

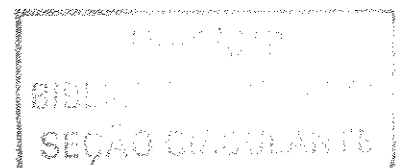
ROSA
COMISSÃO JULGADORA EM 07/10/04
E APROVADA PE
Amauri Garcia
ORIENTADOR

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

Caracterização da Microestrutura Dendrítica na Solidificação Vertical Descendente de Ligas Al-Cu

Autor: Daniel Monteiro Rosa
Orientador: Prof. Dr. Amauri Garcia

19/ 2004



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

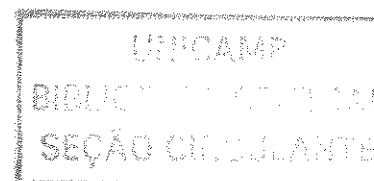
Caracterização da Microestrutura Dendrítica na Solidificação Vertical Descendente de Ligas Al-Cu

Autor: Daniel Monteiro Rosa
Orientador: Prof. Dr. Amauri Garcia

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

Trabalho Final de Mestrado apresentado à comissão de Pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2004
S.P. – Brasil



UNIDADE	BC
Nº CHAMADA	T/UNICAMP
	R71c
V	EX
TOMBO BC/	63604
PROC.	06.P.00096.05
C	☐
D	☒
PREÇO	11,00
DATA	2/05/05
Nº CPD	

lib - id 349168

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

R71c

Rosa, Daniel Monteiro

Caracterização da microestrutura dendrítica na solidificação vertical descendente de ligas Al-Cu / Daniel Monteiro Rosa.--Campinas, SP: [s.n.], 2004.

Orientador: Amauri Garcia

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Mecânica.

1. Solidificação. 2. Calor - Convecção. 3. Microestrutura. 4. Ligas de alumínio-cobre. I. Garcia, Amauri. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

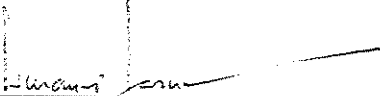
**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Trabalho Final de Mestrado

**Caracterização da Microestrutura Dendrítica
na Solidificação Vertical Descendente de Ligas
Al-Cu**

Autor: Daniel Monteiro Rosa

Orientador: Prof. Dr. Amauri Garcia



Prof. Dr. Amauri Garcia, Presidente
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP



Prof.ª Dr.ª Maria Clara F. Ierardi
Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP



Prof. Dr. Necésio Gomes Costa
Universidade Federal de Itajubá - UNIFEI

Campinas, 07 de outubro de 2004

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a minha querida esposa,

Rosa Maria Bastos Rosa,

que me incentivou a alcançar meus objetivos,

aos meus queridos pais,

Manoel Monteiro da Rosa e

Maria Amélia Monteiro da Rosa,

que proporcionaram a minha educação e a formação do meu caráter,

e aos meus irmãos,

André Luiz Monteiro Rosa e

Alexandre Monteiro Rosa.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por permitir que meu caminho fosse iluminado;

Ao Prof. Dr. Amauri Garcia, por toda a amizade e dedicação mostrados ao longo deste trabalho e por sua grande parcela no desenvolvimento da pesquisa no Brasil;

Ao MS. José Eduardo Spinelli, caro amigo, que muito colaborou e me incentivou na realização deste trabalho;

Aos companheiros que fazem ou fizeram parte do GPS – Grupo de Pesquisa em Solidificação, MS. Alexandre Pitol Boeira, Dr. Carlos Alexandre dos Santos, Dr. Cláudio Alves Siqueira, Dr. Eduardo Netto de Souza, Dr. Fernando Antônio de Sá, Dr. Ivaldo Leão Ferreira, MS. Manoel Diniz Peres, Dra. Maria Aparecida Pinto, Eng. Newton Silva Santos, Dr. Noé Cheung, Dr. Wislei Riuper Ramos, pela troca de idéias, conhecimentos e momentos de descontração.

Ao Prof. Dr. José Maria do Valle Quaresma, com quem muito aprendi, por seu incentivo e confiança no início desta jornada.

Ao apoio dos técnicos do Departamento de Engenharia de Materiais, dentre eles: Claudinete Vieira Leal, Geraldo Paladini Salustiano, Rita Buso Jacon, Sérgio Gomes da Cruz.

Aos professores e funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais, que contribuíram de forma direta e indireta para a minha formação acadêmica.

A CAPES – Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior, pelo apoio financeiro.

“Semear somente o que se deseja colher, pois é
sabido que somos livres no plantio e escravos na
colheita”. *(Anônimo)*

RESUMO

ROSA, Daniel Monteiro, Caracterização da Microestrutura Dendrítica na Solidificação Vertical Descendente de Ligas Al-Cu. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Brasil, 2004. 107 p. Trabalho Final de Mestrado.

Os espaçamentos dendríticos são parâmetros microestruturais importantes, resultantes do processo de solidificação. Eles afetam os perfis de microsegregação e governam a formação de segundas fases na região interdendrítica, influenciando, conseqüentemente, as propriedades mecânicas do material. Poucos estudos têm analisado os efeitos da convecção no líquido interdendrítico, bem como a influência da direção de crescimento em relação à gravidade nos espaçamentos dendríticos. Neste trabalho, foi utilizado um dispositivo de solidificação unidirecional vertical descendente, constituído por uma lingoteira de aço inox com diâmetro interno de 56mm, 150mm de comprimento e 10mm de espessura. Na parte superior, foi posicionada uma câmara de refrigeração a água do mesmo material do molde e com espessura útil de 3,0 mm. Após a obtenção dos lingotes e registrados os respectivos perfis térmicos experimentais, foram determinadas as variáveis térmicas de solidificação: coeficiente de transferência de calor metal/molde, velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus*, gradientes térmicos, tempos locais de solidificação e taxas de resfriamento para a solidificação unidirecional descendente de ligas hipoeutéticas do sistema Al-Cu (Al3%Cu, Al5%Cu e Al8%Cu). Estas variáveis térmicas foram confrontadas com as previsões teóricas de um modelo numérico de solidificação e em seguida correlacionadas com os parâmetros microestruturais experimentais (espaçamentos dendríticos primários e secundários). Dessa forma, foram determinadas equações experimentais de crescimento para a solidificação descendente. As previsões teóricas de modelos de crescimento dendrítico representativos da literatura foram confrontadas com os resultados experimentais. Realizou-se também uma análise comparativa destes espaçamentos dendríticos com resultados obtidos para solidificação vertical ascendente de ligas de mesma composição.

Palavras-Chave

– Solidificação Unidirecional Descendente, Espaçamentos Dendríticos, Modelos de Crescimento Dendríticos, Convecção no líquido.

ABSTRACT

ROSA, Daniel Monteiro, Characterization of Dendritic Array During Downward Transient Directionally Solidified Al-Cu Alloys. Campinas: Faculty of Mechanical Engineering, State University of Campinas, Brazil, 2004. 107 p. Master Degree's Thesis.

The dendritic spacings are important microstructural parameters, involved in solidification processes. They can affect not only microsegregation profiles but also the formation of secondary phases within interdendritic regions, which influences mechanical properties of cast structures. A small number of studies have been carried out in order to analyze the effects of melt convection within the interdendritic region or to verify the influence of growth direction on dendritic arm spacings. In this work, an experimental set-up of downward solidification with a stainless steel mold, having an internal diameter of 56mm, height 150mm and wall thickness of 10mm, was used. The upper part of the split mold was closed with a water-cooling chamber made of stainless steel, with a wall thickness of 3 mm. Besides, a combined theoretical and experimental approach is developed to quantitatively determine solidification thermal variables such as: transient metal/mold heat transfer coefficient, tip growth rate, thermal gradient, tip cooling rate and local solidification time during downward transient solidification of hypoeutectic Al-Cu alloys solidified downwards (Al-3wt%Cu, Al-5wt%Cu and Al-8wt%Cu). These solidification thermal variables are correlated with dendritic spacings (primary and secondary spacings), which have been measured along cross and longitudinal sections of ingots solidified under downward transient heat flow conditions. Predictive theoretical models for dendritic spacings have been compared with experimental observations. A comparison between upward and downward unsteady-state results for dendritic spacings has also been conducted.

Key Words

Downward unsteady-state solidification, Dendrite arm spacings, Dendritic growth models, Al-Cu alloys, Melt Convection.

SUMÁRIO

Lista de Figuras.....	iii
Lista de tabelas.....	ix
Nomenclatura.....	x
Capítulo 1	
Introdução	1
1.1. Considerações Iniciais	1
1.2. Objetivos.....	4
Capítulo 2	
Revisão Bibliográfica	6
2.1. Variáveis Térmicas de Solidificação	6
2.2. Microestrutura.....	13
2.3. Leis de Crescimento Dendrítico	15
2.4. Correntes Convectivas e Estrutura Dendrítica.....	31
Capítulo 3	
Materiais e Métodos.....	35
3.1. Descrição do Dispositivo de Solidificação Descendente.....	36
3.2. Descrição do Dispositivo de Solidificação Ascendente	41
3.3. Equipamentos e Materiais Utilizados	44
3.4. Procedimento Experimental para Determinação de Variáveis Térmicas de Solidificação.....	51
3.5. Caracterizações Micro e Macroestruturais	55

Capítulo 4

Resultados e Discussões	59
4.1. Determinação das Variáveis Térmicas	62
4.2. Correlação entre as Variáveis Térmicas e Parâmetros Microestruturais	72
4.3. Comparação com os Resultados Experimentais para a Solidificação Vertical Ascendente	83
4.4. Comparação dos Parâmetros Microestruturais com Modelos Teóricos de Crescimento Dendrítico.....	86

Capítulo 5

Conclusões	95
Sugestões para Trabalhos Futuros	96

Capítulo 6

Bibliografia	98
Apêndice 1	106

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1. Morfologias da Interface de Crescimento na Solidificação de Composto Orgânico CBr ₄ : (a) Celular e (b) Estrutura tipicamente Dendrítica (Garcia, 2001).....	2
Figura 2.1. Encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal.....	6
Figura 2.2. Técnicas experimentais de solidificação unidirecional em condições estacionárias de fluxo de calor: (a) vertical com deslocamento do forno; (b) vertical com deslocamento da amostra.	7
Figura 2.3. Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde.	9
Figura 2.4. Dispositivo de solidificação vertical ascendente.	11
Figura 2.5. Dispositivo de solidificação unidirecional horizontal.	13
Figura 2.6. Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – grau de super-resfriamento; G_L – gradiente térmico à frente da interface; V_L – velocidade da interface e C_0 – concentração de soluto.....	14
Figura 2.7. Esquema representativo das ramificações interdendríticas primárias (λ_1) e secundárias (λ_2).....	15
Figura 2.8. Representação esquemática de microestrutura de fundidos.	17
Figura 2.9. Medidas dos espaçamentos primários para ligas Al-Cu solidificadas na Terra e no Espaço (Dupouy, 1993).....	33
Figura 3.1. Fluxograma representativo das etapas executadas durante o procedimento experimental deste trabalho. P - posição da isoterma <i>liquidus</i> ; V_L - velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> ; G_L - gradiente de temperatura frente a isoterma <i>liquidus</i> ; $\dot{T}$ - taxa de resfriamento.....	35
Figura 3.2 Detalhes estruturais do dispositivo de solidificação vertical descendente.	37
Figura 3.3. Detalhes construtivos dos suportes refratários para resistências, da camada refratária moldada e das duas zonas de aquecimento do dispositivo de solidificação vertical descendente.	37
Figura 3.4. Componentes utilizados no experimento para a solidificação vertical descendente.	38
Figura 3.5. Rotâmetro controlador da vazão de água utilizada nos experimentos.....	39
Figura 3.6. Montagem definitiva para execução do experimento do dispositivo de solidificação vertical descendente.	40

Figura 3.7. Comparação entre montagens da câmara de refrigeração com guia de posicionamento (a) e sem guia de posicionamento (b) no dispositivo de solidificação vertical descendente.	40
Figura 3.8. Representação esquemática do banco experimental do dispositivo de solidificação vertical descendente: 1. Aquisição via computador; 2. Material refratário isolante; 3. Resistências elétricas (sistema de aquecimento); 4. Lingoteira bipartida; 5. Termosensores; 6. Registrador de dados térmicos; 7. Câmara de refrigeração; 8. Rotâmetro; 9. Metal líquido; 10. Controle de potência do forno.....	41
Figura 3.9. Lingoteira de aço inoxidável e a chapa molde de aço carbono utilizadas na solidificação ascendente e obtenção dos lingotes resultantes.	42
Figura 3.10. Forno vertical refrigerado à água utilizado para solidificação ascendente.	43
Figura 3.11. Representação esquemática do dispositivo de solidificação ascendente.	43
Figura 3.12. (a) Balança eletrônica e digital; (b) Cadinho de Grafite; e (c) Forno elétrico tipo Mufla.	47
Figura 3.13. (a) Termopar tipo K com cabo de compensação, acoplado a um conector; (b) registrador de dados térmicos e (c) software para monitoramento das temperaturas e fornecimento dos perfis térmicos.	48
Figura 3.14. Diagrama de equilíbrio parcial do sistema Al-Cu.	49
Figura 3.15. Temperaturas <i>liquidus</i> em função do teor de Cu na liga (fornecida pelo software comercial Thermo-Calc).	50
Figura 3.16. Densidades das fases líquida e sólida durante solidificação para o sistema Al-Cu (Ganesan, 1987).	51
Figura 3.17. Técnica adotada e detalhe do posicionamento dos sete termopares de monitoramento para o dispositivo de solidificação descendente.....	52
Figura 3.18. Detalhe do posicionamento dos cinco termopares de monitoramento para o dispositivo de solidificação ascendente.....	53
Figura 3.19. Procedimento experimental para determinação das variáveis térmicas.....	55
Figura 3.20. Sistema de processamento de imagens Neophot 32.	56
Figura 3.21. Esquema representativo das possíveis técnicas a serem utilizadas para quantificar os espaçamentos interdendríticos: (a) Seção longitudinal de uma estrutura dendrítica para medição de λ_2 ; b) Seção transversal de uma estrutura dendrítica para quantificação de λ_1 e (c) Representação esquemática das três diferentes formas de distribuição dos espaçamentos dendríticos primários.....	57
Figura 4.1. Fluxograma da sequência de análise dos resultados.	59
Figura 4.2. Relação entre a curva de resfriamento e o diagrama de fases do sistema Al-Cu.	60
Figura 4.3. Aferição da liga Al3%Cu através da curva de resfriamento.....	61
Figura 4.4. Aferição da liga Al5%Cu através da curva de resfriamento.....	61
Figura 4.5. Aferição da liga Al8%Cu através da curva de resfriamento.....	62

Figura 4.6. Ficha de resultados da liga Al8%Cu feitos por análise química segundo a técnica de espectrometria por fluorescência de raios-X.....	62
Figura 4.7. Curvas de resfriamento para 7 diferentes posições de termopares em relação à superfície de refrigeração da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.....	63
Figura 4.8. Curvas de resfriamento para 5 diferentes posições de termopares em relação à superfície de refrigeração da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.....	63
Figura 4.9. Curvas de resfriamento para 7 diferentes posições de termopares em relação à superfície de refrigeração da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.....	64
Figura 4.10. Macroestrutura da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente com molde polido.....	64
Figura 4.11. Curvas de resfriamento experimentais e simuladas da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente com termopares a 5, 8 e 13 mm da interface metal/câmara.	65
Figura 4.12. Curvas de resfriamento experimentais e simuladas da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente com termopares a 8, 13 e 27 mm da interface metal/câmara.	66
Figura 4.13. Curvas de resfriamento experimentais e simuladas da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente com termopares a 5, 8 e 13 mm da interface metal/câmara.	66
Figura 4.14. Evolução do coeficiente global de transferência de calor metal/fluido ao longo do tempo para as ligas Al-Cu solidificadas unidirecionalmente e na descendente.	67
Figura 4.15. Pontos experimentais e curva ajustada da posição por tempo da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.	68
Figura 4.16. Pontos experimentais e curva ajustada da posição por tempo da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.	68
Figura 4.17. Pontos experimentais e curva ajustada da posição por tempo da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.	69
Figura 4.18. Pontos experimentais e perfil simulado de V_L por posição da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.	69
Figura 4.19. Pontos experimentais e perfil simulado de V_L por posição da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.	70
Figura 4.20. Pontos experimentais e perfil simulado de V_L por posição da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.	70
Figura 4.21. Taxa de resfriamento por posição (experimental e numérico) da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.	71
Figura 4.22. Taxa de resfriamento por posição (experimental e numérico) da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.	72
Figura 4.23. Taxa de resfriamento por posição (experimental e numérico) da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.	72
Figura 4.24. Microestruturas observadas na sessão longitudinal e transversal das ligas Al-Cu. P é a posição de referência a partir da interface entre metal e câmara de refrigeração.....	73

Figura 4.25. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) por posição da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.	74
Figura 4.26. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) por posição da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.	74
Figura 4.27. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) por posição da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.	75
Figura 4.28. Comparativo das tendências experimentais para os espaçamentos dendríticos primários (λ_1) por posição das ligas Al-Cu para a solidificação vertical descendente.	75
Figura 4.29. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) por posição da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.	76
Figura 4.30. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) por posição da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.	76
Figura 4.31. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) por posição da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.	77
Figura 4.32. Comparativo das tendências experimentais para os espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) por posição das ligas Al-Cu para a solidificação vertical descendente.	77
Figura 4.33. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) em função da taxa de resfriamento ($\dot{T}$) da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.	78
Figura 4.34. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) em função da taxa de resfriamento ($\dot{T}$) da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.	79
Figura 4.35. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) em função da taxa de resfriamento ($\dot{T}$) da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.	79
Figura 4.36. Comparativo das tendências experimentais para os espaçamentos dendríticos primários (λ_1) em função da Taxa de resfriamento ($\dot{T}$) das três ligas Al-Cu para a solidificação vertical descendente.	80
Figura 4.37. Variação do espaçamento primário (λ_1) em função da taxa de resfriamento ($\dot{T}$) para a liga Al20%Cu, solidificada na vertical ascendente, e comparação destes resultados com os obtidos por Rocha (2003C) para ligas de Al-Cu de concentração mais baixas.	81
Figura 4.38. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) em função da velocidade da isoterma <i>liquidus</i> (V_L) da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.	81
Figura 4.39. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) em função da velocidade da isoterma <i>liquidus</i> (V_L) da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.	82

Figura 4.40. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) em função da velocidade da isoterma <i>liquidus</i> (V_L) da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.	82
Figura 4.41. Comparativo das tendências experimentais para os espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) em função da Velocidade da isoterma <i>liquidus</i> (V_L) das três ligas Al-Cu para a solidificação vertical descendente.	83
Figura 4.42. Comparativo das tendências experimentais para os espaçamentos dendríticos primários (λ_1) nos sistemas ascendente (Rocha, 2003C) e descendente para as três ligas de Al-Cu.	85
Figura 4.43. Comparativo das tendências experimentais para os espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) para o sistema ascendente (Rocha, 2003C) e descendente para as três ligas de Al-Cu.	85
Figura 4.44. Comparação entre os valores experimentais e teóricos dos espaçamentos dendríticos primários em função da taxa de resfriamento para a liga Al3%Cu solidificada em dispositivo de solidificação descendente em regime transitório de fluxo de calor.	87
Figura 4.45. Comparação entre os valores experimentais e teóricos dos espaçamentos dendríticos primários em função da taxa de resfriamento para a liga Al5%Cu solidificada em dispositivo de solidificação descendente em regime transitório de fluxo de calor.	87
Figura 4.46. Comparação entre os valores experimentais e teóricos dos espaçamentos dendríticos primários em função da taxa de resfriamento para a liga Al8%Cu solidificada em dispositivo de solidificação descendente em regime transitório de fluxo de calor.	88
Figura 4.47. Curvas consolidadas do espaçamento secundário (λ_2) em função de V_L obtidos na solidificação transitória descendente, comparadas com as leis de crescimento para regime de fluxo transitório de transferência de calor para a liga Al3%Cu.	89
Figura 4.48. Curvas consolidadas do espaçamento secundário (λ_2) em função de V_L obtidos na solidificação transitória descendente, comparadas com as leis de crescimento para regime de fluxo transitório de transferência de calor para a liga Al5%Cu.	89
Figura 4.49. Curvas consolidadas do espaçamento secundário (λ_2) em função de V_L obtidos na solidificação transitória descendente, comparadas com as leis de crescimento para regime de fluxo transitório de transferência de calor para a liga Al8%Cu.	90
Figura 4.50. Comparação dos espaçamentos dendríticos primários experimentais obtidos na solidificação transitória descendente com os teóricos em regime estacionário para a liga Al3%Cu.	91
Figura 4.51. Comparação dos espaçamentos dendríticos primários experimentais obtidos na solidificação transitória descendente com os teóricos em regime estacionário para a liga Al5%Cu.	92
Figura 4.52. Comparação dos espaçamentos dendríticos primários experimentais obtidos na solidificação transitória descendente com os teóricos em regime estacionário para a liga Al8%Cu.	92

Figura 4.53. Comparação experimental do espaçamento dendrítico secundário (λ_2) em função de t_{SL} obtidos na solidificação transitória descendente com a lei de crescimento de Kirkwood para a liga Al3%Cu.....	93
Figura 4.54. Comparação experimental do espaçamento dendrítico secundário (λ_2) em função de t_{SL} obtidos na solidificação transitória descendente com a lei de crescimento de Kirkwood para a liga Al5%Cu.....	94
Figura 4.55. Comparação experimental do espaçamento dendrítico secundário (λ_2) em função de t_{SL} obtidos na solidificação transitória descendente com a lei de crescimento de Kirkwood para a liga Al8%Cu.....	94

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1. Fatores exponenciais das leis de crescimento dendrítico primário $\lambda_1 = C (G_L V_L)^{-a}$ para várias ligas na solidificação em condições de fluxo de calor estacionário (Bouchard-Kirkaldy, 1997).....	25
Tabela 2.2. Fatores exponenciais das leis de crescimento dendrítico primário $\lambda_1 = C(G_L V_L)^{-a}$ para várias ligas na solidificação em condições de fluxo de calor transitório (Bouchard-Kirkaldy, 1997).....	25
Tabela 2.3. Equações experimentais dos espaçamentos dendríticos secundários (EDS) indicando o fator exponencial e o valor da constante C para diversas ligas metálicas (Garcia, 2001).	28
Tabela 2.4. Modelos teóricos de crescimento dendríticos secundários (EDS).	28
Tabela 2.5. Fatores exponenciais das leis de crescimento dendrítico secundário $\lambda_2 = C (G_L V_L)^{-a}$ para várias ligas metálicas solidificadas em condições de fluxo de calor estacionário (Bouchard-Kirkaldy, 1997).	29
Tabela 2.6. Fatores exponenciais das leis de crescimento dendrítico secundário $\lambda_2 = C (G_L V_L)^{-a}$ para várias ligas metálicas solidificadas em condições de fluxo de calor transitório (Bouchard-Kirkaldy, 1997).	29
Tabela 3.1. Ensaio realizado no dispositivo de solidificação descendente e ascendente.....	46
Tabela 3.2. Composição química dos metais usados para preparação das ligas Al-Cu.	49
Tabela 3.3. Propriedades termofísicas das ligas utilizadas (Rocha, 2003C).....	51

NOMENCLATURA

Letras Latinas

A	Área	[m ²]
C _E	Concentração eutética	[% em peso]
C _L	Percentagem de soluto na fase líquida em equilíbrio	[% em peso]
C _o	Concentração nominal da liga	[% em peso]
C _S	Percentagem de soluto na fase sólida em equilíbrio	[% em peso]
D _L	Difusividade de soluto no líquido	[m ² /s]
G _L	Gradiente térmico	[K/m]
G _{oε}	Constante para compostos orgânicos ≅ 600x6 – equação 2.8	[K.cm ⁻¹]
K	Condutividade térmica	[W/(m.K)]
L	Calor latente de fusão	[J/kg]
L _v	Calor latente na base volumétrica – equação 2.13	[J/m ³]
M	Parâmetro material/molde – equação 2.26	[adimensional]
P	Posição	[m]
S _L	Posição da isoterma <i>liquidus</i>	[m]
T	Temperatura	[K]
T ₀	Temperatura ambiente	[K]
T _e	Temperatura eutética	[K]
T _f	Temperatura de fusão	[K]
T _L	Temperatura da isoterma <i>liquidus</i>	[K]
T _S	Temperatura da isoterma <i>solidus</i>	[K]
T _v	Temperatura de vazamento	[°C]
V _L	Velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i>	[m/s]
$\dot{T}$	Taxa de resfriamento	[K/s]
a ₁	Fator de calibração – equação 2.8	[adimensional]
a ₂	Fator de calibração – equação 2.13	[adimensional]
b	Difusividade de calor	[W.s ^{1/2} /m ² .K]
c	Calor específico	[J/(kg.K)]

g	Aceleração da gravidade	$[m/s^2]$
h_{amb}	Coefficiente de transferência de calor na interface molde /ambiente	$[W/(m^2.K)]$
h_i	Coefficiente de transferência de calor na interface metal/molde	$[W/(m^2.K)]$
k_o	Coefficiente de distribuição de soluto	[adimensional]
m_L	Inclinação da linha <i>liquidus</i>	$[^{\circ}C/\%]$
n	Parâmetro do material – equação 2.26	[adimensional]
t	Tempo	[s]
t_{SL}	Tempo local de solidificação	[s]

Letras Gregas

ΔS	Entropia de fusão	[K]
ΔT_v	Superaquecimento	[K]
ΔT	Super-resfriamento	[K]
Γ	Coefficiente de Gibbs-Thomson	[K.m]
α	Difusividade térmica	$[m^2/s]$
ϕ_2	Constante de solidificação da isoterma <i>liquidus</i> – equação 2.26	[adimensional]
ϕ_1	Constante de solidificação da isoterma <i>solidus</i> – equação 2.26	[adimensional]
λ_1	Espaçamento dendrítico primário	[m]
λ_2	Espaçamento dendrítico secundário	[m]
λ_C	Espaçamento dendrítico celular	[m]
ρ	Massa específica	$[kg/m^3]$
σ	Tensão superficial da interface	$[J/m^2]$

Superescritos

a	Fator exponencial que depende dos componentes da liga	[adimensional]
-----	---	----------------

Subscritos

L	Líquido
M	Molde
max	máximo
S	Sólido
SL	Sólido / Líquido

Abreviações

EDS	Espaçamento dendrítico secundário
LPM	Litros por minuto
SRC	Super-resfriamento constitucional
Asc.	Ascendente
Des.	Descendente

Capítulo 1

INTRODUÇÃO

1.1. Considerações Iniciais

Do ponto de vista metalúrgico é importante o estudo da solidificação de metais e ligas em sistemas metal/molde, onde o molde confere forma à peça produzida e transfere calor do metal para o meio que o dissipará. A ocorrência de defeitos durante o processo de solidificação resultará em prejuízos significativos nas operações posteriores de fabricação.

A solidificação inicia-se quando o material no estado líquido atinge, durante o resfriamento, as condições termodinâmicas necessárias à transformação de fase líquida para sólida. Nessas condições, havendo um gradiente de temperatura entre o material e o meio que absorve o calor, o calor latente liberado é removido através de um ou mais mecanismos de transferência de calor.

O controle das variáveis térmicas de solidificação, para determinada composição química da liga, definirá a microestrutura final. O ponto de partida do processo de solidificação é a temperatura de início de vazamento e, subseqüentemente, as formas de transporte de energia térmica a partir daquele instante. O molde além de conferir forma à peça, atua na absorção de calor proveniente do metal, garantindo a mudança de estado de agregação. Se a cinética de transferência de calor variar, as taxas de resfriamento do metal da peça variarão numa função direta. Portanto, a transferência de calor empregada na mudança de fase da massa metálica, por sua correlação imediata com variáveis térmicas do processo determinantes da estabilidade da interface sólido/líquido, condicionará o arranjo microestrutural (Garcia, 2001).

Os estudos de estruturas metalográficas foram impulsionados com o desenvolvimento da metalografia ótica, assistida por controle computacional, e com o uso da microscopia eletrônica de varredura, permitindo a obtenção de resultados expressivos para compreensão de fenômenos antes pouco compreendidos. Ao se controlar, rigorosamente, o processo de solidificação, obtêm-se materiais com propriedades controladas em faixas cada vez mais estreitas.

Estudos recentes têm mostrado que há variáveis significativas para o controle da solidificação, como velocidades da solidificação (V_L), gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido (G_L), taxas de resfriamento ($\dot{T}$), o grau de super-resfriamento constitucional (SRC) e a concentração de soluto (C_o) (Garcia, 2001). Estas variáveis podem ser correlacionadas com a forma da microestrutura apresentada, descrita pela metalografia quantitativa, ótica e eletrônica.

A Figura 1.1. mostra uma representação das formas microestruturais típicas de ligas metálicas: (a) células e (b) dendritas, sendo que os espaçamentos entre ramificações adjacentes permitem a caracterização quantitativa destas estruturas (espaçamentos intercelulares ou interdendríticos).

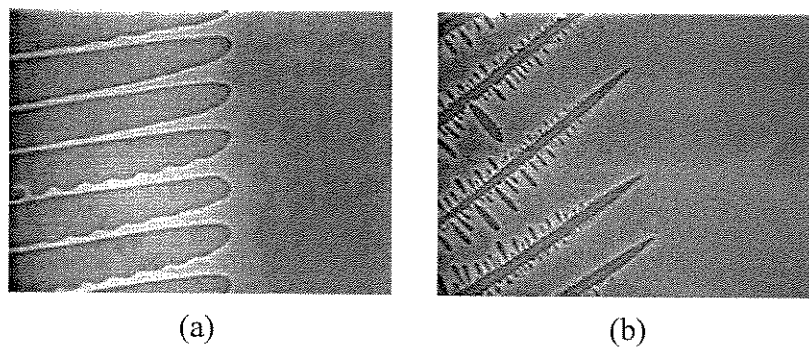


Figura 1.1. Morfologias da Interface de Crescimento na Solidificação de Composto Orgânico CBr4: (a) Celular e (b) Estrutura tipicamente Dendrítica (Garcia, 2001).

O processo de solidificação e as características do material a ser solidificado interferem, diretamente, na formação da estrutura, que determinará as propriedades do produto final. Ao contrário do que se acreditava, a conformação plástica dos lingotes não necessariamente elimina os eventuais defeitos provindos do processo de solidificação. Estas peças, portanto, apresentam características mecânicas que dependem de aspectos descritos na sua microestrutura, como tamanho de grão, espaçamentos dendríticos, lamelares ou fibrosos, e defeitos, como

heterogeneidades de composição química, do tamanho e forma das inclusões, da porosidade que por sua vez é função das condições de solidificação, e que afetam, portanto, as propriedades mecânicas da peça fundida (Quaresma, 2000).

Para melhor compreensão do crescimento de estruturas dendríticas é fundamental o entendimento da formação da microestrutura de solidificação em condições de fluxo de calor transitório. As microestruturas com menores espaçamentos interdendríticos permitem uma distribuição mais homogênea de produtos segregados, segunda fase, de inclusões e de poros que não puderam ser completamente eliminados antes da solidificação. Quaresma (2000), em experiências com ligas Al-Cu, e Osório (2002, 2003) com ligas Zn-Al, demonstraram que os limites de escoamento e de resistência à tração podem ser correlacionados com os espaçamentos dendríticos.

Constata-se na literatura uma escassez de trabalhos científicos que enfatizem a solidificação em condições transitórias de extração de calor, correlacionadas a parâmetros das estruturas celulares e dendríticas. Soma-se a isto a quase inexistência de estudos que analisam os efeitos da convecção no líquido interdendrítico, bem como a influência da direção de crescimento nos espaçamentos dendríticos. Neste sentido o Grupo de Pesquisa em Solidificação – GPS – UNICAMP, estabeleceu um programa de pesquisas tanto teóricas quanto experimentais, no qual se insere o presente trabalho, objetivando contribuir para a compreensão das interações entre variáveis térmicas da solidificação transitória e os espaçamentos microestruturais gerados. Inicialmente foram desenvolvidos trabalhos em condições de solidificação vertical ascendente com ligas Sn-Pb para análise do crescimento celular e da transição celular/dendrítica (Rocha, 2003A). Na sequência foram analisadas as evoluções de espaçamentos dendríticos primários e secundários na solidificação transitória ascendente de ligas Sn-Pb e Al-Cu (Rocha, 2003B e 2003C). Estes trabalhos tratam de situações de estabilidade do metal líquido, já que não ocorre movimento no líquido nem por diferenças de densidade provocadas por gradientes de temperatura nem por gradientes de concentração. Estes mesmos trabalhos ainda foram devidamente comparados com resultados obtidos para condições estacionárias de solidificação, e os modelos de crescimento celular e dendrítico da literatura, foram devidamente discutidos no que tange à sua aplicabilidade à solidificação transitória.

Alguns estudos analisaram os efeitos da convecção interdendrítica e a influência da direção de crescimento nos espaçamentos dendríticos (Hui, 2002; Burden, 1976; Dupouy, 1989; Li, 1999). Burden (1976) verificou que os espaçamentos primários para o crescimento descendente diferiram daqueles obtidos no caso do crescimento ascendente em até uma ordem de magnitude (10x). Hui, por sua vez, relatou um decréscimo da média dos espaçamentos dendríticos primários, bem como um maior desarranjo da estrutura dendrítica final, justificado pela convecção interdendrítica durante a solidificação direcional descendente de ligas de Pb-Sb (Hui, 2002).

1.2. Objetivos

Considerando que a convecção no líquido causada tanto por gradiente de temperatura, quanto por gradientes de concentração pode influenciar no comportamento das variáveis térmicas da solidificação, torna-se fundamental o estudo da formação da microestrutura de solidificação nessas condições. Assim sendo, este trabalho foi planejado no sentido de desenvolver uma análise teórico-experimental para a qual foram estabelecidos os seguintes objetivos:

1. Revisão crítica e atualizada da literatura no que diz respeito aos métodos matemáticos para a análise do processo de solidificação, às técnicas de solidificação unidirecional desenvolvidas para regimes, estacionário e transitório de fluxo de calor, à formação da microestrutura, aos modelos de crescimento dendrítico primário e secundário e à influência das correntes convectivas nas estruturas dendríticas;
2. Realização de experimentos de solidificação unidirecional vertical descendente e ascendente em condições transitórias de extração de calor, utilizando dispositivos refrigerados à água e ligas do sistema binário Al-Cu com diferentes teores de soluto: 3%Cu, 5%Cu, 8%Cu e 20%Cu;
3. Caracterização experimental das microestruturas resultantes e quantificação dos seguintes parâmetros microestruturais para as ligas analisadas: espaçamentos interdendríticos primários e secundários, através de técnicas metalográficas;
4. Determinação das variáveis térmicas da solidificação (h_i , V_L , G_L e $\dot{T}$) a partir dos registros térmicos experimentais e comparação dos mesmos com as previsões teóricas de um

modelo numérico que analisa a evolução da solidificação unidirecional em regime transitório de extração de calor;

5. Correlação dos parâmetros microestruturais experimentais (espaçamentos dendríticos primários e secundários) com as variáveis térmicas de solidificação (V_L , G_L e $\dot{T}$) para as ligas Al-Cu, e determinação de equações experimentais de crescimento;

6. Investigação da influência do teor de soluto nos espaçamentos dendríticos primários e secundários para as ligas Al-Cu, solidificadas em regime transitório de extração de calor;

7. Validação dos modelos teóricos de crescimento dendrítico primário e secundário, previstos na literatura para regime estacionário e transitório com os resultados experimentais obtidos neste trabalho;

8. Investigação dos efeitos da convecção no líquido nos espaçamentos dendríticos através da comparação entre resultados para solidificação vertical ascendente e os obtidos para a solidificação descendente;

Capítulo 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Variáveis Térmicas de Solidificação

2.1.1. Considerações Iniciais

O Fluxograma da Figura 2.1 apresenta o encadeamento lógico dos principais fenômenos decorrentes da solidificação de um metal, desde a matéria-prima líquida até o produto final.

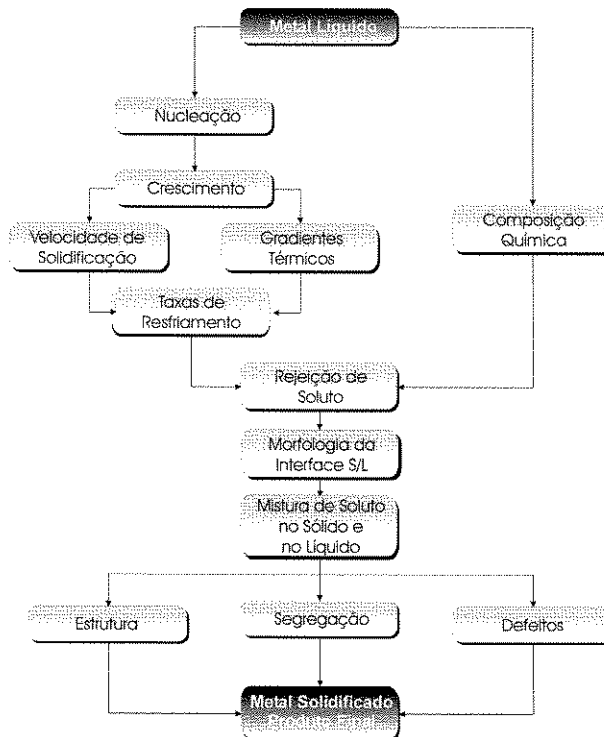


Figura 2.1. Encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal.

