
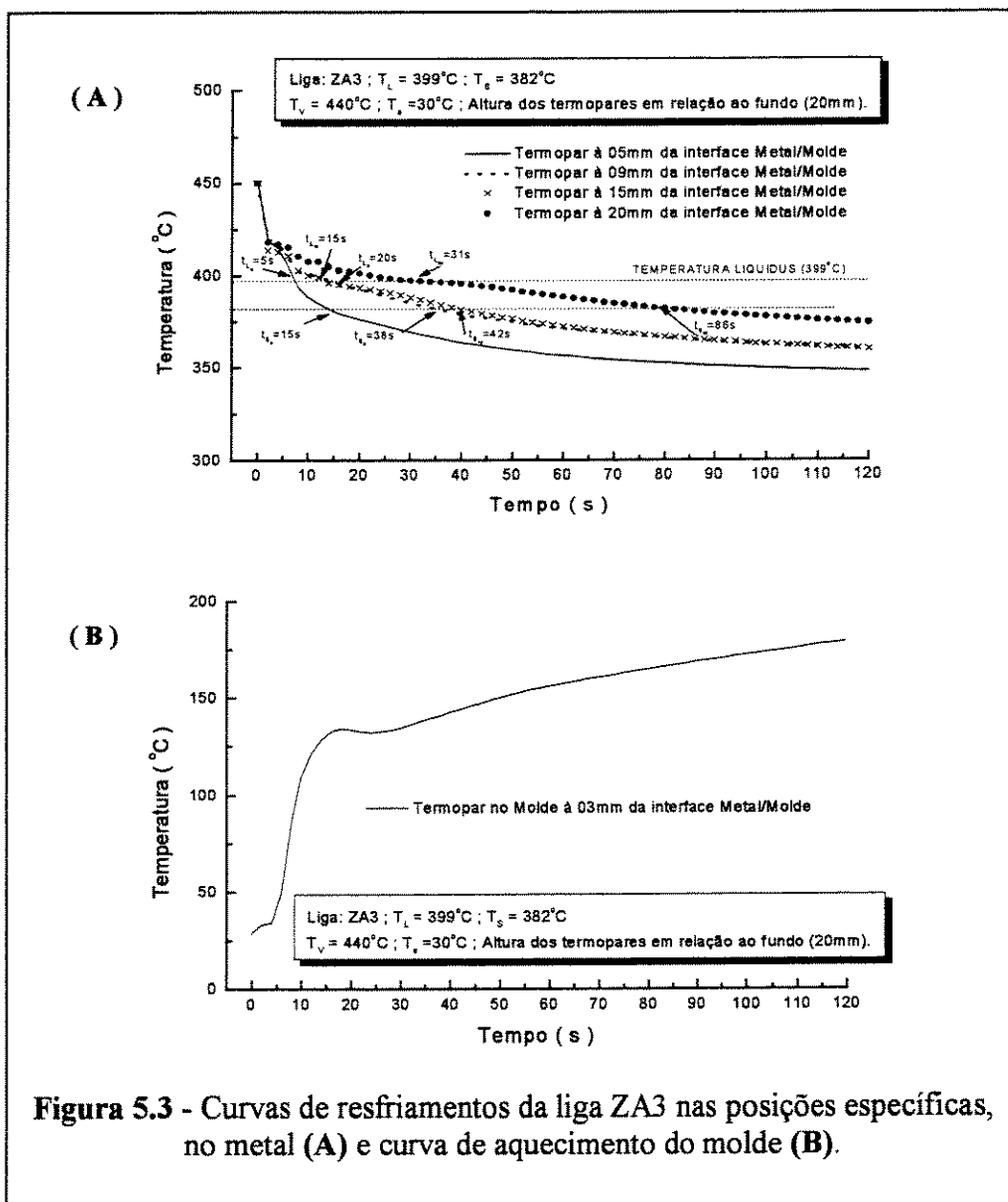
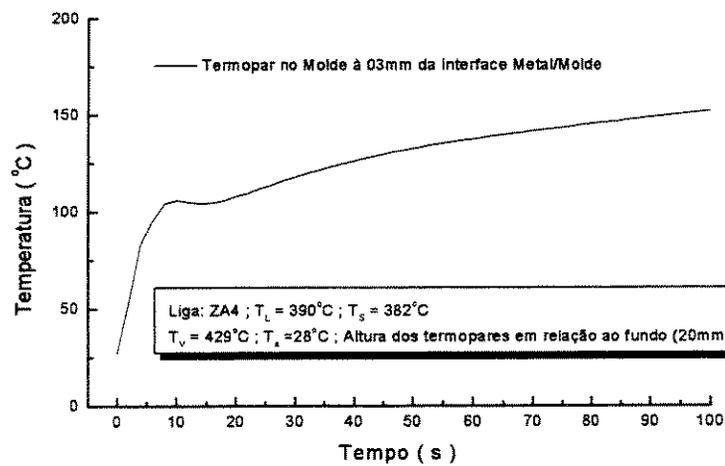
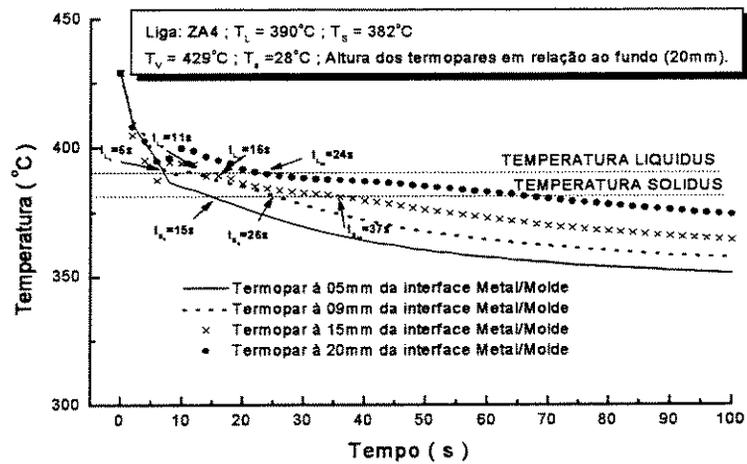


Figura 5.2 – Representação esquemática do deslocamento das isothermas solidus e liquidus ao longo da solidificação.

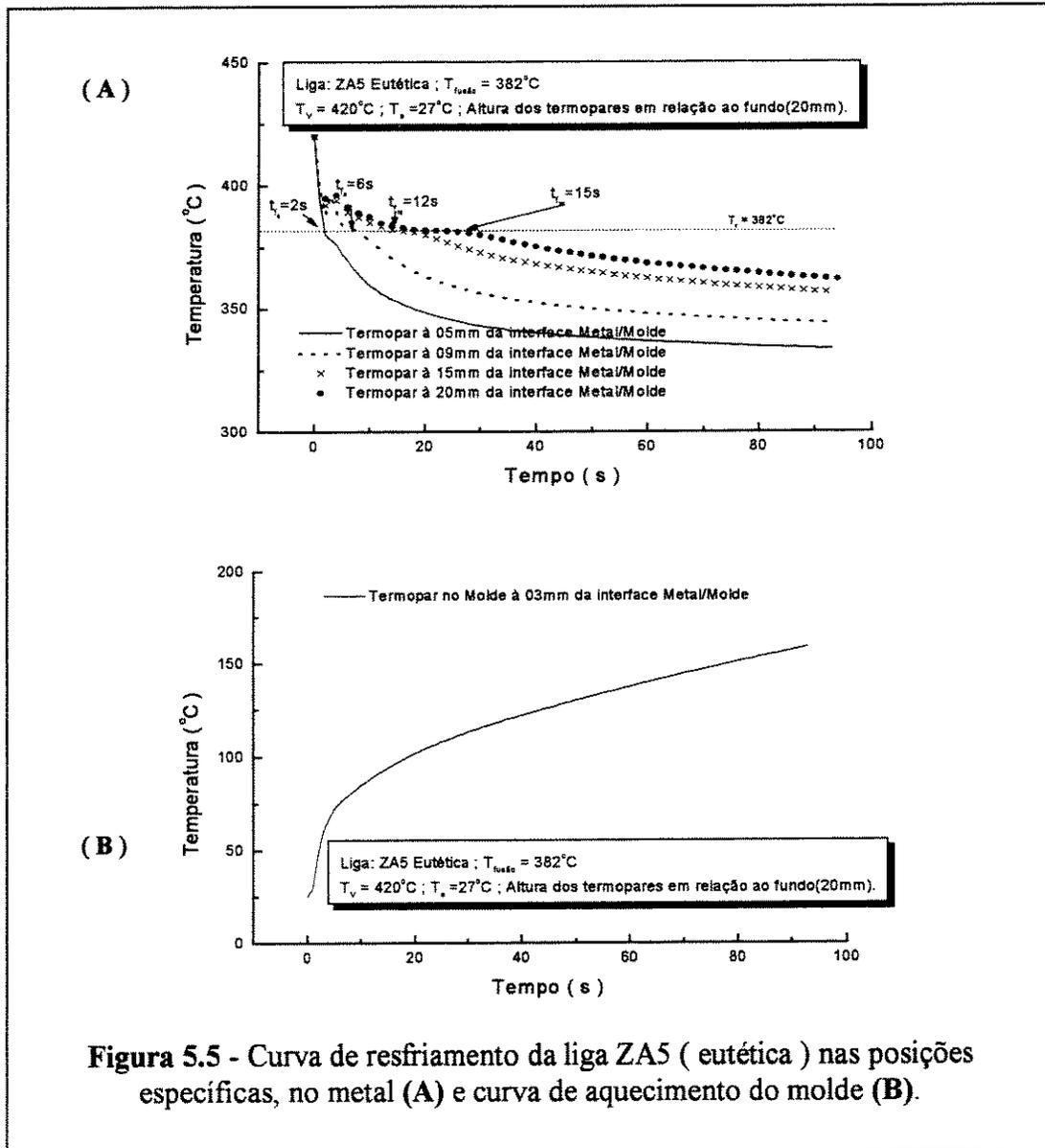
Observando as Figuras 5.3 e 5.4, que também mostram as curvas de resfriamento das ligas ZA3 e ZA4, respectivamente, é possível perceber após comparação entre as duas figuras que o com o aumento no teor de soluto nas ligas, diminui-se o tempo de passagem entre ponta e raiz da dendrita, ou seja, diminuem os tempos locais de solidificação.



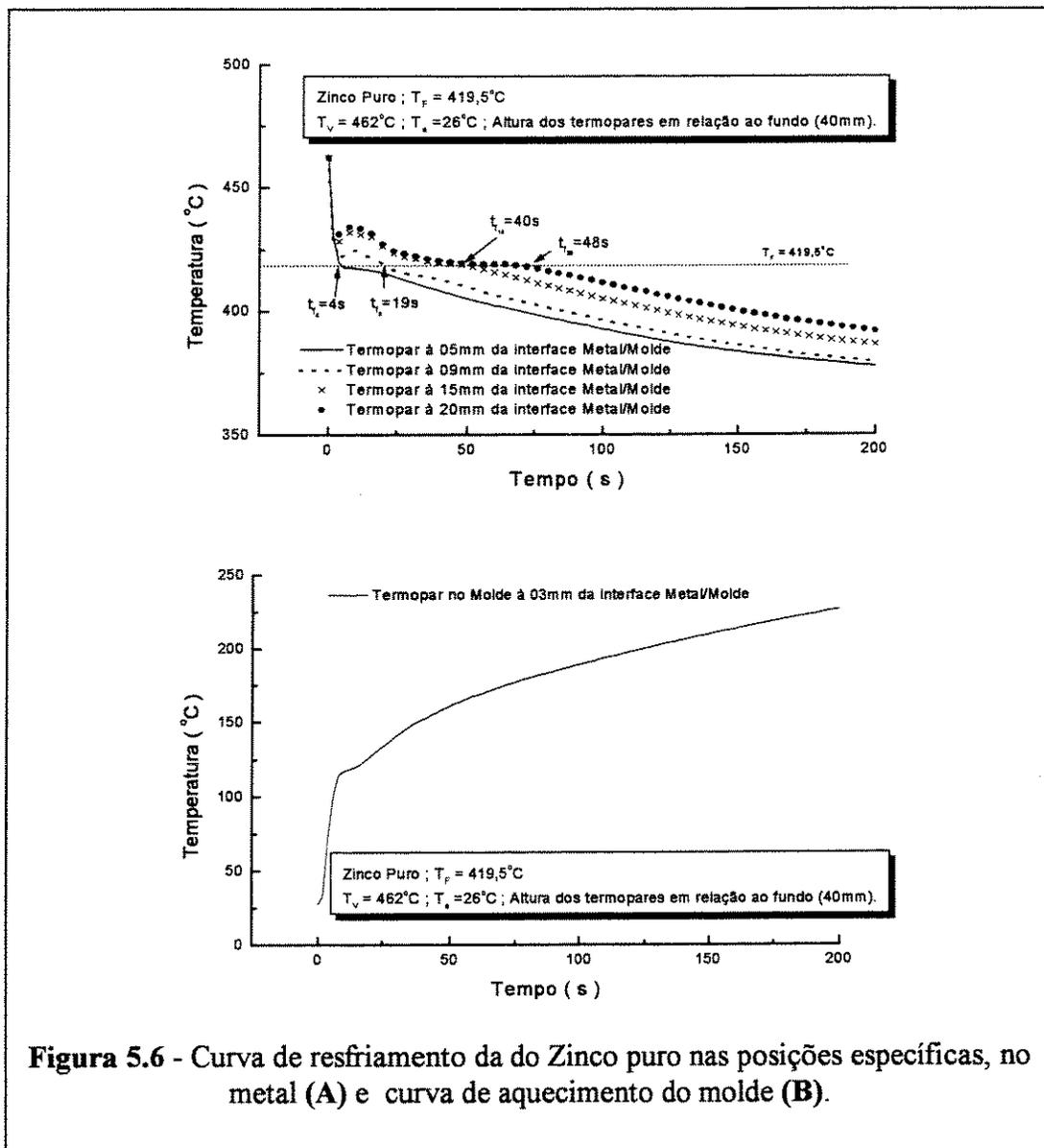


**Figura 5.4 -** Curvas de resfriamentos da liga ZA4 nas posições específicas, no metal (A) e curva de aquecimento do molde (B).

Nas Figuras 5.5 e 5.6, são exibidas as curvas de resfriamento da liga eutética ( ZA 5 ) e do metal puro ( Zinco ), respectivamente.



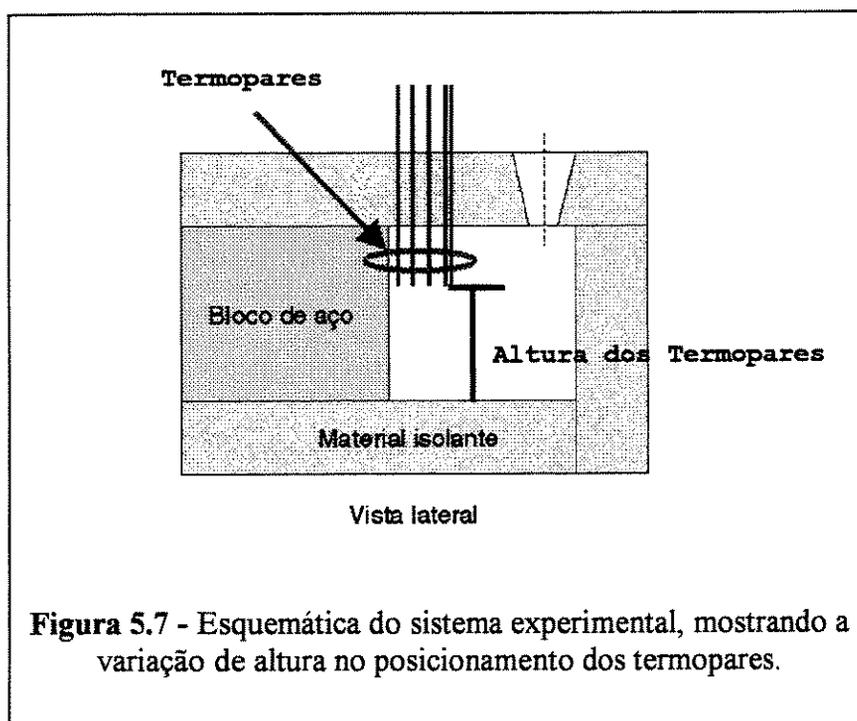
**Figura 5.5 - Curva de resfriamento da liga ZA5 ( eutética ) nas posições específicas, no metal (A) e curva de aquecimento do molde (B).**



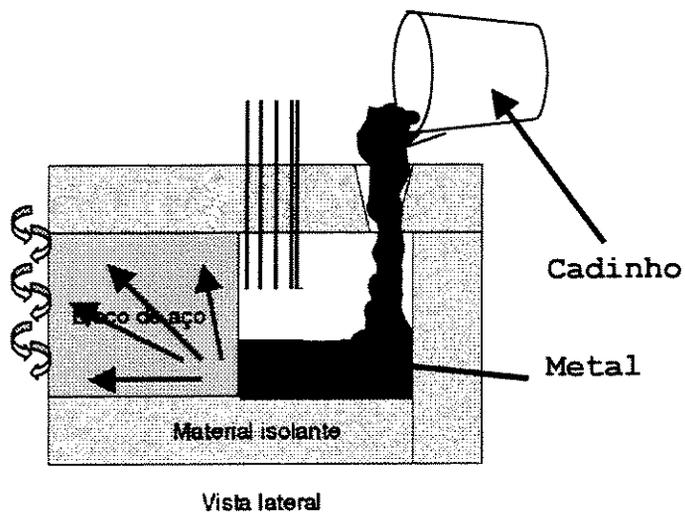
Dentre as ligas estudadas, a liga com maior teor de soluto é a liga ZA5 que justamente apresentou um pequeno tempo de solidificação. Salienta-se que tanto essa liga, quanto o Zinco puro não apresentam ( $t_L$ ) e ( $t_S$ ), mas sim um tempo de solidificação correspondente ao deslocamento da única frente de solidificação. No caso da liga eutética e zinco puro, que apresentam uma única temperatura de transformação, os tempos totais de solidificação são menores comparados com as outras ligas estudadas.

