

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL DA
TESE DEFENDIDA POR Jean Robert
Pereira Rodrigues E APROVADA
PELA COMISSÃO JULGADORA EM 02 / 07 / 2007



.....
ORIENTADOR

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

Efeito da Composição nos Parâmetros Térmicos e Estruturais de Ligas Al-Mg Solidificadas Unidirecionalmente.

Autor: **Jean Robert Pereira Rodrigues**
Orientador: **Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos**

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

Efeito da Composição nos Parâmetros Térmicos e Estruturais de Ligas Al-Mg Solidificadas Unidirecionalmente.

Autor: Jean Robert Pereira Rodrigues
Orientador: Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos

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

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

Campinas, 02 de julho de 2007.
SP – Brasil

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

Rodrigues, Jean Robert Pereira
R618e Efeito da composição nos parâmetros térmicos e estruturais
de ligas Al-Mg solidificadas unidirecionalmente / Jean Robert
Pereira Rodrigues.--Campinas, SP: [s.n.], 2007.

Orientador: Rezende Gomes dos Santos.
Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas,
Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Solidificação. 2. Microestrutura. 3. Ligas (Metalurgia).
Metais não ferrosos – Metalografia. I. Santos, Rezende Gomes
dos. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de
Engenharia Mecânica. III. Título.

Titulo em Inglês: Effect of composition on thermal and structural parameters of Al-Mg
alloys unidirectionally solidified.

Palavras-chave em Inglês: Solidification, Microstructure, Nonferrous metals –
Metallography, Metallic alloys

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Doutor em Engenharia Mecânica

Banca examinadora: Paulo Roberto Mei, Rubens Caram Júnior, Cláudio Shyinti
Kiminami, Carlos de Moura Neto.

Data da defesa: 02/07/2007

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

TESE DE DOUTORADO

Efeito da Composição nos Parâmetros Térmicos e Estruturais de Ligas Al-Mg Solidificadas Unidirecionalmente.

Autor: **Jean Robert Pereira Rodrigues**

Orientador: **Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos**



Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos, Presidente.

Instituição: Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP

Prof. Dr. Paulo Roberto Mei

Instituição: Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP

Prof. Dr. Rubens Caram Júnior

Instituição: Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP

Prof. Dr. Cláudio Shyinti Kiminami

Instituição: Universidade Federal de São Carlos - UFSCar

Prof. Dr. Carlos de Moura Neto

Instituição: Instituto Tecnológico de Aeronáutica - ITA

Campinas, 02 de julho de 2007.

Dedicatória:

A minha mãe, Deusa Maria Pereira; a meu irmão, José Roberto Pereira Rodrigues, e ao amigo e professor, Rezende Gomes dos Santos.

Agradecimentos:

Diante de um período de 4 anos de trabalho árduo em busca de mais uma conquista, não poderia deixar de expressar na etapa final, os meus agradecimentos pela ajuda e incentivo de diversas pessoas às quais presto minha homenagem:

A **Deus**, porque sem Ele não somos nada;

Ao Prof. **Dr. Rezende Gomes dos Santos**, pela cooperação, amizade, orientação, paciência e compreensão nas dificuldades que enfrentei durante a realização deste trabalho.

À Prof^a **Dr. Mirian de Lourdes Noronha Motta Melo**, pelo auxílio na parte referente à modelagem numérica.

Ao Prof. **Dr. Paulo Roberto Mei**, por conceder o Laboratório de Feixe de Elétrons para realização dos experimentos.

Ao colega pesquisador **Mc. Marco Antonio Eid**, pela incansável busca e aquisição da liga mãe Al-95%Mg que foi a base fundamental para a realização deste trabalho.

À **Capes**, pelo suporte financeiro em forma de bolsa, concedida durante o período de execução deste trabalho.

A minha mãe, **Deusa Maria Pereira**, pelas orações, orientações, amor e carinho mesmo que estando distante;

À **Liege de Nazaré Leonardo Ribeiro**, minha namorada e psicóloga, pelo apoio, incentivo e orientações durante momentos difíceis na minha vida;

Aos pesquisadores: **João Lobo Peralta, Maria Aparecida Pinto, Ricardo Batista Andrade, José Eduardo Spinelli e Kleber Sabat.**

A todos os **professores e colegas** do Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da Unicamp, que ajudaram de forma direta e indiretamente na conclusão deste trabalho.

À **Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP**, e à imensa ajuda dos seus técnicos e funcionários: **Sergio Gomes, Claudenete Leal, Rita Jacon, Geraldo Salustiano, Daniel Pisoni, João Eduardo Polis** e ao amigo, **Emilcio Cardoso** (Laboratório de Feixe de Elétrons), que sempre encontrava uma solução para realizar as tarefas mais difíceis.

A todos, o meu eterno muito obrigado.

“Porque o SENHOR dá a sabedoria; da sua boca procedem o conhecimento e o entendimento”
(Bíblia Sagrada – Provérbios 2:6)

Resumo

RODRIGUES, Jean Robert Pereira, *Efeito da Composição nos Parâmetros Térmicos e Estruturais de Ligas Al-Mg Solidificadas Unidirecionalmente*, Campinas, SP: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2007. 161 p. Tese (Doutorado).

Em operações industriais de fundição, a possibilidade de implantação de uma diversidade de condições operacionais tem como conseqüência a geração de uma ampla gama de estruturas de solidificação que influencia decisivamente nas características mecânicas e na qualidade do produto final. Foi desenvolvida no presente trabalho, por meio de uma seqüência de experimentos, uma análise comparativa do processo de solidificação unidirecional vertical ascendente, em condições transitórias de fluxo de calor, do alumínio comercialmente puro e das ligas Al-Mg com diferentes composições. Esta análise visa investigar experimentalmente o efeito da composição nos principais parâmetros do processo de solidificação e sua influência nas estruturas de solidificação. Após a obtenção dos lingotes e registradas as variações de temperatura, foram determinados os seguintes parâmetros de solidificação: coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde, velocidade de avanço da frente de solidificação, gradiente de temperatura em frente à isoterma liquidus, taxa de resfriamento e tempo local de solidificação. São também analisados aspectos relativos a desvios observados na direção preferencial de crescimento durante a solidificação. A análise das macroestruturas obtidas evidencia que a transição colunar/equiaxial é afetada pelo teor de magnésio. É estabelecida no trabalho a dependência dos espaçamentos interdendríticos em relação aos parâmetros de solidificação. Estes espaçamentos dendríticos experimentais referentes a solidificação das ligas Al com 5, 10 e 15%Mg, são usados para estimar por meio de método heurístico a permeabilidade nos canais interdendríticos e também comparados com alguns modelos teóricos de crescimento dendrítico da literatura.

Palavras-Chave: Solidificação Unidirecional; Parâmetros de Solidificação; Transição Colunar/Equiaxial, Espaçamentos Dendríticos; Ligas Hipoeutéticas Al-Mg.

Abstract

RODRIGUES, Jean Robert Pereira, *Effect of Composition on Thermal and Structural Parameters of Al-Mg Alloys Unidirectionally Solidified*, Campinas, SP: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2007. 161 p. Tese (Doutorado).

In industrial casting operations, the possibility of implantation of a diversity of operational conditions has as consequence the generation of a wide range of solidification structures, affecting the mechanical properties and the quality of the final product. It is developed in the present work, applying a sequence of experiments, a comparative analysis of the vertical unidirectional solidification process, under transient heat flow conditions of aluminum commercially pure and Al-Mg alloys with different compositions. This analysis investigate experimentally the effect of the composition in the main solidification parameters and their influence in the structure formation. After obtaining the ingots and registered the temperature variations, the following solidification parameters were obtained: transient heat transfer coefficients at metal/mold interface, dendrite tip growth rates, thermal gradients, cooling rates and local solidification time. It was also analysed aspects relative to deviations observed in the growth preferential direction during the solidification. The analysis of the obtained microstructures shows that the structure columnar/equiaxed is affected by the magnesium content. It is established in the work the dependence of the interdendritics arm spacings with the solidification parameters and the results were compared with some theoretical models found in the literature. These experimental dendritics arm spacings referring the solidification of Al with 5, 10 and 15 wt % Mg alloys, are used to estimate, applying a heuristic method, the permeability of the interdendritic channels.

Palavras-Chave: Unidirectional Solidification; Solidification Parameters; Columnar/Equiaxed Transition, Dendritics Arm spacings; Hypoeutectic Al-Mg Alloys.

Índice

Lista de Figuras	xiii
Lista de Tabelas	xix
Nomenclatura	xx
Capítulo 1: Introdução	
1.1 Conceitos Gerais	1
1.2 Objetivos	4
1.3 Metas estabelecidas para o desenvolvimento deste trabalho	4
Capítulo 2: Processo de Solidificação de Metais e Ligas	
2.1 Considerações iniciais	6
2.2 Variáveis térmicas de solidificação	8
2.2.1 Tempo local de solidificação	8
2.2.2 Velocidade de avanço da isoterma <i>liquidus</i>	9
2.2.3 Gradiente de temperatura	10
2.2.4 Taxa de resfriamento	10
2.3 Parâmetros estruturais	11
2.3.1 Macroestruturas de solidificação	12
2.3.2 Microestrutura de solidificação	26
2.3.2.1 Formação da microestrutura	27
2.3.3 Leis de crescimento dendrítico	34
2.3.3.1 Espaçamento dendrítico primário	34
2.3.3.2 Espaçamento dendrítico secundário	41
2.3.4 Transferência de calor na interface metal/molde	49
2.3.4.1 Interface metal/molde	51

2.3.4.2	Métodos numéricos na análise do coeficiente de transferência de calor	54
2.3.5	Segregação e defeitos	56
2.4	Solidificação unidirecional de metais	57
2.4.1	Parâmetros térmicos na solidificação unidirecional	58
2.4.2	Parâmetros estruturais na solidificação unidirecional	62
2.4.3	Interface metal/molde	68
2.4.4	Segregação e defeitos	70
2.5	Permeabilidade	70
Capítulo 3: Materiais e Métodos		
3.1	Considerações gerais	74
3.2	Equipamentos utilizados	74
3.3	Materiais utilizados	83
3.4	Vazamento	85
3.5	Determinação de variáveis térmicas de Solidificação	87
3.6	Caracterizações micro e macroestruturais	88
Capítulo 4: Resultados e discussões		
4.1	Considerações iniciais	93
4.2	Análise das curvas de resfriamento	93
4.3	Determinação dos parâmetros térmicos	97
4.3.1	Variação da posição da isoterma <i>liquidus</i> em função do tempo.	97
4.3.2	Variação do tempo local de solidificação em função da posição.	98
4.3.3	Variação da velocidade de avanço da isoterma <i>liquidus</i> durante a solidificação.	99
4.3.4	Gradiente térmico no líquido em frente à isoterma <i>liquidus</i>	101
4.3.5	Variação da taxa de resfriamento em função da posição	101
4.3.6	Coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde	103
4.4	Análise Macroestrutural	105
4.4.1	Formação das zonas coquilhada, colunar e equiaxial na solidificação unidirecional.	105
4.4.2	Influência do Teor de Magnésio e dos parâmetros de solidificação na direção de Crescimento dos grãos.	106
4.5	Análise microestrutural	111
4.6	Correlação dos parâmetros microestruturais (λ_1 , λ_2) com parâmetros de solidificação.	119
4.7	Correlação de λ_1 e λ_2 com modelos teóricos previstos na literatura	129

4.8	Permeabilidade	133
Capítulo 5: Conclusões e sugestões para próximos trabalhos		
5.1	Conclusões	136
5.2	Sugestões para trabalhos futuros	138
Referências bibliográficas		139

Lista de Figuras

CAPÍTULO 2

- 2.1 Esquema do encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal (Garcia, 2001). 7
- 2.2 Desenho esquemático (a) mostrando os deslocamentos das isothermas *solidus* e *liquidus* ao longo de um elemento de volume L (T_{liq} – Temperatura da isoterma *liquidus*, T_{sol} – Temperatura da isoterma *solidus*), (b) gráfico da evolução das isothermas durante o processo de solidificação (Souza, 2004). 9
- 2.3 Desenho esquemático (a) mostrando os deslocamentos das isothermas *solidus* e *liquidus* ao longo de um elemento de volume L, (b) gráfico da evolução da velocidade de avanço das isothermas em função da posição durante o processo de solidificação (Souza, 2004).. 9
- 2.4 Desenho esquemático (a) mostrando o gradiente de temperatura entre dois pontos de um elemento de volume L, (b) gráfico do gradiente de temperatura à frente da isoterma *liquidus* em função da posição (Souza, 2004). 10
- 2.5 Esquema das estruturas macroscópicas e microscópicas de um lingote fundido com transição colunar/equiaxial (Osório, 2004). 11
- 2.6 (a) Representação esquemática das diferentes zonas macroestruturais; (b) macroestrutura de um lingote de alumínio de secção quadrada (Garcia, 2001). 12
- 2.7 Macroestrutura esquemática mostrando as três zonas: coquilhada, colunar e equiaxial (Feitosa et al., 2006). 14
- 2.8 Possíveis macroestruturas de lingotes: (a) grãos colunares, (b) pequenos grãos equiaxiais coquilhados e grãos colunares, (c) pequenos grãos equiaxiais coquilhados finos, grãos colunares e grãos equiaxiais no centro, (d) grãos equiaxiais (Ohno, 1988). 14
- 2.9 Dendritas favoravelmente orientadas desenvolvendo-se na forma de grãos colunares (Porter, 1997). 18

2.10	Esquema de formação de dendritas equiaxiais a partir da fratura das ramificações (Sartori, 2006).	22
2.11	Macrografia da liga Pb-2,5%Sb representando a transição colunar/equiaxial (Domingos, 2004).	24
2.12	Macroestruturas de lâminas de turbina de liga à base de níquel: da esquerda para direita: estrutura equiaxial e colunar (Svoboda, 1988).	25
2.13	Representação esquemática da microestrutura de fundidos (Spinelli, 2005).	27
2.14	Região de fase única do diagrama de equilíbrio indicando as linhas de transformação <i>solidus</i> e <i>liquidus</i> (Santos, 2004).	28
2.15	Distribuição de soluto em frente a interface sólido/líquido (Santos, 2004).	29
2.16	Correlação entre gradiente de temperatura e gradiente de soluto em frente à interface sólido/líquido (Santos, 2004).	29
2.17	Formação do super-resfriamento constitucional (Santos, 2004).	30
2.18	Transição de estrutura plana para celular (Santos, 2004).	31
2.19	Transição de estrutura celular para dendrítica: (a) celular; (b) transição e (c) dendrítica (Oliveira, 2000).	31
2.20	Espaçamento dendrítico primário e secundário (Santos, 2005).	32
2.21	(a) Representação dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3), (b) e uma condição onde o crescimento dendrítico é multidirecional (Osório, 2000; Boetting et al., 2000 e Garcia, 2001).	33
2.22	Esquemática de processos alternativos de engrossamento dos braços dendríticos secundários (Flemings et al., 1970; Garcia, 2001).	43
2.23	Esquema do engrossamento dos braços dendríticos secundários após a solidificação: t_1 - imediatamente após a solidificação (Garcia, 2001).	45
2.24	Variação da constante \overline{M} com o percentual em peso de elemento de liga para algumas ligas de alumínio (Garcia, 2001).	46
2.25	Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde (Spinelli, 2005).	51
2.26	Esquema dos diferentes processos físicos envolvidos na formação da microporosidade (Lee, 2001).	57
2.27	Representação esquemática dos fluxos de metal líquido (a) paralelo e (b) normal aos ramos dendríticos primários (Melo, 1996).	73
2.28	(a) Seção de área do canal interdendrítico sob fluxo paralelo ao ramo dendrítico primário; (b) Seção de área do canal interdendrítico sob fluxo normal ao ramo dendrítico primário (Melo, 1996).	73

CAPÍTULO 3

3.1	Fluxograma representativo das etapas de atividades executadas durante o procedimento experimental deste trabalho. P – Posição da isoterma <i>liquidus</i> ; V_{liq} - Velocidade de avanço da isoterma <i>liquidus</i> ; G_{liq} - Gradiente de temperatura frente a isoterma <i>liquidus</i> ; \dot{T} - taxa de resfriamento; t_{sl} – tempo local de solidificação.	75
3.2	(a) Balança eletrônica, (b) Cadinho de Grafite e (c) Forno de resistência elétrica.	76
3.3	Detalhe do forno mostrando a resistência elétrica.	77
3.4	Casca cerâmica.	78
3.5	Tela do software para processamento das temperaturas e fornecimentos dos perfis térmicos.	80
3.6	Croquis detalhado do dispositivo para solidificação unidirecional.	80
3.7	Dispositivo de solidificação unidirecional.	81
3.8	Esquema do posicionamento dos termopares e coquilha acoplada na parte inferior da casca cerâmica.	81
3.9	(a) Microscópio óptico Neophot 32 para análise das amostras. (b) Software para análise de imagem acoplado ao microscópio óptico Neophot 32.	82
3.10	Diagrama de equilíbrio do sistema Al-Mg (Metals Handbook, 1973).	83
3.11	Injeção de gás argônio no metal líquido e controle de temperatura: (a) lança de gás e (b) medidor de temperatura.	86
3.12	Esquema de corte do lingote para macrografia.	88
3.13	Seção para quantificação de EDP e EDS.	90
3.14	Ilustração esquemática dos espaçamentos dendríticos primários e secundários.	91

CAPÍTULO 4

4.1	Fluxograma representativo da seqüência de análises e discussões dos resultados.	94
4.2	Perfil térmico experimental de Temperatura em função do tempo para oito diferentes posições de termopares em relação à interface metal/coquilha, para o alumínio comercialmente puro.	95
4.3	Perfil térmico experimental de temperatura em função do tempo para oito diferentes posições de termopares em relação à interface metal/coquilha, para a liga Al-5%Mg.	95
4.4	Perfil térmico experimental de temperatura em função do tempo para oito diferentes posições de termopares em relação à interface metal/coquilha, para a liga Al-10%Mg.	96

4.5	Perfil térmico experimental de temperatura em função do tempo para oito diferentes posições de termopares em relação à interface metal/coquilha, para a liga Al-15%Mg.	96
4.6	Curvas de variações do tempo em função das posições das isotermas <i>liquidus</i> para as ligas de Al-Mg e o alumínio comercialmente puro.	98
4.7	Curvas de variação do tempo local de solidificação, em função da posição, para as ligas de Al-Mg.	99
4.8	Comportamento da velocidade de avanço da isoterma <i>liquidus</i> , em função da posição, para as ligas de Al-Mg e o alumínio comercialmente puro.	100
4.9	Curvas de variação dos gradientes térmicos a frente da isoterma <i>liquidus</i> , em função da posição, para as ligas de Al-Mg e o alumínio comercialmente puro.	102
4.10	Curvas da variação da taxa de resfriamento em frente à isoterma <i>liquidus</i> para as ligas de Al-Mg e o alumínio comercialmente puro.	103
4.11	Evolução dos coeficientes de transferência de calor metal/molde sob fluxo de calor unidirecional para ligas do sistema Al-Mg solidificadas unidirecionalmente.	104
4.12	Macroestruturas: (a) alumínio comercialmente puro; (b) Al-5%Mg; (c) Al-10%Mg e (d) Al-15%Mg.	107
4.13	Seção longitudinal do lingote da liga Al-15%Mg obtida a partir do ajuste da macroestrutura apresentada na Figura 4.11(d): 1 e 2 são detalhes da morfologia dos grãos ; A e B indicam os pontos prováveis de origem dos “grãos plumosos”.	108
4.14	(a) Seção longitudinal do lingote da liga Al-15%Mg, obtida a partir do ajuste da macroestrutura apresentada na Figura 4.11(d) com inclinação de 90° (b) micrografias obtidas a partir das seções longitudinais dos corpos-de-prova.	109
4.15	Espaçamentos dendríticos primários em função da posição, para a liga Al-5%Mg.	112
4.16	Espaçamentos dendríticos primários em função da posição, para a liga Al-10%Mg.	113
4.17	Espaçamentos dendríticos primários em função da posição, para a liga Al-15%Mg.	114
4.18	Espaçamentos dendríticos primários em função da posição, para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.	115
4.19	Espaçamentos dendríticos secundários em função da posição, para a liga Al-5%Mg.	116
4.20	Espaçamentos dendríticos secundários em função da posição, para a liga Al-10%Mg.	117
4.21	Espaçamentos dendríticos secundários em função da posição, para a liga Al-15%Mg.	118
4.22	Espaçamentos dendríticos secundários em função da posição, para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.	119

4.23	Espaçamentos dendríticos primários em função do parâmetro $V_{liq}G_{liq}$, para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.	120
4.24	Espaçamentos dendríticos secundários em função do tempo local de solidificação, para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.	121
4.25	Espaçamentos dendríticos primários em função velocidade de avanço da isoterma <i>liquidus</i> , para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.	123
4.26	Espaçamentos dendríticos primários em função do gradiente térmico, para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.	124
4.27	Espaçamentos dendríticos primários em função da taxa de resfriamento, para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.	125
4.28	Espaçamentos dendríticos secundários em função velocidade de avanço da isoterma <i>liquidus</i> , para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.	126
4.29	Espaçamentos dendríticos secundários em função do gradiente térmico, para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.	127
4.30	Espaçamentos dendríticos secundários em função da taxa de resfriamento, para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.	128
4.31	Variações das previsões do espaçamento interdendrítico primário (λ_1) para diferentes modelos teóricos, em comparação com os dados experimentais em função do parâmetro $G_{liq}^{0,5}V_{liq}^{0,25}$ para liga a Al-5%Mg.	130
4.32	Variações das previsões do espaçamento interdendrítico primário (λ_1) para diferentes modelos teóricos, em comparação com os dados experimentais em função do parâmetro $G_{liq}^{0,5}V_{liq}^{0,25}$ para a liga Al-10%Mg.	130
4.33	Variações das previsões do espaçamento interdendrítico primário (λ_1) para diferentes modelos teóricos, em comparação com os dados experimentais em função do parâmetro $G_{liq}^{0,5}V_{liq}^{0,25}$ para liga a Al-15%Mg.	131
4.34	Variações das previsões do espaçamento interdendrítico secundário (λ_2) para diferentes modelos (empíricos e teóricos), em comparação com os dados experimentais em função do parâmetro t_{sl} para a liga Al-5%Mg.	131
4.35	Variações das previsões do espaçamento interdendrítico secundário (λ_2) para diferentes modelos (empíricos e teóricos), em comparação com os dados experimentais em função do parâmetro t_{sl} para liga a Al-10%Mg.	132
4.36	Variações das previsões do espaçamento interdendrítico secundário (λ_2) para diferentes modelos (empíricos e teóricos) em comparação com os dados experimentais em função do parâmetro t_{sl} para a liga Al-15%Mg.	132
4.37	Variações da permeabilidade dos canais interdendríticos da zona colunar com a	

	fração de metal líquido, para a liga Al-5% Mg, sob fluxo de calor unidirecional.	134
4.38	Variações da permeabilidade dos canais interdendríticos da zona colunar com a fração de metal líquido, para a liga Al-10% Mg, sob fluxo de calor unidirecional.	135
4.39	Variações da permeabilidade dos canais interdendríticos da zona colunar com a fração de metal líquido, para a liga Al-15% Mg, sob fluxo de calor unidirecional.	135

Lista de Tabelas

CAPÍTULO 2

- 2.1 Parâmetros de fundição que afetam a macroestrutura de solidificação (Garcia, 2001). 14
- 2.2 Direções de crescimento dendrítico (Garcia, 2001). 30
- 2.3 Valores de características físicas de ligas de alumínio utilizadas na determinação do parâmetro \overline{M} (Garcia, 2001). 46
- 2.4 Relação qualitativa do comportamento das características dos poros em consequência do incremento de algumas características de solidificação: (V) velocidade de solidificação, (G) gradiente térmico, (t_s) tempo de solidificação e (C_{Hi}) concentração inicial de hidrogênio (Lee, 2001). 57

CAPÍTULO 3

- 3.1 Composição química das ligas Al-Mg e Alumínio comercialmente puro obtido pelo equipamento RIX 3100 da RIGAKU pelo do princípio dos parâmetros fundamentais. 84
- 3.2 Propriedades termofísicas admitidas para os materiais utilizados. 84
- 3.3 Experimentos realizados no dispositivo de solidificação unidirecional. 92

CAPÍTULO 4

- 4.1 Composição química das ligas Al-Mg e Alumínio comercialmente puro obtido pelo equipamento RIX 3100 da RIGAKU pelo do princípio dos parâmetros fundamentais. 134

Nomenclatura

Letras Latinas

A	área da seção transversal	m ²
a ₂	fator de calibração	-
Bi	número de Biot	-
C ₀	concentração nominal da liga	%
C _E	concentração eutética	%
C _l	concentração de soluto no sólido	%
C _s	concentração de soluto no líquido	%
C _{liq}	concentração do metal correspondente à linha <i>liquidus</i>	%
C _{sol}	concentração do metal correspondente à linha <i>solidus</i>	%
C _{sol}	concentração do metal correspondente à linha <i>solidus</i>	%
C _{Hi}	concentração inicial de hidrogênio	%
c	calor específico do metal	J/kg·K
D _{liq}	difusividade de soluto no líquido	m ² /s
D _{sol}	difusividade de soluto no sólido	m ² /s
E	energia	J
F ₀	número de Fourier	-
f _{liq}	fração de líquido	%
f _{sol}	fração de sólido	%
G	gradiente de temperatura na zona pastosa	°C/m
G ₀	fator de escala para tensão superficial	-
G _{liq}	gradiente térmico da isoterma <i>liquidus</i>	K/m

g_1	fator de calibração	-
H	entalpia	J/m^3
H_f	calor de fusão volumétrico	J/m^3
h_i	coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde	W/m^2K
k_p	permeabilidade paralela	m^2
k_n	permeabilidade normal	m^2
K	coeficiente de partição de soluto	-
k	condutividade térmica do metal	W/mK
k_{liq}	condutividade térmica do líquido	W/mK
k_m	condutividade térmica do molde	W/mK
La	comprimento de elemento de volume	
L	comprimento da zona pastosa	m
L_f	calor latente de fusão do metal	J/m^3
L_v	calor latente em base volumétrica	J/m^3
\overline{M}	parâmetro modelo de Feurer	cm^3/s
m	massa	kg
m_{liq}	inclinação da linha <i>liquidus</i>	-
Q	termo de geração interna de calor, associado a transformação de fase	J/m^3Ks
q	fluxo de calor latente	J/m^3
\dot{T}	taxa de resfriamento	$^{\circ}C/s$
T	temperatura	$^{\circ}C$
T_a	temperatura ambiente	$^{\circ}C$
T_{eq}	temperatura absoluta de equilíbrio do elemento puro com a interface metal/molde	K
T_F	temperatura de fusão	$^{\circ}C$
T_{liq}	temperatura <i>liquidus</i>	K
T_M	temperatura do metal base	$^{\circ}C$
T_{sol}	temperatura <i>solidus</i>	K
T_{vaz}	temperatura de vazamento	$^{\circ}C$
t	tempo	s

t_{liq}	tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i>	s
t_{sol}	tempo de passagem da isoterma <i>solidus</i>	s
t_{local}	tempo local de solidificação	s
V_{cd}	velocidade de transição celular dendrítica	m/s
V_{liq}	velocidade da isoterma <i>liquidus</i>	m/s
V_m	volume molar	m ³
V_{sol}	velocidade da isoterma <i>solidus</i>	m/s
x	comprimento, posição para sistema unidirecional	m

Letras Gregas

α_{liq}	difusividade térmica do líquido	m ² /s
ΔT	diferença de temperatura na zona pastosa	°C
ΔT_0	intervalo de solidificação de não-equilíbrio	°C
$\Delta T'$	diferença de temperatura entre a base e a ponta da célula	°C
Δt	variação de tempo	s
ε	gradiente de mistura no líquido	-
Γ	constante de Gibbs-Thompson	m·K
γ	constante da equação de Brody-Flemings	-
λ_1	espaçamento dendrítico primário	μm
λ_2	espaçamento dendrítico secundário	μm
ρ	Massa específica	kg/m ³
$\sigma_{sol/liq}$	tensão superficial sólido/líquido	J/m ²
τ	tortuosidade	-
Ω	constante equação Clyne-Kurz	-

Sub-índices

liq	líquido	-
sol	sólido	-
c	metal	-
e	molde/ambiente	-
i	referente à posição	m
l	referente ao tempo	s
m	molde	-
∂	diferencial parcial	-
∇T	derivada direcional da temperatura	-
\int	Integral	-

Capítulo 1

Introdução

1.1 Conceitos gerais

O alumínio comercialmente puro caracteriza-se pelas elevadas condutividades térmica e elétrica e pela baixa resistência mecânica, ao contrário das ligas de alumínio (séries 2XXX a 8XXX). Devido a essas características, suas principais aplicações restringem-se a componentes de sistemas térmicos e elétricos, nos quais se exige alta condutividade sem que haja o mesmo tipo de exigência com relação às propriedades mecânicas. O cobre apresenta maiores condutividade térmica e elétrica do que o alumínio, entretanto, apresenta como significativas desvantagens o maior custo e a maior densidade (massa específica), mais do que o triplo da massa específica do alumínio: 8,9 g/cm³ contra 2,7 g/cm³, o que é muito significativo para determinadas aplicações (Gomes e Bresciani, 1987).

Outra característica importante do alumínio comercialmente puro é sua elevada resistência à corrosão, devido à formação de uma camada de óxido de alumínio (Al₂O₃), muito fina, transparente e extremamente aderente que confere essa característica ao evitar o prosseguimento da oxidação e, principalmente, a remoção dos óxidos. Essa alta resistência à corrosão pode ser diminuída pela introdução de elementos de liga, principalmente de elementos mais afastados do alumínio na tabela de potencial eletroquímico, por exemplo o cobre. Por outro lado, elementos mais próximos do alumínio nesta tabela, como o magnésio, prejudicam muito pouco a resistência à corrosão do alumínio. Por este motivo, as ligas Al-Mg são aquelas que apresentam a maior

resistência à corrosão, inferior somente à do alumínio comercialmente puro e muito superior à das ligas Al-Cu, por exemplo (Gomes e Bresciani, 1987).

As ligas Al-Mg são aquelas que possuem a melhor combinação de resistência mecânica, resistência à corrosão e ductilidade (Gomes e Bresciani, 1987). São utilizadas em aplicações nas quais se exige razoável resistência mecânica com excelente resistência à corrosão, como no caso de componentes de navios. Devido a estas e outras qualidades as ligas de Al-Mg merecem uma atenção especial da indústria naval (Düsseldorf, 1994).

Tanto quanto se sabe, o alumínio foi aplicado em embarcações desde 1890. O Primeiro casco oceânico fabricado de alumínio foi o iate francês Mignon, de 13 metros. Em 1894 a expedição polar de Walter Wellman usou embarcações de alumínio de 5,50 metros, que pesavam 170 kg, com grande redução relativamente ao peso de 771 kg das embarcações de madeira com a mesma dimensão. As embarcações de alumínio permitiam um excelente serviço, porque tinham uma maior resistência ao gelo que as de madeira. Nestas primeiras aplicações utilizava-se o alumínio puro, que não tem nem adequada resistência à corrosão, nem a resistência mecânica requerida para o serviço marítimo. Apenas em 1930 começaram a ser usadas ligas contendo magnésio, que satisfaziam os requisitos de aplicações em superestruturas de grandes navios ou de navios militares e também em cascos de alguns navios e embarcações, incluindo a atividade oceânica (Tecnologia Naval, 2003/2004).

O entendimento da solidificação do alumínio e suas ligas é de fundamental importância para o planejamento dos processos de fabricação, já que permite o conhecimento dos fatores que influenciam na microestrutura e, conseqüentemente, a qualidade do produto. Embora, um alto grau de empirismo tenha predominado, principalmente na indústria de fundição, até o fim da primeira metade do século XX, inúmeras pesquisas relacionadas aos fenômenos que ocorrem durante a solidificação de metais, passaram a ser desenvolvidas. A partir dessas pesquisas, muitos problemas de interesse prático começaram a ser solucionados, e processos tradicionais, como a fundição e o lingotamento, absorveram parcelas consideráveis de inovações tecnológicas (Garcia, 2001).

O processo de solidificação e as características do material a ser solidificado influenciam diretamente na formação da estrutura, que determinará as propriedades do produto final. As peças obtidas por fundição apresentam características mecânicas que dependem de aspectos inerentes à sua solidificação, como tamanho de grão, espaçamentos dendríticos, heterogeneidades de composição química, de tamanho, forma e distribuição das inclusões e porosidade (Siqueira, 2002).

Estudos mostram que há variáveis significativas para o controle da solidificação, como velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_{liq}), gradientes térmicos à frente da interface sólido/líquido (G_{liq}), taxas de resfriamento (\dot{T}), grau de super-resfriamento constitucional e concentração de soluto (C_0). Estas variáveis podem ser correlacionadas com a forma da microestrutura apresentada descrita pelas metalografias quantitativa, óptica e eletrônica (Garcia, 2001).

A literatura mostra que os espaçamentos celulares e dendríticos diminuem com o aumento da velocidade de solidificação e da taxa de resfriamento (Hunt, 1979; Hunt e Lu 1996; Bouchard e Kirkaldy, 1997). Portanto, sistemas de solidificação que favoreçam essas condições devem em princípio contribuir para a obtenção de produtos de melhor resistência mecânica.

Como mencionado anteriormente, percebe-se claramente a importância das ligas Al-Mg em diversas aplicações na indústria metal/mecânica, assim como na indústria naval. Apesar desta gama de aplicações das ligas Al-Mg, observa-se uma escassez de trabalhos científicos que enfatizem as condições transitórias de extração de calor correlacionados com parâmetros térmicos e estruturais. Há um interesse em desenvolver trabalhos científicos teóricos e experimentais que contribuam para compreensão das interações entre as variáveis térmicas e estruturais. Nos últimos anos houve um grande crescimento do número de trabalhos desenvolvidos e publicados internacionalmente utilizando o processo de solidificação unidirecional para a análise da influência dos parâmetros de solidificação na formação de estruturas e na geração de defeitos em ligas ferrosas e não-ferrosas. Recentemente, foi desenvolvido trabalho com uma liga comercial à base de Al-Mg (liga AA5052) para análise do efeito do superaquecimento na solidificação unidirecional da liga. Neste trabalho, Sousa (2005) investigou a influência do superaquecimento

sobre os parâmetros térmicos e estruturais em condições transitórias de extração de calor. Um dos grandes benefícios da solidificação unidirecional é a possibilidade de se medir com maior facilidade parâmetros importantes do processo de solidificação, tais como: velocidades de avanço das isothermas *solidus* e *liquidus*, gradientes de temperatura, tempos locais de solidificação e a partir destes podem ser feitas relações com parâmetros estruturais, como espaçamentos dendríticos primário e secundário, que podem ser medidos com precisão em uma estrutura unidirecional, e com a formação de defeitos, como as microporosidades formadas entre os ramos dendríticos.

1.2 Objetivos

Tendo em vista a importância da solidificação unidirecional na análise do processo de solidificação de ligas metálicas, a grande aplicação tecnológica das ligas Al-Mg e considerando que a revisão bibliográfica realizada mostrou que existem poucos resultados referentes à análise da solidificação dessas ligas, o objetivo deste trabalho é o estudo da solidificação de ligas hipoeutécticas Al-Mg com diferentes composições, em condições transitórias de extração de calor. Para tanto, baseando-se em resultados experimentais são investigadas as correlações entre as variáveis térmicas de solidificação e características micro e macroestruturais de ligas Al-Mg contendo 5%, 10% e 15% Mg.

1.3 Metas estabelecidas para o desenvolvimento deste trabalho

Dentro da definição do plano de trabalho, as metas estabelecidas para atingir os objetivos planejados são:

1. Rever a literatura relativa ao processo de solidificação, analisando-se à formação da estrutura de solidificação e de possíveis transições estruturais, bem como os fenômenos físico-metalúrgicos envolvidos em conjunto com as variáveis térmicas do processo de solidificação;
2. Realizar experimentos de solidificação unidirecional vertical ascendente em condições transitórias de extração de calor, utilizando dispositivo refrigerado à água, com alumínio

comercialmente puro e ligas hipoeutéticas do sistema binário Al-Mg com os seguintes teores de soluto: 5%Mg, 10%Mg e 15%Mg;

3. Analisar comparativamente as curvas de resfriamento e a partir das mesmas determinar os parâmetros térmicos da solidificação tais como: Coeficiente de transferência de calor metal/molde (h_i); Velocidade de avanço da isoterma *liquidus* (V_{liq}); Gradiente de temperatura (G_{liq}) e taxa de resfriamento à frente da isoterma *liquidus* (\dot{T}), a partir dos registros térmicos experimentais;
4. Investigar a transição colunar/equiaxial (TCE) por meio da análise macroestrutural para ligas do sistema Al-Mg e alumínio comercialmente puro;
5. Investigar a influência do teor de magnésio e dos parâmetros de solidificação na direção de crescimento dos grãos;
6. Analisar experimentalmente as microestruturas resultantes e quantificar os seguintes parâmetros microestruturais para as ligas analisadas: espaçamentos interdendríticos primários e secundários, por meio de análises metalográficas;
7. Investigar a influência do teor de soluto nos espaçamentos interdendríticos primários e secundários para as ligas do sistema Al-Mg solidificadas unidirecionalmente em regime transitório de extração de calor;
8. Correlacionar dos parâmetros microestruturais experimentais com as variáveis térmicas de solidificação para as ligas Al-Mg, e determinar as equações experimentais de crescimento dendrítico;
9. Comparar os modelos teóricos de crescimento dendrítico primário e secundário previstos na literatura com os resultados experimentais obtidos neste trabalho;
10. Estimar por método heurístico, a variação da permeabilidade dos canais interdendríticos durante a solidificação de ligas metálicas Al-Mg.

Capítulo 2

Processo de Solidificação de Metais e Ligas.

2.1 Considerações iniciais

Na solidificação de um metal, a energia associada à mudança de fase é consumida na reorganização atômica, onde o próprio molde se encarrega de retirar a energia do líquido. Esta inicialmente ocorre de forma sensível e após ser atingida a condição de equilíbrio a retirada de energia dá-se de forma latente, provocando a sua mudança de fase. Infelizmente, a solidificação é de natureza ativa e dinâmica onde diversos eventos, que se não forem controlados, podem comprometer o desempenho do produto final, ou até mesmo interromper a seqüência de fabricação. Estes eventos podem gerar heterogeneidades físicas, (rechupes, trincas de contração, porosidade, etc.) sendo normalmente decorrentes da variação do volume específico, heterogeneidades químicas (segregação de impurezas ou de elementos de liga em escala macroscópica e microscópica) e heterogeneidades estruturais (tipo, orientação, tamanho e orientação dos grãos cristalinos) (Souza, 2002).

A solidificação tornou-se ciência a partir dos últimos sessenta anos, o que possibilitou um melhor conhecimento das heterogeneidades, causas e efeitos, indicando parâmetros de controle, passíveis de mudanças, possibilitando processos de fundição otimizados e com produtos finais maximizados nos aspectos de qualidade e desempenho final. A solidificação se processa em duas etapas sucessivas de nucleação e crescimento. A nucleação traduz o modo pelo qual a fase sólida surge de forma estável no seio da fase líquida, e o crescimento traduz o modo pelo qual estes

núcleos crescem (Kurz e Fisher, 1992).

O fluxograma da Figura 2.1 mostra a seqüência lógica dos principais fenômenos decorrentes da solidificação de um metal, desde a matéria-prima líquida até o produto final.

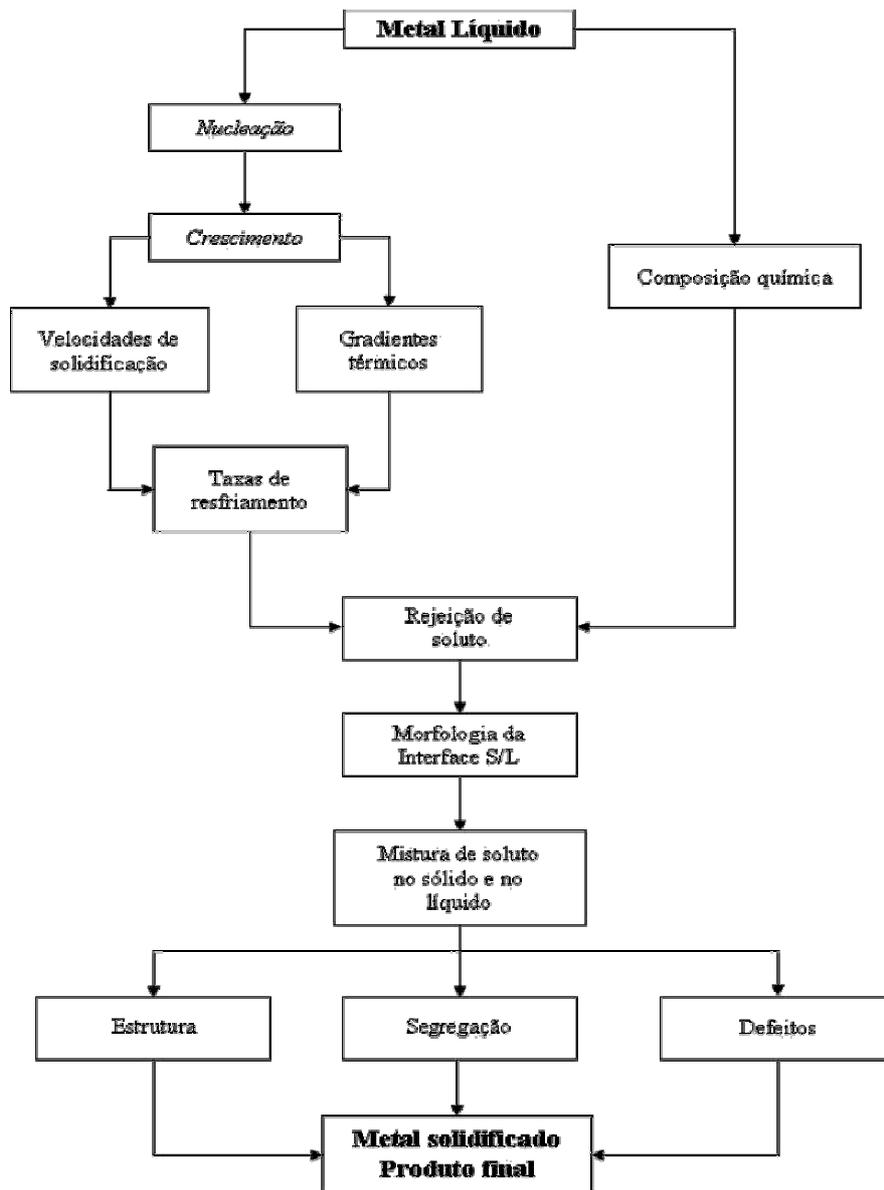


Figura 2.1. Esquema do encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal (adaptado de Garcia, 2001).

Em geral, os principais aspectos microestruturais, que dependem intensamente das condições de solidificação desde o início do processo com o metal líquido até o metal solidificado, influenciam as características mecânicas e a qualidade do produto final, que vão desde o tamanho de grão, espaçamentos dendríticos, espaçamentos lamelares ou fibrosos, das heterogeneidades de composição química, do tamanho, forma e distribuição das inclusões, das porosidades formadas, etc., conforme é mostrado no esquema da cadeia de fenômenos que ocorrem durante o processo de solidificação na Figura 2.1. Esses aspectos, de alguma forma, podem ser controlados durante a solidificação, atendendo assim a determinadas exigências previamente estabelecidas. Desta maneira, é necessário conhecer as informações relativas aos aspectos relacionados durante todo o processo de solidificação, que vão desde a temperatura de vazamento, o tratamento do metal líquido; a forma de preenchimento do molde (através do controle de intensidade das correntes convectivas), material e formato do molde (responsável pela capacidade de absorção de calor) e se o molde deve ser pré-aquecido, refrigerado ou estiver na temperatura ambiente. Esses fatores que terão influência na taxa de resfriamento e, portanto determinarão o grau de refino da estrutura (Garcia, 2001).

2.2 Variáveis térmicas de solidificação

Os espaçamentos intercelulares ou interdendriticos são dependentes de parâmetros térmicos tais como: tempos locais de solidificação, velocidades de crescimento, gradientes de temperatura e taxas de resfriamento (Garcia, 2001). A seguir são apresentados de forma resumida alguns conceitos relativos a esses parâmetros.

2.2.1 Tempo local de solidificação (t_{sl})

É definido como a diferença entre o tempo de passagem da isoterma *solidus* (t_{sol}) e o tempo de passagem da isoterma *liquidus* (t_{liq}) por um determinado ponto da peça em solidificação, como mostrado na Figura 2.2.

$$t_{sl} = t_{sol} - t_{liq} \quad (2.1)$$

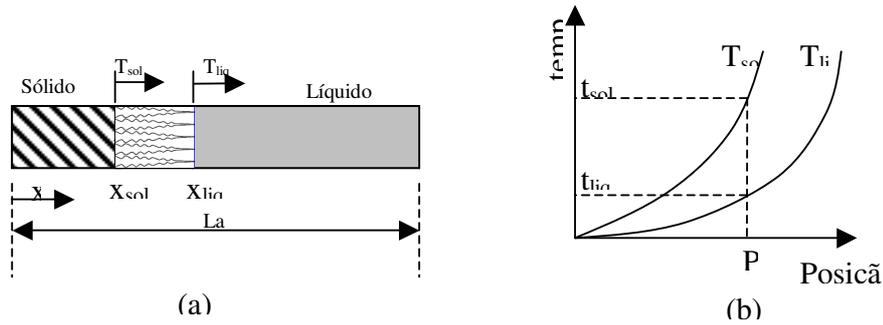


Figura 2.2. Desenho esquemático (a) mostrando os deslocamentos das isothermas *solidus* e *liquidus* ao longo de um elemento de volume L (T_{liq} – Temperatura da isoterma *liquidus*, T_{sol} – Temperatura da isoterma *solidus*), (b) gráfico da evolução das isothermas durante o processo de solidificação (adaptado de Souza, 2004).

2.2.2 Velocidade de avanço da isoterma *liquidus* (V_{liq})

Dividindo-se a distância percorrida pela isoterma *liquidus* entre dois pontos consecutivos (Δx) pelo intervalo de tempo que ela levou para percorrer esta distância, obtém-se a velocidade de avanço da isoterma *liquidus*. Admitindo que a temperatura na ponta da dendrita seja igual à temperatura *liquidus*, a velocidade da ponta da dendrita é igual à velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* como apresentado na Figura 2.3. Analogamente, pode-se descrever o mesmo para a velocidade de avanço da isoterma *solidus*.

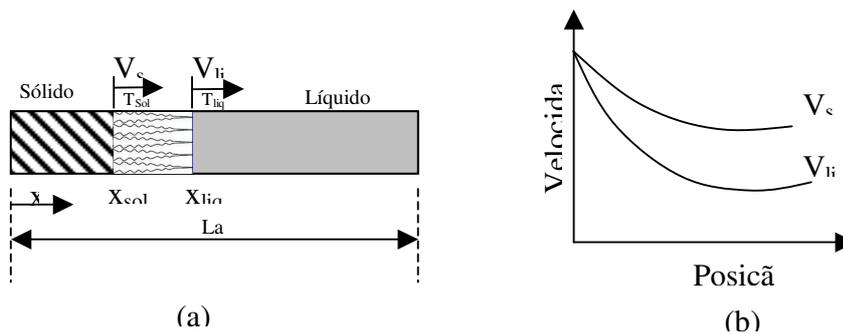


Figura 2.3. Desenho esquemático (a) mostrando os deslocamentos das isothermas *solidus* e *liquidus* ao longo de um elemento de volume L , (b) gráfico da evolução da velocidade de avanço das isothermas em função da posição durante o processo de solidificação (adaptado de Souza, 2004).

