



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
INSTITUTO DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA INDUSTRIAL**

EUGÊNIO CARLOS CAMPOS DE ARAÚJO

**SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL HORIZONTAL DE UMA LIGA Al-Cu-Si:
INTERRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS TÉRMICOS, MICROESTRUTURA E
MICRODUREZA.**

**BELÉM
2015**

EUGÊNIO CARLOS CAMPOS DE ARAÚJO

**SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL HORIZONTAL DE UMA LIGA Al-Cu-Si:
INTERRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS TÉRMICOS, MICROESTRUTURA E
MICRODUREZA.**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial do Instituto de Tecnologia da Universidade Federal do Pará, como requisito para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Industrial na Área de Materiais e Processos de Fabricação. Orientador: Prof. Dr. Otávio Fernandes Lima da Rocha. Co-orientador: Prof. Dr. Laércio Gouvêa Gomes.

BELÉM
2015

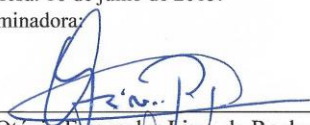
EUGÊNIO CARLOS CAMPOS DE ARAÚJO

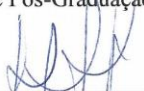
**SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL HORIZONTAL DE UMA LIGA Al-Cu-Si:
INTERRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS TÉRMICOS, MICROESTRUTURA E
MICRODUREZA.**

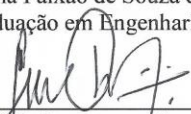
Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial do Instituto de Tecnologia da Universidade Federal do Pará, como requisito para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Industrial. Área de Concentração em Materiais e Metalurgia.

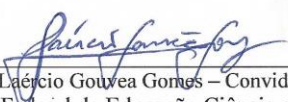
Data da defesa: 16 de julho de 2015.

Banca examinadora:


Prof. Dr. Otávio Fernandes Lima da Rocha - Orientador
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial/UFPA.


Prof.ª Dr.ª Maria Adrina Paixão de Souza da Silva - Membro Externo
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica /UFPA.


Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma - Membro Interno
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial/UFPA.


Prof. Dr. Laércio Gouvea Gomes - Convidado
Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia do Pará/IFPA.

Dedico este trabalho com imensa gratidão e respeito aos meus pais, Francisco Vieira de Araújo e Oneide Costa Campos, que sempre serão os meus grandes exemplos de vida.

À memória de minha avó Regina Costa Campos que sempre me inspirou e me ensinou a trilhar com sabedoria e paciência as veredas desta vida.

À minha amada esposa Fabiana Cristina Araújo, aos meus filhos Thaísa e Victor Hugo, que representam a minha segurança em todos os aspectos, meus companheiros e incentivadores incondicionais obrigado por me completarem em todos os momentos.

AGRADECIMENTOS

Ao meu adorado Deus, dirijo a minha maior gratidão, por tudo que Ele é, foi e será na minha vida.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial, na pessoa do Prof. Dr. Roberto Tetsuo Fujiama, pelo desprendimento ao escolher me apoiar, por sua ajuda sempre pertinente e por ter depositado confiança de que eu levaria a termo este projeto.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Otávio Fernandes Lima da Rocha, pela oportunidade concedida, suporte técnico, pelo aprimoramento científico e por ter contribuído na minha formação acadêmica, muito obrigado.

Ao Prof. Dr. Laércio Gouvea Gomes, meu Coorientador, que sempre esteve disponível a me ajudar, pela sua valiosa colaboração e pela sua amizade.

Ao Laboratório de Metalurgia do Instituto Federal do Pará, por todas as contribuições técnicas necessárias ao bom desenvolvimento deste trabalho.

Ao acadêmico de Engenharia de Materiais do Instituto Federal do Pará, Sr. Rafael Kikuchi, pelas análises e por toda contribuição técnico científica realizada com primor e empenho, meus agradecimentos.

Ao Sr. André aluno de graduação de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pará, por toda ajuda oferecida na confecção dos gráficos e pela dedicação com a qual sempre me atendeu.

Ao Everaldo, aluno de Pós- Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pará, por seus préstimos durante todo o percurso da realização deste projeto.

Aos Professores do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Industrial da Universidade Federal do Pará por terem sido grandes colaboradores nas aquisições de conhecimentos e pelos esforços sem medida que me conduziram até esse momento.

Aos meus irmãos queridos, Andréa Sousa, Ana Patrícia Rocha, Francisco Jr e André Felipe pelas palavras de coragem e ânimo e por sempre acreditarem na possibilidade deste sonho se tornar real.

Aos meus companheiros de Pós-Graduação por toda ajuda, apoio e encorajamento durante todo o percurso da realização deste projeto.

Muito obrigado nunca será suficiente para demonstrar a magnitude do que eu recebi de todos os colaboradores que direta ou indiretamente têm participação neste trabalho. Peço a Deus que os recompensem à altura.

“Mesmo quando na trajetória desta vida tudo parece estranho ao nosso redor, persistir, confiar e prosseguir sem desistir dos nossos sonhos, sempre é o melhor caminho”

Eugênio Carlos

RESUMO

As ligas de alumínio para fundição possuem propriedades de grande interesse industrial, como: baixa massa específica, boa resistência à corrosão, elevadas condutibilidade térmica e elétrica, boas combinações de propriedades mecânicas, boa trabalhabilidade em processos de usinagem e conformação mecânica. Atualmente, essas ligas são produzidas em vários sistemas e dezenas de composições. A literatura apresenta vários estudos tanto teóricos quanto experimentais focando na evolução microestrutural de ligas binárias à base de alumínio. Entretanto, são escassos os estudos abordando importantes famílias de ligas multicomponentes à base de alumínio. Nesse sentido, experimentos de solidificação direcional horizontal (SDH) foram realizados com a Liga Al-3%Cu-5,5%Si a fim de analisar espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) e microdureza (HV). Foi utilizado um dispositivo de solidificação direcional horizontal resfriado à água. Os espaçamentos dendríticos secundários foram correlacionados com os parâmetros térmicos de solidificação tais como velocidade deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L), taxa de resfriamento (T_R) e tempo de solidificação local (T_{SL}). Os resultados mostram que funções experimentais do tipo potência dadas por $\lambda_2 = \text{Constante } (V_L)^{-2/3}$, $\lambda_2 = \text{Constante } (T_R)^{-1/3}$ e $\lambda_2 = \text{Constante } (T_{SL})^{1/3}$ representam as leis de crescimento dos espaçamentos dendríticos secundários com os parâmetros térmicos para a liga investigada. Equações de potência e Hall-Petch caracterizaram a dependência de HV sobre λ_2 e T_R . Uma análise comparativa é realizada entre os valores experimentais obtidos neste trabalho com o único modelo teórico da literatura que foi proposto para prever o crescimento de espaçamento dendrítico secundário em ligas multicomponentes. Comparações com resultados experimentais da literatura para solidificação direcional vertical ascendente também foram realizadas