## 5.2 –Tempo de Passagem da Isotherma Liquidus e Solidus em Relação às Posições Específicas.

A partir dos registros das curvas de resfriamento apresentadas nas Figuras da partição 1 deste capítulo, foi possível determinar perfis que correlacionem o tempo de passagem da ponta e raiz da dendrita, em relação às posições específicas onde se encontram posicionados os termopares. O posicionamento dos termopares não ficou restrito somente ao longo do lingote, mas também foram posicionados em alturas variadas em relação ao fundo da cavidade de vazamento. As alturas estudadas foram as de 20, 30 e 40mm em relação ao fundo, como pode ser visto na Figura 5.7.



A varredura dos perfis térmicos nas três alturas, permitiu detectar que no estudo de uma mesma composição de liga, quanto mais próximo estiverem posicionados os termopares, em relação ao fundo da cavidade de vazamento, menores serão os tempos ou os intervalos de solidificação registrados. Além disso, o mais importante está no fato de estarem em uma situação térmica mais favorável, ou seja, quando uma primeira massa de metal líquido ( menor que a capacidade máxima da cavidade de vazamento ) entrar em contato com o molde. Inicialmente à temperatura ambiente, esse responderá com uma boa eficiência de extração da carga térmica, pois estará em sua condição máxima de extração de calor.



**Figura 5.8** - Representação esquemática do preenchimento da cavidade do molde e da absorção de carga térmica pela parede do molde.

A condição inicial em que se encontra o molde, traduz-se por velocidades mais altas de extração de calor. Pode ser observado na Figura 5.9 que a derivada do perfil das posições específicas em função do tempo ( velocidade ) e em cada altura vai decaindo com o decorrer do tempo, mostrando assim a alta eficiência na extração de calor nos instantes iniciais. Nessa análise, tem que ser considerada também a influência do coeficiente de extração de calor da interface metal/molde, uma vez que nos pequenos instantes iniciais da solidificação, esse coeficiente atua como um agente colaborador à extração da carga térmica, sem considerar a molhabilidade existente entre Metal/Molde.

Apesar de haver uma certa defasagem nos tempos registrados para as isothermas liquidus e solidus, em relação às diferentes alturas dos termopares na cavidade de vazamento, descarta-se a possibilidade de algum tipo de dissipação significativa de calor em outra direção, a não ser aquela direcionalmente exercida pelo molde, uma vez que a temperatura das paredes externas dos refratários mantiveram-se uniformes por todo o sistema. Assim serão mostrados nas próximas figuras os tempos de passagem das isothermas liquidus e solidus, variando-se as composições químicas e as alturas relativas dos termopares, obtendo-se leis que permitem a estimativa dos tempos de passagem das isothermas para as ligas estudadas, em função das posições específicas. Essas leis são representadas por equações no formato exponencial :

$$P = C \cdot (t_{s,L})^n \quad 5.2.1$$

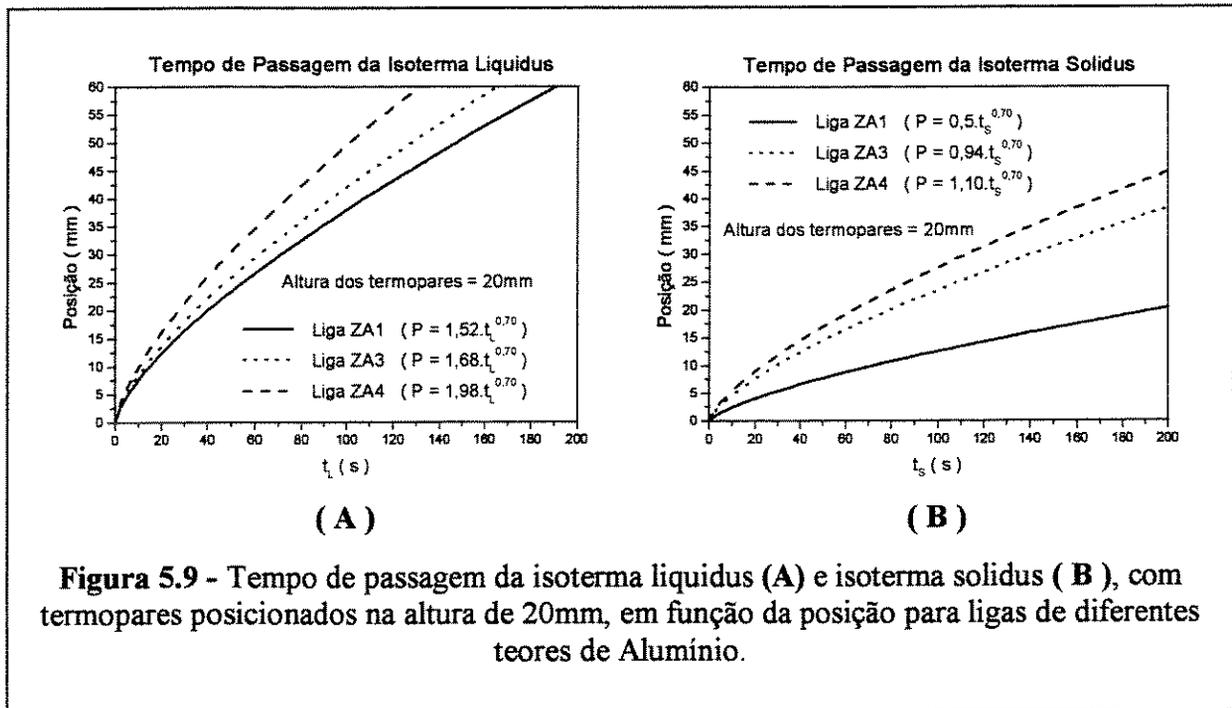
onde: **P** = posição específica em estudo [ mm ];

**C** = valor constante para cada liga, resultante de coeficientes da equação;

**t<sub>s,L</sub>** = tempo de passagem da isoterma liquidus ou solidus numa posição [s];

**n** = expoente com valor sempre menor que 1.

Contudo, observa-se mais uma vez que o aumento no teor de soluto, influi no tempo de passagem da ponta e raiz da dendrita e por consequência, no tempo local de solidificação. Isso foi verificado para todas as composições estudadas, inclusive na variação de altura dos termopares, onde uma liga com composição de maior percentual de soluto, comparada a outra, independente da altura onde se encontra os termopares, apresenta menores tempos de passagem das isoterma.



Ainda na Figura 5.9, nota-se a concordância de caráter físico do fenômeno de deslocamento das isoterma, onde primeiramente a isoterma liquidus passa por uma determinada posição específica, sendo seguida pela isoterma solidus, deixando claro que a isoterma liquidus possui uma velocidade de deslocamento um pouco maior. Além disso, como mencionado anteriormente, à medida que se adiciona soluto as isoterma adquirem maior velocidade, obviamente em função das alterações de suas propriedades térmicas.

Na Figuras 5.10 são mostradas as variações do tempo de passagem da isoterma liquidus para a liga ZA1, variando as alturas dos termopares. Analisando-se todas as leis correspondentes a essa composição química, pode-se determinar uma equação média que represente essa variação, dentro do campo de dispersão obtido.

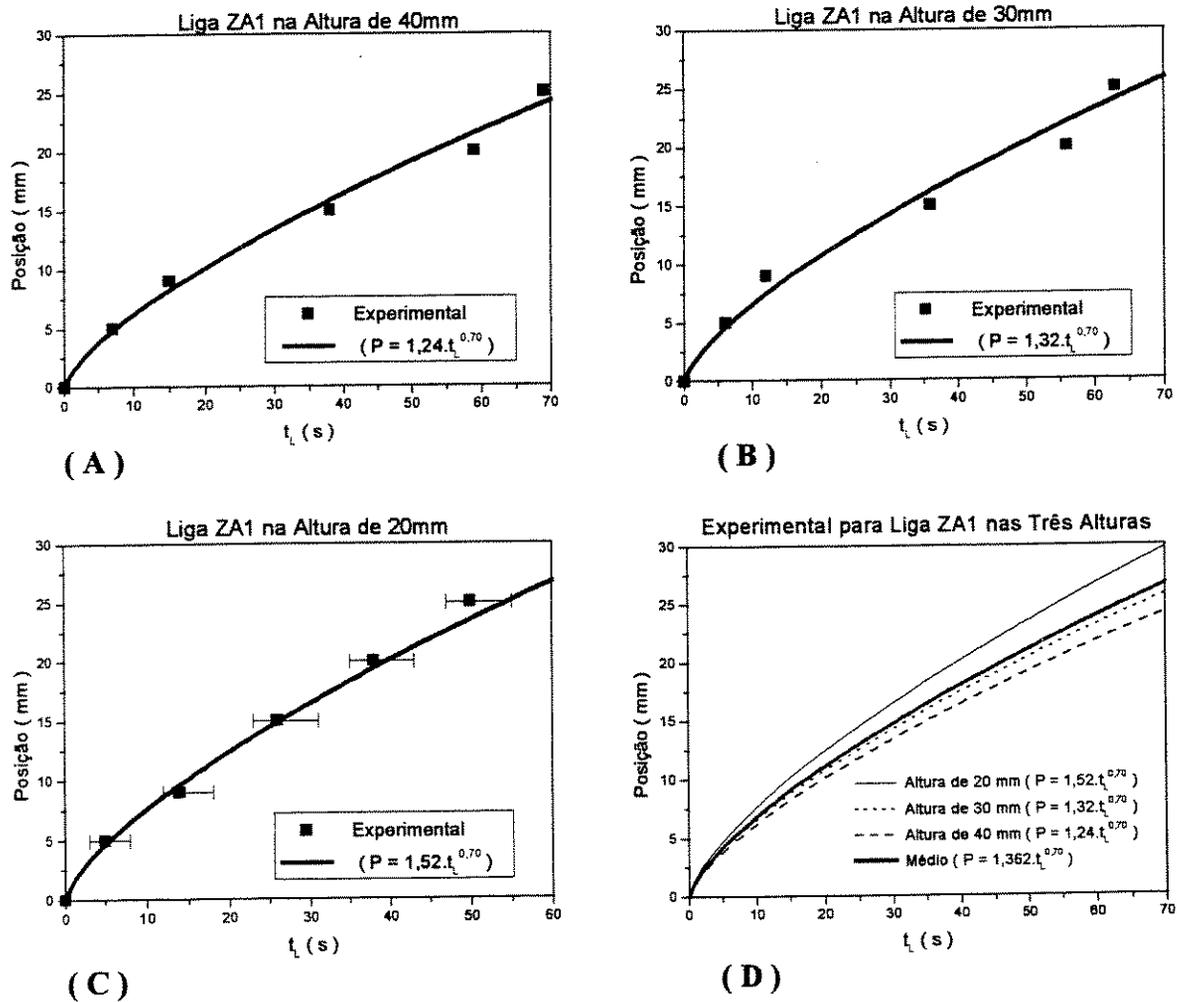
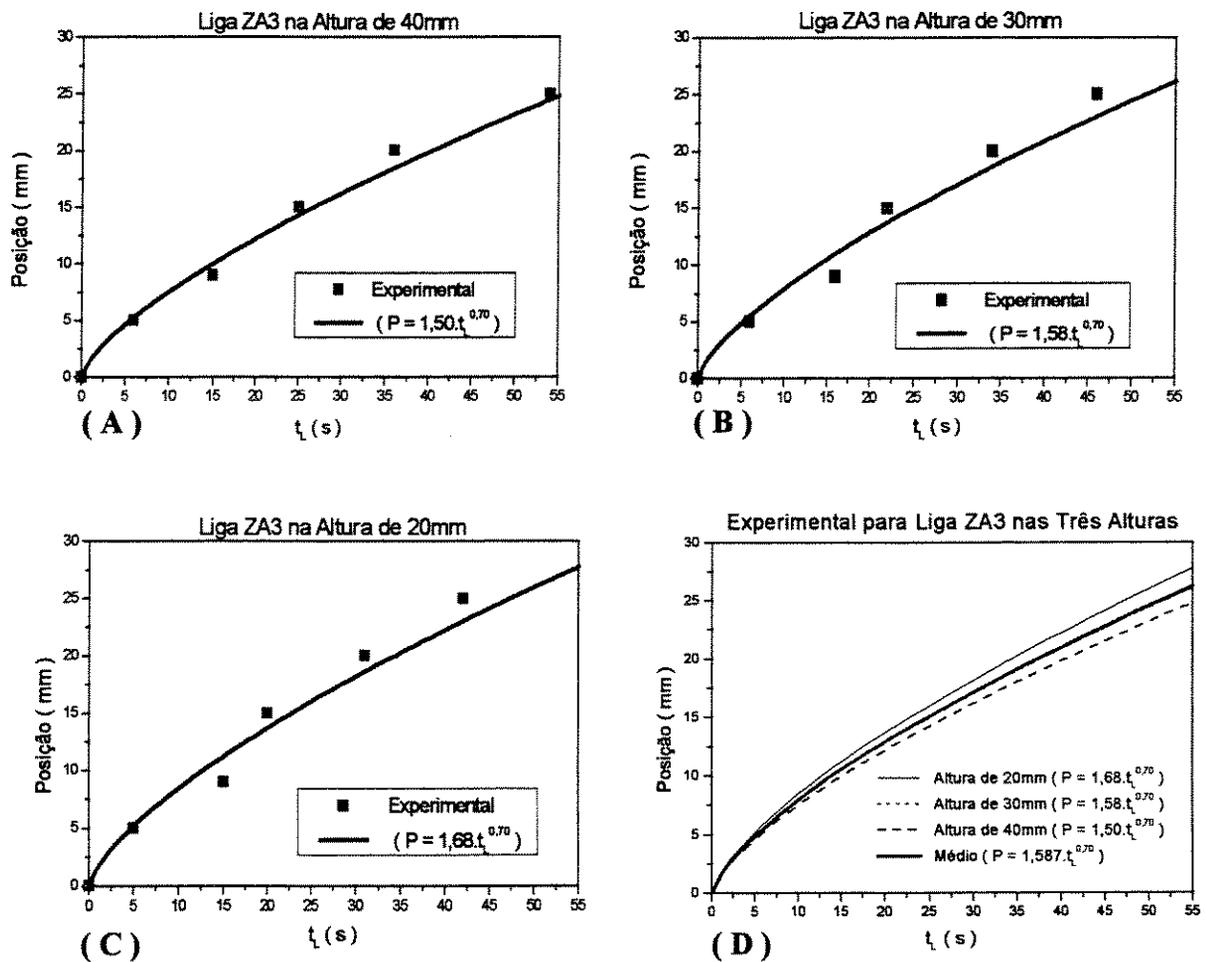


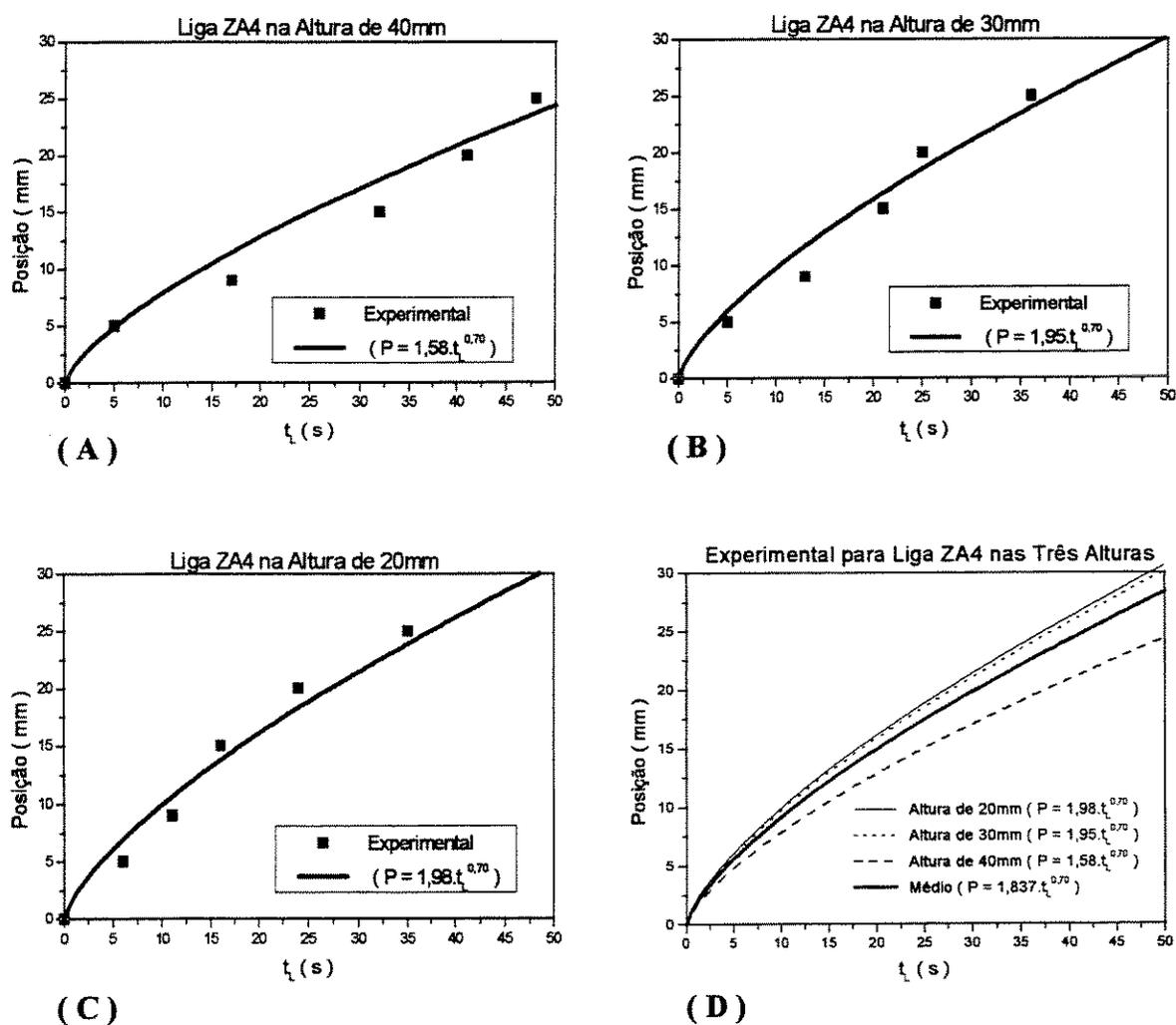
Figura 5.10 - Equações experimentais para a liga ZA1 de  $P = f(t_L)$ , nas alturas de 40mm (A), 30mm (B) e 20mm (C), além da equação média (D) para esta composição.