2.2.3 Gradiente de temperatura (G_{liq})

O gradiente térmico à frente da isoterma *liquidus* pode ser definido pela seguinte expressão:

$$G_{liq} = \left(\frac{\partial T_{liq}}{\partial x} \right) = \frac{T' - T_{liq}}{\Delta x}, \quad (2.2)$$

onde T_{liq} é a temperatura *liquidus* correspondente à uma posição seguinte, T' é a temperatura correspondente a posição a frente e Δx é a distância entre elas como apresentado na Figura 2.4.

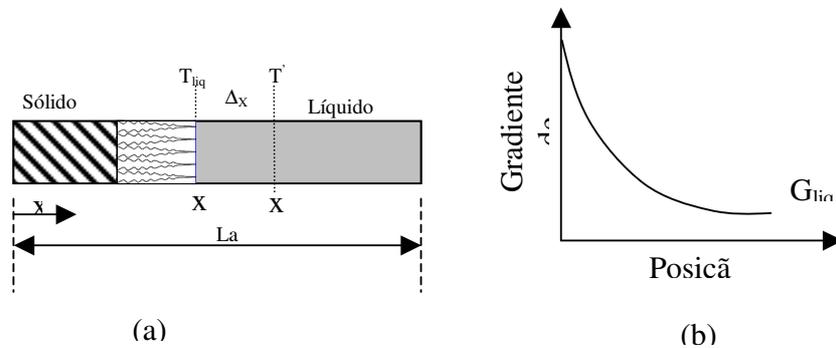


Figura 2.4. Desenho esquemático (a) mostrando o gradiente de temperatura entre dois pontos de um elemento de volume L , (b) gráfico do gradiente de temperatura à frente da isoterma *liquidus* em função da posição (adaptado de Souza, 2004).

2.2.4 Taxa de resfriamento (\dot{T})

A taxa de resfriamento junto a isoterma *liquidus* é definida pela inclinação da curva de resfriamento no momento da passagem pela temperatura *liquidus*, na forma:

$$\dot{T} = \frac{\partial T_{liq}}{\partial t} = \left(\frac{\partial T_{liq}}{\partial x} \right)_{x=S_L} \left(\frac{\partial x}{\partial t} \right)_{x=S_L}, \quad (2.3)$$

em que $\frac{\partial T_{liq}}{\partial x}$ e $\frac{\partial x}{\partial t}$ são, respectivamente, o gradiente de temperatura junto à isoterma *liquidus* e a

velocidade de avanço desta isoterma. Logo a taxa de resfriamento é dada pela seguinte relação:

$$\dot{T} = G_{liq} V_{liq} \quad (2.4)$$

2.3 Parâmetros estruturais

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

As estruturas de solidificação podem ser subdivididas em: *macroestruturas* e *microestruturas*. (Figura 2.5). As macroestruturas são formações morfológicas estruturais que podem ser observadas e avaliadas a olho nu ou com auxílio de aumento óptico em até 10 vezes. Por outro lado, as microestruturas só podem ser observadas por intermédio de aumentos ópticos no mínimo na ordem de 10 vezes e, avançando na observação nanométrica, com o auxílio da microscopia eletrônica. Tais estruturas são apresentadas de forma resumida a seguir.

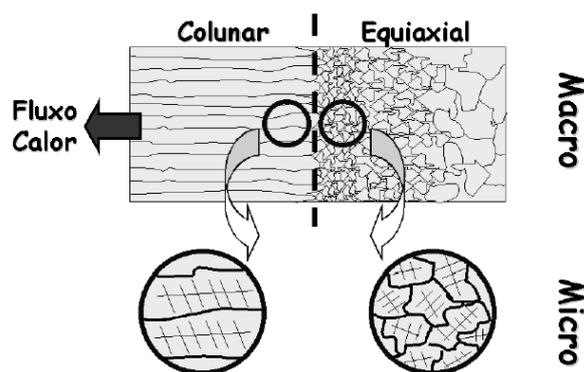


Figura 2.5. Esquema das estruturas macroscópicas e microscópicas de um lingote fundido com transição colunar/equiaxial (adaptado de Osório, 2004).

2.3.1 Macroestruturas de solidificação

Em geral, a macroestrutura de solidificação pode apresentar três zonas distintas, conforme apresentado na Figura 2.6:

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

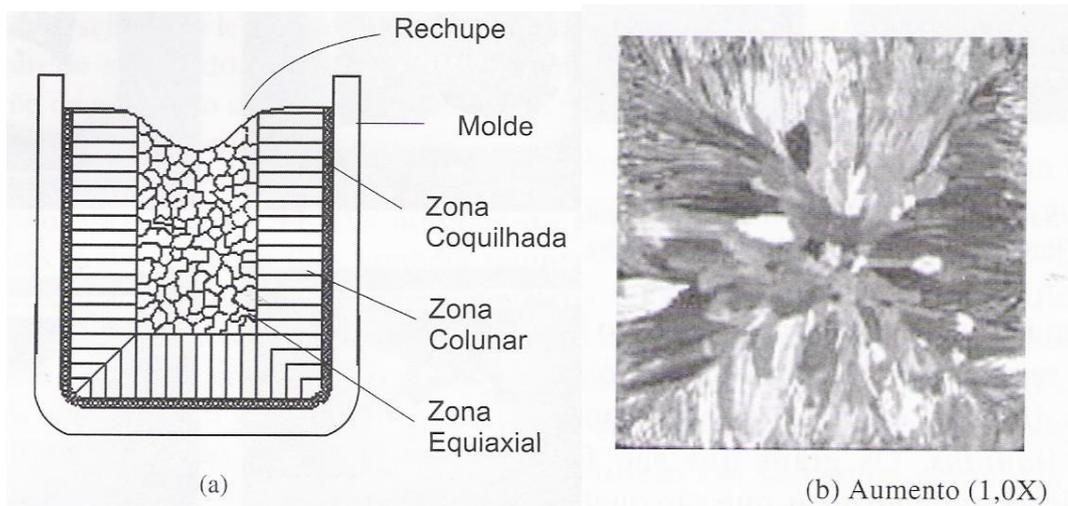


Figura 2.6. (a) Representação esquemática das diferentes zonas macroestruturais; (b) macroestrutura de um lingote de alumínio de seção quadrada (adaptado de Garcia, 2001).

As três zonas podem não estar presentes em um mesmo caso. Entretanto, quando um metal fundido contém grãos colunares e equiaxiais, a transição entre as duas morfologias dá-se em uma faixa estreita, com as zonas colunar e equiaxial completamente distintas. A literatura apresenta inúmeros estudos sobre a formação dessas zonas, que buscam um entendimento dos mecanismos de formação da macroestrutura durante a solidificação, devido a sua influência nas propriedades

do metal fundido (Bower, 1967; Flood e Hunt, 1987A-B; Suri et al, 1991; Takatani, 2000; Gandin, 2001; Xin, 2002 e Turchin, 2005).

Grãos equiaxiais apresentam um crescimento competitivo com a frente colunar, de tal forma que, se os cristais equiaxiais forem pequenos, eles são adicionados a essa frente e eventualmente passam a crescer de forma colunar. Entretanto se a zona super-resfriada à frente da interface colunar for relativamente grande e com alta densidade de cristais, esses grãos têm tempo suficiente para formar uma fração volumétrica suficientemente alta a ponto de bloquear o crescimento colunar. A determinação do ponto onde ocorre a transição colunar/equiaxial é importante para o planejamento do processo e para que se possa planejar as propriedades mecânicas do produto. A extensão da zona equiaxial é influenciada pela presença de núcleos no metal líquido e por condições que promovam o crescimento destes núcleos (Garcia, 2001).

Em geral os processos de solidificação, iniciam com uma etapa de nucleação seguida de uma etapa de crescimento quando as condições termodinâmicas são favoráveis (Form e Wallace, 1960). As fases resultantes das transformações são função da nucleação, do crescimento ou pela combinação de ambas (Boettinger et al., 2000). Como já foi citado, geralmente, a solidificação conduz a macroestruturas de três tipos morfológicos característicos: coquilhada; colunar e equiaxial (Kurz et al., 2001; Flemings e Koseki, 2003). Na revelação macroestrutural de lingotes, comumente encontram-se estas diferentes estruturas distribuídas de uma forma característica, conforme mostra a Figura 2.7 para uma seção cilíndrica (Feitosa, et al., 2006). A região periférica em contato direto com o molde formada por grãos equiaxiais de granulometria reduzida está associada às altas taxas de resfriamento oriundas da elevada diferença de temperatura entre o molde e o metal (Kurz, 1984). Estes pequenos grãos de orientação randômica são nucleados a partir da parede do metal e constituem a zona coquilhada. Segue-se o crescimento de uma região intermediária de grãos alongados unidirecionalmente denominados colunares orientados na direção do fluxo de calor (Kurz et al., 2001; Misoguchi, 2003). Por fim, segue uma região central de grãos equiaxiais de tamanho maior em relação aos da região coquilhada. A Figura 2.8 apresenta as macroestruturas presentes em lingotes.

A macroestrutura de solidificação é afetada por vários fatores, tais como: superaquecimento do líquido, composição química, fluxo de fluido, adição de refinadores de grãos e tamanho do fundido. Estes fatores de influência são apresentados e são sintetizados conforme Tabela 2.1.

Tabela 2.1. Parâmetros de fundição que afetam a macroestrutura de solidificação (Garcia, 2001).

Variáveis de Solidificação	Efeitos
Superaquecimento	Aumentando o superaquecimento, aumenta a extensão da zona colunar. A tendência é menos notada em grandes fundidos.
Composição química	Aumentando o conteúdo da liga, tende-se a diminuir a extensão da região colunar.
Fluxo de fluido (natural ou forçado)	Aumentando o fluxo de fluido, diminui-se a extensão da região colunar
Refinadores de grãos	Adição de refinadores de grãos pode reduzir a extensão do crescimento colunar.
Mecanismo de vibração	Este mecanismo promove o refino de grãos e pode aumentar a zona equiaxial.
Tamanho dos grãos	O superaquecimento é menos significativo na estrutura de grãos de grandes fundidos. Aumentando-se a secção transversal produ-se um aumento na proporção de grãos equiaxiais. Maior sensibilidade para variações na altura da peça.

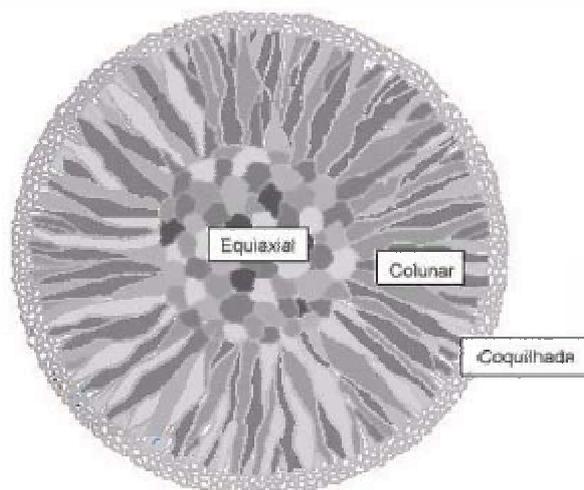


Figura 2.7. Macroestrutura esquemática mostrando as três zonas: coquilhada, colunar e equiaxial (adaptado de Feitosa et al., 2006).

Superaquecimentos crescentes, quando não impedem completamente a formação de zona equiaxial, podem retardar a transição colunar-equiaxial, e aumentam o comprimento relativo da zona colunar. O aquecimento do molde pode provocar efeito semelhante, conforme mencionado anteriormente. A capacidade de extração de calor na interface metal/molde, traduzida pelo coeficiente de transferência de calor h_i , influi retardando a transição para valores de h_i mais elevados. Taxas de resfriamento mais elevadas permitem o aumento da zona colunar (Garcia, 2001). A seguir, são analisadas algumas teorias desenvolvidas para explicar a formação das zonas: coquilhada, colunar, equiaxial e a transição colunar/equiaxial.

(a) Zona coquilhada

Os grãos coquilhados ocorrem junto às paredes do molde e são resultados do primeiro contato do metal líquido com o molde frio durante o vazamento. Altas taxas de resfriamento provocam uma rápida diminuição local da temperatura e favorecem uma nucleação intensa de grãos. Este decréscimo de temperatura ocasionará um superesfriamento térmico e com isso os primeiros grãos cristalinos começam a se desenvolver de forma e tamanho pequeno, quase sempre uniformes, constituindo uma fina camada junto às paredes do molde. Alguns autores denominam esta região de zona equiaxial periférica (Ohno, 1970; Reed, 1982). A Figura 2.8 (b) apresenta a estrutura de um lingote formada por pequenos grãos equiaxiais coquilhados seguido de grãos colunares.

Conforme Davies, a comprovação da ocorrência da formação dos grãos coquilhados por nucleação heterogênea pode ser realizada pelos baixos valores de superesfriamento do líquido necessários ao início da solidificação observados na prática. Como os cristais se formam independentemente, sua orientação cristalina será ao acaso, seu crescimento será limitado por cristais vizinhos semelhantes e nucleados quase que ao mesmo tempo e seus tamanhos serão aproximadamente uniformes (Davies, 1973).

Segundo citação de Garcia, quando o metal é vazado com alto grau de superaquecimento e as paredes do molde estão frias, somente uma camada fina de líquido consegue atingir temperaturas abaixo da temperatura de nucleação e, conseqüentemente, só ocorre a formação de

uma pequena zona coquilhada. Com o vazamento do líquido bastante próximo da temperatura de transformação, já se consegue uma zona coquilhada maior. Entretanto, se o molde sofrer um pré-aquecimento antes do vazamento, essa zona poderá ser imperceptível ou inexistente. Da mesma forma se o superaquecimento do metal líquido for excessivo a ponto de provocar a refusão de grande parte dos cristais nucleados, não ocorrerá a formação da zona coquilhada (Garcia, 2001).

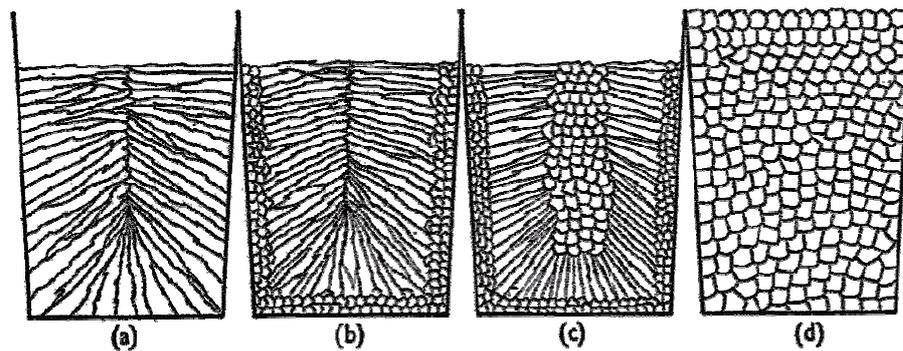


Figura 2.8. Possíveis macroestruturas de lingotes: (a) grãos colunares, (b) pequenos grãos equiaxiais coquilhados e grãos colunares, (c) pequenos grãos equiaxiais coquilhados finos, grãos colunares e grãos equiaxiais no centro, (d) grãos equiaxiais (adaptado de Ohno, 1988).

De acordo com Ohno, a formação da zona coquilhada ocorre por meio do mecanismo de separação cristalina, proposto da seguinte forma: grãos de pequenas dimensões são nucleados sobre as paredes do molde em regiões mais drasticamente resfriadas, por exemplo, o topo do lingote. A separação dos cristais das paredes do molde ocorre por ação da convecção proveniente de flutuações térmicas e/ou turbulências no líquido. É necessário ainda que a presença de soluto no líquido provoque o “necking” dos cristais junto às paredes do molde. Este fenômeno ocorre como consequência da segregação de soluto durante o processo de solidificação (Ohno, 1985).

Bower e Flemings, propoem que a formação da zona coquilhada decorre da convecção no líquido, que é responsável pelo mecanismo da multiplicação cristalina. A convecção forçada no vazamento provoca uma quebra dos ramos de dendritas formadas junto à parede do molde e adjacências. Conforme estes autores, na ausência de convecção não há formação da zona coquilhada. Portanto, para a ocorrência deste mecanismo é necessária a existência de correntes de

convecção no líquido, que são provocadas pela ação do vazamento e/ou presença de gradientes de temperatura no seu interior. (Bower e Flemings, 1967).

Henzel foi o primeiro pesquisador a defender a teoria da nucleação copiosa para explicar a formação da zona coquilhada (Henzel, 1937). Posteriormente, Chalmers propôs uma alteração do mecanismo de nucleação copiosa para explicar a formação desta zona. Segundo este autor, os grãos são originados em uma camada de líquido superesfriado junto às paredes do molde ou nas proximidades, devido à presença de substratos de nucleação que podem ser partículas estranhas e/ou as paredes do molde. Para que haja a formação de grãos coquilhados nos instantes iniciais da solidificação é necessário que ocorram baixos valores de superesfriamento no líquido. Este superesfriamento depende de condições de transferência de calor do sistema metal líquido/molde (Campos F^o e Biloni, 1971), da liberação de calor latente gerado na solidificação, do baixo superaquecimento do metal líquido (Nachtrieb, 1985), de baixas temperaturas das paredes do molde e da existência de substratos de nucleação (Chalmers, 1968).

Biloni e Morando, ao verificarem a microestrutura interna de grãos da zona coquilhada, constataram que ambos os processos citados anteriormente são responsáveis pela sua formação, e que a maior ou menor participação desses mecanismos depende das condições de extração de calor pelo molde, ou seja, quando há altas taxas de extração de calor, será favorecido o mecanismo da nucleação copiosa. Entretanto, quando houver no sistema taxas menores de extração de calor, grãos coquilhados são induzidos pela convecção no líquido (Biloni e Morando, 1968).

(b) Zona colunar

O tipo de estrutura apresentada na Figura 2.8 (a) é denominada estrutura colunar, consiste de grãos em forma de coluna, que tem seu crescimento iniciado na parede do recipiente e avança para dentro do centro do lingote. Esta estrutura é geralmente observada em lingotes de metais relativamente puros. Uma estrutura similar é também frequentemente observada quando uma liga é vazada com grande superaquecimento numa coquilha e quando a convecção térmica no metal fundido, num molde, é eliminada (Ohno, 1988).

Walton e Chalmers desenvolveram a primeira teoria para o mecanismo de formação da zona colunar, e constataram a existência de direções preferenciais de crescimento bem definidas para um determinado cristal. Verificaram que os grãos colunares são constituídos a partir do crescimento seletivo, em direção preferencial. Desta maneira, os grãos coquilhados nucleados nas paredes do molde e/ ou numa região adjacente às mesmas apresentam orientações cristalográficas aleatórias. Nos instantes iniciais da solidificação, os cristais crescem com maior velocidade uma vez que as paredes do molde e a região de líquido adjacente estão a uma temperatura menor. Após o desenvolvimento de uma pequena camada sólida ao longo das paredes, o sólido deverá se desenvolver para frente em direção ao líquido. Neste instante que os cristais que possuírem direção preferencial de crescimento a mais próxima possível da direção do fluxo de calor, crescerão mais rapidamente que os vizinhos, com orientações menos favoráveis chegando a suprimi-los (Walton e Chalmers, 1959). Outros pesquisadores investigaram também a seleção de grãos na zona colunar. (McLean, 1983; Gandim et al, 1995; Porter, 1997; Drevet et al., 2000; Nave et al., 2000A/B; Quiroga, 2004). Na Figura 2.9 é representado o crescimento de grãos colunares a partir de grãos equiaxiais coquilhados na parede do molde.

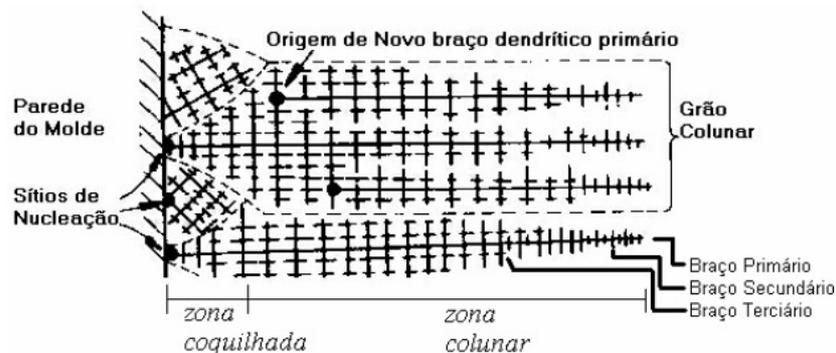


Figura 2.9. Dendritas favoravelmente orientadas desenvolvendo-se na forma de grãos colunares (adaptado de Porter, 1997).

Segundo Fredriksson, a zona colunar é consequência da alta direcionalidade do fluxo de calor sendo extraído através do sistema metal/molde. As suas características térmicas interferem na formação desta zona estrutural. Dentre estas características, podem ser citadas: alta taxa de extração de calor; altas temperaturas de vazamento e ausência de correntes convectivas (Fredriksson, 1986). Além de Fredrikson, outros pesquisadores estudaram as características da

formação da zona em questão, citam-se:

- Altas taxas de extração de calor (Campos Fº, 1978);
- Elevadas temperaturas de vazamento (Chalmers, 1964; Crosley et al., 1967 e Daveis, 1973)
- Ausência de soluto no líquido e ausência de correntes convectivas (Daveis, 1973)

Chalmers e Biloni, constataram a presença de grãos equiaxiais de pequenas dimensões no interior da zona colunar e sugeriram então que nem todos os grãos desta zona são originados de grãos coquilhados. No entanto existe a possibilidade da formação de grãos equiaxiais na zona colunar por decantação de sólido formado na superfície livre do líquido (Chalmers, 1968; Biloni, 1968). A Figura 2.8 (c) ilustra a constatação destes pesquisadores.

(c) Zona equiaxial

A zona equiaxial é constituída de grãos com direção de crescimento aleatória, semelhantes aos grãos coquilhados na superfície. Entretanto, em geral com dimensões um pouco maiores. Esses grãos podem formar-se por meio de três mecanismos principais (Garcia, 2001/Santos, 2006):

- A partir de núcleos da zona coquilhada que são eventualmente arrastados para o centro da peça por movimentos de convecção no líquido e podem subsistir se o superaquecimento do metal líquido (diferença entre a temperatura de vazamento e a temperatura de início de solidificação) não for muito alto;
- A partir de partículas que são arrancadas dos ramos dendríticos da zona colunar, por ação térmica ou mecânica, e são arrastados para a região central por movimentos de convecção. Esse mecanismo ocorre em ligas metálicas; e
- A partir de núcleos que se formam na superfície livre do metal líquido em contato com o meio ambiente e são arrastados para o interior.

Ligas ocasionalmente são solidificadas para produzir a estrutura apresentada na Figura 2.8 (d), que é um lingote que possui uma estrutura de grãos completamente equiaxiais. Este tipo de estrutura geralmente é a desejada, porque os grãos equiaxiais são orientados ao acaso e crescem igualmente em todas as direções para produzir um material que é macroscopicamente isotrópico e relativamente homogêneo na composição química e nas propriedades físicas. Os lingotes que possuem estruturas completamente equiaxiais são os mais adequados para os subseqüentes trabalhos de fabricação, tais como estampagem, forjamento e laminação (Ohno, 1988). Embora a origem de cristais na zona equiaxial tenha se constituído um mistério por longos tempos, alguns pesquisadores, por estudos e resultados experimentais, tentam explicar a origem desses grãos (Santos, 1979; Dahle et al. 2001). Algumas teorias a respeito da origem destes grãos são apresentadas a seguir.

Conforme Chalmers e Winegard, o aparecimento da zona equiaxial central pode ser explicado pela ocorrência de rejeição de soluto na interface de crescimento colunar que possibilita a existência de superesfriamento constitucional no líquido. Com isso, o aumento do teor de soluto no líquido favorece o aparecimento de grãos equiaxiais (Chalmers e Winegard, 1954).

Chalmers, reconhecendo as limitações desta teoria, propôs o mecanismo conhecido como “teoria do Big-Bang”. Baseado em resultados experimentais, foram observadas relações existentes entre tamanho de grão equiaxial, proporção relativa de volume ocupado pelas diversas zonas em função do superaquecimento do líquido no momento do vazamento e curvas de recalcência produzidas pela liberação da calor latente devido à nucleação direta nestes locais, apenas em determinadas condições. Estes resultados proporcionam informações sugerindo que os grãos equiaxiais presentes em um lingote aparecem durante o superesfriamento inicial do líquido em contato com as paredes do molde. Destes grãos formados, alguns constituem a zona coquilhada que pelo crescimento competitivo, originam a zona colunar enquanto que outros continuam sobrevivendo no líquido desenvolvendo-se equiaxialmente, e flutuam à frente da zona colunar em progresso, até que seu crescimento determine o final do processo. Pode-se concluir que, para que ocorra o mecanismo em questão, é necessária a existência de condições para a formação da zona coquilhada e também condições de sobrevivência para grãos coquilhados à

frente da interface sólido/líquido (Chalmers, 1968). Pesquisadores acreditam que o mecanismo “big bang” é baseado na nucleação dos primeiros grãos nas paredes do molde que devido à instabilidade e as correntes de convecção do metal vazado, ocasionam o deslocamento e arraste do grão para o centro do molde servindo como núcleo de solidificação (Chalmers, 1968; Sigworth e Guzowski, 1985; Pines et al, 1999).

Jackson e colaboradores propuseram o mecanismo da “multiplicação cristalina”, onde na solidificação ascendente, a superfície dendrítica próxima do topo do lingote pode se constituir em importante fonte de grãos equiaxiais, sendo liberadas para frente da interface de solidificação onde crescem equiaxialmente e inibem o crescimento da zona colunar (Jackson, 1966). McDonald concorda com Jackson e afirma que fragmentos de dendritas rejeitados à frente da fronteira colunar como um resultado de fluxo interdendrítico provocado por diferenças de massa específica são um importante fator para a origem dos grãos equiaxiais (McDonald, 1969).

Segundo Biloni, grãos pré-dendríticos podem ser encontrados aprisionados em zonas colunares e equiaxiais. Eles são arredondados e lisos, como esperado, em função de estarem em contato com o líquido por um longo tempo. A origem desses núcleos é, porém, incerta; embora eles possam ter sido originados durante o vazamento, podem também ter surgido através da refusão dendrítica (Biloni, 1965).

Ohno, ao observar o processo de solidificação de metais, propõe um novo mecanismo para a constituição da zona equiaxial central, o que denomina “Teoria da Separação”. Segundo Ohno, os grãos equiaxiais são formados pelo crescimento de cristais coquilhados nas paredes do molde de onde são separados e conduzidos para o interior do líquido por correntes convectivas. Por conseguinte, para que haja a formação de grãos equiaxiais é necessário que ocorram condições de nucleação de grãos coquilhados, teor de soluto suficiente para produzir o “necking”, ou seja, a rápida separação desses cristais inicialmente formados bem como condições de sobrevivência dos cristais separados (Ohno, 1988).

A estrutura na Figura 2.8 (c) é o tipo mais freqüentemente encontrado quando ligas são fundidas e vazadas dentro de moldes. O lingote consiste em uma camada externa fina de pequenos cristais equiaxiais que envolve a camada intermediária de cristais colunares,

denominada zona equiaxial coquilhada. Em seqüência existe uma zona central de cristais equiaxiais. Os lingotes que se solidificam com estruturas semelhantes à apresentada nas Figuras 2.8 (c) raramente são homogêneos (Ohno, 1988).

Southin propõe a existência de uma quarta zona estrutural, constituída de camada de grãos de grandes dimensões, com estruturas dendríticas grosseira, que acompanha o perfil do rechupe do lingote. Tal camada é originada na superfície livre do líquido, por intermédio de pequenas vibrações ou até mesmo do peso próprio do sólido, que provocariam a sua ruptura intergranular, provocando a precipitação dos ramos de dendritas para o interior do líquido à frente da zona colunar em crescimento originando a zona equiaxial central (Southin, 1968; Sartori, 2006). No entanto, para Flemings e Koseki a definição correta para a formação dos grãos equiaxiais seria a dissolução das ramificações das dendritas que se iniciam nas paredes da lingoteira. A Figura 2.10 apresenta, de forma esquemática, como se processa este mecanismo (Flemings e Koseki, 2003).

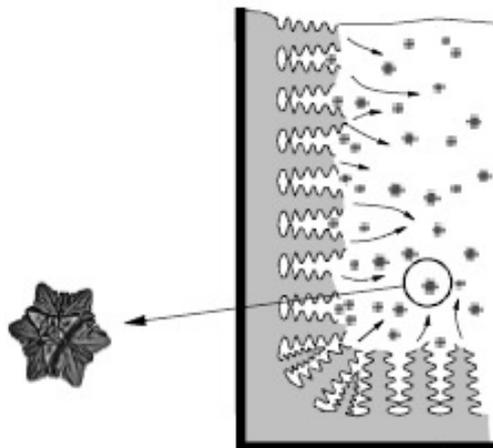


Figura 2.10. Esquema de formação de dendritas equiaxiais a partir da fratura das ramificações (adaptado de Sartori, 2006).

Flood propõe a teoria da Nucleação Extensiva, onde os grãos equiaxiais são nucleados diretamente no líquido quando estão presentes potentes substratos de nucleação. A nucleação sobre substratos eficiente é energeticamente mais favorável, e pode ocorrer extensivamente, ou seja, em todo o volume do líquido ao mesmo tempo, desde que haja superesfriamento suficiente.

Assim, núcleos sólidos surgem em todo o volume líquido crescendo de maneira equiaxial e simultaneamente, suprimindo a possibilidade de crescimento colunar. Quando o mecanismo da nucleação extensiva é eficientemente ativado, podem ser obtidas estruturas totalmente equiaxiais dependendo das dimensões finais dos grãos dos cristais surgidos inicialmente, ou seja, da potência do substrato como promotor da nucleação heterogênea (Flood et al, 1987 A-B).

Outros dois modelos de crescimento equiaxial são propostos por Burden (1974) e Fredriksson (1972):

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

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

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

Na primeira situação, o crescimento equiaxial pode ser suficiente para obstruir as dendritas colunares. O crescimento então continua pelo movimento de uma frente equiaxial em direção ao centro (Fredriksson, 1986). A zona equiaxial só se forma quando os grãos equiaxiais no metal são suficientes em número e crescem rapidamente o suficiente para obstruir a frente colunar. Há um crescimento competitivo entre os grãos colunares e equiaxiais. Os fatores determinantes para esta transição são o grau e a extensão do super resfriamento constitucional no líquido e a velocidade da frente colunar. É possível que núcleos equiaxiais existam à frente da frente colunar e ainda não

consigam desenvolver uma zona completamente equiaxial por causa de condições existentes desfavoráveis a esse crescimento. Existem evidências que a zona equiaxial seja favorecida por pequenos gradientes de temperatura no metal líquido. Alguns trabalhos experimentais apontam no sentido de redução ou supressão da zona equiaxial quando são mantidos elevados gradientes de temperatura no líquido e quando condições de solidificação favoreçam a redução do movimento convectivo (Garcia, 2001). Acredita-se também que a agitação eletromagnética promove o crescimento equiaxial não pelo fato de atuar na facilitação do rompimento de ramificações dendríticas, mas sim pelo fato de homogeneizar o perfil de temperatura no líquido (Bridge, 1984).

Piling e Hellawell desenvolveram um modelo matemático para examinar quanto a agitação no metal líquido pode provocar a deformação mecânica de dendritas (Pilling e Hellawell, 1996). Já Wang e Beckermann, por meio de modelagem, considerando convecção no líquido, investigaram a evolução da estrutura em ligas solidificando com morfologias equiaxiais (Wang e Beckermann, 1996).

(d) A transição colunar/equiaxial

Peças fundidas ou lingotes de materiais metálicos podem apresentar estruturas completamente colunares ou totalmente equiaxiais dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação. Entretanto, em uma situação mais complexa, e que geralmente ocorre na solidificação em moldes metálicos, apresenta os dois tipos de estrutura (Garcia, 2001), conforme esquematizado na Figura 2.11.

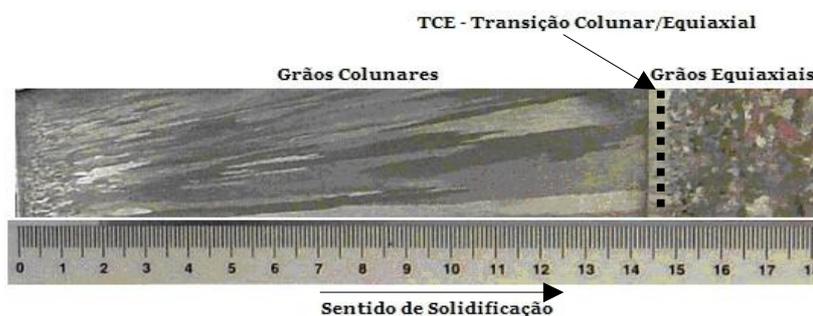


Figura 2.11. Macrografia da liga Pb-2,5%Sb representando a transição colunar/equiaxial (adaptado de Domingos, 2004A-B).

A determinação da distância onde ocorre a transição colunar/equiaxial é importante para o planejamento do processo e para que se possa projetar as propriedades mecânicas do produto. A literatura apresenta uma série de trabalhos teóricos e experimentais que revelam que a competição entre esses dois tipos de crescimento é fundamentalmente governada pelas condições do sistema metal/molde tais como: convecção no metal líquido; difusividade de calor do material do molde; densidade de núcleos no volume de metal líquido; superaquecimento do metal líquido; aquecimento do molde; coeficiente de transferência de calor da interface metal/molde e composição da liga (Tarshis, 1971; Doherty, 1977; Witzke, 1982; Hunt, 1984; Suri, 1991; Wang, 1994; Ares, 2000; Gandin, 2000, Martorano, 2003).

Peças com estrutura completamente equiaxiais são mais apropriadas para inúmeras aplicações, uma vez que apresentam isotropia de propriedades físicas e mecânicas (Ohno, 1988; Garcia, 2001). Por outro lado, a anisotropia das propriedades das estruturas colunares permite aplicações tecnológicas importantes, como por exemplo, no crescimento de palhetas de turbinas de motores a jato, onde o crescimento colunar deve coincidir com a direção de máxima solicitação mecânica durante o funcionamento das turbinas (Garcia, 2001). Na Figura 2.12 são apresentadas duas lâminas, com estruturas equiaxial e colunar a base de Níquel ($62\text{Ni}8, 1\text{Cr}9,2\text{Co}9,5\text{W}5,6\text{Al}0,7\text{Ti}0,5\text{Mo}$) .

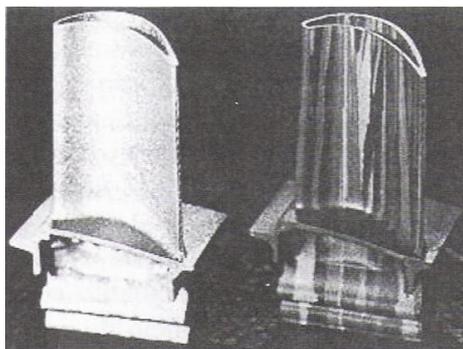


Figura 2.12. Macroestruturas de lâminas de turbina de liga à base de níquel: da esquerda para direita: estrutura equiaxial e colunar (adaptado de Svoboda, 1988).

Conforme Burden e Hunt, a transição colunar/equiaxial é causada, ou por um empilhamento de cristais equiaxiais, os quais bloqueiam o crescimento dos grãos colunares, ou

pela aderência de cristais equiaxiais presentes no líquido à frente da interface dendrítica. Ambos mecanismos, dependem de uma rápida velocidade de crescimento dos cristais equiaxiais no líquido (Burden e Hunt, 1975). No entanto, Fredriksson e Olsson sugerem que o critério mais aceitável para a definição da transição colunar/equiaxial deveria ser baseado na temperatura mínima do volume de líquido à frente da interface colunar. Eles consideram que cristais livres são formados nesse líquido assim que se atinge a temperatura *liquidus*. Inicialmente, esses cristais não têm grande influência sobre a temperatura do líquido por serem ainda muito pequenos e não terem, em consequência, liberada uma parcela significativa de calor latente. A velocidade inicial de crescimento desses cristais também é baixa, mas à medida que o super resfriamento aumenta, devido à diminuição da temperatura do líquido, o volume desses cristais aumenta assim como a velocidade de crescimento. Em consequência, é liberada uma maior quantidade de calor latente e a temperatura do líquido passa a aumentar novamente, e com esse acréscimo na temperatura a velocidade de crescimento dos cristais diminui. A partir desse ponto, o volume de cristais livres que solidificam por unidade de tempo já é considerável, mesmo com essa diminuição na velocidade de crescimento. Fredriksson e Olsson consideram que a transição ocorre nesses instantes em que o líquido que vinha se resfriando passa a se aquecer novamente, quando o aumento da convecção provocado por esse aumento da temperatura forçaria o transporte desses cristais para frente de solidificação, em que bloqueariam o crescimento colunar (Fredriksson e Olsson, 1986).

2.3.2 Microestrutura de solidificação

Os materiais de um modo geral contêm em sua composição química elementos solutos ou impurezas que, ao longo da solidificação, são redistribuídos internamente a partir da superfície de resfriamento. A termodinâmica do processo impe uma rejeição de soluto ou de solvente que depende da posição relativa da liga no respectivo diagrama de fases, e que tem como consequência um movimento de espécies associado à transferência de calor que acompanha a transformação líquido/sólido. A redistribuição de soluto ocorre a partir de uma fronteira de solidificação que pode ser considerada macroscopicamente plana quando se trata de ligas diluídas ou de um material com pequeno grau de impurezas, ou constituída por uma região confinada entre as isoterms *solidus* e *liquidus*, quando se tratar da solidificação de ligas mais concentradas.

Em ambos os casos, a forma pela qual os solutos/impurezas são distribuídos é fundamental para as propriedades finais da estrutura bruta de solidificação (Garcia, 2001).

As propriedades mecânicas de uma liga em seu estado bruto de solidificação dependem também do arranjo microestrutural, que se define no processo de solidificação. Nessas condições, tamanho de grão, espaçamentos interdendríticos, forma, tamanho e espalhamento de eventual porosidade, produtos segregados e outras fases irão determinar o comportamento mecânico da liga representado por tensões e/ou deformações. Na Figura 2.13 é representada a microestrutura em lingotes.

2.3.2.1 Formação da microestrutura

Qualquer que seja o produto metálico acabado (peças obtidas já na forma final ou próxima), ou semi-acabado (placas, lingotes, blocos e tarugos), com exceção daqueles produzidos diretamente através de pó metálico (sinterização), passam pelas etapas de fusão e solidificação. A estrutura que se forma imediatamente após a solidificação determina as propriedades do produto final, mesmo para aqueles produtos que posteriormente serão conformados (Santos, 2006).

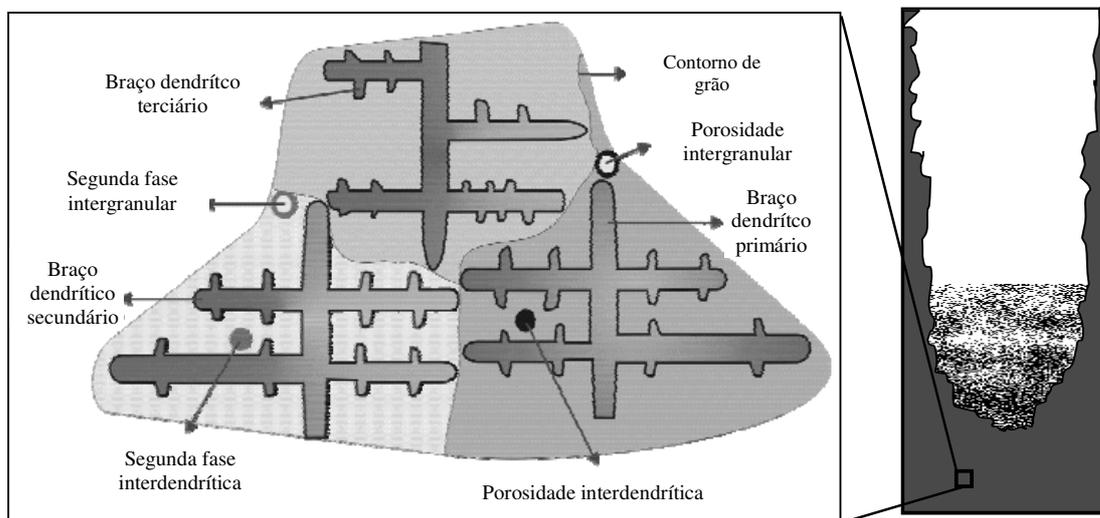


Figura 2.13. Representação esquemática da microestrutura de fundidos (adaptado de Spinelli, 2005).

No caso de ligas metálicas, que correspondem à quase totalidade dos produtos metálicos utilizados, a solidificação dá-se em um intervalo de temperaturas (ver esquema representativo na Figura 2.14), e para uma dada composição, ocorre entre as linhas *liquidus* e *solidus*. Durante a solidificação haverá rejeição de soluto ou de solvente, dependendo do valor de (k), coeficiente de partição de soluto, ser menor ou maior que a unidade respectivamente. Como na prática de fundição a solidificação ocorre em condições de não equilíbrio, ou seja, a velocidade de avanço da fronteira sólido/líquido não é extremamente lenta, haverá um acúmulo de soluto no líquido (se $k < 1$) gerando gradientes de composição em frente à interface sólido/líquido, como mostrado na Figura 2.15 (Santos, 2004).

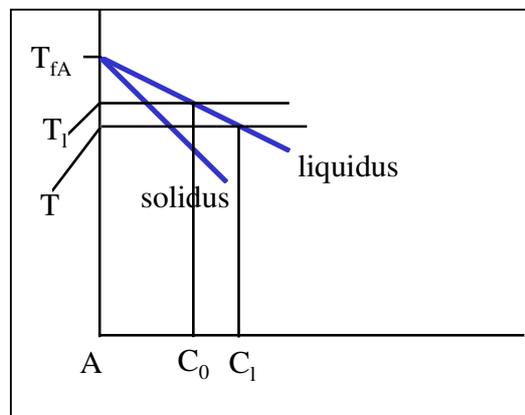


Figura 2.14. Região de fase única do diagrama de equilíbrio indicando as linhas de transformação *solidus* e *liquidus* (Adaptado de Santos, 2004).

Para uma determinada liga, o teor total de soluto não muda. Entretanto como comentado, anteriormente há um acúmulo na interface sólido/líquido que decresce à medida que a distância da interface aumenta, até que se atinja a composição nominal da liga. Observando-se a Figura 2.16, nota-se que o aumento do teor de soluto leva a uma diminuição da temperatura de início de solidificação (correspondente à linha *liquidus*). Portanto, quando a composição decresce ao valor nominal da liga, a temperatura de início de solidificação aumenta, o que significa que ocorre a formação de um gradiente de temperatura de solidificação à frente da interface sólido/líquido. Esse gradiente formado, superposto ao gradiente de temperatura do metal líquido, poderá propiciar que o líquido à frente da interface apresente uma temperatura de início de solidificação acima da temperatura real e esteja em condições de se solidificar, como mostrado na Figura 2.17.

Esse fenômeno é denominado super-resfriamento constitucional e pode provocar instabilidades na interface sólido/líquido, que resulta no modelo de crescimento dendrítico, o mais comum em materiais fundidos (Santos, 2004).

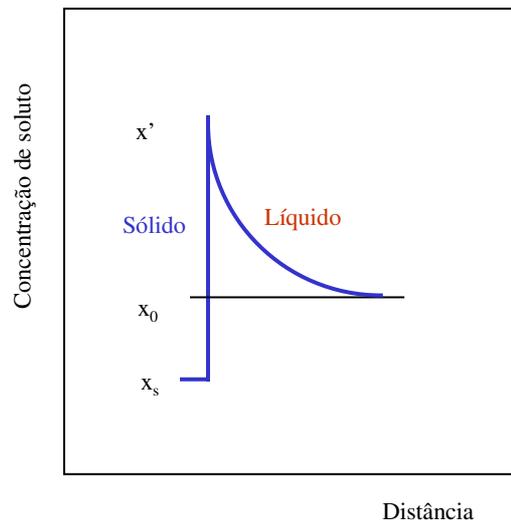


Figura 2.15. Distribuição de soluto em frente a interface sólido/líquido (adaptado de Santos, 2004).

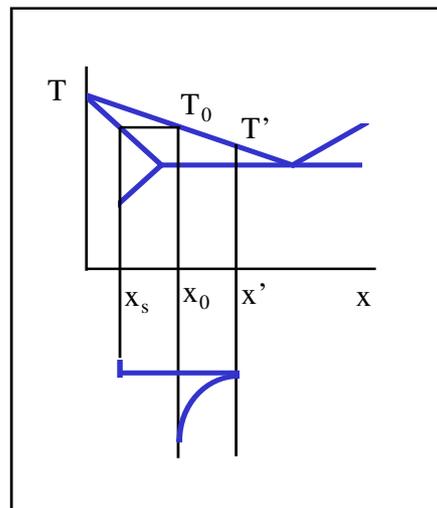


Figura 2.16. Correlação entre gradiente de temperatura e gradiente de soluto em frente a interface sólido/líquido (adaptado de Santos, 2004).

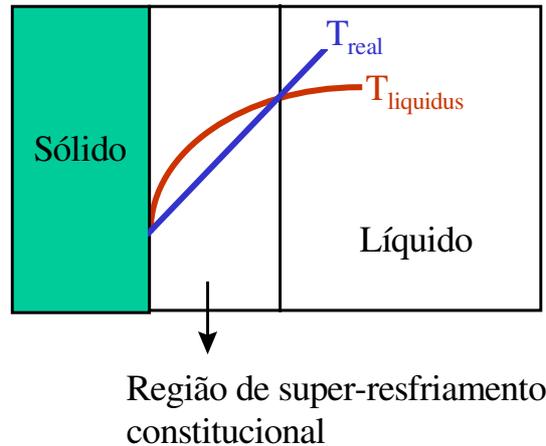


Figura 2.17. Formação do super-resfriamento constitucional (adaptado de Santos, 2004).

Alguns pesquisadores (Flemings, 1974; Kurz; Fisher, 1984; Ludwing, 1996; Garcia, 2001 e Santos, 2004/2006) propõem que a interface pode passar inicialmente de plana para celular, com as células crescendo com velocidade baixa na direção do fluxo de calor (normal à interface), como apresentado esquematicamente na Figura 2.18. No entanto quando a velocidade de avanço das células aumenta, passa a haver uma tendência de crescimento em direções cristalográficas mais favoráveis passando a exercer maior influência sobre a direção de crescimento, tal como apresentado na Tabela 2.2. A estrutura celular passa, então, gradativamente para uma estrutura ramificada denominada estrutura dendrítica. Inicialmente, crescem ramos primários em direções cristalográficas próximas à direção de extração de calor, mas como existem direções cristalográficas favoráveis perpendiculares aos ramos primários, com a rejeição de soluto entre os ramos primários podem surgir ramos secundários, conforme mostrado na Figura 2.19.

Tabela 2.2. Direções de crescimento dendrítico (Garcia, 2001).