Palavras-chave: Solidificação; Ligas de alumínio; Microdureza; Microscopia eletrônica.

ABSTRACT

Aluminum casting alloys have properties which are of great industrial interest, such as low density, good corrosion resistance, high thermal and electrical conductivities, good combination of mechanical properties, good workability in machining processes and mechanical forming. Currently, these alloys are produced in various systems and dozens of compositions. The literature presents several studies, both theoretical and experimental, focusing on the microstructural evolution of binary aluminum-based alloys. However, there are few studies in the literature addressing important families of multicomponent aluminum-based alloys. In this sense, horizontal directional solidification experiments (HDS) were carried out with the Al-3wt.%Cu-5.5wt.%Si alloy in order to analyze the interrelation between the secondary dendrite arm spacing (λ_2) and microhardness (HV). A water-cooled horizontal directional solidification device was used. The secondary dendrite arm spacing was correlated with solidification thermal parameters such as growth rate (V_L), cooling rate (T_R) and local solidification time (t_{SL}). This has allowed to observe that experimental power functions given by $\lambda_2 = \text{Constant } (V_L)^{-2/3}$, $\lambda_2 = \text{Constant } (T_R)^{-1/3}$ and $\lambda_2 = \text{Constant } (t_{SL})^{1/3}$ may represent growth laws of secondary dendrite arm spacing with the corresponding thermal parameters for the ternary alloy investigated. Power and Hal-Petch equations have also characterized the dependence of HV with λ_2 . A comparative analysis is performed between the λ_2 experimental values obtained in this work and the only theoretical model from the literature that has been proposed to predict the growth of secondary dendritic spacing in multicomponent alloys. Comparisons with literature results for upward directional solidification were also analyzed.

Keywords: Solidification; Aluminum alloys; Microhardness; Electron microscopy

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1.1 – Fluxograma ilustrativo das alternativas de fabricação de produtos metálicos.....	17
Figura 1.2 – Representação esquemática da microestrutura de fundidos.	19
Figura 2.1 - Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação de um metal.	22
Figura 2.2 - Esquema do dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente refrigerado a água, utilizado em diversos estudos de correlação entre variáveis térmicas e estruturas de solidificação	25
Figura 2.3 - 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. Controle de potência do forno, 10. Metal líquido	26
Figura 2.4 - Esquemática do dispositivo de solidificação unidirecional horizontal desenvolvido por: (a) Quaresma e (b) Silva.	27
Figura 2.5 - Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde na solidificação horizontal.	28
Figura 2.6 - Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das microestruturas de solidificação.....	29
Figura 2.7 - Esquema representativo das ramificações interdendríticas primárias (λ_1), secundárias (λ_2).	30
Figura 2.8 - Mudança morfológica na estrutura de crescimento à medida que a velocidade é aumentada: (a) crescimento celular regular em baixas velocidades; (b) crescimento celular com alteração na direção de crescimento; (c) transição celular/dendrítica; (d) crescimento dendrítico com início da formação de instabilidades laterais	31
Figura 2.9 - Esquema representativo de uma estrutura celular/dendrítica e micrografia da estrutura celular/dendrítica	32
Figura 2.10 - Condições de transição planar/celular/dendrítica pelo efeito do super-resfriamento constitucional	32
Figura 2.11 – Resultados experimentais desenvolvidos por Gomes (2012 para ligas Al-3%Cu-5,5%Si e Al-3%Cu-9%Si.	37
Figura 2.12 - Gráficos que apresentam a variação do alongamento específico com o tamanho de grão e espaçamento dendrítico primário para uma liga Al-7%Si.	40
Figura 2.13-Variação da Microdureza com espaçamentos dendríticos secundários para uma liga Al-Cu solidificada Horizontalmente sob condições transitórias de extração de calor..	41

Figura 2.7 - Esquema representativo das ramificações interdendríticas primárias (λ_1), secundárias (λ_2).	41
Figura 3.1 – Fluxograma representativo do detalhamento das etapas deste trabalho	44
Figura 3.2 – (a) Balança digital precisão de 0,01 mg; (b) Cadinho de carbetto de silício; (c) Forno tipo mufla com temperatura de trabalho até 1250oC	46
Figura 3.3. Registro fotográfico do analisador químico (Espectrômetro Ótico) utilizado neste trabalho	47
Figura 3.4. Diagrama de fase pseudo-binários em função de Silício (a), de Cobre (b)	48
Figura 3.5. Caminho de solidificação calculado pelo ThermoCalc para condições fora do equilíbrio.	49
Figura 3.6. Esquema do conjunto de monitoramento da temperatura liquidus da liga analisada	49
Figura 3.7. Termopar tipo K (a) e registrador de temperatura (b)	50
Figura. 3.8. (a) Representação do conjunto que compõe o dispositivo de solidificação direcional horizontal utilizado neste trabalho: (10 termopares, (2) Controlador de temperatura, (3) computador, (4) alimentação principal de água, (5) recipiente armazenador de água, (6) bomba d'água, (7) rotâmetro, (8) entrada de água de refrigeração, (9) saída de água, (10) dispositivo de solidificação direcional horizontal, (11) Fieldloger – registrador de temperatura, (b) Vista lateral e interna do dispositivo: (12) isolamento com blindagem em cerâmica; (13) resistências elétricas; (14) lingoteira.	52
Figura 3.9. Detalhes dimensionais da chapa molde (ou trocadora de calor) e lingoteira de aço inox.	53
Figura 3.10. Desenho esquemático do conjunto chapa de resfriamento e lingoteira.....	54
Figura 3.11. Registro fotográfico do interior da lingoteira, mostrando in loco detalhes das resistências elétricas e o conjunto chapa molde e lingoteira.	54
Figura 3.12 (a) – Tela de inicialização do software de registro de temperaturas, e curvas experimentais resultantes.	55
Figura 3.13 – Perfil de temperatura indicando o tempo de passagem da isoterma liquidus	58
Figura 3.14. Deslocamento da posição da isoterma liquidus em função do tempo	59
Figura 3.15. Representação esquemática da obtenção do gráfico das velocidades em função do tempo e em função da posição.	60
Figura 3.16. Sequência experimental para determinação das variáveis térmicas.....	61
Figura 3.17. Macroestrutura da liga Al-3%Cu-5,5%Si.	62
Figura 3.18. Representação esquemática ilustrando a localização de retirada dos corpos de prova do lingote para análise metalográfica	63