Na Figuras 5.11 são mostradas as variações do tempo de passagem da isoterma liquidus para a liga ZA3, variando as alturas dos termopares em relação ao fundo da cavidade de vazamento. Analisando-se em conjunto todas as leis dessa mesma composição química, pode-se chegar à uma equação média que represente essa variação.



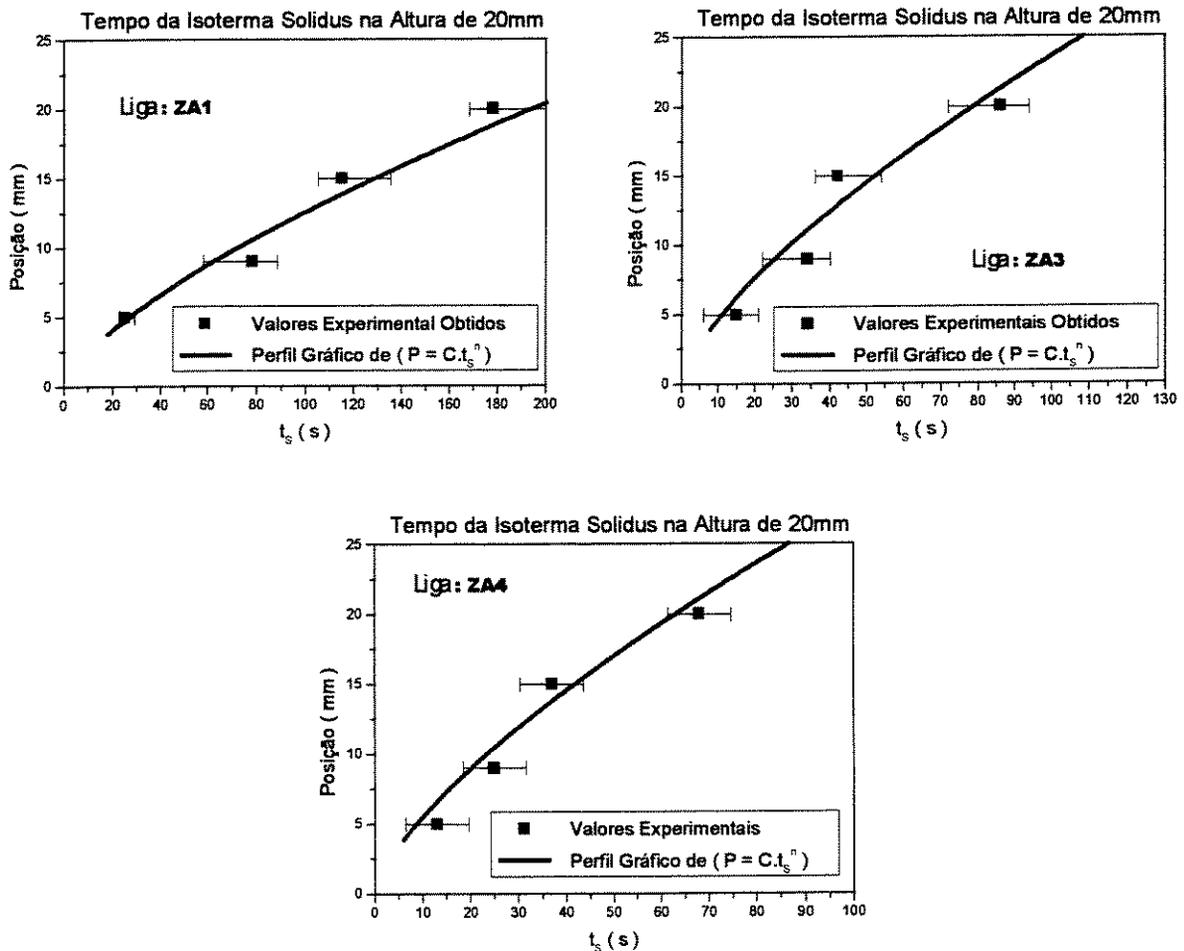
**Figura 5.11** - Equações experimentais para a liga ZA3 de  $P = f(t_L)$ , nas alturas de 40mm (A), 30mm (B) e 20mm (C), além da equação média (D) para esta composição.

Completando a seqüência, na Figuras 5.12 são mostradas as variações do tempo de passagem da isoterma liquidus para a liga ZA4, também variando as alturas dos termopares em relação ao fundo da cavidade de vazamento. Analisando-se também todas as leis em conjunto dessa mesma composição química, chega-se igualmente a uma equação média.



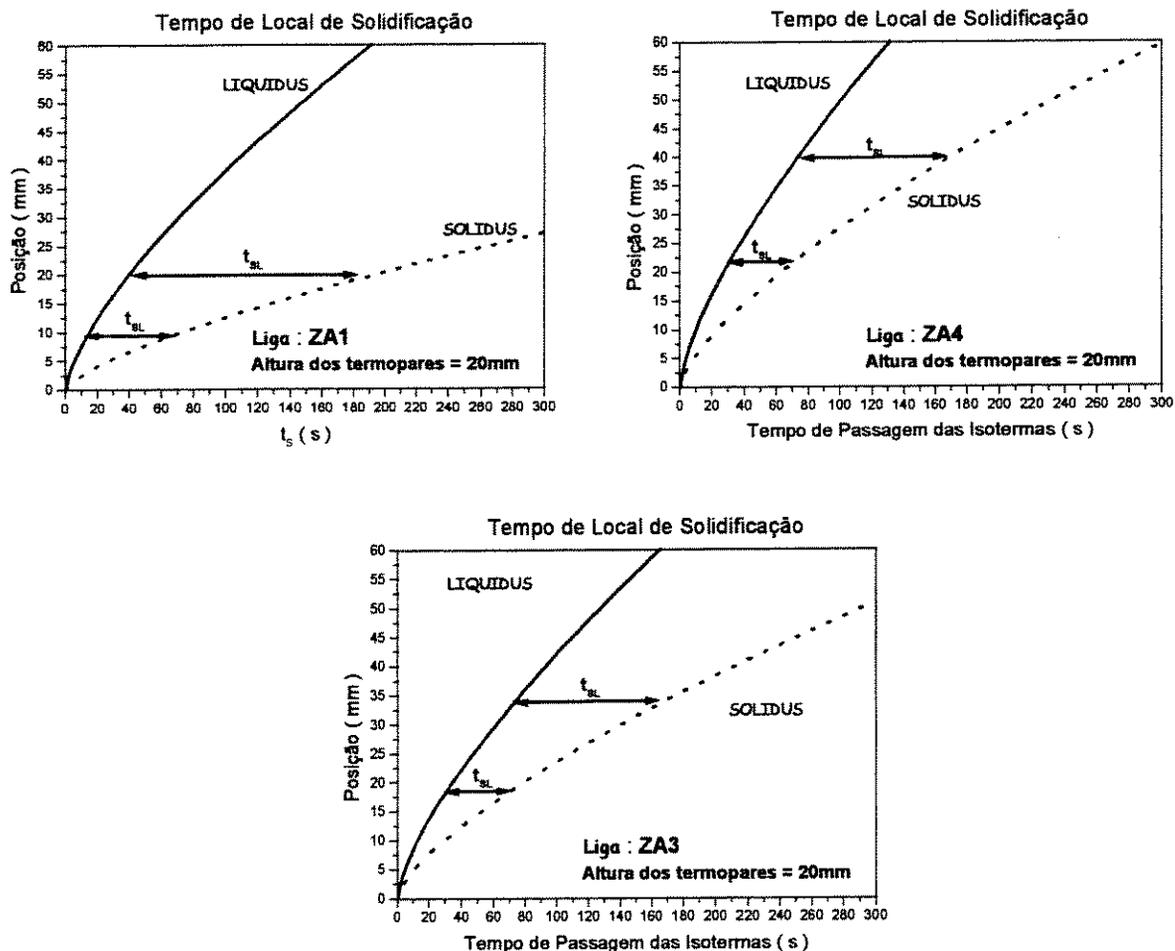
**Figura 5.12** - Equações experimentais para a liga ZA4 de  $P = f(t_L)$ , nas alturas de 40mm (A), 30mm (B) e 20mm (C), além da equação média (D) para esta composição.

Analogamente foram feitas as mesmas análises para as variações do tempo de passagem da isoterma solidus em cada posição específica. Entretanto, na Figura 5.13 são exibidos apenas os perfis do comportamento do tempo isoterma solidus em função da posição, obtidos na altura de 20 mm. Nessa Figura, também evidencia-se um menor tempo para passagem da isoterma solidus à medida que o teor de soluto é aumentado, analogamente ao tempo de passagem da isoterma liquidus, só que evidentemente em tempo maiores, pois a isoterma solidus estará sempre defasada em relação a isoterma liquidus.



**Figura 5.13** – Perfil do comportamento da variação do tempo de passagem da isoterma solidus em função das posições específicas. A altura dos termopares em relação ao fundo é de 20mm.

Representa-se na Figura 5.14 o intervalo de solidificação ou tempo local de solidificação ( $t_{SL}$ ), para as três ligas estudadas, determinados na altura de 20mm. Obviamente a variação dos tempos locais para cada liga segue a mesma lógica quando analisados individualmente os tempos de passagem das isothermas solidus e liquidus, ou seja, com a adição de soluto na liga, menores serão os tempos locais de solidificação



**Figura 5.14** – Representação do tempo local de solidificação para a liga ZA1 ( A ), liga ZA3 ( B ) e liga ZA4 ( C ), com os termopares na altura de 20mm do fundo.

### 5.3 – Correlação entre Espaçamento Dendrítico Secundário e Posição a Partir da Superfície do Lingote.

Tem-se na Figura 5.15 as equações experimentais que correlacionam os espaçamentos dendríticos secundários e a posição relativa à interface Metal/Molde de onde se obteve a lei experimental média, determinadas a partir de valores médios dentro de uma dispersão das medidas efetuadas entre as três alturas dos termopares, estudadas para a liga ZA3.

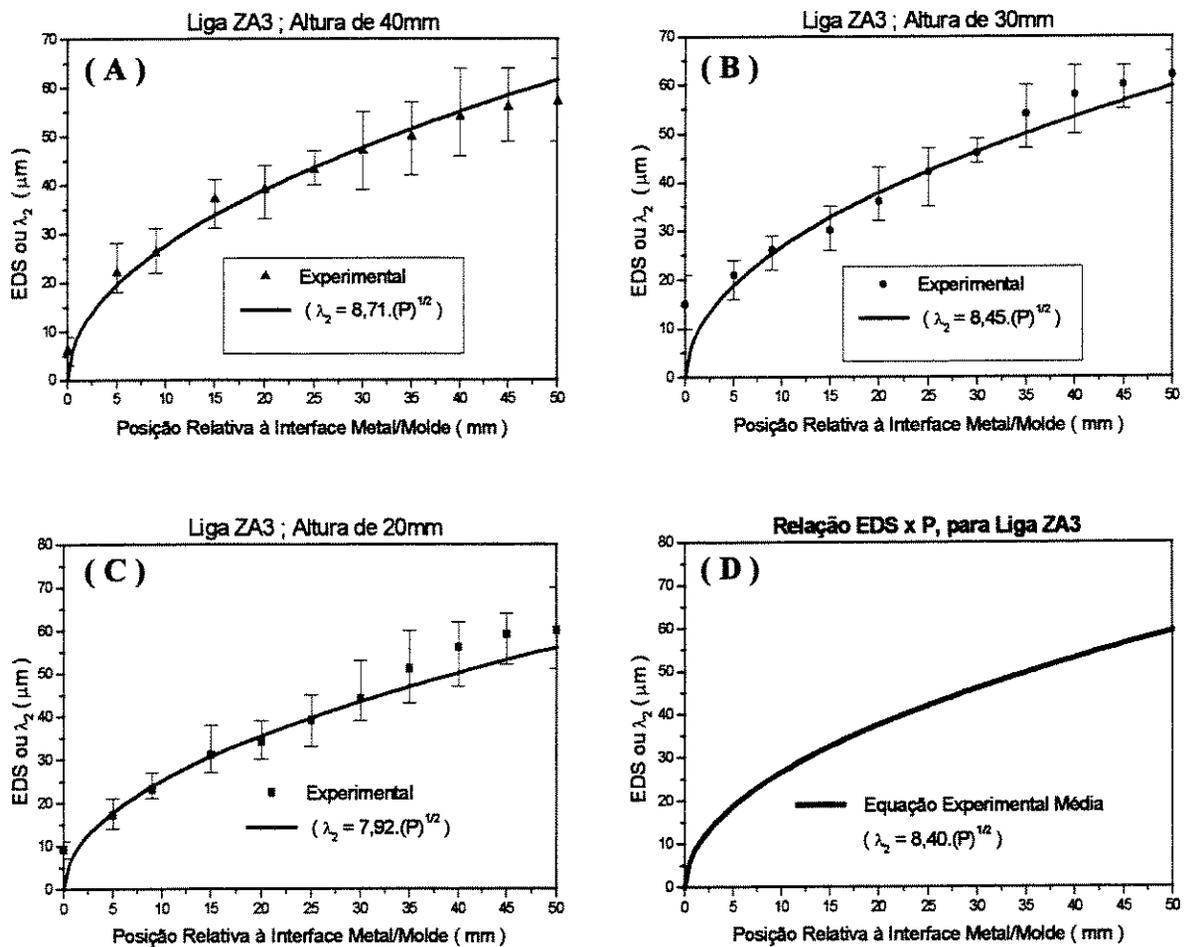
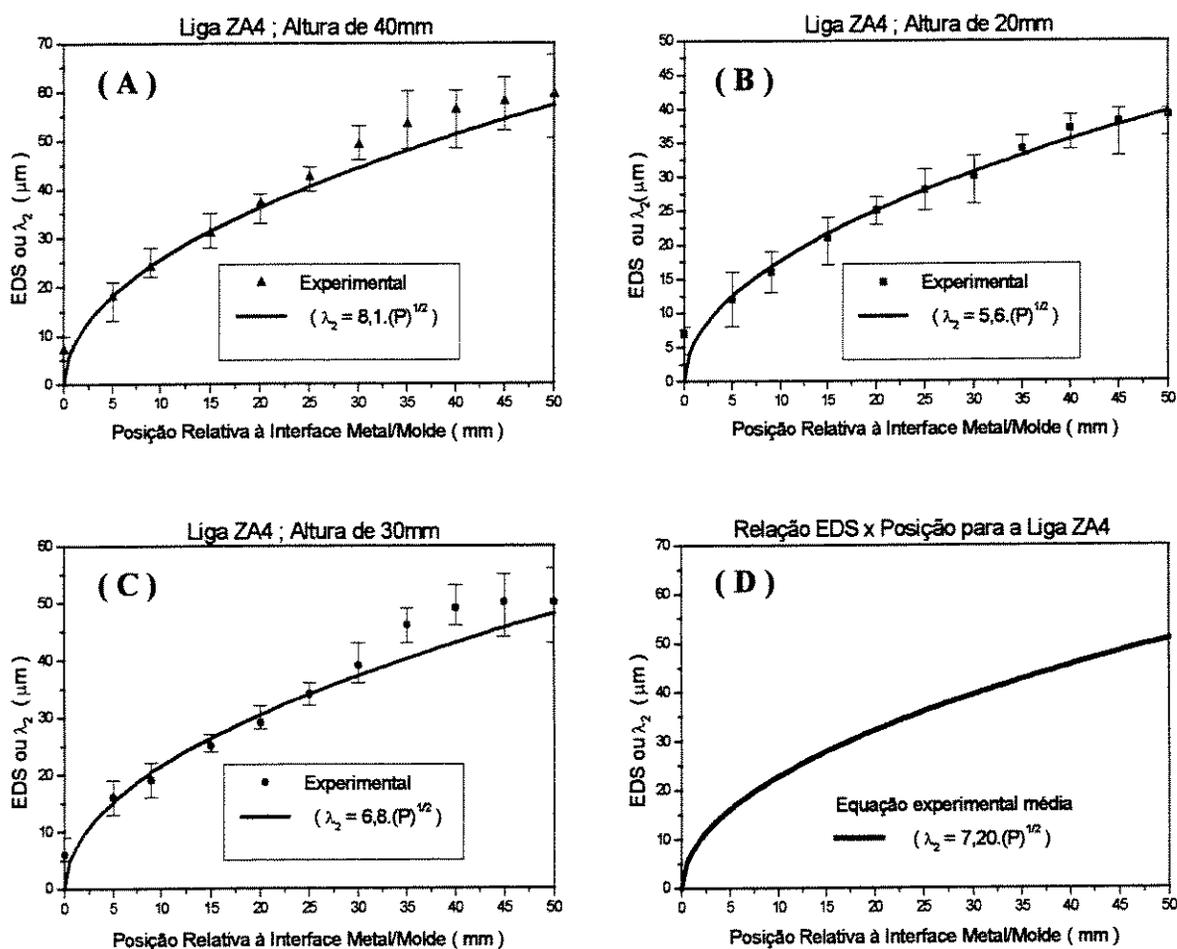


Figura 5.15 – Equações experimentais de  $\lambda_2$  em função da Posição Relativa para a liga ZA3 na altura de 40mm do fundo ( A ), na altura de 30mm do fundo ( B ), na altura de 20mm do fundo ( C ) e a equação experimental média ( D ).

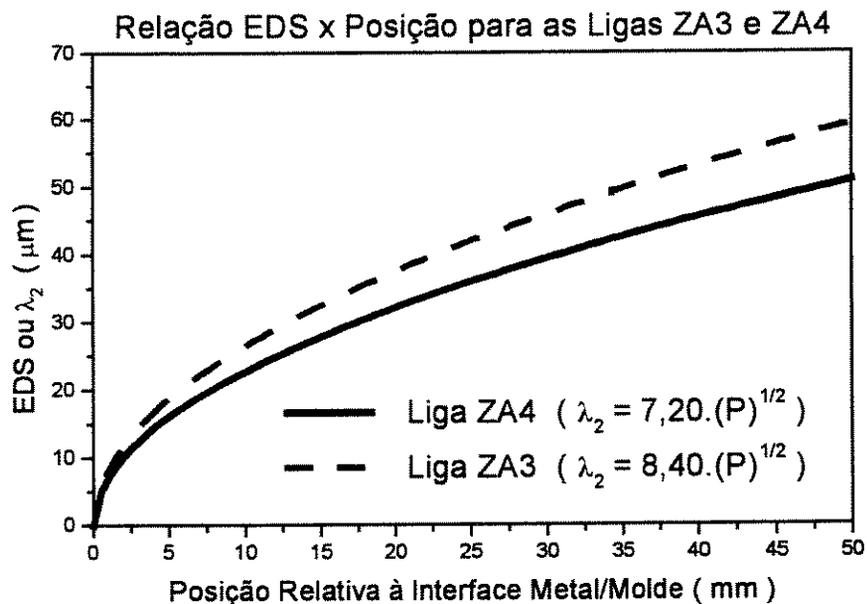
Na Figura 5.16, também são mostradas as equações experimentais que correlacionam os espaçamentos dendríticos secundários e as posições relativas para a liga ZA4. Para cada uma das três alturas de posicionamento dos termopares, foi também determinada uma lei experimental que define a correlação entre os espaçamentos dendríticos e posição relativa naquela altura. Também é mostrada a lei experimental média, determinada a partir de valores médios obtidos entre as três alturas estudadas. Não foi possível exibir esse mesmo tipo de gráfico para a liga ZA1, pois não houve formação de braços dendríticos com definição suficiente para medições confiáveis.