Material	Estrutura	Direção preferencial
Fe, Latão β	cúbica de corpo centrado	$\langle 100 \rangle$
Al, Cu, Ag, Au, Pb	cúbica de faces centradas	$\langle 100 \rangle$
Zn, Cd, Mg	hexagonal compacta	$\langle 10\bar{1}0 \rangle$
Sn	tetragonal	$\langle 110 \rangle$



Figura 2.18. Transição de estrutura plana para celular (adaptado de Santos, 2004).

O espaçamento dendrítico primário é a distância entre dois ramos primários; o secundário é a distância entre os ramos originários do primário e o terciário é a distância originária dos ramos secundários, embora muitas vezes esses últimos não existam ou então estejam mascarados pelos ramos primários, pois estão em direções coincidentes (ver Figura 2.20). Os espaços entre os ramos dendríticos são denominados canais interdendríticos.

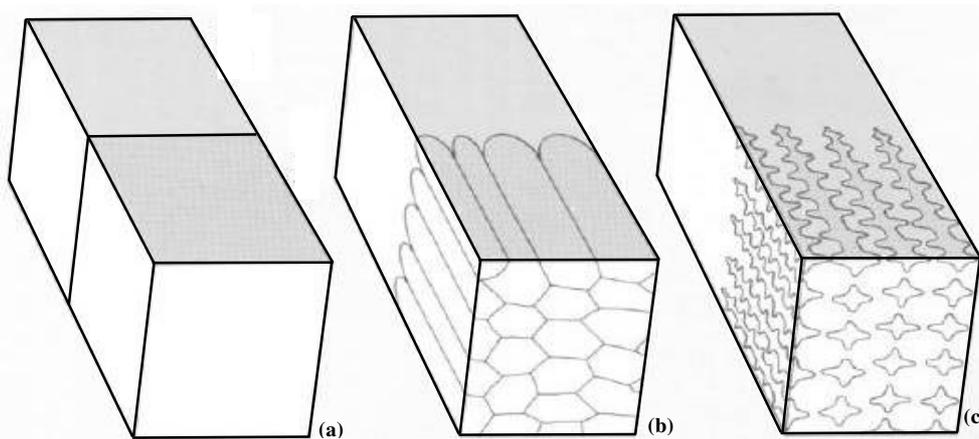


Figura 2.19. Transição de estrutura celular para dendrítica: (a) celular; (b) transição e (c) dendrítica (adaptado de d'Oliveira, 2000).

No caso da estrutura dendrítica há formação de uma região onde coexistem fases sólida e líquida, denominada zona pastosa (ver Figura 2.20). Como passa a haver também rejeição de soluto para o líquido interdendrítico, aumentando a sua concentração, pode haver a formação de estrutura eutética nos canais interdendríticos no final da solidificação.

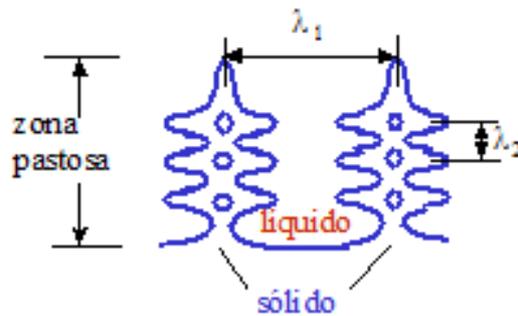


Figura 2.20. Espaçamento dendrítico primário e secundário (adaptado de Santos, 2005).

A qualidade e desempenho mecânico das peças metálicas fundidas dependem da combinação de vários fatores ao mesmo tempo, por exemplo, tamanho de grão, espaçamentos dendríticos, espaçamentos lamelares ou fibrosos, heterogeneidades de composição química, tamanho, forma e distribuição das inclusões, das porosidades formadas, etc. Todos esses fatores podem de alguma maneira ser manipulados durante o processo de solidificação, para obter peças com as inúmeras exigências do mercado. Deve-se, portanto, ter conhecimento de todos os fatores envolvidos ao longo de todo o processo, desde o tratamento do metal líquido, temperatura de vazamento, a maneira de se preencher o molde (controlando a intensidade das correntes convectivas), material e geometria do molde (responsável pela capacidade de absorção de calor), se o molde deve ser pré-aquecido, refrigerado ou estar na temperatura ambiente, fatores esses que terão influência na taxa de resfriamento e, portanto, determinarão o grau de refino da estrutura. Via de regra, as peças fundidas apresentarão melhores propriedades mecânicas com o aumento do grau de refino, pois espaçamentos intercelulares e interdendríticos menores permitem que a microestrutura seja caracterizada por uma distribuição mais uniforme da segregação microscópica que existe entre essas ramificações (Okamoto e Kishitake, 1975). Na Figura 2.21 (a) são mostrados esquematicamente os espaçamentos interdendríticos. Na Figura 2.21 (b), observa-se uma condição em que não existe uma direção preferencial de fluxo de calor; dessa forma, a dendrita cresce de forma multidirecional.

Brody e Flemings propuseram o primeiro modelo matemático para calcular o perfil de soluto entre braços de dendrita considerando a difusão no sólido de forma aproximada, chamada de difusão de retorno (“back diffusion”). Um volume de controle em forma de paralelepípedo foi

inserido entre dois braços de dendrita cuja morfologia de plaquetas foi assumida. As seguintes hipóteses foram, ainda, utilizadas na construção do modelo (Brody e Flemings, 1966):

- a) o volume de controle é isotérmico;
- b) o volume de controle é um sistema fechado, ou seja, não troca massa com as vizinhanças;
- c) os super-resfriamentos originados por efeitos de curvatura, de nucleação, cinéticos e de acúmulo de soluto são desprezíveis;
- d) o líquido possui concentração de soluto homogênea;
- e) a interface sólido-líquido do volume de controle é assumida plana;
- f) há equilíbrio local na interface sólido-líquido do volume de controle;
- g) ocorre transporte de soluto por difusão no sólido, porém de forma limitada (difusão de retorno)

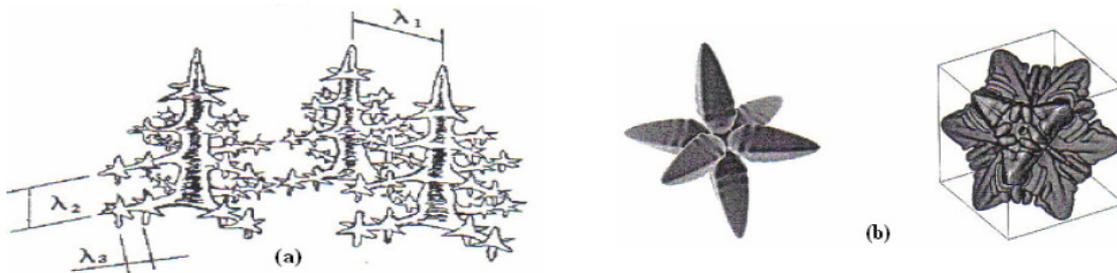


Figura 2.21. (a) Representação dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3), (b) condição onde o crescimento dendrítico é multidirecional (Osório, 2000; Boettinger et al., 2000 e Garcia, 2001).

Bower et al. estudaram lingotes de ligas Al-Cu com estrutura colunar e notaram que o super-resfriamento em relação à temperatura *liquidus* não era maior do que 2°C. Portanto, a hipótese c) parece ser correta. Comentaram ainda que, quando não há movimentação significativa de líquido entre os braços de dendrita, a macrossegregação deveria ser desprezível e a hipótese b) também deveria ser válida. Após alguns cálculos aproximados do perfil de concentração no líquido à frente da interface sólido-líquido do volume de controle, concluíram que a hipótese d) deveria ser correta para a maior parte das estruturas obtidas em processos de fundição comuns (Bower et al., 1966).

Nos processos de fundição e lingotamento de ligas metálicas, a morfologia de solidificação é tipicamente dendrítica e não se altera significativamente da superfície a outras posições da peça, exceto pelo tamanho dos espaçamentos dendríticos. A importância tecnológica desses processos justificou o intenso trabalho de pesquisa na busca de relações quantitativas entre parâmetros do processo e os espaçamentos interdendríticos (Garcia, 2001).

2.3.3 Leis de crescimento dendrítico

A microestrutura exerce elevada influência nas propriedades futuras de produtos fundidos. Por esta razão vários pesquisadores (Okamoto e Kishitake, 1975; Hunt, 1979; Kurz e Fisher, 1981; Trivedi, 1984; Hunt e Lu, 1996; Bouchard e Kirkaldy, 1997; Garcia, 2001; Santos, 2004; Hoyt et al., 2004 e Haxhlmali, 2006) procuram desenvolver modelos matemáticos que permitam prever a microestrutura. Assim sendo, por exemplo, é fato conhecido que os espaçamentos intercelulares e interdendríticos exercem uma influência significativa sobre as propriedades mecânicas de ligas em seu estado bruto de solidificação. Já espaçamentos menores permitem que a microestrutura seja caracterizada por uma distribuição mais uniforme da segregação microscópica entre as ramificações celulares ou dendríticas, que favorece o comportamento mecânico. Como é fato conhecido que o tempo exigido para a homogeneização da composição química em tratamentos térmicos é reduzido com a diminuição desses parâmetros microestruturais, é preferível a adoção de sistemas de solidificação com condições de resfriamento mais eficazes que permitem a obtenção de materiais com espaçamentos menores. Baseado nisso, é necessária a determinação correta dessas condições que controlam esses espaçamentos durante o processo de solidificação de produtos fundidos (Sá, 2004).

2.3.3.1 Espaçamento dendrítico primário (EDP)

Para a quantificação do espaçamento dendrítico primário, são considerados os efeitos das condições térmicas impostas, representadas pelos valores do gradiente de temperatura na fase líquida (G_{liq}) e velocidade de avanço da interface sólido/líquido (V_{liq}), além das constantes relacionadas à liga. O espaçamento primário diminui com o aumento do gradiente de temperatura e da velocidade da interface sólido/líquido. Com relação ao teor de soluto, há controvérsia em

relação ao seu efeito no aumento ou diminuição do espaçamento primário. Alguns autores afirmam que o espaçamento primário diminui com o aumento do teor de soluto na liga (Edvardsson, 1976; Spittle e Lloyd, 1979), enquanto outros, (Flemings, 1974; Young/Kirkwood, 1975; Okamoto et al, 1978) afirmam o contrário.

Os modelos para a previsão microestrutural normalmente são divididos em teóricos e experimentais.

(a) Modelos teóricos para espaçamento dendrítico primário (EDP)

Um modelo simples para a previsão do EDP foi desenvolvido por Okamoto e Kishitake, (1975), em que assumiram os ramos secundários como sendo placas, que engrossam com o processo de solidificação, e que não existe difusão no sólido. Introduziram um gradiente de mistura no líquido interdendrítico (ϵ), que resultou em:

$$\lambda_1^{Okamoto} = 2\epsilon \cdot \left(\frac{-m_{liq} D_{liq} (1-k) \cdot C_0}{\dot{T}} \right) \quad (2.5)$$

em que:

D_{liq} = difusividade do líquido em [m^2/s];

k = coeficiente de partição

m_{liq} = inclinação da linha *liquidus* [°C/% em peso];

C_0 = concentração inicial de soluto na liga [% em peso];

\dot{T} = taxa de resfriamento em [°C/s].

(ϵ) é uma constante menor que a unidade, e experimentalmente considerada como 0,5 para as ligas Al-Si, Al-Sn, Al-Cu e Al-Mg. Notar que os efeitos da velocidade de avanço (V_{liq}) e do gradiente de temperatura (G_{liq}), não foram analisados de maneira isolada.

Os primeiros trabalhos relacionando o EDP com a velocidade da isoterma *liquidus* (V_{liq}) e gradiente de temperatura à frente da isoterma *liquidus* (G_{liq}), foram propostos por (Hunt, 1979; e McCartney/Hunt,1981), que consideraram o crescimento das dendritas em formato regular, chegando à seguinte equação:

$$\lambda_1^{Hunt} = \sqrt[4]{\frac{-64D_{liq}\Gamma[m_{liq}(1-k)C_0 + kG_{liq}V_{liq}^{-1}]}{V_{liq}G_{liq}^2}}, \quad (2.6)$$

em que:

D_{liq} = difusividade no líquido em [m²/s];

Γ = constante de Gibbs-Thompson em [m K];

m_{liq} = inclinação da linha *liquidus* em [°C/%];

C_0 = concentração inicial da liga [% em peso];

k = coeficiente de partição;

G_{liq} = gradiente térmico na ponta da dendrita em [°C/m]; e

V_{liq} = velocidade da ponta da dendrita em [m/s].

Considerando $\frac{-m_{liq}C_0(1-k)}{k} = \Delta T_0$, e substituindo a equação (2.6) na equação de Hunt para espaçamento primário obtém-se:

$$\lambda_1^{Hunt} = \sqrt[4]{\frac{-64D_{liq}\Gamma[k\Delta T_0 + kG_{liq}V_{liq}^{-1}]}{V_{liq}G_{liq}^2}} \quad (2.7)$$

Para o crescimento dendrítico, quando $V_{liq} \gg V_{cd}$ (velocidade de transição) define-se V_{cd} por (Kurz e Fisher,1981):

$$V_{cd} = \frac{G_{liq}D_{liq}}{k\Delta T_0}, \quad (2.8)$$

sendo:

$$\Delta T_0 = \frac{-m_{liq} C_0 (1-k)}{k}. \quad (2.9)$$

O segundo termo dentro do colchete da equação (2.6) pode ser desprezado e então a equação proposta por Hunt pode ser simplificada para:

$$\lambda_1^{Hunt} = 2,83 \cdot \sqrt[4]{\frac{D_{liq} \Gamma k \Delta T_0}{V_{liq} G_{liq}^2}}, \quad (2.10)$$

onde ΔT_0 representa o intervalo de solidificação de não-equilíbrio.

Esta equação permite concluir que o EDP é mais sensível a variações do gradiente de temperatura (G_{liq}) do que às variações na velocidade de deslocamento da ponta da dendrita (V_{liq}) ou a variações na composição química nominal da liga (C_0).

Os estudos de (Wolf e Kurz, 1979; Kurz e Fisher, 1981/1992) acrescentaram à idéia de Hunt uma condição de caráter geométrico que assumia que a forma da célula ou da dendrita podia ser considerada como metade de um elipsóide de revolução, com o raio da ponta dado por:

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

Sendo que a e b correspondem ao menor e o maior eixos do elipsóide de revolução, dados por:

$$a = \frac{\Delta T'}{G_{liq}}, \text{ e} \quad (2.12)$$

$$b = \frac{\lambda_1^{Kurz}}{\sqrt{3}}. \quad (2.13)$$

e supondo que o espaçamento é proporcional ao raio da ponta da dendrita, ou seja:

$$\lambda_1^{Kurz} = \sqrt{R^{Kurz} a}. \quad (2.14)$$

Para $V_{liq} \gg V_{cd}$, têm-se que:

$$R^{Kurz} \cong 2\pi \left(\frac{D_{liq}\Gamma}{\Delta T_0 k V_{liq}} \right). \quad (2.15)$$

O espaçamento dendrítico primário proposto por (Kurz e Fisher, 1981) passa a ser:

$$\lambda_1^{Kurz} = \sqrt{\frac{3\Delta T' R^{Kurz}}{G_{liq}}}, \quad (2.16)$$

sendo $\Delta T'$ = diferença de temperatura entre a base e a ponta da célula, que pode ser determinado por:

$$\Delta T' = \left(1 - \frac{G_{liq} D_{liq}}{V_{liq}} \Delta T_0 \right) \frac{\Delta T_0}{(1-k)}. \quad (2.17)$$

Para crescimento dendrítico com valores baixos para a relação G_{liq}/V_{liq} e considerando que a interface sólido/líquido aproxima-se do formato de uma calota esférica, (Trivedi, 1984) propôs que, se $V_{liq} < V_{cd}$, onde V_{cd} é a velocidade de transição celular/dendrítica, o crescimento se dá de maneira celular e que os espaçamentos entre as lamelas tendem a crescer com o aumento de V_{liq} , seguindo a seguinte equação:

$$\lambda_1^{Trivedi} = 6 \cdot \sqrt[4]{\frac{\Delta T_0 D_{liq} \Gamma}{k V_{liq} G_{liq}^2}}. \quad (2.18)$$

Um outro modelo proposto (Geying e Lixin, 1987), baseado no modelo de Hunt (1981) e na equação de Trivedi (1984), apresentado como resultado, para o cálculo do espaçamento primário as seguintes equações:

- para baixas velocidades ($V_{liq} < V_{cd}$):

$$\lambda_1^{Geying} = 2,38 \cdot \sqrt{\frac{D_{liq} L \Gamma}{\frac{G_{liq} D_{liq}}{P} + m V_{liq} C_o}}, \quad (2.19)$$

- e para altas velocidades quando ($V_{liq} > V_{cd}$) a equação:

$$\lambda_1^{Geying} = 1,34 \sqrt{L} \cdot \sqrt[4]{\frac{\Delta T_o D_{liq} \Gamma k}{V_{liq} G_{liq}^2}}. \quad (2.20)$$

Para uma aproximação na forma esférica da frente dendrítica, tem-se que:

$$L = \frac{1}{2}(l+1)(l+2), \quad (3 < l < 6). \quad (2.21)$$

Para o crescimento dendrítico, Trivedi (1981) indica que $l = 6$.

(b) Modelos experimentais para espaçamento dendrítico primário (EDP)

Experimentalmente, o EDP é representado por equações do tipo:

$$\lambda_1 = K G_{liq}^{-a} V_{liq}^{-b}, \quad (2.22)$$

onde:

G_{liq} = gradiente térmico na ponta da dendrita; e

V_{liq} = velocidade de avanço da isoterma *liquidus* ou da ponta da dendrita,

em que k, a e b são constantes que dependem da liga e podem ser encontrados nos trabalhos de (Han e Trivedi, 1994 e Esaka, 1986).

A partir de experimentos com a liga Al 4,4%Cu, foi proposto seguinte relação para o espaçamento dendrítico primário foi proposta por (Young e Kirkwood, 1975):

$$\lambda_1^{Young} = 3,05 \times 10^3 G_{liq}^{-0,50} V_{liq}^{-0,36}, \quad (2.23)$$

em que:

λ_1^{Young} = espaçamento dendrítico primário em [μm];

G_{liq} = gradiente térmico da ponta da dendrita em [$^{\circ}\text{C}/\text{mm}$]; e

V_{liq} = velocidade da ponta da dendrita em [$\mu\text{m}/\text{s}$].

Utilizando as ligas do sistema Al-Cu e Al-Mg-Si em seus estudos, (McCartney e Hunt, 1981) obtiveram experimentalmente para a liga Al 6%Cu a equação:

$$\lambda_1^{McCartney} = 359 G_{liq}^{-0,474} V_{liq}^{-0,31}, \quad (2.24)$$

em que:

λ_1 = espaçamento dendrítico primário em [μm];

G_{liq} = gradiente térmico da ponta das dendritas em [$^{\circ}\text{C}/\text{cm}$]; e

V_{liq} = velocidade da ponta da dendrita em [cm/s].

Paralelamente ao trabalho teórico, (Bouchard e Kirkaldy, 1997) investigaram várias ligas do sistema Al-Cu, entre elas Al(4,0; 4,5; 5,0; 5,5; 10 e 10,3)%Cu e chegaram ao valor de 250 para o fator de calibração referente a essas ligas, resultando então na seguinte equação:

$$\lambda_1^{Kirkaldy} = 250 \left(\frac{16c_0^{0,5} G_0 \varepsilon \sigma_{sol/liq} T_F D_{liq}}{m_{liq} (1-k) L G_{liq} V_{liq}} \right)^{0,5}. \quad (2.25)$$

2.3.3.2 - Espaçamento dendrítico secundário (EDS)

Diferentemente do espaçamento dendrítico primário, no secundário há um consenso que ele diminui com o aumento da velocidade da interface sólido/líquido (Flemings et al,1970; Young e Kirkwood, 1975 e Okamoto et al,1978). Os mecanismos que envolvem a formação e crescimento dos braços dendríticos secundários são mais complexos, quando comparados com o primário. Enquanto o espaçamento dendrítico primário depois de estabelecido, não varia durante ou mesmo depois da solidificação, isto não ocorre com o espaçamento secundário devido ao efeito de “engrossamento” (Kurz e Fisher,1992).

Kattamis et al. observaram em ligas Al-4,5%Cu que o aumento de espaçamento entre braços secundários de dendrita, daqui por diante chamado engrossamento (“coarsening”), dependia do tempo em que o líquido e o sólido permaneciam em contato. Eles observaram que esta dependência era similar em três situações distintas: (1) quando uma mistura sólido-líquido com uma fração de sólido de 50% era mantida a uma temperatura constante; (2) quando a solidificação, segundo uma taxa de resfriamento de cerca de 18°C/h, era interrompida para um exame da estrutura e (3) quando a solidificação ocorria normalmente (Kattamis et al., 1967).

A utilização de um modelo aproximado permitiu que Kattamis et al. reforçassem a hipótese de que o processo de engrossamento era movido pela diminuição da quantidade de interface sólido/líquido do sistema. Braços mais grossos e maiores devem crescer às custas do desaparecimento de braços mais finos e menores, em um tipo de crescimento competitivo. Propuseram, ainda, dois mecanismos para o aumento do espaçamento entre os braços secundários: o primeiro que envolve uma constante redução de diâmetro dos braços menores até o seu desaparecimento e o segundo que considera a ruptura de um “pescoço” formado na junção com o braço primário resultando em um destacamento posterior do braço secundário (Kattamis et al., 1967). No entanto, Kahlweit propôs um terceiro mecanismo, onde a ponta de um pequeno braço secundário sofre constante dissolução, diminuindo de comprimento até o desaparecimento (Kahlweit, 1968).

Chien e Kattamis estudam a evolução da morfologia dendrítica na liga Al-4,5%Cu e observam o mecanismo de engrossamento de braços secundários de dendrita (“coarsening”). Estes autores também observam o mecanismo de junção de braços de dendritas vizinhas, e que denominam de coalescimento (“coalescence”), em contraste ao engrossamento (“coarsening”). Notaram que estes processos eram particularmente efetivos em destruir a estrutura dendrítica característica presente em regiões de crescimento equiaxial. Além disso, mencionam que o engrossamento deve ser mais efetivo durante os estágios iniciais de formação da estrutura dendrítica, quando a morfologia se aproxima daquela cilíndrica, enquanto que o coalescimento deveria ser mais importante nos estágios finais, quando a morfologia era aquela de plaquetas (Chien e Kattamis, 1970).

Flemings, Kurz e Fisher afirmam que os braços dendríticos secundários formam-se nas proximidades das pontas das dendritas (início da transformação líquido/sólido. Portanto, a temperatura *liquidus*) e com poucas ramificações uniformemente espaçadas. Entretanto, esses espaçamentos aumentam à medida que se aproximam da raiz da dendrita (final da transformação sólido/líquido, portanto a temperatura *solidus* de não-equilíbrio). Eles concordam com Kattamis et al e acrescentam também que o engrossamento dos braços secundários das dendritas ocorre pelo mecanismo de refusão dos ramos secundários mais finos e o aumento do diâmetro dos ramos mais espessos a fim de reduzir a energia interfacial, motivo pelo qual é denominado **fenômeno de engrossamento**. Este comportamento está ilustrado na Figura 2.22. Como o espaçamento desses braços exige a difusão de soluto, esse processo passa a ser desprezível a partir do momento em que todo o líquido interdendrítico tenha solidificado. Nessas condições, o valor final do espaçamento é determinado pelo tempo total que a ramificação dendrítica fica em contato com o líquido, já que a difusividade de soluto no líquido é significativamente maior do que no sólido (Flemings, 1974 e Kurz e Fisher, 1992).

Da mesma maneira que o espaçamento dendrítico primário, o secundário também pode ser determinado pelos modelos teóricos e experimentais, cuja forma geral é:

$$\lambda_2 = B \cdot (\overline{M}t_{local})^n \quad (2.26)$$

em que:

λ_2 = espaçamento dendrítico secundário em [μm];

B = constante

\bar{M} = parâmetro modelo de Feurer (constante) em [cm^3/s];

n = fator que varia entre 1/2 e 1/3

O tempo local de solidificação (t_{local}) corresponde à diferença entre os tempos de passagem das isothermas *solidus* e *liquidus* por uma determinada posição, que em outras palavras é o intervalo de tempo entre a passagem da ponta e da raiz da dendrita pelo mesmo ponto e é dado por:

$$t_{\text{local}} = \frac{\Delta T}{\dot{T}} = \frac{T_{\text{liq}} - T_{\text{sol}}}{G \cdot V_{\text{liq}}}, \quad (2.27)$$

em que:

ΔT = diferença de temperatura na zona pastosa em [$^{\circ}\text{C}$];

\dot{T} = taxa de resfriamento em [$^{\circ}\text{C}/\text{s}$];

G = gradiente de temperatura na zona pastosa em [$^{\circ}\text{C}/\text{m}$]; e

V_{liq} = velocidade da frente *liquidus* em [m/s].

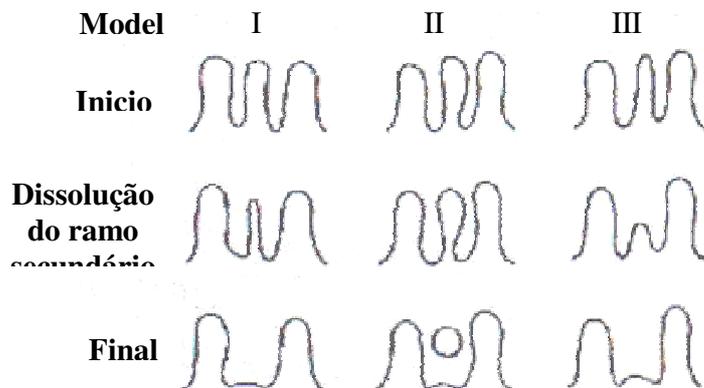


Figura 2.22. Esquemática de processos alternativos de engrossamento dos braços

dendríticos secundários (adaptado de Flemings et al., 1970; Garcia, 2001).

(a) Modelos teóricos para o espaçamento dendrítico secundário (EDS)

Feurer propoe um modelo no qual considera a situação de ramificações de formato regular como, por exemplo, na forma de troncos cilíndricos, conforme apresentado na Figura 2.23 e que o engrossamento dos braços dendríticos é conseqüência da refusão dos ramos laterais menores, representada pela equação (Feurer, 1977):

$$\lambda_2^{Feurer} = B_0 (\overline{M} t_{local})^{1/3}, \quad (2.28)$$

em que \overline{M} representa a influência do sistema de liga e da composição inicial no espaçamento secundário, é chamado parâmetro de engrossamento, e é dado pela equação:

$$\overline{M} = \frac{2\sigma_{sol/liq} D_{liq} T_{liq} \ln\left(\frac{C_{liq}}{C_0}\right)}{H_f (1-k) m_{liq} (C_{liq} - C_0)} \text{ [m}^3/\text{s]} \quad (2.29)$$

em que:

B_0 = constante teórica = 4,359

$\sigma_{sol/liq}$ = energia interfacial sólido/líquido em [J/m²];

D_{liq} = difusividade do líquido em [m²/s];

T_{liq} = temperatura *liquidus* da liga em [K];

C_{liq} = concentração final do líquido, %, que muitas vezes é igual a C_{eut} ;

C_0 = concentração inicial da liga [% em peso];

H_f = calor de fusão volumétrico em [J/m³];

k = coeficiente de partição; e

m_{liq} = inclinação da linha *liquidus* [°C/% em peso].

Substituindo $\Gamma = \frac{\sigma_{sol/liq} T_{liq}}{H_f}$ na equação 2.28, obtém-se o espaçamento secundário:

$$\lambda_2^{Feurer} = 5,5 \cdot \left(\frac{\Gamma D_{liq} \ln\left(\frac{C_{liq}}{C_0}\right)}{(1-k)m_{liq}(C_0 - C_{liq})} \right)^{1/3} = 5,5 \cdot (\overline{M} t_{local})^{1/3}. \quad (2.30)$$

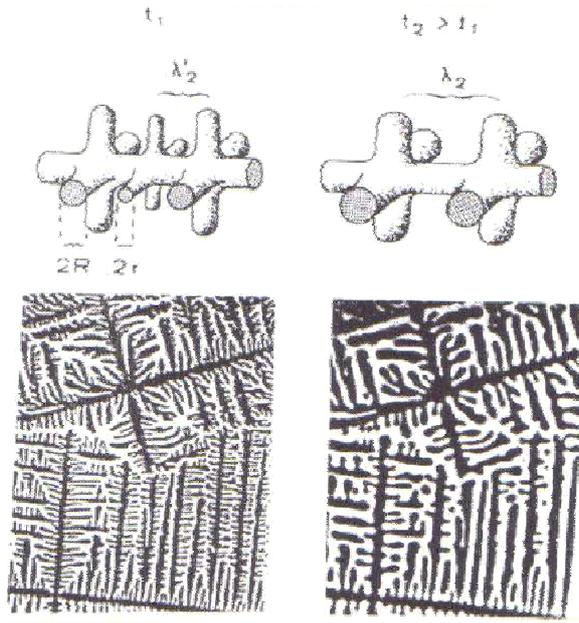


Figura 2.23. Esquema do engrossamento dos braços dendríticos secundários após a solidificação:
 t_1 - imediatamente após a solidificação (adaptado de Garcia, 2001).

A exemplo de outros autores, (Kirkwood, 1985) também leva em conta o fenômeno do engrossamento baseado na refusão dos ramos menores, iniciando-se na ponta e deslocando-se em direção à raiz, e propõe a seguinte relação para o ramo secundário:

$$\lambda_2^{Kirkwood} = \left(\frac{128 \Gamma D_{liq} \ln\left(\frac{C_{liq}}{C_0}\right) t_{local}}{(1-k)m_{liq}(C_0 - C_{liq})} \right)^{1/3} \cong 5 \cdot \left(\frac{\Gamma D_{liq} \ln\left(\frac{C_{liq}}{C_0}\right) t_{local}}{(1-k)m_{liq}(C_0 - C_{liq})} \right)^{1/3}. \quad (2.31)$$

Esse modelo é praticamente igual ao modelo proposto por Feurer em 1977.

A Figura 2.24 apresenta valores do parâmetro \bar{M} para vários sistemas binários com o alumínio como elemento base. Esses valores foram calculados com base nos dados da Tabela 2.3.

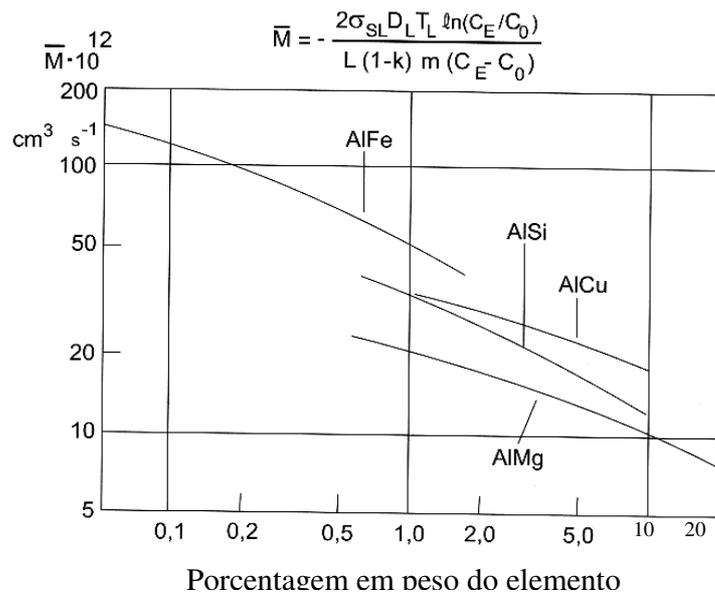


Figura 2.24. Variação da constante \bar{M} com o percentual em peso de elemento de liga para algumas ligas de alumínio (adaptado de Garcia, 2001).

Tabela 2.3. Valores de características físicas de ligas de alumínio utilizadas na determinação do parâmetro \bar{M} (Garcia, 2001).

Constantes	Al-Cu	Al-Fe	Al-Mg	Al-Si	Unidades
C_{eut}	33,0	1,70	35,0	12,5	% em peso
T_{eut}	548	655	450	577	°C
k	0,172	0,029	0,439	0,132	adimensional
m	-3,39	-2,94	-6,0	-6,64	°C/%
D	5,0	1,0	4,0	5,0	$10^{-5} \text{ cm}^2/\text{s}$
σ	100				erg/cm ²
L_v	$1,0 \times 10^{10}$				erg/cm ³

Adotando-se por exemplo,

- Al 4,5%Cu chega-se obtém-se:

$$\lambda_2^{Feurer} = 12,1(t_{local})^{0,38}, \quad (2.32)$$

- Al 15%Cu chega-se obtém-se;

$$\lambda_2^{Feurer} = 9,9(t_{local})^{0,39}, \quad (2.33)$$

com λ_2 em [μm] e t_{local} em [s].

Com o auxílio de um modelo experimental de compostos orgânicos em regime de resfriamento unidirecional, (Trivedi et al, 1984) propõe uma relação entre o espaçamento dendrítico secundário e o raio da ponta da dendrita principal, chegando a seguinte relação para o EDS:

$$\lambda_2^{Trivedi} = C_1(R)^{-n}, \quad (2.34)$$

com λ_2 [μm]; R [K/s], $n = 0,5$ e

$$C_1 = 17,8 \frac{\Gamma D_{liq}^{0,5}}{V_{liq}}. \quad (2.35)$$

Considerando-se que a taxa de engrossamento dos ramos dendríticos secundários é limitada pela taxa de calor por condução em metais puros e pelas taxas de calor e taxa de difusão nas ligas metálicas, (Mortensen, 1991) propoe a seguinte equação:

$$\lambda_2^{Mortensen} = C_2(t_{local})^n. \quad (2.36)$$

Para o sistema Al 4,5Cu tem-se:

$$\lambda_2^{Mortensen} = 12(t_{local})^{1/3}, \quad (2.37)$$

com λ_2 [μ m] e t_{local} [s]

Uma expressão para o cálculo do EDS que independe do gradiente térmico e não considera o fenômeno do engrossamento dos braços secundários, apresentando como única variável de controle do crescimento secundário, a velocidade de deslocamento da ponta da dendrita, foi proposta por (Kirkaldy et al, 1995):

$$\lambda_2^{Kirkaldy} = 2a_2\pi \left(\frac{4\sigma_{sol/liq} D_{liq}^2}{C_0(1-k)^2 L_V V_{liq}^2} \right)^{1/3}, \quad (2.38)$$

onde:

L_V = calor latente na base volumétrica em [J/m^3];

a_2 = fator de calibração; e

$\sigma_{sol/liq}$ = a energia interfacial em [J/m^2].

O fator de calibração a_2 , foi investigado com base em medidas experimentais do EDS para diferentes ligas binárias, chegando-se aos seguintes valores (Bouchard e Kirkaldy, 1997):

Ligas Fe-C: $a_2 = 6$;

Ligas Al-Si: $a_2 = 9$;

Ligas Al-Ni: $a_2 = 4$;

Ligas Al-Cu: $a_2 = 5$; e

Ligas Sn-Pb: $a_2 = 5$.

Para ligas do sistema Al-Cu, o valor de $a_2 = 5$, por exemplo, foi definido após testes em uma faixa bastante ampla de teor de soluto, variando desde Al 3,9%Cu até Al 26,7%Cu.

(b) Modelos experimentais para o espaçamento dendrítico secundário (EDS)

Com base na investigação do sistema Al-Cu, (Bower, Brody e Flemings, 1966) propõem uma equação para a liga Al 4,5%Cu que até hoje representa um consenso entre os vários trabalhos dessa natureza:

$$\lambda_2^{Bower} = 7,5 \times 10^{-6} (t_{local})^{0,39}, \quad (2.39)$$

em que:

λ_2^{Bower} = espaçamento dendrítico secundário em [μm];

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

Jacobi em 1975 e 1976 realizou alguns trabalhos na área de lingotamento contínuo, (Jacobi/Pitsch, 1975 e Jacobi/Schwerdtfeger, 1976) e obtiveram medidas dos espaçamentos dendríticos primários e dos secundários, na casca sólida de lingotes de aço carbono com o seu teor deste variando entre 0,6 a 0,7%, e definiram as seguintes equações:

$$\lambda_1^{Jacobi} = 35,6 (t_{local})^{0,49}, \quad (2.40)$$

$$\lambda_2^{Jacobi} = 15,8 (t_{local})^{0,44}, \quad (2.41)$$

com λ_2 [μm] e t_{local} [s].

2.3.4 Transferência de calor na interface metal/molde

Durante o progresso do processo de solidificação, existe a formação de um espaço físico “*gap*” separando o metal e o molde, e que se pode desenvolver-se, apoiado em mecanismos que estão associados principalmente a (Garcia, 2001):

(a) Interação do metal com o molde em função de suas diferentes naturezas físico-química

Com evolução do “*gap*” de ar na interface, o coeficiente de transferência de calor pode decrescer rapidamente dificultando a retirada de calor na mesma e desacelerando o processo de solidificação. A parede do molde, por mais bem acabada que esteja, apresenta pequenas saliências, mesmo que em nível microscópico. Quando o metal líquido se aproxima da superfície interna do molde, o primeiro contato se dá nos picos destas saliências, que estão a uma temperatura bem abaixo do metal líquido, e causam a formação de pequenos núcleos sólidos nesses locais. Ao mesmo tempo, a tensão superficial do metal líquido poderá impedir que o restante do metal que se solidifica alcance os vales das asperezas superficiais, armazenando ar ou gases liberados durante o processo.

(b) Contração do metal/expansão do molde

No início do processo, o contato entre o molde e o metal líquido pode ser considerado muito bom, por depender da fluidez do metal líquido e da pressão metalostática que ajuda a manter esse contato térmico, o que acarreta um coeficiente de transferência de calor inicialmente mais elevado. À medida que o processo progride, uma fina camada de metal solidifica-se em contato com a parede do molde, e inicia-se um movimento do metal provocado pelas contrações volumétricas decorrente da solidificação, e térmicas, decorrentes do resfriamento e que se opõe à pressão metalostática. Ao mesmo tempo, pode ocorrer uma expansão da parede do molde em função de seu aquecimento (moldes metálicos). Com o avanço da solidificação, a contração vai gradativamente vencendo a pressão metalostática e aumenta a separação física metal/molde, conseqüentemente diminuindo o valor de h_i . A influência da parede do molde nos valores de h_i é mais expressiva em moldes metálicos de paredes relativamente finas quando comparadas com a espessura do metal a ser solidificada. Nesses casos, o molde aquece rapidamente, e a continuidade da solidificação ficará também dependente da troca térmica da parede externa do molde com o ambiente. A decorrente expansão térmica dos moldes favorece o contato térmico com o metal levando a níveis de valores de h_i mais baixos, quando comparado a um molde mais espesso e que tem condições de distribuir melhor o calor absorvido.

A Figura 2.25 apresenta em detalhes os modos de transferência de calor presentes em uma situação física de solidificação de um elemento de referência extraído do sistema metal/molde. Os fenômenos físicos envolvidos no processo de solidificação são descritos diretamente como função dos modos de transferência de calor nas diferentes interfaces, efeitos convectivos do metal líquido e fenômenos associados a transformação do metal. A Figura 2.25 apresenta, portanto, todos os modos de transferência de calor que podem ocorrer ao longo de uma solidificação unidirecional, quais sejam: condução térmica no metal e no molde, transferência newtoniana na interface metal/molde, convecção no metal líquido e na interface molde/ambiente e radiação térmica do molde para o meio ambiente. Na interface metal/molde, apresenta-se a associação dos três modos de transferência entre as cavidades da rugosidade da superfície do molde e o metal sólido (condução, convecção e radiação). A esta atuação conjunto dos fenômenos denomina-se transferência de calor newtoniana .

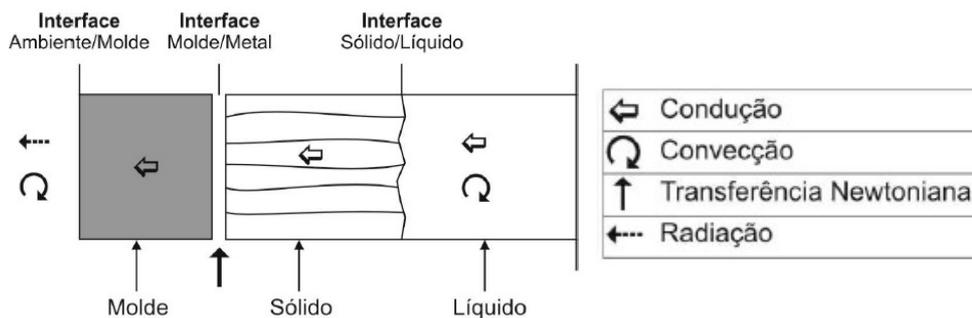


Figura 2.25. Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde (adaptado de Spinelli, 2005).

2.3.4.1 Interface metal/molde

O contato entre o metal vazado e o molde não se mantém constante ao longo do processo de solidificação. Durante a solidificação do metal, a contração do metal solidificado resulta na formação de um “*gap*” de ar entre a superfície do molde e do metal (Shepel, 2002) e reduz a transferência de calor entre as duas superfícies (Velasco, 1999). Esta redução na transferência de calor pode não ser devida apenas a este efeito Kim et al., (1997) citam também a pressão de contato, as condições superficiais (óxidos e rugosidades) e as características do revestimento (por

exemplo, desmoldante) empregado (material e espessura). A transferência de calor na interface metal/molde depende do tipo de metal utilizado, do tipo de molde usado e das condições do gap entre as interfaces. Os seguintes fatores podem influenciar o coeficiente de transferência de calor entre o metal e o molde (Piwonka, 2000):

- temperatura de vazamento;
- geometria do fundido;
- temperatura do molde;
- tipo e composição da liga;
- pressão metalostática;
- enchimentos isolantes ou coquilha;
- rugosidade superficial; e
- revestimentos e espessuras da matriz.

Investigações experimentais foram realizadas nas últimas décadas com objetivos específicos de estudar a transferência de calor na interface metal/molde. Krishnan et al., estudaram a influência da geometria do fundido sobre o coeficiente de transferência de calor e observaram um aumento da magnitude à medida que se aumenta a seção da peça. A descrição matemática é feita pela equação de condução de calor associada a fatores provenientes da solidificação e medidas de temperaturas em locais conhecidos (Krishnan et al., 1994). Ho e Pehlke (1985) utilizam um sistema de estudo no qual a superfície da coquilha (cobre ou aço) é colocada abaixo do metal líquido ou acima deste. Os resultados evidenciam uma dependência do coeficiente de transferência de calor com o tempo e também com a formação do “gap” de acordo com o acondicionamento da placa de coquilha. No caso do cobre, quando posicionado abaixo do metal líquido, o coeficiente varia de 1000 W/ m²K a 2000 W/ m²K e quando posicionado acima do metal, varia de 100 a 1000 W/ m²K. Woodbury et al. (1998), pela medida das temperaturas características em moldes de areia compactada com resina, determinaram o coeficiente de transferência de calor interfacial entre os moldes e uma liga de Al-Si-Mg (AA 356). Seus resultados mostram que o valor do coeficiente varia de acordo com a dimensão da amostra e, analogamente a sistemas de coquilhas, apresentam altos valores iniciais e decaem drasticamente na medida da evolução da solidificação. Variam de 300 a 70 W/m²K, para amostra de 25 mm e

de 150 a 50 W/m²K, para amostra com 6,25 mm (Woodbury et al., 1998). Bellet et al. realizaram medidas de temperatura em um sistema experimental com Al 7% Si 0,3% Mg, em coquilhas de aço com baixo carbono pré-aquecidas (200°C) e pulverizadas com desmoldante (condutividade térmica de 33 W/mK) e um superaquecimento de 180°C (≈30%), e constataram que os valores de coeficientes de transferência de calor metal/molde variam de 360 a 100 W/m²K (Bellet et al., 1996). Spim, analisando a evolução térmica da liga AA 7075 em coquilha de aço ASTM 1020 com geometria cilíndrica e esférica, utilizou coeficiente de transferência de calor metal/molde constante (1200 W/m²K), calculado por meio de um modelo analítico relacionado com a temperatura externa da coquilha (Spim, 2000). Krishnan et al. (1994) mediram o coeficiente de transferência de calor para diferentes ligas Al-Li contra uma coquilha de ferro fundido. Apresentam o coeficiente da ordem de 1000 W/m²K, com um pico inicial seguido de uma diminuição na sua magnitude, esta variação encontra-se entre 2000 W/m²K a 200 W/m²K. Venkataramani et al. (1995), ao analisarem a importância da determinação da máxima densidade de nucleação em macro/micro modelos, adotam em seu sistema experimental composto de moldes de areia e de aço e liga de trabalho de Al-Si-Mg (AA 356), os seguintes coeficientes de transferência de calor: constante para o aço (1000 W/m²K) e variável para a areia (durante os primeiros 10s variando de ≈1000 W/m²K a 350 W/m²K, reduzindo até ≈50 W/m²K nos próximos 190s, mantendo-se aproximadamente neste valor até o final da solidificação)

A disponibilidade de um banco de dados com valores h_i seria de grande utilidade na modelagem matemática do processo de solidificação, seja para simular operações de fundição, seja para otimizar o processo por de modificações operacionais. Podem-se mencionar metodologias de determinação de h_i , que individualmente estão apoiadas em diferentes abordagens do processo básico da solidificação tanto de metais como de ligas metálicas binárias. Segundo a literatura (Garcia e Prates, 1978/84; Garcia e Clyne, 1983; Caram e Garcia, 1995; Santos et al, 2001, Garcia, 2001) são essencialmente quatro:

- Cinética de solidificação unidirecional controlada;
- Confronto de perfis térmicos teóricos/experimentais;
- Medidas de temperatura e vazão em moldes refrigerados; e
- Medidas de parâmetros da microestrutura de solidificação.

2.3.4.2 Métodos numéricos na análise do coeficiente de transferência de calor

A segunda metodologia mencionada, é utilizada neste trabalho para determinação dos coeficientes de transferência de calor na interface 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 de temperatura ou curvas de resfriamento experimentais com as curvas teóricas simuladas por meio de um modelo numérico de solidificação, que tenha sido prévia e devidamente aferido. Esse método de determinação de h_i , em função da atual maior disponibilidade de ferramentas e de facilidades computacionais, é extremamente conveniente, principalmente quando se dispõe de um sistema de aquisição de dados para a monitoração experimental das temperaturas (Garcia, 2001).

Uma alternativa a esse método consiste na solução inversa da equação de condução para regime transiente, ou seja, dados experimentais de evolução da temperatura monitorizados em alguns pontos do sistema metal/molde são utilizados como dados de entrada em modelos numéricos que se incumbem da determinação da condição de contorno na interface metal/molde temperaturas (Garcia, 2001).

Depois da descoberta dos métodos numéricos e seu contínuo aperfeiçoamento, a qualidade das peças fundidas tem melhorado continuamente. Diante da necessidade e da facilidade atualmente encontrada em se manipular modelos matemáticos em computadores foram desenvolvidos vários trabalhos por diversos pesquisadores na tentativa de caracterizar precisamente todo o fenômeno em um sistema metal/molde (Brimacombe, 1986/1988/1993; Kumar, 1993; Samarasekera, 1994; Garcia, 2001; Melo, 1996; Santos, 2004; Cheung, 1999; Kim, 2002). Os métodos numéricos permitem trabalhar com fluxos de calor multidimensionais, geometrias e dimensões do sistema metal/molde variadas e complexas, propriedades físicas variáveis com a temperatura, resistência da interface metal/molde variável, etc. Os métodos numéricos permitem portanto, a solução de problemas que são impossíveis de serem resolvidos analiticamente.