Figura 3.19. Corpos de prova para análise microrstrutural durante o embutimento a frio	63
Figura 3.20. Registro fotográfico do analisador de imagem Olympus, modelo UC30, instalado no Laboratório de Caracterização do IFPA.....	64
Figura 3.21. Técnica empregada para medição dos espaçamentos dendríticos secundários: (a) esquema de crescimento de dendritas colunares e (b) microestrutura resultantes deste trabalho	65
Figura 3.22. Esquema representativo do método para realização do ensaio de Microdureza Vickers (HV).	67
Figura 3.23. Fotografia do microdurômetro modelo Shimadzu HVM-2.	67
Figura 4.1 - Curvas experimentais de resfriamento da liga estudada, solidificada direcionalmente.	69
Figura 4.2 - Posição da isoterma liquidus a partir da interface metal/molde em função do tempo	69
Figura 4.3 - Velocidades das isotermas liquidus a partir da interface metal/molde em função da posição	70
Figura 4.4 – Taxas de resfriamento a partir da interface metal/molde em função da posição para as ligas estudadas.	70
Figura 4.5 – Microestruturas dendríticas das posições 15 e 30 mm obtidas para a liga Al-3%Cu=5,5%Si.	71
Figura 4.6 - Espaçamentos dendríticos secundários em função da posição a partir da interface metal/molde.	73
Figura 4.7 - Espaçamentos dendríticos secundários em função da velocidade de deslocamento da isoterma liquidus	73
Figura 4.8 - Espaçamentos dendríticos secundários em função da taxa de resfriamento.....	74
Figura 4.9 – Tempo local de solidificação com função da posição da isoterma liquidus para a liga analisada neste trabalho.	76
Figura 4.10. Comparação com a literatura dos espaçamentos dendríticos secundários: (a) $\lambda_2=(VL)$, (b) $\lambda_2=(TR)$ e (c) $\lambda_2=(tSL)$	77
Figura 4.11. Proposta de lei experimental única para os braços secundários em função de: (a) $\lambda_2=f(TR)$ e (b) $\lambda_2=f(tSL)$	77
Figura 4.12. Comparação dos espaçamentos dendríticos secundários experimentais e teóricos em função do tempo local de solidificação.	78
Figura 4.13 - Variação da microdureza em função da:(a) posição da isoterma liquidus,(b) λ_2 e (c) $\lambda_2^{-1/2}$	80

Figura 4.14 – Comparação dos resultados de HV obtidos neste trabalho para a liga ternária Al-3%Cu-5,5%Si com os da literatura para a liga binária Al-3%Cu, ambas solidificadas horizontalmente.....	82
Figura 4.15 – (a) Diagramas de equilíbrio de fases das ligas Al-Cu e Al-Cu-Si e (c) Microcografia obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV) na posição 30 mm da interface metal/molde, para ambas ligas binária e ternária, analisadas neste trabalho.	83
Figura 4.16. Comparação entre os resultados experimentais deste trabalho com outros da literatura para ligas Al-Cu e Al-Si, solidificadas em sistemas horizontal e vertical.	84

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1. Equações experimentais para previsão dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) para ligas binárias à base de alumínio em função da velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i>	35
Tabela 2.2. Equações experimentais para previsão dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2).....	36
Tabela 2.3. Modelos teóricos de crescimento dendrítico secundário (λ_2) para ligas binárias..	37
Tabela 2.4. Resultados experimentais do $HV = f(\lambda_2)$ obtidos por Kaya et al. [12] e Çadirli [16] para ligas à base de Al.....	42
Tabela 3.1 – Composição química (% em peso) dos metais utilizados na elaboração da liga Al-3%Cu-7%Si.	46
Tabela 3.2. Resultado da análise química quantitativa e qualitativa da liga Al-3%Cu-5,5%Si. Padrão fornecido pelo analisador mostrado na Figura 3.2.....	48
Tabela 3.3. Propriedades termofísicas das ligas Al-3wt.%Cu-5.5wt.%Si usadas em cálculos realizados com o modelo Rappaz-Boettinger.	66
Tabela 5.1 – Equações correspondentes aos parâmetros térmicos da ligas Al-Cu-Si investigada.....	85
Tabela 5.2 – Equações correspondentes ao crescimento dendrítico da liga Al-Cu-Si investigada.....	85
Tabela 5.3 – Equações correspondentes a variação de HV com a posição da isoterma <i>liquidus</i> e λ_2 da liga Al-Cu-Si investigada.	86