**Figura 5.16** – Equações experimentais de  $\lambda_2$  em função da **Posição Relativa** para a liga **ZA4** na altura de 40mm do fundo ( **A** ), na altura de 30mm do fundo ( **B** ), na altura de 20mm do fundo ( **C** ) e a equação experimental média ( **D** ).

Na Figura 5.17 são comparadas as relações entre espaçamentos dendríticos e posições relativas para as ligas ZA3 e ZA4, considerando-se as equações médias entre as três alturas estudadas.

Comparando-se essas equações ou os perfis resultantes das equações para as duas ligas, percebe-se que existe uma concordância com a literatura, isto é, ocorre um refino na estrutura dendrítica com o aumento no teor de soluto na liga. Essa diminuição dos espaçamentos dendríticos pode ser melhor observada, por intermédio das imagens das microestruturas de solidificação obtidas das análises metalográficas, mostradas nas Figuras 5.18 e 5.19.



**Figura 5.17** - Comparação entre as equações experimentais médias de  $\lambda_2$  em função da Posição Relativa para as ligas ZA3 e ZA4.

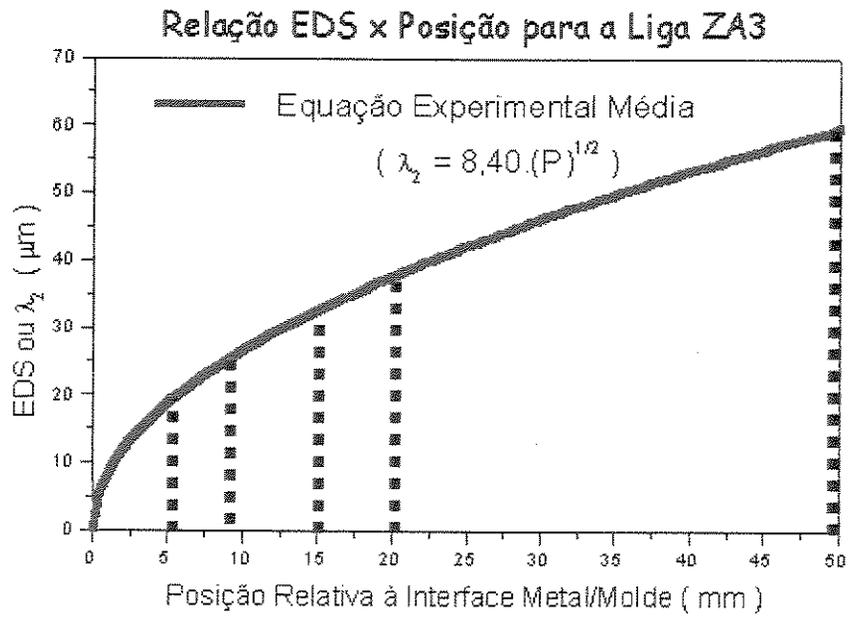
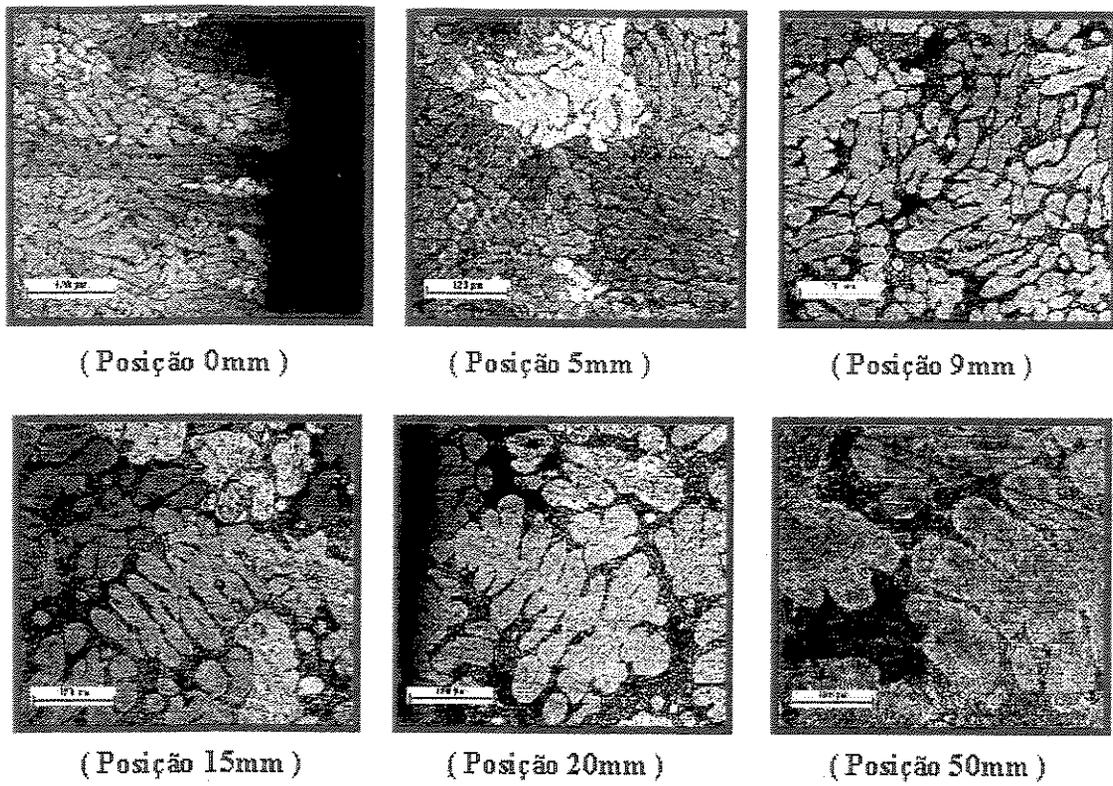
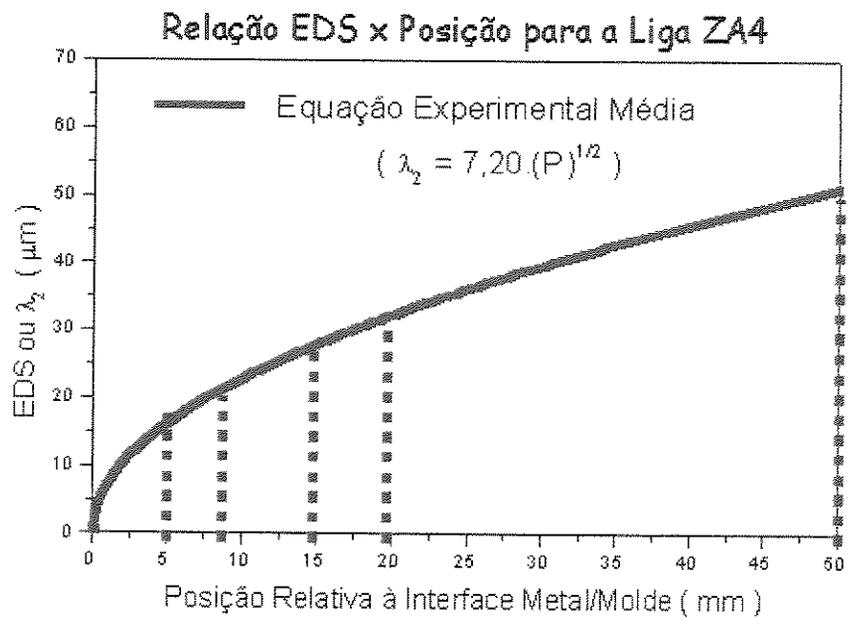
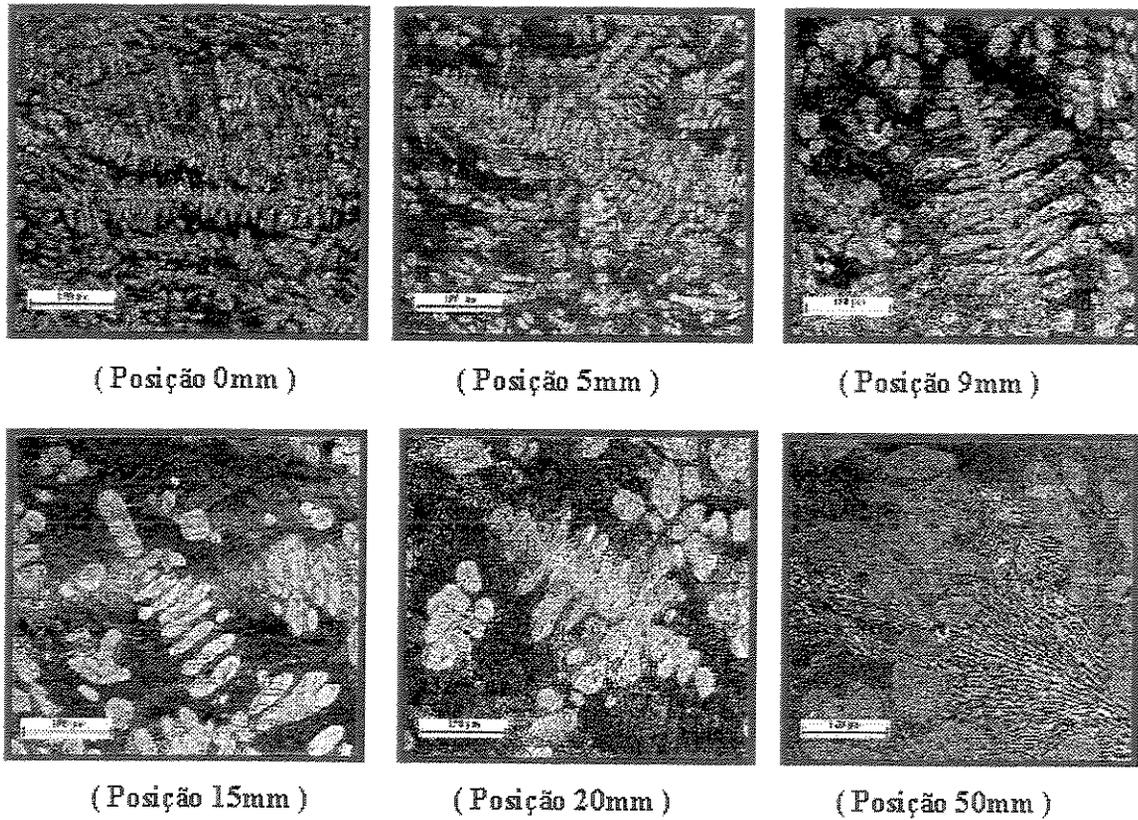


Figura 5.18 – Microestruturas da liga ZA3 e respectivas posições relativas, com o mesmo aumento óptico ( 100 vezes ), evidenciando o refino dendritico. (barra de medida com 120µm).



**Figura 5.19** – Microestruturas da liga ZA4 e respectivas posições relativas, com o mesmo aumento óptico ( 100 vezes ), evidenciando o refino dendrítico. (barra de medida com 120 $\mu\text{m}$ ).

#### 5.4 – Correlação entre Espaçamento Dendrítico Secundário ( EDS ) e Tempo Local de Solidificação ( $t_{SL}$ )

Conhecendo-se os tempos de passagem das isothermas liquidus e solidus por uma posição específica, relativa à interface Metal/Molde, mostrados na partição 2 deste capítulo e os espaçamentos dendríticos secundários também em relação às posições específicas, mostrados na partição 3 também deste capítulo, torna-se possível determinar uma correlação de maneira semelhante às propostas de diversos estudiosos constantes na literatura [ **Flemings et al,1970; Young et al,1975; Tunca /Smith, 1988; Osório et alii, 1998** ] expresso na forma :

$$\lambda_2 = C \cdot (t_{SL})^n \quad 5.2$$

onde:  $\lambda_2$  = espaçamento dendrítico secundário ( EDS) [  $\mu\text{m}$  ]

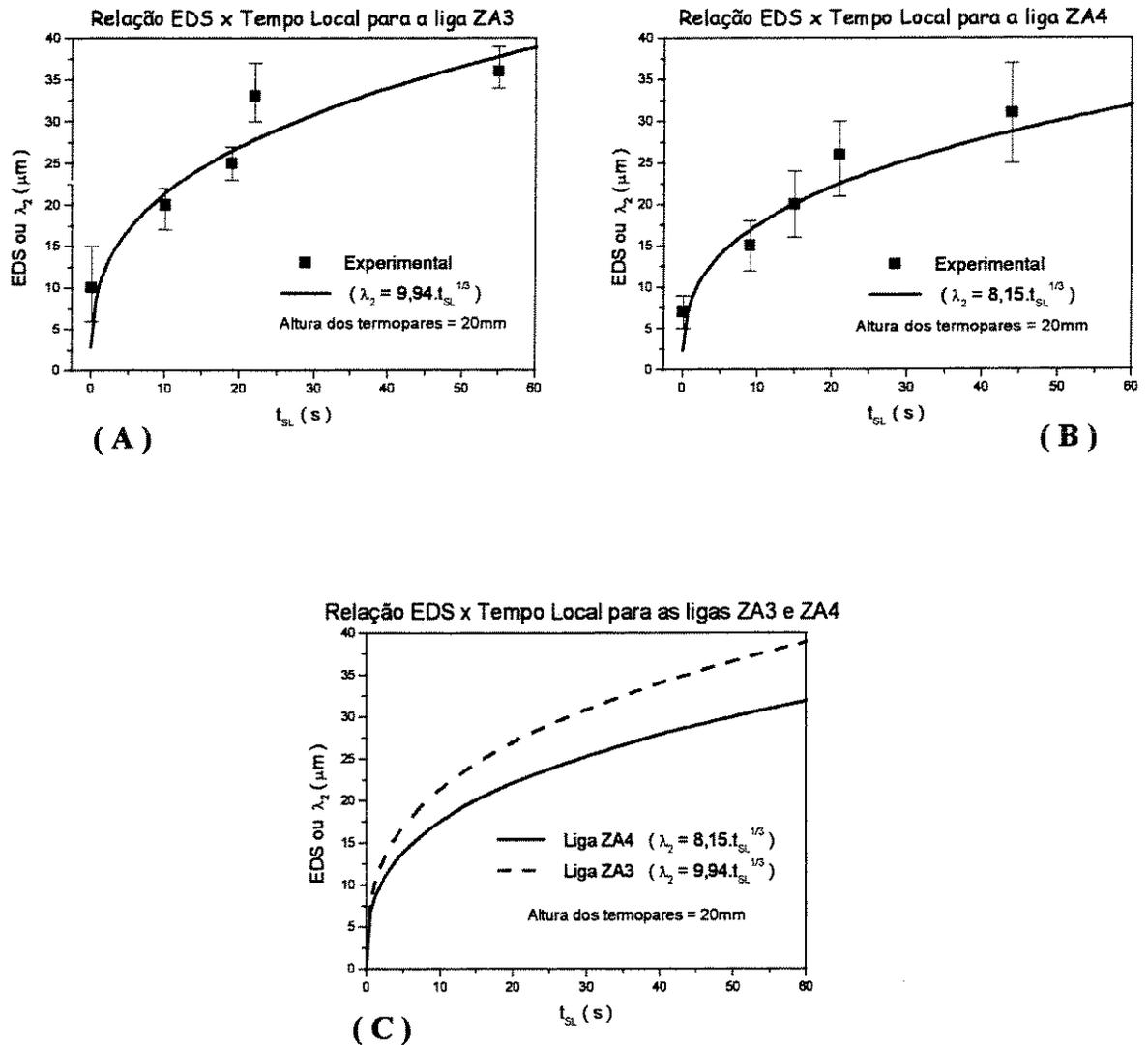
**C** = constante dependente do material estudado;

**n** = expoente experimental ;

$t_{SL}$  = tempo local de solidificação [ s ].

Na Figura 5.20 são exibidas as relações entre espaçamentos dendríticos secundários (EDS) e o tempo local de solidificação (  $t_{SL}$  ) para cada uma das ligas estudadas, exceto para as ligas ZA1 e ZA5, a primeira por não ter apresentado formação dendrítica satisfatória e a última por apresentar composição eutética e microestrutura correspondente a essa composição química. As relações exibidas foram todas determinadas com os termopares posicionados na altura de 20mm a partir do fundo da cavidade de vazamento. Escolheu-se essa altura por refletir melhor uma situação física na qual o perfil térmico do molde ainda não é significativamente afetado pelo calor proveniente de outras partes da cavidade do molde, em função da dinâmica de seu preenchimento. Essa condição assegura uma maior unidirecionalidade nas condições térmicas no molde.

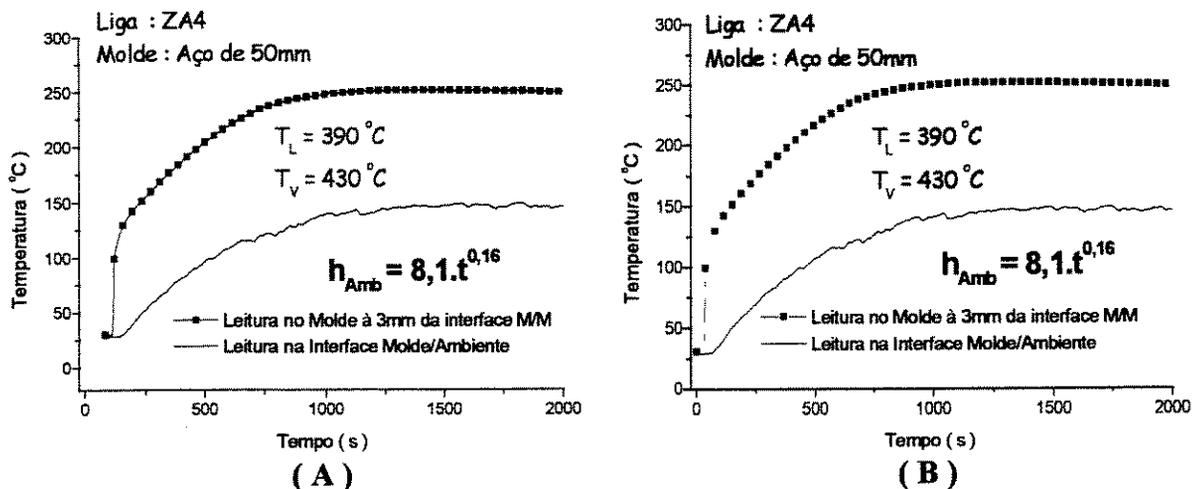
Atentando-se para as equações experimentais que definem os perfis de relação entre EDS e  $t_{SL}$ , verifica-se que a liga que contém o maior percentual de soluto apresentará o menor espaçamento dendrítico, neste caso a liga ZA4.