Neste trabalho é utilizado um modelo matemático para simulação do processo de solidificação unidirecional desenvolvido por Melo (Melo, 1996; Melo et al., 2005). Segue-se uma breve apresentação do equacionamento básico do modelo matemático baseado no método de diferenças finitas (MDF) para tratamento da solidificação unidirecional de ligas binárias e que é utilizado neste trabalho para determinação do coeficiente de transferência de calor na interface metal molde. O modelo numérico é baseado na equação de conservação de energia, ou seja:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla(k \nabla T) + Q, \quad (2.42)$$

onde: ρ é a massa específica, c o calor específico, k é a condutibilidade térmica, T é a temperatura, t o tempo e Q é o termo associado com a liberação de calor latente durante a solidificação e pode ser escrito como:

$$Q = \rho L \frac{\partial f_s}{\partial t}, \quad (2.43)$$

onde: L é o calor latente e f_s é a fração de sólido determinada pela equação de Scheil. (Garcia, 2001).

Adotando o método da entalpia, a Equação 2.43 pode ser escrita como:

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \nabla(k \nabla T), \quad (2.44)$$

onde: H é a entalpia.

Para uma condição unidimensional a Equação 2.44 pode ser escrita como:

$$\frac{\partial H}{\partial t} = k \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (2.45)$$

Um balanço de energia na interface metal/molde leva em conta a resistência ao fluxo de calor nessa interface.

Depois de uma descrição do sistema metal/molde, as equações são resolvidas usando um método diferenças finitas explícito. Inicialmente, são calculados os valores da entalpia em

diferentes pontos em cada instante e, posteriormente, esses valores são convertidos para temperatura.

2.3.5 Segregação e defeitos

Responsáveis por limitar a ductilidade e a fadiga, as porosidades podem ser classificadas pelo seu tamanho (macroporosidade e microporosidade) e pela origem de formação (porosidade devida à contração e porosidade originada da evolução de gases do metal) (Wiswanathan, 1988).

O termo contração está associado à sinergia entre a diferença de volume específico do sólido e do líquido com o impedimento de fluxo do líquido no momento da solidificação. Esta situação pode induzir a formação de um vazio no interior da peça, geralmente com 5 mm de comprimento máximo, caracterizando uma macroporosidade. Quando este impedimento de alimentação do líquido a solidificar-se ocorre por entre regiões parcialmente solidificadas, semi-sólidas, a redução da pressão local pode ocasionar este bloqueio induzindo a formação de inúmeros poros pequenos, chamados de microporosidade de contração. Elas podem ter tamanho variável, de poucos micra a alguns milímetros. Na Figura 2.26, apresenta-se um diagrama que esquematiza os diferentes processos físicos envolvidos na formação da microporosidade (Lee, 2001).

A segunda causa de formação de porosidade é o gás dissolvido, particularmente, em ligas de alumínio há evolução de hidrogênio. O hidrogênio é muito menos solúvel em alumínio sólido do que em alumínio líquido, numa razão aproximada de 1/10. Desta forma, no momento da solidificação, o hidrogênio atômico rejeitado pelo sólido com baixa solubilidade, enriquece continuamente o líquido a sua volta. Quando o líquido atinge teores de hidrogênio críticos em solução, começam a se formar bolhas de hidrogênio molecular, dependendo das condições locais de nível de hidrogênio e difusividade, começam a evoluir ou se dissociam (Lee, 2001; Wiswanathan, 1988). Lee et al., citando outros autores, fornece uma relação qualitativa do incremento destas variáveis com as características dos poros, conforme se visualiza na Tabela 2.4.

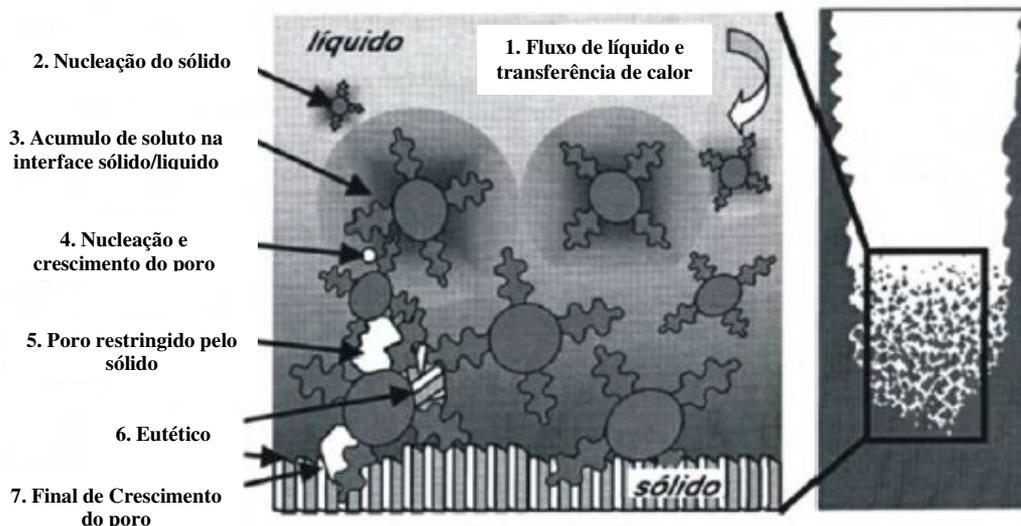


Figura 2.26. Esquema dos diferentes processos físicos envolvidos na formação da microporosidade (adaptado de Lee, 2001).

Tabela 2.4. Relação qualitativa do comportamento das características dos poros em consequência do incremento de algumas características de solidificação sendo, (V_{liq}) velocidade de solidificação, (G) gradiente térmico, (t_s) tempo de solidificação e (C_{Hi}) concentração inicial de hidrogênio (Lee, 2001).

Causa	Aumento do (a) →	V_{liq}	G_{liq}	t_s	C_{Hi}
EFEITO	Tamanho médio dos poros	↓	↓	↑	↑
	Comprimento máximo dos poros	↓	↓	↑	↑
	Densidade dos poros	↑	↑	↓	↓
	Porosidade (%)	↓	↓	↑	↑

2.4 Solidificação unidirecional de metais

Nos últimos anos, o número de trabalhos desenvolvidos e publicados internacionalmente, utilizando o processo de solidificação unidirecional para a análise da influência dos parâmetros de solidificação na formação de estruturas e na geração de defeitos em ligas ferrosas e não

ferrosas, tem crescido significativamente. A principal vantagem da solidificação unidirecional é a possibilidade de se medir com maior facilidade parâmetros importantes do processo de solidificação, por exemplo, velocidades de avanço das isoterma *solidus* e *liquidus* e gradientes de temperatura, e correlacioná-los com parâmetros estruturais, como espaçamentos dendríticos primário e secundário, que podem ser medidos com precisão em uma estrutura unidirecional, e com a formação de defeitos, como as microporosidades formadas entre os ramos dendríticos. A seguir são apresentados alguns trabalhos relativos aos parâmetros acima citados no processo de solidificação unidirecional.

2.4.1 Parâmetros térmicos na solidificação unidirecional

No processo de solidificação unidirecional, a variação da velocidade de avanço da isoterma *liquidus* é obtida a partir das curvas de resfriamento correspondentes aos termopares distribuídos ao longo do molde, admitindo-se que a temperatura na ponta da dendrita seja igual a temperatura *liquidus* (Pan, Lin e Loper Jr., 1990; Suri et al., 1994; Laurent e Rigaut, 1992; Melo et al., 2004)

Melo desenvolveu um modelo numérico, baseado no método de diferenças finitas, para simular o processo de solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu. Este modelo permitiu que pudessem ser determinados: os perfis de temperatura, coeficiente de transferência de calor metal/coquilha, gradientes térmicos, taxas de solidificação, velocidade de deslocamento das isoterma e tempo local de solidificação (Melo, 1996).

Sousa et al, ao investigarem os parâmetros térmicos para a liga AA5052 solidificada unidirecionalmente com diferentes graus de superaquecimento concluíram que, com relação à variação da posição da isoterma *liquidus* com o tempo, para uma mesma posição da isoterma *liquidus*, o tempo aumenta com a elevação do grau de superaquecimento. Segundo esses autores, era de se esperar isso acontecesse, já que havia uma maior quantidade de calor a ser dissipada, mas a influência é maior quando se passava de um superaquecimento de 10% para 15% do que de 15% para 20%. No caso da velocidade de avanço da isoterma *liquidus*, foi constatado que ele diminuiu com o aumento do superaquecimento sendo significativamente maior para o menor superaquecimento quando comparados com os superaquecimentos mais elevados que, diga de

passagem, mostrar-se bastante próximos. A velocidade de avanço da isoterma *solidus* apresentou um comportamento semelhante, mas a influência do superaquecimento é menos significativa. Já o gradiente térmico em frente a isoterma *liquidus* aumenta com a elevação do grau de superaquecimento, mas a influência dos superaquecimentos não se mostra significativa neste parâmetro. Também constataram que a taxa de resfriamento em frente à isoterma *liquidus* diminui com o aumento do superaquecimento. Do mesmo modo concluem que há uma influência maior do superaquecimento quando se varia de 10% para 15% do que de 15% para 20%, com resultados muito semelhantes (Sousa et al, 2005; Sousa, 2006).

Santos et al., ao realizarem um análise comparativa das ligas AA5052, Al-4,5%Cu e Al-5%Si através do processo de solidificação unidirecional, observaram que as velocidades de avanço das isotermas *liquidus* diminuem para as posições mais afastadas da coquilha refrigerada, por causa do aumento crescente da camada solidificada com a evolução do processo de solidificação, impondo uma maior resistência ao fluxo de calor. No caso dos gradientes de temperatura em frente à isoterma *liquidus* das três ligas, constataram que diminuem com o avanço da solidificação, que decorre da gradativa dissipação do superaquecimento do metal líquido, sendo esta diminuição mais drástica para liga Al-5%Si. Santos et al., constataram também que a medida que a solidificação progride, as taxas de resfriamento tendem a valores próximos, em virtude da dissipação do superaquecimento e da conseqüente diminuição do gradiente térmico. (Santos et al., 2006).

Gündüz e Çadirli analisaram a solidificação unidirecional de ligas Al-Cu. Mediram as variações da velocidade de solidificação e do gradiente de temperatura para diferentes concentrações de cobre, as correspondentes variações dos espaçamentos interdendríticos primário e secundário, e as variações do raio da ponta da dendrita e a extensão da zona pastosa. Por meio de regressão linear foram estabelecidas correlações entre os parâmetros do processo de solidificação e os parâmetros estruturais (Gündüz, 2002).

Goulart, ao realizar uma análise comparativa entre as ligas Al-5%Si e Al-9%Si constata que parece haver uma compensação entre os parâmetros térmicos das ligas hipoeutéticas examinadas que conduzem a um comportamento térmico atípico e único da solidificação. São observadas leis

experimentais comuns para as taxas de resfriamento e as velocidades de deslocamento das isotermas *liquidus* em função do tempo, para qualquer composição hipoeutética examinada (Goulart, 2005).

Domingos et al realizaram análise comparativa entre as ligas Al-Si e Pb-Sb por meio de solidificação unidirecional, e comprovou que a liga Al-Si, por apresentar uma maior difusividade térmica, possuiu uma maior velocidade de resfriamento devido à resposta mais rápida ao fluxo de calor, além de gradientes de temperatura menores aos quais permitiram uma dissipação mais rápida do superaquecimento. Com isso, as taxas de resfriamento inicialmente foram maiores para esta liga; porém, à medida que a solidificação progrediu, as taxas para as duas ligas tenderam a valores próximos devido à dissipação do superaquecimento e à consequente diminuição do gradiente de temperatura (Domingos et al, 2004A).

Muitos trabalhos têm sido desenvolvidos também na área de modelagem de solidificação envolvendo diretamente a solidificação unidirecional. Hale, Keyhani e Frankel, apresentaram um método numérico para prever a velocidade de solidificação e o gradiente de temperatura na interface do lado do líquido em função das condições de solidificação. A solução é baseada em dois problemas inversos: um relativo à expansão do domínio relativo fase sólida e outro baseado na contração do domínio relativo à fase líquida (Hale et al., 2000).

Peres, ao estudar o processo de solidificação unidirecional das ligas Al-3%Si, Al-5%Si, Al-7%Si e Al-9%Si, constata que não é possível identificar uma determinada variável térmica como responsável isolada pela ocorrência da transição colunar/equiaxial, que os valores experimentais de V_{liq} , \dot{T} e G_{liq} , são bastante próximos na transição para todas as ligas examinadas (Peres, 2006).

Melo et al. determinaram experimentalmente a correlação entre a taxa de resfriamento e as microestruturas formadas durante a solidificação direcional do aço inoxidável AISI 304. Para tanto, foram solidificadas as amostras em uma coquilha de cobre refrigerada a água, colocada na parte inferior de um dispositivo projetado e construído para a obtenção de solidificação direcional de ligas ferrosas, capaz de simular diferentes taxas de resfriamento. Utilizam um modelo

numérico baseado em diferenças finitas, que determina os principais parâmetros térmicos do processo de solidificação isto é, a velocidade de crescimento da ponta da dendrita, o gradiente térmico à frente da isoterma liquidus, o tempo local de solidificação e a taxa de resfriamento. Também mediram os espaçamentos a partir da interface metal/coquilha, e constataram que ocorrem um aumento à medida que a taxa de resfriamento diminuía (Melo et al., 2004).

Siqueira, ao investigar as ligas dos sistemas Sn-Pb e Al-Cu com diferentes teores de soluto e graus de superaquecimento no metal líquido, pelo processo de solidificação unidirecional vertical ascendente em dispositivo refrigerado a água, constata que, para as condições de fluxo de calor unidirecional examinadas experimentalmente, a tendência de variação da velocidade de crescimento acompanha o gradiente térmico, com velocidades altas junto à face refrigerada e baixas velocidades na parte superior do lingote, até o ponto onde o efeito terminal provoca uma aceleração na velocidade de crescimento. Este crescimento na velocidade da isoterma *liquidus* induz, por sua vez, um crescimento na taxa de resfriamento (Siqueira, 2002).

Rocha ao realizar experimentos de solidificação unidirecional vertical ascendente em condições transitórias de extração de calor, utilizando um dispositivo refrigerado a água e ligas dos sistemas binários Sn-Pb e Al-Cu com diferentes teores de soluto, constatou que, à medida que se elevou o teor de soluto nas ligas Sn-Pb, o processo de solidificação foi mais prolongado para esse sistema de liga. Por outro lado, para as ligas Al-Cu esse tempo diminuiu com o aumento do teor de soluto. Esses resultados refletiram-se nos valores das velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus* e nas taxas de resfriamento, ou seja, verificou-se que menores velocidades e taxas de resfriamento são obtidas para maiores teores de chumbo nas ligas Sn-Pb e, ao contrário a esse comportamento, notaram para maiores teores de cobre nas ligas Al-Cu (Rocha, 2003B).

Spinelli ao realizar experimentos de solidificação unidirecional vertical descendente em condições transitórias de extração de calor, utilizando ligas do sistema Sn-Pb com diferentes teores de soluto, observou que para as condições de fluxo de calor examinadas experimentalmente, a tendência de variação da velocidade da isoterma *liquidus* acompanhada a taxa de resfriamento, com valores altos juntos à câmara refrigerada, e baixos na parte inferior do lingote (Spinelli, 2005).

2.4.2 Parâmetros estruturais na solidificação unidirecional

Dupouy (1993) realizou experimentos com ligas Al-Cu obtidas no espaço em condições de baixa gravidade, solidificadas em ambiente livre de convecção. Os espaçamentos primários obtidos foram de 2 a 4 vezes maiores que aqueles observados em amostras solidificadas na Terra, na presença de convecção natural.

Melo desenvolveu um modelo numérico, baseado no método de diferenças finitas, para simular o processo de solidificação da liga Al-4,5%Cu. Por este modelo, Melo determina os principais parâmetros estruturais, tais como espaçamentos interdendríticos primários e secundários (Melo, 1996).

Domingos et al. desenvolveram um dispositivo de solidificação unidirecional constituído de um forno de resistência por elementos cerâmicos de carvão de silício tipo globar, com câmara moldada em alumina e isolamento por lã de rocha, no qual é introduzido um molde de casca cerâmica e com refrigeração na parte inferior através de jato d'água. O molde refrigerado é constituído por uma coquilha de cobre. Tal dispositivo mostrou-se eficiente, e permitiu a obtenção de estruturas colunares extensas (da ordem de 110 mm para o Al-Si, e 140 mm para o Pb-Sb, para um comprimento total de 260 mm) [Domingos et al., 2004; Santos et al., 2006]. Já Sousa et al, ao analisarem o mesmo dispositivo fazendo uso da liga AA5052, constataram que o aumento do grau de superaquecimento provoca um aumento da extensão da zona colunar. Este aumento é mais significativo quando ocorre a variação de 10% para 15% (Sousa et al., 2005; Sousa, 2006).

Su, Overfelt e Jemian analisaram a solidificação unidirecional de ligas Al-4,5%Cu usando um forno Bridgman, que permite a solidificação em regime permanente. Os autores durante as experiências impuseram variações súbitas nas velocidades de avanço da zona pastosa (deslocamentos das isoterms *solidus* e *liquidus*), provocando uma situação transiente, e analisaram o ajuste dos parâmetros de solidificação para atingir uma nova situação permanente. Os autores concluem que os espaçamentos interdendríticos ajustam-se ao novo regime tão rapidamente quando as velocidades de avanço da zona pastosa, mas os perfis de concentração de

solute ajustam-se mais lentamente. Os resultados evidenciam também que as equações encontradas na literatura para determinação dos espaçamentos interdendríticos permitem a sua determinação satisfatória. (Su et al., 1998).

Min et al, estudaram a evolução da morfologia do intermetálico LiAl em ligas Al-Li, com a variação do teor de lítio. Os autores concluem que, até 2% de lítio, observa-se apenas a fase primária e que, para teores acima de 2%, a morfologia passa de plana e celular para dendrítica e a estrutura é constituída de fase primária e eutético até 7% de lítio, quando passa a ser constituída apenas de eutético. Foram medidos os parâmetros de solidificação e correlacionados com a evolução da estrutura (Min et al., 1998).

Alexandrov apresentou, em 2001, um modelo analítico para descrever a solidificação de uma liga binária considerando uma condição de quase equilíbrio na zona pastosa. Já Lin et al. propuseram no mesmo ano um modelo numérico para analisar a evolução da morfologia durante o processo de solidificação unidirecional (Alexandrov, 2001; Lin et al., 2001).

Lin et al. usaram a solidificação unidirecional para analisar a evolução dos espaçamentos celular e dendrítico para uma série de ligas de alumínio. Os autores concluem que os espaçamentos primários são dependentes não só das condições de crescimento, mas também da forma como tais condições foram alcançadas. Os autores usam também os resultados obtidos para confirmar a validade do modelo proposto por Hunt-Lu para a determinação dos espaçamentos celulares e dendríticos (Lin et al., 1999).

Dell, Ding e Tewari solidificaram unidirecionalmente as ligas Pb-2,2%Sb e Pb-5,8%Sb utilizando diferentes taxas de resfriamento. Os resultados foram utilizados para determinar a distribuição de células e dendritas nas secções transversais as amostras. Os autores concluem que a distribuição das células e dendritas é preponderantemente hexagonal (Dell et al., 1999).

Rocha, Siqueira e Garcia estudaram a transição da morfologia celular para dendrítica durante a solidificação unidirecional, em regime transiente, de ligas Sn-Pb. Os autores mediram a variação dos parâmetros térmicos durante o processo de solidificação e sua influência na

formação da microestrutura. As medidas da variação dos espaçamentos dendríticos primários e secundários são comparadas com modelos teóricos disponíveis na literatura (Rocha, 2003).

Lin et al., propõem um modelo numérico para analisar a evolução da morfologia durante o processo de solidificação unidirecional. A aplicação do modelo evidencia que, para um dado gradiente de temperatura, com o aumento da velocidade de crescimento, observa-se inicialmente uma transição da morfologia de plana para celular e de celular para dendrítica e, posteriormente, uma transição inversa de dendrítica para celular e plana. O modelo permite a determinação de espaçamentos interdendríticos primários após a transição celular/dendrítica para várias condições de crescimento. Esses resultados apresentam boa concordância com resultados experimentais, e que as transições celular/dendrítica e dendrítica/celular podem ocorrer em faixa de velocidades de avanço e que no caso da transição dendrítica/celular, a velocidade crítica depende do espaçamento dendrítico observado antes da transição (Lin et al., 2001).

Osório e Garcia analisaram a solidificação unidirecional de ligas Zn-Al e propõem equações analíticas para determinar a posição das isoterms *solidus* e *liquidus* durante a solidificação, para correlacionar os limites de resistência e limite de escoamento e os espaçamentos dendríticos secundários com parâmetros relativos ao processo de solidificação (Osório, 2002).

Chakraborty e Dutta apresentam um modelo analítico para simular a solidificação unidirecional de ligas binárias. O modelo é comparado com resultados obtidos pela solidificação da liga orgânica $\text{NH}_4\text{Cl-H}_2\text{O}$ e com resultados numéricos (Chakraborty, 2002).

Osório e Quaresma chegam à conclusão que no processo de solidificação unidirecional, para um mesmo tempo local de solidificação, os espaçamentos dendríticos decrescem com o aumento do teor de soluto para as ligas Zn-Al e Al-Cu (Osório et al., 1998; Quaresma, 2000). Goulart ao investigar as ligas Al-5%Si e Al-9%Si sob as condições de solidificação unidirecional transitória constatou que os espaçamentos dendríticos primários e secundários diminuem com o aumento da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e da taxa de resfriamento (Goulart,

2005). Santos, ao realizar uma análise microestrutural da liga ZA27 revela que os espaçamentos dendríticos secundários são mais refinados em distâncias mais próximas da interface metal/molde (Santos, 2005). Resultados semelhantes também são encontrados em outros trabalhos (Quaresma, 2000; Osório e Garcia, 2002; Goulart, 2005).

Santos et al. ao investigarem as ligas AA5052, Al-4,5%Cu e Al-5%Si pelo processo de solidificação unidirecional, constataram que a medida que a taxa de resfriamento diminui, ocorre um aumento dos espaçamentos, sendo os maiores para a liga Al-5%Si, em relação a liga Al-4,5%Cu (Santos et al., 2006).

Domingos et al., ao realizarem uma análise comparativa entre as ligas Pb-Sb e Al-Si pelo processo de solidificação unidirecional, constataram que as medidas dos espaçamentos dendríticos primários são maiores para o caso do Al-Si. Acreditam esse fato é consequência das características termofísicas das ligas, sendo difícil de se explicar pela comparação de parâmetros térmicos isolados. No caso dos espaçamentos dendríticos secundários não constata diferenças significativas entre as duas ligas (Domingos et al., 2004).

Peres, ao estudar a transição da estrutura colunar/equiaxial durante o processo de solidificação unidirecional das ligas Al-3%Si, Al-5%Si, Al-7%Si e Al-9%Si, constatou que ela ocorre essencialmente ao longo de um plano horizontal e que se dista da interface metal molde com coeficientes de transferência de calor decrescentes, além variar de posição nos lingotes obtidos experimentalmente, quando são alteradas as condições da interface metal molde. No entanto, Peres constata que a transição colunar/equiaxial ocorre na mesma posição nos mesmos lingotes, independente do teor de soluto da liga. Certamente Peres acredita que isso é reflexo da similaridade também observada no processo da solidificação. Quando foram investigadas as microestruturas, Peres observou que os espaçamentos dendríticos primários e secundários diminuem à medida que a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e a taxa de resfriamento crescem, isso com o teor de soluto parametrizado. Quando investigou a influência da composição, percebeu que os espaçamentos dendríticos primários eram independentes desta variável, porém os espaçamentos dendríticos secundários diminuem com o aumento do teor de soluto (Peres, 2005).

Rocha et al. investigaram a influência dos parâmetros térmicos da solidificação como velocidade de crescimento (V_{liq}) e taxa de resfriamento (\dot{T}) nos espaçamentos dendríticos primários em condições de solidificação em regime transitório. Para tanto, utilizaram um sistema de solidificação unidirecional vertical refrigerado à água e três ligas do sistema Al-Cu (Al-5%; 8% e 15%Cu). Constataram que sob condições de fluxo de calor transitório os espaçamentos dendríticos primários diminuem com o aumento da velocidade de crescimento da isoterma *liquidus* e com o aumento da taxa de resfriamento. Tal resultado também é constatado por Rosa ao investigar as ligas Al-Cu com diferentes teores de soluto (Rosa, 2004). No entanto para as ligas Al-Cu, investigadas, o espaçamento dendrítico primário não varia de forma significativa com o teor de soluto (Rocha et al., 2004).

Biscuola e Martorano implementaram de um modelo matemático estocástico bidimensional para prever a macroestrutura bruta de solidificação em ligas metálicas binárias. O modelo implementado é capaz de prever o tamanho e forma dos grãos, a transição colunar-equiaxial (TCE) e a transferência de calor durante a solidificação. Durante a implementação, o modelo foi dividido em dois submodelos: um submodelo macroscópico, que soluciona a equação diferencial de condução de calor pelo método dos volumes finitos, e um submodelo microscópico, utilizado para prever o crescimento dos grãos pela técnica "cellular automaton". A estrutura de grãos e as curvas de resfriamento obtidas pelo modelo para uma determinada situação experimental são comparadas com dados disponíveis na literatura. Os resultados calculados por Biscuola e Martorano, apresentaram uma boa aderência aos resultados experimentais, validando o modelo implementado. O modelo foi, então, utilizado para simular o efeito de algumas variáveis de processamento importantes no processo de fundição de ligas do sistema Al-Si. Os resultados evidenciam que: (a) um aumento no coeficiente de transferência de calor entre o metal e o molde aumenta o tamanho da zona colunar e diminui o tamanho médio dos grãos equiaxiais; (b) o aumento do superaquecimento inicial do metal líquido aumenta o tamanho da zona colunar e não altera significativamente o tamanho médio de grão equiaxial e (c) o aumento do teor de soluto médio da liga diminui o tamanho da zona colunar e o tamanho médio dos grãos equiaxiais (Biscuola e Martorano, 2004).

Siqueira, ao realizar experimentos de solidificação unidirecional vertical ascendente em dispositivo refrigerado a água, com ligas dos sistemas Sn-Pb e Al-Cu com diferentes teores de soluto e graus de superaquecimento no metal líquido, observa que a TCE ocorre essencialmente em um plano horizontal e que se distancia da interface metal/molde com coeficientes de transferência de calor crescentes e com aumento no superaquecimento do metal líquido (Siqueira, 2002).

Feitosa et al. estabeleceram uma relação experimental entre a evolução da velocidade de solidificação (V_{liq}) e o teor de silício em ligas diluídas de alumínio da série 6xxx, partindo da modificação do binário base Al-0,6%Mg com cinco teores de silício, utilizando os registros térmicos obtidos dos vazamentos desses binários modificados em moldes que possibilitaram a extração de calor unidirecional com as dimensões 60x60x110mm. O parâmetro estrutural utilizado como auxiliar na caracterização da relação pretendida foi a macroestrutura de solidificação, mais especificamente o tamanho de grão. Feitosa et al., constatam que a macroestrutura tende a apresentar uma estrutura equiaxial mais presente, com o aumento do teor de Si, reduzindo o tamanho da zona colunar. A divisão entre as zonas é nitidamente percebida à medida que se aumentou o teor de silício na liga. Feitosa et al observaram também que a zona colunar nas proximidades da interface tende a diminuir, à medida que o teor de silício aumenta, e a macroestrutura tende a mostrar uma presença maior de grãos equiaxiais. Este fato foi esclarecido por Feitosa et al. como uma alteração na fluidez, modificando a molhabilidade e a eficiência do contato inicial metal/molde. Este contato inicial define a eficiência da extração calorífica, e influencia a formação das macroestruturas. Com base nas observações das estruturas, Feitosa et al., presumem que a extração de calor torna menos eficiente, à medida que o teor de silício aumenta, ou seja, o silício diminui a eficiência do contato metal/molde (Feitosa et al., 2006).

Rocha, ao investigar ligas Sn-Pb solidificadas em regime transitório de extração de calor, constatou que os espaçamentos dendríticos primários diminuem com o aumento do teor de soluto. Para as ligas Al-Cu os espaçamentos dendríticos primários independem da composição do soluto. Para ambos sistemas de ligas, os espaçamentos secundários diminuem quando o teor de soluto é aumentado (Rocha, 2003).

Spinelli ao realizar experimentos de solidificação unidirecional vertical descendente, utilizando ligas do sistema Sn-Pb com diferentes teores de soluto, observa que para as ligas Sn-5%Pb, Sn-15%Pb e Sn-20%Pb, a transição colunar/equiaxial ocorre a 120, 83 e 76 mm da interface metal/câmara de refrigeração, respectivamente. A transição estrutural ocorre essencialmente em um plano horizontal, aproximando-se da interface metal/câmara com o aumento no teor de soluto da liga. Ao observar os espaçamentos dendríticos primários e secundários, Spinelli constata que eles diminuem com o aumento da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e da taxa de resfriamento, mas mostraram-se independente da concentração de soluto. Spinelli constata que, para uma mesma taxa de resfriamento, o espaçamento dendrítico primário é reduzido na ordem de 2 a 3 vezes para condições de solidificação descendente em relação ao correspondente obtido para as ligas hipoeutéticas do sistema Sn-Pb solidificadas na forma ascendente, mostrando ser afetada pelas correntes convectivas geradas nas regiões interdendríticas durante a solidificação descendente. Spinelli ao confrontar os valores dos espaçamentos dendríticos secundários médios, obtidos na solidificação descendente com aqueles obtidos para as mesmas ligas na solidificação ascendente, constata que são muito próximos, mostrando-se que sofrem pouca ou nenhuma influência das correntes convectivas próprias da solidificação unidirecional descendente (Spinelli, 2005).

2.4.3 Interface metal/molde

Boeira, ao realizar experimentos com a liga Al-3,5%Cu, constatou que o desenvolvimento de um *gap* de ar na interface metal/molde induz uma forte redução na capacidade de extração de calor em coquilhas. Esse fenômeno acentua-se na medida que estas aumentam sua capacidade de extração de calor, em função de suas propriedades termofísicas (Boeira, 2002).

Sousa et al, ao investigarem a liga AA5052 com diferentes graus de superaquecimentos, constatou que o coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde diminui com o aumento do superaquecimento e tende a valores próximos à medida que o superaquecimento aumenta (Sousa et al., 2005; Sousa, 2006).

Peres, ao estudar o coeficiente de transferência de calor metal/molde (h_i) durante o processo de solidificação unidirecional das ligas Al-3%Si, Al-5%Si, Al-7%Si e Al-9%Si, constata que há uma tendência de diminuição dos perfis de h_i com o aumento do teor de soluto, parametrizado o superaquecimento. No entanto, Peres observou uma sensível influência de diminuição dos valores dos perfis transitórios de h_i com a condição superficial da chapa molde SAE 310: polida e recoberta com camada de alumina, para a liga Al-5%Si com 2°C de superaquecimento. Mas, quando Peres fixou a composição química, constatou que houve uma tendência de aumento significativo do perfil de h_i com o aumento do superaquecimento do metal líquido (Peres, 2005).

Siqueira, ao realizar experimentos de solidificação unidirecional vertical ascendente em dispositivo refrigerado a água, com ligas dos sistemas Sn-Pb e Al-Cu com diferentes teores de soluto e graus de superaquecimento no metal líquido, constatou que, à medida que se elevaram os valores para o teor de soluto da liga do sistema Al-Cu, os perfis de h_i tiveram aumentos bastante significativos, ao contrário do que aconteceu com o sistema Sn-Pb, o que mostra que a influência desse parâmetro não pode ser generalizada e depende de cada sistema metálico específico. No entanto, Siqueira analisou a temperatura de vazamento, fixando a composição química e observou uma tendência geral de diminuição do perfil de valores de h_i com o aumento do superaquecimento do metal líquido. Porém, com aumento do teor de soluto da liga, esta influência diminuiu, podendo até deixar de ocorrer (Siqueira, 2002).

Rocha ao realizar análises teórica e experimental para solidificação unidirecional de ligas Sn-Pb e Al-Cu em condições transitórias de fluxo de calor, constatou que, para as ligas do sistema Al-Cu o teor de soluto proporciona uma tendência contrária à observada para as ligas Sn-Pb, isto é, observa-se um aumento dos valores de h_i para maiores teores de soluto (Cu). Nessas condições, Rocha conclui que a influência da concentração nominal de soluto (C_0) no perfil transitório do coeficiente de transferência de calor metal/molde não pode ser generalizada e depende de cada sistema metálico específico (Rocha, 2003).

Spinelli realizou experimentos de solidificação unidirecional vertical descendente em condições transitórias de extração de calor, utilizando ligas do sistema Sn-Pb com diferentes

teores de soluto (5%Pb, 15%Pb e 20%Pb) e constata que os valores de h_i são inferiores aqueles característicos da solidificação ascendente. Spinelli observa que, sob influência da gravidade, o lingote, no caso da solidificação descendente, deslocou-se da parede da câmara de refrigeração ainda nos instantes iniciais do processo ajudado pela contração volumétrica e peso próprio, o que tornou o contato térmico metal/câmara menos eficiente (Spinelli, 2005).

2.4.4 Segregação e defeitos

A solidificação unidirecional é bastante utilizada para analisar a formação de microporosidades. Muitos trabalhos têm sido publicados na área a partir da década de 60, com um trabalho pioneiro de Piwonka e Flemings (Piwonka, T. e Flemings, M., 1966). Whitesell e Overfelt usaram um processo de solidificação controlada, para analisar a influência de parâmetros de solidificação na formação da microestrutura, na macrossegregação e na formação de microporosidades, para uma superliga a base de níquel. Em cada experiência, impuseram uma velocidade de solidificação constante, obtendo espaçamentos interdendríticos constantes. A partir dos resultados estabeleceram a melhor condição para minimizar a formação de microporosidades (Whitesell, H. e Overfelt, R., 2001).

Muitos trabalhos têm sido desenvolvidos também visando a modelagem numérica do processo de formação de microporosidades. Melo et al., desenvolveram estudos na área de formação de microporosidades e propõem um método numérico para prever a posição, a quantidade e o tamanho de microporosidades formadas por contração e gases dissolvidos, durante a solidificação unidirecional da liga Al-4,5%Cu (Melo, M., Rizzo, E. e Santos, R., 2004); (Melo, M., Rizzo, E. e Santos, R., 2005; Sawatzky, 2000).

2.5 Permeabilidade

A permeabilidade dos canais interdendríticos é uma grandeza associada à facilidade com que o fluxo de metal líquido pode percorrer os canais interdendríticos, sendo um parâmetro importante para a análise da formação de microporosidades. Os primeiros trabalhos realizados para determinação da permeabilidade de canais interdendríticos foram baseados em experiências

de solidificação controlada em que a velocidade de avanço da frente de solidificação é constante (Piwonka e Flemings, 1966). Nesses casos, a permeabilidade parece depender apenas da fração de líquido e do espaçamento interdendrítico primário, que é constante, desprezando-se o efeito do espaçamento secundário.

Santos e Melo (2004) propuseram um método heurístico para estimar a variação da permeabilidade dos canais interdendríticos durante a solidificação de ligas metálicas em função dos espaçamentos interdendríticos primários e secundários e da fração de líquido, aplicado para fluxo de metal líquido paralelo e normal ao espaçamento dendrítico primário. Comparações entre a permeabilidade calculada e os dados experimentais, obtidos por diferentes autores (Piwonka e Flemings, 1966; Murakami, Shiraishi, e Okamoto, 1984), permitem concluir que o modelo proposto, descreve satisfatoriamente a variação da permeabilidade dos canais interdendríticos com espaçamentos primários e secundários e fração de líquido, durante solidificação, sob fluxos de líquidos paralelos e normais para espaçamentos dendríticos primários na zona pastosa colunar dendrítica. A Figura 2.27 apresenta, esquematicamente, os fluxos paralelo e normal aos ramos dendríticos primários. A aplicação do modelo indica que sob um fluxo de metal líquido paralelo ao espaçamento dendrítico primário, para a mesma área de seção transversal, a permeabilidade decresce quando a relação entre os espaçamentos secundário e primário aumenta. Os resultados também indicam que, sob fluxo normal ao espaçamento dendrítico primário, a influencia dessa relação é menos significativa, mas a permeabilidade é menos favorável para pequenas frações de líquidos se a relação decresce.

A permeabilidade dos canais interdendríticos sob fluxo paralelo aos espaçamentos dendríticos primários (K_p) é obtida por:

$$K_p = \frac{f_{liq}^2 \cdot \lambda_1^2}{8\pi \cdot \tau_p^3}. \quad (2.46)$$

A permeabilidade dos canais interdendríticos sob fluxo normal aos espaçamentos dendríticos primário, é dada por:

$$K_n = \frac{f_{liq}^2 \cdot \lambda_1^{0,5} \cdot \lambda_2^{1,5}}{8\pi \cdot \tau_n^3}, \quad (2.47)$$

onde f é a fração volumétrica de líquido; λ_1 é o espaçamento dendrítico primário; λ_2 é o espaçamento dendrítico secundário; e τ é a tortuosidade dos canais interdendríticos, que leva em conta o fato de que os canais não são lisos e retos. Um comprimento efetivo L_e do canal é definido por $L_e=L \cdot \tau$, e portanto $\tau=L_e/L$, sendo que para fluxo paralelo e para fluxo normal, o valor da tortuosidade, é representado pelas Equações 2.48 e 2.49, respectivamente:

$$\tau_p = 1 + \left(\frac{\lambda_2}{\lambda_1}\right)^{f_{liq}^0} + \left(\frac{\lambda_2}{\lambda_1}\right)^{f_{liq}^1} + \left(\frac{\lambda_2}{\lambda_1}\right)^{f_{liq}^2} + \left(\frac{\lambda_2}{\lambda_1}\right)^{f_{liq}^3}, \quad (2.48)$$

$$\tau_n = 1 + \left(\frac{\lambda_2}{\lambda_1}\right)^{f_{liq}^0} + \left(\frac{\lambda_2}{\lambda_1}\right)^{f_{liq}^1} + \left(\frac{\lambda_2}{\lambda_1}\right)^{f_{liq}^2}. \quad (2.49)$$

Como pode ser observado na Figura 2.28b e pela Equação 2.46, sob fluxo paralelo ao espaçamento dendrítico primário, a área dos canais interdendríticos depende somente dos espaçamentos dendríticos primários. Mas a tortuosidade dos canais é afetada pelos espaçamentos secundários. Isto é coerente com os resultados experimentais obtidos por Murakami et al. (1984). Na Figura 2.28b e pela Equação 2.47, observa-se que, sob fluxo normal ao espaçamento dendrítico primário, a área dos canais interdendríticos depende dos espaçamentos primários e secundários o que também é coerente com os resultados de Murakami et al. (1984) e Poirier (1987).

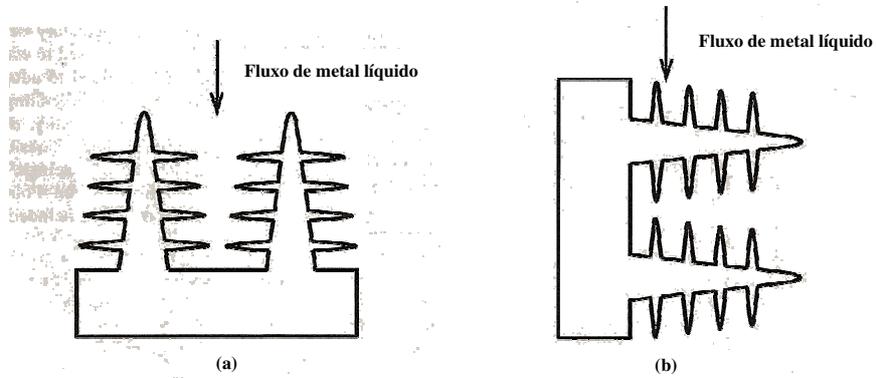


Figura 2.27. Representação esquemática dos fluxos de metal líquido: (a) paralelo e (b) normal aos ramos dendríticos primários (Santos, 2006).

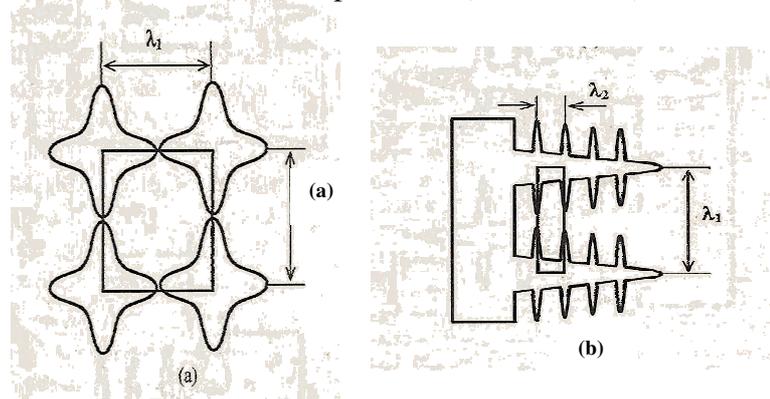


Figura 2.28. (a) Seção de área do canal interdendrítico sob fluxo paralelo ao ramo dendrítico primário; (b) Seção de área do canal interdendrítico sob fluxo normal ao ramo dendrítico primário (Santos, 2006).

Capítulo 3

Materiais e Métodos

3.1 Considerações Gerais

O planejamento experimental adotado neste trabalho encontra-se apresentado em quatro etapas de atividades: (1) preparação das ligas; (2) obtenção das variações de temperatura; (3) determinação dos parâmetros térmicos da solidificação (h_i – coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde; V_{liq} – velocidade de deslocamento da isoterma liquidus e \dot{T} - taxa de resfriamento) e, finalmente, (4) caracterização e quantificação dos parâmetros estruturais, que são representados pelos espaçamentos celulares e dendríticos primários e secundários. A Figura 3.1 apresenta, de forma esquemática, o fluxograma representativo do planejamento experimental desenvolvido.

Os equipamentos e materiais utilizados em cada etapa de atividades são identificados nos itens 3.2 e 3.3, respectivamente.

3.2 Equipamentos Utilizados

Para os cortes dos materiais foi utilizada uma serra de fita, fabricação Franho, modelo FM-50, de elevado acabamento superficial. A Figura 3.2 apresenta os principais acessórios e equipamentos utilizados para obtenção das ligas, conforme atividades descritas na etapa 1 do fluxograma apresentado na Figura 3.1.

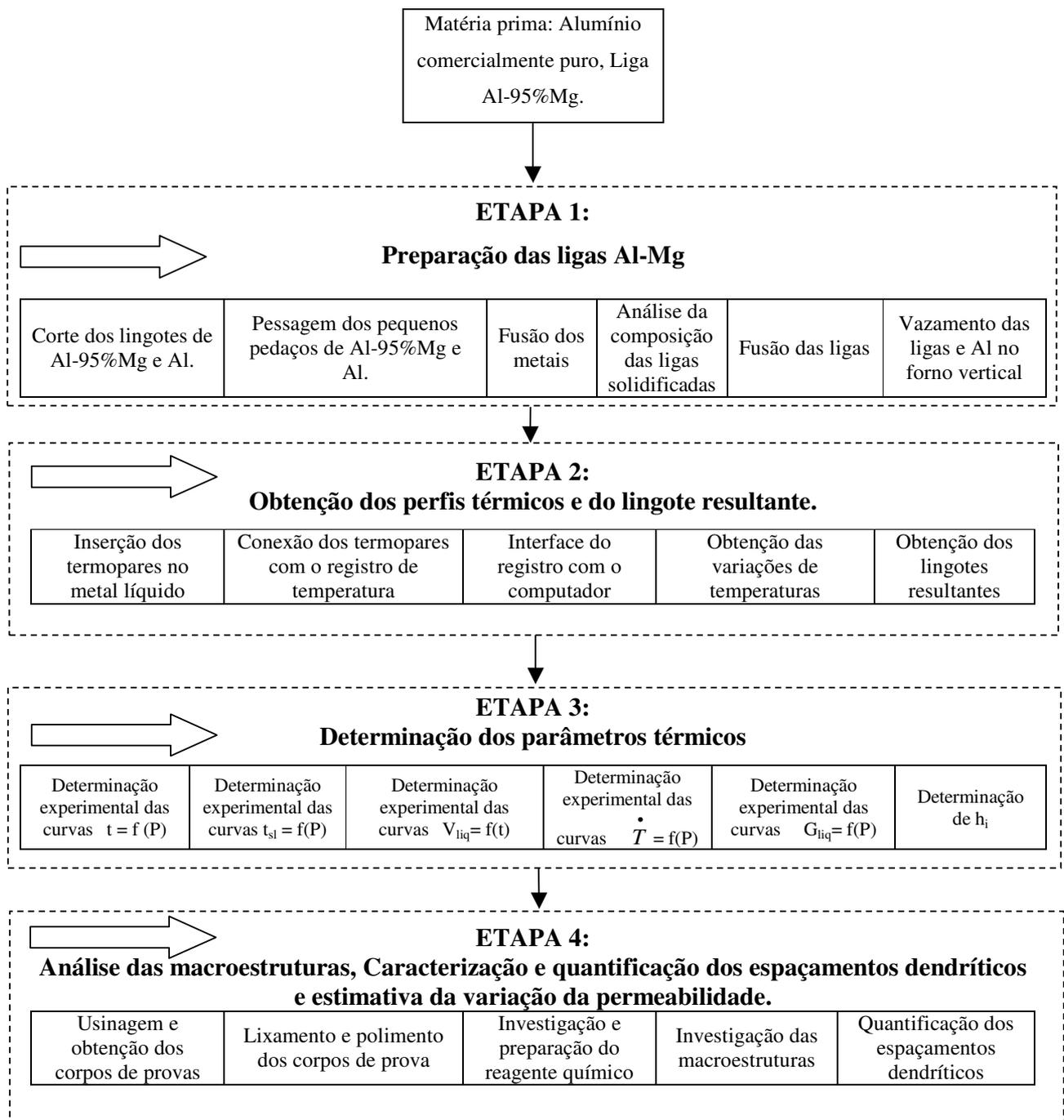


Figura 3.1. Fluxograma representativo das etapas de atividades executadas durante o procedimento experimental deste trabalho. P – Posição da isoterma *liquidus*; V_{liq} - Velocidade de avanço da isoterma *liquidus*; G_{liq} - Gradiente de temperatura frente a isoterma *liquidus*; \dot{T} - taxa de resfriamento; t_{sl} – tempo local de solidificação.