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Letras latinas

C_L	Calor específico na fase líquida	[J/kg K]
C_S	Calor específico na fase sólida	[J/kg K]
C_0	Composição de soluto na liga	[%]
C	Constante que depende do tipo de liga	-
D_L	Difusividade de soluto no líquido	[m ² /s]
dP	Derivada da posição	-
dt	Derivada do tempo	-
dT	Derivada da temperatura	-
G_L	Gradiente de temperatura frente à isoterma <i>liquidus</i>	[°C/mm]
h_i	Coefficiente de transferência de calor na interface metal/molde	[W/m ² K]
k_0	Coefficiente de partição de soluto	[%]
K_L	Condutividade térmica no líquido	[W/m K]
K_S	Condutividade térmica no sólido	[W/m K]
L	Calor latente de fusão do material	[J/kg]
m_L	Inclinação da linha <i>liquidus</i>	-
P	Posição dos termopares	[mm]
t	Tempo de deslocamento da isoterma <i>solidus</i>	[s]
T_R	Taxa de resfriamento	[°C/s]
T_L	Temperatura <i>liquidus</i> da liga	[°C]
T_S	Temperatura <i>solidus</i> da liga	[°C]
T_V	Temperatura de vazamento da liga	[°C]
V_L	Velocidade da isoterma <i>liquidus</i>	[mm/s]

Letras Gregas

λ_c	Espaçamento celular	[μm]
λ_1	Espaçamentos dendríticos primários	[μm]
λ_2	Espaçamentos dendríticos secundários	[μm]
λ_3	Espaçamentos dendríticos terciários	[μm]
ε	Fator de correção do modelo	[$\varepsilon < 1$]
Γ	Coefficiente de Gibbs-Thompson	
ρ_L	Densidade no líquido	[kg/m ³]
ρ_S	Densidade no sólido	[kg/m ³]
ΔT	Diferença de temperatura	[°C]

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
1.1	CONSIDERAÇÕES INICIAIS	15
1.2	OBJETIVO GERAL	19
1.3	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	19
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
2.1	VARIÁVEIS TÉRMICAS E ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO	21
2.1.1	Variáveis térmicas	21
2.1.2	Análise experimental da solidificação unidirecional em condições transitórias	23
2.2	MICROESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO	28
2.2.2	Leis de crescimento celular e dendrítico	31
2.2.3	Modelos de crescimento dendríticos secundários	32
2.3	PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS METAIS E LIGAS	38
3	MATERIAIS E MÉTODOS	42
3.1	CONSIDERAÇÕES INICIAIS	42
3.2	MATERIAIS E EQUIPAMENTOS UTILIZADOS NESTE TRABALHO	42
3.2.1	Materiais e equipamentos para elaboração da liga	42
3.2.2	Materiais e equipamentos utilizados durante a solidificação direcional	49
A seguir, são apresentados, de forma sucinta, os software utilizados na realização dos trabalhos experimentais de monitoramento da solidificação direcional		54
3.3	MÉTODOS	55
3.3.1	Obtenção da liga Al-Cu-Si investigada e levantamento das curvas de resfriamento (Atualizado a partir de CARVALHO, 2013).	55
3.3.2	Procedimento experimental para determinação das variáveis térmicas de solidificação (V_L e T_R)	56
3.3.3	Procedimento experimental para obtenção e caracterização da microestrutura (Adaptado de CARVALHO, 2013)	60
3.3.4	Procedimento experimental para o ensaio de microdureza	66
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	68
4.1	CONSIDERAÇÕES INICIAIS	68
4.2	DETERMINAÇÃO DAS VARIÁVEIS TÉRMICAS (V_L e T_R)	68
4.3	MICROESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO	70
Fonte: Arquivo pessoal.		71

4.4	CORRELAÇÃO ENTRE VARIÁVIES TÉRMICAS E ESPAÇAMENTOS DENDRÍTICOS SECUNDÁRIOS	72
4.5	MICRODUREZA E ESPAÇAMENTOS DENDRÍTICOS SECUNDÁRIOS	78
5	CONCLUSÕES.....	85
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	88
7	REFERÊNCIAS	89

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante em nosso planeta, superado apenas pelo oxigênio e pelo silício. Por suas excelentes propriedades físico-químicas, entre as quais se destacam o baixo peso específico, a alta condutividade térmica e elétrica e a possibilidade de reciclagem, tornou-se o metal não-ferroso mais consumido no mundo, e é hoje o segundo material mais utilizado na indústria, perdendo apenas para o aço (ABAL, 2005). É um metal com baixo ponto de fusão, com abundância aproximada na crosta terrestre de 8%. Contudo, ele não é encontrado em estado natural, sendo obtido através de processos eletroquímicos a partir da bauxita, minério identificado pela primeira vez em 1821, na localidade de Les Baux, ao Sul da França, por Berthier.(ABAL,2007)

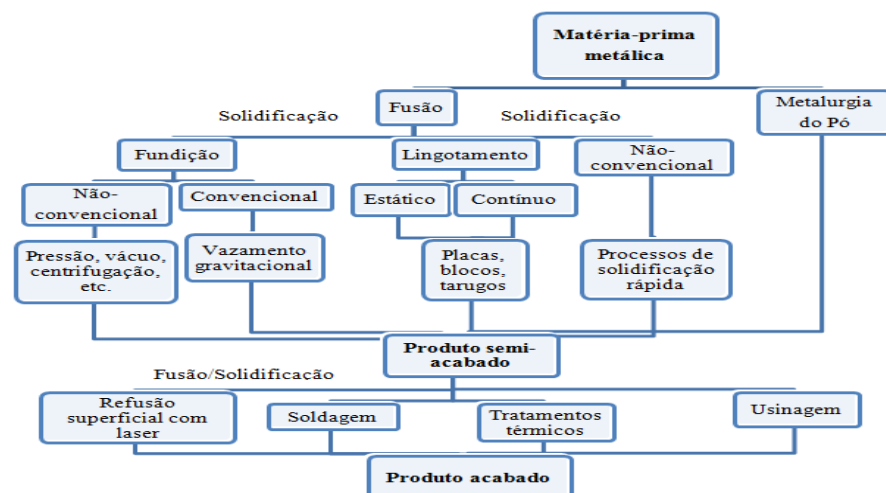
Segundo a ABAL – Associação Brasileira do Alumínio (ABAL (b), 2014), o rápido e notável crescimento da importância do alumínio na indústria é resultado de uma série de fatores: (a) É um metal que possui excelente combinação de propriedades úteis, resultando numa adequabilidade técnica para um campo vasto de aplicações em engenharia; (b) Pode ser facilmente transformado por meio de todos os processos metalúrgicos normais, tornando-se assim, viável à indústria manufatureira em qualquer forma necessária e; (c) Em laboratórios acadêmicos, a indústria do alumínio e seus próprios usuários têm desenvolvido novas pesquisas, técnicas de fabricação, de soldagem e de acabamento, o que tem levado a um conhecimento maior de técnicas de engenharia deste metal, fazendo com que seja considerado um material de fácil aplicação.