Idealmente, a descrição completa da solidificação incluiria análises de transferência de calor e massa com modelos de caracterização da macroestrutura e da microestrutura, permitindo assim responder às questões primordiais da influência de variáveis de processo na qualidade dos produtos gerados, objetivando-se alcançar a programação prévia da produção. A formação de poros durante a solidificação, o cálculo de contração, a morfologia homogênea da microestrutura, o controle da macroestrutura e finalmente toda a cinética envolvida no processo de solidificação representam alguns dos fatores influentes que podem ser analisados de forma mais aprofundada com a utilização de métodos matemáticos de análise da solidificação e de trabalhos experimentais devidamente instrumentados.

No aspecto experimental, a técnica da solidificação unidirecional tem sido bastante utilizada em estudos de caracterização de aspectos da macroestrutura, da microestrutura e de análise da segregação de soluto. Estes estudos podem ser divididos em duas categorias: aqueles que tratam da solidificação em condições estacionárias de fluxo de calor e os que abordam a solidificação em regime transitório. Na primeira situação, o gradiente de temperatura, G_L , e a velocidade de crescimento, V_L , são controlados independentemente e mantidos constantes ao longo do experimento, como nos experimentos com a técnica Bridgman/Stockbarger, ilustrada no esquema da Figura 2.2 (Garcia, 2001).

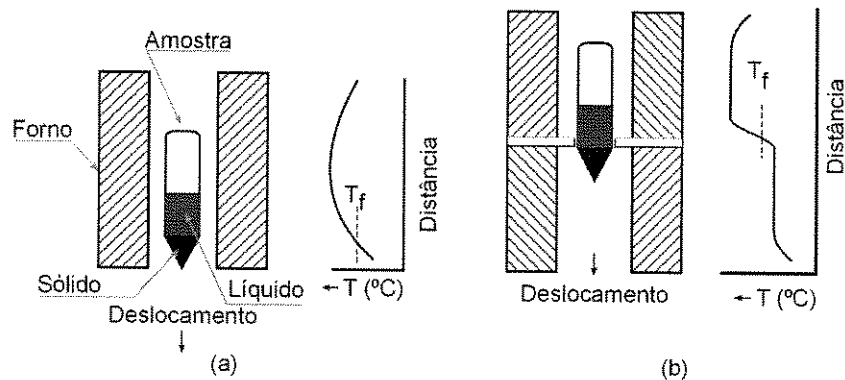


Figura 2.2. Técnicas experimentais de solidificação unidirecional em condições estacionárias de fluxo de calor: (a) vertical com deslocamento do forno; (b) vertical com deslocamento da amostra.

Esta é uma técnica extremamente útil na determinação de relações quantitativas entre aspectos da microestrutura, como os espaçamentos interdendríticos e as variáveis térmicas da solidificação, já que permite analisar a influência de cada variável de influência de forma

independente, e permite um mapeamento experimental de parâmetros microestruturais em um espectro mais amplo da amostra solidificada. A grande maioria dos resultados experimentais de espaçamentos dendríticos e os correspondentes modelos teóricos de crescimento dendrítico existentes na literatura enquadram-se dentro desta categoria de análise.

Entretanto, a análise da solidificação em condições transitórias de fluxo de calor é de fundamental importância, uma vez que esta classe de fluxo de calor inclui a maioria dos processos industriais que envolvem a solidificação (Rocha, 2003A). Nesta condição tanto o gradiente de temperatura quanto a velocidade de crescimento variam livremente com o tempo e com a posição dentro do metal. Na literatura são raros, por exemplo, os modelos teóricos de crescimento dendrítico que são desenvolvidos especificamente para esta situação, e mesmo assim estes poucos modelos ou ainda não foram validados por resultados experimentais, ou foram comparados com resultados muito particularizados. Esta situação não permite ainda que se possa concluir sobre suas aplicabilidades a ligas metálicas de diversas composições químicas, e a uma faixa expressiva de situações térmicas de solidificação. Em face desta situação, torna-se extremamente importante a avaliação teórico-experimental da influência das variáveis térmicas (velocidades de crescimento, gradientes térmicos e taxas de resfriamento) em condições de solidificação unidirecional em regime transitório, sobre parâmetros da macroestrutura e da microestrutura para diversos sistemas metálicos binários, e em uma ampla faixa de concentração de soluto. Para tanto, diferentes aparatos experimentais devem ser utilizados, de maneira que permitam mapear termicamente a solidificação com o objetivo de correlacionar variáveis características da evolução do processo com parâmetros da estrutura formada.

No início do processo de solidificação uma fina camada de metal solidifica-se junto à parede do molde. À medida que o processo avança, forma-se um espaço físico separando o metal e o molde (*gap*), e que pode desenvolver-se, apoiado em mecanismos que estão associados principalmente à interação físico-química do metal com o molde: contração do metal e expansão do molde. Esta separação física gradativa entre metal e molde cria uma resistência térmica à passagem do calor em direção ao molde. O inverso desta resistência é conhecido como coeficiente de transferência de calor metal/molde (h_i). A determinação deste coeficiente pode estar apoiada em diferentes abordagens do processo de solidificação de ligas metálicas binárias, a citar: *i*. Cinética de solidificação unidirecional controlada; *ii*. Confronto de perfis térmicos

teóricos/experimentais; *iii.* Medidas de temperatura e vazão em moldes refrigerados; e *iv.* Medidas de parâmetros da microestrutura de solidificação (Garcia, 2001).

A Figura 2.3 mostra em detalhes os modos de transferência de calor presentes em uma situação física de solidificação de um lingote.

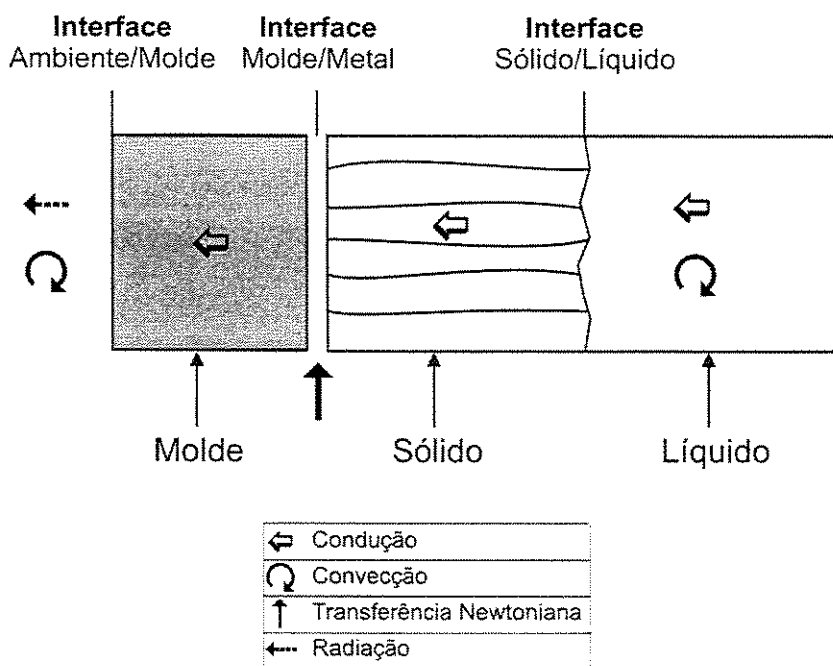


Figura 2.3. Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde.

A Figura 2.3 mostra, 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 ambiente.

Nas operações de fundição ou lingotamento, a utilização de diferentes tipos de molde permite que alguns desses modos transitórios de transferência de calor possam ser desprezados na contabilidade global da energia térmica transferida. Pode-se, por exemplo, dimensionar moldes metálicos ou coquilhas de tal forma que absorvam todo o calor transferido até o final da solidificação, ou que apenas elevem sua temperatura externa nos instantes finais do processo, tornando a troca de calor inexpressiva com o meio ambiente. Esses moldes são conhecidos como semi-infinitos, não evidentemente pelo aspecto dimensional, mas sim pelo fato de não necessitarem trocar calor com o ambiente para viabilizar completamente a solidificação. Esses

moldes não são viáveis economicamente na indústria de fundição, já que envolvem um volume grande de material na sua confecção em relação ao volume da peça a ser produzida. Já os moldes refrigerados têm a sua temperatura externa mantida constante pela ação do fluido de refrigeração que é introduzido no circuito de refrigeração em condições de fluxo contínuo durante o processo. No outro extremo encontram-se os moldes refratários, como os moldes de areia, que permitem uma maior flexibilização na fundição de geometrias complexas a um baixo custo relativo, mas não são bons absorvedores de calor, o que permite algumas simplificações na análise de fluxo de energia térmica.

É importante salientar que, a partir da caracterização dos perfis transitórios de h_i ao longo da solidificação, é possível a determinação das variáveis térmicas intrínsecas da solidificação, quais sejam: velocidades de deslocamento das isothermas *liquidus* e *solidus*, os gradientes térmicos e taxas de resfriamento ao longo do processo. Para tanto, pode-se lançar mão de modelos analíticos e numéricos de solidificação, adequando a utilização de cada tipo à complexidade do sistema metal/molde e à precisão exigida nos cálculos.

2.1.2. Solidificação Unidirecional Vertical Ascendente

A Figura 2.4 mostra um esquema do dispositivo de solidificação vertical ascendente. O metal é fundido dentro do dispositivo e quando a temperatura do metal líquido atinge um determinado valor a solidificação se inicia através do acionamento da água de refrigeração na parte inferior do molde. Nestas condições a solidificação se processa na forma vertical e de baixo para cima. Uma série de termopares inseridos dentro do metal em diferentes posições a partir da base permite o registro da evolução térmica durante todo o processo. Estes dados armazenados na memória de um computador são utilizados posteriormente para o levantamento das variáveis térmicas da solidificação como: coeficiente transitório de transferência de calor entre o metal e a água de refrigeração, as velocidades das isothermas características (temperatura de fusão se metal puro, ou temperaturas *solidus* e *liquidus* se for o caso de uma liga), gradientes térmicos e taxas de resfriamento. Neste dispositivo a solidificação evolui em sentido contrário ao da ação da gravidade, e conseqüentemente o peso próprio do lingote atua no sentido de favorecer o contato térmico com a base refrigerada. Outro aspecto interessante e típico deste dispositivo experimental, é que durante o processo de solidificação, o soluto é rejeitado na frente de solidificação o que provoca a formação de um líquido interdendrítico mais denso que o restante

do volume global de metal líquido fazendo com que a solidificação se processe de forma completamente estável sob ponto de vista de movimentação do líquido. Ou seja, como o perfil de temperaturas no líquido é crescente em direção ao topo do lingote e, o líquido mais denso localiza-se junto à fronteira de transformação sólido/líquido então não ocorrem correntes convectivas nem por diferenças de temperatura e nem por diferenças de densidade. Isto permite uma análise experimental e cálculos teóricos isentos deste complicador, já que a transferência de calor dentro do lingote é realizada essencialmente por condução térmica unidimensional. O dispositivo permite ainda que sejam programados experimentos para analisar a influência do superaquecimento no metal líquido e para investigar o papel da resistência térmica de contato metal/molde na estrutura de solidificação. Após o término da solidificação os lingotes podem ser seccionados longitudinalmente ao meio sendo uma metade utilizada na análise da macroestrutura e a outra no mapeamento da microestrutura (Osório, 2003; Siqueira, 2002; Rocha, 2003C, Ferreira, 2003).

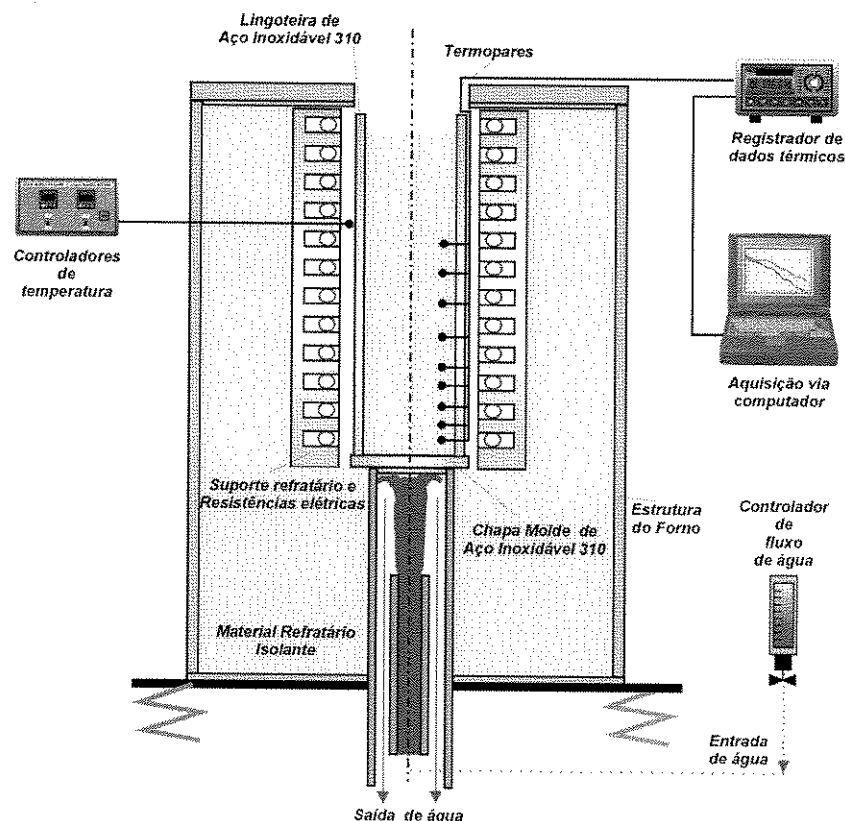


Figura 2.4. Dispositivo de solidificação vertical ascendente.

2.1.3. Solidificação Unidirecional Vertical Descendente

O dispositivo experimental de solidificação vertical descendente é bastante similar ao descrito na seção anterior quanto à sua estruturação, entretanto a câmara refrigerada a água é localizada no topo do lingote. Nestas condições a solidificação se dará no mesmo sentido da ação da força gravitacional, com a força peso atuando no sentido de deslocar o lingote do contato com a base refrigerada, o que irá configurar uma situação de maior resistência térmica à passagem de calor do lingote em direção ao fluido de refrigeração, quando comparada com a solidificação ascendente. Outra diferença essencial consiste sempre na presença de algum movimento convectivo, já que o perfil de temperatura do líquido é crescente em direção à base do lingote (isolada termicamente), o que significa que ocorrerá pelo menos convecção por diferenças de temperatura no líquido. Naturalmente que, se o soluto rejeitado provocar um líquido interdendrítico de maior densidade do que o líquido nominal ocorrerá também movimento convectivo por diferenças de densidade. Este arranjo experimental é importante exatamente para isto: fazer o contraponto com a solidificação ascendente, permitindo a verificação da influência de correntes convectivas sobre o arranjo da estrutura de solidificação, mostrando as diferenças entre ambas as configurações quando se solidificam ligas de mesma composição.

2.1.4. Solidificação Unidirecional Horizontal

Esta configuração é sem dúvida a mais complexa sob ponto de vista de determinação das variáveis térmicas de solidificação. Neste caso, o processo pode ser conduzido de duas distintas maneiras: a partir do vazamento de metal líquido dentro de molde isolado termicamente nas laterais e com o calor retirado por uma das extremidades através de um bloco maciço metálico ou de uma câmara de refrigeração, ou através de um sistema semelhante, porém que permita fundir o metal em seu anterior até que uma determinada temperatura seja alcançada, a partir da qual a refrigeração se inicia (e conseqüentemente a solidificação). No primeiro caso a turbulência do vazamento induz correntes de convecção forçada que levam algum tempo para se dissipar e agem com intensidades diferentes ao longo da seção do lingote. Não se pode considerar neste caso que esteja ocorrendo rigorosamente uma solidificação unidirecional mesmo com a fonte fria determinado o transporte de calor essencialmente em sua direção. Na segunda situação garante-se, com a fusão do metal dentro da própria lingoteira, uma maior estabilidade em relação ao movimento de metal líquido. Entretanto, é importante ressaltar que não se podem garantir as

mesmas variáveis térmicas de solidificação ao longo de diferentes seções horizontais da base ao topo do lingote, já que instabilidades térmicas e diferenças de densidade no líquido irão induzir correntes convectivas que serão diferentes ao longo destas seções. É importante neste caso que o mapeamento térmico da evolução da solidificação seja feito em uma seção horizontal o mais próximo possível da seção na qual serão analisados os aspectos da macroestrutura e da microestrutura. A Figura 2.5 mostra um esquema de um dispositivo de solidificação unidirecional horizontal com vazamento de metal líquido dentro de câmara molde (Quaresma, 1999; Quaresma, 2000; Osório, 2000; Osório, 2002; Osório, 2003).

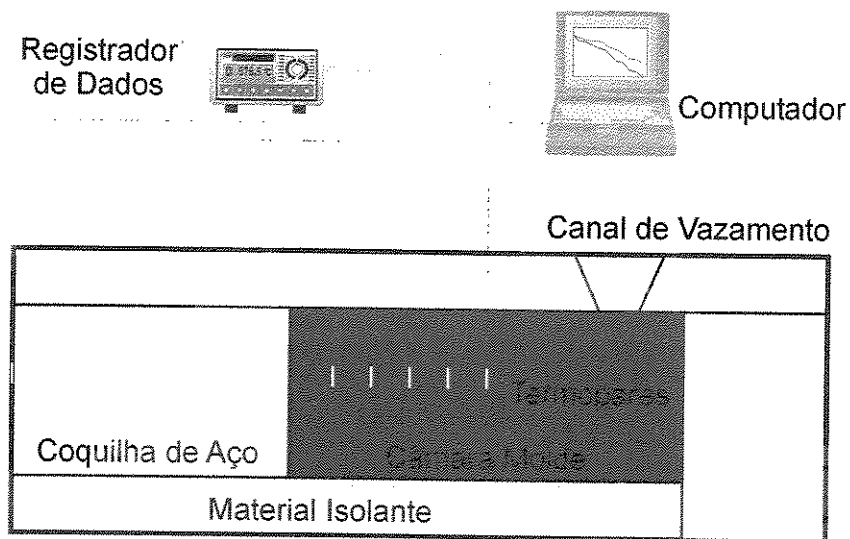


Figura 2.5. Dispositivo de solidificação unidirecional horizontal.

2.2. Microestrutura

2.2.1. Formação da Microestrutura

A rejeição do soluto ou do solvente na interface sólido/líquido durante o processo de solidificação forma um gradiente térmico à frente dessa interface menor que o gradiente térmico do perfil de temperaturas *liquidus*, o que dá origem ao Super-Resfriamento Constitucional (SRC). Dependendo do valor do SRC a instabilidade causada na interface sólido/líquido dá origem a diferentes morfologias e que, por ordem crescente desse valor são denominadas na literatura por: planar, celular e dendrítica, conforme esquema apresentado na Figura 2.6.

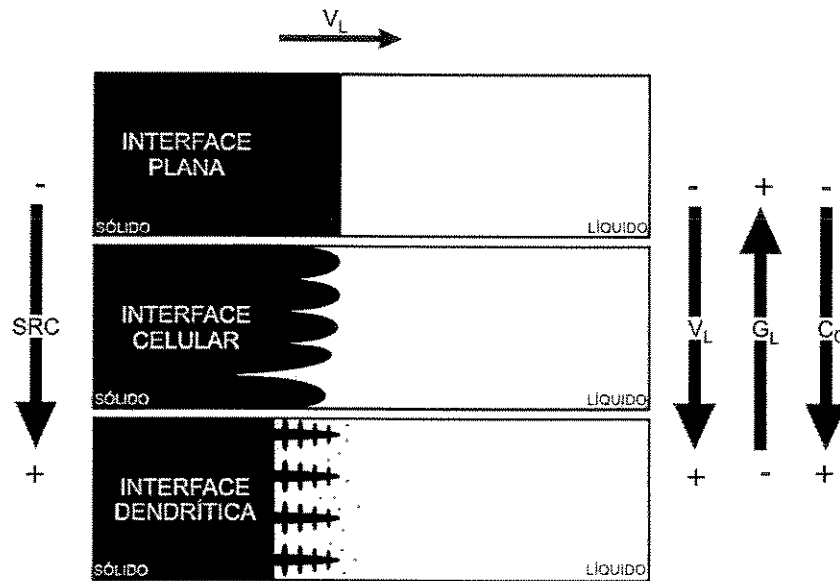


Figura 2.6. Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – grau de super-resfriamento; G_L – gradiente térmico à frente da interface; V_L – velocidade da interface e C_0 – concentração de soluto.

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

Com o aumento do grau de super-resfriamento constitucional ocorrem instabilidades de maior ordem com surgimento de braços secundários que caracterizam a rede dendrítica. As distâncias entre centros de células e de ramificações ou braços dendríticos são definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos, os quais são muito utilizados para determinar os

efeitos das condições de solidificação sobre a microestrutura formada, conforme mostra a Figura 2.7.

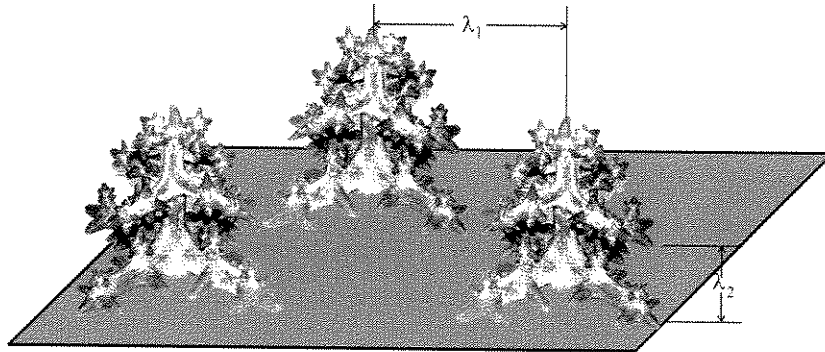


Figura 2.7. Esquema representativo das ramificações interdendríticas primárias (λ_1) e secundárias (λ_2).

2.3. Leis de Crescimento Dendrítico

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 irá impor uma rejeição de soluto ou de solvente que dependerá da posição relativa da liga no respectivo diagrama de fases, e que terá 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 isothermas *solidus* e *liquidus* quando se tratar da solidificação de ligas mais concentradas. Em ambos os casos, a forma através da qual os solutos e/ou impurezas são distribuídos é fundamental para as propriedades finais da estrutura bruta de solidificação (Garcia, 2001).

A variação de composição química que ocorre dentro dos limites dos contornos de grão, ou seja, entre ramificações celulares ou dendríticas é conhecida como microsegregação, e tem sido objeto de intensa investigação no sentido do desenvolvimento de ferramentas de quantificação desse fenômeno (Dons, 1999; Martorano, 2000A e 2000B). Entre os fatores que mais contribuem para a dificuldade de quantificação da microsegregação, pode-se citar: o modo de solidificação colunar ou equiaxial, a complexidade da morfologia das ramificações dendríticas, o efeito de

diferentes solutos, o engrossamento e refusão de ramos dendríticos, o movimento de soluto no líquido e de retorno no sólido e a dependência do coeficiente de difusão com a concentração e a temperatura.

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, a forma, tamanho e espalhamento de eventuais porosidades, produtos segregados e outras fases, irão determinar o comportamento mecânico da liga representado por tensões e/ou deformações (Garcia, 2001).

Os espaçamentos dendríticos dependem das condições térmicas durante o processo de solidificação, e daí a importância de se poder contar com uma forma quantitativa que permita expressar essa interdependência. A taxa de resfriamento pode ser correlacionada com as variáveis térmicas da solidificação como velocidades de deslocamento de isothermas características (V_L) e gradientes térmicos (G_L), que por sua vez estão relacionados com parâmetros operacionais como temperatura de vazamento (T_v) e coeficientes de transferência de calor nas interfaces metal/molde (h_i) e molde/ambiente (h_{amb}).

Em relação aos parâmetros de composição, para avaliar o perfil de concentração de soluto após a solidificação e, conseqüentemente, permitir a determinação do índice de microsegregação faz-se uma varredura com microsonda eletrônica entre dois braços dendríticos primários adjacentes passando por toda a região interdendrítica ou através de um braço secundário para uma avaliação mais localizada (Garcia, 2001). A evolução do perfil de soluto durante a solidificação na interface dendrítica sólido/líquido é comumente abordada através dos modelos de microsegregação existentes na literatura, como por exemplo, a clássica equação de Scheil. A quantificação da liberação de calor latente na zona pastosa pode ser baseada nesses modelos. A literatura mostra que esses modelos de não-equilíbrio conseguem fazer uma previsão bastante razoável do perfil de soluto para taxas moderadas de resfriamento, mas que por outro lado têm sido observados alguns desvios para outras condições de solidificação (Su, 1998). Vários trabalhos têm sido relatados na literatura com diferentes abordagens do problema da microsegregação e de sua quantificação mais confiável (Martorano, 2000A e 2000B).

Peças formadas com estruturas completamente dendríticas apresentam parâmetros estruturais denominados espaçamentos interdendríticos primários e secundários, os quais juntamente com os produtos segregados, porosidade, contornos de grão, etc, conforme representação esquemática da Figura 2.8, irão caracterizar um arranjo estrutural que será responsável pelas características mecânicas resultantes.

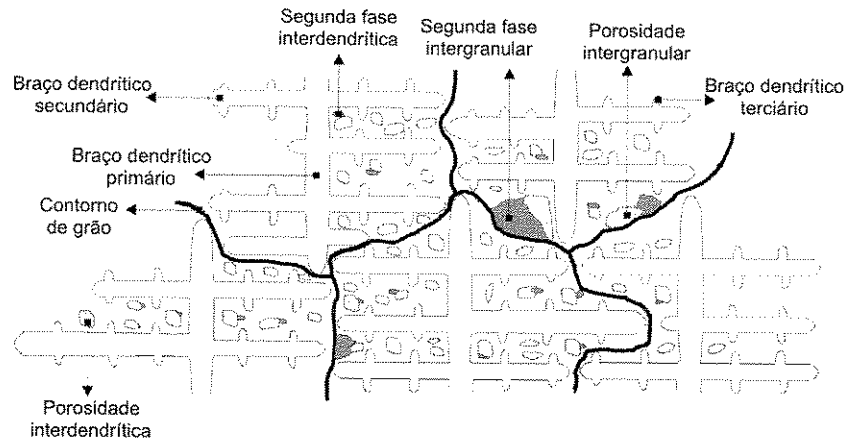


Figura 2.8. Representação esquemática de microestrutura de fundidos.

Espaçamentos dendríticos menores permitem uma distribuição mais homogênea de produtos de segregação, inclusões e poros que não possam ser completamente eliminados antes da solidificação. Recentemente, em trabalhos com ligas Al-Cu (Quaresma, 2000) e ligas Zn-Al (Osório, 2000 e 2003), mostrou-se que os limites de escoamento e de resistência à tração podem ser correlacionados com os espaçamentos dendríticos secundários e que aumentam com a diminuição deste parâmetro estrutural.

A literatura mostra que os espaçamentos dendríticos diminuem com o aumento da velocidade de solidificação e da taxa de resfriamento. Dessa forma, sistemas de solidificação que favoreçam essas condições contribuem na obtenção de produtos de melhor resistência mecânica. Há um consenso na literatura quanto à influência do teor de soluto nos espaçamentos dendríticos secundários, indicando uma diminuição deste parâmetro estrutural com o aumento do conteúdo de soluto. Entretanto, existem controvérsias a respeito do efeito do teor de soluto nos espaçamentos dendríticos primários. As pesquisas desenvolvidas para regime estacionário, muitas delas para materiais orgânicos, afirmam que os espaçamentos dendríticos primários aumentam quando o teor de soluto é aumentado. No entanto, Sharp (1969) investigou o efeito do

teor de soluto em ligas Al-Cu e os resultados obtidos pelos autores mostram que os espaçamentos dendríticos primários são independentes de C_0 . Esta mesma tendência foi observada em trabalho recente (Rocha, 2003C). Resultados contrários foram obtidos por Spittle (1979), os quais 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. Esses resultados contrariam as análises teóricas e experimentais de Okamoto (1975), nas quais o espaçamento primário aumenta quando o teor de soluto é aumentado.

A literatura mostra (Quaresma, 1999; Garcia, 2001) que a microestrutura exerce elevada influência nas propriedades futuras de produtos fundidos e é por esse forte caráter aplicativo que vários pesquisadores no mundo procuram desenvolver modelos matemáticos que permitam prever a microestrutura desses produtos. Assim, por exemplo, espaçamentos intercelulares e interdendríticos menores permitem que a microestrutura seja caracterizada por uma distribuição mais uniforme da segregação microscópica pertinente entre as ramificações celulares ou dendríticas. Espaçamentos maiores poderiam exigir tratamentos térmicos específicos mais demorados e muito bem elaborados para a homogeneização da composição química. Como é fato conhecido que o tempo exigido à homogeneização 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. Nesse sentido, é fundamental a determinação correta dessas condições que controlam esses espaçamentos durante a solidificação.

Uma interessante forma de estudar o crescimento de células e dendritas em peças fundidas é através da análise de estruturas brutas obtidas a partir de sistemas de solidificação unidirecional. Modelos teóricos (Okamoto-Kishitake, 1975; Hunt, 1979; Kurz-Fisher, 1981 /1984 /1986 /1989 /1992; Trivedi, 1984; Hunt-Lu, 1996; Bouchard-Kirkaldy, 1997), fundamentados nesses sistemas de solidificação, foram desenvolvidos para examinar a influência das variáveis térmicas da solidificação sobre os espaçamentos celulares e dendríticos primários e secundários. Para espaçamentos interdendríticos primários, somente os modelos de Hunt-Lu e Bouchard-Kirkaldy foram elaborados para condições de solidificação em regime transitório de extração de calor, os

demais são para regime estacionário. Esses estudos têm estabelecido relações entre parâmetros estruturais e as variáveis térmicas de solidificação na forma generalizada pela Equação (2.1).

$$(\lambda_C, \lambda_1, \lambda_2) = C(G_L, V_L, \dot{T})^{-a} \quad (2.1)$$

onde “C” é uma constante que depende do tipo de liga e “a” é um expoente que tem sido determinado experimentalmente na literatura para uma série de ligas (Horwath e Mondolfo, 1962; Coulthard e Elliott, 1967; Spittle e Lloyd, 1979; McCartney e Hunt, 1981; Billia *et al*, 1981; Tunca e Smith, 1988; Kirkaldy, Liu e Kroupa, 1995; Ding *et al*, 1996; Bouchard-Kirkaldy, 1997; Rios e Caram, 1997; Lapin *et al*, 1997; Lee *et al*, 1998; Chen e Kattamis, 1998; Li *et al*, 1998; Li e Beckermann, 1999, Lima e Goldenstein, 2000; O’Dell, Ding e Tewari, 1999; Li, Mori e Iwasaki, 1999; Yang *et al*, 2000; Rocha *et al*, 2002 e 2003C; Feng *et al*, 1999; Çardili e Gunduz, 2000; Gunduz e Çardili, 2002; Drevet *et al*, 2000; Quaresma *et al*, 2000; Hengzhi *et al*, 2001; Osório e Garcia, 2002), λ_C , λ_1 e λ_2 , são respectivamente, os espaçamentos celulares e dendríticos primários e secundários, G_L é o gradiente de temperatura frente à isoterma *liquidus*, V_L é a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e $\dot{T}$ é a taxa de resfriamento.

A seguir serão descritos alguns dos principais modelos teóricos para crescimento dendrítico.

2.3.1. Espaçamentos Dendríticos Primários

É de se esperar que os espaçamentos primários dependam de variáveis térmicas de solidificação: G_L e V_L , ou do produto do gradiente pela velocidade de crescimento, ou seja da taxa de resfriamento ($\dot{T} = dT/dt$). De fato os inúmeros trabalhos na literatura apontam para este sentido, com λ_1 sendo correlacionado com estas variáveis tanto para situações de solidificação em condições transitórias quanto estacionárias de fluxo de calor.

As investigações experimentais com compostos orgânicos (Tewari e Chopra, 1992; Bouchard-Kirkaldy, 1996; Kirkaldy *et al*, 1995; Gandin *et al*, 1996; Ding *et al*, 1997; Kauerauf *et al*, 2001; Çardili *et al*, 2000; Trivedi, 2001; Ding e Tewari, 2002) demonstraram que a força motriz para o ajuste dos espaçamentos dendríticos é o super-resfriamento constitucional entre duas ramificações adjacentes, as quais possuem a versatilidade de ramificar o necessário para

reduzir esse super-resfriamento, até mesmo utilizando-se de um braço terciário que passa crescer como primário exatamente para reduzir os espaçamentos de primeira ordem.

2.3.1.1 – Modelos Teóricos Desenvolvidos para Condições de Fluxo de Calor Estacionário

a) Modelo de Hunt

O modelo de Hunt (1979) foi o primeiro modelo desenvolvido para prever teoricamente espaçamentos dendríticos primários. Esse modelo descreve satisfatoriamente uma variação complexa da temperatura na ponta da dendrita com a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L) e taxa de resfriamento ($\dot{T}$). Varias simplificações de natureza física e matemática foram levadas em consideração durante a elaboração do modelo, quais são: solidificação em regime de extração de calor estacionário; as dendritas crescem com morfologia regular lisa no formato de uma elipse, assumida em trabalho anterior por Burden e Hunt (1974), sugerindo ainda que durante seu crescimento a composição no líquido é homogênea na direção do raio da ponta da dendrita, assim como a composição média no líquido foi considerada igual a composição junto à interface sólido/líquido;

Assim sendo, a expressão mostrada pela Equação (2.2) define o modelo teórico de Hunt, o qual correlaciona os espaçamentos dendríticos primários com as variáveis térmicas da solidificação.

$$\lambda_1 = 2,83 \left[\Gamma m_L C_0 (1 - k_0) D_L \right]^{\frac{1}{4}} G_L^{-\frac{1}{2}} V_L^{-\frac{1}{4}} \quad (2.2)$$

Onde $\Gamma = \sigma/\Delta S$ é o coeficiente de Gibbs-Thomson no qual σ é a tensão superficial da interface e ΔS é a entropia de fusão por unidade de volume, m_L – inclinação da linha *liquidus*, C_0 – concentração do soluto, k_0 – é a relação entre a concentração de soluto no sólido (C_S) e a concentração de soluto no líquido (C_L), D_L – difusividade de soluto no líquido, G_L – gradiente de temperatura no líquido, V_L – velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*.

Este modelo foi objeto de expressiva comprovação experimental (Lapin *et al*, 1997; Çardili e Gündüz, 2000; Gündüz e Çardili, 2002) e mostrou, pela primeira vez, que, ao contrário do que se admitia até a ocasião de seu desenvolvimento, que os espaçamentos dendríticos primários não

são afetados na mesma proporção por G_L e V_L . A Equação (2.2) mostra que λ_1 é mais sensível às mudanças no gradiente do que na velocidade ou composição.

b) Modelo de Kurz-Fisher

Kurz e Fisher (1992) também desenvolveram um modelo teórico que permite quantificar os espaçamentos dendríticos primários em função das variáveis térmicas da solidificação. Para formular essa correlação, os autores imaginaram que as dendritas crescem com morfologia semelhante a uma elipse e que o tronco da mesma é aproximadamente igual a um hexágono.

O modelo correlaciona os espaçamentos dendríticos primários com as variáveis térmicas da solidificação com os mesmos expoentes para V_L e G_L encontrados por Hunt, conforme a Equação (2.3).

$$\lambda_1 = 4,3 \left(\frac{\Gamma \Delta T D_L}{k_0} \right)^{1/4} G_L^{-1/2} V_L^{-1/4} \quad (2.3)$$

Onde ΔT é a diferença entre a temperatura da linha *liquidus* e a temperatura da linha *solidus*.

O modelo em questão foi comparado recentemente com dados experimentais obtidos para condições de solidificação em regime estacionário para ligas Pb-Sn (Çardili e Gunduz, 2000) e Al-Cu (Gunduz e Çardili, 2002) e os resultados experimentais obtidos se afastaram dos dados teóricos calculados a partir do referido modelo.

c) Modelo de Trivedi

O modelo de Trivedi (1984) foi desenvolvido baseado nas considerações assumidas por Hunt.