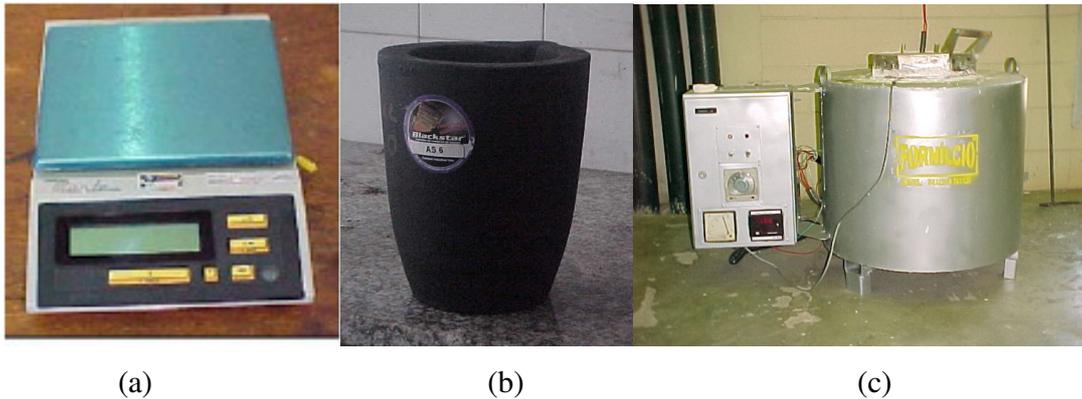


Figura 3.2. (a) Balança eletrônica ,(b) Cadinho de grafite e (c) Forno de resistência elétrica.

A balança eletrônica, [Figura 3.2 (a)], de elevada precisão foi utilizada durante as pesagens dos metais (Al-95%Mg e alumínio comercialmente puro) para preparação das ligas Al-Mg (5%Mg, 10%Mg e 15%Mg) nas proporções exatas.

O cadinho de grafita, [Figura 3.2 (b)] modelo AS 6 da Carbosil, revestido com uma camada consistente de uma suspensão à base de alumina, para evitar a contaminação do banho metal líquido além de preservá-lo por mais tempo, foi utilizado para permitir a fusão dos metais (Al-95%Mg e alumínio comercialmente puro) e o vazamento correspondente na lingoteira do forno vertical refrigerado a água.

Para fusão e preparação das ligas em diferentes composições na execução da parte experimental, foi utilizado um forno elétrico [Figura 3.2 (c)], já existente no laboratório, cujas características são apresentadas a seguir.

A carcaça do forno é feita com aço 1010 (chapa 14) de espessura 1,90mm, sendo sua geometria cilíndrica com 680 mm de diâmetro externo, parte útil interna octogonal com 130 mm de aresta e altura de 450 mm. A parte isolante, de fora para dentro, foi revestida com 3 camadas de manta cerâmica de 1 polegada de espessura e massa específica de 128 kg/m^3 , e tijolo refratário com 42% de alumina de baixa massa específica com dimensões iguais $229 \times 114 \times 63 \text{ mm}$, que cortado ao meio no sentido transversal e furado pudesse formar uma concavidade para que a

resistência elétrica fosse encaixada. Foram assentados 6 camadas de tijolos, utilizando concreto refratário. Na soleira do forno foi utilizado tijolo refratário de alta massa específica, diferentemente da parede interna, que além da resistência térmica, deve possuir alta resistência ao desgaste e suportar choques mecânicos durante a entrada e a saída do cadinho.

A resistência elétrica para o aquecimento do forno foi em fio de níquel-cromo Kanthal, com diâmetro de 2,6 mm e resistividade de $0,2705 \Omega \cdot m$. Utilizou-se 35m de fio gerando uma potência máxima de 5,1kW. Para o controle da potência foi utilizado um VARIAC com as características:

- Voltagem: 220V;
- Corrente máxima: 30A; e
- Potência máxima 6,6kVA.

Para o controle da temperatura foi acoplado ao forno um painel com mostrador digital. A Figura 3.2 (c) apresenta uma vista geral do forno. A Figura 3.3 apresenta um detalhe da montagem da resistência elétrica.



Figura 3.3. Detalhe do forno , apresentando a resistência elétrica.

Entre as vantagens de um forno elétrico podem ser citadas:

- perdas mínimas;
- pouca absorção de gases;
- regulagem fácil e precisa da temperatura; e
- bom rendimento térmico.

Nos ensaios experimentais foram usadas cascas cerâmicas vazadas com as seguintes dimensões: 280 mm de altura, 40 mm de diâmetro e espessura de para de 7 mm. Os moldes de casca cerâmica são feitos de zirconita com diferentes granulometrias. A Figura 3.4 apresenta um dos moldes cerâmicos de zirconita usados no experimentos.



Figura 3.4. Casca cerâmica.

Os termopares apresentados na Figura 3.5 são do tipo K (cromel/alumel) conectados em um sistema de aquisição de dados para a medição da variação da temperatura durante os ensaios. Suas características são as seguintes:

- Tipo K: Chromel (+) / Alumel (-);
- Faixa de utilização: (0 a 1260) °C / (0,000 a 50,990)mV;

- Potência termoeétrica: (4,04mV / 100°C);
- Diâmetro da bainha - 1,5mm;
- Tipo de junção de medição – isolada;
- Material da bainha - aço inox 310;
- Material do rabicho – PVC;
- Terminal de ligação – tipo agulha ; e
- Calibração tipo K, simples (padrão).

A escolha desse tipo de termopar deve-se ao fato da grande faixa de utilização de temperaturas (0 a 1260°C), que permitiu sua utilização para as ligas investigadas.

Nos experimentos em molde de cerâmica foram utilizados 8 termopares, um na interface metal/coquilha, outro a 2mm deste, em seguida na posição de 20mm, 40mm, 60mm, 80mm, 100mm e 120mm. Uma tolerância de ± 1 mm pode ser considerada em relação a estas posições pré-estabelecidas, em virtude de possibilidade de imprecisões na operação de montagem. No vazamento de metal líquido, as correntes convectivas e o peso próprio podem influenciar na posição definitiva na ponta do termopar que se encontra em balanço.

A Aquisição dos dados foi realizada por um sistema de 12 bits de resolução, acoplado a um microcomputador, dotado de 32 canais de leitura 16 para termopares tipo K, 16 para termopares tipo S e taxa de aquisição de 10 Hz por canal, sendo o primeiro canal de cada placa reservado para medir a temperatura do ambiente (junta fria), e os demais para a leitura das variações de temperatura no metal e no molde.

O AqDados – Software foi utilizado para acompanhar, parametrizar, registrar e armazenar os dados obtidos pelos termopares durante o processo de solidificação, além de possibilitar um monitoramento on-line dos dados medidos. Um exemplo de tela está apresentado na Figura 3.5.

O dispositivo de solidificação unidirecional, é constituído de um forno de resistência por elementos cerâmicos de carbeto de silício tipo global, com potência de 5500W, com câmara moldada em alumina e isolamento por lã de rocha, no qual é introduzido um molde de casca

cerâmica e com refrigeração na parte inferior através de jato d'água. O molde refrigerado é constituído por uma coquilha de cobre. As Figuras 3.6 e 3.7 apresentam o Croquis detalhado e o dispositivo para a solidificação unidirecional, respectivamente. O molde de casca cerâmica com a coquilha de refrigeração na parte inferior e com os termopares é mostrado esquematicamente na Figura 3.8.

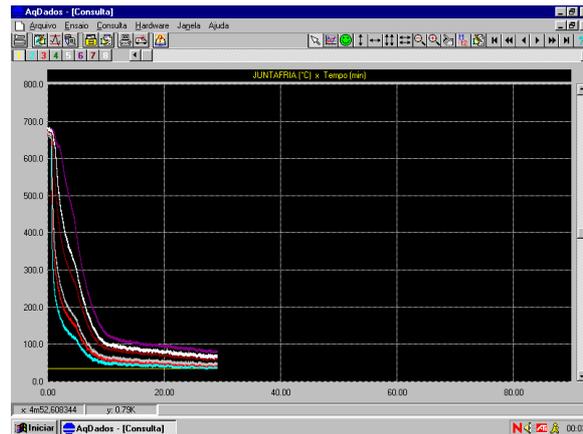


Figura 3.5. Tela do Software para processamento das temperaturas e fornecimentos dos perfis térmicos.

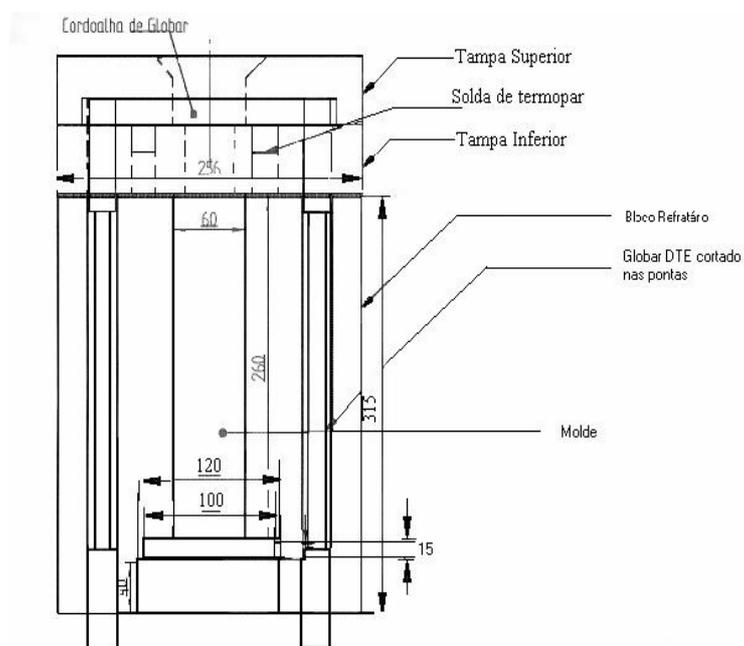


Figura 3.6. Croqui detalhado do dispositivo para solidificação unidirecional (dimensões em milímetros).



Figura 3.7. Dispositivo de solidificação unidirecional.

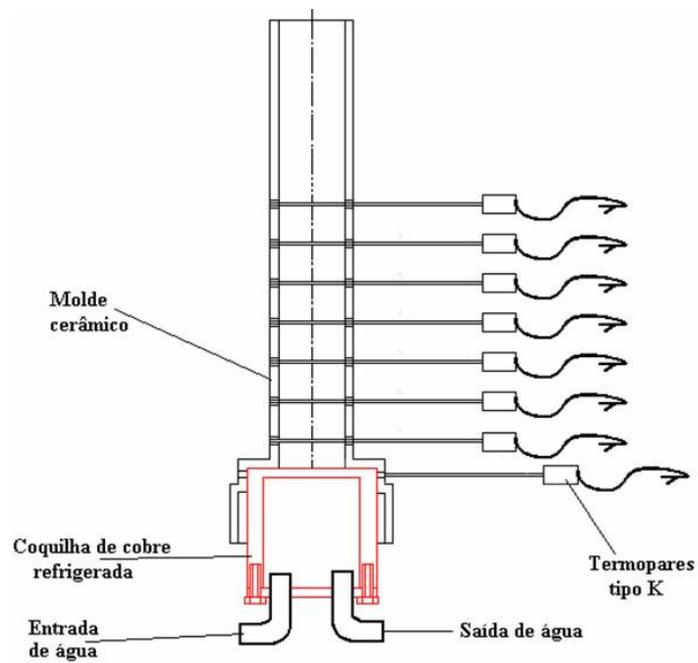


Figura 3.8. Esquema do posicionamento dos termopares e coquilha acoplada na parte inferior da casca cerâmica.

Outros utensílios operacionais foram utilizados como auxiliares no processo de solidificação: **massa refratária GF-180 da Carburundum**, utilizada para revestimento interno dos cadinhos (e dos demais acessórios citados a seguir), com o objetivo de isolar o material líquido do contato direto com as paredes do cadinho e com isso evitar contaminação do banho; **haste de aço inoxidável**, usada para agitação do metal líquido; **espátula de aço**, empregada para retirada da camada de óxido formada na superfície livre do banho; **garra metálica**, utilizada para introduzir e retirar os cadinhos de dentro do forno de resistência durante as operações de fabricação e vazamento das ligas.

No que se refere aos equipamentos utilizados na quarta etapa de atividades, eles integram um conjunto de equipamentos normalmente utilizados em técnicas metalográficas e utilizados para caracterizar e quantificar os espaçamentos dendríticos: “**cut-off**”, utilizado para corte de pequenos pedaços de materiais para obtenção dos corpos-de-prova; **lixadeira rotativa**, utilizada para preparar as superfícies dos corpos-de-prova para posterior polimento; **politriz rotativa**, utilizada para polir os corpos-de-prova, e, finalmente, um sistema de processamento de imagem **Neophot 32** (Figura 3.9a) e Software **Leica Q-500 Mc** (Figura 3.9b),

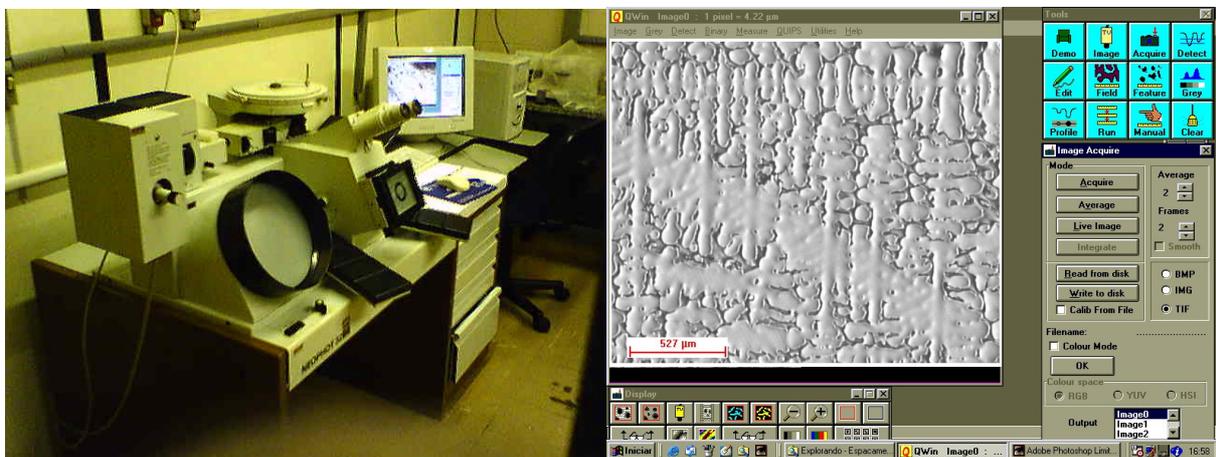


Figura 3.9. (a) Microscópio óptico Neophot 32 para análise das amostras. (b) Software para análise de imagem acoplado ao microscópio óptico Neophot 32.

3.3 Materiais Utilizados

Para este trabalho foram utilizadas ligas Al-Mg contendo 5%Mg, 10%Mg e 16%Mg e o Alumínio comercialmente puro. As suas composições, obtidas por análise química são apresentadas na Tabela 3.1. As propriedades termofísicas são apresentadas na Tabela 3.2. (Incropera, 2000; Nagaumi, 2000). A Figura 3.10 apresenta o diagrama de equilíbrio do sistema Al-Mg (Metals Handbook, 1973).

Na análise da composição química das ligas foi utilizado o método de fluorescência de raios X com o equipamento modelo RIX 3100 da RIGAKU. A espectrometria de fluorescência de Raios X (XRF) é um método instrumental não-destrutivo para análises elementares quantitativas e qualitativas baseado na medida dos comprimentos de onda e intensidades das linhas espectrais emitidas pela excitação secundária dos elementos. Em substituição aos métodos convencionais de análises químicas por via úmida, o método de análises químicas por fluorescência de Raios X é amplamente empregado em laboratórios de análises como uma eficiente ferramenta analítica em muitos campos industriais.

Para a obtenção de valores dos elementos presentes na liga, foi utilizado o método semi-quantitativo (SQ) do princípio dos parâmetros fundamentais (FP), onde as leituras das intensidade obtidas pelo equipamento são comparadas com valores pré-estabelecidos na sua base de dados (biblioteca).

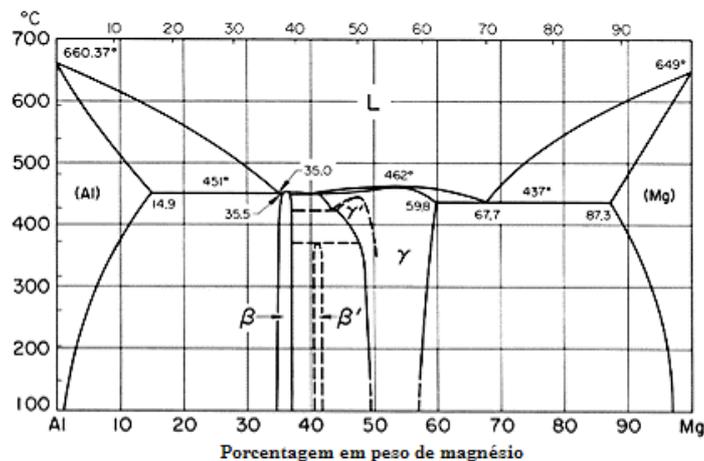


Figura 3.10. Diagrama de equilíbrio do sistema Al-Mg (Metals Handbook, 1973).

Tabela 3.1. Composição química das ligas Al-Mg e Alumínio comercialmente puro obtido pelo equipamento RIX 3100 da RIGAKU pelo princípio dos parâmetros fundamentais (% em peso).

Composição química (% em peso)								
Metal	Al	Mg	Si	Fe	Zn	Mn	Cu	Outros
Al	99,6895	0,0014	0,1029	0,1822	-	-	0,0240	-
Al-5%Mg	94,2729	5,3184	0,1563	0,1601	0,0460	0,0153	0,0124	0,0186
Al-10%Mg	89,3729	10,2140	0,1641	0,1079	0,0883	0,0272	0,0177	0,0078
Al-15%Mg	83,9940	15,3631	0,2503	0,1721	0,1394	0,0437	0,0311	0,0063

Tabela 3.2. Propriedades termofísicas admitidas para os materiais utilizados (Incropera, 2000; Nagaumi, 2000).

Propriedades	Al-5%Mg	Al-10%Mg	Al-15%Mg
k_{liq} (W/m K)	92,6	91,8	90,5
k_{sol} (W/m K)	130,4	126,3	122,8
ρ_{liq} (kg/m ³)	2315,2	2485,5	2608,7
ρ_{sol} (kg/m ³)	2650,0	2801,4	3051,6
c_{liq} (J/kg K)	1097,0	982,3	897,5
c_{sol} (J/kg K)	992,0	901,5	815,7
L (kJ/kg)	396	307,2	257,3
m (°C/%)	6,0	6,0	6,0
K	0,472	0,472	0,472
T_{liq} (°C)	640	610	590
T_{sol} (°C)	585	496	450

3.4 Vazamento

Para essa etapa, foram adotados procedimentos formando uma sistemática para a repetibilidade dos experimentos de mesma natureza. Os procedimentos são os seguintes:

- A ligas Al-Mg e o alumínio comercialmente puro foram fundidas, retiradas do forno e agitadas com uma haste de aço, revestida com massa refratária, para sua efetiva homogeneização, e também para auxiliar na queda da temperatura do banho líquido e vazadas a temperaturas 10% acima da temperatura *liquidus*, ou seja: 650°C (Al-15%Mg); 671°C (Al-10%Mg); 701°C (Al-5%Mg) e 720°C (Al);
- Foi realizada a injeção de argônio por aproximadamente 4 minutos, com uma vazão de 2 litros/min, cuja finalidade foi a remoção de gases contidos na liga (ver figura 3.11). A injeção de argônio foi interrompida quando a temperatura da liga atingiu cerca de 10% acima da temperatura prevista para o vazamento. A retirada da escória da superfície do banho foi feita com a espátula de aço, revestida com alumina;
- Segundos antes do vazamento no molde cerâmico, o sistema de refrigeração na coquilha de cobre era ligado para permitir a solidificação unidirecional e o equipamento de aquisição de dados ligado para o registro de fenômenos térmicos. Atingido o superaquecimento, a liga foi vertida na cavidade do molde cerâmico adotado (ver Figura 3.8);
- As ligas e o alumínio comercialmente puro eram então vazados no molde montado no dispositivo de solidificação unidirecional. Antes do vazamento, a casca de cerâmica era pré-aquecida até cerca de 600°C para o alumínio comercialmente puro, e cerca de 550°C para a ligas Al-Mg. Esse aquecimento da casca cerâmica minimiza as perdas laterais, sendo essencial na obtenção de solidificação direcional. Instantes antes do vazamento o forno para aquecimento da casca cerâmica era desligado, para evitar interferência no

sistema de aquisição de dados. Também foram tomadas as seguintes precauções para otimização do processo:

- Mínimo de agitação no banho durante a fusão, para evitar que haja quebra da camada do óxido de alumínio que se forma sobre ele, e minimizar a introdução de gases;
- Superaquecimento suficiente para garantir que a solidificação tivesse início após enchimento completo do molde.

Como mencionado anteriormente, pouco antes do vazamento o equipamento de aquisição de dados era ligado para o registro dos fenômenos térmicos. A partir do registro desses dados, obtiveram-se as variações de temperaturas da liga. Da análise dessas variações, determinaram-se os tempos de passagem das isothermas *liquidus* da liga nos pontos correspondentes ao posicionamento dos termopares.

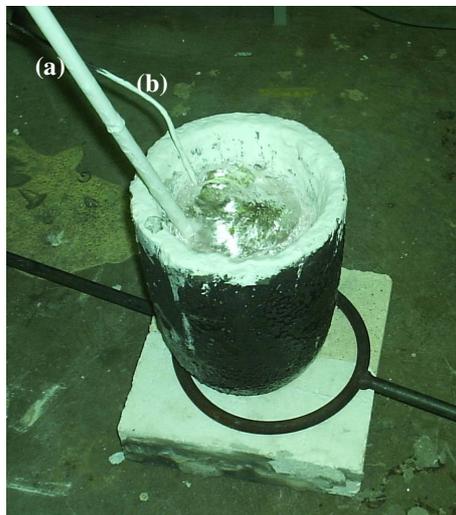


Figura 3.11. Injeção de gás argônio no metal líquido e controle de temperatura: (a) lança de gás e (b) medidor de temperatura.

4.5 Determinação de Variáveis Térmicas de Solidificação

Os parâmetros térmicos de solidificação (h_i , V_{liq} , G_{liq} e \dot{T}) foram determinados experimentalmente após a obtenção dos perfis de temperatura durante a solidificação, de acordo com os seguintes procedimentos:

- Para a determinação do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde (h_i) utilizou-se o método inverso, que consiste em mapear experimentalmente as temperaturas em determinados pontos no interior do molde ao longo da solidificação e, posteriormente, confrontar os perfis de temperatura ou curvas de resfriamento experimentais com as curvas teóricas simuladas por meio de um modelo numérico de solidificação, que tenha sido prévia e devidamente aferido. Um modelo matemático de solidificação baseado no método de diferenças finitas (MDF), previamente desenvolvido, é utilizado neste trabalho para obtenção das curvas teóricas.
- As velocidades experimentais de avanço da isoterma *liquidus* (V_{liq}), para todas as ligas analisadas, foram determinadas dividindo-se a distância percorrida pela isoterma *liquidus* entre dois termopares consecutivos (Δx), pelo intervalo de tempo para o qual ela passou em cada um deles.
- A taxa de resfriamento (\dot{T}), para cada posição dos termopares, em todas as composições, podem ser obtidas experimentalmente a partir das interseções das retas horizontais correspondentes a cada temperatura *liquidus* (T_{liq}) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, e pelo resultado da leitura direta do quociente das temperaturas, imediatamente antes e depois da T_{liq} e dos tempos correspondentes, isto é $\dot{T} = \frac{\Delta T}{\Delta t}$.
- Os gradientes térmicos (G_L) são obtidos a partir dos valores experimentais da velocidade e da taxa de resfriamento pela relação:

$$G_{liq} = \frac{\dot{T}}{V_{liq}} \quad (3.1)$$

4.6 Caracterizações Micro e Macroestruturais

(a) Macroestrutura

Depois de desmoldado, o lingote obtido foi cortado na seção longitudinal. Em seguida, a amostra foi lixada em lixadeira manual, com lixas de carbetos de silício e óxido de alumínio. A seqüência utilizada foi de granas: 100, 220, 320, 400 e 600, 800 e 1200. Para avaliar a macroestrutura, foi realizado um ataque na seção longitudinal para permitir o exame visual. Na Figura 3.12 está esquematizada a região de corte para a macrografia.

Para o ataque do alumínio comercialmente puro e da ligas Al-Mg foi realizado um reagente constituído de: 45 partes de HCl, 15 partes de HNO₃, 15 partes de HF e 25 partes de H₂O (alumínio) e 20 ml de glicerina, 30 ml HCl, 2 ml de solução saturada em água de FeCl₃, 7 gotas de HF e 1 ml de HNO₃ (Al-Mg).

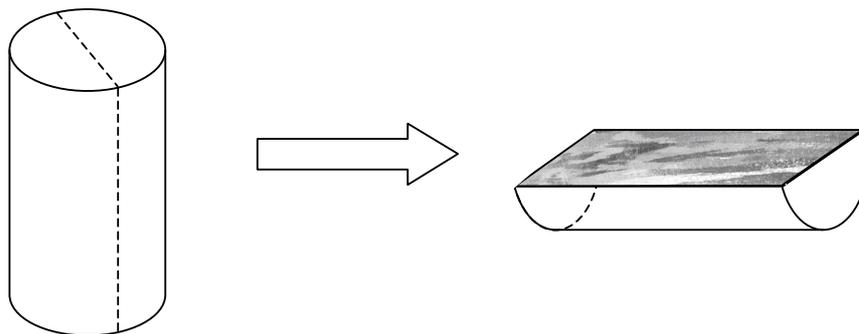


Figura 3.13. Esquema de corte do lingote para macrografia.

Após o lixamento, a amostra era lavada e seca, em seguida com um bastão que possuía uma porção de algodão embebido no reagente, iniciava-se o processo de fricção sobre a parte lixada em tempo suficiente para promover uma reação de oxidação de toda a superfície da amostra. Depois, a peça era lavada novamente com água corrente, limpa com chumaço de algodão para a retirada de óxido para remover eventuais manchas escuras, e finalmente borrifada com álcool e seca em secador. Em seguida, foi revelada a macroestrutura desejada.

Após esse processo, foram obtidas fotografias de todas as macroestruturas, para análise, como é detalhado no Capítulo 4.

(b) Microestrutura

A partir dos lingotes solidificados, foram extraídas amostras para as análises dos aspectos microestruturais (Figura 3.13). Estas amostras foram devidamente identificadas conforme as posições dentro do lingote a partir da interface metal/molde. Foram retirados os corpos de prova nas posições 15, 35, 55, 75, 95, 115, 135, 155 e 175mm conforme o comprimento da zona colunar de cada lingote. Vale ressaltar que foram necessários cuidados especiais com a refrigeração durante o corte das amostras (utilizou-se água gelada como fluido de corte) e embutimento a frio. Tais peculiaridades são essenciais para evitar a recristalização das amostras, fato que impossibilita o estudo correto da microestrutura da liga. Além das etapas anteriormente descritas, também foi utilizada uma lixadeira mecânica com lixas de óxido de alumínio, sem aplicação de pressão, até grana 1200 mesh.

Após o lixamento as amostras eram colocadas em ultra-som por 2 min, e então submetidas ao polimento, em politrizes mecânicas. O polimento era realizado em duas etapas: (1) Iniciando-se com pasta de diamante de 6 μm , utilizando como lubrificante álcool e (2) finalizado com pasta de diamante de 1 μm com o mesmo lubrificante.

Devido às dificuldades que essas ligas apresentam para revelação microestrutural, poucos trabalhos tem sido desenvolvidos na literatura, utilizando ligas do sistema Al-Mg, objetivando a caracterização de estruturas dendríticas, principalmente em regime transitório de extração de calor, onde as dificuldades citadas são maiores tendo em vista a variação pontual dos parâmetros microestruturais. Portanto, procedimentos metalográficos para ligas Al-Mg são escassos na literatura, e mesmo os poucos livros (Voort, 1984 e ASM-Metals Handbook, 1973) especializados no assunto não foram suficientes para esclarecer qual o tipo de reagente químico que deveria ser usado. Isso obrigou a investigar experimentalmente os reagentes mais adequados que permitissem revelações microestruturais de elevada nitidez. Os reagentes químicos definidos para as referidas ligas são:

- a) para ligas com composições de 10%Mg e 15%Mg: solução aquosa com 10% de HF, em temperatura ambiente e tempo inicial de 20s, podendo ser maior até a completa revelação; e
- b) para ligas com composições de 5%Mg: 20ml de H₂O, 1ml de HF, 6ml de HNO₃ e 12ml de HCl, em temperatura ambiente com tempo inicial de 20s, podendo ser maior até a completa revelação.

Em seguida, as amostras eram analisadas em um microscópio óptico para verificar o formação de dendritas. Se não houvesse o seu surgimento, o processo era repetido (lixamento, polimento e ataque, nesta seqüência).

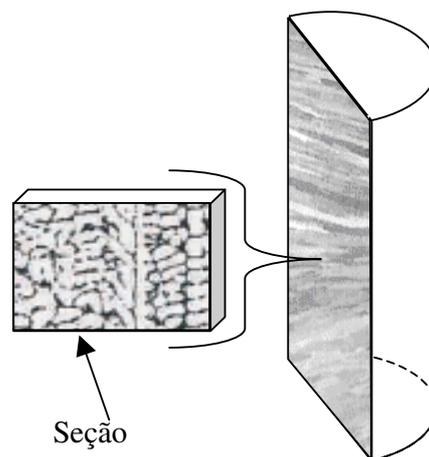
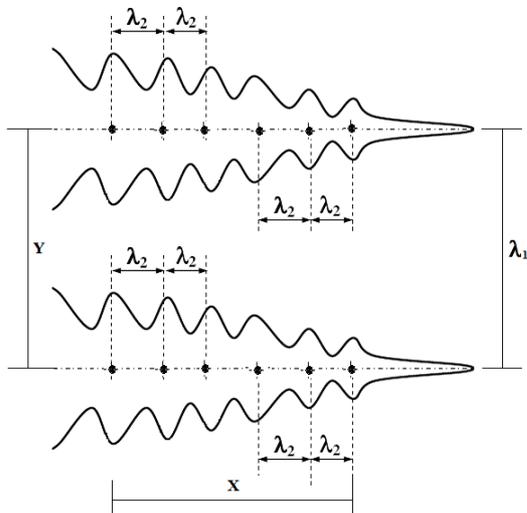


Figura 3.13. Seção para quantificação de EDP e EDS.

(c) Determinação dos Espaçamentos Dendríticos

Para a medição dos espaçamentos dendríticos ao longo das peças, a partir da interface metal/molde até o final da região da zona colunar, as amostras foram analisadas ao microscópio óptico Neophot – 32, utilizando os métodos indicados por Gündüz e Çadirli (2002). As medidas foram realizadas utilizando-se o software Q500 MC – Leica Cambridge Ltda, interconectado ao microscópio. Para o espaçamento dendrítico primário (λ_1), as medidas foram obtidas utilizando-se o critério de vizinhança, que considera o valor do espaçamento primário igual à distância

média entre o centro geométrico das dendritas. Foram realizadas 20 medidas para cada posição selecionada, sendo que, ao final, foi realizada a média dos valores e o intervalo de dispersão. Para o espaçamento dendrítico secundário (λ_2) foram realizadas as medidas ao longo da extensão entre o centro de um braço determinado até outro centro alinhado com o primeiro, para cada dendrita. O espaçamento expressava a razão entre essa dimensão total e o número de distâncias centro a centro percorridas. Essas medidas foram realizadas em alguns pontos da região da zona colunar a, partir da interface metal/molde. A Figura 3.14 apresenta uma ilustração que define os espaçamentos dendríticos característicos de uma frente de solidificação.



$$EDS(\lambda_2) = \frac{X}{N} \quad (3.2)$$

$$EDP(\lambda_2) = Y \quad (3.3)$$

onde: N – n° de distâncias centro a centro;
Y – distância média entre o centro geométrico das dendritas.

Figura 3.14. Ilustração esquemática dos espaçamentos dendríticos primários e secundários.

Até chegar nos ensaios definitivos [3, 7 12 e 16], ocorreram algumas dificuldades de ordem técnica durante a confecção dos lingotes, conforme é mostrado na Tabela 3.3, que tornaram os experimentos bastante dispendiosos sem contar o tempo que foi gasto desde a confecção da liga, identificação da composição até o vazamento na casca cerâmica, onde, em média, foram gastos de duas a três semanas para cada ensaio. É importante salientar que mesmo os ensaios que apresentaram algum problema foram, em geral, utilizados para analisar a repetibilidade das experiências.

Tabela 3.3. Experimentos realizados no dispositivo de solidificação unidirecional.

N° de ensaios	Material	Observações				
		Forno (cadinho)	Forno (casca cerâmica)	Sistema aquisição	Lingote	Defeitos
1	Alumínio	ok	resistência quebrou	ok	ruim	-
2		ok	fusível queimou	ok	ruim	-
3		ok	ok	ok	ok	-
4	Al-5%Mg	ok	ok	termopar c/ defeito software travou	ok	-
5		ok	ok		ok	-
6		ok	ok	ok	ruim	-
7		ok	ok	ok	ok	-
8	Al-10%Mg	ok	ok	ok	-	porosidade
9		ok	ok	ok	-	rechupe
10		ok	temperatura baixa	ok	-	-
11		ok	ok	ok	ruim	-
12		ok	ok	ok	ok	-
13	Al-15%Mg	ok	ok	ok	ruim	desvios
14		ok	ok	poucas medições	-	desvios
15		ok	ok		ok	ruim
16		ok	ok	ok	ok	desvios

Capítulo 4

Resultados e discussões

4.1 Considerações iniciais

Este capítulo detalha os resultados obtidos experimentalmente neste trabalho. A partir das ligas fundidas de Al-Mg com diferentes composições foram feitas análises macro e micrográficas dos lingotes obtidos pelo processo de solidificação unidirecional. As análises dos resultados são realizadas seguindo a seqüência do fluxograma da Figura 4.1. Durante este processo, pelo sistema de aquisição de dados, foram medidos os perfis da temperatura em função do tempo das ligas de Al-Mg e do alumínio comercialmente puro, permitindo assim a determinação de vários parâmetros e a construção de curvas que são analisadas neste capítulo.

4.2 Análise das curvas de resfriamento

Nos ensaios experimentais, os oito termopares foram utilizados nas seguintes posições: um termopar localizado na interface metal/molde, outro termopar localizado a 2 mm da interface metal/molde e os demais a: 20 mm, 40 mm, 60 mm, 80 mm, 100 mm e 120 mm da interface. Foram assim posicionados visando-se obter ao máximo, no decorrer de todo o processo de solidificação unidirecional, o monitoramento da variação dos parâmetros de solidificação a serem obtidos em função da extração de calor à qual a liga é submetida durante os experimentos. Foram

obtidas experimentalmente, pelo sistema de aquisição de dados as variações de temperatura em função do tempo em diferentes posições para as ligas de Al-Mg e para o alumínio comercialmente puro. Em todos os ensaios, a capacidade de extração de calor por parte da coquilha refrigerada a água foi um fator mantido constante, para permitir uma melhor análise da influência do teor de soluto durante o processo de solidificação.

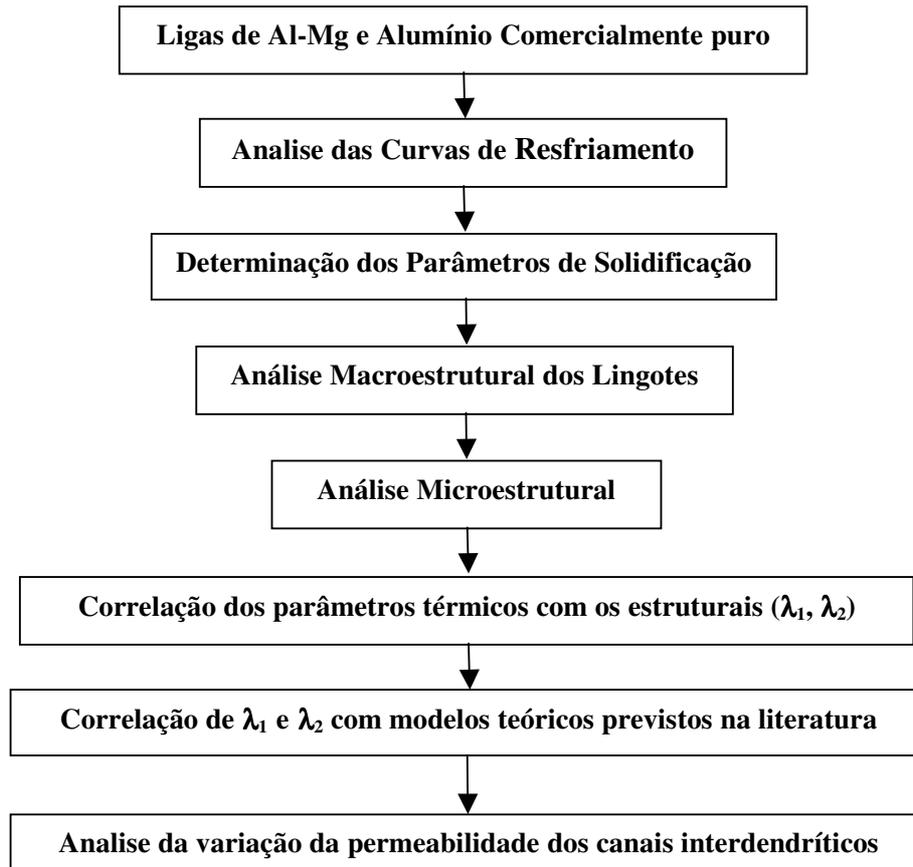


Figura 4.1. Fluxograma representativo da seqüência de análises.

As Figuras 4.2, 4.3, 4.4 e 4.5 apresentam as curvas de variação de temperatura monitoradas durante os experimentos, para o alumínio comercialmente puro e as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg, respectivamente. Os pontos assinalados nas curvas têm apenas o objetivo de diferenciar as curvas obtidas em diferentes posições, já que as mesmas foram obtidas continuamente por meio do sistema de aquisição de dados. Quando atingidas as temperaturas *liquidus* tem início a liberação de calor latente de solidificação. Nessas Figuras, as linhas horizontais pontilhadas indicam as temperaturas *liquidus* e *solidus*, que representam

respectivamente o início e fim da solidificação. Como exemplo para a liga Al-5%Mg, o tempo total de solidificação é de 97s, considerando o termopar localizado a 20 mm da interface metal/coquilha. Para a liga Al-10%Mg e mesmo termopar, foi de 301,2 s e 394,2 s, para liga Al-15%Mg.

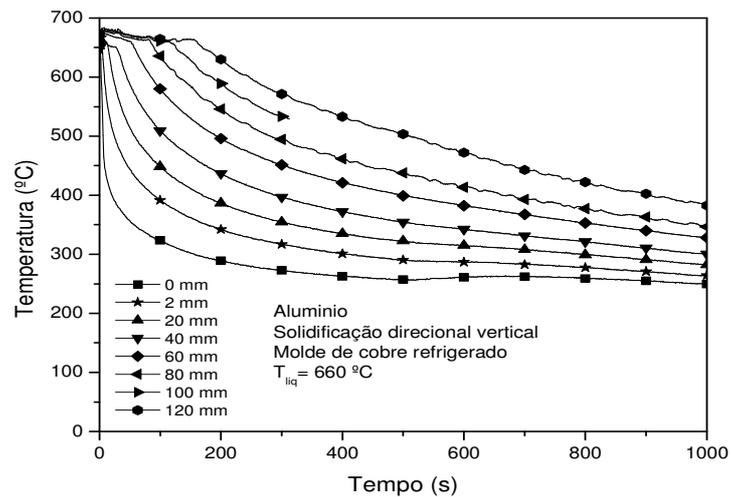


Figura 4.2. Perfil térmico experimental de Temperatura em função do tempo para oito diferentes posições de termopares em relação a interface metal/coquilha, para o alumínio comercialmente puro.

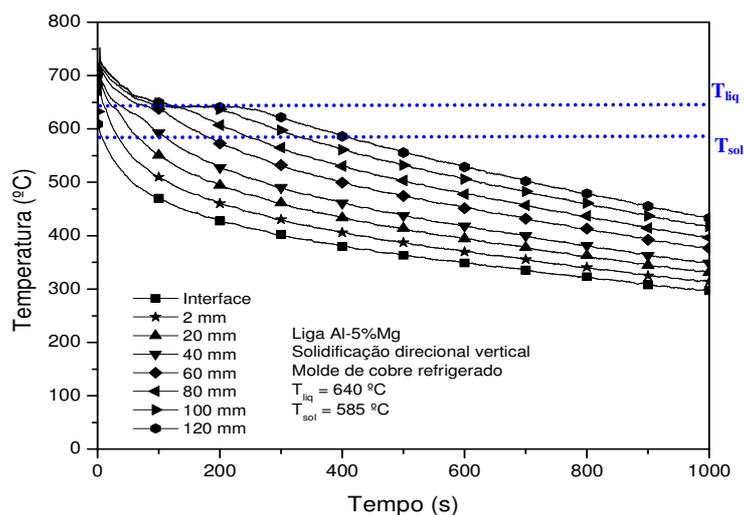


Figura 4.3. Perfil térmico experimental de temperatura em função do tempo para oito diferentes posições de termopares em relação à interface metal/coquilha, para a liga Al-5%Mg.

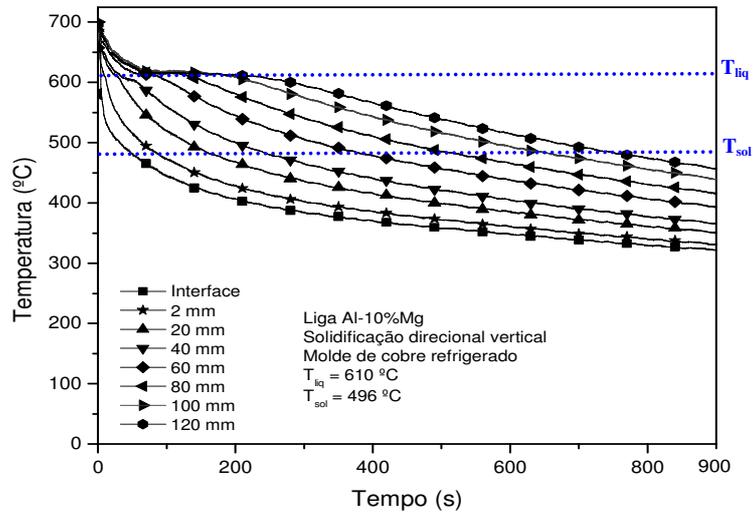


Figura 4.4. Perfil térmico experimental de temperatura em função do tempo para oito diferentes posições de termopares em relação à interface metal/coquilha, para a liga Al-10%Mg.

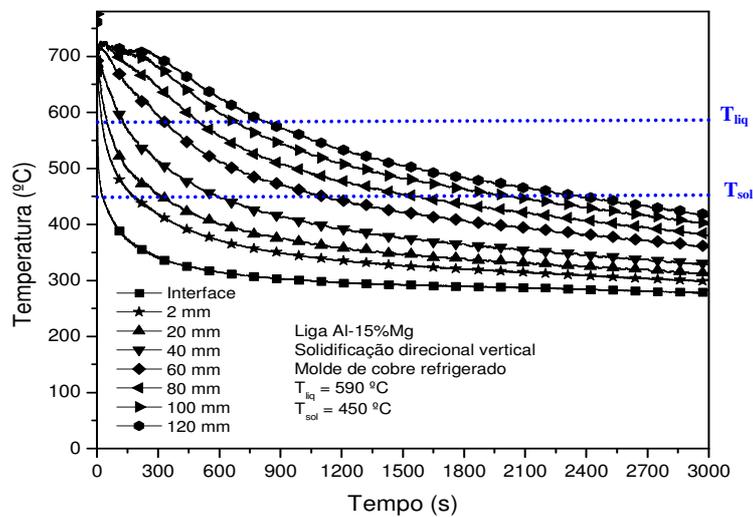


Figura 4.5. Perfil térmico experimental de temperatura em função do tempo para oito diferentes posições de termopares em relação à interface metal/coquilha, para a liga Al-15%Mg.

4.3 Determinação dos Parâmetros Térmicos

A determinação das curvas de resfriamento é extremamente importante na medida em que a partir delas podem ser determinados vários parâmetros relativos ao processo de solidificação. A partir das informações obtidas dos dados processados durante os ensaios, podem ser estabelecidas as seguintes correlações:

- Variação da posição da isoterma *liquidus* em função do tempo;
- Variação do tempo local de solidificação em função da posição;
- Variação da velocidade da isoterma *liquidus* em função da posição;
- Gradiente térmico no líquido junto à isoterma *liquidus* em função da posição; e
- Variação da taxa de resfriamento em função da posição;

Esses parâmetros são apresentados com detalhes a seguir.

4.3.1 Variação da posição da isoterma *liquidus* em função do tempo.

A Figura 4.6 apresenta o comportamento experimental da posição da isoterma *liquidus* com o tempo para as ligas de Al-Mg e o alumínio comercialmente puro. Os gráficos apresentados são obtidos a partir das interseções da reta horizontal correspondente à temperatura *liquidus* (T_{liq}) com os perfis térmicos em cada posição dos termopares.

Como se pode observar da Figura 4.6, a evolução da isoterma *liquidus* tende a apresentar uma progressão mais lenta à medida que há o aumento no teor de soluto da liga Al-Mg. Assim a medida que se reduz o teor de soluto nas ligas até atingir a composição de alumínio comercialmente puro o processo de solidificação ocorre mais rapidamente. Isso pode ser explicado pelo fato que as ligas com maior teor de soluto apresentam maior intervalo de solidificação. Deve-se notar também que, com o aumento do teor de magnésio, aumenta a rejeição de soluto, diminuindo a temperatura *liquidus* pelo super-resfriamento constitucional.

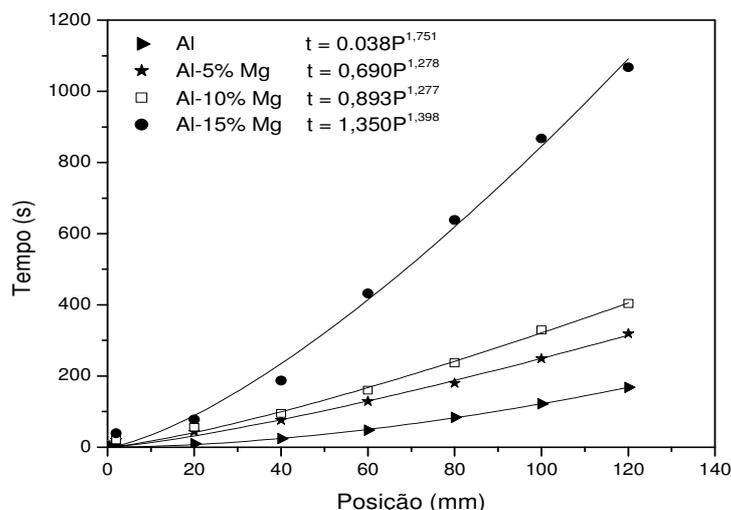


Figura 4.6. Curvas de variações da posição da isoterma *liquidus* em função do tempo para as ligas de Al-Mg e o alumínio comercialmente puro.

4.3.2 Variação do tempo local de solidificação em função da posição.

O tempo local de solidificação (t_{sl}) é definido como o intervalo de tempo entre a passagem da isoterma *liquidus* e a isoterma *solidus* por uma determinada posição.

A Figura 4.7 apresenta os tempos locais de solidificação (t_{sl}), para o alumínio e para as ligas Al-Mg e verifica-se que, com o aumento do teor de soluto da liga, aumentam os valores de t_{sl} para uma mesma posição. Isso é reflexo do aumento dos intervalos de solidificação. Assim como mencionado anteriormente, acredita-se que também o aumento do teor de magnésio aumente a rejeição de soluto reduzindo a temperatura *liquidus* pelo super-resfriamento constitucional.