Um dos aspectos que tornam as ligas de alumínio tão atraentes como materiais de construção mecânica é o fato de o alumínio poder combinar-se com a maioria dos metais de engenharia, chamados de elementos de liga. Com essas associações, é possível obter características tecnológicas ajustadas de acordo com a aplicação do produto final. Mas para isso, é preciso conhecer bem as vantagens e limitações de cada elemento para fazer a melhor seleção [ABAL (a) e (b), 2014]. Neste contexto, muitos elementos metálicos podem ser combinados com o alumínio para formar as suas ligas, sendo os mais utilizados: cobre, magnésio, manganês, silício e o zinco. Em função do produto, as ligas de alumínio podem ser classificadas como ligas de deformação plástica ou de fundição. Dentro destas categorias as ligas são agrupadas em séries de acordo com os elementos de liga principais (MOREIRA, 2011; FURLAN, 2008).

Atualmente, são investigadas dezenas de composições diferentes de ligas de alumínio por meio de diversos processos comerciais de fundição. O sistema de liga Al-Cu-Si, especialmente às pertencentes à série 319.1, foco deste trabalho, por exemplo, em virtude da sua excelente fluidez, boa fundibilidade e resistência mecânica a temperaturas relativamente elevadas, baixo coeficiente de expansão térmica e boa resistência ao desgaste, aliada à elevada relação resistência/peso, representa uma excelente opção à substituição de materiais tradicionais, evidenciado nas indústrias aeroespacial e automobilística que têm utilizado esse sistema de liga em seus produtos fazendo-se valer das suas propriedades (METALS HANDBOOK, 1998). O estudo da liga Al-Cu-Si é, portanto, de grande importância, pois a exigência do mercado consumidor por tecnologias que conjugassem desempenho mecânico à elevada eficiência e baixo custo de manutenção conduziu à necessidade de serem desenvolvidos materiais capazes de satisfazer determinadas propriedades, tais como elevada resistência mecânica e baixo peso específico. Assim, diversos sistemas de liga têm sido estudados e desenvolvidos com esse propósito ao longo dos últimos anos.

A imensa maioria dos produtos metálicos, que atendem às necessidades imediatas da sociedade moderna, utiliza, em algum momento da sua cadeia produtiva, o processo de solidificação o qual representa a mais importante alternativa para a fabricação de produtos metálicos acabados e semiacabados (GARCIA, 2007), especialmente de ligas alumínio. Uma análise global dos atuais processos de manufatura de peças e componentes metálicos mostra que, com exceção dos artigos produzidos por técnicas de metalurgia do pó, todos os demais passam, pelo menos uma vez, pelo processo de solidificação, conforme mostra o esquema da Figura 1.1.

Figura 1.1 – Fluxograma ilustrativo das alternativas de fabricação de produtos metálicos.