Portanto, o resultado do modelo em questão é o modelo de Hunt modificado por uma constante L , que depende das perturbações harmônicas do sistema, cujo seu valor, assumido pelo autor, é igual a 28. O modelo de Trivedi se encontra apresentado na Equação (2.4).

$$\lambda_1 = 2\sqrt{2} [L \Gamma m_L C_0 (1 - k_0) D_L]^{1/4} G_L^{-1/2} V_L^{-1/4} \quad (2.4)$$

Trabalhos recentes têm comprovado o referido modelo para condições de solidificação em regime estacionário (Çardili e Gündüz, 2000, para ligas Sn-Pb e Gündüz e Çardili, 2002, para ligas Al-Cu) nos quais os autores têm obtido boas aproximações entre os dados teóricos e experimentais.

2.3.1.2 – Modelos Teóricos Desenvolvidos para Condições de Fluxo de Calor Transitório

a) Modelo de Hunt-Lu

Hunt e Lu (1996) desenvolveram um modelo numérico para prever os espaçamentos dendríticos primários e a transição entre as estruturas em regime estacionário e transitório de extração de calor. Considerações de naturezas físicas e matemáticas mais próximas da realidade foram levadas em consideração, tais como: a transferência de calor foi assumida em um campo de temperatura linear móvel; a energia de superfície na interface sólido/líquido foi incluída no sistema e; os autores resolveram o problema de transporte de soluto no líquido utilizando um método de diferenças finitas dependente do tempo, sendo que a difusão no sólido foi desprezada.

O presente modelo é apresentado através de duas equações analíticas simplificadas as quais são os resultados de um ajuste do modelo numérico e representam o raio da ponta da dendrita. Portanto, para que os valores calculados a partir das respectivas equações possam ser comparados com resultados experimentais, os mesmos precisam ser multiplicados por duas ou quatro vezes, cujos fatores representam os mínimos e máximos de uma faixa de valores. As expressões do modelo teórico de Hunt-Lu para espaçamentos dendríticos primários se encontram apresentadas nas Equações de (2.5) a (2.7).

$$\lambda'_1 = 0,07798 V'(a-0,75) (V' - G')^{0,75} G'^{-0,6028} \quad (2.5)$$

onde,

$$a = -1,131 - 0,1555 \log_{10} (G') - 0,007589 (\log_{10} (G'))^2 \quad (2.6)$$

$$\lambda'_1 = \frac{\lambda_1 \Delta T}{\Gamma k_0}, G' = \frac{G_L \Gamma k_0}{\Delta T^2} \text{ e } V' = \frac{V_L \Gamma k_0}{D_L \Delta T} \quad (2.7)$$

Vários estudos experimentais descritos na literatura comparam seus resultados com o presente modelo sob condições de crescimento em regime estacionário de extração de calor para

ligas de diferentes sistemas: Pb-Sb (Yu *et al*, 1999; O'Dell *et al*, 1999), Succinonitrila-acetona (Wan *et al*, 1997; Ding, *et al*, 1997), Al-Zn (Lin *et al*, 1999; Feng *et al*, 1999), Al-Cu (Gündüz e Çardili, 2002; Trivedi *et al*, 2001; Quaresma *et al*, 2000); Cu-Sn (Tiedje, 1996), Al-Si-Cu (Rios e Caram, 1997). Boas concordâncias entre os dados experimentais e teóricos têm sido obtidas. Entretanto, Gündüz e Çardili (2002) verificaram que para ligas Al-Cu esta boa concordância é restrita a valores intermediários, sendo que abaixo e acima de uma certa faixa de velocidades o modelo não representa bem os resultados.

Rocha (2003B) mostra que o modelo de crescimento dendrítico de Hunt e Lu não apresenta boa similaridade com os resultados experimentais observados para espaçamentos dendríticos primários em estudo desenvolvido para o caso da solidificação vertical ascendente de ligas do sistema Sn-Pb. No entanto, boa concordância pôde ser observada no caso da liga diluída Sn1,5%Pb, onde a solução proposta por Hunt e Lu no seu limite superior representa satisfatoriamente as medições experimentais.

Em contrapartida, esse mesmo autor (Rocha, 2003C) observou para ligas Al-Cu que os resultados experimentais ficaram entre os limites mínimo e máximo propostos por Hunt e Lu.

b) Modelo de Bouchard-Kirkaldy

Bouchard e Kirkaldy (1997) desenvolveram um modelo que denominaram de semi-empírico, o qual correlaciona o espaçamento dendrítico primário com as variáveis térmicas da solidificação para condições de extração de calor em regime transitório, mas que incorpora a racionalidade e os parâmetros constitutivos dos modelos teóricos desenvolvidos para condições estacionárias de fluxo de calor. O respectivo modelo é apresentado pela equação (2.8) descrita abaixo:

$$\lambda_1 = a_1 \left(\frac{16C_0^{1/2} G_0 \epsilon \Gamma D_L}{(1-k_0)m_L G_L V_L} \right)^{1/2} \quad (2.8)$$

onde, $G_0 \epsilon$ é um parâmetro característico $\cong 600 \times 6 \text{ K.cm}^{-1}$, valor esse definido para compostos orgânicos (Bouchard-Kirkaldy, 1997) e a_1 é o fator de calibração utilizado para corrigir o modelo em questão.

Este modelo foi comprovado experimentalmente em trabalho recente para ligas Al-Cu (Rocha, 2003C) solidificadas em regime transitório de extração de calor, e o respectivo modelo tem tendência de superestimar os dados experimentais, quando utilizado o mesmo valor de λ_1 sugerido por Bouchard-Kirkaldy.

Laxmanan (1997) realizou um estudo aproximado aos modelos de Hunt (1979) e Burden e Hunt (1974), mas considerou a morfologia da dendrita como a de uma parábola, confirmada recentemente por Koseki e Flemings (1995) e Makkonem (2000). Outro modelo teórico interessante encontrado na literatura foi desenvolvido recentemente por Gandin, Eshelman e Trivedi (1996), o qual baseado nos fundamentos dos modelos clássicos analisados anteriormente sugere condições através de mecanismos de ramificações nas quais os braços terciários crescem a partir das ramificações secundárias e passam a serem considerados como braços dendríticos primários.

Assim sendo, fica clara a forte influência do gradiente térmico, da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e da taxa de resfriamento nos valores dos espaçamentos dendríticos primários, pois os modelos teóricos descritos anteriormente demonstram que esses espaçamentos se correlacionam de forma inversa com G_L , V_L e $\dot{T}$, conforme apresentado na Equação (2.1), isto é, quanto maior os valores desses parâmetros térmicos menores serão os espaçamentos entre as ramificações dendríticas.

Quanto ao efeito do teor de soluto sobre os valores de λ_1 , existem controvérsias na literatura que não vem acompanhada de propostas de mecanismos que expliquem o respectivo comportamento. Edvardsson (1976), Spittle e Lloyd (1979), por exemplo, afirmam que λ_1 diminui com o aumento do teor de soluto. Outros afirmam justamente ao contrário, é o caso de Flemings (1974), Yong e Kirkwood (1975), Okamoto e Kishitake (1975), Bouchard-Kirkaldy (1997). A maioria dos trabalhos para condições estacionárias de extração de calor afirma que o valor de λ_1 aumenta quando C_0 é aumentado. McCartney e Hunt (1981), por exemplo, encontraram experimentalmente uma equação de λ_1 diretamente proporcional ao teor de silício, conforme mostra a Equação (2.9).

$$\lambda_1 = 272(G_L)^{-0,55}(V_L)^{-0,28}(C_0)^{0,32} \quad (2.9)$$

onde, C_0 é o teor de Si na liga Al-Mg-Si.

As Tabelas 2.1 e 2.2 apresentam o fator exponencial da lei de crescimento dendrítico primário para algumas ligas metálicas solidificadas a partir das condições de fluxo de calor estacionário e transitório, respectivamente. Apesar dos valores exponenciais serem diferentes para os referidos materiais, observa-se através das equações apresentadas que o espaçamento dendrítico primário é inversamente proporcional ao produto do gradiente térmico pela velocidade de crescimento.

Tabela 2.1. Fatores exponenciais das leis de crescimento dendrítico primário $\lambda_1 = C (G_L V_L)^{-a}$ para várias ligas na solidificação em condições de fluxo de calor estacionário (Bouchard-Kirkaldy, 1997).

Solvente	Soluto (% em peso)	a
Al	2,4Cu	0,41
	4,4Cu	0,33
	6,0Cu	0,34
	10Cu	0,35
Pb	20Sn	0,10
	40Sn	0,40
	50Sn	0,31
	8,0Au	0,18
	3,0Pd	0,53
	5,0Sb	0,43
Sn	0,5Pb	0,51
	2,0Pb	0,65

Tabela 2.2. Fatores exponenciais das leis de crescimento dendrítico primário $\lambda_1 = C (G_L V_L)^{-a}$ para várias ligas na solidificação em condições de fluxo de calor transitório (Bouchard-Kirkaldy, 1997).

Solvente	Soluto (% em peso)	a
Al	4,0Cu	0,45
	5,0 a 5,5Cu	0,39
	0,6Si	0,55
	1,1Si	0,56
Sn	1,7Pb	0,50
	2,8Pb	0,49
	7,0Pb	0,59
Zn	2,0Sn	0,47
	4,0Sn	0,42

2.3.2. Espaamentos Dendr3ticos Secund3rios

Os espaamentos secund3rios s3o normalmente correlacionados com o tempo local de solidifica3o t_{SL} (diferena entre o tempo de passagem da isoterma *liquidus* e o tempo de passagem da isoterma *solidus* por uma determinada posi3o) ou com a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* V_L .

Da mesma forma, que foi verificado para os espaamentos dendr3ticos prim3rios, os secund3rios s3o tamb3m influenciados fortemente pelas condi3es t3rmicas e constitucionais. A literatura mostra que os mesmos diminuem com o aumento da taxa de resfriamento ($\dot{T}$) e aumentam com o tempo local de solidifica3o (t_{SL}). Ao contr3rio do espaamento prim3rio, onde existem controv3rsias a respeito do efeito da concentra3o de soluto no valor do espaamento dendr3tico prim3rio, o secund3rio diminui com o aumento do teor de soluto. De maneira geral pode-se representar o espaamento dendr3tico secund3rio atrav3s da Equa3o (2.1) e pela seguinte express3o:

$$\lambda_2 = C(t_{SL})^a \quad (2.10)$$

Alguns modelos para crescimento em condi3es de regime transit3rio apresentam-se bastante difundidos na literatura:

a) Kirkwood

Kirkwood (1985) prop3e um modelo simples para a an3lise do engrossamento dos braos interdendr3ticos secund3rios baseado na dissolu3o desses braos a partir de suas termina3es. Essa solu3o anal3tica foi desenvolvida para condi3es estacion3rias de fluxo de calor, mas 3 tamb3m aplic3vel a condi3es transit3rias de fluxo de calor.

A express3o a seguir do espaamento secund3rio em fun3o do tempo local de solidifica3o 3 bastante similar 3 f3rmula derivada por Feurer-Wunderlin (1986), diferindo somente por um pequeno fator na constante num3rica, e pode ser escrita como:

$$\lambda_2 = 5,0(Mt_{SL})^{1/3} \quad (2.11)$$

onde,

$$M = -\frac{\Gamma D}{(1-k_o)m_L(C_E - C_o)} \ln\left(\frac{C_E}{C_o}\right) \quad (2.12)$$

b) Bouchard-Kirkaldy

Também para espaçamentos secundários Bouchard e Kirkaldy estabeleceram uma expressão, dada por:

$$\lambda_2 = 2\pi a_2 \left[\frac{4\sigma_{sl}}{C_o(1-k_o)^2 L_V} \left(\frac{D_L}{V_L} \right)^2 \right]^{1/3} \quad (2.13)$$

onde T_f é a temperatura de fusão do solvente, L_V é o calor latente na base volumétrica e a_2 é um fator de calibração que corrige as incertezas devido às simplificações da difusividade térmica e do engrossamento das ramificações secundárias, podendo variar de 1 até 10. Para ligas do sistema Al-Cu adota-se o fator de calibração de 7,4, conforme sugerido por Quaresma (2000).

Esse modelo faz uma abordagem teórica envolvendo condições estacionárias e transitórias para a solidificação. Além do que é o único que não considera o fenômeno do engrossamento do braço secundário assim como independe do gradiente térmico, apresentando como única variável do controle do crescimento secundário a velocidade de crescimento da ponta da dendrita, definida na equação do modelo por V_L .

c) Equações Experimentais

A Tabela 2.3 a seguir mostra algumas equações experimentais (2.14) a (2.17) relativas ao crescimento dendrítico secundário, com a indicação do valor da constante C, que é dependente do tipo da liga.

No que se refere aos modelos teóricos de crescimento dendríticos secundários a literatura destaca algumas Equações (2.18) a (2.20) desses modelos (Tabela 2.4). A maioria das equações apresentadas na Tabela 2.4 são para condições de extração de calor em regime estacionário, mas aplicáveis a condições transitórias de solidificação.

Tabela 2.3. Equações experimentais dos espaçamentos dendríticos secundários (EDS) indicando o fator exponencial e o valor da constante C para diversas ligas metálicas (Garcia, 2001).

Ligas (% em peso)	Equações Experimentais λ_2 (μm); t_{SL} (s); $\dot{T}$ (K/s)	
Al- 4,5%Cu	$\lambda_2 = 7,5 (t_{SL})^{0,39}$ (Bower <i>et al</i> , 1966)	(2.14)
Al-Si	$\lambda_2 = C (t_{SL})^{0,43}$ (C = 11,5 a 15,3) (Garcia, 2001)	(2.15)
Fe-0,62%C	$\lambda_2 = 15,8 (t_{SL})^{0,44}$ (Jacobi <i>et al</i> , 1975/1976)	(2.16)
Fe-C (0,14 a 0,88%C)	$\lambda_2 = 146(\dot{T})^{-0,3}$ (Garcia, 2001)	(2.17)

Tabela 2.4. Modelos teóricos de crescimento dendríticos secundários (EDS).

Autor	Modelo	
Kurz e Fisher (1984; 1992)	$\lambda_2 = 5,5(Mt_{sl})^{1/3}$	(2.18)
Feurer (1977)	$\lambda_2 = 4,36(Mt_{sl})^{1/3}$	(2.19)
Mortensen (1991)	$\lambda_2 = C_1(t_{SL})^{1/3}$	(2.20)

Os valores de M e C_1 , indicados nas equações citadas na Tabela 2.4, são determinados, respectivamente, para cada modelo, a partir das expressões:

$$M[\text{Kurz \& Fisher}] = \frac{\Gamma D_L}{(1 - k_0)m_L(C_0 - C_{L \max})} \ln\left(\frac{C_{L \max}}{C_0}\right) \quad (2.21)$$

$$M[\text{Feurer}] = \frac{2\sigma_{SL} D_L T_L}{L(1 - k_0)m_L(C_0 - C_{L \max})} \ln\left(\frac{C_{L \max}}{C_0}\right) \quad (2.22)$$

$$C_1 = \left[\frac{27\Gamma D_L}{4C_L m_L (1 - k_0) f_S (1 - \sqrt{f_S})} \right]^{1/3} \quad (2.23)$$

onde, $C_{L \max}$ é a concentração máxima do líquido interdendrítico, que em muitos sistemas binários de interesse coincide com a concentração eutética (C_E), σ_{SL} é a tensão superficial da interface sólido/líquido, D_L a difusividade térmica do líquido, f_S é a fração de sólido calculada a partir da equação de Scheil (Flemings, 1974; Poirier *et al*, 1987; Jong e Hwang, 1992; Voller e Swaminathan, 1991; Quaresma, 1999; Pilling e Hellawell, 1996; Osório, 2000; Santos, 1997) e L o calor latente de fusão.

As Tabelas 2.5 e 2.6 apresentam para algumas ligas metálicas solidificadas unidirecionalmente em condições de fluxo de calor estacionário e transitório valores do fator exponencial “a” para leis de crescimento de espaçamentos dendríticos secundários, respectivamente.

Tabela 2.5. Fatores exponenciais das leis de crescimento dendrítico secundário $\lambda_2 = C (G_L V_L)^{-a}$ para várias ligas metálicas solidificadas em condições de fluxo de calor estacionário (Bouchard-Kirkaldy, 1997).

Solvente	Soluto	a
Al	4,4Cu	0,31
	4,5Cu	0,45
	5,7Cu	0,31
Pb	8,0Au	0,28

Tabela 2.6. Fatores exponenciais das leis de crescimento dendrítico secundário $\lambda_2 = C (G_L V_L)^{-a}$ para várias ligas metálicas solidificadas em condições de fluxo de calor transitório (Bouchard-Kirkaldy, 1997).

Solvente	Soluto	a
Al	4,0Cu	0,29
	4,5Cu	0,33
	5,0Cu	0,33
	2,8Si	0,22
	5,0Si	0,32
	3,2 a 3,9Ni	0,32
	4,8Ni	0,39
Sn	1,7Pb	0,45
	2,8Pb	0,46
	4,1Pb	0,46
	7,0Pb	0,39
	12,8Pb	0,43
	14Pb	0,48
Fe	0,14C	0,36
	0,62C	0,4
	26Ni	0,26

Leis Experimentais de Crescimento Dendrítico para Solidificação Transitória

Rocha (2003A) observou que, em condições transitórias de extração de calor impostas por um dispositivo de solidificação direcional ascendente, os espaçamentos celulares sofrem decréscimo em seu valor médio em função do aumento no teor de soluto, analisando ligas

diluídas do sistema Sn-Pb até a composição de 2% de soluto. Ainda referindo-se a esse trabalho, quando da ocorrência da transição celular/dendrítica observou-se um aumento abrupto nos espaçamentos dendríticos medidos.

Esses mesmos autores (Rocha, 2003B) mostram, em trabalho recente, que os modelos de crescimento celular da literatura, atendendo as condições impostas pela solidificação em regime transitório de extração de calor, não apresentam boa concordância com os resultados experimentais de espaçamentos celulares. A transição celular/dendrítica ocorreu para a liga Sn2,5%Pb, abrangendo uma variação das taxas de resfriamento de 0,5 °C/s a 5,2 °C/s.

Em outro estudo recente (Rocha, 2003C) é proposto ainda, uma equação experimental para os espaçamentos dendríticos primários, baseada na taxa de resfriamento local, que é dada por:

$$\lambda_1 = A \left(\dot{T} \right)^{-0.55} \quad (2.24)$$

onde λ_1 (μm); $\dot{T}$ ($^{\circ}\text{C/s}$) e $A = 80,5, 44$ e 25 , para Sn5%Pb, Sn15%Pb e Sn30%Pb, respectivamente, $A = 250$ para as ligas hipoutéticas de Al-Cu ou $A = 220$ (Peres, 2004) para as ligas hipoeutéticas de Al-Si. Para os espaçamentos dendríticos secundários, a lei experimental, como função da velocidade de solidificação, é dada por:

$$\lambda_2 = B(V_L)^{-2/3} \quad (2.25)$$

onde λ_2 (μm); V_L (mm/s) e $B = 25, 11$ e 7 , para Sn5%Pb, Sn15%Pb e Sn30%Pb, respectivamente, $B = 31, 24$ e 22 para Al5%Cu, Al8%Cu e Al10%Cu, respectivamente, ou $B = 32, 26$ e 22 (Peres, 2004) para Al3%Si e Al5%Si, Al7%Si e Al9%Si, respectivamente.

Rocha observou que os modelos teóricos para espaçamentos dendríticos primários previstos na literatura para regime transitório (Hunt-Lu e Bouchard-Kirkaldy) não geraram uma boa aproximação com os dados experimentais para as ligas Sn-Pb. Nessas condições, propôs a inserção da expressão analítica da taxa de resfriamento (Garcia, 2001) na equação experimental de λ_1 , estabelecendo, portanto, uma fórmula geral para que λ_1 seja expresso também como função das variáveis de solidificação, na forma:

$$\lambda_1 = A \left\{ \left[\frac{4\alpha_L m \phi_2 (T_V - T_L)}{\sqrt{\pi} [1 - \operatorname{erf}(m \phi_2)] \exp(m \phi_2)^2} \right] \cdot \left[\frac{2\alpha_{SL} \phi_2^2}{\frac{2K_S \phi_2 (T_S - T_0)}{n\sqrt{\pi} (T_L - T_0) \exp(\phi_1^2) [M + \operatorname{erf}(\phi_1)] h_i} + S_L} \right]^2 \right\}^{-0.55} \quad (2.26)$$

Onde α_L é difusividade térmica do líquido, m , ϕ_2 é a constante de solidificação vinculada ao deslocamento da isoterma *liquidus*, T_V é a temperatura de vazamento do metal líquido, T_L é a temperatura da isoterma *liquidus*, α_{SL} é difusividade térmica da zona pastosa, K_S condutividade térmica do sólido, T_S é a temperatura da isoterma *solidus*, T_0 é a temperatura ambiente, n é a raiz quadrada da razão entre as difusividades térmicas do sólido e da região pastosa, isto é, $n=(\alpha_S/\alpha_{SL})^{1/2}$, ϕ_1 é a constante de solidificação vinculada ao deslocamento da isoterma *solidus*, M é razão das difusividades de calor do sólido [$b_S=(K_S.c_S.\rho_S)^{1/2}$] e do material do molde [$b_M=(K_M.c_M.\rho_M)^{1/2}$], isto é, $M= b_S/b_M$, h_i é o coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde e S_L é posição da isoterma *liquidus*.

2.4. Correntes Convectivas e Estrutura Dendrítica

A convecção do metal líquido atua principalmente quando o metal é vazado no interior das lingoteira ou do molde, ocorrendo a dissipação desse movimento forçado ainda antes do progresso significativo da solidificação. Essa agitação do líquido pode ter conseqüências, quais são: aprisionamento de gases, formação de óxidos, erosão do molde e influência significativa sobre a estrutura bruta de solidificação (Garcia, 2001).

É bastante comum a visualização da turbulência no momento do vazamento quando da utilização de compostos transparentes. Dessa forma, a simulação das variáveis do processo permite a avaliação dos efeitos da convecção sobre o sólido formado. No processo de lingotamento contínuo essa ação tem uma influência regular sobre a solidificação já que o vazamento é efetuado segundo regime contínuo. Assim, o líquido superaquecido penetra profundamente no volume de metal líquido, tornando mais eficiente a troca térmica neste meio. É importante ressaltar que mesmo pequenas diferenças de temperatura podem produzir efeitos convectivos apreciáveis.

Conceitualmente podem ser definidos dois tipos de fluxos convectivos: *i*. Fluxo térmico – um elemento do fluido perto da região quente irá aumentar seu volume e, por conseguinte, diminuir sua densidade. Da mesma forma um elemento na região fria terá seu volume diminuído e sua densidade aumentada; e *ii*. Fluxo Constitucional – fluxos similares aos térmicos são causados por diferenças na composição do fluido. A densidade de um líquido depende da quantidade de material que é nele dissolvido. As diferentes densidades dentro de um líquido resultarão em forças de empuxo, que irão produzir um fluxo convectivo constitucional.

Processos de solidificação unidirecional podem sofrer ação da convecção. Quando realizado na forma vertical ascendente, a convecção no líquido atua de maneira minimizada, ou inexistente se não houver gradientes de concentração formadores de instabilidades. Em contrapartida, se for realizado horizontalmente, a perda de superaquecimento será mais rápida e o efeito convectivo será maximizado.

Pode ocorrer influência significativa de convecção dentro da zona pastosa onde as diferenças de densidade decorrentes da segregação de soluto poderão atuar fortemente no reduzido volume de líquido contido nos interstícios dendríticos.

Poucos estudos têm analisado os efeitos da convecção interdendrítica, bem como a influência da direção de crescimento nos espaçamentos dendríticos (Hui, 2002; Burden, 1976; Dupouy, 1989; Li e Beckermann, 1999). Para investigar os efeitos do fluxo de soluto e da direção de crescimento nos espaçamentos dendríticos primários, Burden (1976) conduziu experimentos para um sistema de cloreto de amônia (solvente) e água (soluto). No caso do crescimento descendente, o líquido, mais leve, rico em água tende a fluir ascendentemente e preencher os espaços interdendríticos. Já no caso de crescimento ascendente, o líquido interdendrítico tende a fluir para a região líquida da amostra. Os espaçamentos primários para o crescimento descendente apresentaram valores de uma ordem de magnitude maior que aqueles observados no caso do crescimento ascendente. Hui, por sua vez, relatou um decréscimo da média dos espaçamentos dendríticos primários, bem como um maior desarranjo da estrutura dendrítica final, justificado pela convecção interdendrítica durante a solidificação direcional de ligas de Pb-Sb (Hui, 2002). Nestes trabalhos, a solidificação foi conduzida em condições estacionárias de fluxo de calor.

Dupouy (1993) obteve resultados experimentais para ligas de Al-Cu, em condições de ausência de gravidade obtidas no espaço (Figura 2.9). Dessa maneira, as amostras foram solidificadas em ambiente livre de convecção. Os espaçamentos primários obtidos foram de 2 a 5 vezes maiores que aqueles observados em amostras solidificadas na terra, na presença de convecção natural. O quadro da Figura 2.9 apresenta a média dos espaçamentos de 340 μm para o caso da solidificação descendente de ligas hipoeutéticas, a qual foi 4,5 x menor que aquela medida em condições de micro gravidade. Dupouy também convencionou as diferentes condições de estabilidade em função da temperatura e da concentração.

Analisando os valores médios obtidos para a liga Al20%Cu solidificada na ascendente e na descendente nota-se uma diminuição significativa do espaçamento interdendrítico médio de 450 μm para 340 μm no caso da solidificação descendente. Essa diminuição representa bem os efeitos da convecção no líquido na microestrutura final.

Al-Cu	g (9,806 m/s ²)			g (~0 m/s ²)
Ligas Hipereutéticas	Al40%Cu $V_L = 4,2 \cdot 10^{-3}$ mm/s $G_L = 2,5$ °C/mm			Al40%Cu $V_L = 4,2 \cdot 10^{-3}$ mm/s $G_L = 3,0$ °C/mm
	Solidificação Vertical Ascendente	Solidificação Vertical Descendente	Solidificação Horizontal	560 μm
	230 μm 	330 μm 	225 μm 	
Ligas Hipoeutéticas	Al20%Cu $V_L = 4,2 \cdot 10^{-3}$ mm/s $G_L = 2,5$ °C/mm			Al26%Cu $V_L = 4,2 \cdot 10^{-3}$ mm/s $G_L = 3,0$ °C/mm
	Solidificação Vertical Ascendente	Solidificação Vertical Descendente	Solidificação Horizontal	1540 μm
	450 μm 	340 μm 	350 μm 	

Estável Instável

Constitucionalmente  

Térmicamente  

Figura 2.9. Medidas dos espaçamentos primários para ligas Al-Cu solidificadas na Terra e no Espaço (Dupouy, 1993).

Cahoon (1998) também avaliou as modificações microestruturais durante a solidificação da liga Al4%Cu em ambiente de micro gravidade. Em concordância com os demais trabalhos

existentes, os lingotes solidificados no espaço apresentaram espaçamentos dendríticos primários 40% maiores que aqueles solidificados sob a ação da gravidade.

Também se observa na literatura a escassez de trabalhos que avaliem a influência dos efeitos convectivos na solidificação em condições transitórias de fluxo de calor. Por exemplo, os principais modelos teóricos de crescimento dendrítico publicados na literatura não levam em consideração à presença de movimentos convectivos, baseando-se puramente nos mecanismos de transporte de espécies por difusão.

Capítulo 3

MATERIAIS E MÉTODOS

O fluxograma da Figura 3.1 apresenta todas as etapas realizadas no decorrer do trabalho experimental.

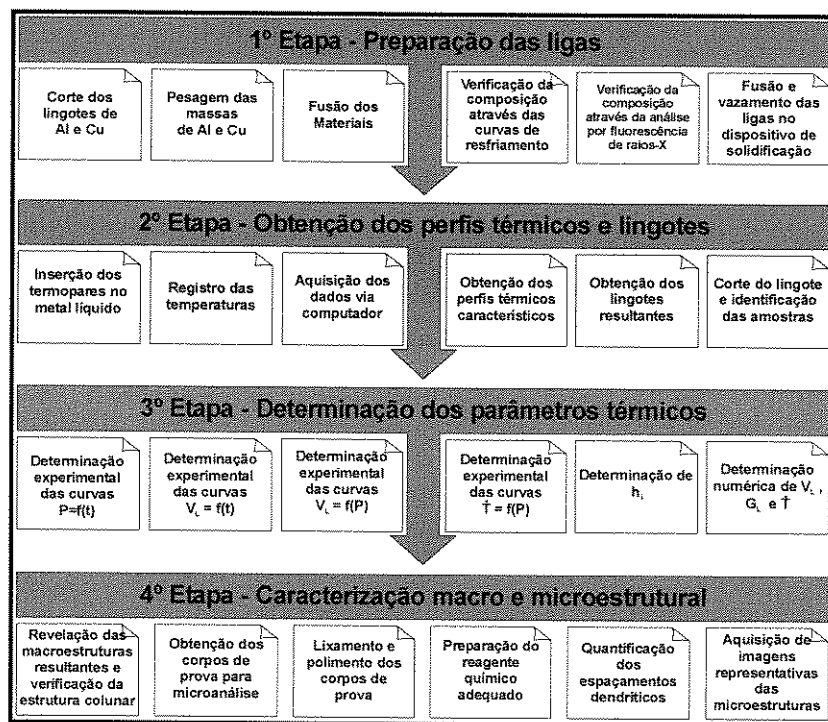


Figura 3.1. Fluxograma representativo das etapas executadas durante o procedimento experimental deste trabalho. P - posição da isoterma *liquidus*; V_L - velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*; G_L - gradiente de temperatura frente a isoterma *liquidus*; $\dot{T}$ - taxa de resfriamento.

A avaliação experimental conduzida durante este trabalho é apresentada a seguir, abrangendo quatro tópicos essenciais praticados: *i.* A descrição das características do dispositivo de solidificação unidirecional descendente; *ii.* A descrição das características do dispositivo de solidificação unidirecional ascendente; *iii.* A preparação das ligas e descrição dos equipamentos utilizados; *iv.* A obtenção dos perfis de temperatura e posterior determinação das variáveis térmicas da solidificação: coeficiente de transferência de calor (h_i), velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L) e a taxa de resfriamento ($\dot{T}$); *v.* A caracterização e quantificação dos parâmetros macro e microestruturais, sendo estes últimos representados pelos espaçamentos dendríticos primários e secundários.

3.1. Descrição do Dispositivo de Solidificação Descendente

O dispositivo de solidificação unidirecional vertical descendente foi montado sobre uma estrutura de aço na forma de uma bancada, previamente projetada para amenizar indesejados efeitos advindos da possível vibração do conjunto durante os experimentos. Para tanto, pés estabilizadores (comercialmente conhecidos como vibrastop) estão instalados na base da bancada. Na estrutura do forno existe um tubo mecânico de aço carbono sem costura, com parede de 10 mm de espessura e diâmetro externo de 300 mm. No fundo existe uma chapa também de aço carbono no formato circular, soldada no tubo. A tampa do forno objetiva a redução das perdas de calor pela parte superior do equipamento. A Figura 3.2 mostra o posicionamento da câmara de refrigeração do forno, fechada, sobre a mesa de aço.

Material refratário especial fornecido pela empresa Tecnolita Refratários Ltda foi usado no revestimento interno das paredes do forno. A formulação utilizada para o concreto isolante consiste no seguinte: 40% de alumina, e o restante composto de uma mistura de vermiculita e argila expandida, sendo que para garantir uma densidade de $0,8 \text{ g/cm}^3$ foi empregada a chamada “pega” hidráulica com adição de cimento aluminoso. O concreto está presente junto às paredes internas do tubo de aço e também sobre o fundo soldado, perfazendo uma espessura uniforme aproximada de 70 mm, o que garantiu plenamente o isolamento térmico requerido nestas paredes.

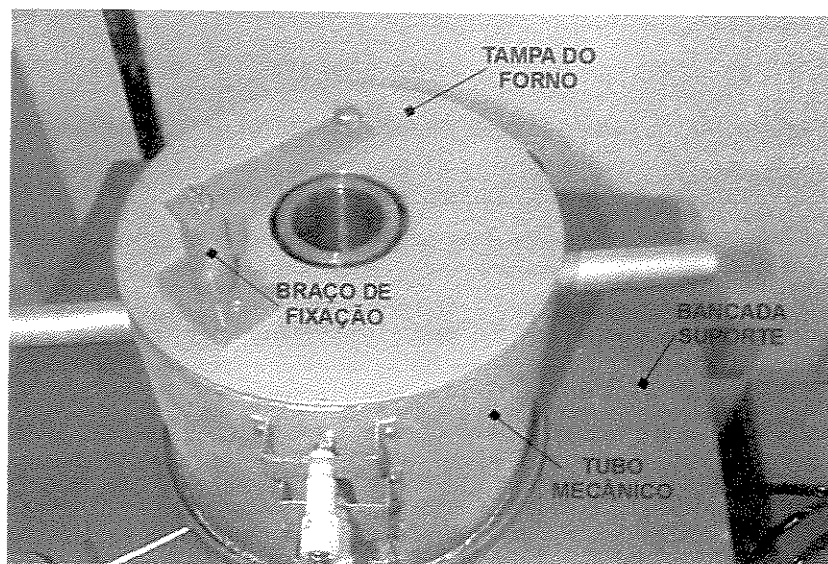


Figura 3.2 Detalhes estruturais do dispositivo de solidificação vertical descendente.

Para acomodar as resistências elétricas, existem três peças refratárias com cavidades apropriadamente moldadas de forma que sirvam de suporte fixo para dois jogos de enrolamentos. O produto em referência foi desenvolvido pelas Indústrias Brasileiras de Artigos Refratários - IBAR - Ltda, sendo composto dos seguintes percentuais, obtidos via análise química, conforme dados da empresa: 47,7% Al_2O_3 ; 50,0% SiO_2 ; 1,5% Fe_2O_3 e os 1,4% restantes de álcalis. Os detalhes do forno já montado são mostrados na Figura 3.3.

Foram utilizadas 04 peças usinadas em aço inoxidável AISI 310, quais sejam: lingoteira (157 mm de altura x 77 mm de diâmetro externo x 60 mm de diâmetro interno, e conicidade de $0,5^\circ$ no comprimento), base de apoio, câmara de refrigeração e guia de posicionamento. A Figura 3.4 mostra este conjunto de peças.

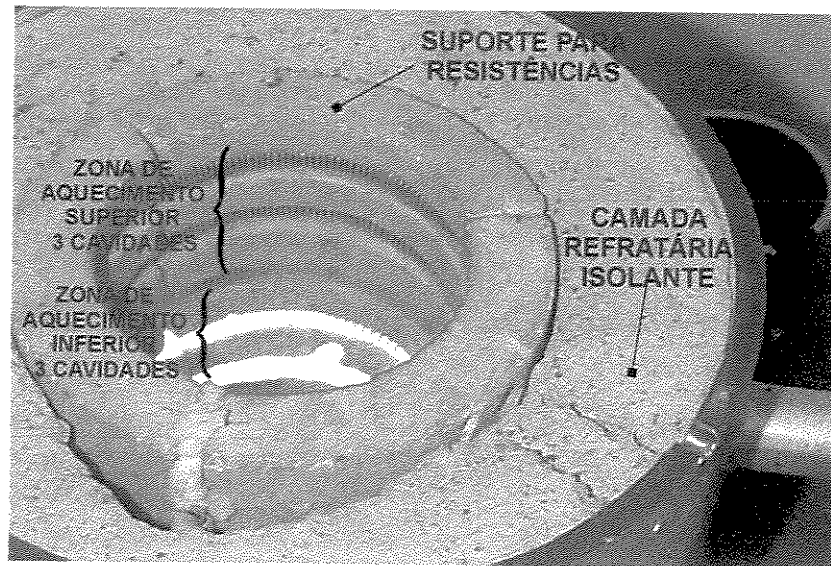


Figura 3.3. Detalhes construtivos dos suportes refratários para resistências, da camada refratária moldada e das duas zonas de aquecimento do dispositivo de solidificação vertical descendente.

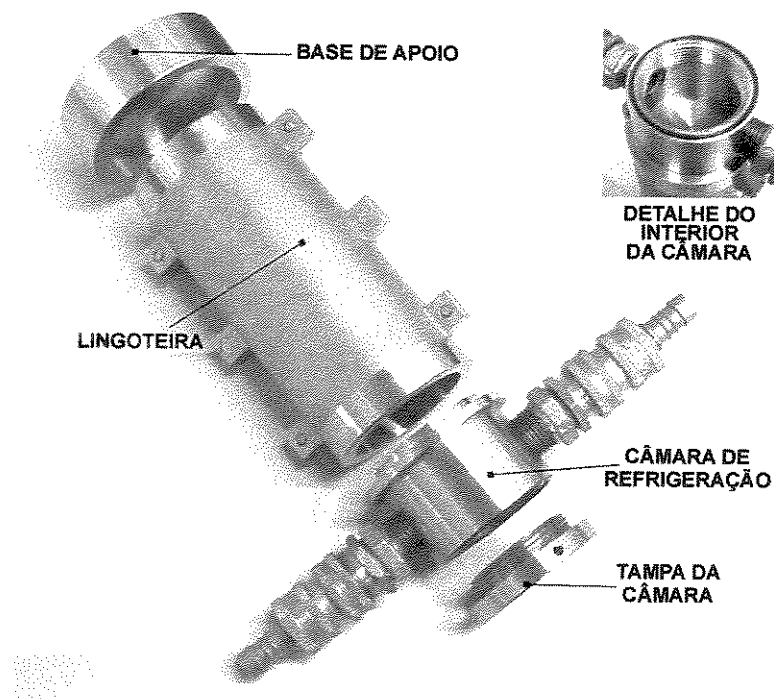


Figura 3.4. Componentes utilizados no experimento para a solidificação vertical descendente.