Nota-se na Figura 4.7, que há uma variação maior do tempo local quando se aumenta o teor de soluto de 10%Mg para 15%Mg, provavelmente devido a rejeição de uma maior quantidade de magnésio que leva à formação de uma zona pastosa de maior extensão levando o aumento de t_{sl} .

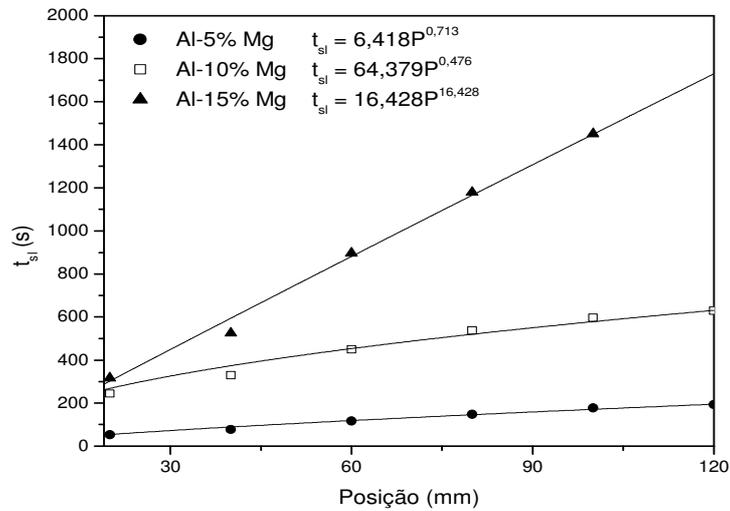


Figura 4.7. Curvas de variação do tempo local de solidificação em função da posição para as ligas de Al-Mg.

4.3.3 Variação da velocidade de avanço da isoterma *liquidus* durante a solidificação.

A partir das curvas de resfriamento correspondentes de cada um dos termopares pode ser obtida a curva de variação de velocidade de avanço das pontas das dendritas em função da posição da isoterma *liquidus*. Para tanto, se marca-se um intervalo de tempo (t'), para o qual a isoterma *liquidus* passou na posição correspondente a um determinado termopar e o intervalo do tempo (t'') para o qual ela passou na posição correspondente ao termopar seguinte. Dividindo-se a distância entre os dois termopares (Δx) pela diferença entre os dois intervalos de tempo obtém-se a velocidade média de avanço (V_{liq}) (Garcia, 2001).

$$V_{liq} = \frac{\Delta x}{t'' - t'} \quad . \quad (4.1)$$

A Figura 4.8 apresenta a variação dessa velocidade de avanço em função da posição da isoterma *liquidus* para as ligas de Al-Mg e o alumínio comercialmente puro. Nos instantes iniciais, fica evidente a influência da composição de soluto na liga, diminuindo consideravelmente a velocidade da isoterma.

Pode-se observar, em todos os casos, a diminuição da velocidade de avanço para as posições mais afastadas da coquilha refrigerada, devido ao aumento da camada solidificada com a evolução do processo de solidificação, impondo maior resistência ao fluxo de calor.

Em um processo de solidificação mais rápido, que é o caso para o alumínio comercialmente puro, tem-se uma velocidade inicial elevada e que gradativamente diminui ao longo do tempo tendendo posteriormente a uma estabilização, aproximando-se aos valores observados para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.

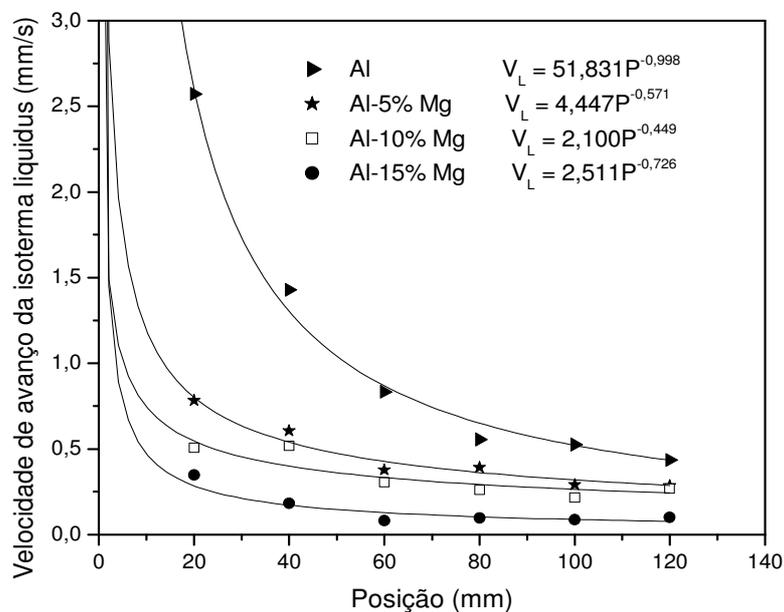


Figura 4.8. Comportamento da velocidade de avanço da isoterma *liquidus* em função da posição para as ligas de Al-Mg e o alumínio comercialmente puro.

4.3.4 Gradiente térmico no líquido em frente à isoterma *liquidus*

O gradiente de temperatura em frente à isoterma *liquidus* (G_{liq}), que corresponde à posição das pontas das dendritas, (G_{liq}), é obtido pela seguinte relação:

$$G_{liq} = \frac{T' - T_{liq}}{\Delta x}, \quad (4.2)$$

onde T_{liq} é a temperatura *liquidus* correspondente à posição de um determinado termopar, T' é a temperatura correspondente a posição do termopar seguinte e Δx é a distância entre eles. Assim a partir das curvas de variação obtidas pode ser determinada a curva de variação de gradiente de temperatura durante a solidificação.

A Figura 4.9 apresenta as curvas de variação do gradiente de temperatura em função da posição para as ligas de Al-Mg e o alumínio comercialmente puro. Nota-se o mesmo comportamento com gradientes altíssimos nos instantes iniciais com grandes variações até a formação da casca sólida (gradiente diminui com o avanço da solidificação devido a gradativa dissipação do superaquecimento no metal líquido em frente à interface metal/molde). Posteriormente, tende a gradientes baixíssimos nas pontas das dendritas no final do processo de solidificação.

4.3.5 Variação da taxa de resfriamento em função da posição

Uma vez obtidas as velocidades de avanço da isoterma *liquidus* (V_{liq}) e os gradientes de temperatura (G_{liq}), podem ser determinadas as variações da taxa de resfriamento (\dot{T}) durante a solidificação pela seguinte relação:

$$\dot{T} = G_{liq} \cdot V_{liq} \cdot \quad (4.3)$$

A Figura 4.10 apresenta a variação da taxa de resfriamento em função da posição para as ligas de Al-Mg e o alumínio comercialmente puro. Pode-se notar que as taxas de resfriamento diminuem com a evolução da solidificação, em consequência da queda do gradiente de temperatura com a dissipação do calor latente e da diminuição da velocidade de avanço da isoterma *liquidus*.

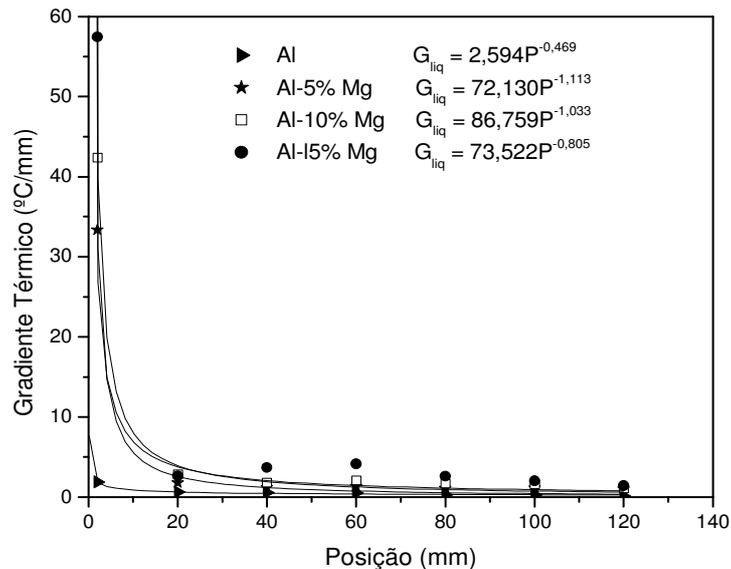


Figura 4.9. Curvas de variação dos gradientes térmicos à frente da isoterma *liquidus* em função da posição para as ligas Al-Mg e o alumínio comercialmente puro.

Analisando-se comparativamente as curvas de variação das taxas de resfriamento mostradas na Figura 4.10, nota-se inicialmente que os valores das taxas tendem a ser menores na proporção que se aumenta a quantidade de soluto nas ligas Al-Mg. Isso pode ser explicado pelo fato que, à medida que se reduz o teor de soluto, reduz-se também o intervalo de solidificação, permitindo que ligas de baixo teor de magnésio e até mesmo o alumínio comercialmente puro solidifiquem mais rapidamente. Em geral, observa-se a diminuição progressiva desta variável térmica para posições mais afastadas da base refrigerada até o fim do processo de solidificação onde há dissipação do calor e à conseqüente diminuição do gradiente térmico tanto para o alumínio comercialmente puro como as ligas de Al-Mg.

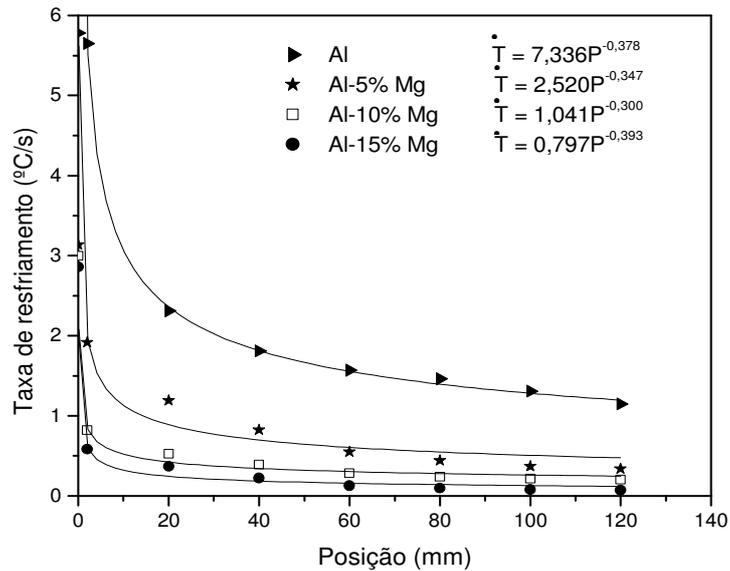


Figura 4.10. Curvas da variação da taxa de resfriamento em frente à isoterma *liquidus* para as ligas Al-Mg e o alumínio comercialmente puro.

4.3.6 Coeficiente de transferência de calor metal/molde (h_i)

Como o coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde é um parâmetro que influi diretamente na estrutura final do fundido, é importante conhecer sua forma de variação e como tratá-la. A determinação do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde foi feita utilizando o método inverso, baseado na introdução dos dados experimentais de temperatura em diferentes posições no metal e no molde, em um modelo numérico que simula o processo de solidificação unidirecional e ajusta os valores do coeficiente. O método numérico aplicado neste trabalho foi desenvolvido por Melo (1996) e encontra-se detalhado em sua tese de doutorado.

A Figura 4.11 apresenta curvas de valores transitórios da variação do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde para as ligas do sistema Al-Mg solidificadas em coquilha de cobre. De maneira geral, o aumento do teor de magnésio, parece implicar em um aumento da molhabilidade do líquido, o que é demonstrado pelos valores iniciais de h_i . Com a evolução da solidificação, observa-se que os valores de h_i decrescem rapidamente com o tempo

devido ao gap de ar que surge pela contração volumétrica do metal solidificado, e tendem a se estabilizar em um valor de aproximadamente 500 W/(m² K).

Por apresentar elevado intervalo de solidificação, a liga Al-15%Mg tem maior possibilidade de formação de canais interdendríticos mais longos, o que podem provocar movimento de fluido em sentido contrário ao da solidificação, e ajudam a melhorar o contato térmico metal/molde. Além do mais, a contração volumétrica fica menos evidente para essa liga, promovendo a formação de um menor “gap” de ar. Em consequência, gera perfis de evolução de h_i mais elevados que os observados para ligas de menor intervalo de solidificação (ligas Al-5%Mg e Al-10%Mg), permanecendo essencialmente próximos durante a solidificação. Quaresma (1999) observou fenômeno semelhante ao estudar as ligas do sistema Sn-Pb, no intervalo de composição de 10% Pb até a concentração eutética, onde constatou que não houve variações expressivas nos perfis de h_i .

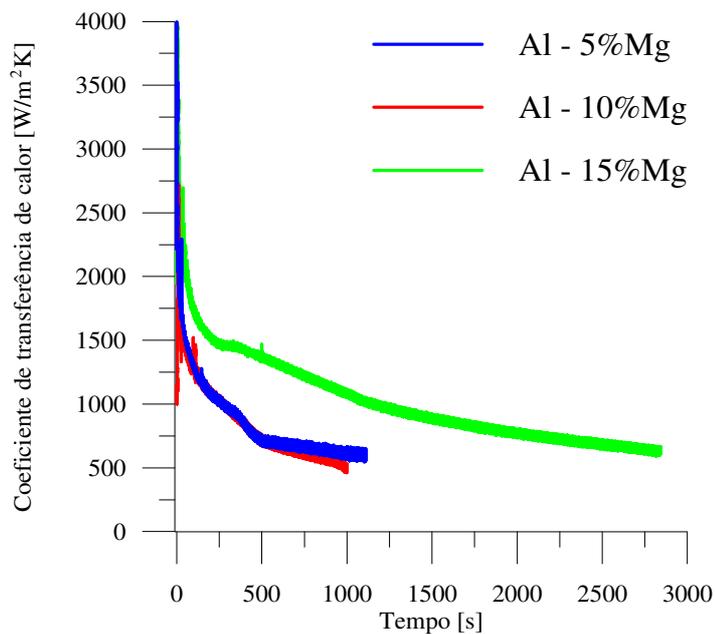


Figura 4.11 - Evolução dos coeficientes de transferência de calor metal/molde sob fluxo de calor unidirecional para ligas do sistema Al-Mg solidificadas unidirecionalmente.

4.4 Análise macroestrutural

A partir do vazamento das ligas de Al-Mg (Al-5%Mg, Al-10%Mg, Al-15%Mg) e do alumínio comercialmente puro, foram obtidos alguns lingotes e assim realizadas macrografias, conforme estão apresentadas na Figura 4.12. Nelas é possível perceber a presença de grãos colunares paralelos à direção do fluxo de calor, ou seja, crescendo unidirecionalmente na direção vertical ascendente a partir da parte inferior da casca cerâmica onde está localizada a coquilha refrigerada, o que ratifica a existência de fluxo de calor perpendicular à superfície de refrigeração. Os resultados obtidos evidenciam a eficiência do dispositivo de solidificação unidirecional onde as transições colunar/equiaxial do alumínio e das ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg ocorreram, respectivamente a 200mm, 170mm, 128mm e 100mm da interface metal/molde. Convém ressaltar que o aquecimento da casca cerâmica e o grau de superaquecimento adotado facilitam a obtenção de zonas colunares com grandes extensões.

4.4.1 Formação das zonas coquilhada, colunar e equiaxial na solidificação unidirecional.

As macroestruturas apresentadas são formações morfológicas estruturais que foram observadas e avaliadas visando investigar a evolução do crescimento das zonas coquilhada, colunar e equiaxial durante o processo de solidificação unidirecional sob ação direta do dispositivo de solidificação. Tais estruturas são apresentadas de forma sintetizadas a seguir:

a) **Zona coquilhada** - Como o metal foi vazado com um certo grau de superaquecimento e a parede da coquilha estava fria pois, momentos antes do vazamento o sistema de refrigeração fora acionado, somente uma camada fina de líquido conseguiu atingir temperaturas abaixo da temperatura de nucleação e, conseqüentemente, ocorreu a formação de uma pequena zona coquilhada em alguns lingotes (Al-5%Mg e Al-10%Mg).

b) **Zona colunar** - Ocorreu a sua redução com o aumento do teor de soluto da liga correlacionada com o aumento da zona equiaxial final, conforme é explicado no item (c);

c) **Zona equiaxial** – As experiências foram realizadas inicialmente com o metal puro (alumínio) e em seguida com as ligas de Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg. Nesta ordem percebe-se que os intervalos de solidificação tendem a crescer, permitindo um distanciamento maior entre as pontas e as raízes das dendritas, induzindo a um maior comprimento dendrítico permitindo que fiquem mais sujeitas a fragmentação propiciando formação desta zona; O aparecimento da zona equiaxial pode ser explicado também pela ocorrência de rejeição de soluto na interface de crescimento colunar que possibilita a existência de super-resfriamento constitucional no líquido, abaixando a temperatura *liquidus* em frente à interface permitindo o aparecimento de grãos equiaxiais em frente a mesma (Chalmers e Winegard, 1954).

Ao analisar individualmente a macroestrutura do alumínio comercialmente puro, identificada na Figura 4.12 (a), constata-se a presença de grãos equiaxiais de pequenas dimensões no interior da zona colunar, entendendo que, nem todos os grãos desta zona são originados de grãos coquilhados, entretanto existe a possibilidade da formação de grãos equiaxiais na zona colunar por decantação de sólido formado na superfície livre do líquido. Tal constatação também foi comprovada por trabalhos anteriores (Chalmers, 1968 e Biloni, 1968).

4.4.2 Influência do teor de magnésio e dos parâmetros de solidificação na direção de crescimento dos grãos.

Durante a análise macroestrutural da liga Al-15%Mg observada na Figura 4.12 (d), percebeu-se a existência de alguns grãos colunares que cresceram em direção diferente da direção preferencial de crescimento, impedindo o crescimento regular dos demais grãos colunares. Em geral três morfologias são visíveis na seção longitudinal da amostra em diferentes medidas, conforme se observa na Figura 4.13. A que está próxima da base da amostra, a qual é formada por grãos colunares regulares, tal como visualizada no detalhe (1), aquela que está na região central, que possui a forma de “leque” (detalhe 2) e a que está acima, é formada por grãos equiaxiais (detalhe 3). A macroestrutura em forma de “leque” é visivelmente diferente das morfologias usuais de grãos colunares e equiaxiais que crescem regularmente e são denominados particularmente por alguns autores de “grãos plumosos” (González, 2006; Henry et al., 1997/1998A-B/2004; Salgado, 2000; Sémoroz et al, 2001; Turchin, 2007).

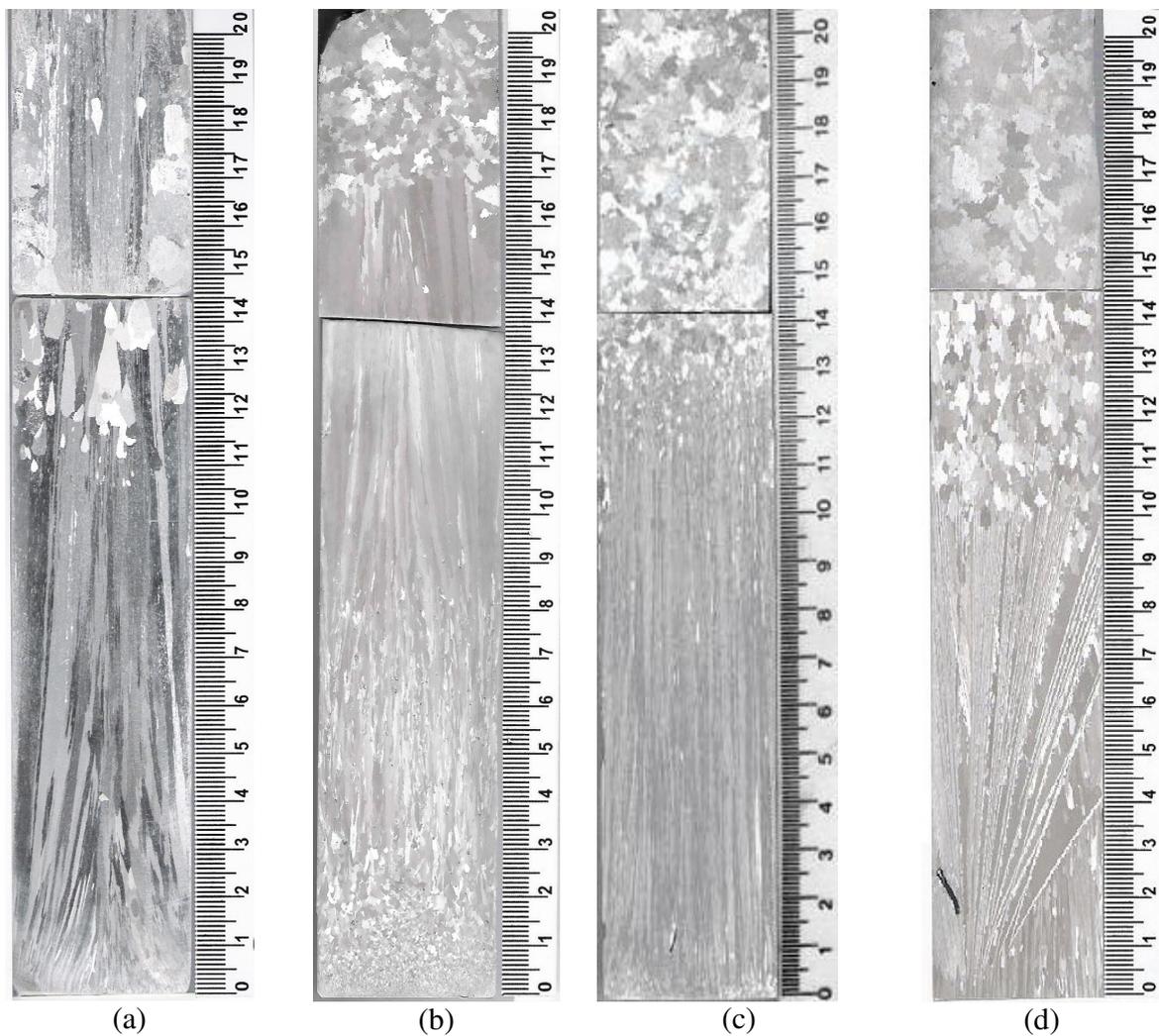


Figura 4.12. Macroestruturas: (a) alumínio comercialmente puro; (b) Al-5%Mg; (c) Al-10%Mg e (d) Al-15%Mg.

Embora os pontos de nucleação desses “grãos plumosos” não estejam necessariamente na secção observada na Figura 4.13, dois deles são escolhidos para serem analisados. Eles estão provavelmente localizados aproximadamente entre 4 e 8 mm da interface metal/coquilha (pontos **A** e **B** indicados na imagem ampliada com contorno pontilhado da Figura 4.13), e se desenvolvem a partir desses pontos de nucleação com a forma característica de um “leque”. Exibindo diferentes contrastes (originalmente nas cores branca e cinza) os grãos são constituídos

por uma série de lamelas paralelas com orientações alternadas separadas por contornos retilíneos e ondulados (Henry et al., 1997/1998A-B/2004; Turchin, 2007).

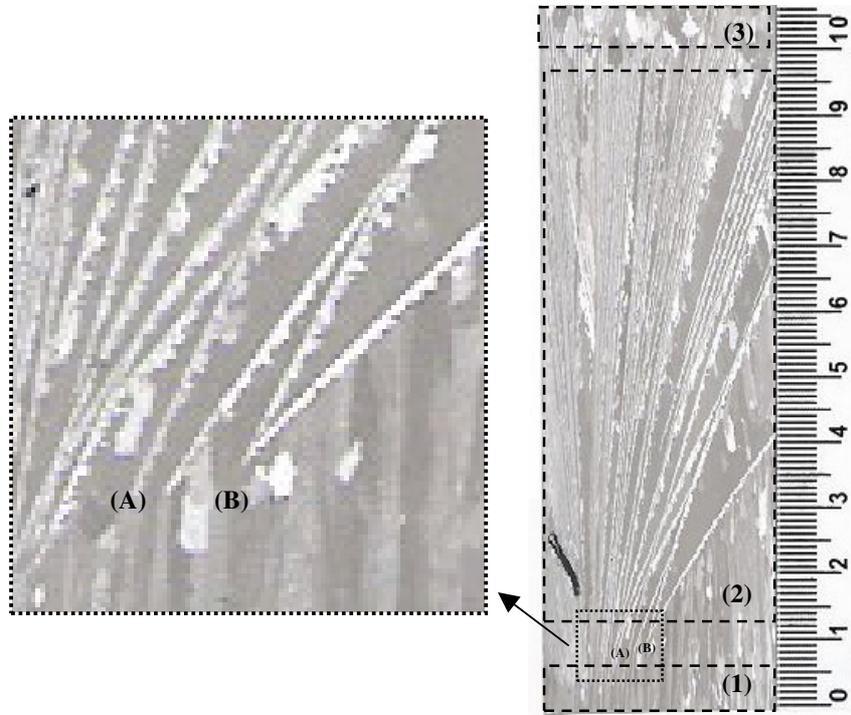


Figura 4.13. Secção longitudinal do lingote da liga Al-15%Mg obtida a partir do ajuste da macroestrutura apresentada na Figura 4.11(d): 1, 2 e 3 são detalhes da morfologia dos grãos ; A e B indicam os pontos prováveis de origem dos “grãos plumosos”.

A morfologia que possui a forma de um “leque” é visualizada com mais detalhes, quando associam-se as micrografias obtidas a partir dos corpos de prova com suas prováveis localizações na macroestrutura de solidificação ao longo da seção longitudinal do lingote de Al-15%Mg, conforme pode ser visto na Figura 4.14. Considerando que a direção de crescimento ocorre da esquerda para direita, percebe-se que os ramos dendríticos primários cresceram desalinhados em relação à direção de evolução do gradiente térmico. Além do mais, os ramos dendríticos possuem uma forma peculiar: eles possuem uma aparência fractal, semelhante a uma “espinha de peixe”, apresentando braços dendríticos secundários com inclinação próxima de 45° em relação aos braços primários. Por uma análise visual, percebe-se que as microestruturas que apresentam este

defeito são muito diferentes daquelas usualmente observadas nos experimentos com ligas de alumínio solidificadas unidirecionalmente.

Apesar de alguns estudos terem sido divulgados no meio científico nos últimos anos, ainda existem questionamentos sobre as causas que levam ao surgimento desse tipo de desvio macroestrutural. No entanto, estes estudos permitem que sejam explicados os fenômenos envolvidos, e ajudaram a conduzir as investigações, permitindo obter soluções tangíveis sobre os reais motivos que levam ao surgimento dos “grãos plumosos”. Dentre estes estudos publicados, pode-se inicialmente considerar as constatações de Garcia (Garcia, 2001), que afirma que esta alteração induzida na direção de crescimento pode ser ocasionada por um movimento lateral brusco na lingoteira durante a solidificação, o qual seria suficiente para mudar a direção do crescimento colunar. No entanto, Henry et al., (1998A-B) seguindo uma investigação mais aprofundada, afirmaram que a mudança na direção de crescimento é um fenômeno que além de ser observado em ligas de alumínio (com exceção das ligas Al-Si), tem sido visto em materiais transparentes como é o caso de soluções químicas de $\text{NH}_4\text{Cl-H}_2\text{O}$ e SCN-acetona , solidificados de forma controlada sem a possibilidade de ocorrência de movimentos bruscos durante o processo.

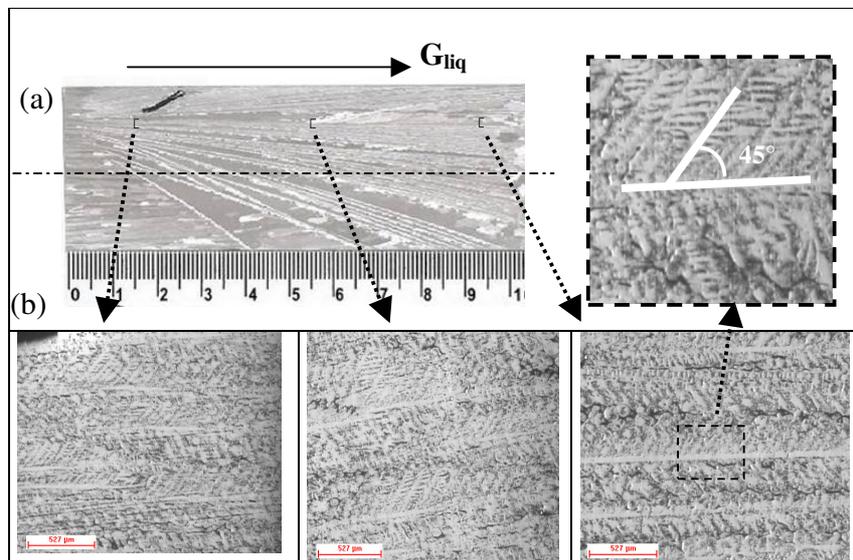


Figura 4.14. (a) Seção longitudinal do lingote da liga Al-15%Mg, obtida a partir do ajuste da macroestrutura apresentada na Figura 4.11(d) com inclinação de 90° (b) micrografias obtidas a partir das seções longitudinais dos corpos-de-prova.

Alguns pesquisadores, ao trabalharem com ligas de alumínio solidificadas unidirecionalmente, alcançaram resultados semelhantes aos encontrados neste trabalho quando investigaram a morfologia em forma de “leque”. Eles acreditam que a morfologia observada no detalhe (2) da Figura 4.13, é resultante da combinação de dois mecanismos que ocorrem em escala atômica: no primeiro ocorre a mudança nas propriedades anisotrópicas das ligas (tensão superficial e cinética de ligação dos átomos) as quais, em altas taxas de crescimento e para certas composições interrompem a direção preferencial de crescimento de $\langle 100 \rangle$, características das estruturas cfc, como é o caso do alumínio, para $\langle 110 \rangle$. No segundo mecanismo, ocorre a simetrização da direção de crescimento dos braços dendríticos por uma operação de maclação iniciada por um erro de empilhamento (Henry et al., 1997/1998A-B; Turchin et al., 2007).

Henry et al. realizaram experimentos com uma liga a base de alumínio contendo magnésio (AA5182), solidificada unidirecionalmente sob condições térmicas controladas em um forno Bridgman, e observaram na evolução do crescimento dendrítico, a formação de “grãos plumosos” que, segundo eles, está provavelmente ligada a gradientes térmicos elevados nos instantes iniciais do processo de solidificação e à adição de elementos de liga específicos (Henry et al., 2003/2004). Este último fator pode influenciar não somente na cinética de crescimento das dendritas, como na direção preferencial de crescimento. Como a anisotropia da energia interfacial do alumínio é particularmente fraca, comparada com outros metais, as direções de crescimento das dendritas de alumínio podem estar sujeitas a mudanças em função da composição da liga e/ou das condições de crescimento. Isto pode conduzir a essas morfologias especiais chamadas de “grãos plumosos” freqüentemente encontradas na solidificação de ligas de alumínio (Sémoroz, 2001).

Se for realizada uma análise do gráfico da Figura 4.9, observa-se que a liga que tem a maior concentração de magnésio, apresenta um gradiente térmico mais elevado nos instantes iniciais do processo solidificação, confirmando os trabalhos de Henry et al., (1997/1998A-B/2004) . Em adição a esses estudos anteriores constatou-se neste trabalho que não só a adição de diferentes elementos de liga podem provocar a formação de “grãos plumosos”, mas também o teor de um determinado elemento de liga pode influenciar na formação dessa morfologia, já que apenas a liga com maior teor de magnésio (15%) apresentou esse tipo de estrutura.

Os “grãos plumosos” comprometem drasticamente as propriedades da estrutura solidificada por fundição e até por soldagem, afetando a deformabilidade do material e dificultando mudanças na microestrutura por de tratamentos térmicos, sendo, portanto, importante se estabelecer controles no processo de solidificação para evitar sua formação. Sua aparência durante o processo de solidificação está diretamente ligada ao elevado gradiente térmico nos instantes iniciais e também ao tipo e teor de soluto adicionado (Turchin et al., 2007).

4.5 Análise microestrutural

As micrografias foram obtidas a partir da seção longitudinal das amostras de Al-Mg. Os espaçamentos dendríticos foram medidos para análise das características microestruturais na solidificação unidirecional, fazendo uma varredura a partir da base em direção ao encontro das estruturas de solidificação (colunar/equiaxial). Posteriormente, estes dados estruturais foram correlacionados com os parâmetros térmicos e confrontados com modelos teóricos encontrados na literatura.

Fazendo uso de equipamentos e métodos mencionados no Capítulo 3, foram realizadas as medições dos espaçamentos dendríticos primários e secundários em posições específicas a partir da interface metal/coquilha. As Figuras 4.15 a 4.17 e 4.19 a 4.21 apresentam respectivamente a evolução dos espaçamentos dendríticos primários e secundários e as imagens das microestruturas de solidificação, sendo possível observar para as três ligas o aumento nos espaçamentos da interface metal/coquilha para o interior do lingote. As linhas cheias nas figuras representam apenas a melhor curva passando pelos pontos experimentais, para facilitar a visualização.

Ao observar o gráfico da Figura 4.15, referente à liga com menor teor de soluto, verifica-se que, com as taxas de resfriamento mais altas nas primeiras posições, os ramos dendríticos primários apresentam pequenas dimensões, crescendo para as posições mais afastadas da interface metal/molde, tendo em vista as condições relativamente mais intensas de segregação. Já para a liga de maior teor de soluto, observa-se que os espaçamentos dendríticos primários apresentam maiores dimensões, tornando-se cada vez maiores ao longo do lingote, fato esse que pode ser comprovado pelas micrografias (ver Figura 4.17).

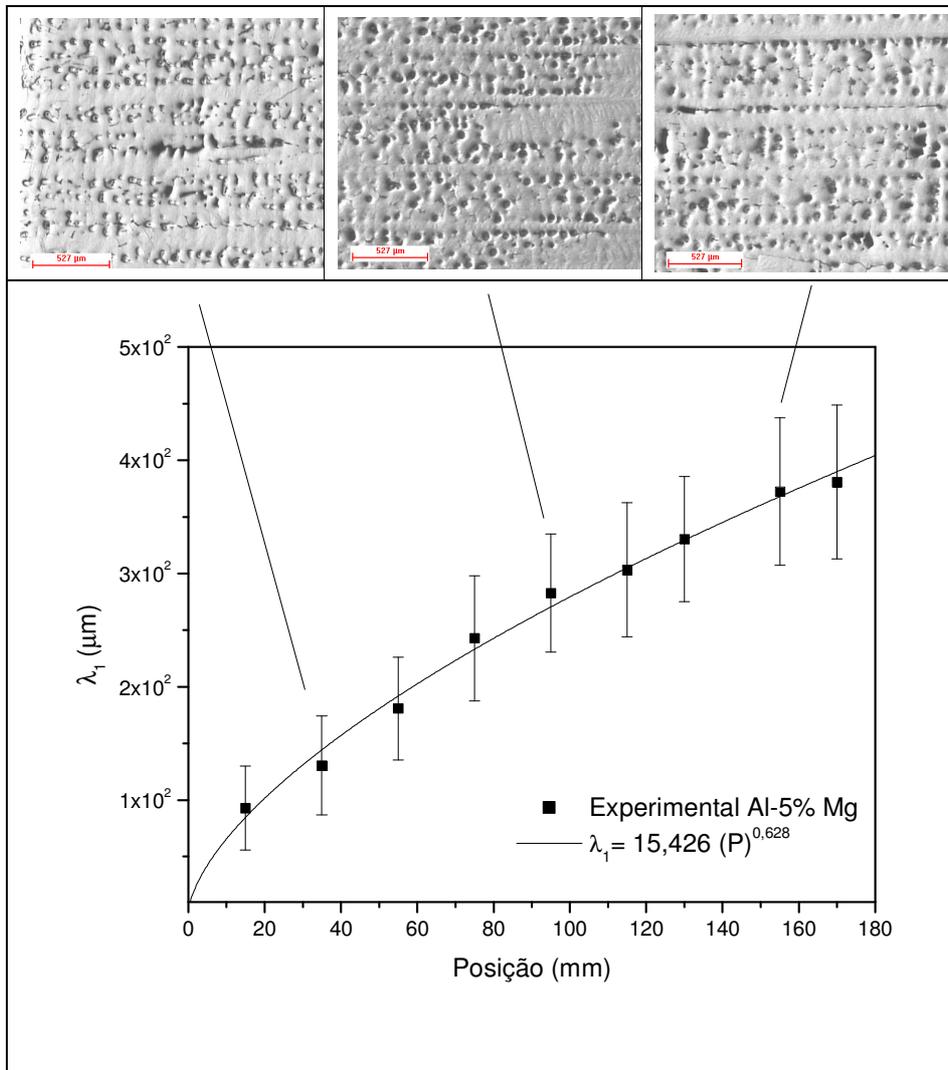


Figura 4.15. Espaçamentos dendrıticos primarios em função da posição para a liga Al-5%Mg.

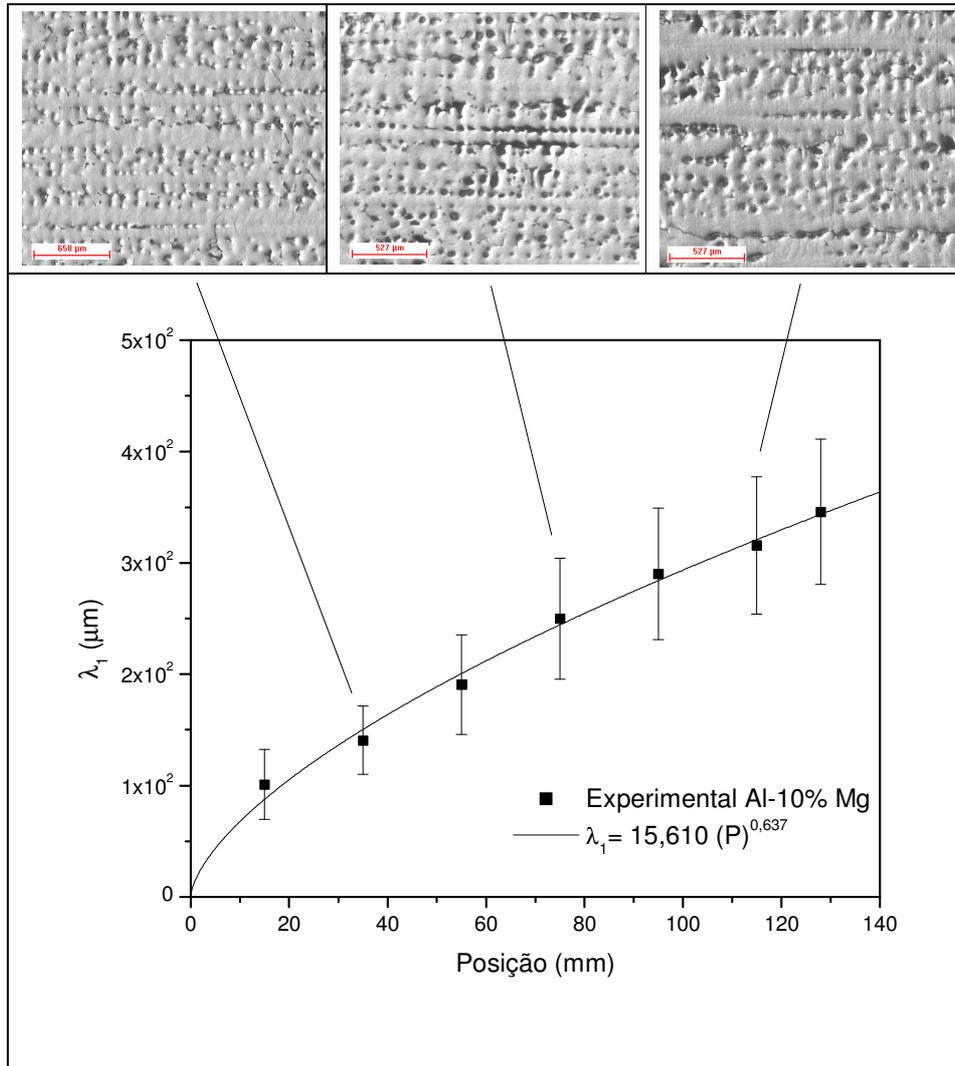


Figura 4.16. Espaços dendríticos primários em função da posição para a liga Al-10%Mg.

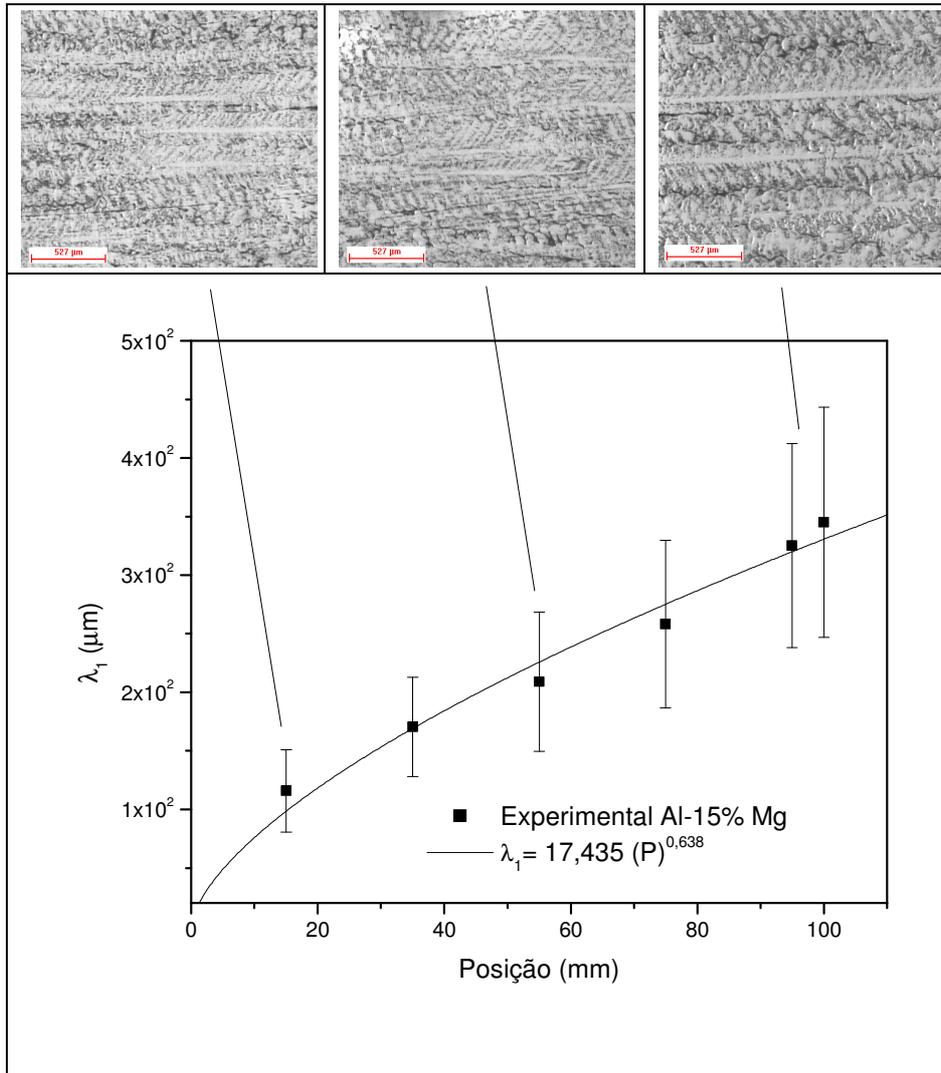


Figura 4.17. Espaçamentos dendríticos primários em função da posição para a liga Al-15%Mg.

Em alguns trabalhos desenvolvidos para regime estacionário, alguns deles para materiais orgânicos, afirmam que os espaçamentos dendríticos primários aumentam quando o teor de soluto é aumentado. Entretanto, Sharp e Hellawel (1969) investigaram o efeito do teor de soluto em ligas Al-Cu e os resultados obtidos pelos autores evidenciam que os espaçamentos dendríticos primários são independentes de C_0 . Resultados contrários foram obtidos por Spittle e Lloyd (1979), que investigaram a influência de C_0 em ligas hipoeutéticas Pb-Sb solidificadas direcionalmente em condições transitórias de extração de calor, cujos resultados apresentam menores valores dos espaçamentos dendríticos primários para maiores concentrações de soluto.

Tais resultados contrariam as análises teóricas/experimentais de Okamoto e Kishitake (1975), nas quais o espaçamento primário aumenta quando o teor de soluto é aumentado. Os resultados obtidos neste trabalho para os espaçamentos dendríticos primários em função da posição para as ligas Al-Mg, anteriormente apresentados, são confrontados entre si na Figura 4.18. Esses resultados indicam que, para o caso das ligas de Al-Mg solidificadas unidirecionalmente em regime transiente, quanto maior o teor de soluto, maior o EDP, para uma mesma posição a partir da interface.

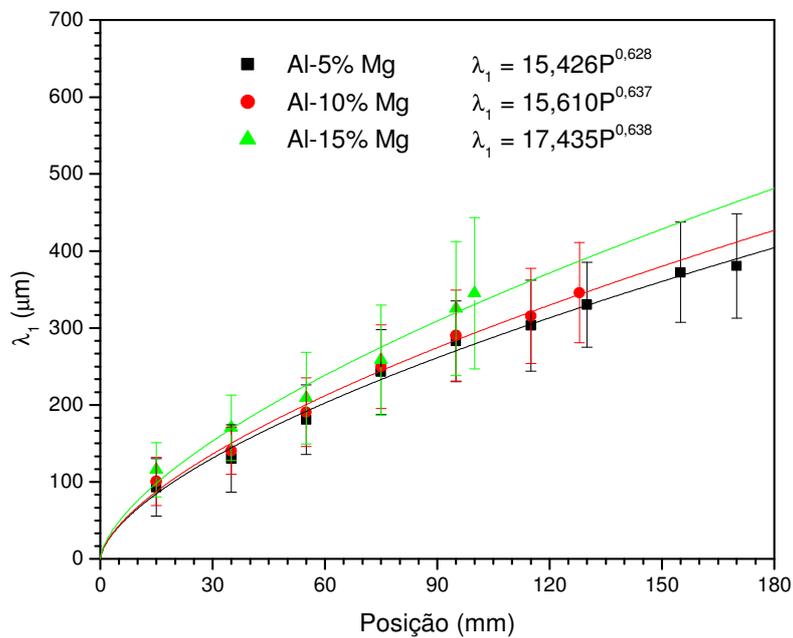


Figura 4.18. Espaçamentos dendríticos primários em função da posição para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.