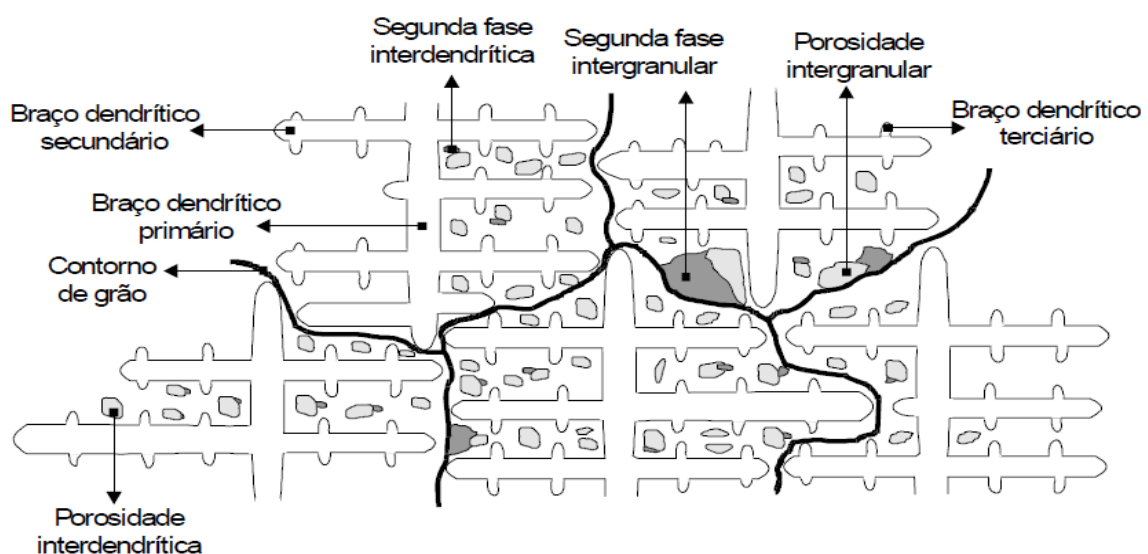


Neste cenário, com as crescentes exigências da indústria moderna por materiais com propriedades cada vez mais elevadas, o conhecimento do controle da cinética do processo de solidificação de metais e ligas metálicas vem a cada dia se consolidando como um objeto de estudo de extrema importância para a obtenção de materiais com propriedades homogêneas e cada vez mais adequadas à sua utilização prática. Deste modo, é essencial uma abordagem de alguns princípios básicos que envolvem o processo de solidificação de materiais metálicos. Destaca-se, por exemplo, a técnica de solidificação unidirecional que tem sido bastante utilizada no estudo experimental dos fenômenos da solidificação, esse estudo pode ser abordado tanto em regime estacionário de extração de calor quanto em regime transitório. Vale destacar, ainda, que a maioria dos resultados experimentais, envolvendo aspectos macro e microestruturais resultantes do processo de solidificação, presentes na literatura (GARCIA, 2007), utilizam condições estacionárias de troca de calor. Entretanto, a maioria dos processos industriais ocorre em condições transitórias de fluxo de calor, sendo que a grande parte desses trabalhos aborda a solidificação direcional vertical ascendente (SIQUEIRA, 2002; ROCHA, 2003; FERREIRA, 2004; ROSA, 2004; PERES, 2005; SPINELLI, 2005; BOEIRA, 2006; OSORIO *et al.*, 2007; CANTE, 2009; GOULART, 2010; SILVA, 2011; MOUTINHO, 2012; GOMES, 2012). Investigações sobre a solidificação transitória de ligas ternárias relacionada aos parâmetros microestruturais, modelagem de solidificação, segregação de soluto e a formação de porosidade são relativamente escassos na literatura (GOMES, 2012; MOUTINHO, 2007; ROCHA, 2003a; 2003b; 2003c; 2003d e LEE *et al.*, 1998), tanto que para ligas multicomponentes existe somente um modelo teórico na literatura para a determinação do espaçamento dendrítico secundário (RAPPAZ e BOETTIINGER, 1999) e (EASTON *et al.*, 2010), que investiga a influência do soluto nos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) em ligas de alumínio em função do tempo local de solidificação (t_{SL}). No caso de ligas ternárias, a principal dificuldade está relacionada com a determinação do caminho da solidificação.

Sabe-se que a estrutura que se forma imediatamente após a solidificação determina as propriedades do produto final, não somente no caso de peça de fundição que já apresentam essencialmente a forma definitiva, mas naqueles produtos que serão trabalhados para a produção de chapas, fios ou forjados (GARCIA, 2011, GOMES, 2012; MOUTINHO, 2007 ROCHA, 2003a; 2003b; 2003c; 2003d). Embora acredite-se que eventuais defeitos da estrutura de solidificação sejam eliminados durante a etapa de conformação plástica de lingotes, não ocorre exatamente isso na prática. Mesmo que determinados defeitos desapareçam macroscopicamente com o processo de deformação, geralmente a maioria deles é conduzida até o produto acabado. A análise dessa estrutura envolve estudos do tamanho do grão, dos

espaçamentos dendríticos, lamelares ou fibrosos, das heterogeneidades de composição química, do tamanho, forma e distribuição das inclusões, de porosidade formada e etc.. Todos esses aspectos da microestrutura dependem fortemente das condições de solidificação, desde o início do processo com o metal no estado líquido conforme mostra o esquema da Figura 1.1. Uma vez fixada a composição química da liga metálica, a dinâmica do processo de solidificação é que se encarregará de determinar a microestrutura resultante. A temperatura de vazamento do metal líquido surge como a primeira variável de influência juntamente com a intensidade das correntes convectivas durante o preenchimento do molde. O molde, por sua vez, além de conferir forma à peça, atuará como absorvedor de calor responsável pela extração de calor do metal, garantindo a transformação do líquido em sólido. Dependendo da capacidade de absorção de calor pelo molde, o processo desenvolver-se-á com maior ou menor rapidez com influência direta nas taxas de resfriamento da peça. 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. Essa conjunção de transferência de massa e de calor irá impor condições que determinarão a morfologia do crescimento e consequentemente o arranjo microestrutural. Essa microestrutura resultante associada à distribuição de defeitos e heterogeneidades químicas conforme pode ser representada pelo esquema mostrado na Figura 1.2, é o que definirá o perfil e as características mecânicas e químicas do produto solidificado

Figura 1.2 – Representação esquemática da microestrutura de fundidos.



Fonte: Garcia, 2007

1.2 OBJETIVO GERAL

Considerando a importância das ligas Al-Cu-Si no campo da indústria de fundição bem como do processo de solidificação como sendo o mais utilizado na manufatura dessas ligas, observando que a ampla maioria dos estudos desenvolvidos tem se dedicado a investigar a formação de estruturas dendríticas obtidas durante a solidificação unidirecional de ligas binárias nos sistemas verticais e ascendente e descendente (OKAMOTO e KISHITAKE, 1975; JACOBI e SCHWERDTFEGER, 1976; KURZ e FISHER, 1981; CAHOON et al., 1998; FENG et al., 1999; ÇADIRLI e GÜNDÜZ, 2000; GÜNDÜZ e ÇADIRLI, 2002; TRIVEDI et al., 2001; DOBRZANSKI et al., 2007; ORDORICA e RAPPAZ, 2008; GANDIN et al., 2008, SPNELLI, 2005) e ligas ternárias no sistema vertical (GOMES, 2012; MOUTINHO, 2007, GOMES et al, 2015), pretende-se, portanto, através do presente trabalho, analisar as inter-relações dos parâmetros térmicos tais como velocidade de crescimento (V_L), taxa de resfriamento (T_R) e o tempo local de solidificação (T_{SL}), microestrutura e microdureza (HV) durante a solidificação direcional horizontal transitória de uma liga Al-Cu-Si. Nesse sentido, a influência de V_L , T_R e T_{SL} sobre λ_2 e HV serão estudados neste trabalho. Para tanto, um dispositivo de solidificação direcional horizontal refrigerado à água foi elaborado e utilizado. Uma análise teórica e experimental de λ_2 será realizada, fazendo a comparação entre os resultados experimentais obtidos pelo presente trabalho com os valores de λ_2 teóricos calculados a partir do único modelo estabelecido na literatura.

1.3 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Revisar a literatura existente sobre o estudo a respeito de espaçamentos dendríticos secundários em ligas solidificadas unidirecionalmente em diferentes direções de crescimento: verticais ascendente e descendente e horizontal.
- Produzir a liga Al-5,5%Si-3%Cu, caracterizando-a por meio de análise térmica e por análise química para confirmação dos teores efetivos dos elementos (Al, Cu e Si);
- Realizar a solidificação direcional horizontal da liga analisada e obter os perfis de temperatura versus tempo em condições transientes de extração de calor.
- Calcular experimentalmente, com base nos registros térmicos, as variáveis térmicas de solidificação (V_L , T_R e o t_{SL}) para a liga em questão.