**Figura 5.20** – Equações experimentais de  $\lambda_2$  em função do **Tempo Local de Solidificação** para a liga ZA3 (A) e liga ZA4 (B), ambas com termopares posicionados a 20mm do fundo e comparação da mesma relação entre as duas ligas (C).

## 5.5 – Coeficiente de Transferência de Calor na Interface Molde/Ambiente ( $h_{Amb}$ )

Os perfis térmicos para a determinação dos valores dos coeficientes de transferência de calor na interface Molde / Ambiente, foram coletados por meio de registro do histórico térmico obtidos pelos termopares, um posicionado nesta interface, parede externa do molde e outro posicionado a três milímetros à esquerda da interface Metal/Molde, localizado no molde. Foram feitos os registros das curvas de aquecimento do molde e da superfície externa do molde em cada ensaio, apresentados na Figura 5.21, que também mostra a espessura do molde utilizado e valores das temperaturas de vazamento de cada liga (função da temperatura liquidus), além da equação de  $h_{Amb}$  em função do tempo. Salienta-se que os resultados obtidos para a determinação do coeficiente  $h_{Amb}$  foram muito próximos para as três ligas analisadas, razão pela qual adotou-se uma única equação de referência, mostrada na Figura 5.21.



**Figura 5.21** – Perfis térmicos obtidos para a liga ZA4 em experimentos distintos, mas semelhantes, evidenciando a equação de  $h_{Amb}$  [  $W/m^2K$  ].

Na Figura 5.21 são exibidos dois perfis para a liga, representando dois ensaios diferentes, mas procurando-se manter as mesmas condições operacionais, ou seja, velocidade e altura de vazamento, temperatura inicial do molde, mesmo material e espessura do molde, além da temperatura de vazamento. Os procedimentos para determinação da equação em função do tempo que define coeficiente  $h_{Amb}$ , estão contidos no Capítulo 4 na partição 6.1. Para essa determinação, foi utilizada uma única espessura de molde, mas sabe-se que para experimentos utilizando-se menores espessuras, a saturação do molde é mais imediata, o que faz com que o progresso da solidificação dependa fortemente das condições de troca de calor com o meio ambiente. Assim, ter-se-á o molde atuando mais como veículo de transporte de calor, do que realmente como um agente que absorverá a carga térmica. Nessa situação, o estudo desse coeficiente é muito importante.

No caso de molde mais espesso, pode-se chegar à situação de molde semi-infinito, ou seja, não ocorre um expressivo aquecimento externo do molde até o final da solidificação. Nesse caso, não há troca de calor com o ambiente e a única resistência térmica à passagem de fluxo de energia térmica, reside na interface Metal/Molde que deverá ser cuidadosamente estudada.

## 5.6 – Coeficiente de Transferência de Calor na Interface Metal/Molde ( $h_i$ )

A análise desse coeficiente também foi obtida por meio de registro do histórico térmico utilizando-se dos termopares, um posicionado a 3 milímetros à esquerda da interface Metal/Molde, localizado no molde e outro à 20 mm desta mesma interface, no metal. Na Figura 5.22, podem ser observada as curvas de aquecimento do molde e resfriamento do metal, assim como as equações resultantes determinadas pelo método de comparação de perfis térmicos experimentais e simulados numericamente, discutido na partição 6.2 do Capítulo 4.

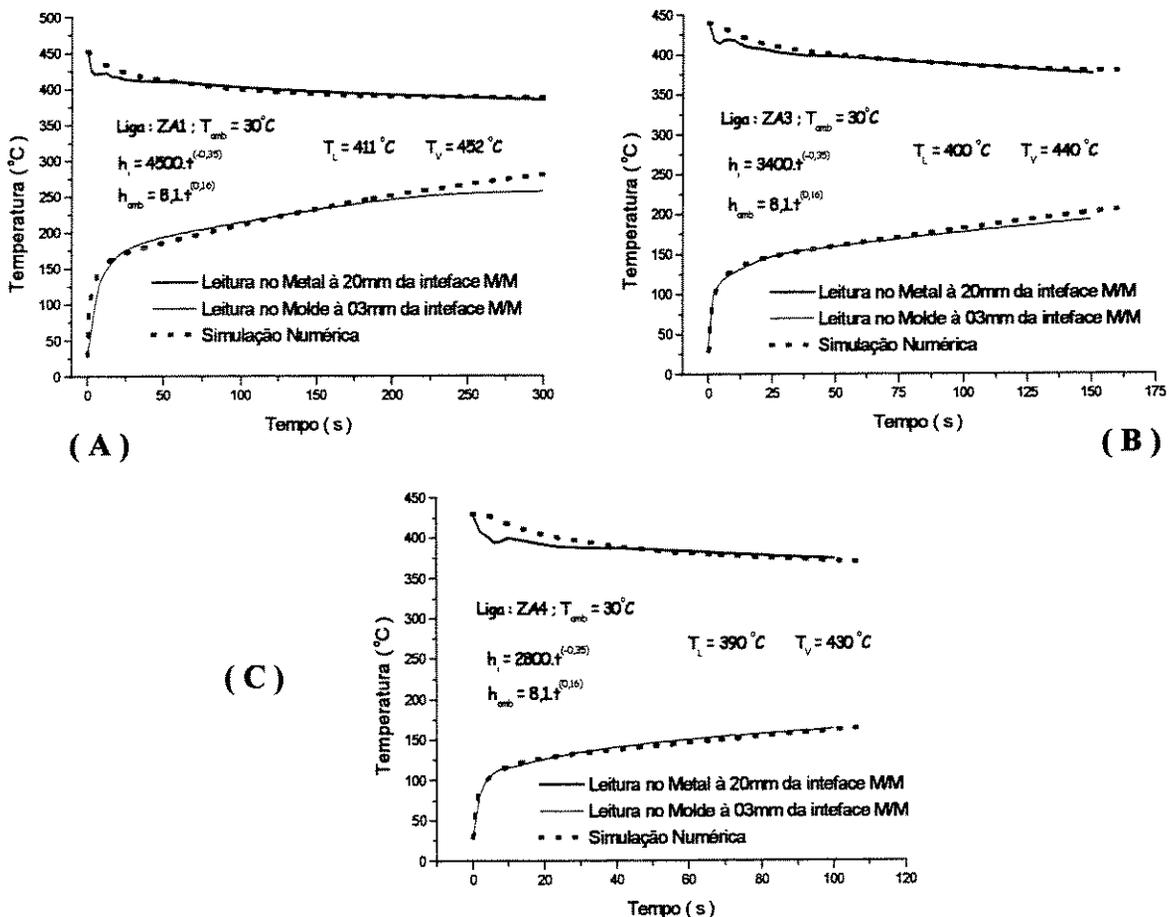


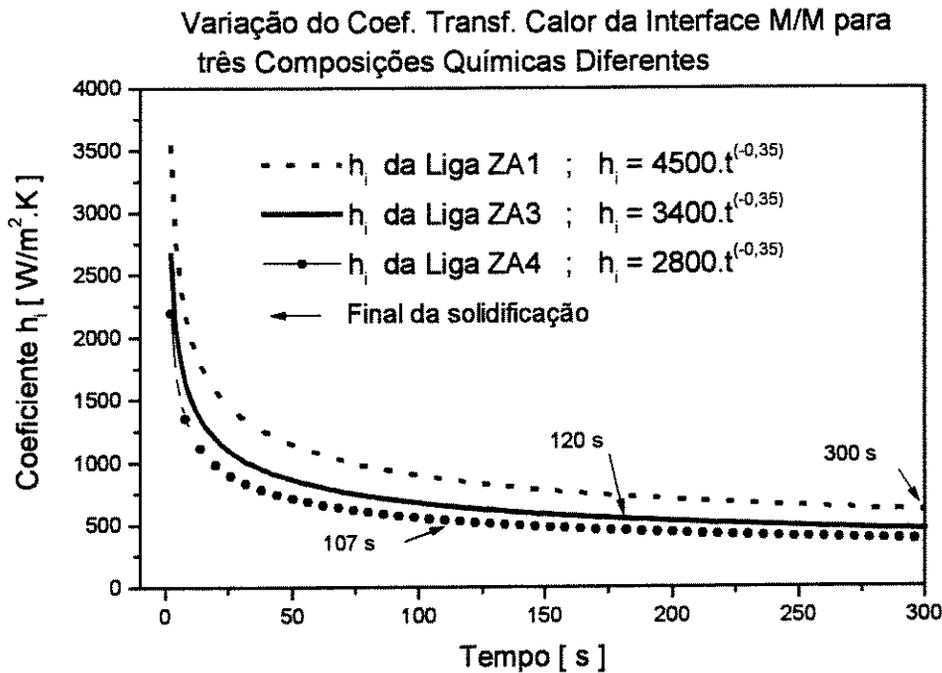
Figura 5.22 – Comparação dos perfis térmicos experimentais e numéricos para a liga ZA1 ( A ), para a liga ZA3 ( B ) e para a liga ZA4 ( C ) .

Na comparação dos perfis térmicos experimentais com os resultados obtidos pelo método numérico, simulados via computador, nota-se que nos instantes iniciais, existe uma certa discrepância entre os resultados. Isso pode ser entendido pela presença das correntes de convecção no metal líquido, inerentes ao metal imediatamente vertido na cavidade. Essa convecção produz um certo nível de turbulência térmica nos instantes iniciais da solidificação, que pode ser detectado em todos ensaios realizados. No perfil gerado pelo modelo numérico, isso não ocorre, pois ele apenas considera o preenchimento instantâneo da cavidade do molde. Ainda observando os gráficos da Figura 5.22, verifica-se também uma tendência de divergência teórico/experimental após a solidificação do metal, o que ocorre em função da perda da unidirecionalidade do fluxo de calor.

Na Figura 5.23, exibe-se a variação do coeficiente  $h_i$  em função do tempo, podendo ser observada a drástica queda dos valores de  $h_i$ , nos instantes iniciais da solidificação para a liga ZA1, de valores elevados ( $\cong 4500 \text{ W/m}^2.\text{K}$ ) para valores relativamente baixos ( $\cong 910 \text{ W/m}^2.\text{K}$ ) em 95 segundos, tempo que representa aproximadamente 30% do tempo total da solidificação para esta liga. As outras duas ligas de maiores concentrações de soluto, ZA3 e ZA4, apresentam um comportamento bastante análogo ao desta liga, mas partem de valores de  $h_i$ , relativamente menores. Na Tabela 5.1, representa-se as equações e valores aproximados de  $h_i$  em tempos correspondentes à 30% do tempo total de solidificação para cada uma das ligas.

**Tabela 5.1** – Valores aproximados de  $h_i$  para as três ligas, considerando um tempo de 30% do tempo total de solidificação, respectivo à cada liga.

Liga	Equação	O valor de $h_i$ no tempo correspondente a 30% do tempo total de solidificação de cada liga.
ZA1	$h_i = 4500.t^{(-0,35)}$	$h_i = 910 \quad [ \text{W/m}^2.\text{K} ]$
ZA3	$h_i = 3400.t^{(-0,35)}$	$h_i = 970 \quad [ \text{W/m}^2.\text{K} ]$
ZA4	$h_i = 2800.t^{(-0,35)}$	$h_i = 1020 \quad [ \text{W/m}^2.\text{K} ]$



**Figura 5.23** – Correlação entre as curvas representativas do comportamento de  $h_i$ , obtidas para as três ligas do sistema Zn-Al.

Analisando-se tanto pela Tabela 5.1, quanto pela Figura 5.23, o comportamento dos coeficientes de  $h_i$ , subentende-se que quanto maior for o intervalo de solidificação da liga em estudo, maior será a molhabilidade que o metal apresenta em relação ao material do molde. Com ligas de maior intervalo de solidificação há maiores possibilidades de formação de canais interdendríticos mais longos que podem provocar movimento de fluido em sentido contrário ao da solidificação, ajudando a melhorar o contato Metal/Molde, contribuindo para o transporte da carga térmica. Além disso, a contração volumétrica fica mais diluída para essas ligas o que provoca a formação de um menor *gap* de ar e em decorrência disso, gera perfis de evolução de  $h_i$  mais elevados que os observados para ligas de menor intervalo de solidificação. Algo análogo acontece com ligas do sistema Sn-Pb, após a concentração de 10% Pb até a concentração eutética, que também não apresentam variações muito significativas nos perfis de  $h_i$  [Quaresma, 1999].

De maneira geral, esse coeficiente  $h_i$ , apresenta no início do processo de solidificação uma variação brusca na curva representativa de seu comportamento de  $h_i$ , resultando em elevados valores, devido ao melhor contato térmico metal líquido e molde. Com a evolução da solidificação e conseqüente formação do *gap*, os valores desse coeficiente vão rapidamente decrescendo.

Certamente, não se pode afirmar para todos os sistemas metálicos binários, que com o aumento do teor de soluto na liga ou do intervalo de solidificação, ocorre um decréscimo nos valores de  $h_i$ , pois é necessário o conhecimento da molhabilidade do material com o molde. É importante ainda, lembrar que tanto para o estudo ou averiguação da molhabilidade entre um metal e molde, quanto para a determinação dos coeficientes de transferência de calor, é de fundamental importância o conhecimento e a aferição das propriedades termofísicas das ligas a serem estudadas, uma vez que são diretamente dependentes dessas propriedades.

Alguns sistemas binários metálicos bastante investigados ( Al-Cu, Al-Si, Sn-Pb, Fe-C ) têm suas propriedades termofísicas retratadas por diversos autores e que muitas das vezes, possuem uma ampla dispersão dos valores dessas propriedades. Outros entretanto, escassamente investigados deixam uma lacuna em relação à essas informações e a única alternativa, consiste na estimativa das características termofísicas a partir daquelas exibidas pelos metais base.

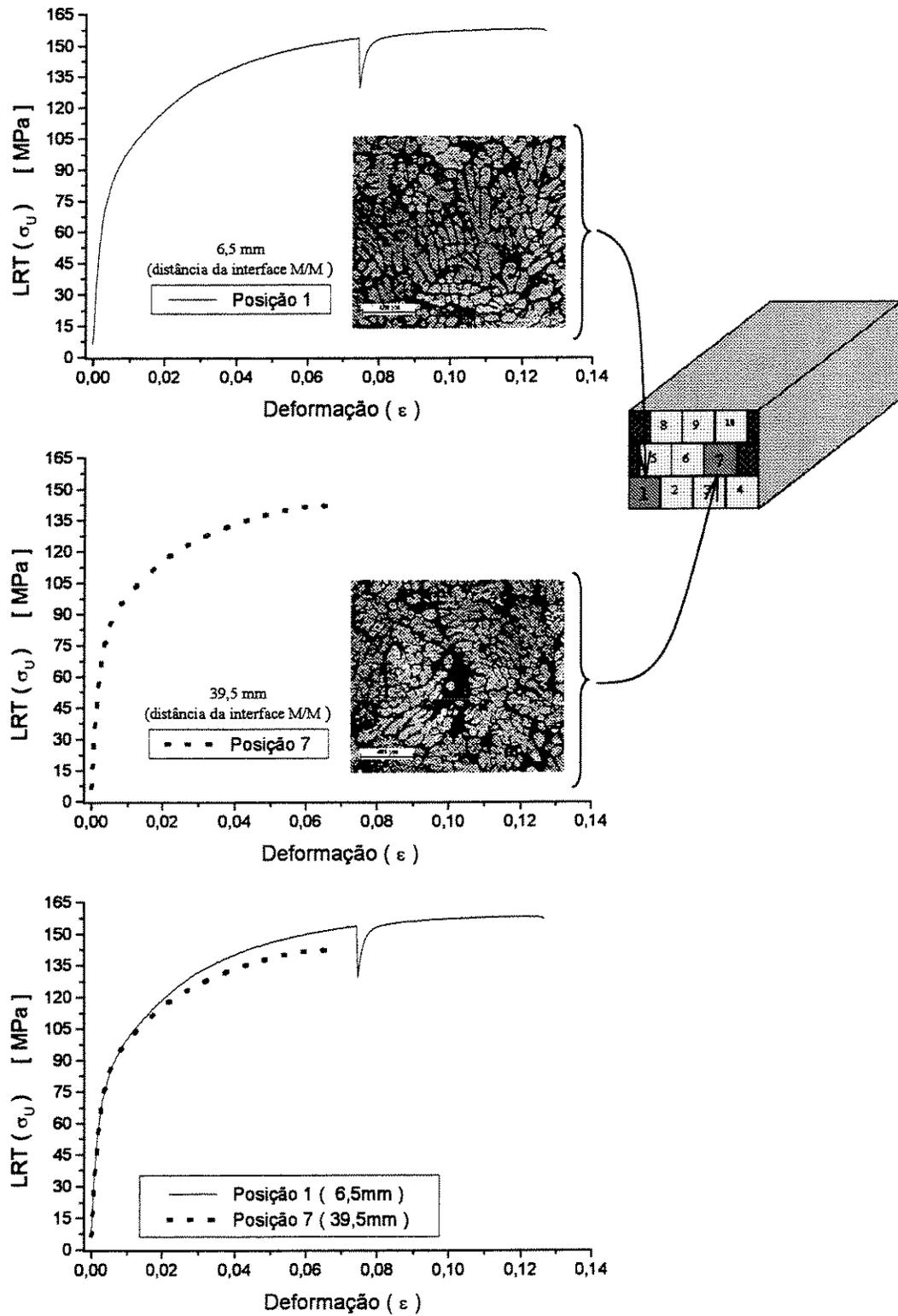
Como exemplo de escassez de propriedades termofísicas, cita-se o sistema em estudo neste trabalho, quando as propriedades termofísicas das ligas estudadas foram determinadas utilizando-se uma ponderabilidade entre o material solvente e o soluto (observadas na Tabela 3.4), assim o perfil do coeficiente  $h_i$  para a liga ZA1 pode ser considerado o mais confiável, ou melhor, com uma menor incerteza de medida, isso porque depende mais das propriedades termofísicas do Zinco. As outras duas ligas, com maiores concentrações de soluto, com a evolução do processo de solidificação, passarão a apresentar o líquido remanescente em composição eutética, na qual se desconhece as propriedades termofísicas, podendo divergir apreciavelmente daquelas obtidas a partir das características dos dois metais base, o Zinco e o Alumínio.