Um rotâmetro de acrílico, com quilha flutuadora de aço inoxidável 304 e com faixa de medição de 4 a 36 LPM (Litros Por Minuto), foi adquirido junto a Contech Indústria e Comércio de Equipamentos Eletrônicos Ltda. para controle do fluxo de água que escoar através da câmara de refrigeração. O equipamento, mostrado na Figura 3.5, apresenta exatidão de $\pm 2\%$ em relação ao fundo de escala e é projetado para temperaturas limites da ordem de 70°C . Dessa maneira, passou a ser possível a manutenção de valores fixos de vazão para todos os experimentos realizados.

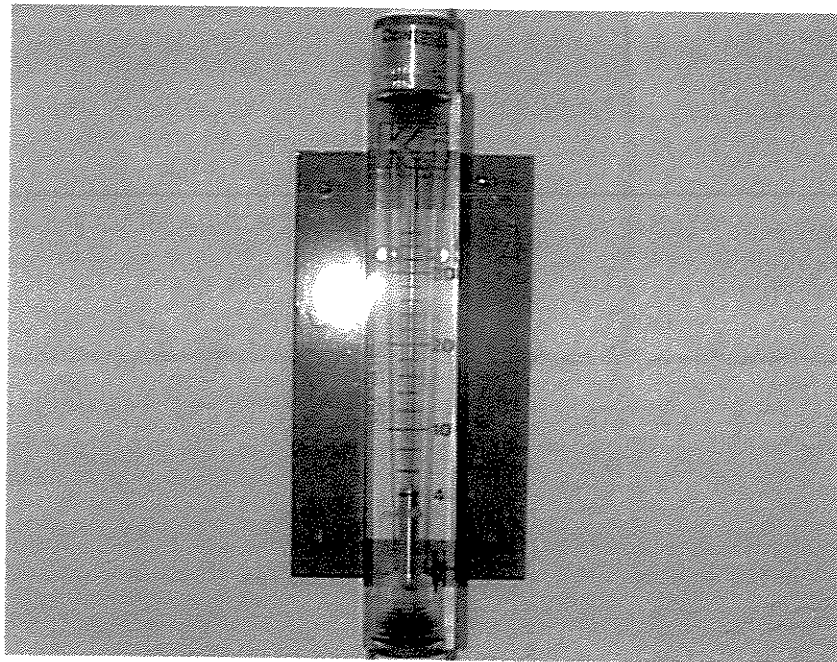


Figura 3.5. Rotâmetro controlador da vazão de água utilizada nos experimentos.

A Figura 3.6 apresenta a fotografia da montagem definitiva do sistema, já com a configuração estabelecida para realização de vazamento de metal líquido na lingoteira metálica. É essencial a observação dos canais de entrada e saída de água, os quais garantiram um eficiente contato do fluido com a superfície interna inferior da câmara de refrigeração. A guia de posicionamento garante o contato simultâneo de toda a área útil da superfície refrigerada da câmara com o metal líquido, o que minimiza o efeito indutivo da perda de direcionalidade da estrutura resultante do lingote, caso o contato ocorra de maneira irregular (Figura 3.7). A Figura 3.8 apresenta uma representação esquemática dos equipamentos envolvidos na montagem completa do banco de ensaios.

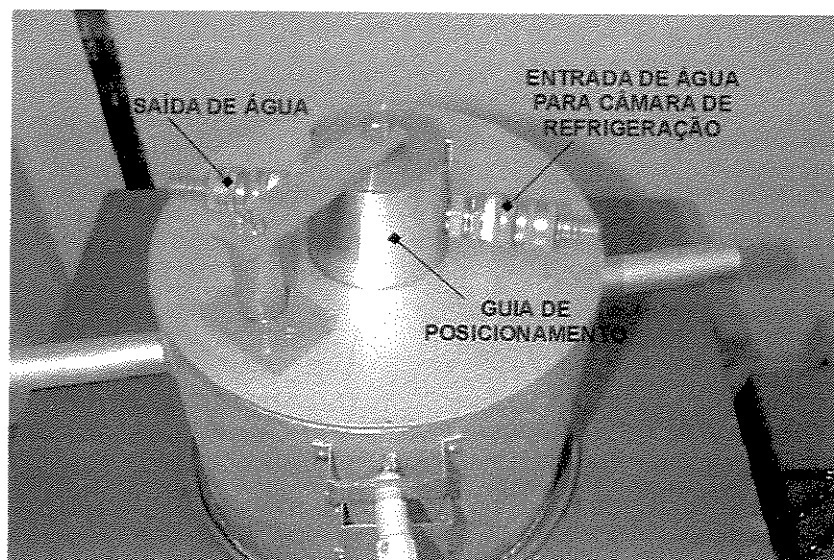


Figura 3.6. Montagem definitiva para execução do experimento do dispositivo de solidificação vertical descendente.

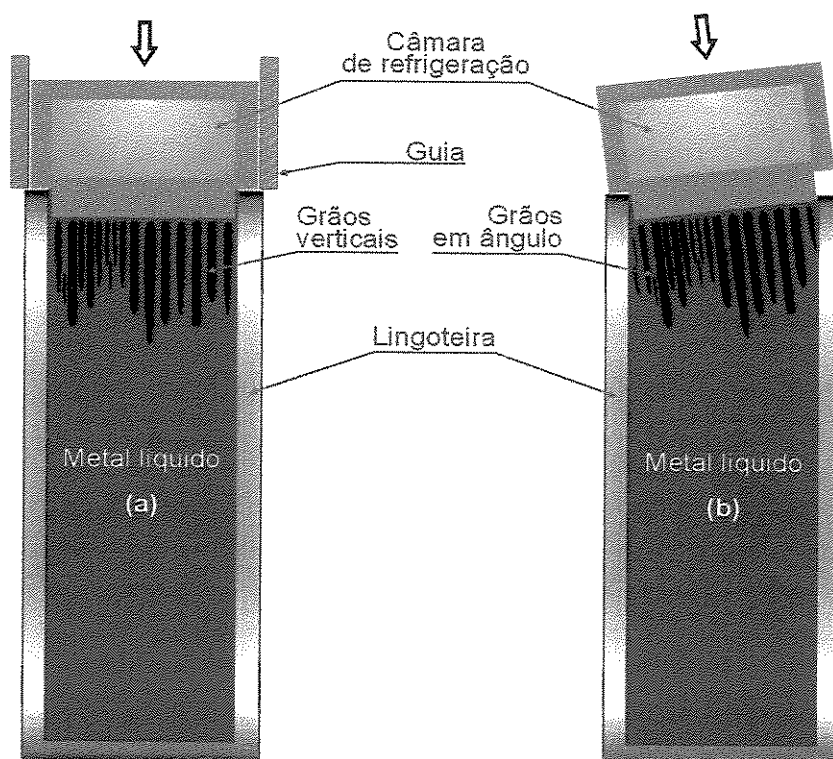


Figura 3.7. Comparação entre montagens da câmara de refrigeração com guia de posicionamento (a) e sem guia de posicionamento (b) no dispositivo de solidificação vertical descendente.

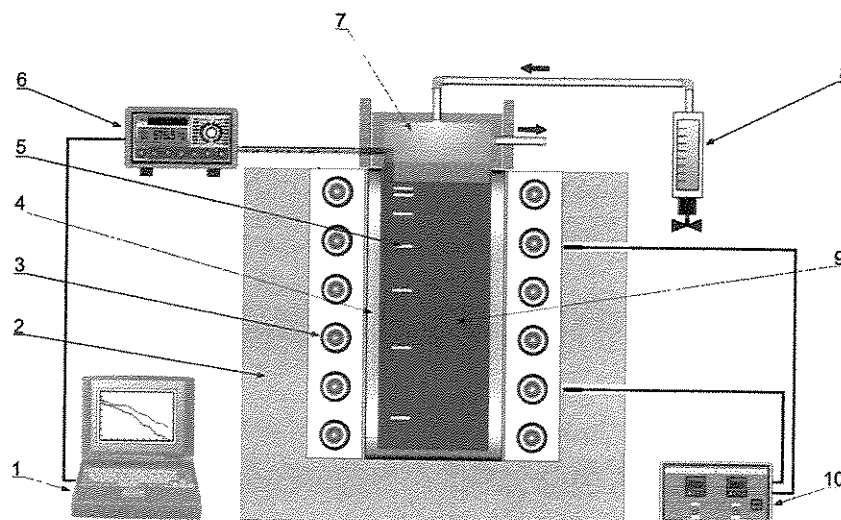


Figura 3.8. Representação esquemática do banco experimental do dispositivo de solidificação vertical descendente: 1. Aquisição via computador; 2. Material refratário isolante; 3. Resistências elétricas (sistema de aquecimento); 4. Lingoteira bipartida; 5. Termosensores; 6. Registrador de dados térmicos; 7. Câmara de refrigeração; 8. Rotâmetro; 9. Metal líquido; 10. Controle de potência do forno.

As temperaturas inferiores e superiores da cavidade do forno são monitoradas através de termopares tipo J (par metálico Ferro/Constantan) estrategicamente posicionados para cada uma das zonas de aquecimento. Os controladores de potência foram montados em um painel com dois displays de visualização. Um dos conjuntos de componentes de controle foi adquirido da empresa Pyrotec Automação Ltda., composto por um controlador de processamento de temperatura 48x48 entrada TC, um relé de estado sólido, 40A e um dissipador SSR para relé monofásico. A montagem pode fornecer temperaturas próximas à 1000°C, quando alimentada em tensão elétrica de 220V.

3.2. Descrição do Dispositivo de Solidificação Ascendente

Uma lingoteira de aço inoxidável AISI 310 com diâmetro interno de 50 mm, altura de 110 mm e espessura de parede de 5 mm e uma chapa molde de aço 1010 com espessura de 3 mm, foram introduzidas no interior do forno vertical para receber o metal líquido e permitir a solidificação no seu interior. A extração de calor foi realizada pela base da lingoteira através da chapa molde refrigerada a água. A Figura 3.9 mostra a lingoteira de aço inoxidável e a chapa molde de aço carbono utilizadas. Inúmeros trabalhos foram desenvolvidos pelo Grupo de

Pesquisa em Solidificação – GPS – UNICAMP, ao longo dos últimos anos utilizando esta metodologia (Rocha, 2003A, 2003B, 2003C; Ferreira, 2003; Osório, 2003).

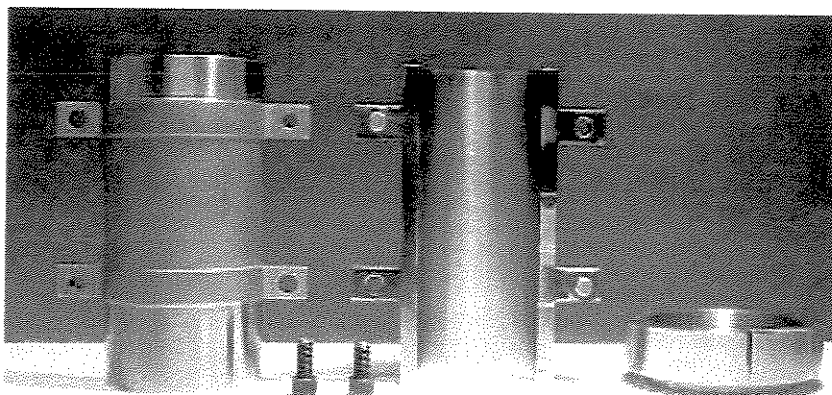


Figura 3.9. Lingoteira de aço inoxidável e a chapa molde de aço carbono utilizadas na solidificação ascendente e obtenção dos lingotes resultantes.

O forno vertical de solidificação unidirecional ascendente, constituído de resistências elétricas laterais com potência controlada que permite obter diferentes níveis de superaquecimento no metal líquido, foi utilizado neste trabalho para um experimento com a finalidade de fornecer dados comparativos com experimentos de solidificação descendente. Esse dispositivo, mostrado na Figura 3.10, deve apresentar um bom isolamento térmico para evitar perdas de calor pelas laterais da lingoteira e impedir a possibilidade de nucleação de cristais nessas paredes e à frente da interface de crescimento.

O sistema completo utilizado no processo de solidificação ascendente deste trabalho se encontra esquematizado na Figura 3.11, com os controles de temperatura sendo os mesmos utilizados no dispositivo de solidificação descendente descritos anteriormente.

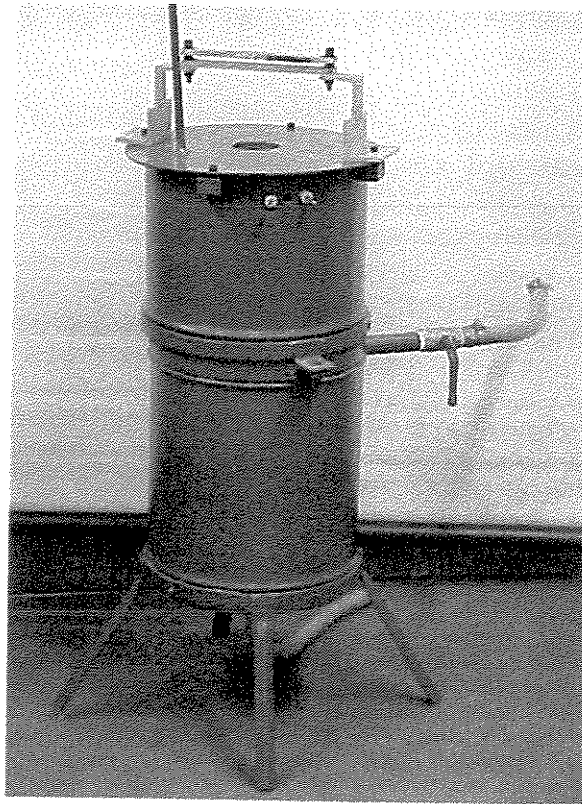


Figura 3.10. Forno vertical refrigerado à água utilizado para solidificação ascendente.

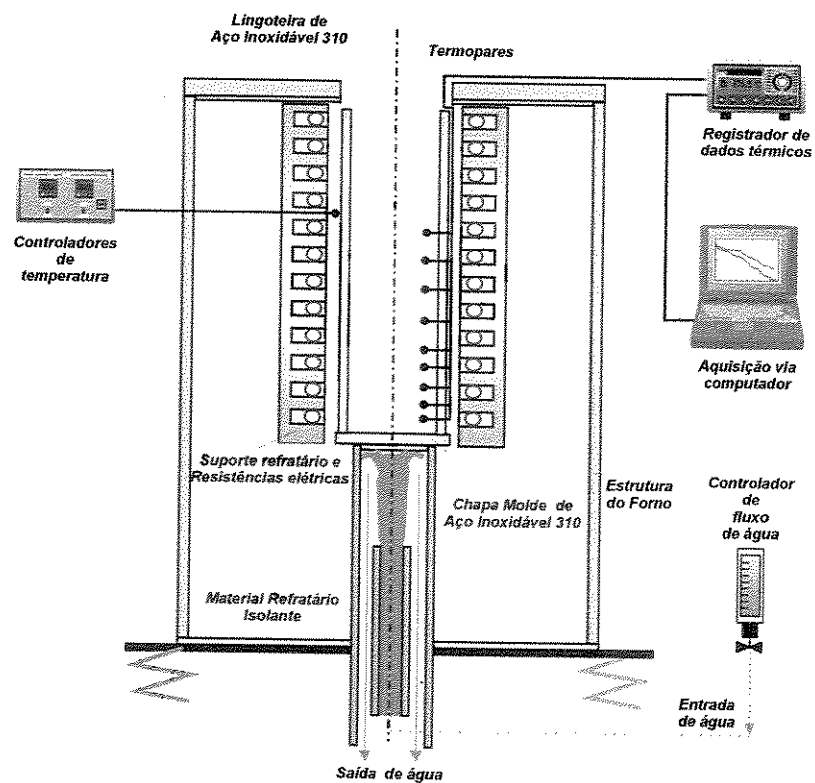


Figura 3.11. Representação esquemática do dispositivo de solidificação ascendente.

3.3. Equipamentos e Materiais Utilizados

Foi realizado um total de vinte e três experimentos durante o desenvolvimento do trabalho. Dentre esses, apenas o último foi conduzido utilizando o dispositivo de solidificação unidirecional ascendente. Para os três primeiros experimentos (TESTE), os lingotes apresentavam uma formação de óxido na superfície e não tiveram perfeito contato com a câmara de refrigeração, devido ao inadequado posicionamento desta, já que no momento do primeiro contato o metal líquido solidificava, impedindo que a câmara continuasse seu curso e a retirada de calor não se dava de forma uniforme e sem obedecer a uma satisfatória condição de direcionalidade dos grãos, mesmo usando a guia de posicionamento, mostrada na figura 3.6. Também observou-se que o contato da câmara com o metal ainda líquido causava aprisionamento de ar atmosférico na superfície do banho líquido, ou seja, bolhas de ar prejudicavam significativamente o contato térmico inicial.

A fixação da câmara de refrigeração na parte superior do forno foi viabilizada através de um braço rotativo que fixou as peças umas às outras evitando possíveis vibrações durante os ensaios. A partir do quarto ensaio convencionou-se também guiar a câmara para que o contato pudesse ser realizado da maneira mais uniforme possível, com as faces da superfície refrigerada e do metal líquido encontrando-se paralelamente uma a outra (Figura 3.6). As ligas foram fundidas no forno tipo mufla (Figura 3.12c) e vazadas dentro lingoteira até completar seu volume, onde foi efetuada a limpeza do óxido formado na superfície do metal líquido com uma pequena espátula de aço inoxidável. Logo após, a câmara de refrigeração foi mantida próxima do metal líquido e o contato realizado somente após a solidificação da liga na lingoteira. Assim, os problemas de contato metal/câmara de refrigeração foram totalmente sanados. Antes do início do processo de solidificação, com a refrigeração à água da câmara de refrigeração, o metal recebia calor, emitido pelas resistências elétricas do forno vertical descendente (Figura 3.8) até atingir novamente a temperatura no metal líquido estipulada para o experimento, monitorada pelos termopares fixados ao longo da lingoteira.

Os ensaios posteriores propiciaram a manutenção de todos os detalhes metodológicos necessários para garantir a repetibilidade dos procedimentos e reprodutibilidade dos resultados. Nos três últimos ensaios, considerados definitivos, foi estabelecido um superaquecimento mais

baixo, em torno de 10 °C acima da temperatura *liquidus*, o que contribuiu para o êxito da análise experimental das variáveis térmicas, já que as indesejadas perdas de calor do sistema foram reduzidas consideravelmente. A Tabela 3.1 a seguir, mostra em detalhes toda a sequência de vazamentos realizada no dispositivo. Um último ensaio, o da liga Al20%Cu, foi realizado no dispositivo de solidificação ascendente, para um superaquecimento da ordem de 10% acima da temperatura *liquidus*, mantendo condições experimentais conforme as realizadas por Rocha (2003C).

A Tabela 3.1 descreve as ligas utilizadas, a macroestrutura obtida e os defeitos visuais apresentados nos lingotes solidificados, devido aos efeitos de contração da liga. Foram testados diversos superaquecimentos e condições de recobrimento do molde nos diversos experimentos realizados. Foi estabelecido como termopar de referência para verificação da temperatura inicial do líquido o termopar a 5 mm da interface entre o metal líquido e a câmara refrigerada

Os ensaios 20, 21, 22 e 23 foram os escolhidos para desenvolvimento da análise experimental contida neste trabalho.

Tabela 3.1. Ensaios realizados no dispositivo de solidificação descendente e ascendente.

Ensaio	Fase Experimental	Liga	Macro	Defeitos	Superaq.	Molde	Vazão (LPM)	Tensão (V)	Termopar
01	Testes (descendentes)	Al15%Cu	ruim	laterais	65 °C	polido	15	220	0 mm
02		Al15%Cu	ruim	laterais e topo	65 °C	polido	15	220	0 mm
03		Al115%Cu	equiaxial	laterais e topo	44 °C	polido	15	220	0 mm
Fixação de braços rotativos de sustentação do refrigerador									
04	Testes (descendentes)	Al115%Cu	colunar	laterais e superf.	75 °C	polido	14	110	5 mm
05		Al115%Cu	colunar	laterais	20 °C	polido	15	110	5 mm
06		Al115%Cu	alternadas	laterais	56 °C	pintado	14	110	5 mm
07		Al18%Cu	colunar	laterais	7 °C	polido	15	110	5 mm
08		Al18%Cu	colunar	laterais	5 °C	0,2 mm*	15	220	5 mm
09		Al20%Cu	equiaxiais	laterais	6 °C	1,1 mm*	15	220	5 mm
10		Al20%Cu	equiaxiais	laterais	9 °C	1,0 mm*	15	220	5 mm
11		Al20%Cu	equiaxiais	laterais	28 °C	Polido	15	220	5 mm
12		Al115%Cu	alternadas	laterais	7 °C	Polido	15	220	5 mm
13		Al112%Cu	alternadas	laterais, vazio central	7 °C	0,2 mm*	15	220	5 mm
14	Definitivos (descendentes)	Al112%Cu	alternadas	laterais, vazio central	7 °C	Polido	15	220	5 mm
15		Al114%Cu	equiaxiais	laterais	7 °C	0,2 mm*	15	220	5 mm
16		Al112%Cu	equiaxiais	laterais	10 °C	Polido	15	220	5 mm
17		Al110%Cu	colunar	laterais	10 °C	Polido	15	220	5 mm
18		Al112%Cu	colunar	laterais	°C	Polido	15	220	5 mm
19		Al15%Cu	-	-	10 °C	Polido	15	220	5 mm
20		Al15%Cu	colunar	Laterais	10 °C	Polido	15	220	8 mm
21		Al13%Cu	colunar	laterais	10 °C	Polido	15	220	5 mm
22		Al18%Cu	colunar	laterais	10 °C	Polido	15	220	5 mm
23		Definitivo (Asc.)	Al120%Cu	colunar	Não observados	~60 °C	Polido	15	220

* Espessura do revestimento em alumina na face refrigerada

Para os cortes dos materiais puros foi utilizada uma serra de fita, fabricação Franho, modelo FM-50, de boa capacidade de refrigeração e elevado acabamento superficial. A Figura 3.12 apresenta os principais acessórios e equipamentos utilizados para obtenção das ligas.

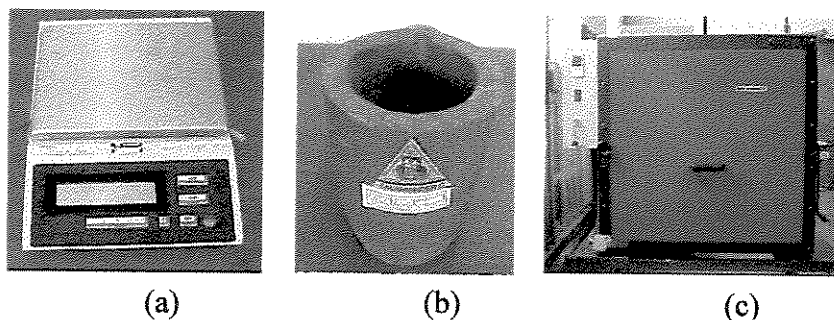


Figura 3.12. (a) Balança eletrônica e digital; (b) Cadinho de Grafite; e (c) Forno elétrico tipo Mufla.

Uma balança eletrônica e digital, de elevada precisão foi utilizada durante as pesagens dos materiais puros para a preparação das ligas Al-Cu, na proporção exata de cada material.

Cadinhos de carboneto de silício, modelo AS-08 da linha Blackstar, fornecidos pela Morganite do Brasil Ltda, revestido com uma camada consistente de uma suspensão à base de alumina, para evitar a contaminação do banho de metal líquido além de preservá-lo por mais tempo, foram utilizados para a fusão dos materiais puros e o vazamento correspondente na lingoteira do forno vertical refrigerado a água.

A temperatura de fusão foi alcançada através da utilização de um forno tipo mufla, da marca Brasimet, com temperatura máxima de trabalho de 1300 °C, interior revestido de placas refratárias e com controle de processamento de temperatura.

A curva de resfriamento permite verificar termicamente a composição da liga através da comparação das temperaturas *liquidus* e *solidus* obtidas experimentalmente com aquelas especificadas teoricamente pelo diagrama de equilíbrio de fases do sistema binário em questão. Os equipamentos utilizados nesta etapa de atividades estão apresentados na Figura 3.13.

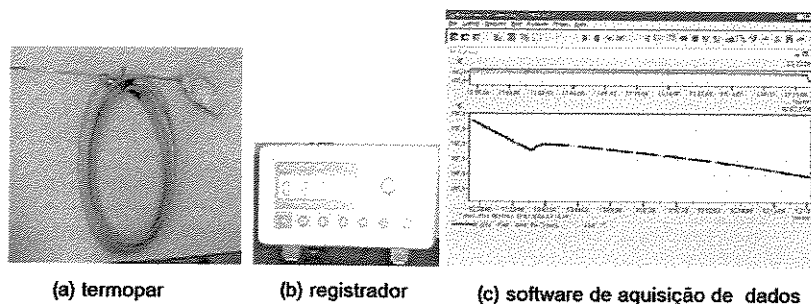


Figura 3.13. (a) Termopar tipo K com cabo de compensação, acoplado a um conector; (b) registrador de dados térmicos e (c) software para monitoramento das temperaturas e fornecimento dos perfis térmicos.

Ainda para confirmação da composição química das ligas produzidas, foram realizadas análises por meio de espectrometria por fluorescência de raios X, as quais revelaram valores quantitativos das amostras retiradas das ligas entorno de 7% menores daqueles pré-estabelecidos quando da formulação das mesmas.

Os termopares, Figura 3.13-a, especificados para solidificação de ligas metálicas devem resistir a altas temperaturas, os quais são identificados por letras segundo I.S.A. (Instrument Society of America) e adotados como padrão americano na ANSI C96–1964. Termopares tipo K foram utilizados para as ligas do sistema Al-Cu (diâmetro externo com bainha de inox de 1,5 mm).

O sistema de aquisição de dados, para registro dos perfis térmicos (Figura 3.13-b), marca ALMEMO, modelo 3290-8, apresenta uma configuração que permite a leitura e aquisição direta de temperatura em até oito (08) canais de entrada e dois (02) canais de saída.

O AMR-Software da marca ALMEMO Data-Control, Figura 3.13-c, foi o software utilizado para acompanhar, registrar e armazenar os dados obtidos pelos termopares durante o processo de solidificação, além de possibilitar um monitoramento em tempo real dos dados medidos.

Outros acessórios foram utilizados como auxiliares no processo de solidificação, quais sejam: haste de aço inoxidável revestida com suspensão à base de alumina utilizada para homogeneização por agitação, do metal líquido; espátula de aço inoxidável revestida

com suspensão à base de alumina para retirada da camada de óxido formada na superfície livre do banho; e garra metálica, utilizada para introduzir e retirar os cadinhos de dentro do forno tipo mufla durante as operações de vazamentos.

As ligas utilizadas pertencem ao sistema binário Al-Cu (3%, 5%, 8% e 20%Cu). As composições químicas dos metais que foram utilizados para a preparação das ligas investigadas estão indicadas na Tabela 3.2. A análise química quantitativa e qualitativa foi realizada por espectrometria de fluorescência de raios-X. Os dois materiais podem ser considerados como comercialmente puros, já que, para o caso do alumínio boa parte dos 0,1% de silício presente deve-se à contaminação proveniente das lixas utilizadas no preparo da amostra para análise.

Tabela 3.2. Composição química dos metais usados para preparação das ligas Al-Cu.

Composição Química (% em peso)					
Metal	P	Fe	Si	Zn	Mn
Al	-	0,0916	0,1805	0,0069	-
Cu	0,054	0,0142	-	-	-

A Figura 3.14 apresenta o diagrama de equilíbrio parcial do sistema Al-Cu. O diagrama foi gerado através do software para cálculos termodinâmicos Thermo-Calc AB, versão N.

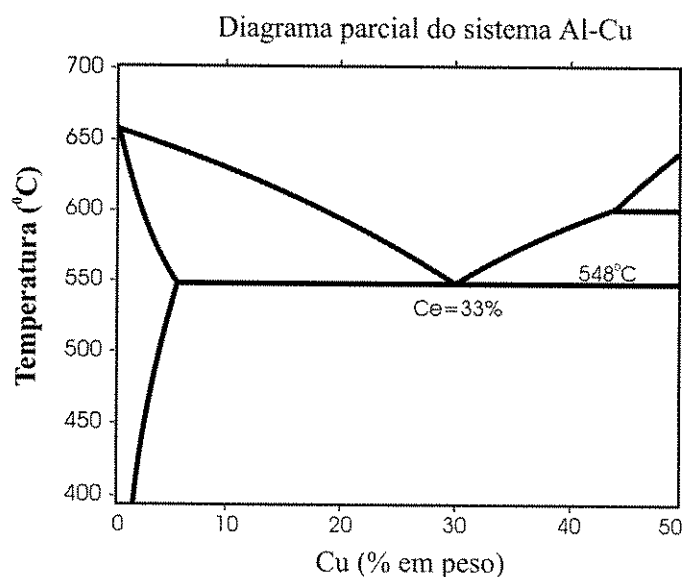


Figura 3.14. Diagrama de equilíbrio parcial do sistema Al-Cu.

A Figura 3.15 mostra a linha liquidus gerada também através da utilização do Thermo-Calc. Dessa forma, foram adotadas as temperaturas liquidus 652,7°C, 647°C, 639,1°C e 602,5°C respectivamente para as ligas Al3%Cu, Al5%Cu, Al8%Cu e Al20%Cu.

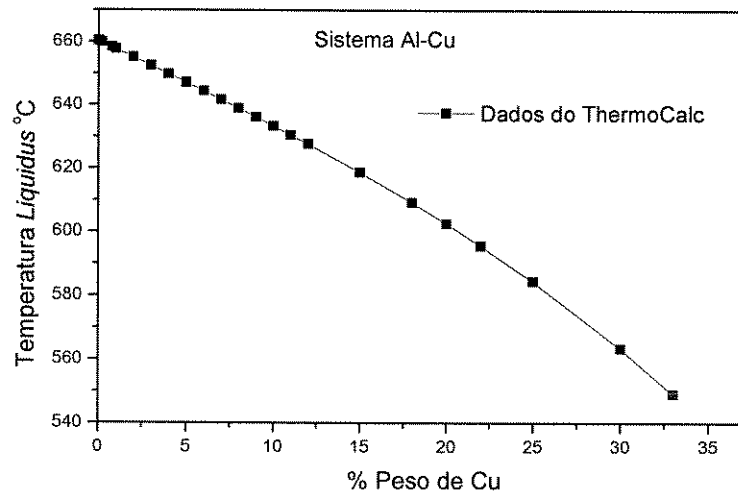


Figura 3.15. Temperaturas *liquidus* em função do teor de Cu na liga (fornecida pelo software comercial Thermo-Calc).

A escolha das ligas do sistema Al-Cu deve-se a dois distintos fatores: *i*) Estas ligas produzem um líquido interdendrítico durante a solidificação, mais denso do que o volume de líquido de composição nominal, o que induz correntes convectivas no sistema vertical descendente provocadas por gradientes de composição, conforme mostra a Figura 3.16. Estas correntes somam-se aquelas devidas à diferença de massa específica do líquido em função do líquido mais aquecido se localizar em posições mais distantes da câmara de refrigeração. Portanto, estas ligas solidificadas na forma vertical descendente permitem a investigação da influência de correntes convectivas no processo, tanto provocadas por gradientes de temperatura quanto por gradientes de concentração. *ii*) As ligas do sistema Al-Cu além de não solidificarem em temperaturas muito elevadas, o que facilita a manipulação em laboratório, têm suas propriedades termofísicas bem conhecidas. Outro fator que contribuiu na escolha deste sistema consiste na nitidez da revelação das estruturas dendríticas o que contribui para uma quantificação mais adequada dos espaçamentos interdendríticos.

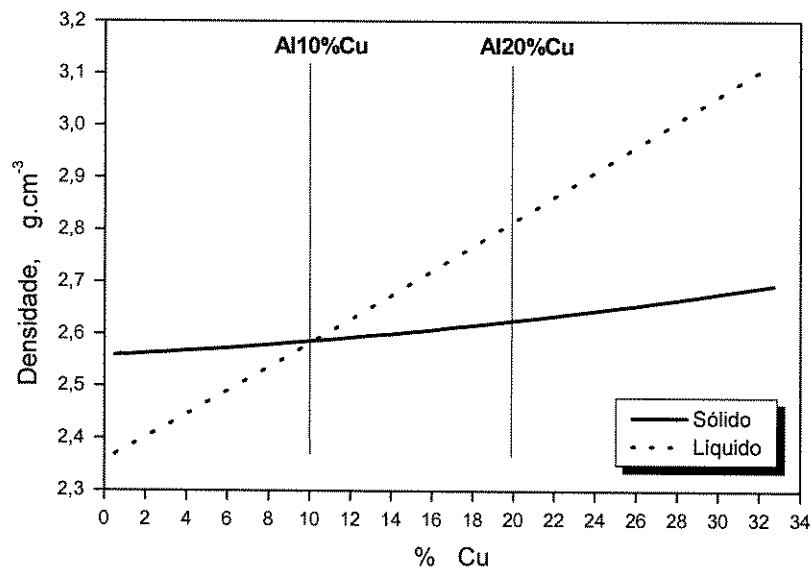


Figura 3.16. Densidades das fases líquida e sólida durante solidificação para o sistema Al-Cu (Ganesan, 1987).

3.4. Procedimento Experimental para Determinação de Variáveis Térmicas de Solidificação

As propriedades termofísicas das ligas utilizadas se encontram apresentadas na Tabela 3.3.

Tabela 3.3. Propriedades termofísicas das ligas utilizadas (Rocha, 2003C)

Liga	T_E (°C)	T_L (°C)	K_S (W/m.K)	K_L (W/m.K)	ρ_S (kg/m³)	ρ_L (kg/m³)	c_S (J/kg.K)	c_L (J/kg.K)	L (J/kg)	m_L (°C/%)	k_0
Al3%Cu	548	653	202,7	90,1	2614,6	2448,8	1102,4	1068,2	382849	3,4	0,172
Al5%Cu	548	647	192	88,8	2667	2501	1090	1056,7	381415	3,4	0,172
Al8%Cu	548	639	188,4	86,9	2745,6	2550	1087,7	1039,3	379264	3,4	0,172
Al20%Cu	548	602,5	172,4	79,3	3060,0	2895,0	1078,7	970,1	367595	3,4	0,172

O aparato de solidificação foi projetado de tal modo que a extração de calor seja realizada somente pela parte superior refrigerada a água, promovendo uma solidificação direcional vertical descendente. As ligas foram fundidas *in situ* e as resistências elétricas laterais dos fornos verticais tiveram sua potência controlada a fim de permitir a obtenção de

níveis de superaquecimentos desejados. Para começar a solidificação, as resistências elétricas foram desligadas e ao mesmo tempo o fluxo de água foi iniciado. As temperaturas no metal fundido foram monitoradas durante a solidificação através de um conjunto de 7 (sete) termopares tipo K (bainha de inox com 1,5 mm de diâmetro) localizados no metal líquido nas seguintes posições em relação à interface metal/câmara: 5 mm, 8 mm, 13 mm, 27 mm, 41 mm, 62 mm e 90 mm, para o dispositivo de solidificação direcional descendente e através de um conjunto de 5 (cinco) termopares localizados no metal líquido nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: 5 mm, 10 mm, 15 mm, 30 mm e 50 mm, para o dispositivo de solidificação direcional ascendente. Todos os termopares foram conectados por um cabo coaxial em um registrador de dados interligado a um computador, e os dados de temperaturas foram adquiridos automaticamente. Os termopares foram inseridos lateralmente, conforme ilustra a Figura 3.17 para solidificação descendente e a Figura 3.18 para a solidificação ascendente, devido ao fato dessa configuração minimizar os erros de distorção da temperatura real (Piwonka, 2000). Portanto, quando instalados os termopares paralelos às isotermais no metal, os erros tornam-se menos agravados do que na situação de posicionamento na direção preferencial do fluxo de calor.