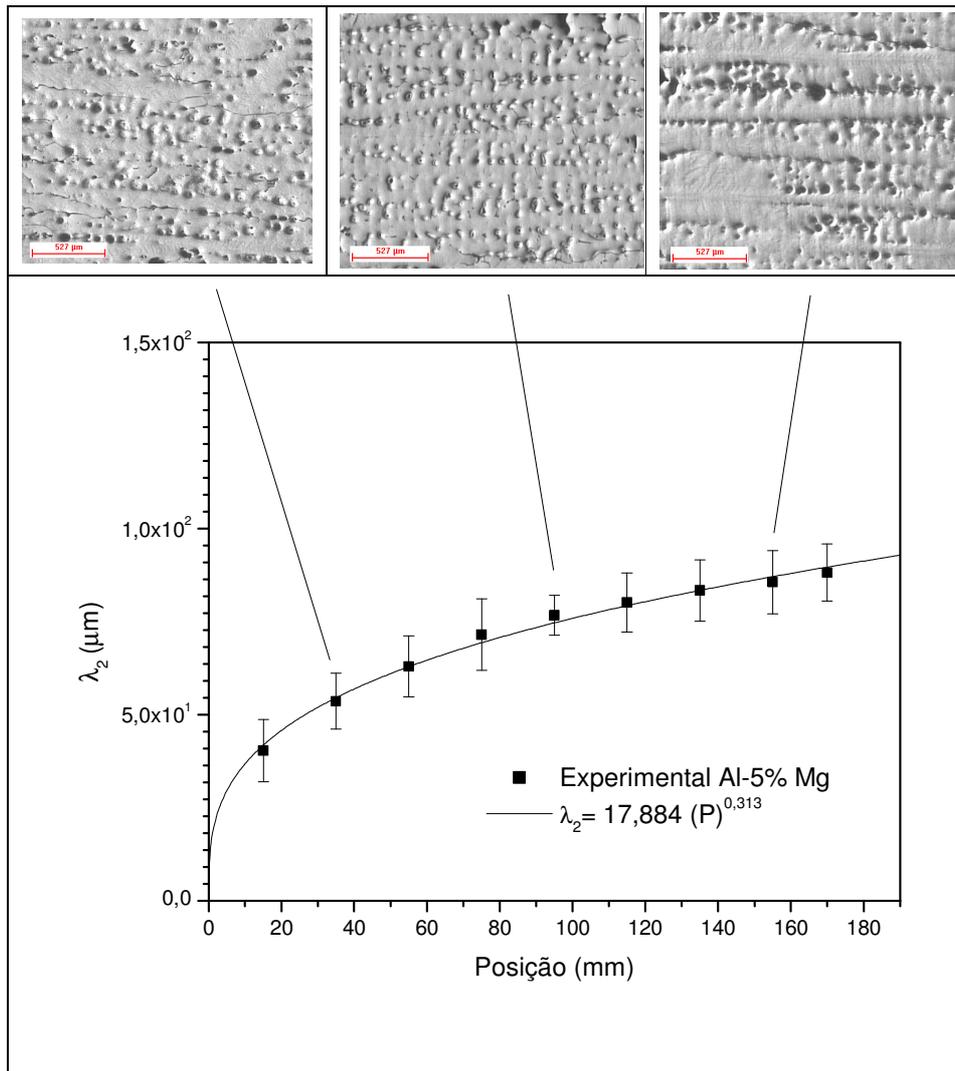


Figura 4.19. Espaçamentos dendríticos secundários em função da posição para a liga Al-5%Mg.

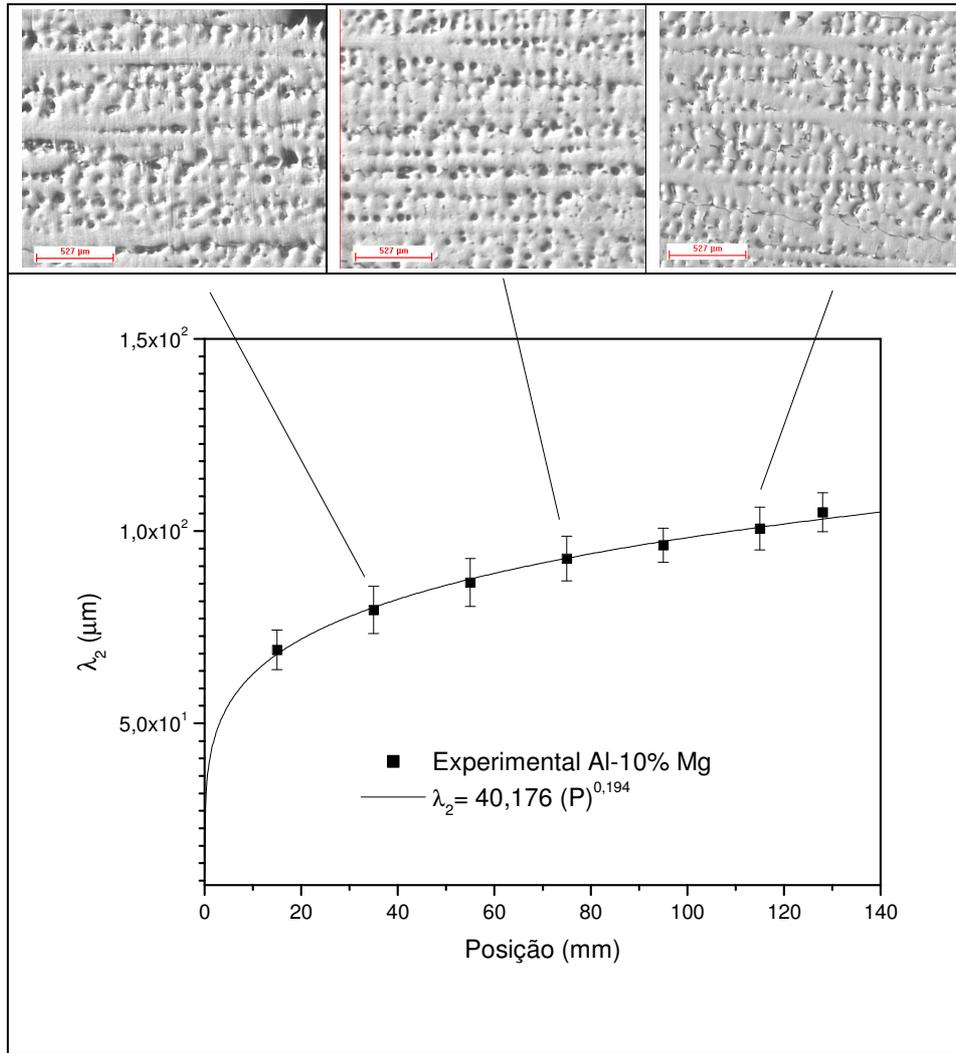


Figura 4.20. Espaçamentos dendríticos secundários em função da posição para a liga Al-10%Mg.

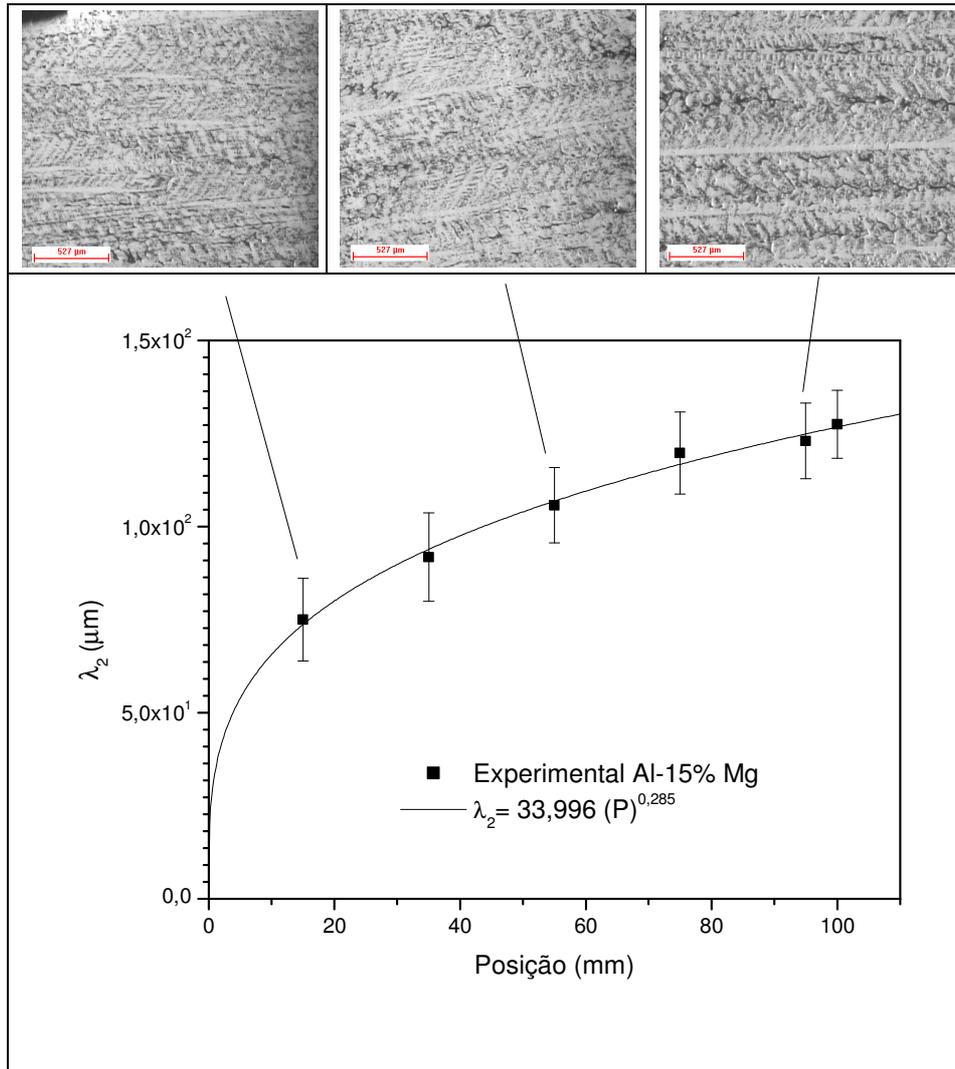


Figura 4.21. Espaços dendríticos secundários em função da posição para a liga Al-15%Mg.

Os resultados dos espaçamentos dendríticos secundários em função da posição para as ligas Al-Mg anteriormente apresentados são confrontados entre si na Figura 4.22. Pode-se observar que, quanto maior o teor de soluto, maior o EDS, para uma mesma posição a partir da interface.

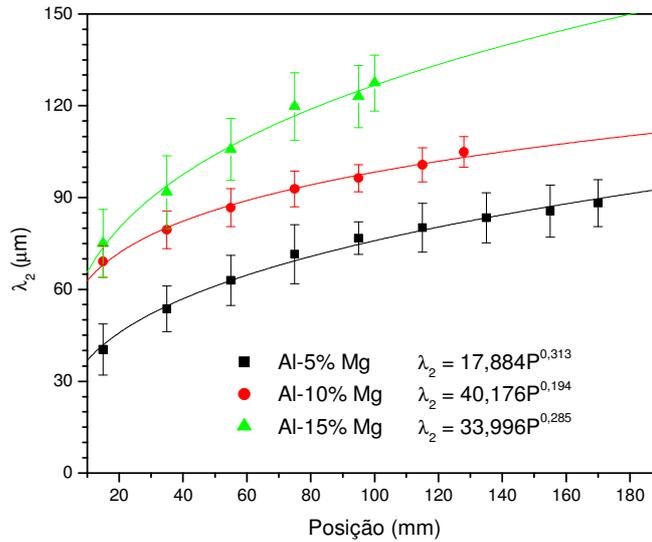


Figura 4.22. Espaçamentos dendríticos secundários em função da posição para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.

4.6 Correlação dos parâmetros microestruturais (λ_1 , λ_2) com parâmetros de solidificação.

Os espaçamentos dendríticos primários foram plotados em função do produto da velocidade de avanço da isoterma *liquidus* com o gradiente de temperatura $V_{liq}G_{liq}$ e os secundários, em função do tempo local de solidificação, para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg como se pode verificar nas Figuras 4.23 e 4.24. Percebe-se que os espaçamentos dendríticos primários nas três ligas diminui com o aumento do parâmetro $V_{liq}G_{liq}$, ao passo que os espaçamentos dendríticos secundários aumentam com o tempo local de solidificação (t_{sl}).

Como foi visto no Capítulo 2, alguns modelos para a previsão de crescimento dendrítico primário e secundários, normalmente divididos em teóricos e experimentais, são apresentados e retratam a variação dos espaçamentos durante a solidificação. Tais modelos indicam que o espaçamento dendrítico primário varia inversamente com a velocidade de avanço da isoterma *liquidus* (V_{liq}) e com o gradiente de temperatura (G_{liq}), e que o espaçamento dendrítico secundário varia diretamente com o tempo local de solidificação (t_{sl}). É de se esperar que a redução de V_{liq} e G_{liq} promova o aumento de λ_1 , ao passo que o aumento de t_{sl} aumente λ_2 , tal como registrado nos gráficos nas Figuras 4.23 e 4.24.

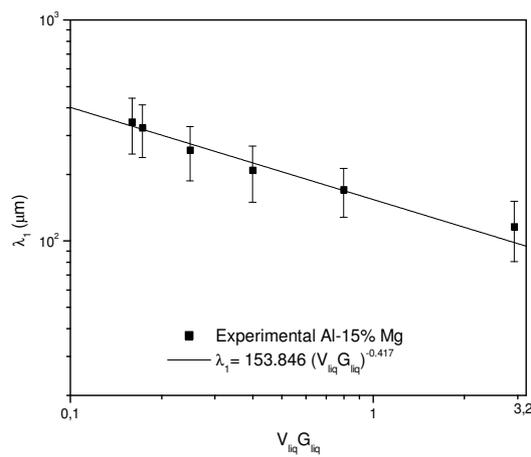
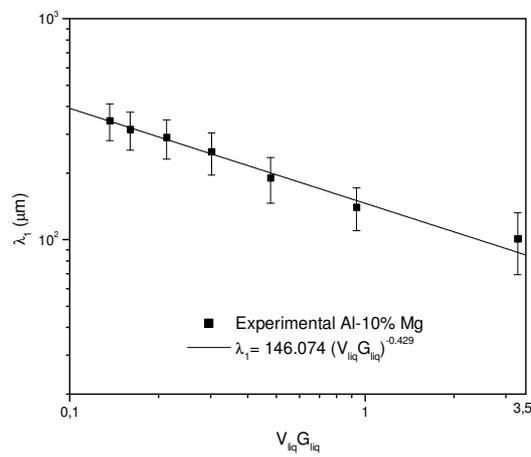
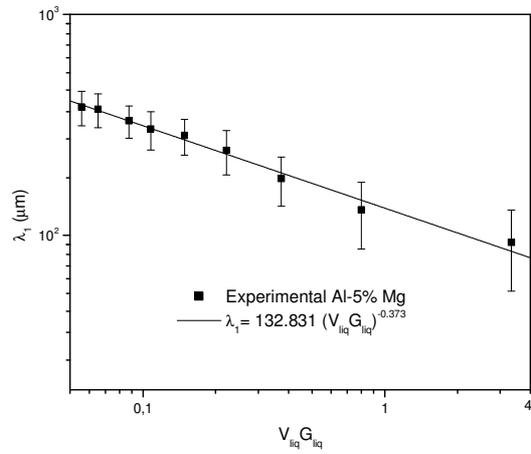


Figura 4.23. Espaçamentos dendríticos primários em função do parâmetro $V_{liq}G_{liq}$ para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.

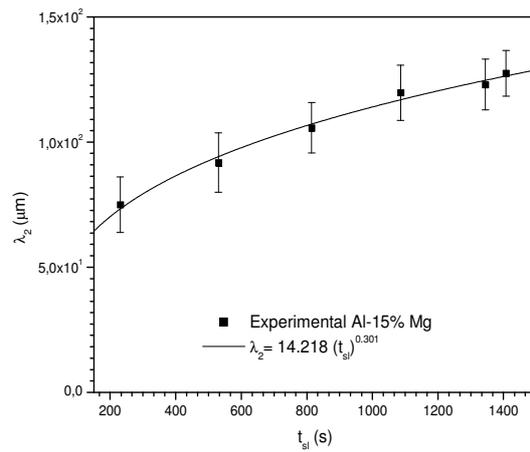
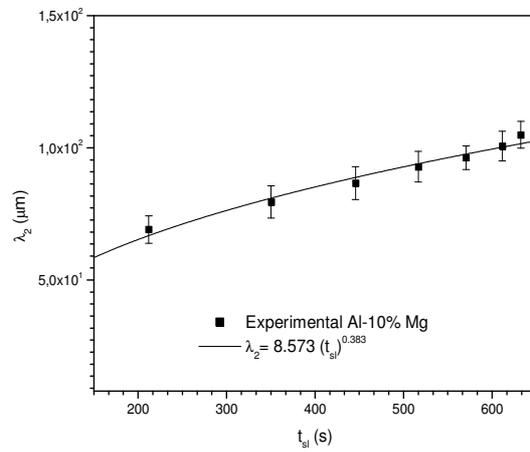
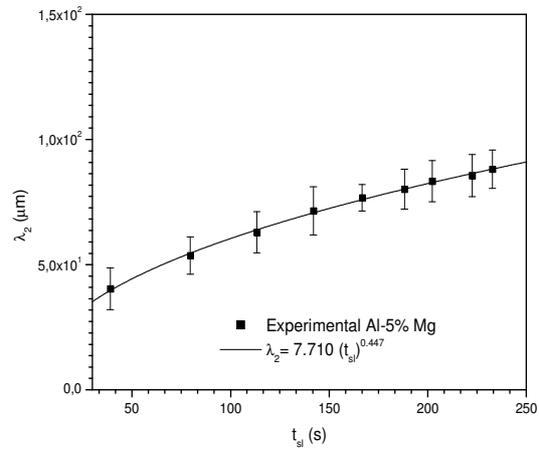


Figura 4.24. Espaçamentos dendríticos secundários em função do tempo local de solidificação para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.

Nota-se nas Figuras 4.8, 4.9 e 4.10 que uso da refrigeração a água impõe elevados valores de velocidades, gradientes e taxas de resfriamento próximo à coquilha, e que diminuem ao longo do processo de solidificação devido ao aumento da resistência térmica, pela formação gradativa de metal solidificado. Essa influência reflete nos espaçamentos dendríticos primários e secundários determinados experimentalmente. As Figuras 4.25 a 4.30 ilustram, para todas as composições analisadas, os valores experimentais dos espaçamentos dendríticos primários e secundários em função da velocidade de avanço da isoterma *liquidus*, do gradiente de temperatura e da taxa de resfriamento.

Da mesma forma como é verificado para os espaçamentos dendríticos primários, os espaçamentos secundários são também influenciados fortemente pelas condições térmicas e pelo super-resfriamento constitucional. Observa-se através das figuras que os espaçamentos diminuem com o aumento de V_{liq} , G_{liq} e \dot{T} . Tal fato pode ser também constatado fazendo uso de alguns modelos para a previsão de crescimento dendríticos primários e secundários normalmente divididos em teóricos e experimentais, que são apresentados no capítulo 2. No que diz respeito a estes modelos, a literatura é clara ao afirmar que os espaçamentos dendríticos primários e secundários diminuem com o aumento de V_{liq} , G_{liq} , \dot{T} e t_{sl} .

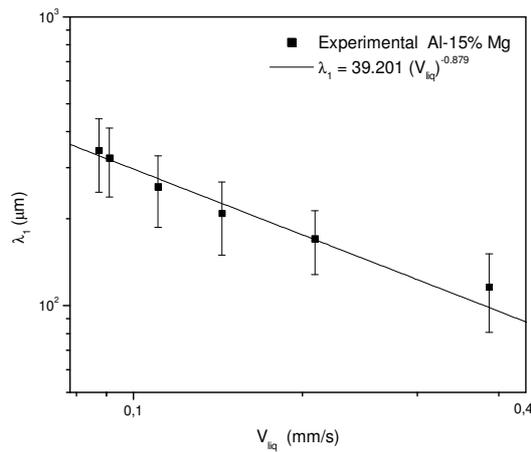
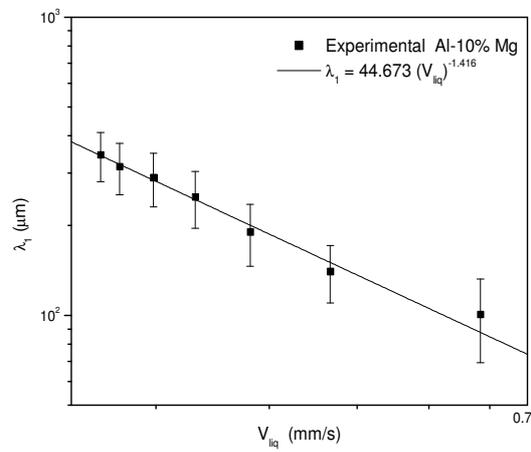
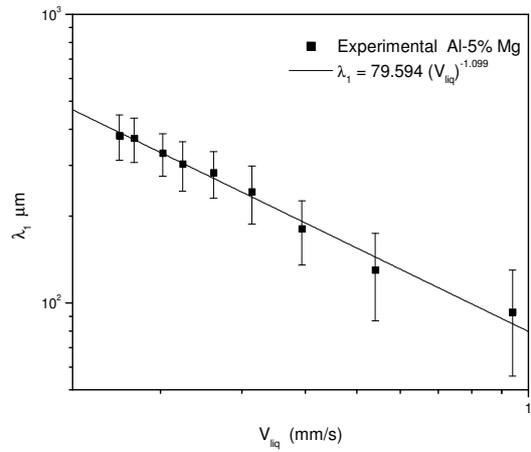


Figura 4.25. Espaçamentos dendríticos primários em função velocidade de avanço da isoterma *liquidus* para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.

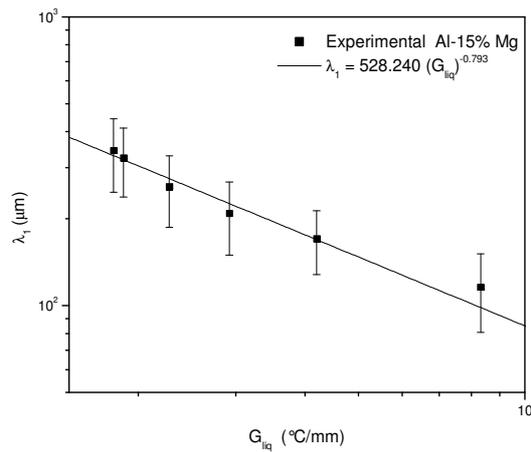
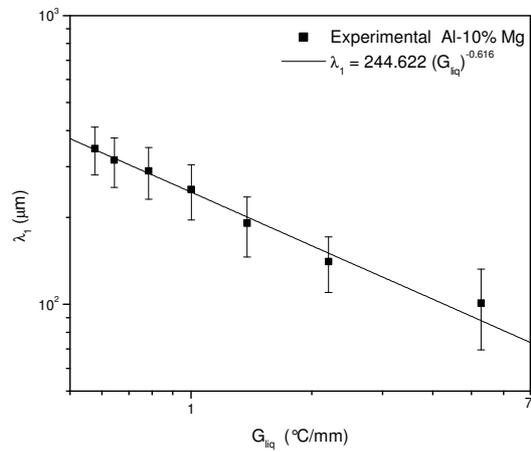
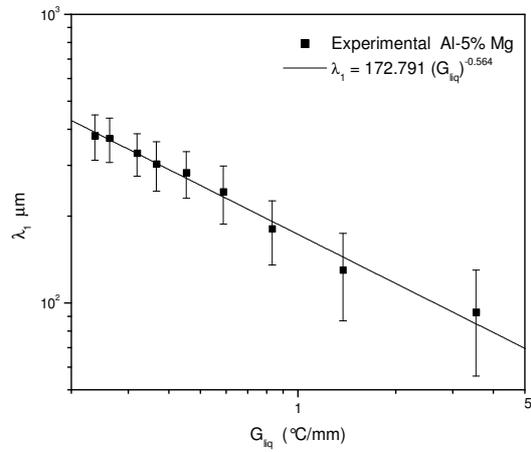


Figura 4.26. Espaçamentos dendríticos primários em função do gradiente térmico para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.

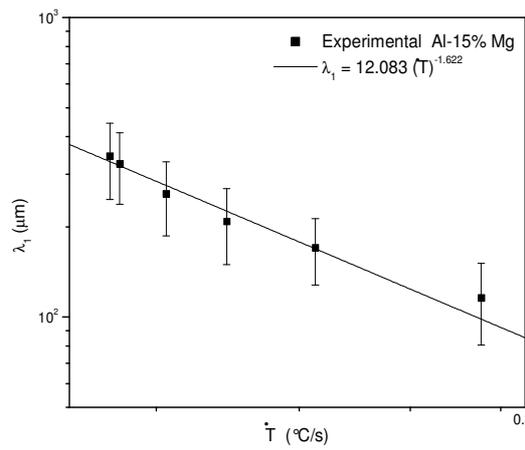
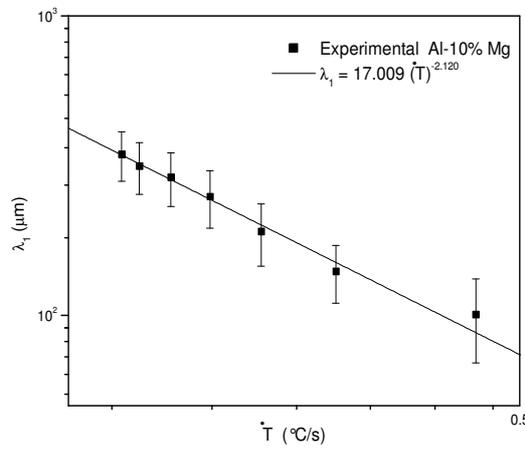
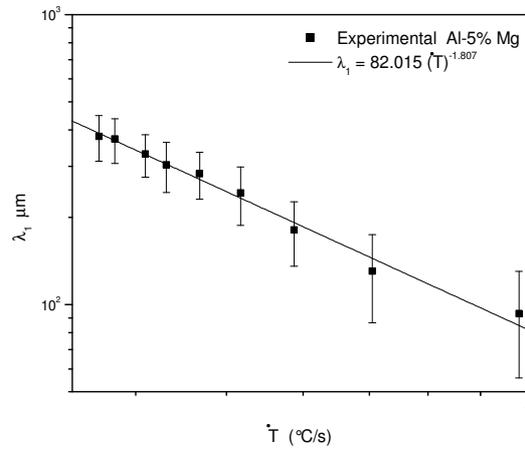


Figura 4.27. Espaçamentos dendricos primarios em função da taxa de resfriamento para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.

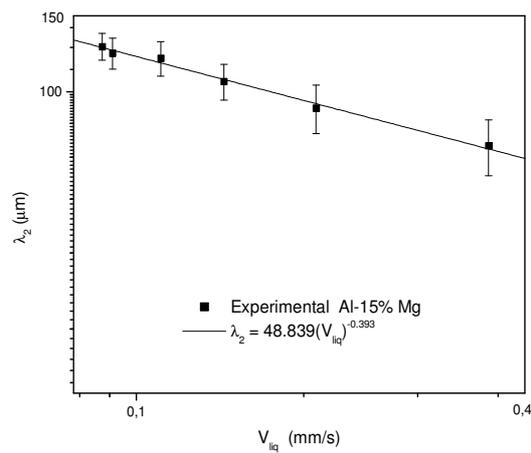
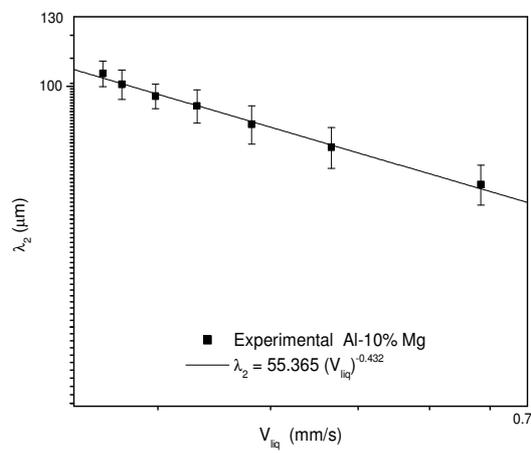
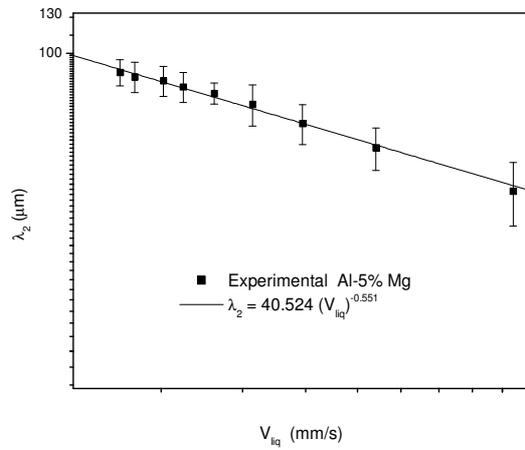


Figura 4.28. Espaçamentos dendríticos secundários em função velocidade de avanço da isoterma *liquidus* para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.

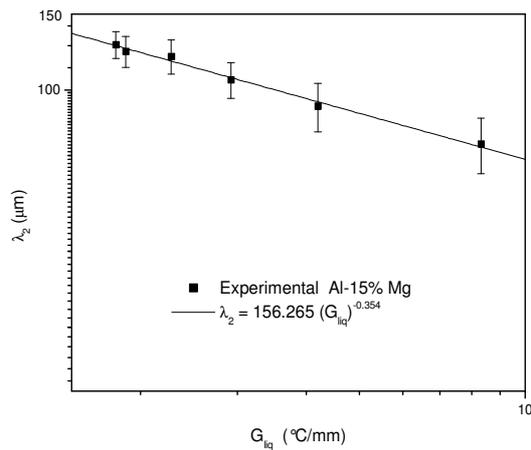
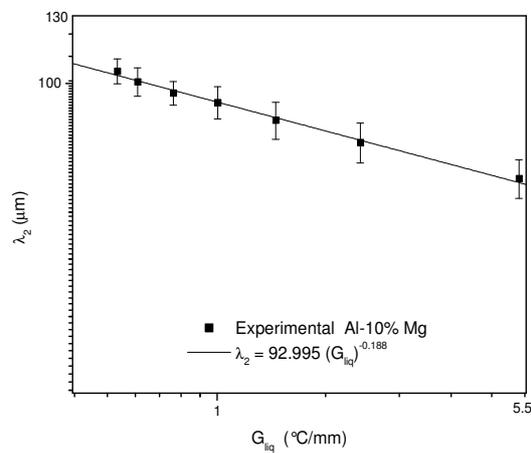
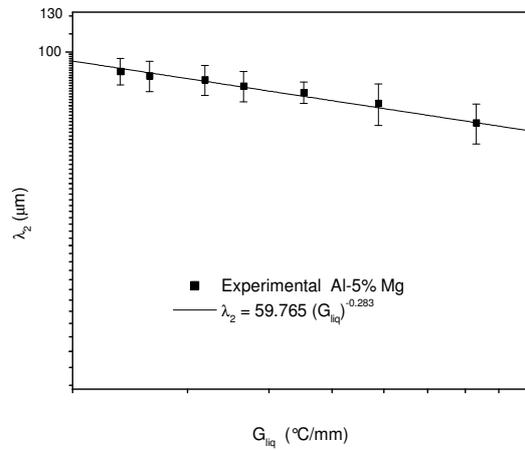


Figura 4.29. Espaçamentos dendríticos secundários em função do gradiente térmico para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.

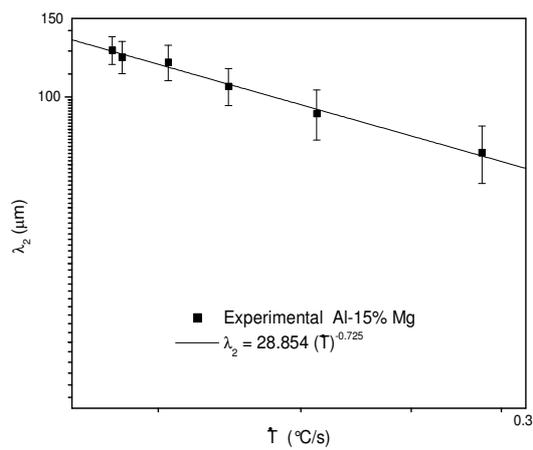
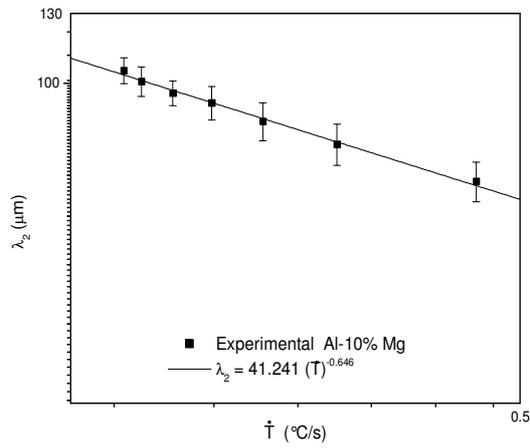
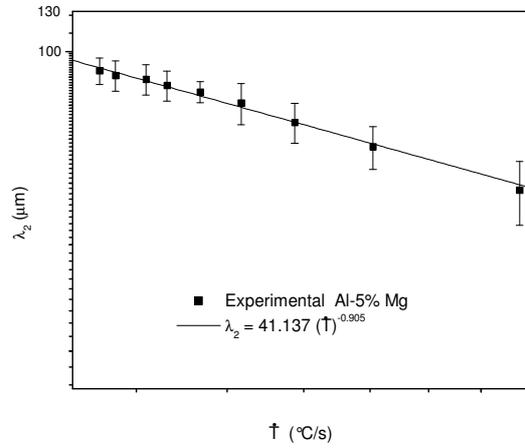


Figura 4.30. Espaços dendríticos secundários em função da taxa de resfriamento para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg.

4.7 Correlação de λ_1 e λ_2 com modelos teóricos previstos na literatura

Nas Figuras 4.31 a 4.33 são apresentadas comparações entre os resultados experimentais obtidos e os espaçamentos dendríticos primários fornecidos pelos principais modelos obtidos na literatura traduzidos por equações matemáticas apresentadas no capítulo 2.

No caso do espaçamento dendrítico primário, verifica-se, pelos resultados apresentados nas Figuras 4.31 a 4.33, que para todas as composições investigadas, há um melhor ajuste entre os resultados teóricos obtidos através da equação de Hunt (1979) para regime estacionário e os valores experimentais obtidos para regime transitório (apesar das taxas de resfriamento relativamente altas no início do processo de solidificação direcional). Já os demais modelos de Geying e Lixin (1987), Trivedi (1984) e Kurz e Fisher (1981) superestimam os valores experimentais.

Kurz e Fisher (1992) afirmam que de uma maneira geral nenhum destes modelos descreve com perfeição o espaçamento dendrítico primário. Estes modelos são úteis apenas para fazer uma estimativa qualitativa dos espaçamentos. Os modelos anteriormente citados consideram somente interfaces com morfologias regulares e não levam em conta o aspecto dos ramos secundários, são característicos da estrutura dendrítica. Neste sentido Esaka, Kurz e Trivedi (1987) apresentaram um trabalho, essencialmente experimental, em que procuram determinar o papel dos ramos dendríticos secundários e terciários nos mecanismos de formação do espaçamento primário. Mesmo assim, observa-se pelos resultados obtidos que o modelo de Hunt, apesar de ter sido desenvolvido para regime estacionário, descreve bem a variação dos espaçamentos dendríticos primários.

Como os modelos para previsão dos espaçamentos dendrítico secundários são dados em função do tempo local de solidificação, torna-se interessante analisar as variações das previsões nestes modelos em função deste parâmetro, conforme apresentada nas Figuras 4.34 a 4.36. Pode-se notar que, para todos os modelos, a tendência é a mesma, ou seja, aumento do espaçamento secundário com o tempo local de solidificação. Nas referidas Figuras, percebe-se que o modelo de Feurer (1977) é o que mais se aproxima dos resultados obtidos neste trabalho.

Os demais modelos Jones (1984) e Kirkwood (1985) subestimam os resultados experimentais em todas as composições analisadas.

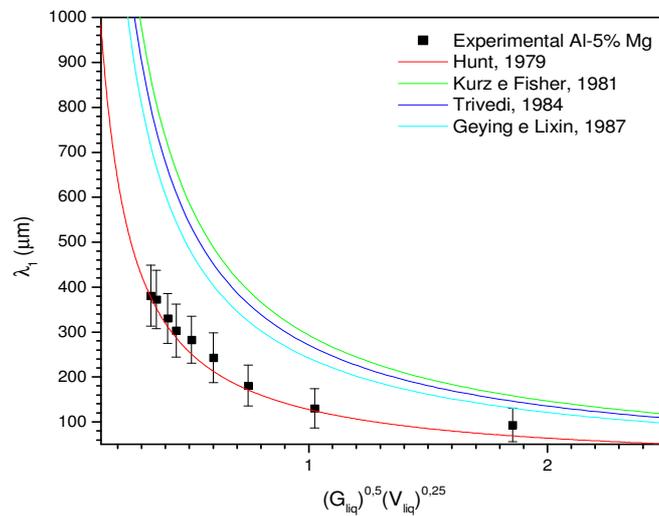


Figura 4.31. Variações das previsões do espaçamento interdendrítico primário (λ_1) para diferentes modelos teóricos em comparação com os dados experimentais em função do parâmetro

$$G_{liq}^{0,5}V_{liq}^{0,25} \text{ para a liga Al-5\%Mg.}$$

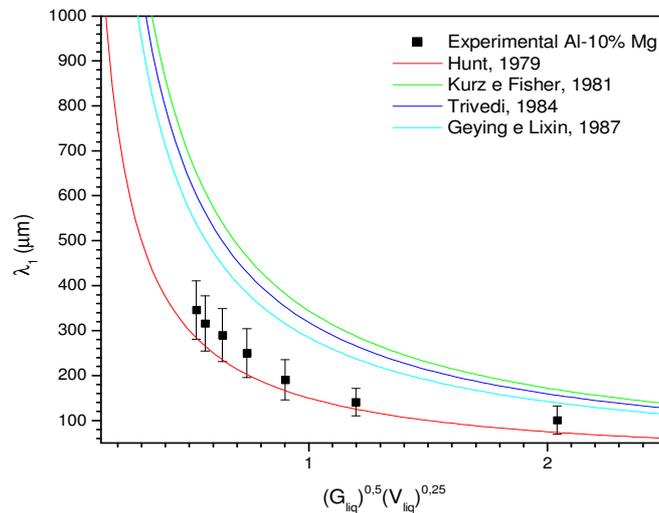


Figura 4.32. Variações das previsões do espaçamento interdendrítico primário (λ_1) para diferentes modelos teóricos em comparação com os dados experimentais em função do parâmetro

$$G_{liq}^{0,5}V_{liq}^{0,25} \text{ para a liga Al-10\%Mg.}$$

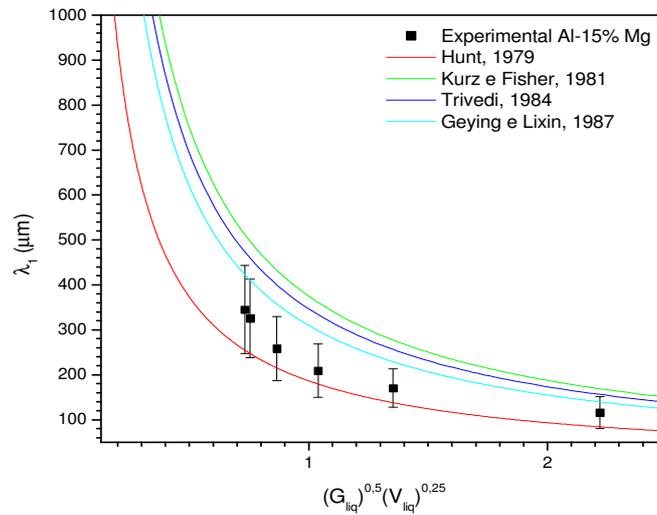


Figura 4.33. Variações das previsões do espaçamento interdendrítico primário (λ_1) para diferentes modelos teóricos em comparação com os dados experimentais em função do parâmetro

$$G_{liq}^{0.5} V_{liq}^{0.25} \text{ para a liga Al-15\%Mg.}$$

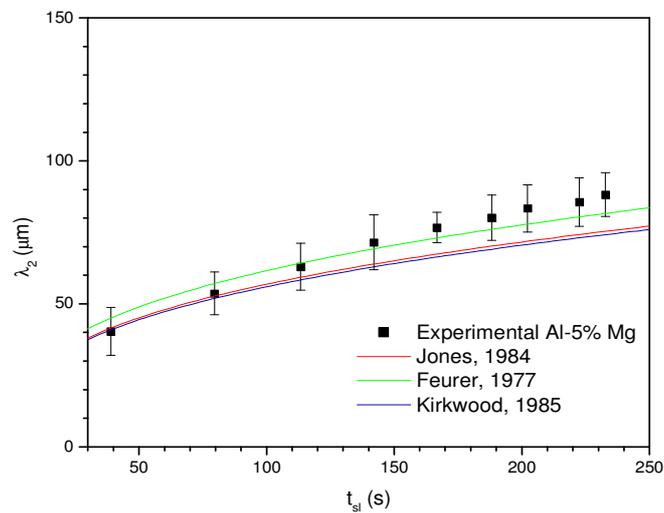


Figura 4.34. Variações das previsões do espaçamento interdendrítico secundário (λ_2) para diferentes modelos (empíricos e teóricos) em comparação com os dados experimentais em função do parâmetro t_{sl} para a liga Al-5%Mg.

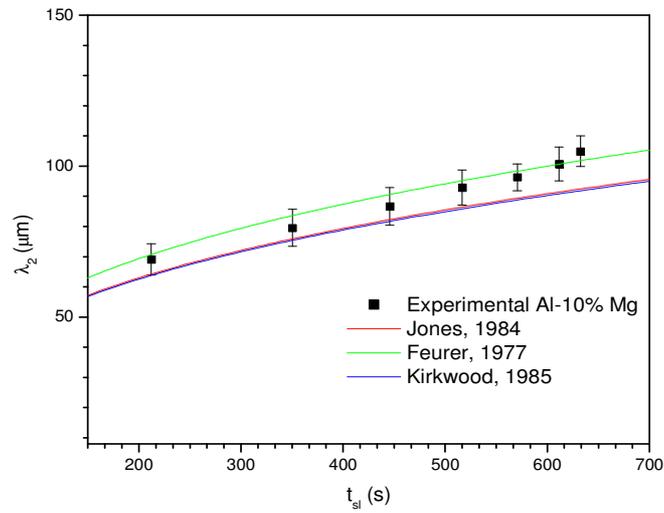


Figura 4.35. Variações das previsões do espaçamento interdendrítico secundário (λ_2) para diferentes modelos (empíricos e teóricos) em comparação com os dados experimentais em função do parâmetro t_{sl} para a liga Al-10%Mg.

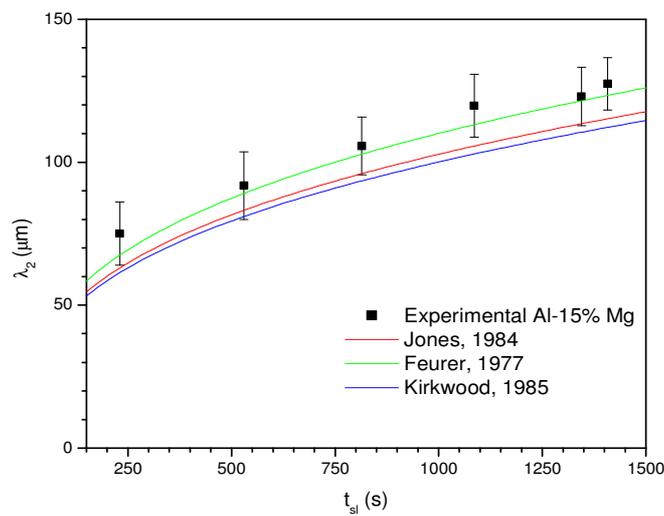


Figura 4.36. Variações das previsões do espaçamento interdendrítico secundário (λ_2) para diferentes modelos (empíricos e teóricos) em comparação com os dados experimentais em função do parâmetro t_{sl} para a liga Al-15%Mg.

Tendo em vista os resultados apresentados pode-se afirmar que os modelos de Hunt e Feurer podem ser aplicados para estimar a variação dos espaçamentos dendríticos primários e secundários durante a solidificação em regime transiente das ligas Al-Mg.

4.8 Permeabilidade

A permeabilidade representa a facilidade com que o metal líquido flui pelos canais interdendríticos. Neste sentido, sua determinação é extremamente importante em processos de solidificação, na medida em que a diminuição desse parâmetro pode impedir que o metal líquido atinja o final dos canais, provocando a formação de microporosidades por contração do metal líquido durante a solidificação.

A partir dos resultados experimentais obtidos para os espaçamentos dendríticos primário e secundários podem ser determinadas as variações da permeabilidade em função da fração de metal líquido, para diferentes posições ao longo da zona colunar e são apresentados nas Figuras 4.37 a 4.39. Convém ressaltar que, para a determinação da permeabilidade dos canais interdendríticos foram utilizadas as Equações 2.46 e 2.48 propostas por Santos e Melo (2004), para permeabilidade sob fluxo de metal líquido paralelo aos ramos dendríticos primários.

De maneira geral, observa-se nas Figuras 4.37 a 4.39 que a permeabilidade dos canais interdendríticos na zona colunar para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg aumenta com a distância da interface metal/molde. Com atenção especial para liga Al-5%Mg que possui a maior estrutura colunar, pode-se observar que, para posições mais afastadas da interface metal/molde, a permeabilidade apresenta valores relativamente elevados e próximos. Tal fato não é observado para as ligas Al-10%Mg e Al-15%Mg, já que possuem zonas colunares inferiores. Isso pode ser explicado pelo simples fato que ao se reduzir o teor de soluto, conseguiu-se obter zonas colunares elevadas (ver item 4.4.1). Permite-se, desta forma, que se observem, para ligas com baixo teor de magnésio, valores da permeabilidade elevados e próximos em regiões mais afastadas da interface metal/molde.

Pela comparação entre as ligas Al-Mg, percebe-se, para uma mesma posição, uma redução na permeabilidade à proporção que se aumenta o teor de magnésio na liga a partir de 55mm da interface metal/molde. Isto pode ser explicado por meio da relação entre os espaçamentos secundários (λ_2) e primários (λ_1) apresentados na Tabela 4.1. Segundo Santos (2006), a permeabilidade dos canais interdendríticos para fluxo paralelo de metal líquido aos ramos dendríticos primários aumenta quando a relação entre os espaçamentos secundários e primários diminui para uma mesma seção de área.

Tabela 4.1. Relação entre os espaçamentos secundários e primários para varias posições a partir da interface metal/molde para as ligas de Al-Mg.

Posição (mm)			Relação λ_2/λ_1		
Al-5Mg	Al-10Mg	Al-15Mg	Al-5Mg	Al-10Mg	Al-15Mg
15	15	15	0,434	0,685	0,647
35	35	35	0,411	0,565	0,538
55	55	55	0,348	0,454	0,506
75	75	75	0,294	0,371	0,463
95	95	95	0,271	0,332	0,378
115	115	100	0,264	0,318	0,369
130	128		0,252	0,303	
155			0,229		
170			0,231		

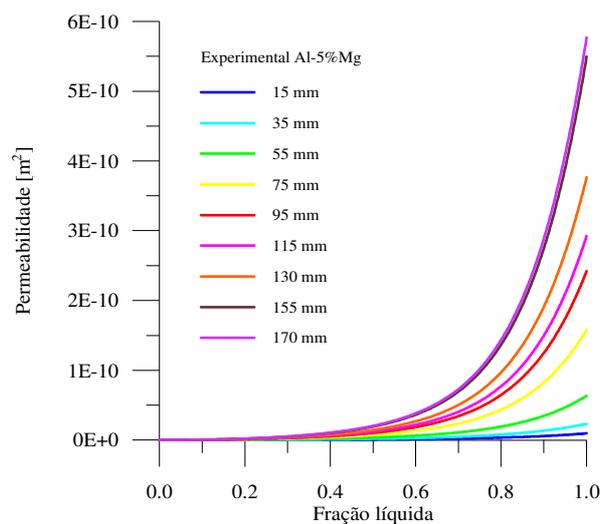


Figura 4.37. Variações da permeabilidade dos canais interdendríticos da zona colunar com a fração de metal líquido para a liga Al-5% Mg, sob fluxo de calor unidirecional.