## 5.7 – Correlação entre os Espaçamentos Dendríticos Secundários (EDS) e o Limite de Resistência à Tração ( LRT )

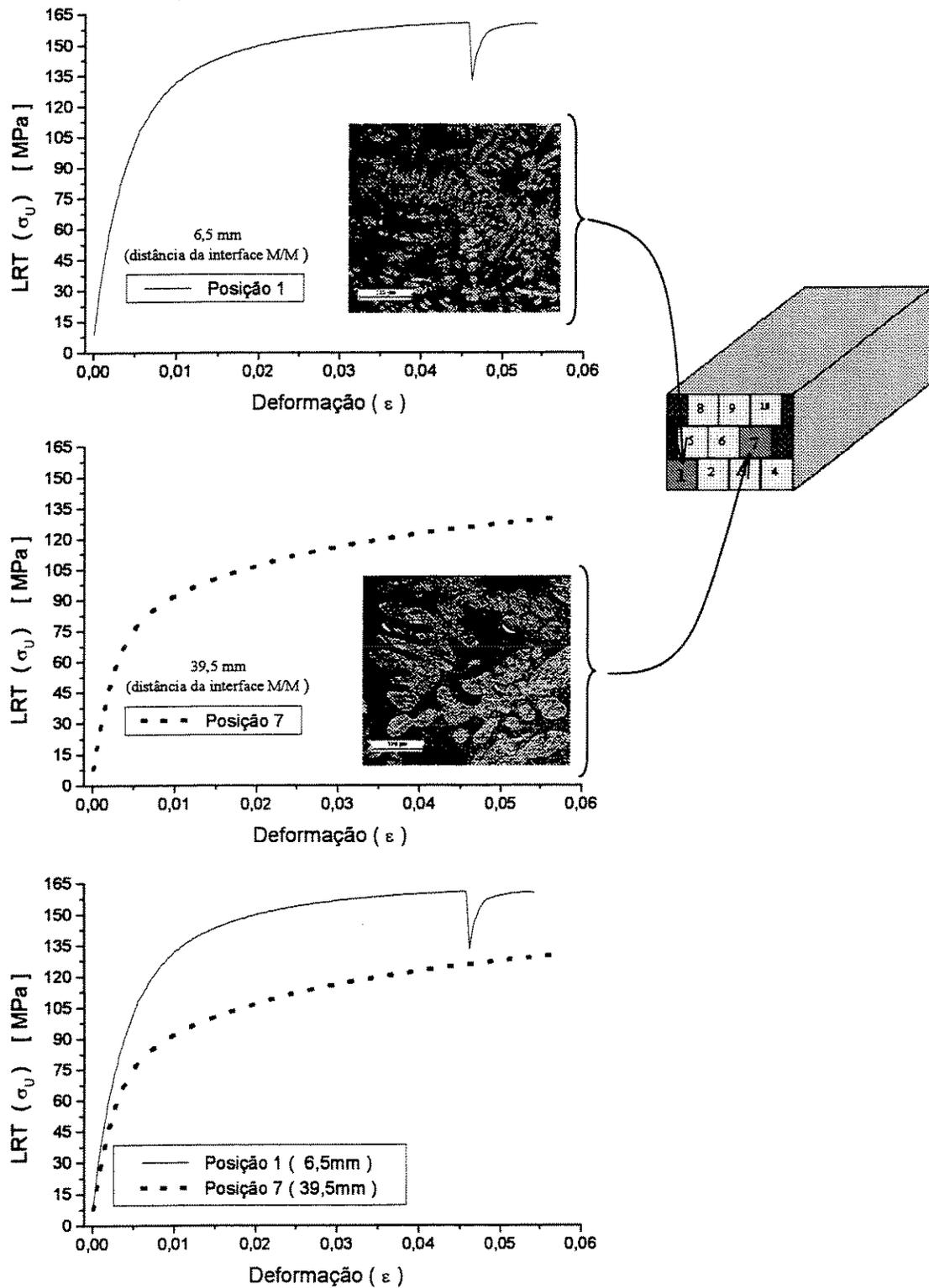
Para a determinação da relação entre os espaçamentos dendríticos secundários (EDS ou  $\lambda_2$ ) e o limite de resistência à tração ( LRT ou  $\sigma_u$  ), primeiramente foi necessário conhecer o comportamento desses espaçamentos dendríticos ao longo das posições específicas, chegando-se aos perfis e equações que retratassem esse comportamento, conforme vistos na partição 3 deste mesmo capítulo. Os procedimentos experimentais para definir as equações experimentais entre os espaçamentos dendríticos e posições específicas são discutidos no Capítulo 4, partição 5.

Determinada a correlação  $\lambda_2 = f ( \text{Posição} )$ , foi providenciada a confecção de corpos de provas, destinados ao ensaio de tração. Esses corpos de provas foram retirados de posições específicas, nas quais se conhecia os valores dos espaçamentos dendríticos. Tendo-se então os resultados do ensaio de tração para cada posição, representado pelo limite de resistência à tração e deformação do material e conhecendo-se também o arranjo microestrutural em cada uma dessas posições, foi possível correlacionar  $\sigma_u = f ( \lambda_2 )$ . Os procedimentos experimentais para a confecção e realização dos ensaios de tração, foram descritos no Capítulo 4, partição 8.

Na Figura 5.24 e 5.25 são exibidos os resultados dos ensaios de tração a que foram submetidos os corpos de prova das ligas ZA3 e ZA4, retirados de posições específicas. No caso essas posições são identificadas como Posição 1 e Posição 7, representando as distâncias de 6,5 e 39,5 milímetros a partir da interface Metal/Molde, respectivamente. Nas mesmas figuras também são exibidas as imagens das micrografias da microestrutura formada, representando tais posições, assim como o desenho esquemático do posicionamento da retirada dos corpos de prova do lingote e a comparação da evolução do desempenho dos dois corpos de prova ensaiados. Para melhor entendimento da relação entre as posições específicas e as distâncias, aconselha-se consultar o Capítulo 4 na partição 8, Figuras 4.12(A) e Tabela 4.4.

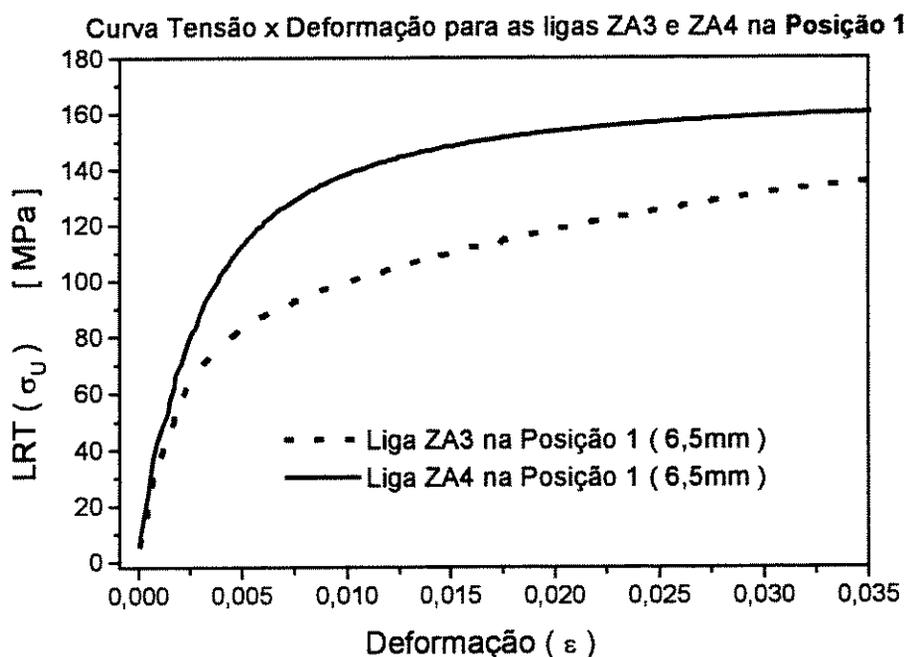


**Figura 5.24** – Curvas tensão - deformação para a liga ZA3, obtida de corpos de prova retirados das posições identificadas e associadas à microestrutura.



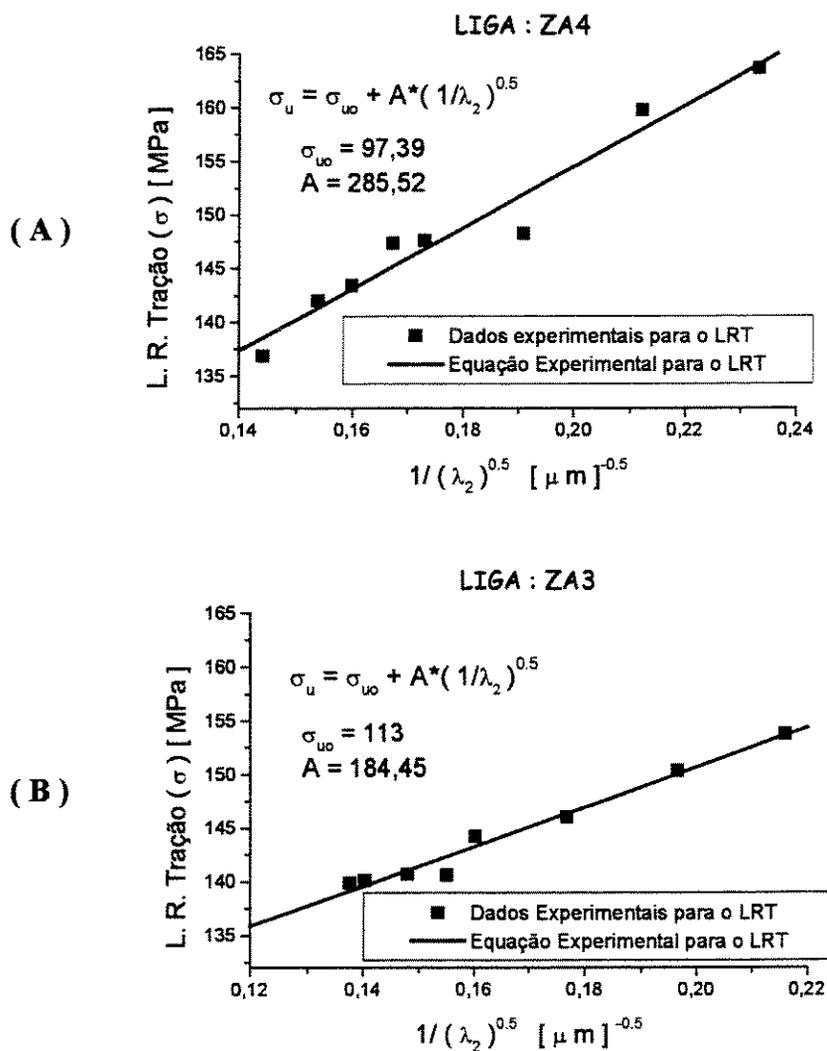
**Figura 5.25** – Curvas tensão - deformação para a liga ZA4, obtida de corpos de prova retirados das posições identificadas e associadas à microestrutura.

Na Figura 5.26, apresenta-se uma comparação entre os resultados experimentais da tensão de tração versus deformação das ligas ZA3 e ZA4, obtidos de corpos de prova representativos da Posição 1. Nesta Posição são obtidos os maiores valores para o limite de resistência à tração, por estar mais próxima à interface Metal/Molde, ou seja, a parede do molde que absorve mais rapidamente a carga térmica liberada pelo metal líquido, forçando um arranjo refinado dos braços dendríticos. Ainda nesta figura, também observa-se que a liga ZA4 é a que apresenta os maiores valores de tensão ( $\sigma_u$ ). Pode-se ainda notar que existe uma nítida tendência de crescimento de  $\sigma_u$  com a adição de soluto, pois esse aumento no teor de soluto acarretará na diminuição dos espaçamentos dendríticos.



**Figura 5.26** – Comparação do desempenho das ligas ZA3 e ZA4, com corpos de prova obtidos da Posição 1.

Apresenta-se na Figura 5.27 uma correlação entre os resultados experimentais do limite de resistência à tração ( $\sigma_u$ ) e os correspondentes valores médios de EDS medidos em cada corpo de prova. Como mencionado anteriormente, existe nas duas composições químicas, uma nítida tendência de crescimento de  $\sigma_u$  com a diminuição de EDS.



**Figura 5.27** – Relação do limite de resistência à tração (LRT) com espaçamentos dendríticos secundários (EDS), para a liga ZA3 (A) e liga ZA4 (B)

Analisando-se as equações experimentais de  $\sigma_u = f(\lambda_2)$ , verifica-se que  $\sigma_{u0}$  representa um valor mínimo de resistência mecânica, mesmo o material apresentando elevados valores para os espaçamentos dendríticos. Ainda analisando as equações experimentais expressas na Figura 5.27, observa-se que o coeficiente A é o responsável pela inclinação da reta que define o perfil da equação experimental para cada uma das ligas, o que retrata a maior ou menor influência de  $\lambda_2$  sobre o LRT. Sendo assim, nota-se uma maior suscetibilidade da liga ZA4 em relação à liga ZA3, quanto a melhorias nas propriedades mecânicas. Por exemplo, a liga ZA3 apresenta um LRT em torno de 153MPa para um  $\lambda_2$  aproximado de 20 $\mu$ m, enquanto que a liga ZA4 para o mesmo valor de  $\lambda_2$ , apresenta 160MPa, que significa quase 5% a mais no aumento do limite de resistência à tração. No caso de maiores valores para os espaçamento dendríticos secundários ( $\lambda_2 \cong 45\mu$ m), ambas as ligas apresentam valores de LRT muito próximos ( $\cong 140$ MPa).

Alguns estudiosos utilizam-se de modelos analíticos que descrevem os fenômenos de solidificação para determinarem analiticamente equações que expressam os parâmetros térmicos envolvidos no fenômeno de solidificação [Garcia,1984 ;Quaresma, 1999]. Também determinam analiticamente o arranjo microestrutural em função dos parâmetros térmicos [Tunca, 1988 ; Bouchard/Kirkaldy, 1997].

As expressões do limite de resistência à tração ( $\sigma_u$ ) em função de EDS, obtidas experimentalmente para as ligas ZA3 e ZA4 apresentadas anteriormente, se devidamente agregadas às equações analíticas anteriormente citadas, permitem a determinação de caminhos para programação das propriedades mecânicas em função das características ou condições estabelecidas durante o processo de solidificação. A importância da interligação em série dessas expressões está exatamente na possibilidade de averiguação não só qualitativa, mas também quantitativa de uma eventual modificação dos parâmetros de solidificação, para que um determinado nível de resistência mecânica seja alcançado.

Um grande empecilho nesses estudos ocorre quando não se conhece a gama de propriedades referentes ao material estudado, principalmente as propriedades termofísicas, que possuem um elevado nível de sensibilidade nos resultados analíticos ou numéricos dos parâmetros térmicos e outros parâmetros dependentes dessas propriedades.

## Capítulo 6

### Conclusões e Propostas para Trabalhos Futuros

#### 6.1 – Conclusões

Os resultados experimentais obtidos e a correlação entre os aspectos térmicos de solidificação, microestrutura e as propriedades mecânicas decorrentes permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

**6.1.1** – A análise microestrutural das ligas estudadas, revelou que os espaçamentos dendríticos secundários diminuem com o aumento do teor de Zinco na composição química;

**6.1.2** – O deslocamento das isotermas liquidus e solidus em função da posição à partir da superfície do lingote, deu-se por intermédio das seguintes leis experimentais:

	<b>Isoterma Liquidus</b>	<b>Isoterma Solidus</b>
<b><u>ZA1</u></b>	$P = 1,52 \cdot (t_L)^{0,70}$	$P = 0,5 \cdot (t_S)^{0,70}$
<b><u>ZA3</u></b>	$P = 1,68 \cdot (t_L)^{0,70}$	$P = 0,94 \cdot (t_S)^{0,70}$
<b><u>ZA4</u></b>	$P = 1,98 \cdot (t_L)^{0,70}$	$P = 1,10 \cdot (t_S)^{0,70}$

**6.1.3** – Os espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ) variaram com os tempos locais de solidificação de cada liga, conforme as seguintes expressões experimentais :

- **ZA3 (liga Zn-3%Al)**  $\lambda_2 = 9,94 \cdot (t_{SL})^{\frac{1}{3}}$
- **ZA4 (liga Zn-4%Al)**  $\lambda_2 = 8,15 \cdot (t_{SL})^{\frac{1}{3}}$

Analisando-se as equações anteriores, conclui-se que para um mesmo tempo local de solidificação, o espaçamento dendrítico secundário decresce com o aumento no teor de soluto. Além disso, observa-se também que as equações experimentais têm semelhança consistente e concordante com resultados constantes em literatura especializada, para outros sistemas metálicos, inclusive para ligas Zn-Al hipereutéticas.

**6.1.4** – Das análises realizadas nas amostras devidamente preparadas, monitorizando-se e medindo os espaçamentos dendríticos secundários ( $\lambda_2$ ), desde a superfície até o centro das amostras, obtiveram-se leis que expressam  $\lambda_2$  em função da distância relativa à interface metal/molde, dadas por :

- **ZA3 (liga Zn-3%Al)**  $\lambda_2 = 8,40 \cdot (P)^{\frac{1}{2}}$
- **ZA4 (liga Zn-4%Al)**  $\lambda_2 = 7,20 \cdot (P)^{\frac{1}{2}}$

• Essas duas últimas equações acima descritas, foram obtidas de um ajuste médio dos espaçamentos dendríticos secundários medidos em três diferentes alturas, em relação à base do lingote de onde foram retiradas as amostras.