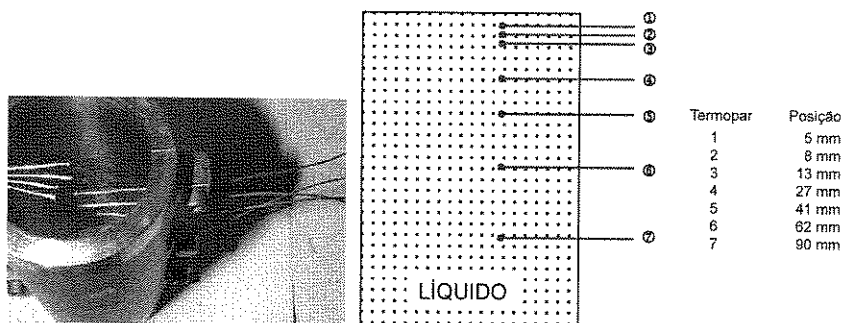


Figura 3.17. Técnica adotada e detalhe do posicionamento dos sete termopares de monitoramento para o dispositivo de solidificação descendente.

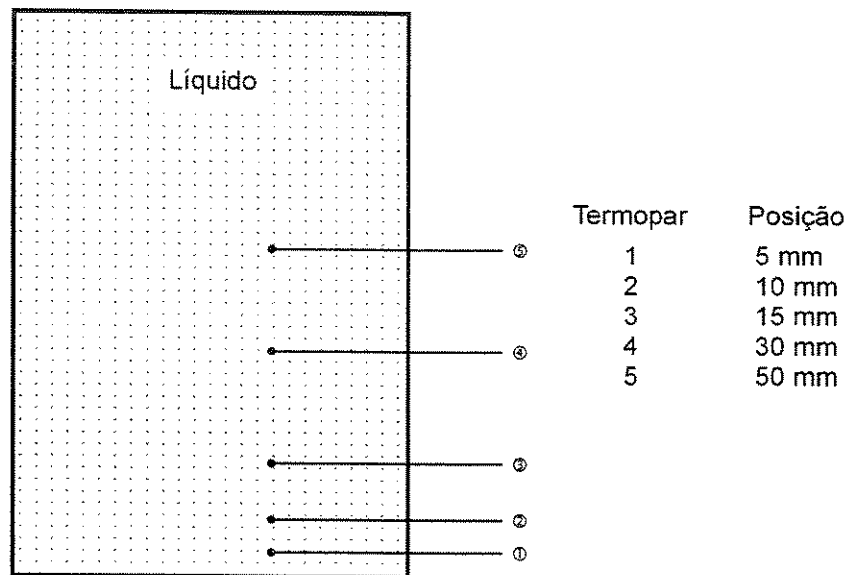


Figura 3.18. Detalhe do posicionamento dos cinco termopares de monitoramento para o dispositivo de solidificação ascendente.

As variáveis térmicas de solidificação (h_i , V_L , G_L e $\dot{T}$) foram determinadas experimentalmente após a obtenção das curvas de resfriamento durante a solidificação, de acordo com os seguintes procedimentos:

- Apoiados no método do confronto dos perfis térmicos e experimentais os coeficientes transitórios de transferência de calor metal/fluido de refrigeração (h_i) podem ser determinados a partir dos arquivos contendo o monitoramento experimental das temperaturas (Osório, 2003; Siqueira, 2002). As curvas de resfriamento experimentais foram comparadas com aquelas simuladas numericamente e o coeficiente h_i , extraído do melhor ajuste entre curvas. O método numérico utilizado acopla campos de concentração e temperatura em sua solução. O tratamento matemático da convecção no líquido foi incluído no sentido de prever os efeitos da convecção térmica e da convecção de soluto, presentes durante a solidificação. As telas principais de manipulação do aplicativo desenvolvido para ambiente Windows são apresentadas no Apêndice 1. Uma vez executado o programa três arquivos .DAT são gerados. Um deles contendo a evolução térmica simulada, outro contendo a planilha da posição prevista da isoterma *liquidus* em

função do tempo, e um último trazendo os dados de gradiente térmico em função da posição no lingote a partir da interface metal/câmara.

- As velocidades experimentais da isoterma *liquidus* (V_L), para todas as ligas analisadas, foram determinadas através das derivadas das funções $P=f(t)$, isto é, $V_L=dP/dt$. As funções $P=f(t)$ foram obtidas experimentalmente a partir das interseções das retas de cada temperatura *liquidus* (T_L) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, ou seja, a partir da T_L das ligas analisadas traça-se uma reta paralela ao eixo dos tempos indicados no gráfico que representa os perfis térmicos (Figura 3.14). Através das interseções dessa reta com os perfis térmicos se obtém o tempo correspondente. Este tempo pode ser definido como sendo o tempo de passagem da isoterma *liquidus* em cada posição do termopar. Os resultados dos pares ordenados (P, t) obtidos a partir do procedimento em questão permite que seja traçado um gráfico experimental da posição da isoterma *liquidus* com o tempo, conforme esquematizado pela Figura 3.19.
- A taxa de resfriamento ($\dot{T}$) para cada posição dos termopares, em todas as composições, foram obtidas experimentalmente a partir das interseções das retas de cada temperatura *liquidus* (T_L) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, e através do resultado da leitura direta do quociente das temperaturas imediatamente antes e depois da T_L e dos tempos correspondentes, isto é $\dot{T} = dT/dt$.

A Figura 3.19 mostra de forma esquemática o procedimento aplicado para determinar V_L e $\dot{T}$.

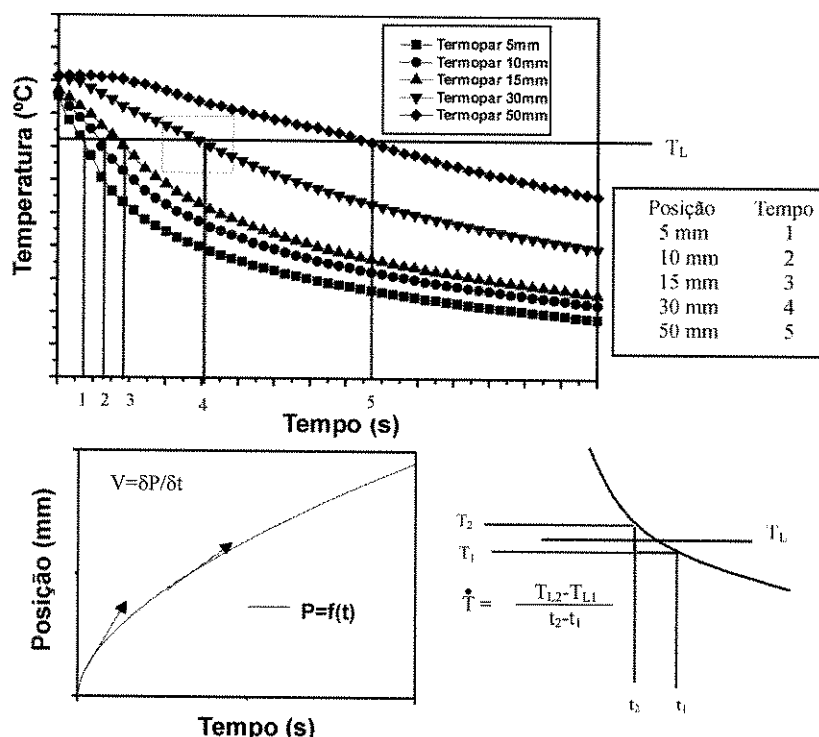


Figura 3.19. Procedimento experimental para determinação das variáveis térmicas.

3.5. Caracterizações Micro e Macroestruturais

Após a obtenção dos perfis térmicos, os lingotes obtidos foram seccionados longitudinalmente ao meio, sendo uma das metades aproveitadas para caracterização e a outra metade refundida visando o reaproveitamento dos termopares e do material. Assim, os lingotes foram submetidos às técnicas metalográficas para caracterizar as macroestruturas.

A preparação das amostras para o ataque químico e revelação da macroestrutura tiveram a seqüência descrita abaixo:

Os lingotes foram seccionados longitudinalmente ao meio, lixados e atacados com uma solução ácida para revelação da macroestrutura (15 ml HF, 4,5 ml HNO₃, 9,0 ml HCl e 271,5 ml H₂O). Somente lingotes com estrutura colunar tiveram as microestruturas examinadas, tendo em vista que estruturas equiaxiais não permitem a caracterização da evolução dos espaçamentos dendríticos primários.

Um conjunto de equipamentos é normalmente utilizado em técnicas metalográficas, principalmente: máquina de corte cut-off, utilizada para corte de pequenos pedaços de

materiais para obtenção dos corpos de provas; lixadeira rotativa, utilizada para preparar a superfície dos corpos de provas para o polimento; politriz rotativa, utilizada para polir os corpos de provas e, finalmente, o sistema de processamento de imagem utilizado para caracterizar as microestruturas.

Dessa forma, amostras de seções longitudinais e transversais foram extraídas dos lingotes, sendo escolhidas 10 posições de análise da microestrutura ao longo do lingote. As amostras passaram por um processo normal de metalografia como embutimento, lixamento (lixa 100 até a lixa 1200), posterior polimento em pano com abrasivo de 0,6 μm e polimento com pano de 0,1 μm , tornando assim a superfície a ser analisada pronta para ao ataque químico, que foi realizado com o reagente NaOH5%, com tempo de 15-20 s, para a revelação das microestruturas. Em seguida, foram realizadas análises microscópicas com auxílio do sistema de processamento de imagens Neophot 32 (Carl Zeiss, Esslingen, Germany) e Leica Quantimet 500 MC (Leica Imaging Systems Ltd, Cambridge, England), mostrado na Figura 3.20, os quais foram utilizados para a quantificação dos espaçamentos dendríticos.

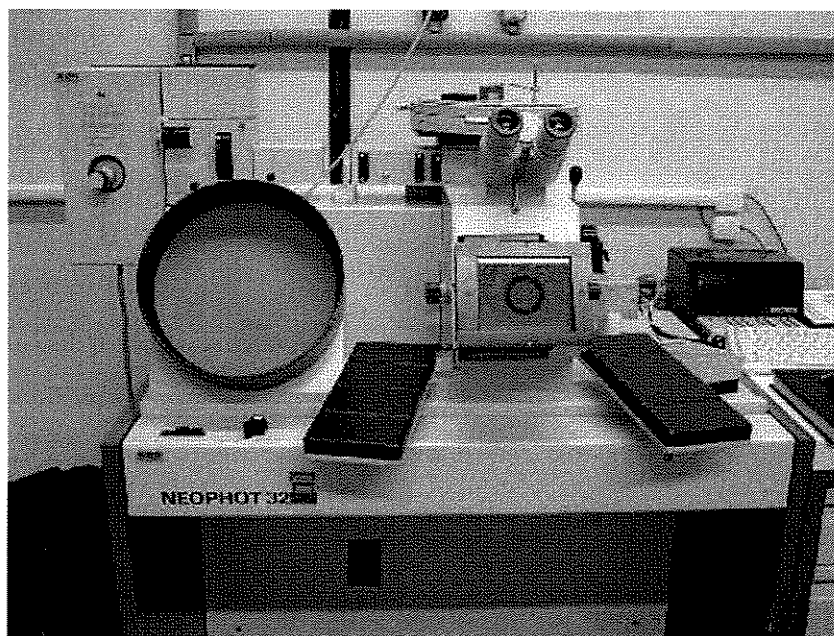
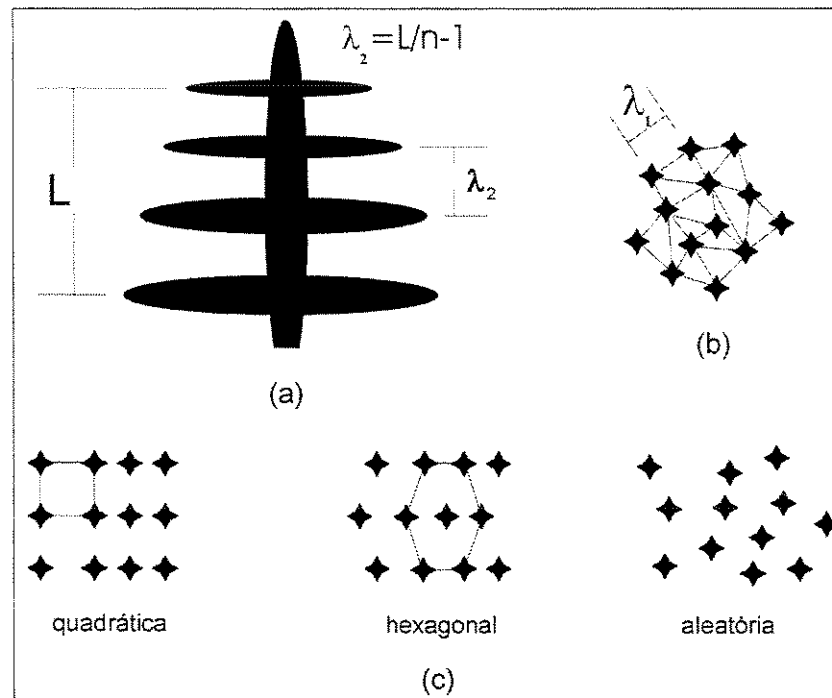


Figura 3.20. Sistema de processamento de imagens Neophot 32.

Os métodos possíveis de serem empregados para medição dos respectivos parâmetros microestruturais se encontram esquematizados na Figura 3.21 (Çardili, 2000; Li, 1999).



As condições de solidificação com fluxo de calor transitório impõem um crescimento bastante irregular das dendritas, principalmente no início do processo. Por esse motivo, podem ser utilizados dois métodos de medição para os espaçamentos dendríticos primários. O primeiro é o método do triângulo (Gündüz, 2002) para medidas diretas, utilizado neste trabalho. O segundo é o método da área (McCartney, 1981; Hunt, 1979; Gündüz, 2002; Li, 1999), o qual consiste em determinar o número (N) de espaçamentos primários em uma área (A) e o cálculo do espaçamento é dado por $\lambda_1 = K(A/N)^{1/2}$, onde K é uma constante que depende da forma de distribuição dos espaçamentos primários. Como mostra a Figura 3.20, $K=1$ para forma quadrada, $K=1,075$ para forma hexagonal e $K=0,5$ para forma com distribuição ao acaso.

Os valores de λ_2 podem ser medidos de acordo com esquema mostrado na Figura 3.21. O respectivo método se baseia em calcular o valor de λ_2 pela média das distâncias entre os braços adjacentes (ramificações secundárias) sobre a seção longitudinal (paralela ao fluxo de calor ou a direção de crescimento) de uma ramificação dendrítica primária, onde n é o número de braços secundários.

Capítulo 4

RESULTADOS E DISCUSSÕES

As análises dos resultados serão realizadas seguindo o planejamento mostrado pelo fluxograma da Figura 4.1., a seguir:

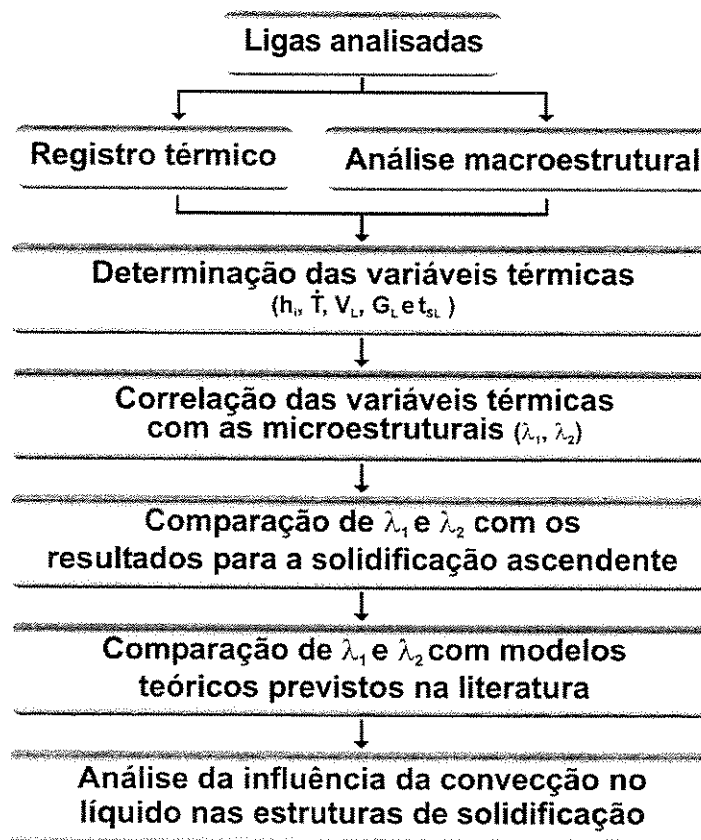


Figura 4.1. Fluxograma da seqüência de análise dos resultados.

Para a correta formulação das ligas de estudo dois critérios foram empregados. O primeiro diz respeito à correção do teor de soluto desejado tomando como referência a linha de transformação *liquidus* fornecida pelo diagrama de fases do sistema Al-Cu, ou seja, a liga era calculada através de um balanço de massa prévio, e corrigida posteriormente em função da maior proximidade com a temperatura de referência gerada a partir do diagrama de fases disponível. O esquema a seguir (Figura 4.2) ilustra o procedimento de formulação das ligas com o exemplo para a liga Al3%Cu.

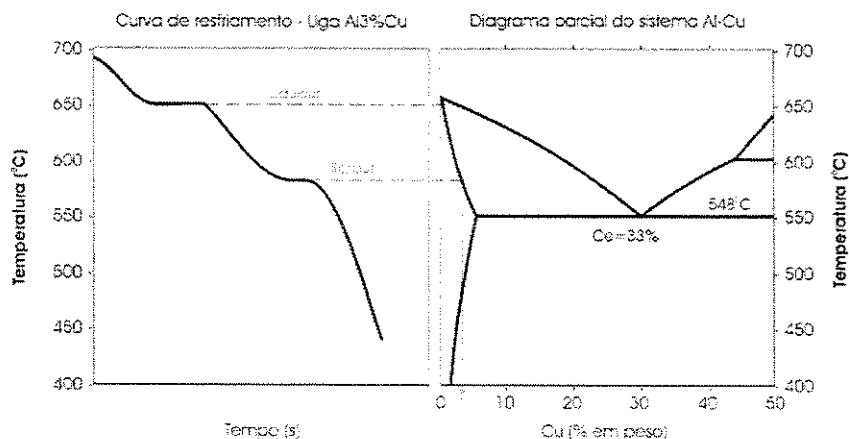


Figura 4.2. Relação entre a curva de resfriamento e o diagrama de fases do sistema Al-Cu.

Já o segundo critério, na verdade, não passa de uma aferição do primeiro. Dessa forma, uma amostra de cada liga foi retirada do lingote obtido como liga de partida e analisada segundo a técnica de espectrometria por fluorescência de raios-X, que permite uma verificação adicional da composição final das ligas produzidas. As Figuras 4.3, 4.4 e 4.5 trazem as curvas de resfriamento características das três ligas produzidas. A Figura 4.6 apresenta, por exemplo, a ficha fornecida pelo espectrômetro para a liga Al8%Cu. Todas as análises químicas referentes às ligas de trabalho apresentaram valores diferentes daqueles aferidos via análise térmica. Diferenças essas inferiores a 7% da concentração inicial (C_0) adotada, o que possibilita admitir os teores originais como válidos: 3% de Cu, 5 de %Cu e 8% de Cu, já que nessas faixas de variação as propriedades termofísicas das três ligas pouco se alteram.

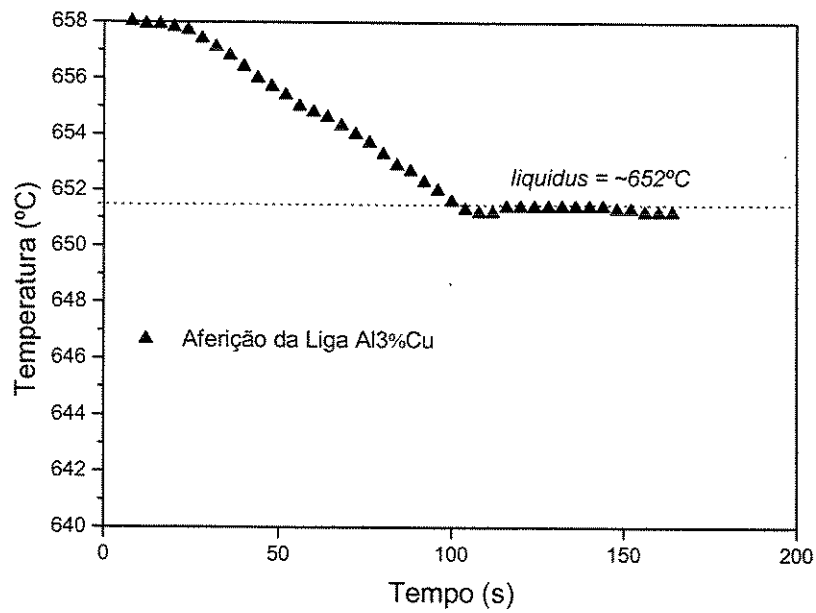


Figura 4.3. Aferição da liga Al3%Cu através da curva de resfriamento.

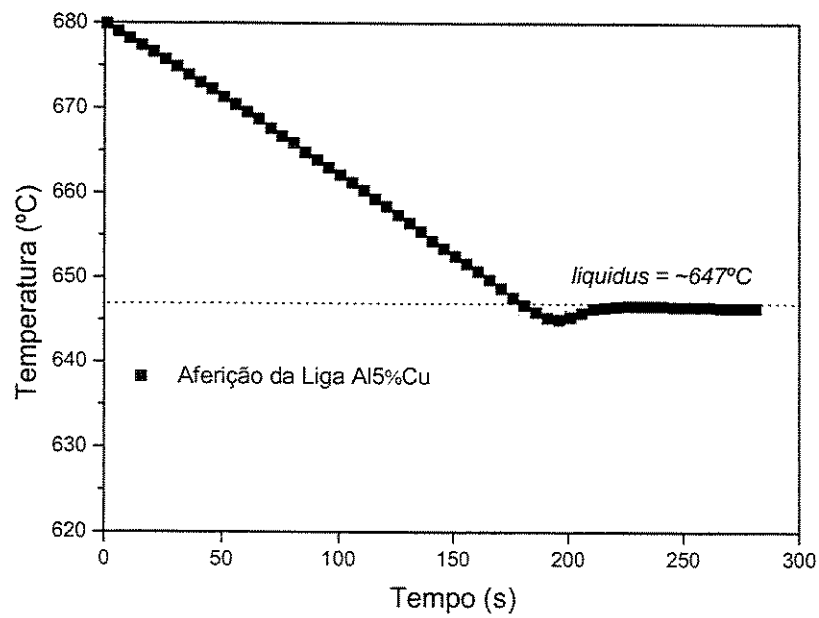


Figura 4.4. Aferição da liga Al5%Cu através da curva de resfriamento.

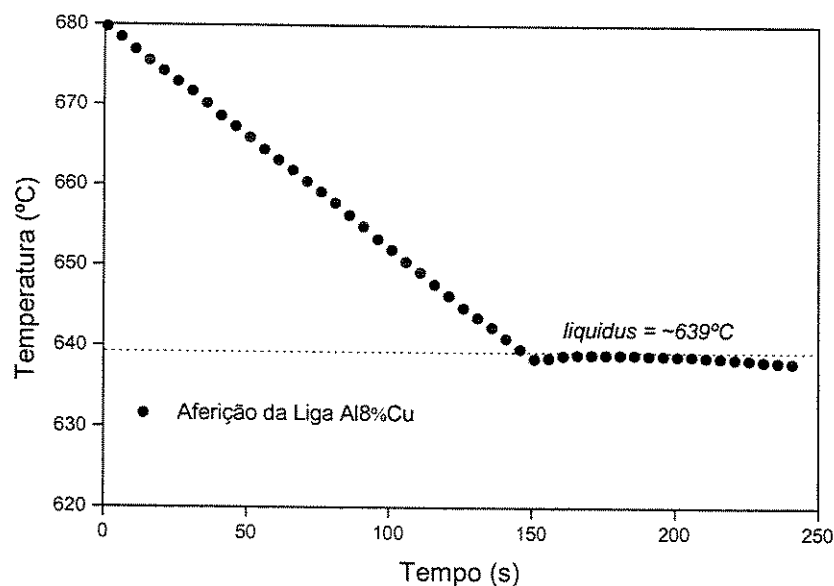


Figura 4.5. Aferição da liga Al8%Cu através da curva de resfriamento.

PR	JOB	CODE	SAMPLE NAME	FILE
2	1:GRP	AlCu-D	Al8Cu-10	Am-10
Cu-KA				
Cu				
Peak	Int.	kcps	5.9011	
BG	Int.	kcps	0.0191	
Raw	Int.	kcps	5.8820	
Net	Int.	kcps	5.8820	
Results	Cu		Al	
	mass%		mass%	
	7.51		92.49	

Figura 4.6. Ficha de resultados da liga Al8%Cu feitos por análise química segundo a técnica de espectrometria por fluorescência de raios-X.

4.1. Determinação das Variáveis Térmicas

As Figuras 4.7, 4.8 e 4.9 apresentam os históricos térmicos monitorados durante os experimentos, para as ligas Al3%Cu, Al5%Cu e Al8%Cu, respectivamente. Quando atingida a temperatura *liquidus* tem início a liberação de calor latente de fusão, ao passo que a linha *solidus* representa o final da solidificação.

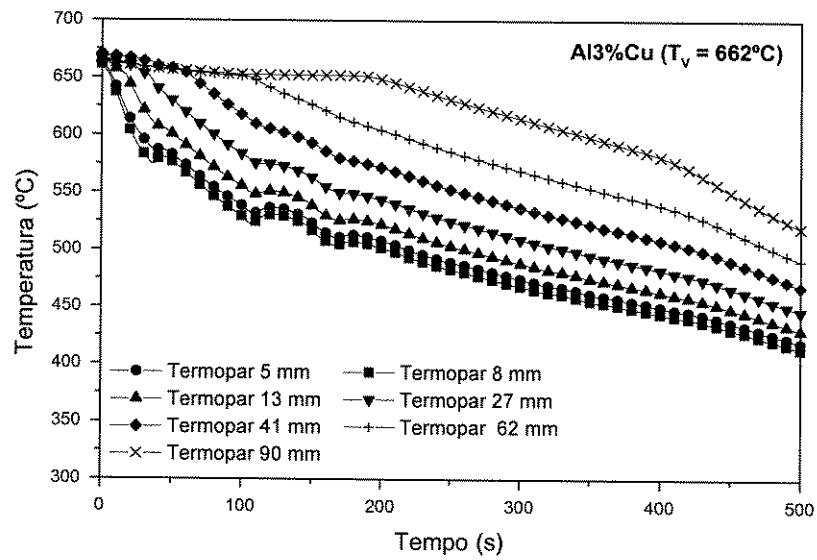


Figura 4.7. Curvas de resfriamento para 7 diferentes posições de termopares em relação à superfície de refrigeração da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.

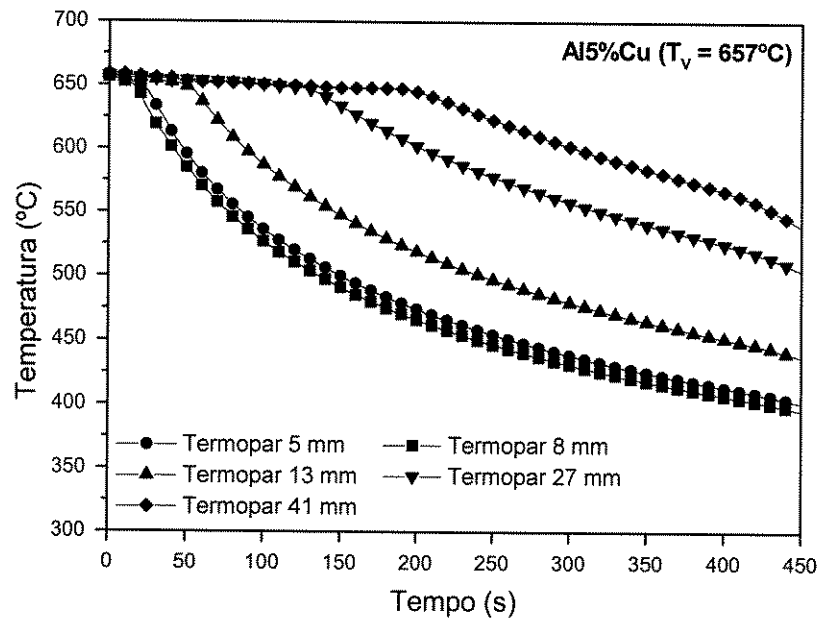


Figura 4.8. Curvas de resfriamento para 5 diferentes posições de termopares em relação à superfície de refrigeração da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.

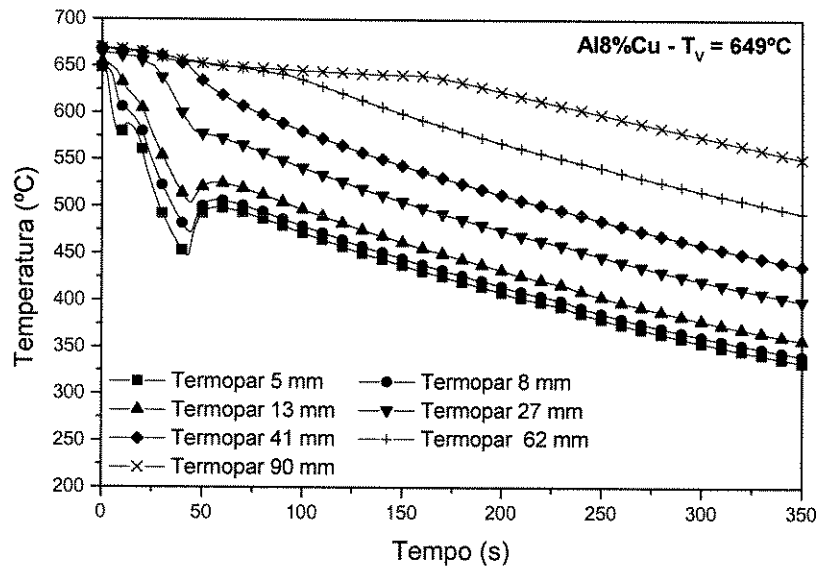


Figura 4.9. Curvas de resfriamento para 7 diferentes posições de termopares em relação à superfície de refrigeração da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.

A Figura 4.10 apresenta o lingote obtido para a solidificação da liga Al5%Cu já com a macroestrutura bruta revelada.



Figura 4.10. Macroestrutura da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente com molde polido.

Os grãos colunares prevaleceram ao longo de todo o lingote, o que garante a completa avaliação do crescimento dendrítico, efetuando-se medidas experimentais dos espaçamentos dendríticos primários e secundários. Todos os lingotes apresentaram macroestrutura 100% colunar.

Por meio do confronto entre os perfis térmicos obtidos no aparato experimental, através de termopares, e os perfis gerados por um modelo matemático unidirecional, aferido previamente, determinou-se o perfil transitório do coeficiente global de transferência de calor metal/fluido (h_i) ao longo da solidificação (Ferreira, 2003 e 2004). As Figuras 4.11, 4.12 e 4.13 mostram curvas simuladas e experimentais, para termopares posicionados no lingote em diferentes posições a partir da interface metal/câmara, e para um mesmo superaquecimento de 10°C acima da temperatura *liquidus*, das ligas Al3%Cu, Al5%Cu e Al8%Cu, respectivamente. Para efeito de determinação dos valores de h_i foram utilizadas as curvas de resfriamento de posições menos afetadas pelas instabilidades iniciais da solidificação descendente (a 13 e 27 mm).

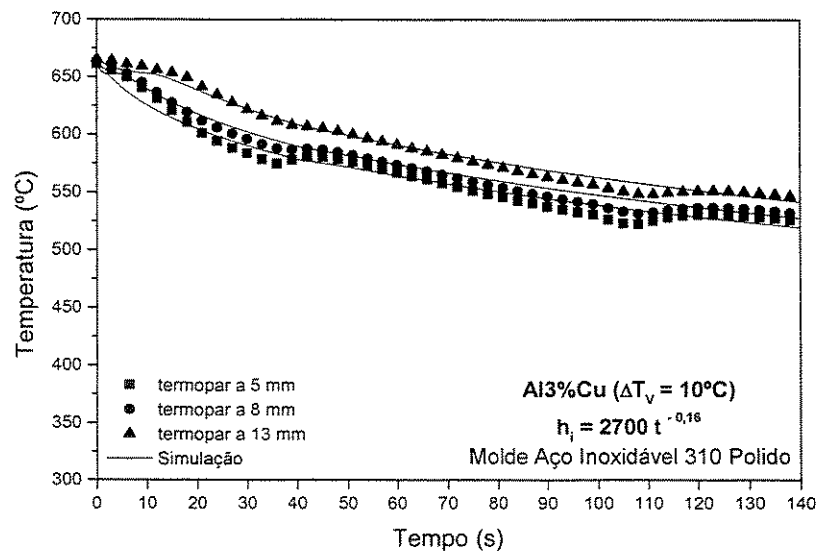


Figura 4.11. Curvas de resfriamento experimentais e simuladas da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente com termopares a 5, 8 e 13 mm da interface metal/câmara.

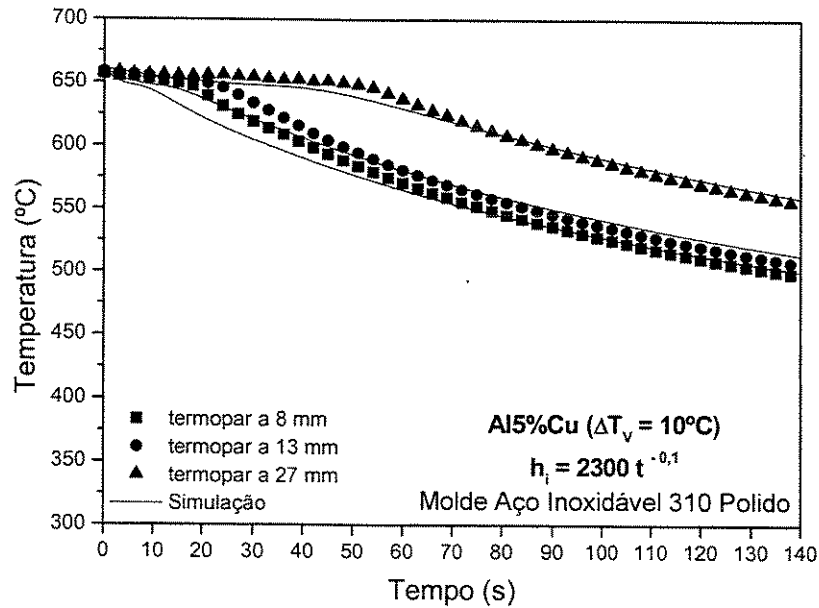


Figura 4.12. Curvas de resfriamento experimentais e simuladas da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente com termopares a 8, 13 e 27 mm da interface metal/câmara.

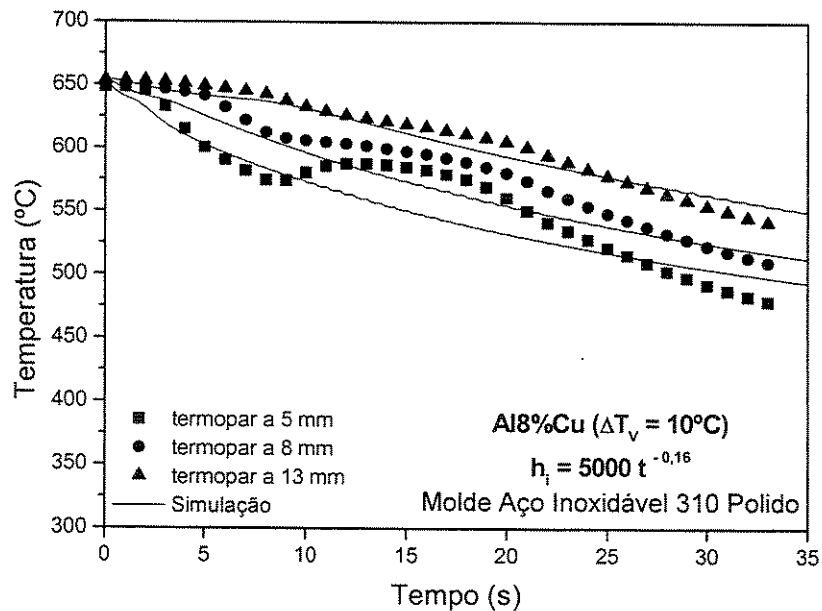


Figura 4.13. Curvas de resfriamento experimentais e simuladas da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente com termopares a 5, 8 e 13 mm da interface metal/câmara.

A Figura 4.14 ilustra a comparação entre os perfis transitórios de (h_i) em função do tempo para as três ligas analisadas.