- Caracterizar a macroestrutura e a microestrutura da liga estudada, quantificando os espaçamentos interdendríticos secundários por meio de técnicas metalográficas;
- Correlacionar λ_2 com as variáveis térmicas de solidificação para a liga investigada, propondo leis de crescimento do tipo potência.
- Realizar um estudo comparativo entre as leis de λ_2 encontradas neste trabalho e aquelas desenvolvidas por Gomes (2012) para a liga Al-3%Cu-5.5%Si solidificada verticalmente.
- Fazer uma análise teórica-experimental entre os resultados experimentais obtidos pelo presente trabalho com os valores de λ_2 teóricos calculados a partir do único modelo estabelecido na literatura.
- Avaliar a resistência mecânica da liga em questão através de ensaios de microdureza nas mesmas posições de medição de λ_2 e investigar a dependência de HV com V_L , T_R e λ_2 , propondo leis experimentais dos tipos potência e Hall-Petch.
- Investigar o efeito do Si na evolução dos espaçamentos dendríticos secundários e na microdureza de uma liga Al-3%Cu da literatura, solidificada nas mesmas condições assumidas deste trabalho.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

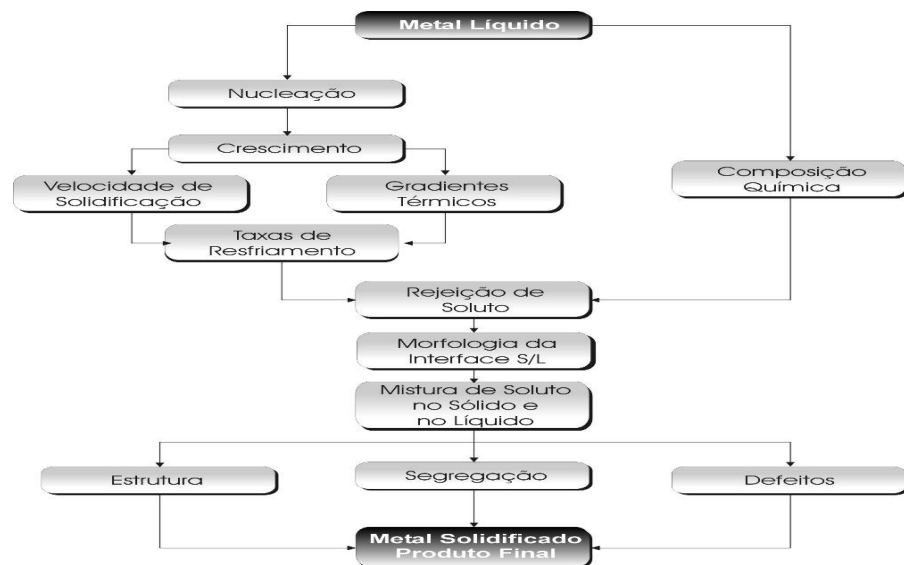
2.1 VARIÁVEIS TÉRMICAS E ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO

2.1.1 Variáveis térmicas

O fenômeno da solidificação pode ser considerado fundamentalmente como um processo de transferência de calor em regime transiente que contempla a mudança de fase do estado líquido para o estado sólido. A taxa com que o calor latente é extraído e transferido através do sistema metal/molde realiza uma relação direta com os parâmetros térmicos, como a velocidade de solidificação e, por conseguinte, com os estruturais envolvidos na mudança de fase líquido/sólido os quais interferem diretamente nas propriedades mecânicas do produto fundido. Assim sendo, a análise do processo de transferência de calor que ocorre durante a solidificação apresenta uma importância bastante significativa no projeto e controle dos sistemas metal/molde.

Através do fluxograma da Figura 2.1 se verifica o encadeamento dos fenômenos ocorridos durante a solidificação de um metal, cuja análise do processo compreende, basicamente, a determinação da distribuição de temperaturas no sistema metal/molde e a determinação da cinética envolvida na transformação de estado líquido/sólido (Rocha 2003; Garcia, 2007).

Figura 2.1 - Encadeamento de fatores e eventos durante a solidificação de um metal.



Fonte: (GARCIA, 2007).

As variáveis térmicas do processo de solidificação como: coeficiente de transferência de calor (h_i), temperatura de vazamento (T_v), gradientes de temperatura (G_L), velocidades de evolução das isotermas de transformação *liquidus* (V_L) taxas resfriamento (T_R) e o tempo local de solidificação (t_{SL}) são determinantes na análise das transferências de calor e massa ocorridas durante o processo de solidificação, assim como são de significativa importância na definição da morfologia apresentada pelas estruturas brutas de solidificação, tanto em escala microestrutural como macroestrutural.

A técnica de solidificação unidirecional tem sido bastante utilizada no estudo experimental dos fenômenos da solidificação. Esses estudos podem ser divididos em duas categorias: aqueles que tratam da solidificação em condições estacionárias de fluxo de calor e os que abordam a solidificação em regime transitório. No primeiro caso, o gradiente de temperatura G_L e a velocidade de crescimento de avanço da isoterma de transformação V_L são controlados independentemente e mantidos constantes ao longo do experimento, como ocorre nos processos que utilizam a técnica Bridgman/Stockbarger (GARCIA, 2007). O estudo em condições estacionárias de fluxo de calor é muito utilizado na determinação das relações quantitativas entre os aspectos microestruturais e as variáveis térmicas de solidificação, já que permite analisar a influência de cada uma delas de forma independente, e permite um mapeamento experimental de parâmetros microestruturais em um espectro mais amplo da amostra solidificada. A maioria dos resultados experimentais, envolvendo aspectos macro e micro-estruturais resultantes do processo de solidificação, presentes na literatura, utilizam condições estacionárias de troca de calor.