**6.1.5** – Dos resultados obtidos a partir das correlações entre os limites de resistência à tração ( $\sigma_u$ ) e os espaçamentos dendríticos ( $\lambda_2$ ), verificaram-se significativas influências desses espaçamentos sobre  $\sigma_u$ , que podem ser sintetizadas pelas seguintes leis experimentais:

- **ZA3 (liga Zn-3%Al)**  $\sigma_u = \sigma_{u0} + A \cdot \left(\frac{1}{\lambda_2}\right)^{\frac{1}{2}}$   
com : **A = 184,45** e  **$\sigma_{u0} = 113$**

- **ZA4 (liga Zn-4%Al)**  $\sigma_u = \sigma_{u0} + A \cdot \left(\frac{1}{\lambda_2}\right)^{\frac{1}{2}}$   
com : **A = 285,52** e  **$\sigma_{u0} = 97,39$**

**6.1.6** – O método utilizado para a determinação dos coeficientes de transferência de calor metal/molde ( $h_i$ ) e também molde/ambiente ( $h_{Amb}$ ) em função do tempo, que se utiliza da superposição teórica/experimental de perfis de temperatura, demonstrou-se confiável e extremamente versátil, conduzindo às seguintes expressões, em função das condições analisadas:

- **ZA1 (liga Zn-1%Al) em molde de aço carbono SAE 1010**

$$h_i = 4500 \cdot t^{(-0,35)} \quad [ \text{W/m}^2\text{K} ]$$

$$h_{Amb} = 8,1 \cdot t^{0,16} \quad [ \text{W/m}^2\text{K} ]$$

- **ZA3 ( liga Zn-3%Al ) em molde de aço carbono SAE 1010**

$$h_i = 3400 \cdot t^{(-0,35)} \quad [ \text{W/m}^2\text{K} ]$$

$$h_{\text{Amb}} = 8,1 \cdot t^{0,16} \quad [ \text{W/m}^2\text{K} ]$$

- **ZA4 ( liga Zn-4%Al ) em molde de aço carbono SAE 1010**

$$h_i = 2800 \cdot t^{(-0,35)} \quad [ \text{W/m}^2\text{K} ]$$

$$h_{\text{Amb}} = 8,1 \cdot t^{0,16} \quad [ \text{W/m}^2\text{K} ]$$

## 6.2 – Propostas para Trabalho Futuros

- Levantar os perfis das variáveis  $V_s$  e  $V_L$ , velocidades das isoterma solidus e liquidus, confrontá-las com as expectativas teóricas de modelos analíticos e numéricos de solidificação e correlacioná-las com a microestrutura de solidificação por intermédio de leis de crescimento dendrítico;

- Estender a análise desenvolvida neste trabalho às ligas hipereutéticas ( teor de soluto maior que 5% ) do sistema Zn-Al de interesse para a indústria de fundição;

- Estender também a análise desenvolvida neste trabalho para outras liga de interesse na tecnologia de fundição, procurando-se correlacionar características mecânicas com condições de solidificação.

## **Referências Bibliográficas**

### **Artigos Técnicos**

**ABDEL-HAMID, A. A.** – Structure Modification of the  $\alpha'$  Phase in Zn-Al cast Alloys by Microalloying, **Zeitschrift für Metallkunde**, V.5, pp. 314-318, 1992.

**AYIK, O. ; Ghoreshy, M. ; Sahoo, M.; Smith,R.W.** – Solidification and Foundry Studies of Zn-Al Alloys, **Journal of Crystal Growth**, V.79, pp. 594-603, 1986.

**BIRCH, J.** - New Alloys for Zinc Castings, **Materials & Design**, vol.11, pp. 83-87, 1990.

**BOUCHARD, D. & Kirkaldy, J.S.** - Prediction of Dendrite Arm Spacings in Unsteady-and Steady-State Heat Flow of Unidirectionally Solidified 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 AIME**, v.236, pp.624-634, 1966.

**BRIMACOMBE, J.K.** - Empowerment with Knowledge-Toward the Intelligent Mold for the Continuous Casting of Steel Billets, **Iron & Steelmaker**, pp.35-47, 1993.

**BRIMACOMBE, J.K. & Samarasekera, I.V.** - Fundamental Aspects of the Continuous Casting of Near-Net-Shape Steel Products, **The Metallurgical Society**, pp.3-24, 1988.

**BRIMACOMBE, J.K.; Samarasekera, I.V. & Bommaraju, R.** - Optimum Design and Operation of Moulds for the Continuous Casting of Steel Billets, Fifth International Iron and Steel Congress, **Steelmaking Proceedings**, Washington D.C., V.69, pp.409-423, 1986.

**BRODY, H.D. & Flemings, M.C.** - Solute Redistribution in Dendritic Solidification, **Transactions of the AIME**, v.236, pp.615-624, 1966.

**CARAM, R & Garcia, A.**; The Use of Dendritic Microstructure Growth to Evaluate the Metal-Mold Heat Transfer Coefficient in the Foundry Process; **1 MechE Conference Transactions, The Institution of Mechanical Engineers**, London, V. 2, p 555-559, 1995.

**CHIEN, K. & Kattamis, T.Z.** - Role of Dendritic Coarsening and Coalescence in the Establishment of Cast Microstructure, **Zeitschrift für Metallkunde**, v.61, n.6, pp.475-479, 1970.

**CLYNE, T.W. & Kurz, W.** - Solute Redistribution During Solidification with Rapid Solid State Diffusion, **Metallurgical Transactions**, v.12A, pp.965-971, 1981.

**CLYNE, T.W.; Garcia, A.; Ackermann, P. & Kurz, W.** - The Use of Empirical, Analytical and Numerical Models to Describe Solidification of Steel During Continuous Casting, **Journal of Metals**, v.34, pp.34-39, 1982.

**DURMAN, M.** – Microstructures and Hot Tensile Properties of Pressure – Die Cast and Gravity Cast Commercial Zinc-Based Alloys, **Zeitschrift für Metallkunde**, V. 6, pp. 417-423, 1998.

**EDVARDSSON, T.; Fredriksson,H. & Svensson,I** - A Study of the Solidification Process in Low-carbon Manganese Steel, **Metals Science**, v.10, n.9, pp298-306, 1976.

**EVANS, J.F.; Kirkwood, D.H. & Bresch, J.** - The Determination of Metal/Mold Interfacial Heat Transfer Coefficients and the Prediction of Gross Shrinkage Cavities in Chill Mold Castings, **The Minerals, Metals & Materials Society**, 1991.

**FEURER, U.** - Influence of Alloy Composition and Solidification Conditions on Dendrite Arm Spacing, Feeding and Hot Tearing Properties of Aluminium Alloys. In: **PROCEEDINGS OF THE SYMPOSIUM ON QUALITY CONTROL OF ENGINEERING ALLOYS**, pp.131-145, 1977.

**FLEMINGS, M.C.; Poirier, D.R.; Barone, R.V. & Brody, H.D.** - Microsegregation in Iron-Base Alloys, **Journal of the Iron and Steel Institute**, v.208, n.4, pp.371-381, 1970.

**GARCIA, A & Clyne, T.W.;** - A Versatile Technique for Characterization of Metal-Mold Heat Transfer and Correlation with Thermal and Structural Effects. In: **Solidification Technology in the Foundry and Casthouse; The Metals Society;** pp 33-39, 1983.

**GARCIA, A.** - Mathematical Heat Transfer Model for the Analysis of Solidification of Binary Alloys, In: **Mult-Phase Flow and Heat Transfer III - Part B: Applications, Elsevier Science Publishers,** PP.541-603, Amsterdam, 1984.

**GARCIA, A. & Prates, M.** - Mathematical Model for the Unidirectional Solidification of Metals I: Cooled Molds, **Metallurgical Transactions**, v.98, pp.449-453, 1978.

**GARCIA, A. Clyne, T.W. & Prates, M.** - Mathematical Model for the Unidirectional Solidification of Metals II: Massive Molds, **Metallurgical Transactions**, v.108, pp.85-92, 1979.

**HAN, S.H & Trivedi, R.** - Primary Spacing Selection in Directionally Solidified Alloys, **Acta Metallurgica and Materialia**, v.42, n.1, pp. 25-41, 1994.

**HO, K. & Pehlke, R.D.** - Mechanisms of Heat Transfer at a Metal/Mold Interface, **Transactions of the American Foundry Society**, v.92, pp.587, 1984.

**HO, K. & Pehlke, R.D.** - Transient Methods for Determination of Metal-Mold Interfacial Heat Transfer; **AFS Transactions** 7 v.91, pp.689-698, 1983.

**HO, K. & Pehlke, R.D.**, Metal-Mold Interface Heat Transfer; **AFS Transactions;** v.92, pp.587-598, 1985.

**HUANG, S-C; Glicksman, M.E.** - **Acta Metallurgica**, v.29, p.701, 1981.

**HUNT, J.D.** - Keynote Address: Cellular and Primary Dendrite Spacings. In: **INTERNATIONAL CONFERENCE ON SOLIDIFICATION AND CASTING OF METALS**, 1977, Sheffield, Proceedings, London, Metals Society, pp.3-9, 1979.

**HUNT, J.D.** -Steady State Colunar and Equiaxed Growth of Dendrites and Eutetic, **Materials Science and Engineering**, v.65, pp.75-83, 1984.

**IRVING, W.R.**- Heat Transfer in Continuous Casting Mould; **Journal of the Iron and Steel Institute**, pp. 271-277 (1967).

**JACOBI, H. & Pitsch, W.** - Investigation of the Crystallization Sequence During Solidification of Low Alloy Steels, **Archiv Eisenhüttenwes**, v.46, p.417, 1975.

**JACOBI, H. & Schwerdtfeger, K.** - Dendrite Morphology of Steady-state Unidirectionally Solidified Steel, **Metallurgical Transactions A**, v.7A., pp.811-820, 1976.

**KIRKWOOD, D.H.** -A Simple Model for Dendrite Arm Coarsening During Solidification, **Materials Science and Engineering**, v.73, LI, 1985.

**KOBAYASHI, I.** - Mathematical Analysis of Solute Redistribution during Dendritic Solidification, **Transation ISIJ**, v.28, pp.535-542, 1988.

**KOBAYASHI, I.** - Solute Redistribution During Solidification with Diffusion in Solid Phase: A Theoretical Analysis, **Journal of Crystal Growth**, v.88, pp.87-96, 1988.

**KRISHNAN, M. & Sharma, D.G.R.** - Determination of Heat Transfer Coefficient Between Casting and Chill in Unidirectional Heat Flow, **AFS Transactions**, v.99, pp.769-774, 1991.

**KRISHNAN, M. & Sharma, D.G.R.** - Determination of Heat Transfer Coefficient in Unidirectional Heat Flow by Beck's Non Linear Estimation Procedure, **Int. Comm. Heat Mass Transfer**, v.23, n.2, pp.203-214, 1996.

**KURZ, W. & Fisher, D.J.** - Dendrite Growth at the Limit of Stability: Tip Radius and Spacing, **Acta Metallurgica**, v.29, n.1, pp.11-20, 1981.

**LAXMANAN, V.** - Cellular and Primary Dendritic Spacing in Directionally Solidified Alloys, **Scripta Materialia**, v.38, n.8, pp. 1289-1297, 1998

**LAXMANAN, V.** - The Gibbs-Thomson Effect During Cellular and Dendritic Solidification, **Scripta Materialia**, v.37, n.7, pp. 955-962, 1997.

**LAXMANAN, V.** Morphological Transitions in the Rapid Solidification Regime: A Reexamination of the Fundamental Validity of the Absolute Stability Concept of Mullins-Sekerka, **Acta Metallurgica**, v.37, n.4, pp.1109-1119, 1989.

**MARTINEZ, E. et alii** – Discussion of Effects of Tensile Stress on Microstructural Change of Eutectoid Zn-Al Alloy, **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.27A, pp. 3330-3335, 1996.

**MONDOLFO, L.F.** -Effect of Interfacial Energies on Heterogeneous Nucleation, **Materials Science and Technology**, v.05, pp. 118-122, 1989.

**MORTENSEN, A.** - On the Rate of Dendrite Arm Coarsening, **Metallurgical Transactions A**, v.22 A, pp.569-674, 1991.

**NISHIDA, Y.; Droste, W. & Engler, S.;** - The Air-Gap Formation Process at the Casting-Mold Interface and the Heat Transfer Mechanism Through the Gap; **Metallurgical Transactions B**, v. 17B, pp. 833-844, 1986.

**NIYAMA, E. & Anzay, K.** - Solidification of Pure Metal in Imperfect Contact with a Mold, **Metallurgical Transaction B**, v.24B, pp.542-544, 1993.

**OHNAKA, I.** - Mathematical Analysis of Solute Redistribution During Solidification with Diffusion in Solid Phase, **Transactions ISIJ**, v.26, pp. 1045-1051, 1986.

**OKAMOTO, T.; Matsuo, S. & Kishitake, K.** - Dendrite Arm Spacings in Iron-Carbon-Chromium Alloys, **Transactions of the Iron Steel Institute of Japan**, Tokyo, v.18, n.5, pp.289-294, 1978.

**OSÓRIO, W. R. R. ; Quaresma, J. M. V. ; Neto, M. F. ; Garcia, A.** – Estrutura Dendrítica e Parâmetros Térmicos na Solidificação de Ligas Zn-Al, **Anais do 13º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais-CBECIMAT/98**, 1998.

**PATANKAR, S.V.** - Recent Development in Computational Heat Transfer, **Journal of Heat Transfer**, ASME, v.110, pp. 1037-1045, 1988.

**PEREIRA, O. J.; Kuri, J.E. & Prates, M.** - Influência da Capacidade de Extração de Calor do Sistema Metal/Molde no Tempo de Solidificação de Lingotes de Alumínio, **Anais do 2º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, São Carlos ( SP ), 1976.

**PIWONKA, T.S.** - Process Modeling and Control in Foundry Operations, **Journal of Metals**, pp. 38-42, fevereiro-1989.

**POIRIER, D. & Salcudean, M.** - On Numerical Method Used in Mathematical Modeling of Phase Change in Liquid Metals, **Transaction of the ASME**, v.110, pp.562-570, 1988.

**POIRIER, D.R; Yeum, K & Maples, A. C.** - A Thermodynamic Prediction for Microporosity Formation in Aluminium-Rich Al-Cu Alloys, **Metallurgical Transactions A**, v.18 A, pp. 1979-1987, 1987.

**PRASAD, B. K. ; Patwardhan, A. K. ; Yegneswaran, A. H.** – Microstructure-Property Characterization of Some Zn-Al Alloys: Effects of Heat Treatment Parameters, **Zeitschrift für Metallkunde**, V.12, pp. 967-971, 1996.

**PRATES, M.; & Biloni, H.** - Variable Affecting the Nature of the Chill Zone, **Metallurgical Transactions**, v.3, pp.1501-1510, 1972.

**PRATES, M.; Fissolo, J. & Biloni, H.** - Heat Flow Parameters Affecting the Unidirectional Solidification of Pure Metals, **Metallurgical Transactions**, v.73, pp. 1419, 1972.

**QUARESMA, J.M.V.; Santos, C.A.; Spim Jr., J.A. & Garcia, A.** - Coeficiente de Transferência de Calor Metal/Coquilha na Solidificação de Ligas do Sistema Al-Cu, **Anais do 13º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais-CBECIMAT/98**, 1998.

**QUARESMA, J.M.V.; Santos, C.A.; Spim Jr., J.A. & Garcia, A.** - Influência do Material e da Espessura da Parede do Molde nos Coeficientes de Transferência de Calor nas Interfaces Metal/Molde e Molde/Ambiente, **CD-ROM do II Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais - ABM 97**, São Paulo- SP, 1997.

**QUARESMA, J.M.V.; Santos, C.A.; Spim Jr., J.A. & Garcia, A.** - Medidas dos Coeficientes de Transferência de Calor Metal/Molde na Solidificação de Metais e Ligas, **Anais do VII Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências Térmicas -ENCIT**, v. 1, pp. 615-620, 1998.

**QUARESMA, J.M.V.; Santos, C.A.; Spim Jr., J.A. & Garcia, A.** - Transferência de Calor na Interface Metal/Molde na Fundição de Metais, **Anais do V Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica Norte-Nordeste- V CEM-NNE 98**, v. IV, pp.9-16, 1998.

**SANTOS, C.A.; Cheng, N.; Spim Jr., J.A. & Garcia, A.** - Análise Tridimensional da Solidificação de Ligas através de uma Abordagem Numérica Baseada na Analogia entre Sistemas Térmicos e Circuitos Elétricos, **Anais do VI Congresso Latinoamericano de Transferencia de Calor y Materiales e VI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências Termicas**, v.2, pp.969-972, 1996.

**SANTOS, C.A.; Spim Jr., J.A.; Quaresma, J.M.V. & Garcia, A.** - Aplicação de um Modelo Numérico na Determinação Experimental da Condutância Térmica da Interface Metal/Molde em Sistemas Estáticos de Fundição, **Anais do IX Seminário de Metais Não-Ferrosos da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**, pp.197-202, 1996.

**SANTOS, R. G. & Garcia, A.** – Thermal Behaviour During the Inward Solidification of Cylinders and Spheres and the Correlation with Structural Effects, **International Journal of Cast Metals**, V.11, pp. 187-195, 1998.

**SAVAS, M. A. & Altintas, S.** – The Microstructural Control of Cast and Mechanical Properties of Zinc-Aluminium Alloys, **Journal of Materials Science**, V.28, pp. 1775-1780, 1993.

**SCHEIL, E.** – Bemerkungen zur Schichkristallbildung, , **Zeitschrift für Metallkunde**, pp 70-72, 1942.

**SCHIEVENBUSCH, A. ; Zimmermann, G.; Mathes, M.** – Comparasion of different analysis techniques to determine the cellular and dendritic spacing, **Materials Science and Engineering**, A173, pp. 85-88, 1993.

**SEAH, K. H. W.; Hemanth, J.; Sharma, S.C.** – Effect of the Cooling rate on the Dendrite Arm Spacing and the Ultimate Tensile Strength of Cast Iron, **Journal of Materials Science**, V.33, pp. 23-28, 1998.

**SHARMA, D. G. R. & Krishnan, M.** - Simulation of Heat Transfer at Casting Metal-Mold Interface, **AFS Transaction**, v.91, pp. 429-38, 1991.