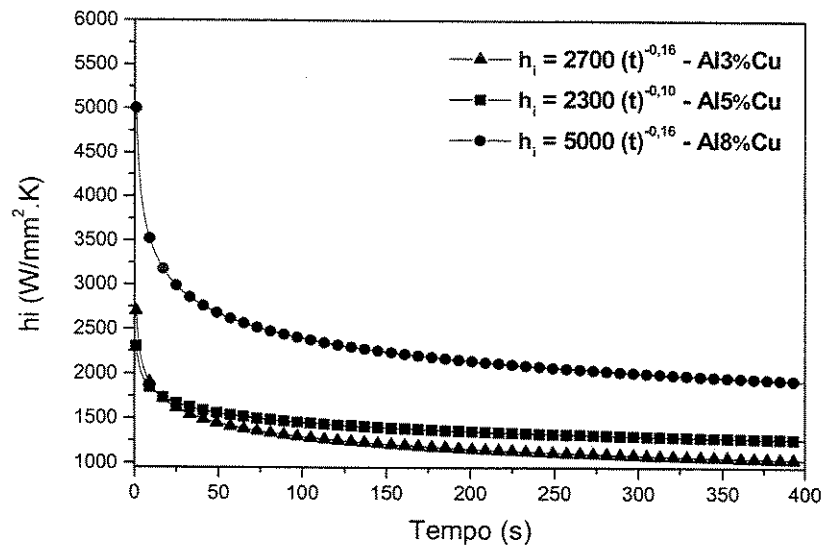


Figura 4.14. Evolução do coeficiente global de transferência de calor metal/fluido ao longo do tempo para as ligas Al-Cu solidificadas unidirecionalmente e na descendente.

O coeficiente global de transferência de calor aumenta com o teor de soluto contido na liga. Rocha (2003C) reportou influência similar do teor de soluto sobre h_i para a solidificação vertical ascendente de ligas hipoeutéticas Al-Cu. Em seus experimentos Rocha obteve as seguintes leis experimentais: $h_i = 5500(t)^{-0,16}$ e $h_i = 6500(t)^{-0,16}$ para as ligas Al5%Cu e Al8%Cu, respectivamente.

Menores valores de h_i devem-se, no caso da solidificação descendente, principalmente, porque o lingote, descola-se da câmara de refrigeração ainda nos instantes iniciais do processo ajudado pela contração volumétrica e peso próprio, o que irá configurar uma situação de maior resistência térmica à passagem de calor do lingote em direção ao fluido de refrigeração, quando comparada com a solidificação ascendente. No caso ascendente a solidificação evolui em sentido contrário ao da ação da gravidade, e conseqüentemente o peso próprio do lingote atua no sentido de favorecer o contato térmico com a base refrigerada. Outro aspecto interessante e típico da solidificação vertical ascendente é que quando o soluto rejeitado na solidificação provoca a formação de um líquido interdendrítico mais denso que o volume global de metal líquido (por exemplo, no caso de ligas hipoeutéticas Al-Cu), a solidificação se processa de forma completamente estável sob ponto de vista de movimentação do líquido.

Os pontos de intersecção entre as temperaturas *liquidus* de cada liga e as respectivas curvas de resfriamento permitem determinar, para cada posição de termopar, um par posição - tempo. Portanto, cada uma das ligas propiciou sete pontos de posição por tempo (exceto para a liga Al5%Cu), e que aparecem ilustrados nos gráficos da Figuras 4.15, 4.16 e 4.17.

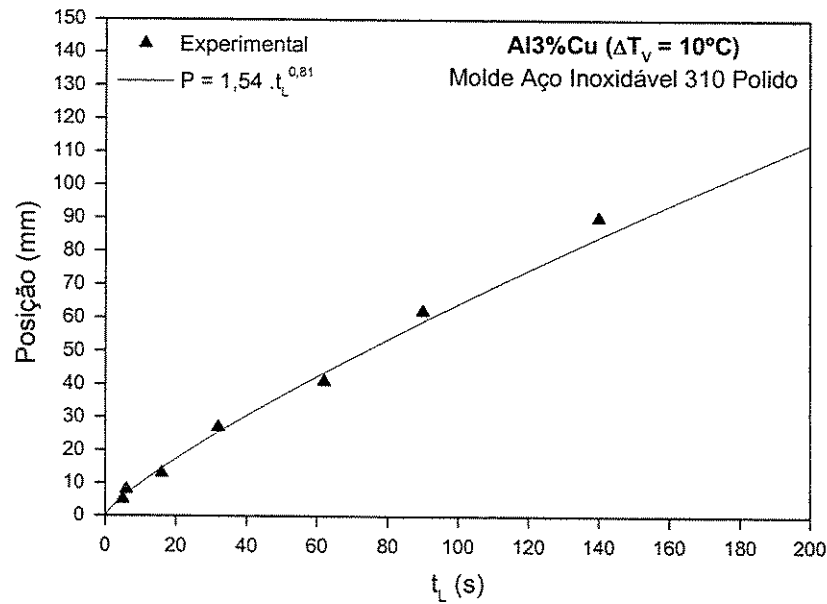


Figura 4.15. Pontos experimentais e curva ajustada da posição por tempo da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.

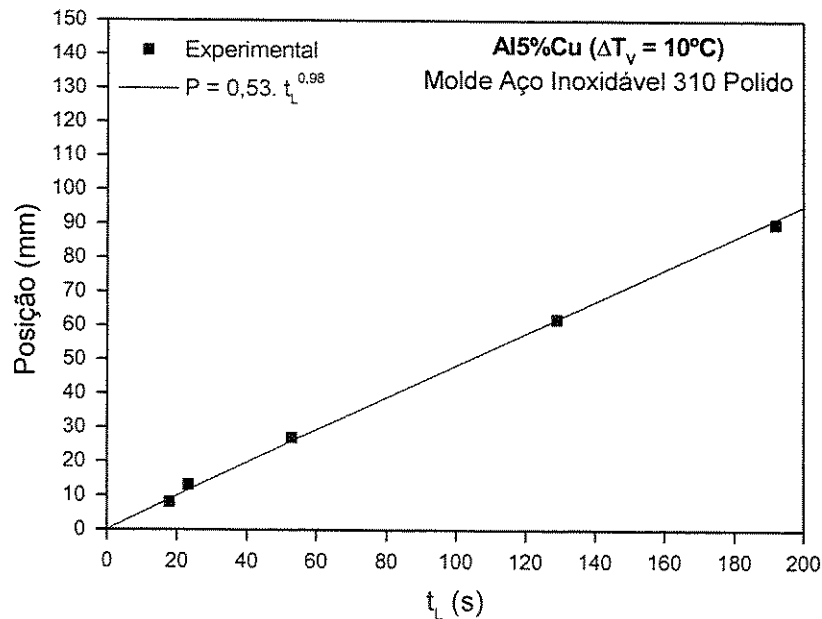


Figura 4.16. Pontos experimentais e curva ajustada da posição por tempo da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.

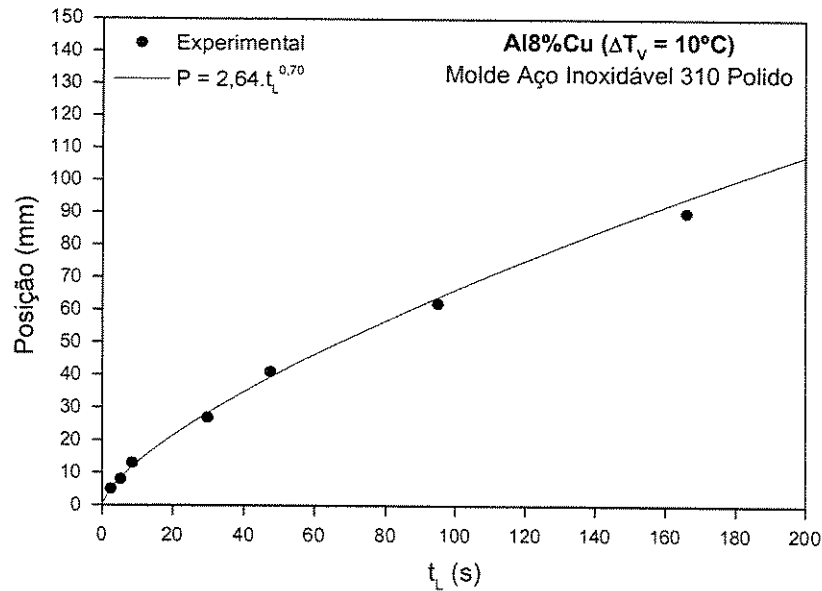


Figura 4.17. Pontos experimentais e curva ajustada da posição por tempo da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.

As derivadas em função do tempo das relações fornecidas pelos gráficos das Figuras 4.15, 4.16 e 4.17, resultaram nos valores experimentais para as velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus*. As figuras 4.18, 4.19 e 4.20 mostram comparações entre os resultados experimentais e as previsões numéricas de V_L , respectivamente para as ligas Al3%Cu, Al5%Cu e Al8%Cu. Pode ser observado para qualquer uma das ligas examinadas, um alto coeficiente de concordância.

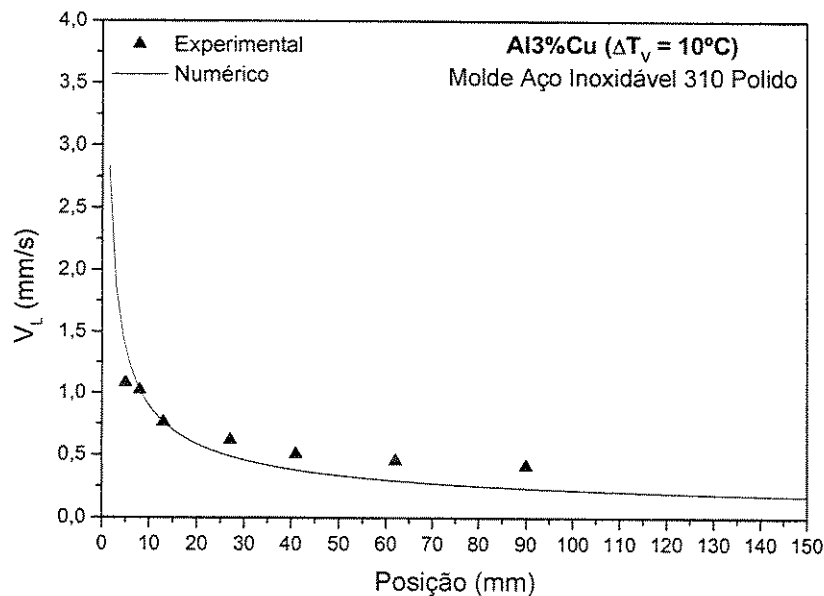


Figura 4.18. Pontos experimentais e perfil simulado de V_L por posição da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.

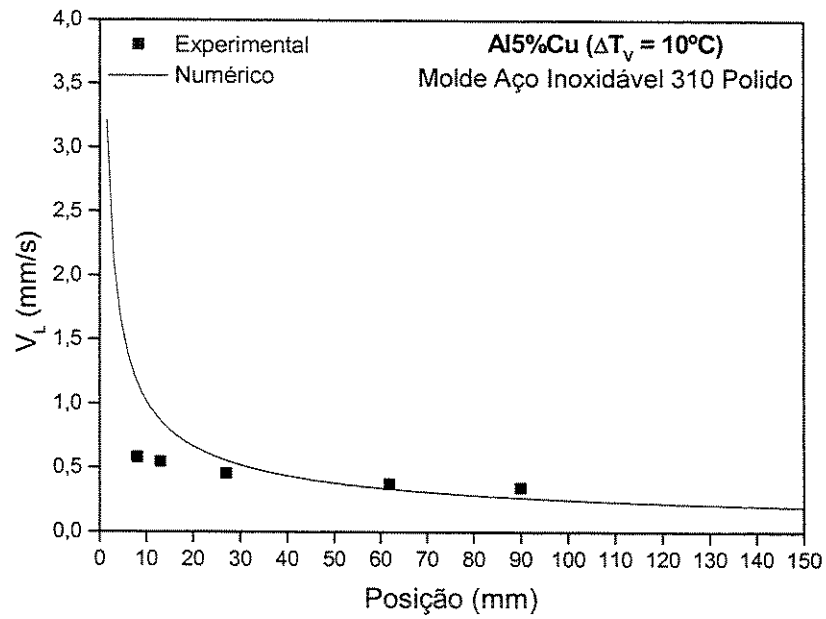


Figura 4.19. Pontos experimentais e perfil simulado de V_L por posição da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.

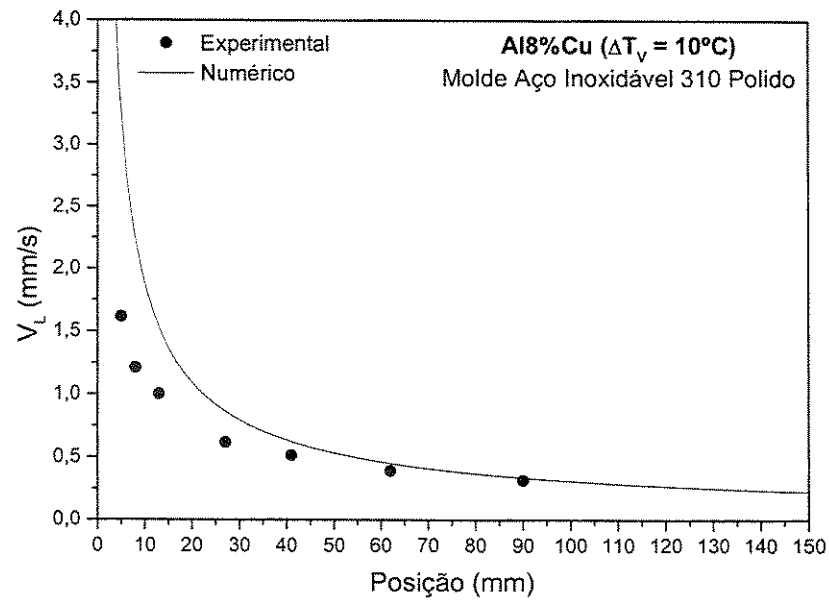


Figura 4.20. Pontos experimentais e perfil simulado de V_L por posição da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.

O sistema de aquisição de dados, com leituras de temperaturas coletadas em intervalos de 1 em 1 segundo permitem uma precisa determinação das curvas de resfriamento experimentais. Dessa forma, as taxas de resfriamento puderam ser determinadas levando-se em consideração os dados térmicos adquiridos imediatamente após a passagem da isoterma *liquidus* por cada um dos termopares.

Esses valores são então comparados com os perfis teóricos fornecidos pelo modelo numérico. Através das Figuras 4.21, 4.22 e 4.23 observa-se um alto coeficiente de concordância dos resultados experimentais com os simulados.

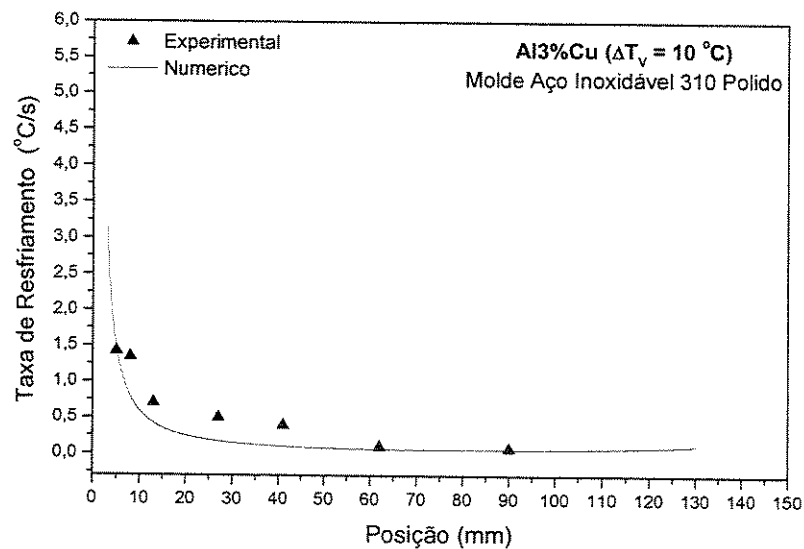


Figura 4.21. Taxa de resfriamento por posição (experimental e numérico) da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.

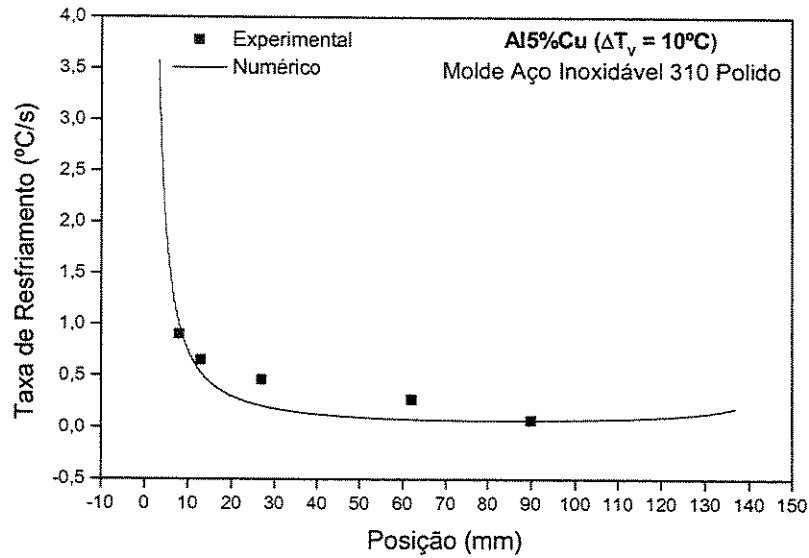


Figura 4.22. Taxa de resfriamento por posição (experimental e numérico) da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.

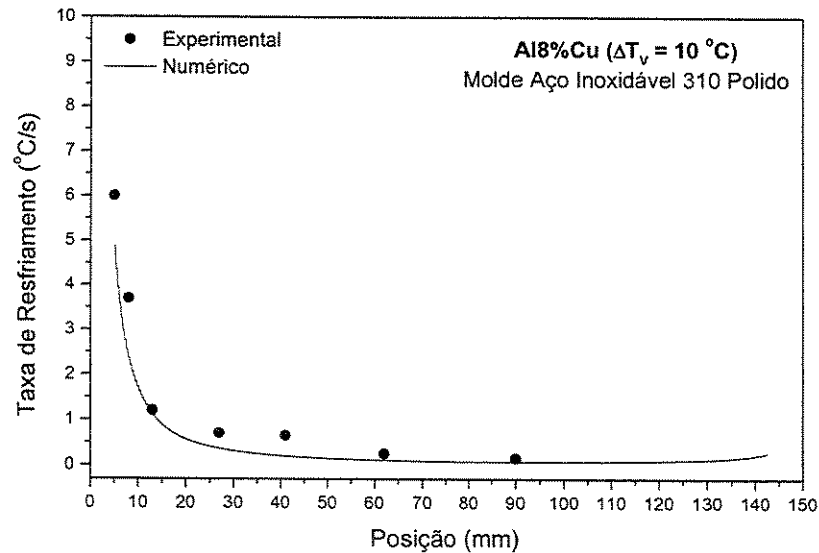


Figura 4.23. Taxa de resfriamento por posição (experimental e numérico) da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.

4.2. Correlação entre as Variáveis Térmicas e Parâmetros Microestruturais

A Figura 4.24 apresenta microestruturas típicas obtidas nas seções transversais e longitudinais em relação ao eixo do lingote das ligas de Al-Cu solidificadas unidirecionalmente na vertical descendente. No corte transversal foram feitas as medições

de espaçamento dendrítico primário e nos cortes longitudinais, as medições de espaçamento dendríticos secundários. Os espaçamentos dendríticos apresentaram-se bem identificados e distintos o que torna a realização das medições mais confiáveis, ao longo do comprimento do lingote.

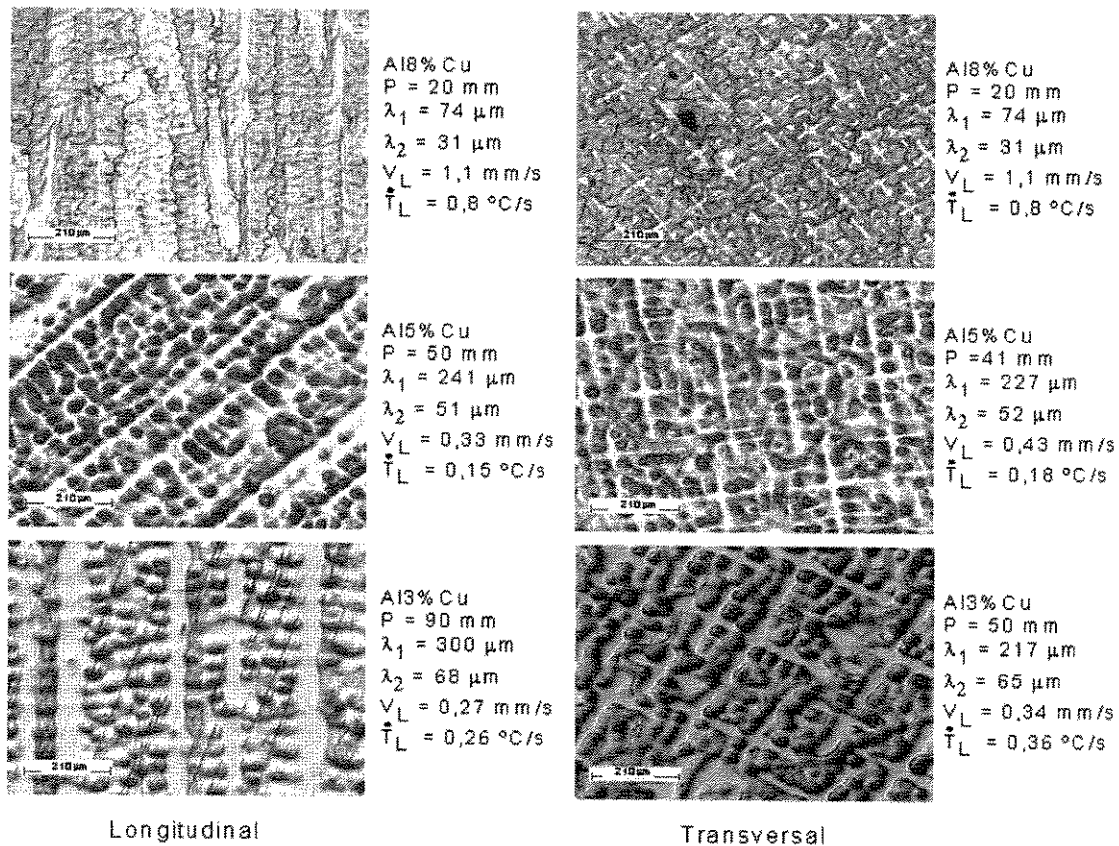


Figura 4.24. Microestruturas observadas na sessão longitudinal e transversal das ligas Al-Cu. P é a posição de referência a partir da interface entre metal e câmara de refrigeração.

As Figuras 4.25, 4.26 e 4.27 apresentam a evolução dos valores médios medidos dos espaçamentos dendríticos primários ao longo das posições relativas no lingote, e também para cada uma das medidas experimentais são apresentados os desvios máximo e mínimo em relação à média. Para cada uma das ligas, leis experimentais foram determinadas. As Figuras 4.29, 4.30 e 4.31 refletem de forma semelhante os espaçamentos dendríticos secundários. Assim, as Figuras de 4.28 a 4.32 comparam os espaçamentos primários e secundários para as três ligas analisadas, respectivamente. Os valores médios medidos para os espaçamentos dendríticos apresentam uma tendência de aumento com a diminuição da concentração (C_o).

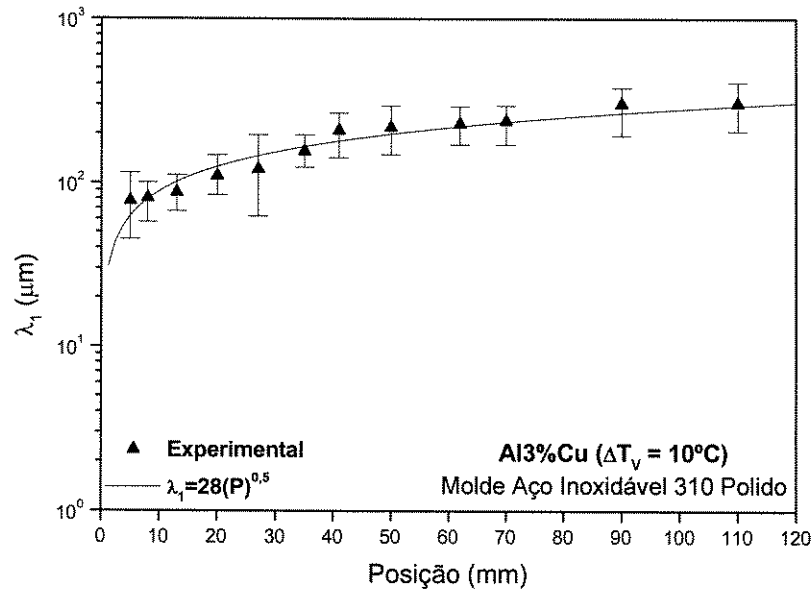


Figura 4.25. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) por posição da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.

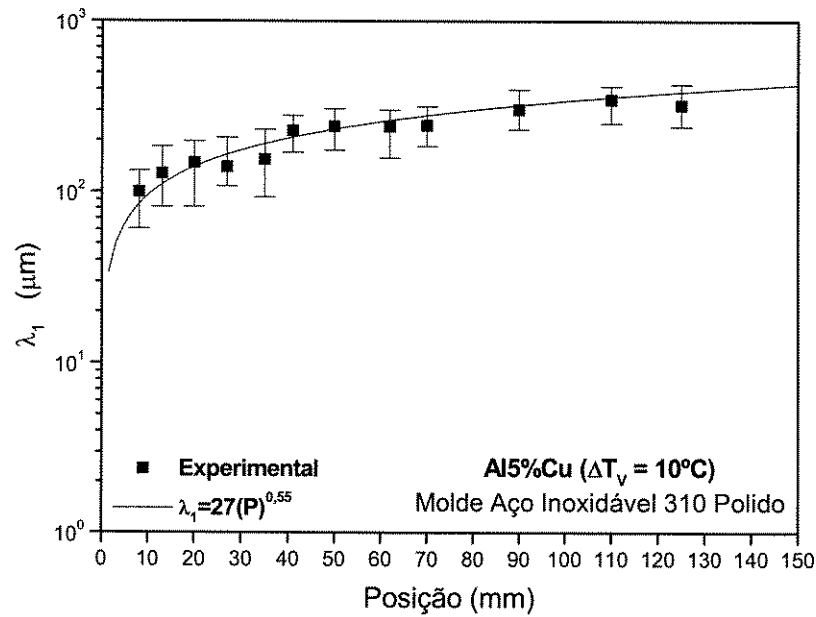


Figura 4.26. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) por posição da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.

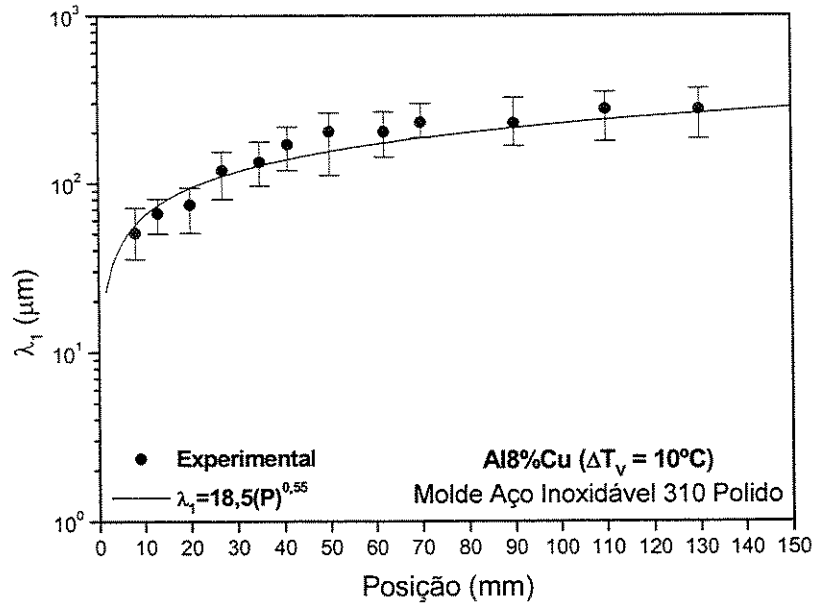


Figura 4.27. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) por posição da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.

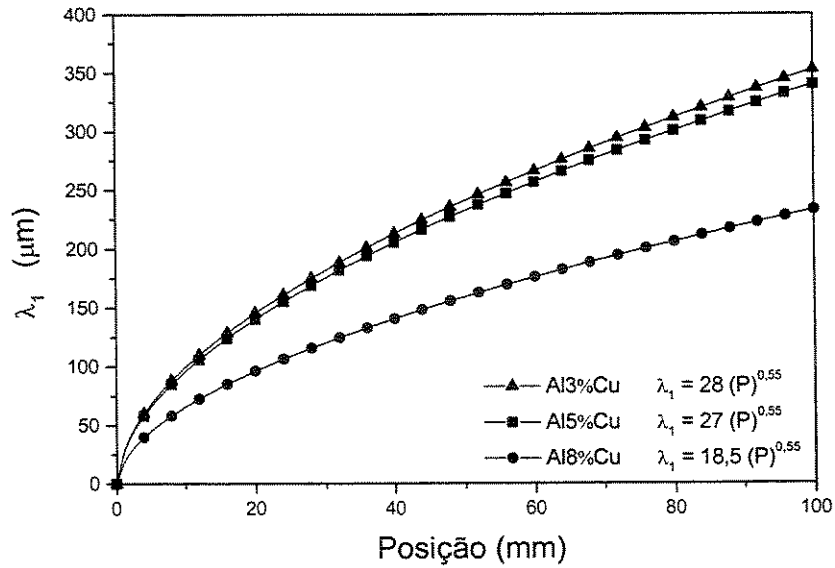


Figura 4.28. Comparativo das tendências experimentais para os espaçamentos dendríticos primários (λ_1) por posição das ligas Al-Cu para a solidificação vertical descendente.

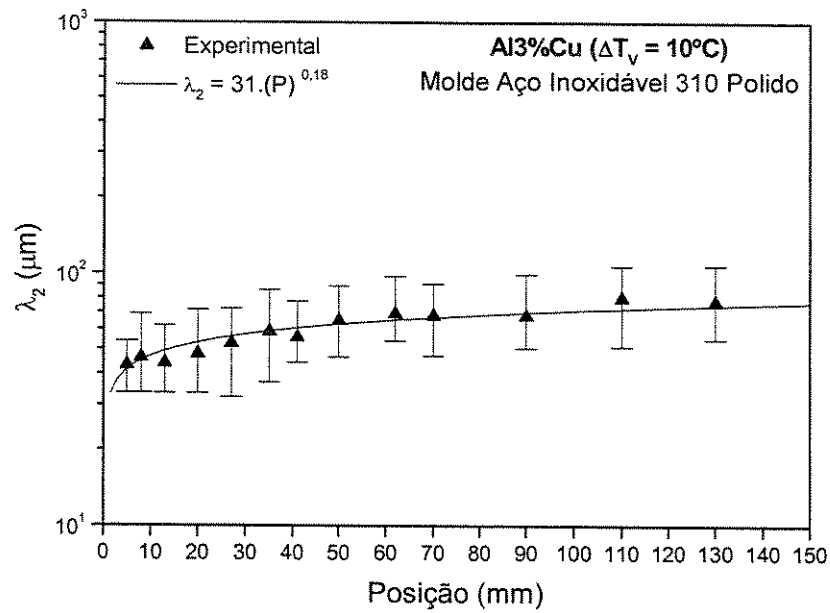


Figura 4.29. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) por posição da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.

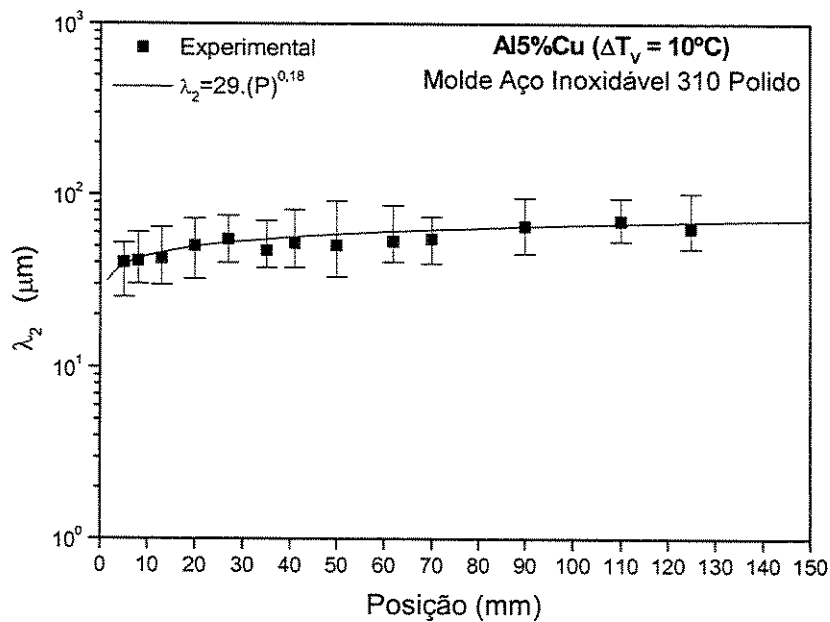


Figura 4.30. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) por posição da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.

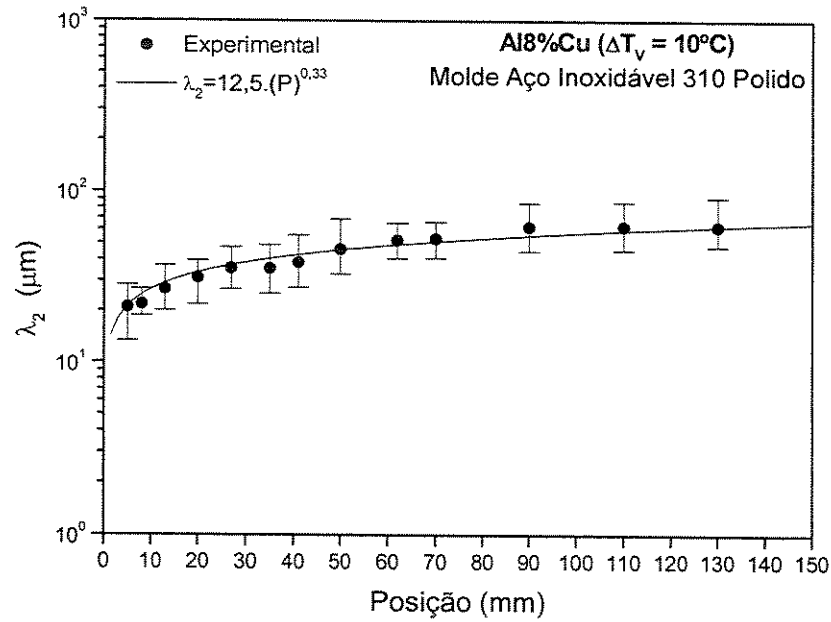


Figura 4.31. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) por posição da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.

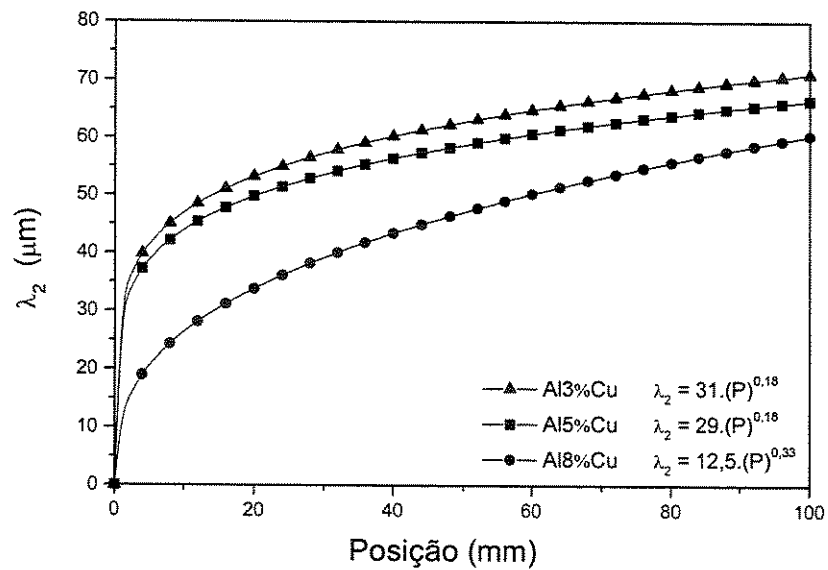


Figura 4.32. Comparativo das tendências experimentais para os espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) por posição das ligas Al-Cu para a solidificação vertical descendente.

As Figuras 4.33, 4.34 e 4.35 apresentam os valores médios experimentais com as respectivas variações representadas pelas barras de erro, para os espaçamentos primários em função das taxas de resfriamento experimentais. As Figuras 4.38, 4.39 e 4.40 apresentam da mesma forma a variação dos espaçamentos dendríticos secundários em uma função das velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus*.

As curvas consolidadas apresentadas nas Figuras 4.36 a 4.41 mostram a comparação entre curvas do espaçamento primário (λ_1) x Taxa de resfriamento ($\dot{T}$) e do secundário (λ_2) x Velocidade da isoterma *liquidus* (V_L) para as ligas de Al-Cu analisadas, respectivamente. Pode-se observar que com o aumento das taxas de resfriamento menores valores de λ_1 são obtidos, e que para maiores velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus*, menores são os valores de λ_2 .