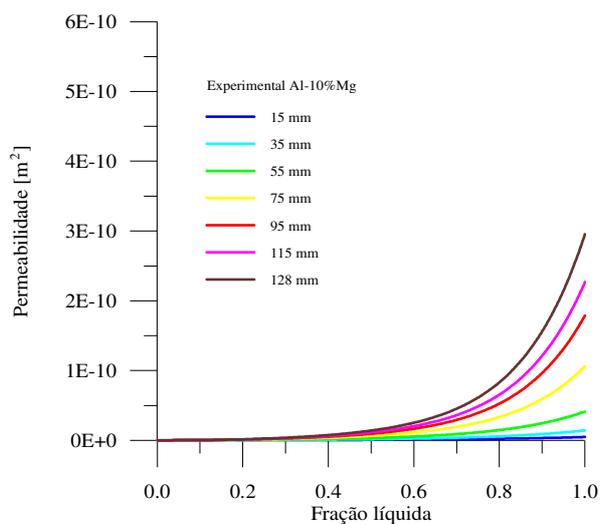


Figura 4.38. Variações da permeabilidade dos canais interdendríticos da zona colunar com a fração de metal líquido para a liga Al-10% Mg, sob fluxo de calor unidirecional.

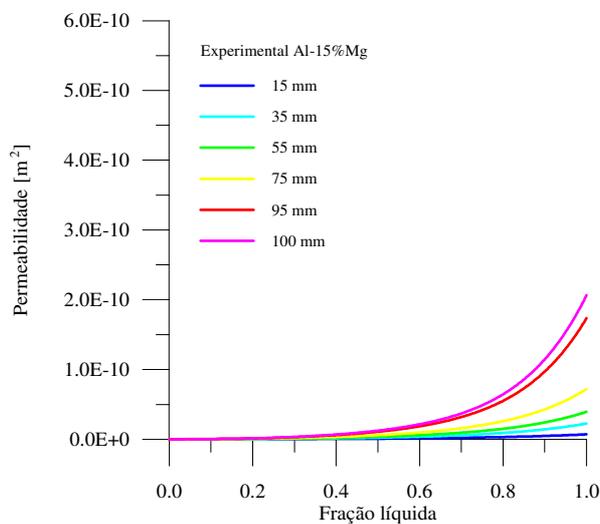


Figura 4.39. Variações da permeabilidade dos canais interdendríticos da zona colunar com a fração de metal líquido para a liga Al-15% Mg, sob fluxo de calor unidirecional.

Capítulo 5

Conclusões e sugestões para próximos trabalhos

5.1 Conclusões

Os resultados obtidos no desenvolvimento do presente trabalho para a solidificação unidirecional do alumínio comercialmente puro e das ligas Al-Mg em condições transitórias de extração de calor, utilizando o dispositivo para a solidificação unidirecional vertical ascendente, possibilitaram a análise da influência do teor de magnésio nos parâmetros térmicos e estruturais, permitindo que sejam extraídas as seguintes conclusões.

Parâmetros de solidificação:

1. O aumento do teor de magnésio aumenta o tempo total de solidificação.
2. Com o aumento do teor de magnésio da liga, aumentam os valores dos tempos locais de solidificação para uma mesma posição. Os valores das taxas de resfriamento tendem a ser menores na proporção que se aumenta a quantidade de magnésio nas ligas.
3. Houve um aumento no coeficiente de transferência de calor metal/molde (h_i) à medida que se aumentou o teor de magnésio da liga. Esse aumento é mais significativo para teores de magnésio mais altos.

Macroestruturas:

4. Para o alumínio comercialmente puro e para as ligas Al-5%Mg, Al-10%Mg e Al-15%Mg, a transição colunar/equiaxial ocorreu, respectivamente a 200mm, 170mm, 128mm e 100mm da interface metal/molde indicando que a extensão da zona colunar diminui com o aumento do teor de magnésio.
5. O elevado gradiente térmico nos instantes iniciais do processo solidificação e também o teor de magnésio na liga exercem influências direta no desvio da direção de crescimento dos grãos colunares levando à formação de “grãos plumosos”.

Microestruturas:

6. Os resultados obtidos neste trabalho para a variação dos espaçamentos dendríticos primários e secundários durante o processo de solidificação, indicam que, para o caso das ligas de Al-Mg solidificadas unidirecionalmente em regime transiente, quanto maior o teor de soluto, maiores os espaçamentos interdendríticos, para uma mesma posição a partir da interface.
7. Para as ligas hipoeutéticas do sistema Al-Mg solidificadas no sistema vertical ascendente, os espaçamentos dendríticos primários e os espaçamentos secundários são influenciados fortemente pelas condições térmicas e pelo super-resfriamento constitucional. Observa-se que os espaçamentos diminuem com os aumentos da velocidade de avanço da isoterma *liquidus* (V_{liq}), do gradiente térmico (G_{liq}) e da taxa de resfriamento (\dot{T}).
8. A permeabilidade dos canais interdendríticos cresce com a distância da interface metal/molde, mas para ligas com menor teor de magnésio tendem a valores aproximadamente constantes para posições muito afastadas. Para uma mesma distancia da interface metal/molde a permeabilidade diminui com o aumento do teor de magnésio, pois a relação entre os espaçamentos secundários e primários aumenta na proporção que se aumenta o teor de magnésio na liga, promovendo assim a redução da permeabilidade nos canais interdendríticos.

Aplicabilidade dos modelos de crescimento dendríticos da literatura:

9. No caso do espaçamento dendrítico primário, nota-se pelos resultados para todas as composições investigadas, que o melhor ajuste entre os resultados teóricos e os valores experimentais foram obtidos através da equação de Hunt (1979). Já os demais modelos de Geying e Lixin (1987), Trivedi (1984) e Kurz e Fisher (1981) superestimam os valores experimentais.
10. De todos os modelos para previsão dos espaçamentos dendrítico secundários, o modelo de Feurer (1977) foi o que melhor simulou os resultados experimentais obtidos neste trabalho. Já os modelos de Jones (1984) e Kirkwood (1985) subestimam os resultados experimentais para todas as composições analisadas do sistema Al-Mg.

5.2 Sugestões para trabalhos futuros

A análise dos resultados obtidos neste trabalho, permitem identificar vários estudos que poderão aprofundar o conhecimento sobre as ligas do sistema Al-Mg, e que poderão ser sugeridas e conduzidas as seguintes linhas de pesquisas que podem ser sugeridas para realização de trabalhos futuros:

1. Aprofundar a investigação nos desvios de crescimento dos grãos colunares para as ligas do sistema Al-Mg por meio da análise de textura;
2. Analise da influência do teor de magnésio nas propriedades mecânicas e da correlação entre essas propriedades e os espaçamentos interdendríticos;
3. Desenvolver uma análise comparativa entre os parâmetros térmicos e estruturais obtidos neste trabalho com as ligas hipereutéticas do sistema Al-Mg;
4. Analisar o processo de solidificação das ligas Al-Mg sob fluxo de calor radial cilíndrico;
5. Analisar a influência da capacidade de extração de calor do molde nos parâmetros de solidificação, utilizando molde metálico e molde cerâmico além do molde refrigerado;

Referencias Bibliográficas

Alexandrov, D. V. **Solidification with a Quasiequilibrium Mushy Region: Exact Analytical Solution of Nonlinear Model.** Journal of Crystal Growth, v. 222, 2001, pp. 816-821.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS, **Metals Handbook: Metallography, Structures e Phase Diagrams**, 8th edition, Ohio, United States of America, 1973, 467 p.

Andrade, R. B. **Análise das Influências da Geometria e do Material do Molde na Formação da Microestrutura de Ligas Alumínio-Cobre.** Dissertação de Mestrado, DEMA/FEM/UNICAMP, 2003.

Ares, A. E. e Schvezov, C. E. **Solidification Parameters During the Columnar-To-Equiaxed Transition in Lead-Tin Alloys.** Metallurgical e Materials Transactions A, v. 31A, 2000, pp. 1611-1625.

Bellet, M.; Decultieux, F.; Ménaï, M.; Bay, F.; Levailant, C.; Chenot, J.L.; Schmidt, P. e Svensson, I.L., **Thermomechanics of the Cooling Stage in Casting Processes: Three-Dimensional Finite Element Analysis and Experimental Validation**, Metallurgical and Materials Transactions B, V.27B, 1996, pp. 81-99.

Biloni, H. e Chalmers, B. **Predendritic Solidification**, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v. 233 (2), 1965, p. 373.

- Biloni, H. e Morando, R. **On the Nature of the Chill Zone in Ingot Solidification**, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v. 242, 1968, p. 1121.
- Biscuola, V. B. e Martorano, M. A. **Modelagem Matemática Estocástica da Transição Colunar Equiaxial**. Anais do XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - CBECIMAT/2004, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil, 2004.
- Boeira, A. P. **Análise Numérica e Experimental da Solidificação das Ligas Al 3,5%Cu e AA356**, *Dissertação de mestrado*, E.E/PPGEM/UFRGS, 2002.
- Boettinger, W. J; Coriell, J.R; Greer, A.L.; Karma, A.; Kurz, W.; Rappaz, M. e Trivedi, R. **Solidification Microstructures: Recent Developments, Future Directions**, Acta Materialia, v.48, 2000, pp.44-70.
- Bouchard, D. e Kirkaldy, J. S. **Scaling of Intragranular Dendritic Microstructure in Ingot Solidifications**. Metallurgical and Materials Transactions B, v.27B, 1996, pp.101-113.
- Bouchard, D. e 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. 28 B, 1997, p. 651-663.
- Bower, T.F. e Brody, H. D.; Flemings, M.C. **Measurements of Solute Redistribution in Dendritic Solidification**. Transactions of AIME, v. 236, 1966, p.624-634.
- Bower, T. F. e Flemings, M. C. **Formation of the Equiaxed Zone in Ingot Solidification**, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v.239, 1967, p. 216.
- Bridge, M. R. e Rogers, G. D. **Structural Effects and Band Segregate Formation During the Electromagnetic Stirring of Strand-Cast Steel**. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 15 (3), 1984, pp. 581-589.

- Brimacombe, J. K.; Samasekera, I. V. e 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, 1986, p. 409-423.
- Brimacombe, J. K. e Samasekera, I. V. **Fundamental Aspects of the Continuous Casting of Near-Net-Shape Steel Products**. The Metallurgical Society of ASME, 1988, p. 3-24.
- Brimacombe, J. K. **Empowerment with Knowledge-Toward the Intelligent Mold for the Continuous Casting of Steel Billet**. Iron & Steelmaker, 1993, p.35-47.
- Brody, H.D. e Flemings, M.C. **Solute Redistribution in Dendritic Solidification**. Transactions of The Metallurgical Society of AIME, v.236, 1966, pp.615-624.
- Burden M. H. e Hunt J. D. **Cellular and Dendritic Growth**. *Journal of Crystal Growth*, v. 22, 1974, pp. 99-108.
- Burden M. H. e Hunt J. D. **A Mechanism for the Columnar to Equiaxed Transition in Casting of Ingots**. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 6A, 1975, pp. 240-248.
- Callister, W, D. **Ciências e Engenharia dos Materiais: Uma Introdução**. Editora: LTC, 5ª edição, 2002, p. 585.
- Campos Fº, M. P.; Biloni, H. **Metalurgia ABM**, v27, nº164 , 1971, p. 871.
- Campos Fº, M. P.; Davies, G. J. **Solidificação e Fundição de Metais e Suas Ligas**. Editora da USP, 1978.
- Caram, R, Garcia, A. **The Use of Dendritic Microstructure Growth to Evaluate the Metal-Mold Heat Transfer Coefficient in The Foundry Process**; 1 Match Conference Transactions, The Institute of Mechanical Engineers, London, v.2, 1995, pp.555-559.

- Chakraborty, S. e Dutta, P. **An Analytical Solution for Conduction-Dominated Unidirectional Solidification of Binary Mixtures**. Applied Mathematical Modelling, v. 26, 2002, p. 545-561.
- Chalmers, B. e Winegard, W. C. **Supercooling and Dendritic Freezing in Alloys**. Transactions of the ASM, v. 46, 1954, pp.1214.
- Chalmers, B. **Principles de Solification**. Jonh Wiley e Sons, New York, 1964.
- Chalmers, B. **The Structure of Ingots**. The Journal of the Australian Institute of Metals, v.8, 1968, p. 255.
- Cheung, N. **Interação entre uma Base de Conhecimento e um Modelo Matemático de Solidificação na Análise da Qualidade no Lingotamento Contínuo de Aços**, Dissertação de Mestrado, DEMA/FEM/UNICAMP, 1999.
- Chien, K. H. e Kattamis, T.Z. **Role of Dendritic Coarsening and Coalescence in the Establishment of Cast Microstructure**. Z. Metallkde., v.61, 1970, pp.475-480.
- Crosley, P. B.; Douglas, A. W. e Mondolfo, L. F. **Interfacial Energies in Heterogeneous Nucleaction**. Proc. Conf. on The solidification of metals, The Iron and Stell Institute p110, London, 1967, p.10.
- Dahle, A. K.; Lee, Y. C.; Nave, M. D. ; Schaffer, P. L. e StJohn, D. H. **Development of The As-Cast Microstructure in Magnesium-Aluminium Alloys**. Journal of Light Metals, v.1, 2001, pp. 61-72.
- Daveis, G. J.; **Solification and Casting**. Applied Science Publisher, London, 1973.

Dell, S. P.; Ding, G. L. e Tewari, S. N. **Cell/Dendrite Distribution in Directionally Solidified Hypoeutectic Pb-Sb Alloys**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 30A, 1999, p. 2159-2165.

Doherty, R. D.; Cooper, P. D.; Bradbury, M. H. e Honey, F. J. **Columnar-to-Equiaxed Transition in Small Ingots**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 8A, 1977, pp. 397-402.

d'Oliveira, A.S.C.M. Fundição e Processos de Conformação, Curso de Especialização em Engenharia de Materiais Metálicos/UFPR, 2000.

Domingos, M. A. M et al., **Solidificação Unidirecional de Ligas com Diferentes Difusividades térmicas**. Anais do XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais-CBECIMAT/2004, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil, 2004A.

Domingos, M. A. M. **Análise da Solidificação Unidirecional de Ligas com Diferentes Difusividades Térmicas**. Dissertação de Mestrado, DEMA/FEM/UNICAMP, 2004B

Drevet, B. et al., **Solidification of Aluminium-Lithium Alloys Near the Cell/Dendrite Transition-influence of Solutal Convection**, Journal of Crystal Growth, 218, 2000, pp. 419 - 433.

Dupouy, M. D.; Camel, D. e Favier, J. J. **Natural Convective Effects in Directional Dendritic Solidification of Binary Metallic Alloys - Dendritic Array Morphology**. Journal of Crystal Growth, 126 (2-3), 1993, pp. 480-492.

Düsseldorf, M. **Aluminium von innen**, Dietrich Altenpohl, Aluminum-Verlag, 1994.

Edvardsson, T.; Fredriksson, H. e Svensson, I. **A Study of the Solidification Process in Low-Carbon Manganese Steel**. Metals Science, v. 10, (9), 1976, p. 298-306.

Esaka, H. **Dendrite Growth and Spacing in Succinonitrile-Acetone Alloys**. Lausanne: Escola Federal Politécnica de Lausanne, *Tese de Doutorado*, 1986, 154 p.

Esaka, H.; Kurz, W. e Trivedi, R. **Evolution of primary Dendrite Spacing in Succinonitrile Acetone Alloys**. In: Proceedings of Third International Conference Organised by Department of Metallurgy, University of Sheffield, v.1, 1987, pp. 198 – 201.

Feitosa, J. P. et al., **Relação entre a Velocidade de Solidificação (V_L) e o Teor de Silício na Liga Al-Mg-Si Solidificada Unidirecionalmente**. Anais do IV Congresso Nacional de Engenharia Mecânica – CONEM/2006, Recife, Pernambuco, Brasil, 2006.

Feurer, U. **Influence of Alloy Composition and Solidification Conditions on Dendrite Arm Spacing, Feeding and Hot Tearing Properties of Aluminium Alloys**. In: Proceedings The Symposium on Quality Control of Engineering Alloys, Delft, 1977, p.131-145.

Fredriksson, H. e Hillert M. **Formation of Central Equiaxed Zone in Ingots**. Metallurgical Transactions, v. 3 (2), 1972, pp. 565-&.

Form, G. W. e Wallace, J. F. **Solidification of Metals – General Principles**, AFS Transactions, v.68, 1960, pp.145-156.

Fredriksson, H. e Olsson, A. **Mechanism of Transition From Columnar to Equiaxed Zone in Ingots**. Materials Science and Technology, v. 2, 1986, pp. 508-516.

Flemings, M. C.; Poirier, D. R.; Barone, R. V. e Broby, H. D. – **Microsegregation in Iron-Base Alloys**, Journal of the Iron and Steel Institute, vol. 208, n. 4, pp. 371-381, 1970.

Flemings, M. C. – **Solidification Processing**, McGraw-Hill Book Co., New York, 1974.

- Flemings, M.C., Koseki, T., 2003, **Solidification of Steels**, Chapter 6, <http://www.aise.org/toc/castingchap6.pdf>, pp. 1, acessado em 10/03/2006.
- Flood, S. C. e Hunt, J. D. **Columnar and Equiaxed Growth I: A Model of a Columnar Front with a Temperature Dependent Velocity**. Journal of Crystal Growth, v.82, 1987A, pp. 543-551.
- Flood, S. C. e Hunt, J. D. **Columnar and Equiaxed Growth II: Equiaxed Growth Ahead of a Columnar Front**. Journal of Crystal Growth, v.82, 1987B, pp. 552-560.
- Gandim, A. ; Rappaz, M. e West, D. B. L. **Grain Texture Evolution During the Columnar Growth of Dendritic Alloy**. Metallurgical Transactions, v. 26A, 1995, p. 1543-1549.
- Gandin, Ch-A. **From Constrained to Unconstrained Growth During Directional Solidification**. Acta Materialia, v. 48, 2000, pp. 2483-2501.
- Gandin, Ch-A. **Stochastic Modeling of Dendritic Grain Structures**. Advanced Engineering Materials, n°. 3, 2001, pp.303-306.
- Garcia, A; Prates . **Mathematical Model for the Unidirectional Solidification of Metals II: Cooled Molds**, Metallurgical Transactions, v. 98, 1978, pp.449-453.
- Garcia, A.; Clyne, T. W. **A Versatile Technique for Characterization of Metals Molds Heat Transfer e Correlation with Thermal and Structural Effects**. In: Solidification Technology in the Foundry and Casthouse, The Metals Society, 1983, pp. 33-39.
- Garcia, A; Prates, M. **Mathematical Heat Transfer Model for the Analysis of Binary Alloys. In: Mult-Phase Flow and Heat Transfer III-Part B: Applications**, Elsevier Science Publishers, 1984, pp. 541-603.
- Garcia, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. Campinas, SP: Editora da Unicamp, 2001, p. 399.

- Geying, A. e Lixin, L. **Dendritic Spacing in Unidirectionally Solidified Al-Cu Alloy**. Journal of Crystal Growth, v. 80, 1987, pp. 383-392.
- Gomes, M. R. e Bresciani Filho, E. **Propriedades e Usos de Metais Não-Ferrosos**. ABM, 1987, São Paulo.
- Gonzales, F e Rappaz, M. **Dendrite Growth Directions in Aluminum-Zinc Alloys**. Metallurgical and Materials Transactions A., v. 37A, 2006, pp. 2797-2806.
- Goulart, P. R. **Variáveis Térmicas de Solidificação, Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Ligas Hipoeutéticas Al-Si**. *Dissertação de Mestrado*, DEMA/FEM/UNICAMP, 2005.
- Gündüz, M. e Çadirli, E. **Directional Solidification of Aluminium-Copper Alloys**. Materials Science & Engineering A, v. 327, 2002, pp. 167-185.
- Hatch, J.E. **Aluminum: Properties and Physical Metallurgy**, ASM, Metals Park, 1990, USA.
- Hale, S. W.; Keyhani, M. e Frankel, J. I. **Design and Control of Interfacial Temperature Gradients in Solidification**. International Journal of Heat and Mass Transfer, v. 43, 2000, pp. 3795-3810.
- Han, S.H. e Trivedi, R. **Primary Spacing Selection in Directionally Solidified Alloys**. Acta Metallurgica Materialia, v. 42, (1) , 1994, pp.25-41.
- Haxhimali, T.; Karma, A.; Gonzales, F. e Rappaz, M. **Orientation Selection in Dendritic Evolution**. Nature materials, v. 5, 2006, pp. 660 – 664.

- Henry, S.; Jarry, P.; Jouneau, P. H. e Rappaz, M. **Electron Backscattered Diffraction Investigation of the Texture of Feathery Crystals in Aluminum Alloys.** Metallurgical and Materials Transactions A. v.28A, 1997, pp.207-213.
- Henry, S.; Jarry, P. e Rappaz, M. **<110> Dendrite Growth in Aluminum Feathery Grains.** Metallurgical and Materials Transactions A. v.29A, 1998A, pp.2807-2817.
- Henry, S.; Rappaz, M. e Minghetti, T. **Dendrite Growth Morphologies in Aluminium Alloys.** Acta Metallurgica Inc, v. 46, n° 18, 1998B, pp. 6431-6443.
- Henry, S.; Gruen, G. U. e Rappaz, M. **Influence of Convection on Feathery Grain Formation in Aluminum Alloys.** Metallurgical and Materials Transactions A. v.35A, 2004, pp.2495-2501.
- Henzel, F. R. **Formation of the Zone in Ingot Solidification.** Transactions of the Metallurgical Society AIME, 1937, v.124, p.300.
- Ho, K. e Pehlke, R.D. **Metal-Mold Interfacial Heat Transfer,** Metallurgical Transactions B, v.16B, 1985, pp. 585-594.
- Hoyt, J.J.; Asta, M.; Haxhimali, T. e Karma, A.; Napolitano, R.E.; Trivedi, R.; Laird, B.B. e Morris, J.R. **Crystal–Melt Interfaces and Solidification Morphologies in Metals and Alloys.** MRS BULLETIN. 2004, pp. 935 – 939.
- Hunt, J.D. **Solidification and Casting of Metals Society,** London, 1979, pp.3.
- Hunt, J.D. **Steady State Columnar and Equiaxed Growth of Dendrites and Eutectic.** Materials Science and Engineering, v. 65, 1984, pp. 75-83.

- Hunt, J. D. e Lu, S. Z. **Numerical Modeling of Cellular Array Growth: Spacing and Structure Predictions.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 27A, 1996, pp. 611-623.
- Incropera, F. P. e Vreeman, C. J. **The Effect of Free-floating Dendrites and Convection on Macrosegregation in Direct Chill Cast Aluminum Alloys. Part II Predictions for Al-Cu and Al-Mg Alloys.** International Journal of Heat and Mass Transfer 43, 2000, pp. 687-704.
- Jackson, K. A.; Hunt, J. D.; Uhlmann, D. R. **On Origin of Equiaxed Zone in Castings,** Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v. 236 (2), 1966, pp.149-156.
- Jacobi, H. e Pitsch, W. **Investigation of the Crystallization Sequence During Solidification of Low Alloy Steels.** Archiv Eisenhuttewes, v. 46, p. 417, 1975.
- Jacobi, H. e Schwerdtfeger, K. **Dendrite Morphology of Steady-State Unidirectionally Solidified Steel.** Metallurgical Transactions A, v. 7A, p. 811-820, 1976.
- Jones, H. **Effect of Process Variables on Microstructure and Solidification Kinetics in Static and Centrifugal Casting of Al-Cu Alloys.** In: Proceedings of Solidification Processing, Sheffield, England, v.1. 1984, pp. 349-352.
- Kahlweit, M. **On the Ageing of Dendrites.** Scripta Metallurgica, v.2, n.5, 1968, pp.251-254.
- Kattamis, T.Z.; Coughlin, J.C. e Flemings, M.C. **Influence of Coarsening on Dendrite Arm Spacing of Aluminum-Copper Alloys.** Transactions of The Metallurgical Society of AIME, v.239, 1967, pp.1504-1511.
- Kim, T. G. e Lee, Z. H, **Time-Varing Heat Transfer Coefficients Between Tube-Shaped Casting and Metal Mold,** International Journal of Heat and Mass Transfer, v.40, N.15, 1997, pp. 3513-3525.

- Kim, J. S.; Isac, M.; Guthrie, R. I. L. e Byun, J. **Studies of Interfacial Heat Transfer Resistances and Characterization of Strip Microstructures for Al-Mg Alloys Cast on a Single Belt Casting Simulator**, Canadian Metallurgical Quarterly, vol 41, n° 1, 2002, pp 87-96.
- Kirkwood, D. H. **A Simple Model for Dendrite Arm Coarsening During Solidification**. Materias Science and Engineering, 1985, v. 73.
- Kisakurek, S. E. **An Experimental Investigation into the Formation of an Equiaxed Zone in Ingot Casting - Pb-Sb Alloy System**. *Journal of Materials Science*, v. 19 (7), 1984, pp. 2289-2305.
- Kirkaldy, J. S.; Liu, L. X. e Kroupa, A. **Thin Film Forced Velocity Cells and Cellular/Dendrites-I. Experiments**. Acta Metallurgica, v. 43, n. 8, 1995, pp. 2891-2904.
- Krishman, M. e Sharma, D.G.R, **Determination of Heat Transfer Coefficient Between Casting and Chill in Unidirectional Heat Flow**, AFS Transaction, v.102, 1994, pp.769-774.
- Kumar, S.; Walker, B. N.; Samarasekera, I. V. e Brimacombe, J. K. **Chaos At The Menisco – The Generation of Defects in Continuous Cast Steel Billets**. 13 th PTD Conference Proceeding, 1993, p. 119-141.
- Kurz, W. e Fisher, D. J. **Dendrite Growth at the Limit of Stability: Tip Radius and Spacing**. Acta Metallurgica, v. 29, 1981, pp. 11-20.
- Kurz, W. e Fisher, D. J. **Fundamentals of Solidification**, Trans Tech Publications, Switzerland, 1984/92.

- Kurz, W.; Bezençon, C. e Sharma, D. G. R. **Columnar to Equiaxed Transition in Solidification Processing**, Science and Technology of Advanced Materials, v.2, 2001, pp.185-191.
- Laurent, V. e Rigaut, C. **Experimental and Numerical Study of Criteria Functions for Predicting Microporosity in Cast Aluminium Alloys**. AFS Transactions, v. 100, 1992, pp. 647-655.
- Lee, P. D.; Chirazi A. e See, D., **Modeling Microporosity in Aluminium-Silicon Alloys: a review**, Journal of Light Metals, v. 1, 2001, pp.15-30.
- Lin, X. et al. **History-Dependent Selection of Primary Cellular/Dendritic Spacing During Unidirectional Solidification in Aluminum Alloys**. Acta Materialia, v. 47, 1999, p. 3271-3280.
- Lin, X. et al. **Self-Consistent Modeling of Morphology Evolution During Unidirectional Solidification**. Science and Technology of Advanced Materials, v. 2, 2001, p. 293-296.
- Ludwing, A. e Kurz, W. **Direct Observation of Solidification Microstructures Around Absolute Stability**. Acta Metallurgica, v. 44, n° 9, 1996, pp. 3643-3654.
- Martorano, M.A.; Beckermann, C. e Gandin, Ch.-A. **A Solutal Interaction Mechanism for the Columnar-to-Equiaxed Transition in Alloy Solidification**, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 34A, 2003, pp. 1657-1674.
- McCartney, D.G. e Hunt, J.D. **Metals Reference Book**. Acta Metallurgica, 5 ed, Londres, v.29, 1981, pp.1851-1863.
- McDonald, R. J. e Hunt, J. D. **Fluid Motion Through Partially Solid Regions of a Casting and its Importance in Understanding a Type Segregation**. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v. 245 (9), 1969, pp.1993-1999.

- McLean, M. **Directionally Solidified Materials for High Temperature Service**. The Metals Society, London, 1983.
- Melo, M. L. N. M. **Análise Numérico/Experimental da Formação de Microporosidades Durante a Solidificação de Ligas de Alumínio**. *Tese de Doutorado*, DEMA/FEM/UNICAMP, 1996.
- Melo, M. L. N. M.; Rizzo, E. M. S. e Santos, R. G. **Numerical Model to Predict the Position, Amount and Size of Microporosity Formation in Al-Cu Alloys by Dissolved Gas and Solidification Shrinkage**. *Materials Science & Engineering A*, v. 374, 2004, p. 351-361.
- Melo, M. L. N. M.; Santos, R. G.; Campos, M. F. e Goldenstein, H. **Textura de Solidificação de uma Liga Al-4,5%Cu**. Anais do XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - CBECIMAT/2004, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil, 2004.
- Melo, M. L. N. M.; Santos, C.A. e Lima, C.P. **Efeito da Taxa de Resfriamento sobre a Microestrutura Formada Durante a Solidificação Direcional de um Aço Inoxidável Austenítico**. Anais do XVI Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais - CBECIMAT/2004, Porto Alegre, Rio Grande do Sul, Brasil, 2004.
- Melo, M. L. N. M.; Rizzo, E. M. S. e Santos, R. G. **Predicting Dendrite Arm Spacing and Their Effect on Microporosity Formation in Directionally Solidified Al-Cu Alloy**. *Journal of Materials Science*, v. 40, 2005, p. 1599-1609.
- Misoguchi, S., 2003, **Structural Control of Casting**, Chapter 11, <http://www.aise.org/toc/castingchap11.pdf>, pp. 1-4, 2003, acessado em 10/03/2006.
- Min, G. H. et al. **The Morphology Evolution of Intermetallic Compound Lial in Hypoeutectic Al-Li Alloys By Directional Solidification**. *Metallofizika I Noveishie Tekhnologh*, v. 20, 1998, p. 35-39.

- Mortensen, A. **On the Rate of Dendrite Arm Coarsening**. Metallurgical Transactions A, v. 22A, 1991, p. 569-674.
- Murakami, K.; Shiraishi, T. e Okamoto, T. **Fluid Flow in Interdendritic Space in Cubic Alloy**. Acta Metallurgica, v.32, 1984, pp. 1423 – 1428.
- Nachtrieb, N. H. **ASM Seminar in Liquid Metals e Solidification**, 1958, P.49.
- Nagaumi, H. **Effects of Mg contents on thermal properties of Al-Mg alloys**. Keikinzoku Gakkai/Journal of Japan Institute of Light Metals, Tokyo, Japon, n°2, 2000, vol. 50, pp. 49-53.
- Nave, M.D.; Dahle, A.K. e StJohn, D.H. **Eutectic Growth Morphologies in Magnesium-Aluminium Alloys**. TMS Annual Meeting, 2000, pp. 233-242.
- Nave, M.D.; Dahle, A.K. e StJohn, D.H. **The Effect of Solidification Rate on the Structure of Magnesium-Aluminium Eutectic Grains**. International Journal of Cast Metals Research 13 (1), 2000, pp. 1-7.
- Ohno, A. **Formation Mechanism of the Equiaxed Chill Zone in Ingots**. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, v. 10, 1970, p. 459.
- Ohno, A. **Solidificação dos Metais**. São Paulo, SP: Livraria Ciência e Tecnologia Editora, 1988, p.185.
- Okamoto, T. e Kishitake, K. **Dendritic Structure in Unidirectionally Solidified Aluminum, Tin, and Zinc Base Binary Alloys**. Journal of Crystal Growth, v. 29, 1975, pp. 137-146.

- Okamoto, T.; Matsuo, S. e Kishitake, K. **Dendrite Arm Spacings in Iron-Carbon-Chromium Alloys**. Transactions of the Iron Steel Institute of Japan, Tokyo, v. 18, (5), 1978, pp. 289-294.
- Oliveira, M. F. S.; Moreira A. L. S. e Rocha, O. F. L. **Aplicação do Modelo Estatístico “Planejamento Fatorial 2k” no Comportamento Macroestrutural de Materiais Metálicos não Ferrosos durante o Processo de Solidificação**. Anais do IV Congresso Nacional de Engenharia Mecânica – CONEM/2006, Recife, Pernambuco, Brasil, 2006.
- Osório, W. R.; Quaresma, J. M. V.; Neto, M. F. e 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/1998, Curitiba, Paraná, Brasil, 1998.
- Osório W. R.; Garcia A. **Modeling Dendritic Structure and Mechanical Properties Of Zn-Al Alloys as a Function of Solidification Condition**. Materials Science Engineering A, v.325, 2002, pp. 103-111.
- Osório, W. R. R. – **Análise da Influência de Parâmetros Estruturais da Solidificação de Metais e Ligas na Resistência à Corrosão**, *Tese de Doutorado*, DEMA/FEM/UNICAMP, 2004.
- Pan, E.N.; Lin, C. S. e Loper Jr., C.R. **Effects of Solidification Parameters on the Feeding Efficiency of A356 Aluminum Alloy**. AFS Transactions, v. 98, 1990, pp. 735-746.
- Peres, M. D. **Desenvolvimento da Macroestrutura e da Microestrutura na Solidificação Undirecional Transitória de Ligas Al-Si**. *Tese de Doutorado*, DEMA/FEM/UNICAMP, 2005.
- Pilling, J. e Hellawell, A. **Mechanical Deformation of Dendrites by Fluid Flow**. Metallurgical Transactions, v. 27A, 1996, pp. 229-234.

- Pines, V.; Chait, A.; Zlatkowski, M. e Beckermann, C. **Equiaxed Dendritic Solidification in Super Cooled Melts**, Journal of Crystal Growth, v. 197, 1999, pp. 355-363.
- Piwonka, T. S. e Flemings, M. C. **Pore Formation in Solidification**. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, v. 236, 1966, p. 1157-1165.
- Piwonka, T.S.; Woodbury, K.A. e Wiest, J.M., **Modeling Casting Dimensions: Effect of Wax Rheology and Interfacial Heat Transfer**, *Materials & Design*, v.21, 2000, pp.365-372.
- Poirier, D. R. **Permeability for Flow of Interdendritic Liquid Columnar – Dendritic Alloys**. Metallurgical Transactions. V.15 B, 1987, pp. 245 – 255.
- Porter, D.A. e Easterling, K.E. - **Phase Transformations in Metals and Alloys**, Chapman & Hall, London, United Kingdom, 1981/1992(97).
- Quaresma, J. M. V. **Correlação entre Condições de Solidificação, Microestrutura e Resistência Mecânica**, *Tese de Doutorado*, DEMA/FEM/UNICAMP, 1999.
- Quaresma, J. M. V; Santos, C. A. e Garcia. A. **Correlations Between Unsteady-State Solidification Conditions, Dendrite Spacings and Mechanical Properties of Al-Cu Alloys**. Metallurgical and Materials Transactions, v.31A, 2000, pp. 3175-3178.
- Quiroga, A. Claessens, S. Gay, B. e Rappaz, M. **A Novel Experiment for the Study of Substrate-Induced Nucleation in Metallic Alloys: Application to Zn-Al**. Metallurgical and Materials Transactions A. v. 35A, 2004, pp. 3543-3550.
- Reed – Hill, R. E. **Princípios da Metalurgia Física**, Rio de Janeiro, Editora: Guanabara dois S.A, 1982, pp. 481-504.

- Rocha, O. F. L. **Análise Teórico-Experimental da Transição Celular/Dendritica e da Evolução da Morfologia Dendritica na Solidificação Unidirecional em Condições de Fluxo de Calor Transitório.** *Tese de Doutorado*, DEMA/FEM/UNICAMP, 2003.
- Rocha, O. F. L., Siqueira, C. A. e Garcia, A. **Cellular/Dendritic Transition During Unsteady-State Unidirectional Solidification of Sn-Pb Alloys.** *Materials Science & Engineering A*, v. 347, 2003, p. 59-69.
- Rocha, O. F. L.; Siqueira, C. A. F. e Garcia, A. **Influência dos Parâmetros Térmicos de Solidificação nos Espaçamentos Dendrícticos Primários de Ligas Al-Cu.** *Anais do III Congresso Nacional de Engenharia Mecânica – CONEM/2004*, Beléme, Pará, Brasil, 2004.
- Rosa, D. M. **Caracterização da Microestrutura Dendritica na Solidificação Vertical Descendente de Ligas de Al-Cu.** *Dissertação de Mestrado*, DEMA/FEM/UNICAMP 2004.
- Sá, F. A. **Influência das Variáveis de Solidificação Transitória no Surgimento e Evolução dos Espaçamentos Dendriticos Terciários.** *Tese de Doutorado*, DEMA/FEM/UNICAMP, 2005.
- Salgado, M e Rappaz, M. **Study and Modelling of Twinned Dendrite Growth in Al Alloys.** *Metallurgical and Materials Transactions A.*, v. 22A, 2000, pp. 1137-1148.
- Samarasekera, I. V., Brimacombe, J. K. e Wilder, K. **The Pursuit of Steel Billet Quality.** *Iron & Steelmaking*, 1994, p. 53-63.
- Santos, C. A.; Quaresma, J. M. V. e Garcia, A. **Determination of Transient Interfacial Heat Transfer Coefficients in Chill Mold Castings.** *Jornal of Alloys and Compounds*, v. 319, 2001, pp. 174-186.

- Santos, R. G. e Arruda, A. C. **Influência da Turbulência de Vazamento na Estrutura Final de Peças Fundidas de Alumínio**. Metalurgia – ABM, v.35, 1979, nº 264.
- Santos, R. G. **Modelagem do Processo de Solidificação de Metais e Ligas**, Apostila da disciplina de Modelagem Numérica – DEMA/FEM/UNICAMP, 2004.
- Santos, R. G. **Transformações de Fases em Materiais Metálicos**. Campinas, SP: Editora da Unicamp, 2006, p. 429.
- Santos, R. G et al. **Análise do Processo de Solidificação de Ligas de Alumínio com Diferentes Composições**, Revista Fundação e Serviços/Editora Aranda, nº 158, fev/2006, pp. 48-53.
- Santos, R. G. e Melo, M.L.N.M. **Permeability of Interdendritic Channels**. 2004, Materials Science and Engineering A. 391 151-158 p.
- Santos, G. A. **Correlação entre Microestrutura, Resistência Mecânica e Resistência à Corrosão da Liga ZA27**. *Dissertação de mestrado*, EAM/ITA, 2005.
- Sartori, G. T. e Paris, A. A. F. **Efeito da Aplicação de Vibração de Baixa Frequência na estrutura de solidificação de uma liga de alumínio – 4,5% cobre**. Anais do IV Congresso Nacional de Engenharia Mecânica – CONEM/2006, Recife, Pernambuco, Brasil, 2006.
- Sawatzky, T. **Simulation and Examination of Directional Solidification Characteristics of Hiper-Eutectic Al-38wt% Cu Alloys**. Department of Mechanical & Industrial Engineering University of Manitoba Winnipeg, Manitoba, Canada. *Dissertação de Mestrado*, 2000, 169p.
- Sémoroz, A.; Durandet, Y. e Rappaz, M. **EBDS Characterization of Dendrite Growth Directions, Texture and Misorientations in Hot-Dipped Al-Zn-Si Coatings**. Acta Materialia Inc, 2001, pp. 529-541.

- Sharp, R. M. e Hellawell, A. **The Microscopy and Composition of Quenched Solid-Liquid Interfaces.** *Journal of Crystal Growth*, v. 5, 1969, pp. 155-161.
- Shepel, S.V. e Paolucci, S., **Numérical Simulation of Filling and Solidification of Permanent Mold Castings,** *Applied Thermal Engineering*, v.22, 2002, pp. 229-248.
- Sigworth, G.K. e Guzowski, M.M. **Grain Refining of Hypoeutectic Al-Si Alloys,** *AFS Transactions*, v.93, n°. 172, 1985, pp. 907-912.
- Simpson, B. L. **History of Metal-Casting Industry.** Publicação da AFS, 2ª Ed., 1969.
- Siqueira, C. A. F. **Influência de Parâmetros Térmicos de Solidificação na Transição Colunar/Equiaxial.** *Tese de Doutorado*, DEMA/FEM/UNICAMP, 2002.
- Southin, R. T. **Discussion of – Influence of Mechanical Stirring on Columnar to Equiaxed Transition in Aluminium-Copper Alloys,** *Transactions of the Metallurgical of Society AIME*, vol. 242 (10), 1968, pp.2240-2248.
- Sousa, T. X. A. et al. **Overheating Influence in the Solidification Parameters and Microstructure Formation of Aluminum 5052 Alloy.** In: COBEM, XVII, 2005, Ouro Preto, MG.
- Sousa, T. X. A. **Análise do Efeito do Superaquecimento na Solidificação Unidirecional da Liga AA5052.** *Dissertação de Mestrado*, DEMA/FEM/UNICAMP, 2006.
- Souza, S. I. S. **Simulação Numérica do Processo de Fusão e Solidificação da Água no Interior de Cilindros.** *Tese de Doutorado*, E.E/PPGEM/UFRGS, 2002.
- Souza, E. N. **Análise Teórica e Experimental do Fluxo de Calor Variacional na Solidificação de Cilindros Horizontais e sua Correlação com Características Estruturais,** *Tese de Doutorado*, DEMA/FEM/UNICAMP, 2004.

Spim Jr., J.A. e Garcia, A., **Numerical Analysis of Solidification of Complex Shaped Bodies: Coupling of Mesh Elements of Different Geometries**, Materials Science & Engineering A, 2000, v.277, pp.198-205.

Spinelli, J. E. **Influência da Convecção no Líquido nas Variáveis Térmicas e Estruturais na Solidificação Descendente de Ligas Sn-Pb**, *Tese de Doutorado*, DEMA/FEM/UNICAMP, 2005.

Spittle, J. A. e Lloyd, D. M. **Dendrite Arm Spacing in Hypoeutectic Pb-Sb Alloys Directionally Solidified Under Steady And Non-Steady Conditions**. In: International Conference on Solidification and Casting of Metals, Sheffield, London, *Proceedings Metals Society*, p. 15-20, 1979.

Su, R., Overfelt, R. A. e Jemian, W. A. **Microstructural and Compositional Transients During Accelerated Directional Solidification of Al-4,5% Wt Pct Cu**. Metallurgical and Materials Transactions A, Setembro, 1998, v. 2a.

Suri, V.K.; El-Kaddah, N. e Berry, J. T. **Control of Macrostructure in Aluminum Casting, Part I: Determination of Columnar/Equiaxed Transition for Al-4,5% Cu Alloy**. AFS Transactions, v.99, 1991, pp. 187-191.

Suri, V.K.; El-Kaddah, N. e Berry, J. T. **Determination of Correlation Factors for Prediction of Shrinkage in Casting - Part I: Prediction of Microporosity in Casting; A Generalized Criterion**. AFS Transitions, v. 102, 1994, pp. 861-867.

Svoboda, J. M. **Nickel and Nickel Alloys in Casting**: metals handbook, Ohio: ASM International, Metals Park, v.15, 1988, p.815.

- Takatani, H. Gandin, Ch.-A. e Rappaz, M. **EBSD Characterisation And Modelling of Columnar Dendritic Grains Growing in the Presence of Fluid Flow**. Acta Metallurgica Inc. v. 48, 2000, pp. 675-688.
- Tarshis L. A.; Walker J. L. e Rutter J. W. **Experiments on Solidification Structure of Alloy Castings**. Metallurgical Transactions, v. 2, 1971, p. 2589.
- Tecnologia Naval – **Materiais Metálicos**, Parte III, 2003-2004.
<http://www.mar.ist.utl.pt/jgordo/tecnave/TN-C3.pdf>, acessado em 29/11/2006.
- Trivedi, R. **Interdendritic Spacings. A Comparison of Theory and Experiment**. Metallurgical and Materials Transactions A, v.15A, n.6, 1984, pp. 977-982.
- Turchin, A. N.; Zuijderwijk, M.; Pool, J.; Eskin, D. G. e Kattgerman, L. **Feathery Grain Growth During Solidification Under Forced Flow Conditions**. Acta Materialia Inc, 2007, pp. 1-7, doi:10.1016/j.actamat.2007.02.030.
- Turchin, A. N. Eskin, D.G. Katgerman, L. **Effect of Melt Flow on Macro-and Microstructure Evolution During Solidification of an Al-4.5%Cu Alloy**, Materials Science and Engineering A, 413-414, 2005, pp. 98-104.
- Velasco, E., Talamantes, J., Cano, S., Valtierra, S., Mojica, J.F. e Colas, R., **Casting-Chill Interface Heat Transfer During Solidification of an Aluminium Alloy**, Metallurgical and Materials Transactions B, v.30B, 1999, pp. 773-778.
- Venkataramani, R., Simpson, R. e Ravindran, C., **Microstructural Modeling of Solidification in A356 Alloy**, Materials Characterization, v.35, 1995, pp.175-194.
- Voorhees, P. W. **Coarsening in Binary Solid-Liquid Mixtures**. Metallurgical Transactions A, v. 21A, 1989, p. 27-37.

- Voort, G. F. V. **Metallography Principles and Practice**. New York: McGraw-Hill Book Company, 1984, p. 399.
- Walton, D. e Chalmers, B. **The Origin of the Preferred Orientation in the Colunar Zone of Ingots**, Transactions of the Metallurgical Society AIME, v.215, 1959, p.447.
- Wang, F. Y. e Beckermann, C. **Prediction of Columnar-to-Equiaxed Transition During Diffusion Controlled Dendritic Alloy Solidification**. Metallurgical and Materials Transactions A, v.25A, 1994, p. 1081.
- Wang, C. Y. e Beckermann C. **Equiaxed Dendritic Solidification with Convection**, Metallurgical Transactions, v.27A, 1996, pp. 2754-2792.
- Whitesell, H. S. e Overfelt, R. A. **Influence of Solidification Variables on the Density and Porosity of Directionally Solidified Mar-M-247**. Materials Science & Engineering A, v. 318, 2001, p. 264-276.
- Wiswanathan, S., Duncan, A.J., Sabau, A.S., Han, Q., Porter, W.D. e Riemer, B.W., **Modeling of Solidification and Porosity in Aluminium Alloy Castings**, AFS Transactions, v.103, 1998, pp.411-417.
- Witzke, S. e Riquet, J. P. **Columnar-Equiaxed Transition in Al-Cu Alloy Ingots**. Acta Metallurgica, v. 30, 1982, pp. 1717-1722.
- Wolf, M. e Kurz, W. **Solidification of Steel in Continuous Casting Moulds**. In: Solidification and Casting of Metals, *Proceedings* The Metals Society, 1979, p. 287-294.
- Woodbury, K.A.; Chen, Y.; Parker, J.K. e Piwonka, T.S., **Measurement of Heat-Transfer Coefficients Between Al Castings and Resin-Bonded Molds**, AFS Transactions, v.106, 1998, pp.705-711.

Young, K.P. e Kirkwood, D.H. **The Dendrite Arm Spacing of Aluminum-Copper Alloys Solidified Under Steady-State Conditions.** Metallurgical Transactions, v.6 A, 1975, p.197-205.

Xin, L. et al. **Morphological Evolution Model for Unidirectional Solidification of Multicomponent Alloys,** Science in China (Technological Sciences), 2002, vol.45 No.2 pp.146-151.