**SOMBOONSUK, K. & Trivedi, R.**– Dynamical Studies of Dendritic Growth, **Acta Metall**, V.33,n.6, pp.1051-1060, 1985.

**SPIM Jr., J.A. & Garcia, A.** - Aplicação de um Modelo Numérico na Simulação da Solidificação de Seções Radiais em Sistemas Metal/Molde Complexos, **Anais do 50 ° Congresso da Associação Brasileira de Metais-ABM**, v.2, pp.319-332, 1995.

**SPIM Jr., J.A. & Garcia, A.** - Modelagem Numérica da Solidificação Baseada na Analogia entre Sistemas Térmicos e Elétricos, **Anais do 10 ° Congresso de Engenharia e Ciências dos Materiais - CBECIMAT**, v.2, pp.594-597, 1995.

**SUZUKI, A. et alii** – **Journal of the Japan Institute of Metals**, Vol. 33, pp 653-658, 1969.

**TILLER, W. A.** - The Redistribution of Solute During the Solidification of Metals, **Acta Metallurgica**, v.6, pp.428-437, 1953.

**TRIVEDI, R.** - Interdendritic Spacing: Part II. A Comparison of Theory and Experiments, **Metallurgical Transactions A**, v.15A,n.6, pp.977-982, 1984.

**TRIVEDI, R. & Somboonsuk, K.** – Pattern Formation During the Directional Solidification of Binary Systems, **Acta Metall**; V.33,n.6, pp.1061-1068, 1985.

**TRIVEDI, R. et al.;** - Interdendritic Spacing: Part I. Experimental Studies, **Metallurgical Transactions A**, v.15A,n.6, pp.967-975, 1984.

**TUNCA, N. & Smith, R.W.** – Variation of Dendrite Arm Spacing in Al-Rich Zn-Al Off-Eutectoid Alloys, **Journal of Materials Science**, V.23, pp. 111-120, 1988.

**VISKANTA, R.** - Heat Transfer During Melting and Solidification of Metals, **Journal of Heat Transfer**, ASME, v.110, pp. 1205-1229, 1988.

**VOLLER, V.R. & Cross, M.** - Accurate Solutions of Moving Boundary Problems Using the Enthalpy Method, **International Journal of Heat Mass Transfer**, v.24, pp.545-556, 1981.

**VOLLER, V.R. & Prakash, C.** - A Fixed Grid Numerical Modelling Methodology for Convection-Diffusion Mush Region Phase-Change Problems, **International Journal of Heat Mass Transfer**, v.30, n.8, pp.1709-1718, 1987.

**WANQI, J.** - Further Discussion on the Solute Redistribution during Dendritic Solidification of Binary Alloy, **Metallurgical and Materials Transactions**, v.25b, pp.731-739, 1994.

**WINEGARD, W. A. & Chalmers, B.** - Supercooling and Dendritic Freezing in: Alloys, **Transactions of the ASM, Metals Park**, v.46, pp.1214-1224, 1954.

**YOUNG, K.P. & Kirkood, D.H.** - The Dendrite Arm Spacing of Aluminium-Copper Alloys Solidified Under Steady-State Conditions, **Metallurgical Transactions**, v.98, pp.871-878, 1975.

**ZHU, Y. H. et alii** - Complex Microstructural Changes in As-Cast Eutectoid Zn-Al Alloy, **Journal of Materials Science**, V.29, pp. 1549-1552, 1994.

**ZHU, Y. H. & Orozco, E.** - Effects of Tensile Stress on Microstructural Change of Eutectoid Zn-Al Alloy, **Metallurgical and Materials Transactions A**, V.26A, pp. 2611-2615, 1995.

**ZHU, Y. H. ; Orozco, E. ; Torres, J** - Tensile Creep Deformation and Microstructural Change in Cast Zn-Al Alloys, **Materials Transactions JIM**, V.38/6, pp. 521-525, 1996.

## Teses

**CHEUNG, N.** – Interação entre Base de Conhecimento e um Modelo Matemático na Análise da Qualidade no Lingotamento Contínuo de Aços, **Tese de Mestrado, Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP/FEM/DEMA**, Campinas ( SP ), 1999.

**GARCIA, A.** - Transferência de Calor e Solidificação no Processo de Lingotamento Contínuo, **Tese de Livre Docência, Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP/FEM/DEMA**, Campinas ( SP ), 1981.

**QUARESMA, J. M. V.** – Correlação entre Condições de Solidificação, Microestrutura e Resistência Mecânica, **Tese de Doutorado, Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP/FEM/DEMA**, Campinas ( SP ), 1999.

**ROCHA, C.J.**- Efeito do Tratamento Termomecânico na Microsegregação de um Aço Maraging Grau 1900 MPa, **Tese de Mestrado, UNICAMP-FEM-DEMA**, Campinas(SP), 1995.

**SANTOS, C. A.** - Influências das Taxas Direcionais de Resfriamento na Evolução da Solidificação em Sistemas Metal/Molde, **Tese de Mestrado, UNICAMP-FEM-DEMA**, Campinas(SP), 1997.

**SPIM Jr., J. A.** - Aplicação da Modelagem Matemática na Definição Integral da Solidificação para Projeto ou Reprogramação de Sistemas de Fundição, **Tese de Doutorado, UNICAMP/FEM/DEMA**, 1996.

## Livros

**BAILEY, A. R. & Samuels, L. E.** – Foundry Metallography, **Metallurgical Services Betchworth**, England, pp. 26-29, 1971.

**BEJAN, A.** - Heat Transfer, **John Wiley & Sons.**, New York, 1993.

**BIDULYA, P.** - Steel Foundry Practice, **Peace Publishers**, Moscou, 1960.

**CARSLAW, H.S. & Jaeger, J.C.** - Heat Conduction in Solids, **Oxford University Press**, 2<sup>nd</sup> Ed., London, 1959.

**CHALMERS, B.** - Principles of Solidification, **McGraw-Hill**, New York, 1964.

**CHAPRA, S.C. & CANALE, R.P.** - Numerical Methods for Engineers, **McGraw-Hill**, 2<sup>nd</sup> Ed., New York, 1990.

**CHIAVERINI, V.** – Tecnologia Mecânica – Processos de Fabricação e Tratamentos, **McGraw-Hill**, 2<sup>a</sup> ed, V. 3, 1997.

**DUSINBERRE, G.M.** - Numerical Analysis of Heat Flow, **McGraw Hill Co.** N.Y., 1949.

**FLEMINGS, M.C.** - Solidification Processing, **McGraw-Hill**, New York, 1974.

**HAWKINS, D. T. & Hulteren, A.** – Diagrams of Binary Alloys Systems, In.: **Metals Handbook**, V. 8 : *Metallography, Structure and Phase Diagrams*, American Society for Metals (ASM)/ ASM Handbook Committee, pp.265, 1973.

**HOLMAM, J. P.** – Transferência de Calor, **McGraw-Hill**, New York, 1983.

**INCROPERA, F.P. & Dewitt, D.P.** - Fundamentals of Heat Transfer, **John Wiley & Sons**, 3<sup>a</sup> Edição, 1990.

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

**LESOULT, G.** - Fundamentals of Crystal Growth: Basic Concepts in Crystal Growth and Solidification, In.: **Metals Handbook**, v.15:Casting, Metals Park / ASM, pp.109-119, 1988.

**MEYERS, M.A. & Chawla, K. K.** – Princípios de Metalurgia Mecânica, **Edgard Blücher**, pp. 265-268, 1982.

**NEVISON, D. C. H.** –Zinc and Zinc Alloys, In: **Metals Handbook**, V. 15 : *Casting*, American Society for Metals (ASM)/ ASM Handbook Committee, pp.786-797, 1988.

**OZISIK, M.N.** - Basic Heat Transfer, **McGraw-Hill**, New York, 1977.

**OZISIK, M.N.** - Heat Conduction, **John Wiley**, New York, 1980.

**PEHLKE, R. D. et alii** – Summary of thermal properties for casting Alloys and Mold Materials, **University of Michigan**, 1982.

**POIRIER, D.R. & Poirier, E.J.** - Heat Transfer Fundamentals for Metals Casting, **The Minerals, Metals and Materials Society**, 1994.

**PRATES, M. & DAVIES, G.J.** - Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas, **LTC/EDUSP**, São Paulo, 1978.

**RUDLLE, R.W.** - The Solidification of Castings, **The Institute of Metals**, London, 1957.

**SMITHELLS, C. J. & Brandes, E. A.** – General Physical Properties - The Physical Properties of Pure Metals In: **Metals Reference Book**, Butterworths, London/Boston, 5<sup>rd</sup> ed; pp.943-951, 1976.

**TOULOUKIAN, Y. S. et alii** – Thermalphysical properties of Matter, V. 1, **IFI/Plenum**, New York, 1970.

**VANDER-VOORT, G. F.** – Metallography, Principles and Practice-Series in Materials Science and Engineering , **McGraw-Hill**, pp. 292-298, 1970.

**WELTY, J.R.** - Engineering Heat Transfer, **J. Wiley and Sons, Inc.**, New York, 1976.

## APÊNDICE A

### **Procedimento de Estimativa do Coeficiente de Transferência de Calor ( $h_i$ )**

Para determinação do coeficiente de transferência de calor, empregou-se neste trabalho uma função objetivo definida por:

$$F(\mathbf{h}) = \sum_{i=1}^n (T_{\text{est}} - T_{\text{med}})^2 \quad 2A$$

onde:  $T_{\text{est}}$  = temperatura estimada [ K ];  
 $T_{\text{med}}$  = temperatura medida [ K ]; e  
 $n$  = tempo [ s ].

Para estimar a distribuição de temperatura do sistema, foi considerado um valor inicial de  $h_i$  e com ele foi determinada, a distribuição de temperatura no fim de cada intervalo de tempo  $\Delta t$ , por um modelo matemático de diferenças finitas, no seu modo explícito de trabalho, sendo o valor de  $h_i$  aceitável para a menor diferença quadrática encontrada pela Equação 2A.

O valor assumido de  $h_i$  foi então incrementado ou decrementado por um valor  $\Delta h_i$  e então novos valores de temperaturas [  $T_{\text{est}} ( h_i + \Delta h_i )$  ] ou [  $T_{\text{est}} ( h_i - \Delta h_i )$  ] foram determinados. Com esses valores, o coeficiente de sensibilidade (  $\phi$  ) foi calculado para cada interação durante o processo, sendo dado por:

$$\phi = \frac{T_{\text{est}}(h_i + \Delta h_i) - T_{\text{est}}(h_i)}{\Delta h_i} \quad 3A$$

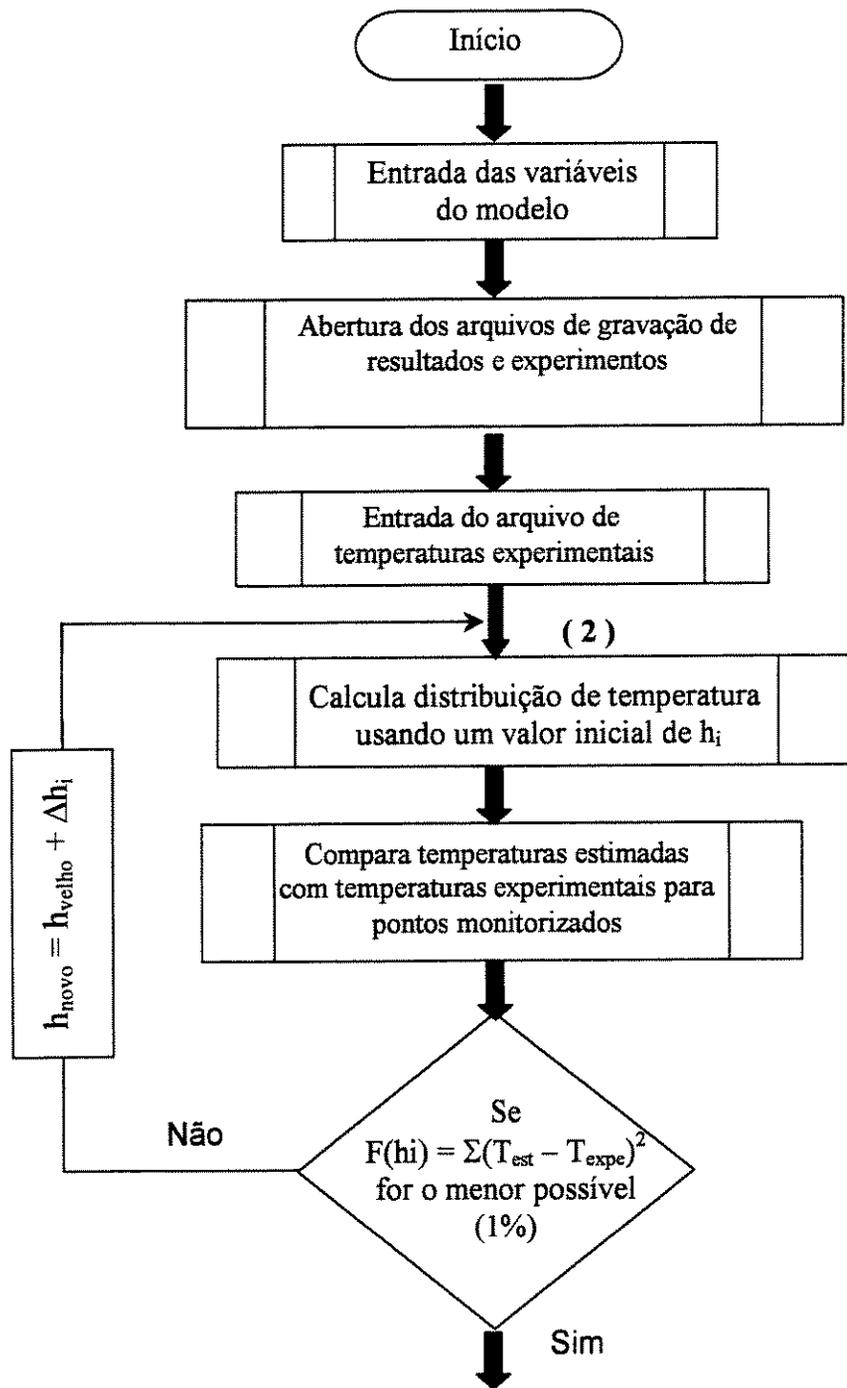
e calculado para cada posição em estudo, sendo :

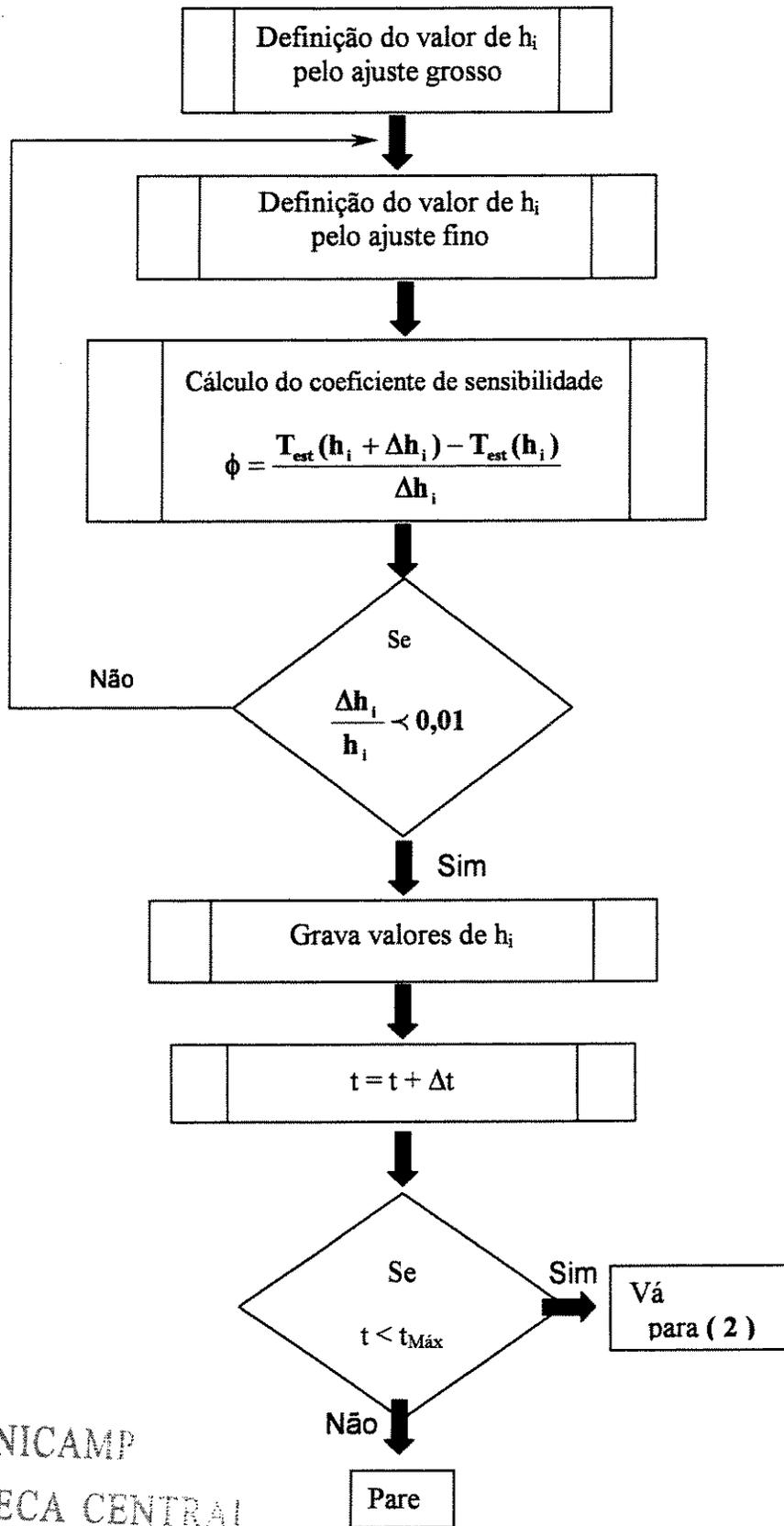
$$h_i (\text{novo}) = h_i (\text{velho}) \pm \Delta h_i \quad 4A$$

$$\text{repetido até } \frac{\Delta h_i}{h_i} < 0,01 \quad 5A$$

O procedimento utilizado neste trabalho para a determinação do melhor  $h_i$  pode ser melhor observado no fluxograma da página seguinte.

## ALGORITMO GERAL PARA A DETERMINAÇÃO DE $h_i$





UNICAMP  
 BIBLIOTECA CENTRAL  
 SEÇÃO CIRCULANTE