As leis experimentais que melhor representam a média dos valores dos espaçamentos primários e secundários para as ligas hipoeutéticas Al-Cu podem ser unificadas sendo dadas por $\lambda_1 = 90 \cdot (\dot{T})^{-0,55}$ e $\lambda_2 = 35 \cdot (V_L)^{-2/3}$, respectivamente.

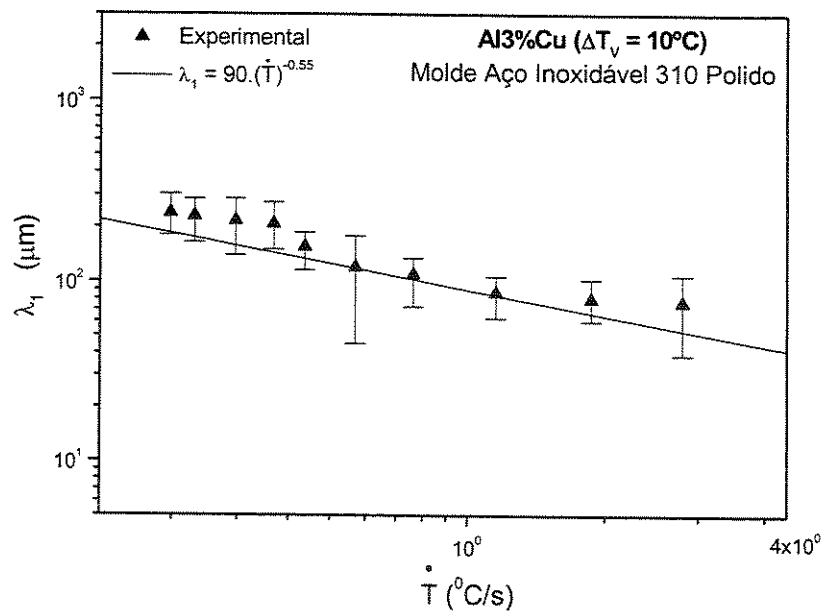


Figura 4.33. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) em função da taxa de resfriamento ($\dot{T}$) da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.

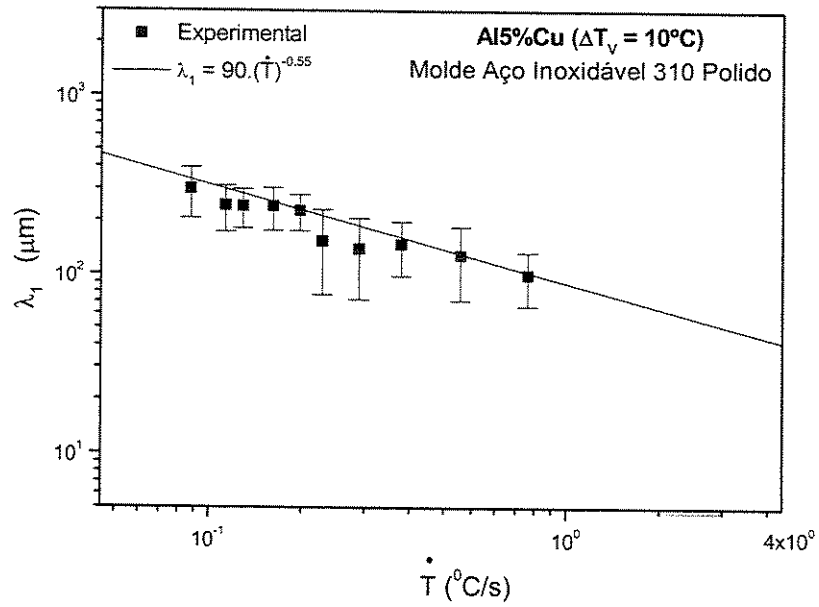


Figura 4.34. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) em função da taxa de resfriamento ($\dot{T}$) da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.

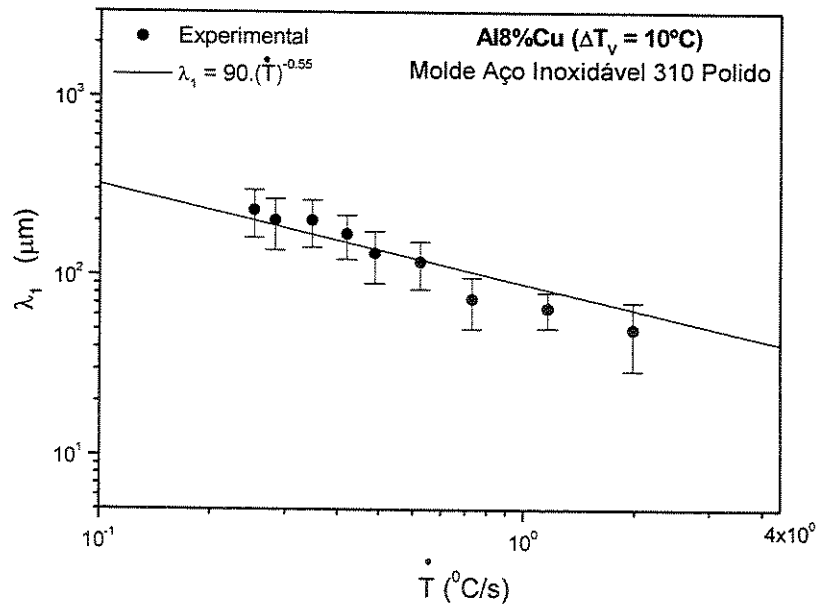


Figura 4.35. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) em função da taxa de resfriamento ($\dot{T}$) da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.

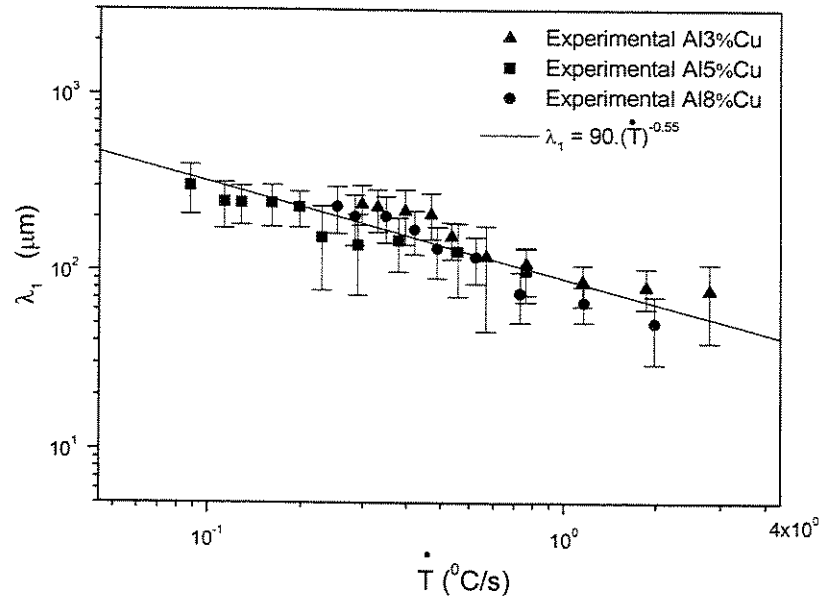


Figura 4.36. Comparativo das tendências experimentais para os espaçamentos dendríticos primários (λ_1) em função da Taxa de resfriamento ($\dot{T}$) das três ligas Al-Cu para a solidificação vertical descendente.

Para verificar-se a tendência de evolução dos espaçamentos primários para uma composição mais próxima da eutética, foi conduzido um experimento de solidificação vertical ascendente com a liga Al20%Cu. Os resultados obtidos são comparados com os obtidos por Rocha (2003C) para as composições Al5%Cu, Al8%Cu e Al15%Cu e são mostrados na Figura 4.37.

Vê-se que uma lei dada por $\lambda_1 = 250.\dot{T}^{-0.55}$ expressa a evolução dos espaçamentos dendríticos primários para ligas hipoeutéticas Al-Cu, conforme proposto por Rocha (2003C).

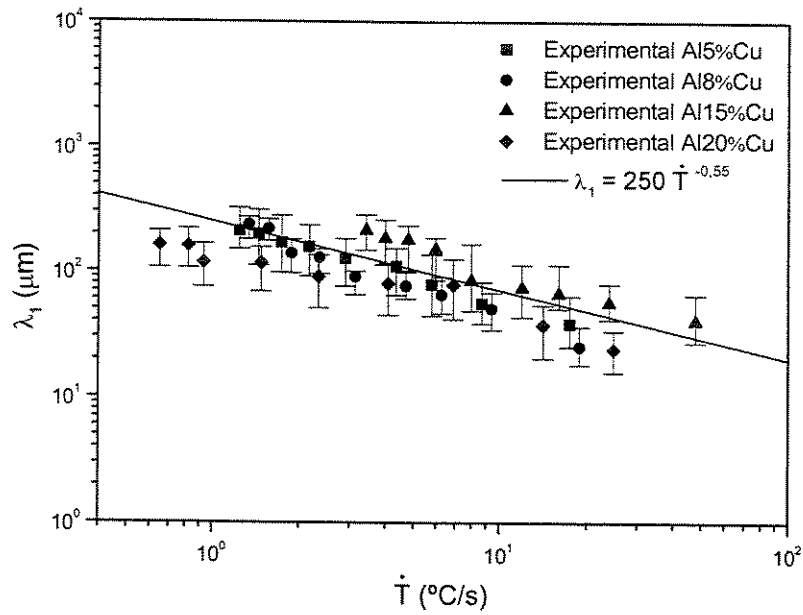


Figura 4.37. Variação do espaçamento primário (λ_1) em função da taxa de resfriamento ($\dot{T}$) para a liga Al20%Cu, solidificada na vertical ascendente, e comparação destes resultados com os obtidos por Rocha (2003C) para ligas de Al-Cu de concentração mais baixas.

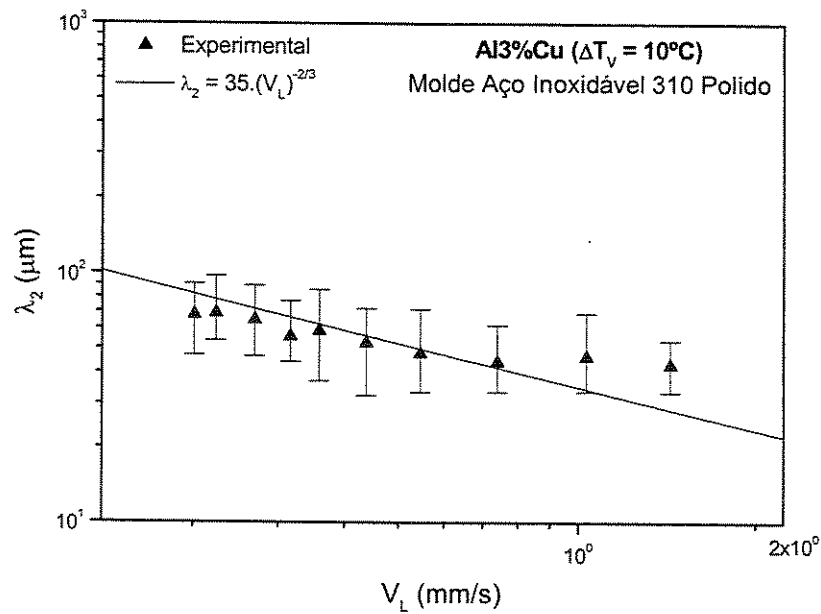


Figura 4.38. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) em função da velocidade da isoterma *liquidus* (V_L) da liga Al3%Cu para a solidificação vertical descendente.

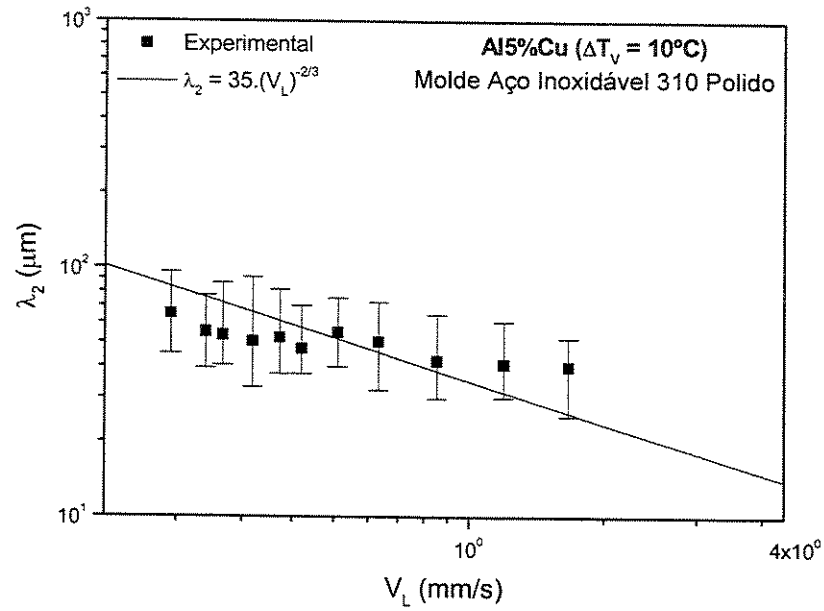


Figura 4.39. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) em função da velocidade da isoterma *liquidus* (V_L) da liga Al5%Cu para a solidificação vertical descendente.

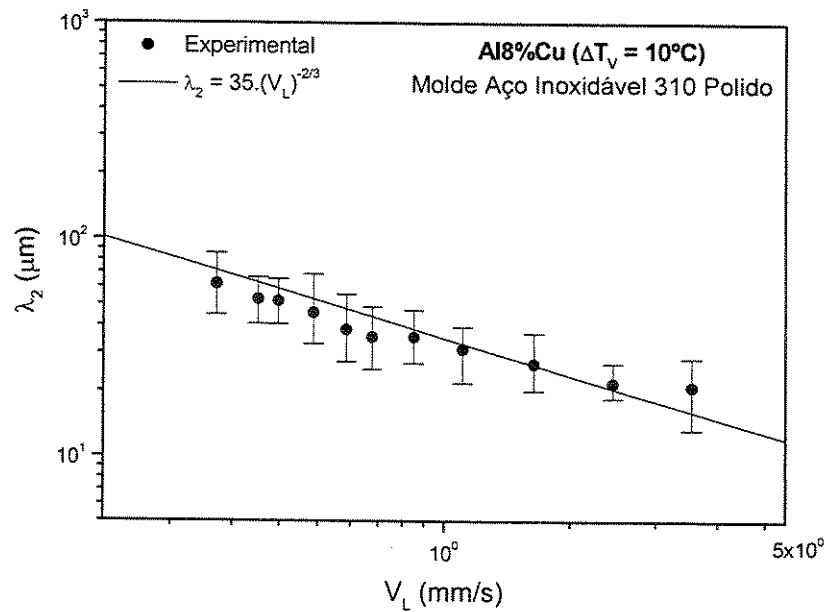


Figura 4.40. Curva experimental dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) em função da velocidade da isoterma *liquidus* (V_L) da liga Al8%Cu para a solidificação vertical descendente.

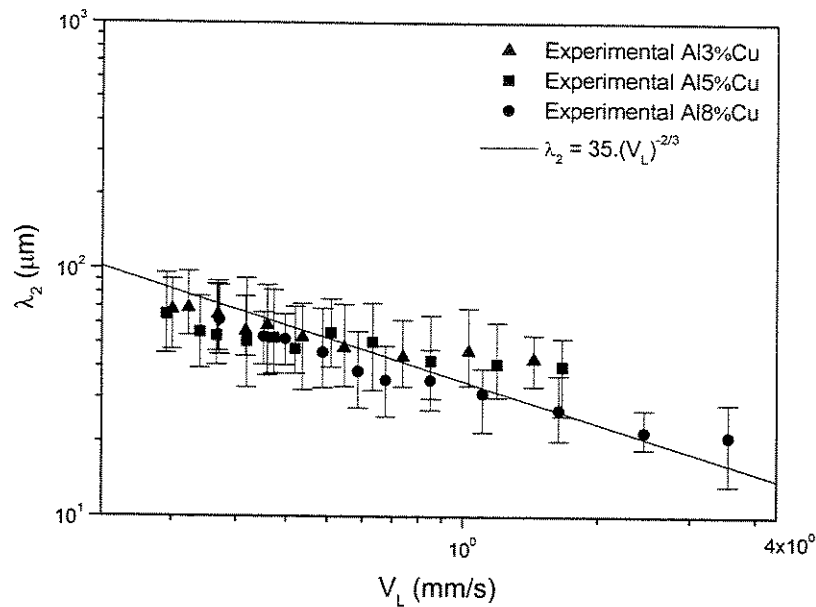


Figura 4.41. Comparativo das tendências experimentais para os espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) em função da Velocidade da isoterma *liquidus* (V_L) das três ligas Al-Cu para a solidificação vertical descendente.

4.3 Comparação com os Resultados Experimentais para a Solidificação Vertical Ascendente

As Figuras 4.42 e 4.43 mostram as comparações entre os resultados obtidos neste trabalho através de experimentos realizados no dispositivo de solidificação unidirecional descendente com os resultados experimentais de solidificação unidirecional ascendente obtidos por Rocha (2003C), para os espaçamentos dendríticos primários em função da taxa de resfriamento e para os espaçamentos dendríticos secundários em função da velocidade da isoterma *liquidus*, respectivamente. Uma mesma lei experimental representa as três ligas estudadas e solidificadas na descendente, já que essa função se insere entre os desvios máximo e mínimo determinados em relação à média das medidas experimentais.

Os espaçamentos dendríticos primários médios obtidos em função das taxas de resfriamento para a solidificação descendente apresentam valores, da ordem de 2 a 3 vezes menores, que aqueles medidos nas amostras que foram solidificadas no sentido ascendente para as ligas de mesma composição, como mostram as equações experimentais obtidas para

a solidificação descendente, $\lambda_1 = 90 \left(\dot{T} \right)^{-0,55}$, e para a solidificação ascendente proposta por Rocha (2003C), $\lambda_1 = 250 \left(\dot{T} \right)^{-0,55}$. Alguns autores (Burden, 1976; Hui, 2002) apontam na literatura a mesma tendência, inclusive para a solidificação em condições de gravidade reduzida (Dupouy, 1989; Dupouy, 1993).

Esta tendência de redução dos espaçamentos primários para a solidificação descendente pode ser explicada pela influencia de correntes convectivas induzidas nas regiões interdendríticas pelo soluto rejeitado. Burden e Hunt (1976) sugerem que para a solidificação ascendente existe um transporte radial de material e que conduz conseqüentemente a um aumento dos espaçamentos primários, e para a solidificação descendente a rejeição e a segregação lateral de soluto, reduzem os espaçamentos primários.

Os valores dos espaçamentos secundários em função da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* são de mesma ordem de grandeza nos dois sentidos da solidificação, o que demonstra que as correntes convectivas induzidas na solidificação descendente são de pouca ou nenhuma influência sobre λ_2 .

Considerando-se as ligas Al-Cu investigadas, solidificadas na descendente, pode ser notado que o teor de soluto inicial C_0 apresenta pouca ou nenhuma influência nos espaçamentos dendríticos medidos. Essa mesma observação foi recentemente relatada na literatura para espaçamentos dendríticos primários, tanto para o crescimento em condições estacionárias de solidificação (Gündüz, 2002) quanto para crescimento em condições transitórias de solidificação (Rocha, 2003C).

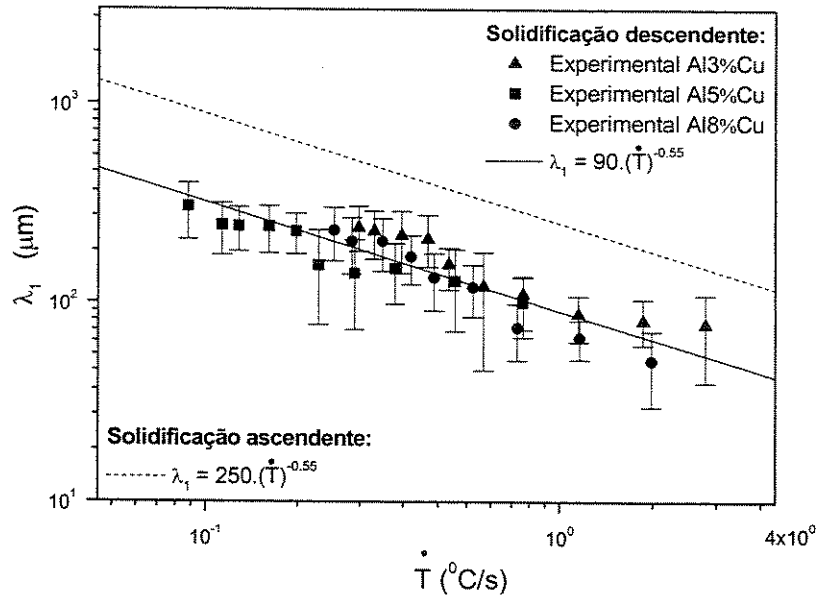


Figura 4.42. Comparativo das tendências experimentais para os espaçamentos dendríticos primários (λ_1) nos sistemas ascendente (Rocha, 2003C) e descendente para as três ligas de Al-Cu.

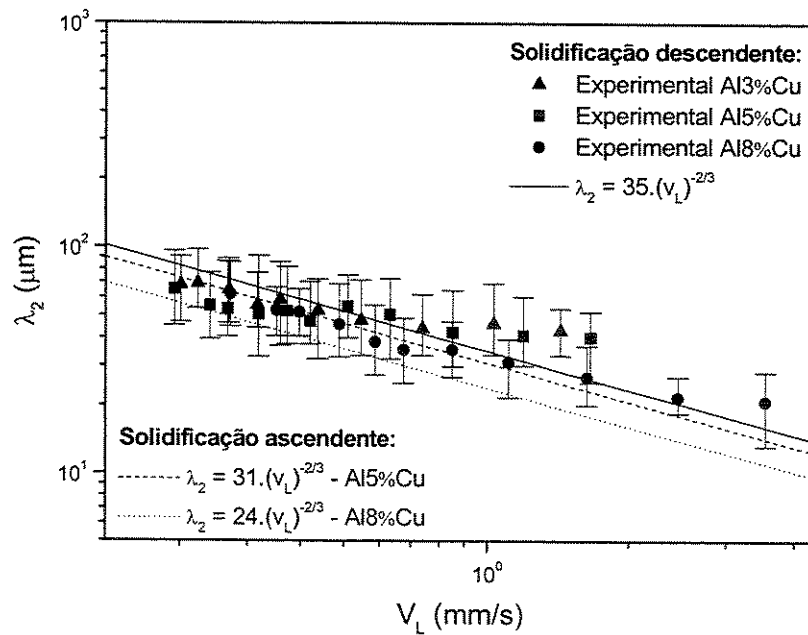


Figura 4.43. Comparativo das tendências experimentais para os espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) para o sistema ascendente (Rocha, 2003C) e descendente para as três ligas de Al-Cu.

Quando comparados ambos os sentidos de solidificação, verificou-se que os expoentes propostos nas leis experimentais obtidas para a solidificação ascendente são os mesmos obtidos para as ligas Al-Cu solidificadas no sentido descendente.

4.4. Comparação dos Parâmetros Microestruturais com Modelos Teóricos de Crescimento Dendrítico

As Figuras 4.44, 4.45 e 4.46 comparam os resultados experimentais dos espaçamentos dendríticos primários obtidos com os modelos teóricos desenvolvidos para condições de solidificação em regime transitório de extração de calor, para as ligas Al3%Cu, Al5%Cu e Al8%Cu, respectivamente. Os respectivos modelos são os de Hunt-Lu representados pelas Equações (2.5 a 2.7) e Bouchard-Kirkaldy dado pela Equação (2.9) com fator de correção a_1 igual a 250, sugeridos pelos autores. Estes modelos teóricos de crescimento dendrítico não levam em consideração a presença de movimentos convectivos, baseando-se puramente nos mecanismos de transporte de espécies por difusão

Os resultados experimentais de λ_1 encontram-se incluídos dentro da variação mínima e máxima prevista pelo modelo teórico de Hunt-Lu, apesar da presença de correntes convectivas na solidificação descendente das ligas examinadas. Isto demonstra que embora as correntes convectivas atuem na solidificação descendente no sentido de diminuir os espaçamentos dendríticos primários, esta diminuição é tal que os valores experimentais ainda caem dentro da faixa teórica de valores previstos pelo modelo de Hunt-Lu que considera somente transporte difusivo de massa. Em contrapartida as previsões teóricas do modelo de Bouchard-Kirkaldy superestimam os valores experimentais.

Rocha (2003C), mostra que, para ligas Al-Cu solidificadas em condições de regime transitório de extração de calor, e no sentido ascendente de crescimento, o modelo de Hunt-Lu para espaçamentos dendríticos primários representa adequadamente os dados experimentais, enquanto que para ligas Sn-Pb as previsões teóricas superestimam os valores experimentais. Já os resultados teóricos de Bouchard-Kirkaldy apresentaram também tendência de superestimar os espaçamentos dendríticos primários para ligas destes dois sistemas metálicos solidificadas na vertical ascendente

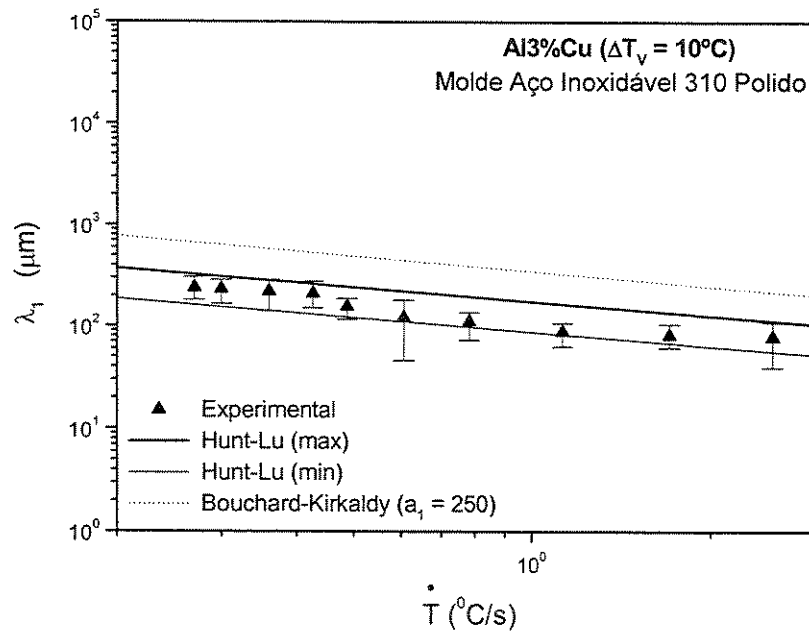


Figura 4.44. Comparação entre os valores experimentais e teóricos dos espaçamentos dendríticos primários em função da taxa de resfriamento para a liga Al3%Cu solidificada em dispositivo de solidificação descendente em regime transitório de fluxo de calor.

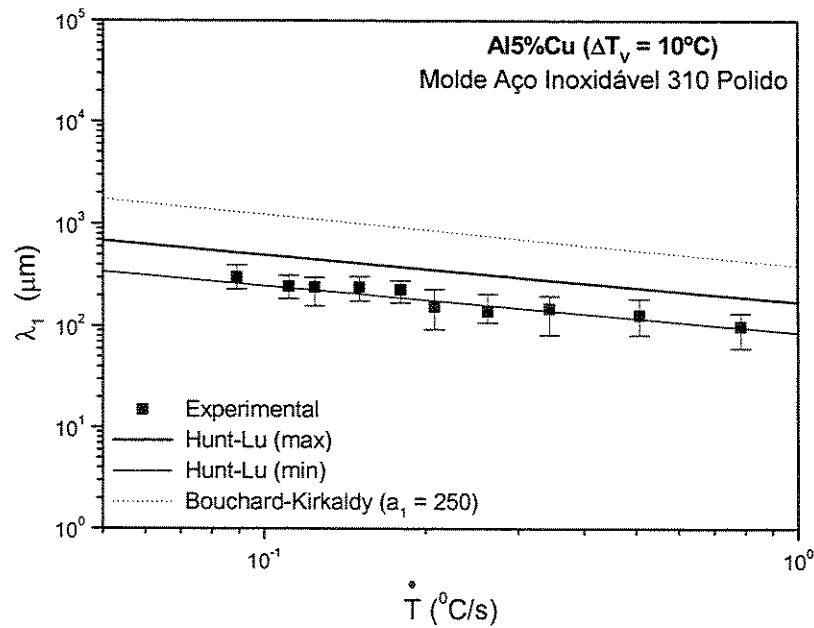


Figura 4.45. Comparação entre os valores experimentais e teóricos dos espaçamentos dendríticos primários em função da taxa de resfriamento para a liga Al5%Cu solidificada em dispositivo de solidificação descendente em regime transitório de fluxo de calor.

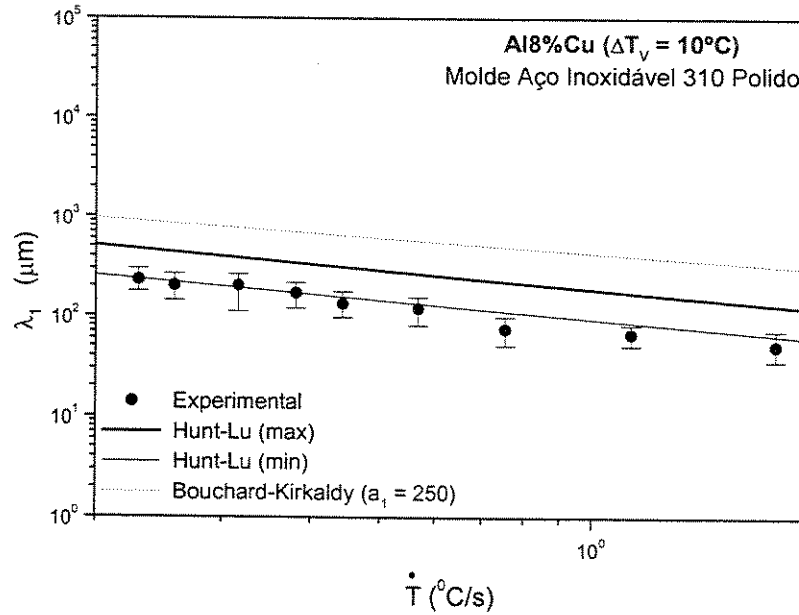


Figura 4.46. Comparação entre os valores experimentais e teóricos dos espaçamentos dendríticos primários em função da taxa de resfriamento para a liga Al8%Cu solidificada em dispositivo de solidificação descendente em regime transitório de fluxo de calor.

As Figuras 4.47, 4.48 e 4.49 mostram as curvas de espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) em função de V_L comparadas com as previsões teóricas do modelo de *Bouchard-Kirkaldy* para as ligas Al3%Cu, Al5%Cu e Al8%Cu, respectivamente, com o coeficiente de calibração $a_2 = 7,4$ sugerido por Quaresma *et al.* (Quaresma, 2000). Os espaçamentos secundários encontrados para todas as ligas Al-Cu mostram boa concordância com os resultados teóricos.

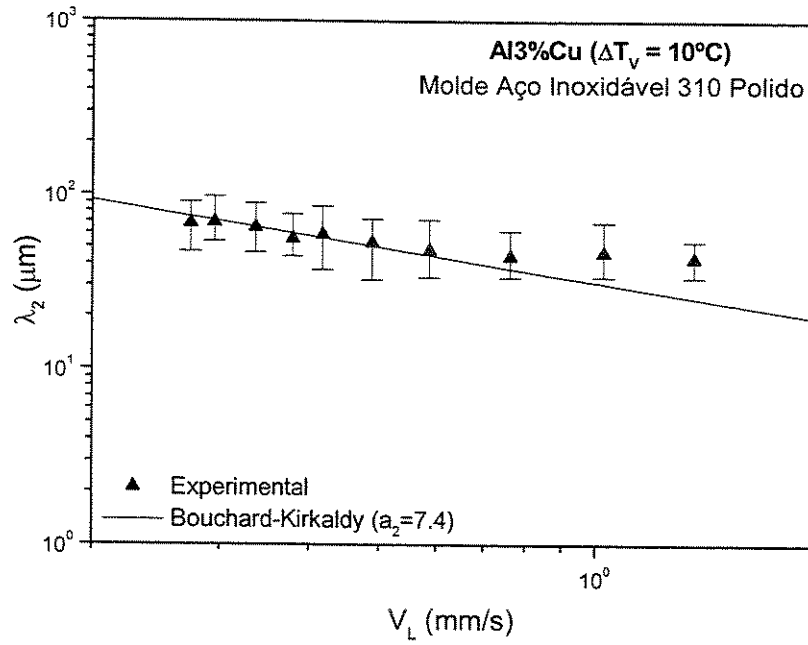


Figura 4.47. Curvas consolidadas do espaçamento secundário (λ_2) em função de V_L obtidos na solidificação transitória descendente, comparadas com as leis de crescimento para regime de fluxo transitório de transferência de calor para a liga Al3%Cu.

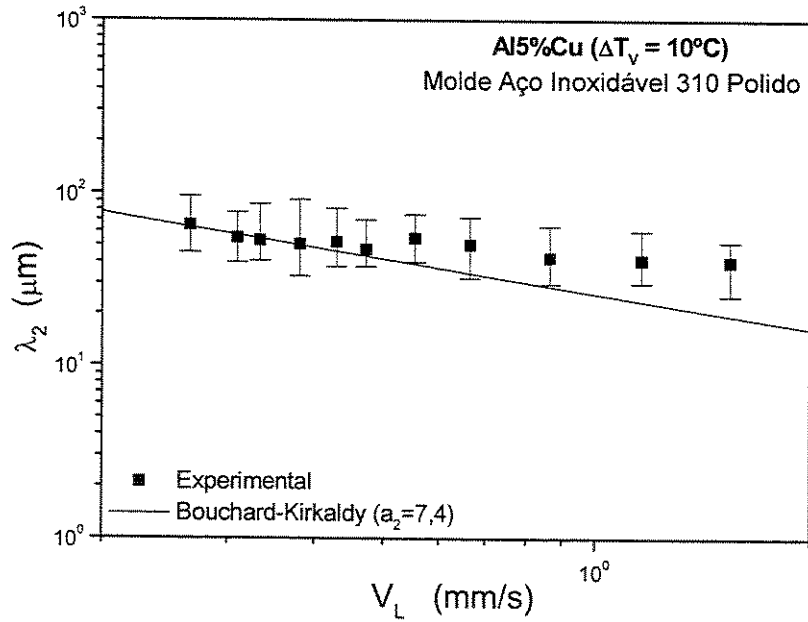


Figura 4.48. Curvas consolidadas do espaçamento secundário (λ_2) em função de V_L obtidos na solidificação transitória descendente, comparadas com as leis de crescimento para regime de fluxo transitório de transferência de calor para a liga Al5%Cu.

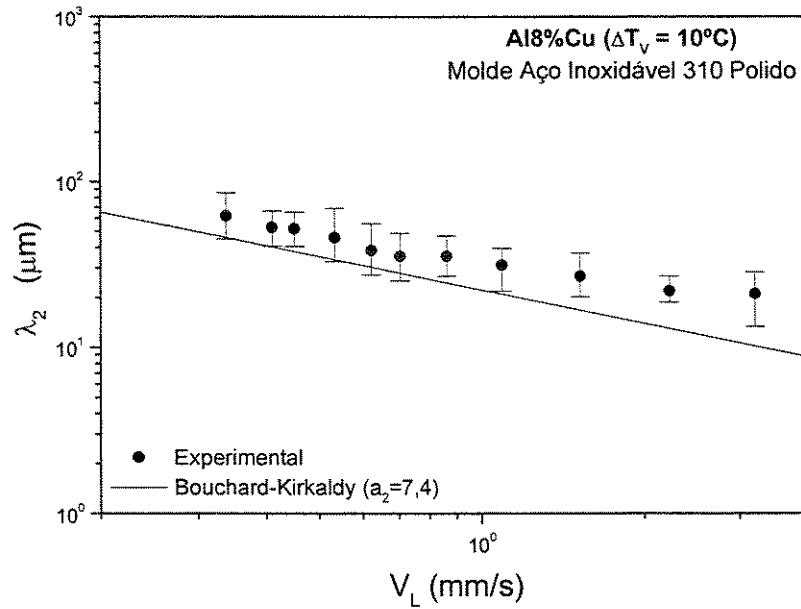


Figura 4.49. Curvas consolidadas do espaçamento secundário (λ_2) em função de V_L obtidos na solidificação transitória descendente, comparadas com as leis de crescimento para regime de fluxo transitório de transferência de calor para a liga Al8%Cu.

As Figuras 4.50, 4.51 e 4.52 apresentam a comparação entre os resultados experimentais dos espaçamentos dendríticos primários com os modelos teóricos desenvolvidos para condições de solidificação estacionária e condições de transporte de espécies somente por difusão, representados pelas Equações (2.2, 2.3 e 2.4), respectivamente para as ligas Al3%Cu, Al5%Cu e Al8%Cu. Observa-se, para todos os casos, que os resultados experimentais, embora resultantes de solidificação transitória com influência de correntes convectivas, se situam entre os dados teóricos de Hunt (1979) e os valores previstos pelo modelo de Trivedi (1984). Já o modelo de Kurz-Fisher (1981) superestima os valores experimentais.

Para crescimento em regime estacionário, tem sido sustentado na literatura, para a maioria dos casos, que λ_1 aumenta quando o valor de C_0 cresce. De acordo com Spittle e Lloyd (1979), sob condições de solidificação em regime transitório, pode ser possível que para um determinado valor de $G_L V_L$ (taxa de resfriamento), os espaçamentos primários possam ser menores do que os observados para condições de crescimento em regime estacionário para os mesmos valores de G_L e V_L . Considerando-se que no regime transitório

a solidificação é iniciada pelo efeito coquilha, isto é, resfriamento brusco no início do processo, este deve, inevitavelmente, induzir um super-resfriamento no líquido adjacente à interface metal/molde, em uma extensão que depende de C_0 e da temperatura do metal líquido. O espaçamento dendrítico primário inicial, portanto, presumivelmente refletiria o grau do super-resfriamento no líquido e o ajuste deste espaçamento, para aquele valor que seria observado sob condições de crescimento em regime estacionário em condições similares de G_L e V_L , o que pode ser impedido pelas altas taxas de resfriamento. Na situação analisada neste trabalho deve-se ainda adicionar o efeito das correntes convectivas provocadas tanto por gradientes de temperatura quanto por gradientes de concentração no líquido. No entanto, para o sistema Al-Cu onde λ_1 revelou-se independente de C_0 , tanto na solidificação ascendente quanto descendente, os resultados experimentais de λ_1 em ambos os casos se situam entre as previsões teóricas do modelo de Hunt e do modelo de Trivedi.

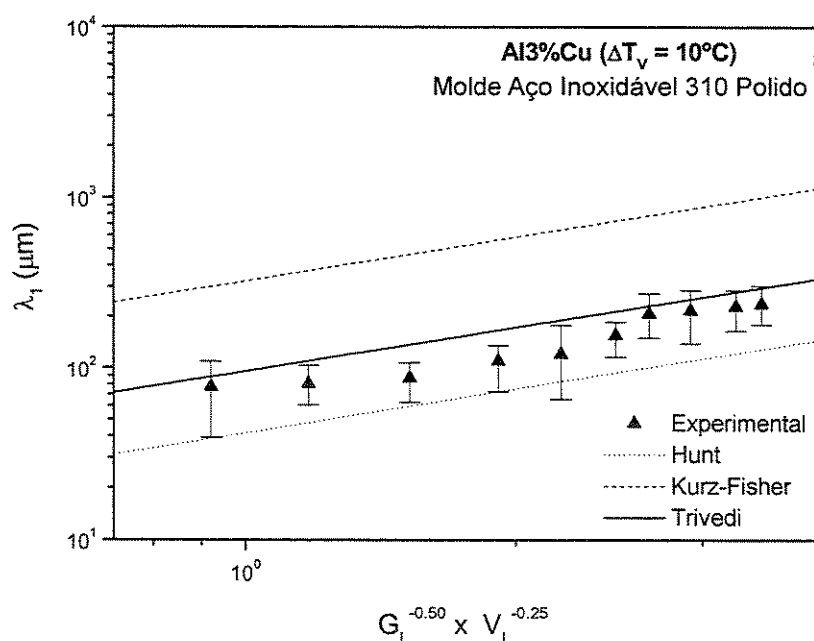


Figura 4.50. Comparação dos espaçamentos dendríticos primários experimentais obtidos na solidificação transitória descendente com os teóricos em regime estacionário para a liga Al3%Cu.

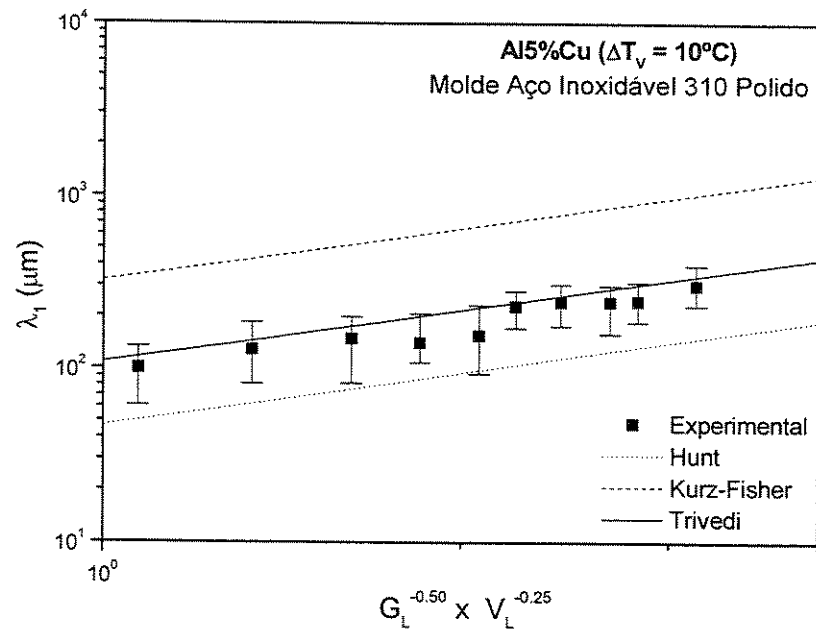


Figura 4.51. Comparação dos espaçamentos dendríticos primários experimentais obtidos na solidificação transitória descendente com os teóricos em regime estacionário para a liga Al5%Cu.

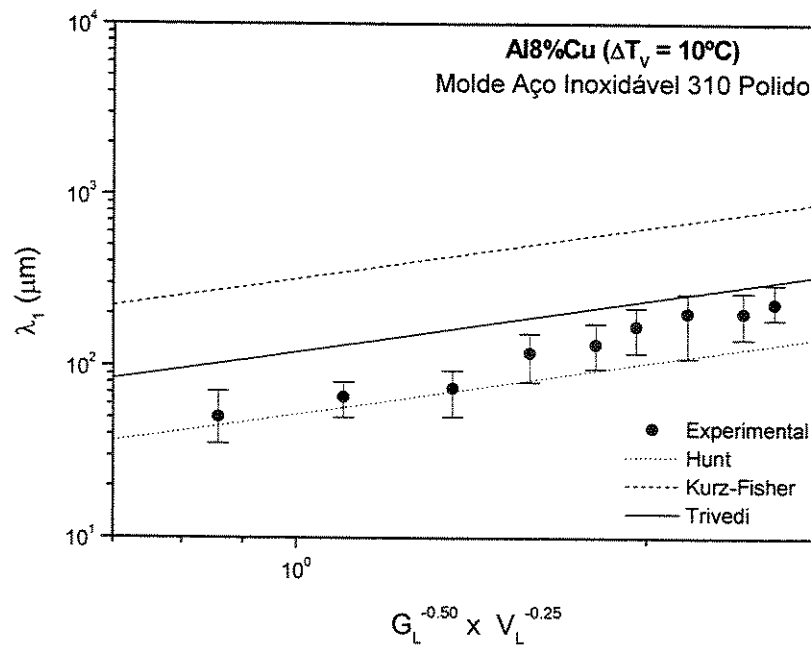


Figura 4.52. Comparação dos espaçamentos dendríticos primários experimentais obtidos na solidificação transitória descendente com os teóricos em regime estacionário para a liga Al8%Cu.

As Figuras 4.53, 4.54 e 4.55 comparam os resultados experimentais do espaçamento secundário (λ_2) em função do tempo local de solidificação (t_{SL}) com o modelo proposto por Kirkwood representado pela Equação (2.11), para as ligas Al3%Cu, Al5%Cu e Al8%Cu, respectivamente. Observa-se que o modelo de Kirkwood superestima os resultados experimentais para qualquer uma das ligas analisadas e que existe uma tendência dos valores experimentais obtidos na solidificação descendente serem muito próximos dos valores para a solidificação ascendente. Isto permite que assumamos uma única lei experimental para cada uma das ligas analisadas independentemente do sentido da solidificação vertical.

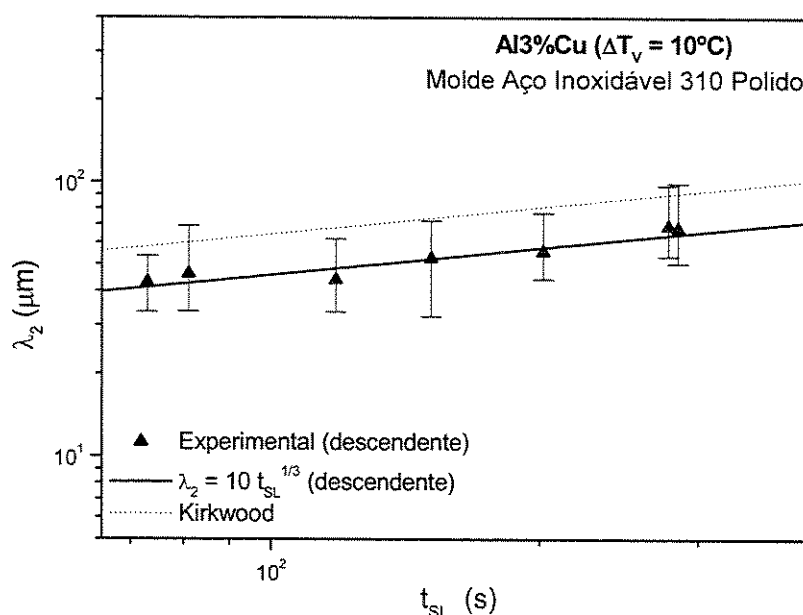


Figura 4.53. Comparação experimental do espaçamento dendrítico secundário (λ_2) em função de t_{SL} obtidos na solidificação transitória descendente com a lei de crescimento de Kirkwood para a liga Al3%Cu.

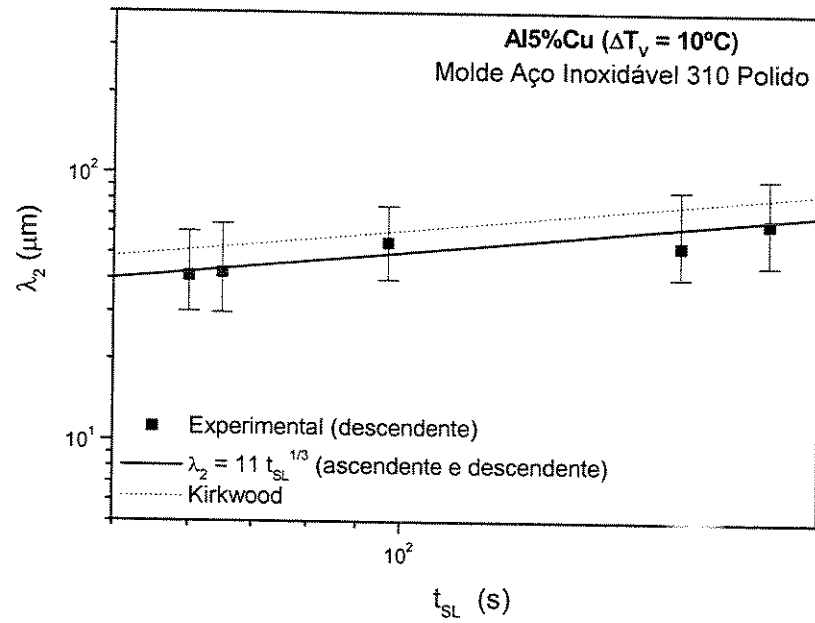


Figura 4.54. Comparação experimental do espaçamento dendrítico secundário (λ_2) em função de t_{SL} obtidos na solidificação transitória descendente com a lei de crescimento de Kirkwood para a liga Al5%Cu.

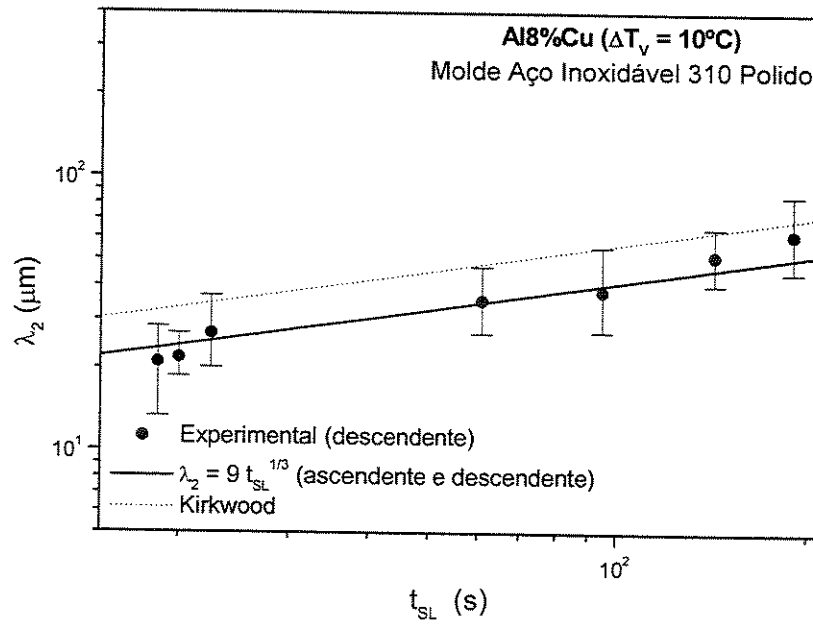


Figura 4.55. Comparação experimental do espaçamento dendrítico secundário (λ_2) em função de t_{SL} obtidos na solidificação transitória descendente com a lei de crescimento de Kirkwood para a liga Al8%Cu.

Capítulo 5

CONCLUSÕES

A análise teórica desenvolvida nesse trabalho, os resultados experimentais obtidos e analisados e as comparações realizadas permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

5.1. Os perfis transitórios de transferência de calor metal/molde (h_i) podem ser expressos por uma função do tipo $h_i = a.t^{-n}$, e aumentam na medida em que se aumenta o teor de Cobre da liga.

5.2. Sob condições de fluxo de calor transitório os espaçamentos dendríticos primários e secundários diminuem com o aumento da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e da taxa de resfriamento.

5.3. Para as ligas hipoeutéticas do sistema Al-Cu solidificadas no sistema vertical descendente, os espaçamentos dendríticos mostraram-se praticamente independentes da concentração de soluto da liga, de tal forma que leis experimentais únicas permitem descrever os espaçamentos em função de variáveis da solidificação, dadas por:

Espaçamentos dendríticos primários:

$$\lambda_1 = 90 \cdot (\dot{T})^{-0,55} \quad (5.1)$$

Espaçamentos dendríticos secundários:

$$\lambda_2 = 35 \cdot (V_L)^{-2/3} \quad (5.2)$$

5.4. Para uma mesma taxa de resfriamento o espaçamento dendrítico primário é cerca de 2,8 vezes menor em condições de solidificação descendente do que o correspondente obtido para as ligas hipoeutéticas do sistema Al-Cu solidificadas na ascendente, mostrando ser afetado pelas correntes convectivas geradas nas regiões interdendríticas durante a solidificação descendente.

5.5. A comparação da lei experimental de evolução dos espaçamentos dendríticos primários na solidificação descendente com aquela determinada na solidificação ascendente mostrou que em ambos os casos são constantes os expoentes experimentais, ficando a influência da convecção contida apenas no fator multiplicador da taxa de resfriamento.

5.6. Os espaçamentos dendríticos secundários médios obtidos na solidificação descendente são muito próximos dos obtidos para estas mesmas ligas na solidificação ascendente, mostrando que sofrem pouca ou nenhuma influência das correntes convectivas próprias da solidificação unidirecional descendente.

5.7. Para condições de solidificação em regime transitório os modelos de Hunt-Lu ($\lambda_1 \times \dot{T}$) e Bouchardy-Kirkaldy ($\lambda_2 \times V_L$), embora desenvolvidos somente para condições difusivas de transporte de espécies, geraram uma boa concordância com os dados experimentais obtidos na solidificação descendente em presença de correntes convectivas, geradas tanto por gradiente de temperatura quanto por gradientes de concentração.

Sugestões para Trabalhos Futuros

Com base nos resultados obtidos neste trabalho, as seguintes linhas de pesquisas podem ser sugeridas para realização de trabalhos futuros:

(1) Analisar a influência de correntes convectivas na transição celular/dendrítica na solidificação unidirecional transitória;

(2) Analisar a influência de correntes convectivas na macrossegregação em condições de solidificação transitória;

(3) Investigar o efeito de correntes convectivas na formação da macroestrutura de solidificação, particularmente na transição colunar/ equiaxial.

Capítulo 6

BIBLIOGRAFIA

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

Bouchard, D.; Kirkaldy, J. S. Scaling of intragranular dendritic microstructure in ingot solidification. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 27B, pp.101-113, 1996.

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

Bower, T. F.; Brody, H. D.; Flemings, M. C. Measurements of solute redistribution in dendritic solidification. *Transactions of the AIME*, v. 236, pp.624-634, 1966.

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

Burden, M. H.; Hunt, J. D. Some observations on primary dendrite spacings. *Metal Science*, pp. 156-158, 1976.

Çardili, E.; Gündüz, M. The directional solidification of Pb-Sn alloys. *Journal of Materials Science*, v. 35, pp. 3837-3848, 2000.

Cahoon, J. R.; Chaturvedi, M. C.; Tandon, K. N. The unidirectional solidification of Al-4 Wt Pct Cu ingots in microgravity. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 29, pp.1101-1110, 1998.

- Chen M; Kattamis T. Z. Dendrite coarsening during directional solidification of Al-Cu-Mn alloys. *Materials Science Engineering A*, v. 247, pp. 239-247, 1998.
- Coulthard, J. O.; Elliott R. The dependence of the cellular interface structure in dilute binary alloys on solidifications conditions. *Journal of The Institute of Metals*, v. 95, pp. 21-23, 1967.
- Ding, G.; Huang W. D.; Huang, X.; Lin, X.; Zhou, Y. On primary dendritic spacing during unidirectional solidification. *Acta Materialia*, v. 44, n.9, pp. 3705-3709, 1996.
- Ding, G.; Huang W.; lin, X.; Zhou, Y. Prediction of average spacing for constrained cellular/dendritic growth. *Journal of Crystal Growth*, v. 177, pp. 281-288, 1997.
- Ding, G. L.; Tewari, S. N. Dendritic morphologies of directionally solidified single crystal along different crystallographic orientations. *Journal of Crystal Growth*, v. 236, pp.420-428, 2002.
- Drevet B.; Nguyen Thi, H.; Camel D.; Billia B.; Dupouy M. D. Solidification of aluminum-lithium alloys near the cell/dendrite transition-influence of solutal convection. *Journal of Crystal Growth*, v. 218, pp. 419-433, 2000.
- Dons, A. L.; Pedersen, L., Arnberg, L. The origin of 'anomalous' microsegregation in Al-Si foundry alloys - modeling and experimental verification. *Materials Science and Engineering A*, v. 271, pp. 91-94, 1999.
- Dupouy, M. D.; Camel, D.; Favier, J. J. Natural convection in directional dendritic solidification of metallic alloys—I. Macroscopic effects. *Acta Metallurgical*. v.37, pp. 1143-1157, 1989.
- Dupouy, M. D.; Camel, D.; Favier, J. J. Natural convective effects in directional dendritic solidification of binary metallic alloys - Dendritic array morphology. *Journal of Crystal Growth*, 126 (2-3), pp. 480-492, 1993.
- Edvardsson T.; Fredriksson H.; Svensson I. A study of the solidification process in low-carbon manganese steels. *Metal Science*, pp. 298-306, 1976.
- Feng, J.; Huang, W. D.; Lin, X.; Pan, Q. Y.; Li, T.; Zhou Y.H. Primary cellular/dendritic spacing selection of Al-Zn alloy during unidirectional solidification. *Journal of Crystal Growth*, v.197, pp.393-395, 1999.

- Ferreira, I. L.; Siqueira, C.; Santos, C. A.; Garcia, A. Theoretical and experimental analysis of inverse segregation during unidirectional solidification of an Al6.2wt%Cu alloy. *Scripta Materialia*, v.49, p.339 - 344, 2003.
- Ferreira, I. L.; Santos, C. A.; Voller, V. R.; Garcia, A. Analytical, numerical and experimental analysis of inverse macrosegregation during upward unidirectional solidification of Al-Cu alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*, v.35B, n.April, pp.285 - 297, 2004.
- U. Feurer, R. Wunderlin, cited by W. Kurz and D.J. Fisher: Fundamentals of Solidification, Trans Tech Publications Ltd., Aedermannsdorf –Switzerland, 1986, Appendix 8: 214-216.
- Feurer, U. Influence of alloy composition and solidification conditions on dendrite arm feeding and hot tearing properties of aluminum alloys. In: Proceeding of the Symposium on quality control of engineering alloys, Delft, 1977, pp. 131-145.
- Flemings, M. C. Solidifications Processing. New York: McGraw-Hill, 1974.
- Ganesan, S.; Poirier, D. R. Densities of aluminum-rich aluminum-copper alloys during solidification. *Metallurgical Transactions A*, v.18A, pp. 721-723, 1987.
- Gandin, Ch-A.; Eshelman, M.; Trivedi, R. Orientation dependence of primary dendrite spacing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 27A, pp. 2727-2739, 1996.
- Garcia, A. Solidificação: Fundamentos e Aplicações. São Paulo: Editora da Unicamp, 2001, 399p.
- Gündüz M.; Çardili, E. Directional of aluminum-copper alloys. *Materials Science and Engineering A*, v. 327, pp. 167-185, 2002.
- Hengzhi, F.; Kingguo G. High rate directional solidification and its application in single crystal super alloys. *Science and Technology of Advanced Materials*, v. 2, pp. 197-204, 2001.
- Horwath J. A.; Mondolfo L. F. Dendrite growth. *Acta Metallurgica*, v. 10, pp. 1037-1042, 1962.
- Hui, J.; Tiwari, R.; Wu, X.; Tewari, S. N.; Trivedi, R. Primary dendrite distribution and disorder during directional solidification of Pb-Sb alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.33A, pp. 3499-3510, 2002.
- Hunt, J. D. Keynote Address: Cellular and primary dendrite spacings, international conference on solidification and casting of metals, London, Metals Society, 1979, pp.3-9.

Hunt, J. D.; Lu, S. Z. Numerical Modeling of Cellular Array Growth: Spacing and Structure Predictions. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 27A, pp. 611-623, 1996.

Jacobi, H.; Pitsch, W. Investigation of the crystallization sequence during solidification of low alloy steels. *Archive Eisenhüttenwes*, v. 46, p.417, 1975.

Jacobi, H. Schwerdtfeger, K. Dendrite morphology of steady-state unidirectional solidified steel. *Metallurgical Transactions A*, v.7A, pp.811-820, 1976.

Jong, S. H.; Hwang, W. S. Study of functional relationship of fraction of solid with temperature in mushy range for A356 Al alloy. *AFS Transactions*, v.100, pp. 1067-1077, 1992.

Kauerauf B.; Zimmermann G.; Rex S.; Billia B.; Jamgotchian H.; Hunt J. D. Directional cellular growth of succinonitrile-0.075wt% acetone bulk samples Part 2: Analysis of cellular patter. *Journal of Crystal Growth* 223, pp. 277-284, 2001.

Kirkaldy, J. S.; Liu, L. X.; Kroupa, A. Thin film forced velocity cells and cellular/dendrites-i. experiments. *Acta Metallurgical Materials*, v. 43. n.8, pp. 2891-2904, 1995.

Kirkwood, D. H. A Simple model for dendrite arm coarsening during solidification. *Material Science and Engineering*, v.73, LI, 1985.

Koseki, T.; Flemings M. C. Effect of external heat extraction on dendritic growth into undercooled melts. *ISIJ International*, v. 35, n.6, pp. 611-617, 1995.

Kurz W.; Fisher J. D. Dendrite growth at the limit of stability: Tip radius and spacing. *Acta Metallurgica*, v. 29, pp. 11-20, 1981.

Kurz, W.; Fisher, J. D. Fundamentals of Solidification. Switzerland: Trans Tech Public., 1981/1984/1986/1989/1992, pp.85-90.

Lapin J.; Klimová, A.; Velisek R.; Kursá, M. Directional solidification of Ni-Al-Cr-Fe alloy. *Scripta Materialia*, v. 37, n.1, pp. 85-91, 1997.

Laxmanan, V. Comments on undercooling effects in microsegregation modeling. *Scripta Materialia*, v. 36, n.6, pp. 687-692, 1997.

Lee, S. M.; O'Reilly, K. A. Q.; Cantor B.; Hong C. P. Microstructural transitions in Al-Cu ribbons manufactured by planar flow casting. *Materials Science Engineering A*, v. 249, pp. 233-240, 1998.

- Li, J.; Yang G.; Zhou Y. Mode of dendrite growth in undercooled alloy melts. *Materials Research Bulletin*, v. 33, n.1, pp. 141-148, 1998.
- Li, Q.; Beckermann, C. Evolution of the sidebranch structure in free dendritic growth. *Acta Materials*, v. 47, n.8, pp. 2345-2356, 1999.
- Li, M.; Mori T.; Iwasaki, H. Effect of solute convection on the primary arm spacings of Pb-Sn binary alloys during upward directional solidification. *Materials Science Engineering A*, v.265, pp. 217-223, 1999.
- Lima M. S. F.; Goldenstein H. Morphological instability of the austenite growth front in a laser remelted iron-carbon-silicon alloy. *Journal of Crystal Growth*, v.208, pp. 709-716, 2000.
- Lin, X.; Huang, W.; Feng, J.; Li, T.; Zhou Y. H. History-dependent selection primary cellular/dendritic spacing during unidirectional solidification in aluminum alloys. *Acta Materialia*, v.47, n.11, pp.3271-3280, 1999.
- Makkonen L. Spacing in solidification of dendritic arrays. *Journal of Crystal Growth*, v.208, pp. 772-778, 2000.
- Martorano, M. A.; Capocchi, J. D. T. Mathematical modeling of microsegregation in eutectic and peritectic binary alloys. *Materials Science and Technology*, v.16, pp. 483-490, 2000A.
- Martorano, M. A.; Capocchi, J. D. T. Effects of processing variables on the microsegregation of directionally cast samples. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.31A, pp. 3137-3147, 2000B.
- McCartney, D. G.; Hunt J. D. Measurements of cell and primary dendrite arm spacing in directionally solidified aluminum alloys. *Acta Metallurgica*, v.29, pp. 1851-1863, 1981.
- Mortensen, A. On the rate of dendrite arm coarsening. *Metallurgical Transaction A*, v.22, pp.569-674, 1991.
- O'Dell, S. P.; Ding G. L.; Tewari, S. N. Cell/dendrite distribution directionally solidified hypoeutectic Pb-Sb alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.30A, pp. 2159-2165, 1999.

Osorio, W. R. R.; Santos, C. A.; Quaresma, J. M. V.; Garcia, A. Determinação de propriedades mecânicas como função do espaçamento dendrítico secundário em ligas Zn-Al solidificadas unidirecionalmente. In: 55 Congresso Anual da Ass. Bras. Met. e Materiais, Rio de Janeiro. *Proceedings...* São Paulo: ABM, 2000. v.CD ROM. p.1110 – 1118.

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, pp. 103-11, 2002.

Osório, W. R. R.; Santos, C. A.; Quaresma, J. M. V.; Garcia, A. Mechanical properties as a function of thermal parameters and microstructure of Zn-Al castings. *Journal of Materials Processing Technology*, v.143/44, n.C, p.703 - 709, 2003.

Okamoto, T.; Kishitake, K. Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin, and zinc base binary alloys. *Journal of Crystal Growth*, v. 29, pp. 137-146, 1975.

Peres, M. D.; Siqueira, C. A.; Garcia, A. Macrostructural and microstructural development in Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions. *Journal of Alloys and Compounds, In Press*, 2004.

Pilling, J.; Hellawell, A. Mechanical deformation of dendrites by fluid flow. *Metallurgical Transactions*, v.27A, pp.229, 1996.

Piwonka, T.S.; Woodbury, K.A.; Wiest, J. M. Modeling casting dimensions: effect of wax rheology and interfacial heat transfer. *Materials and Design*, v. 21, pp.365-372, 2000.

Poirier, D. R.; Yeum, K.; Maples, A. C. A thermodynamic prediction for microporosity formation in aluminium-rich Al-Cu alloys. *Metallurgical Transaction A*, v.18 A, pp. 1979-1987, 1987.

Quaresma, J. M. V.; Santos, C. A.; Tosetti, J. P. V.; Spim Júnior, J. A.; Garcia, A. Correlação entre microestrutura e parâmetros térmicos no lingotamento contínuo de tiras finas de aços In: 54 Congresso Anual da ABM, São Paulo. *Proceedings...* São Paulo: ABM, 1999.

Quaresma, J. M. V.; Santos, C. A.; Garcia, A. Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings and mechanical properties. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.31A, pp.3167-3178, 2000.

Rios, C. T.; Caram, R. Primary dendrite spacing as a function of directional solidification parameters in an Al-Si-Cu. *Journal of Crystal Growth*, v. 174, pp. 65-69, 1997.

Rocha, O. F. L., Siqueira, C. A., Garcia, A. Theoretical-experimental analysis of the cellular/dendritic transition during unidirectional solidification. *Materials Research*, v.5, n.3, pp.391-397, 2002.

Rocha, O. F. L., Siqueira, C., Garcia, A. Cellular spacings in unsteady-state directionally solidified Sn-Pb alloys. *Materials Science And Engineering A*, v.361, p.111 - 118, 2003A.

Rocha, O. L.; Siqueira C. A.; Garcia, A. Cellular/dendritic transition during unsteady-state unidirectional solidification of Sn-Pb alloys. *Materials Science Engineering A*, v.347, n.1-2, p.59 - 69, 2003B.

Rocha, O. L.; Siqueira C. A.; Garcia, A. Heat flow parameters affecting dendrite spacings during unsteady state solidification of Sn-Pb and Al-Cu alloys, *Metallurgical and Materials Transaction A*, Metallurgical, v.34A, n.abril, p.995 - 1006, 2003C.

Santos, C. A. *Influências das taxas direcionais de resfriamento na evolução da solidificação em sistemas metal/molde*. Campinas: Faculdade de engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1997, Dissertação de Mestrado.

Sharp, R. M.; Hellawell A. The microscopy and composition of quenched solid-liquid interfaces. *Journal of Crystal Growth*, v.5, pp. 155-161, 1969.

Siqueira, C. A; Cheung N.; Garcia, A. Solidification thermal parameters affecting the columnar-to-equiaxed transition, *Metallurgical and Materials Transaction A*, v. 33, pp. 2107-2118, 2002.

Spittle, J. A.; Lloyd, D. M. Dendrite arm spacing in hypoeutectic Pb-Sb alloys directionally solidified under steady and non-steady conditions. *Proc. International Conference on Solidification and Casting of Metals*, pp. 15-20, 1979.

Su, R. J.; Overfelt, R. A.; Jemian, W. A. Microstructural and Compositional Transients during Accelerated Directional Solidification of Al-4.5 Wt Pct Cu. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.29A, pp. 2375-2381, 1998.

Tewari, S. N.; Chopra M. A. Break-down of a planar liquid-solid interface during directional solidification; influence of convection. *Journal of Crystal*, v.118, pp. 183-192, 1992.

Tiedje, N.; Hansen P. N.; Pedersen A. S. Modeling of primary and secondary dendrites in a Cu-6 wt pct Sn alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.27A, pp. 4084-4093, 1996.

Trivedi, R. Interdendritic Spacings . A Comparison of theory and experiment. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v.15A, n.6, pp. 977-982, 1984.

Trivedi, R.; Liu S.; Mazumder P.; Simsek, E. Microstructure development in the directionally solidified Al-4.0 wt% Cu alloy system. *Science and Technology of Advanced Materials*, v.2, pp. 309-320, 2001.

Tunca N.; Smith R. W. Variation of dendrite arm spacing in Al-rich Zn-Al off-eutectic alloys. *Journal of Materials Science*, v.23, pp. 111-120, 1988.

Voller, V. R.; Swaminathan, C. R.; Generral Source-Based Method for Solidification Phase Change. *Numerical Heat Transfer*, v.19, pp.175-189, 1991.

Wan, X.; Han Q.; Hunt J. D. Different growth regimes during directional dendritic growth. *Acta Materials*, v.45, n.10, pp. 3975-3979, 1997.

Yang S.; Huang W.; Lin, X.; Su, Y.; Zhou Y. On cellular spacing selection of Cu-Mn alloy under ultra-high temperature gradient and rapid solidification condition. *Scripta Materialia*, v.42, pp. 543-548, 2000.

Young, K. P.; Kirkood, D. H. The dendrite arm spacing of aluminium-copper alloys solidified under steady-state conditions. *Metallurgical Transaction*, v. 98, pp. 871-878, 1975.

Yu, L.; Ding, G. L.; Reye, J.; Ojha, S. N.; Tewari, S. N. Cellular/dendritic array morphology during directional solidification of Pb-5.8 wt Pct Sb alloy. *Metallurgical and Materials Transaction A*, v.30A, pp.2463-2471, 1999.

APÊNDICE 1

Genesis Win32 Propriedades

Seleciona Liga:

Al3%Si
Pb15%Sn
Sn15%Pb

Selecionar **Inserir** **Excluir**

Salvar **Retornar**

Liga: Sn15%Pb

Diagrama de Fases:

Co: 15.00 [%peso]
Ceut: 39.00 [%peso]
m: 1.380 [K]
ko: 0.0660 [Coef. Partição]
Tliq: 483.20 [K]
Teut: 456.50 [K]

Propriedades Termofísicas:

Ks: 62.2 [W/m.K]
Kl: 32.5 [W/m.K]
Cps: 207.3 [J/kg.K]
Cpl: 240.9 [J/kg.K]
RHOs: 7906.0 [kg/m3]
RHOl: 7551.7 [kg/m3]
L: 55534.3 [J/kg]

Software Genesiswin32: tela de seleção e inserção das propriedades termofísicas para as ligas simuladas.

Genesis Win32 Executa

Sistema Binário: Sn15%Pb

Progresso da Execução = 100.0%

Parâmetros Numéricos:

Xl: 0.150 [m]
N: 401
dx: 0.00035 [m]
Tempo: 200 [s]
dt: 0.0500 [s]
Itens: 4000

Dados do Vazamento:

Tsup = 7.00 [K] Tsup Variável
Tsup [Z] = 4757.00 ZT = 790.14 Z = 908.50 [K]
Tinf: 300 [K]

Coefficiente de Transferência de Calor:

hi = 1700 x t 0.001 [W/m2K]

Posição dos Termopares:

☒ T1: 5.0 [mm]
☐ T2: 10.0 [mm]
☐ T3: 15.0 [mm]
☐ T4: 30.0 [mm]
☐ T5: 50.0 [mm]
☐ T6: 70.0 [mm]

Liberção de Calor Latente:

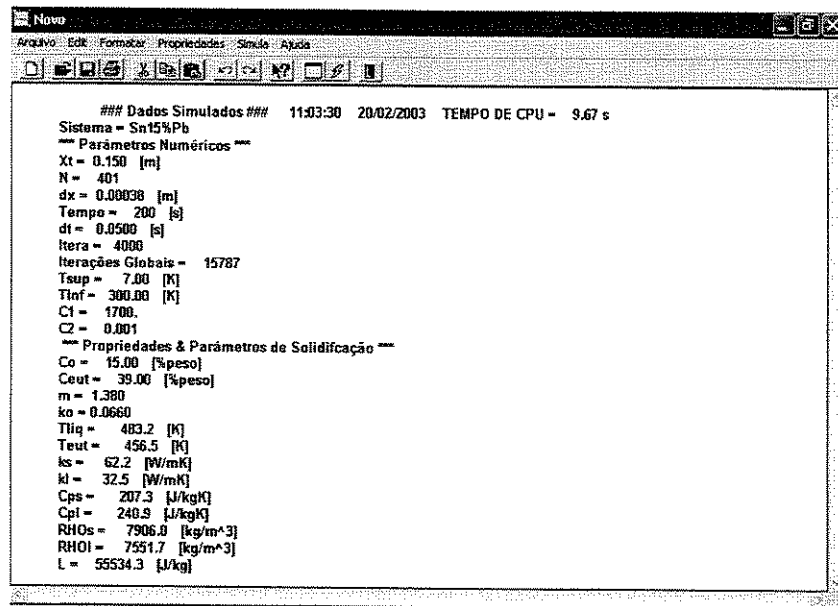
☒ Schell ☐ Beta
☐ Difusão Finita 0.000
☐ Regra da Alavanca

Status do Programa:

Execução concluída

Executa **Sair**

Software Genesiswin32: tela de execução do programa, com opções de escolha dos parâmetros de simulação, e inserção dos dados de vazamento bem como dos valores de hi.



Software Genesiswin32: tela final de emissão de relatório com todos os parâmetros envolvidos na simulação.