Por outro lado, a maioria dos processos industriais ocorre em condições transitórias de fluxo de calor, o que justifica a importância do estudo da solidificação transitória (SIQUEIRA, 2002, ROCHA, 2003, SILVA, 2007. MOUTINHO, 2007, NOGUEIRA 2011, SILVA, 2011, GARCIA 2007). Neste caso, tanto o gradiente de temperatura como a velocidade de avanço da isoterma de transformação variam livremente com o tempo e a posição no interior do metal. Na literatura são raros os modelos teóricos que correlacionam parâmetros microestruturais com as variáveis térmicas da solidificação transitória. Os poucos modelos apresentados na literatura, como os de Hunt-Lu (1996) e Bouchard-Kirkaldy (1997), ainda não são amplamente validados por resultados experimentais para solidificação com configuração horizontal onde os efeitos convectivos, devidos os gradientes de temperatura e composicionais, somados com o efeito da gravidade, estão fortemente presentes no processo, ou comparados com resultados muito particularizados, o que torna de extrema importância à avaliação teórico-experimental do efeito das variáveis térmicas (h_i , T_v , G_L , V_L e T_R) sobre os parâmetros da macroestrutura e da

microestrutura resultantes do processo de solidificação unidirecional, para diversos sistemas metálicos binários, e em uma ampla faixa de concentração de soluto, apesar de que neste trabalho está sendo utilizada apenas uma única concentração de soluto.

2.1.2 Análise experimental da solidificação unidirecional em condições transitórias

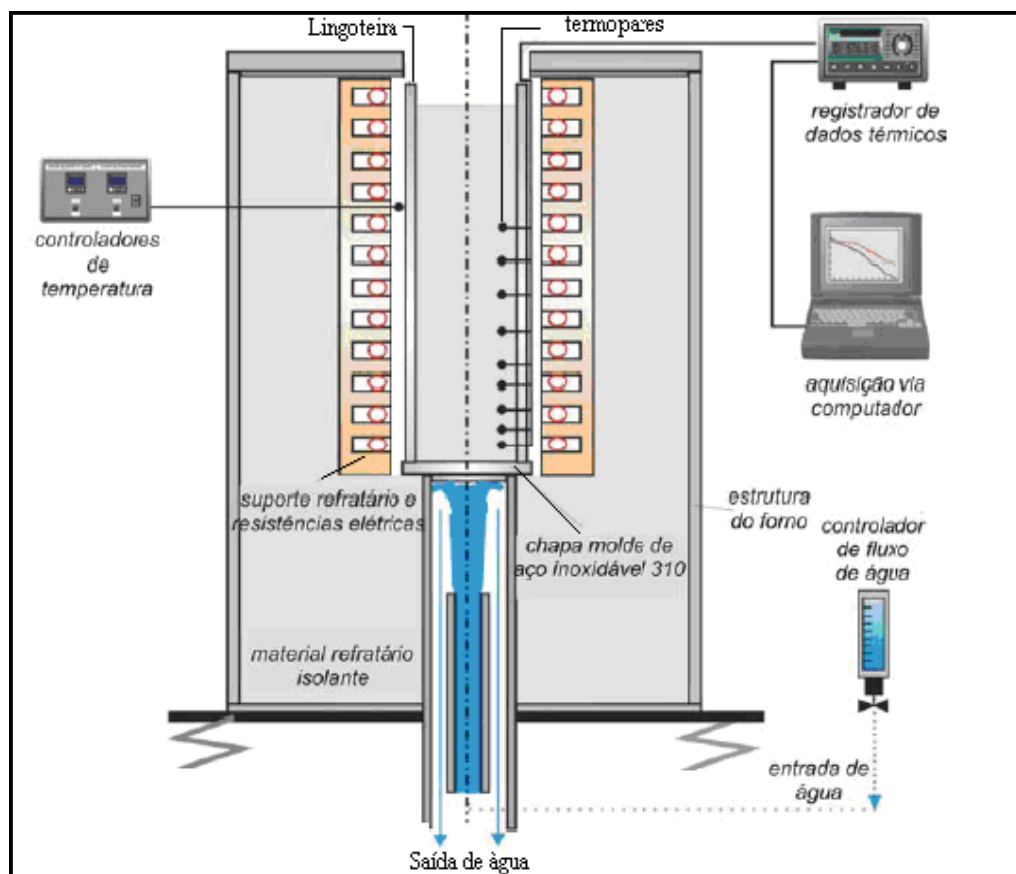
O fenômeno da solidificação pode ser investigado experimentalmente em função da direção na qual o fluxo de calor é extraído e do sentido de avanço da frente de solidificação. A literatura apresenta trabalhos que avaliam a influência de fatores, como a convecção natural devido a fatores térmicos e composicionais, na formação e nos parâmetros quantificadores das estruturas de solidificação. Essas investigações têm permitido a obtenção de muitas informações relevantes sobre a evolução da cinética do processo de solidificação e sobre a redistribuição de soluto (macrosegregação e microsegregação) de ligas metálicas binárias (SIQUEIRA, 2002; OSÓRIO, 2003; ROCHA, 2003; SPINELLI, 2004; ROSA, 2004/2007; SILVA, 2007, MOUTINHO, 2007, CANTÉ, 2009; CRUZ, 2008, MOUTINHO, 2011, NOGUEIRA, 2011).

A solidificação unidirecional vertical, por exemplo, em condições transitórias, pode ser estudada considerando a direção do fluxo de calor extraído e o sentido de avanço da frente de solidificação que pode ser ascendente ou descendente. No avanço ascendente, o soluto é rejeitado na frente de solidificação, e dependendo do par soluto/solvente, pode ocorrer a formação de um líquido interdendrítico mais denso que o restante do volume global de metal líquido, garantindo assim, do ponto de vista de movimentação de líquido, a estabilidade do processo de solidificação. Nessa situação, a refrigeração do metal ocorre na parte inferior, o que produz um perfil de temperaturas no líquido crescente em sentido ascendente, forçando o líquido mais denso a localizar-se junto à fronteira de transformação sólido/líquido, minimizando as correntes convectivas tanto por diferenças de temperatura quanto por diferenças de concentração. A transferência de calor ocorre essencialmente por condução térmica unidirecional; isso permite uma análise experimental e cálculos teóricos isentos desse complicador (convecção natural). A Figura 2.2 mostra de forma esquemática o dispositivo de solidificação direcional vertical ascendente, utilizado pelo Grupo de Pesquisa de Solidificação da UNICAMP (GPS/UNICAMP).

No caso da frente de solidificação avançar no sentido descendente, a força peso atua no sentido de deslocar o lingote do contato com a base refrigerada, provocando mais

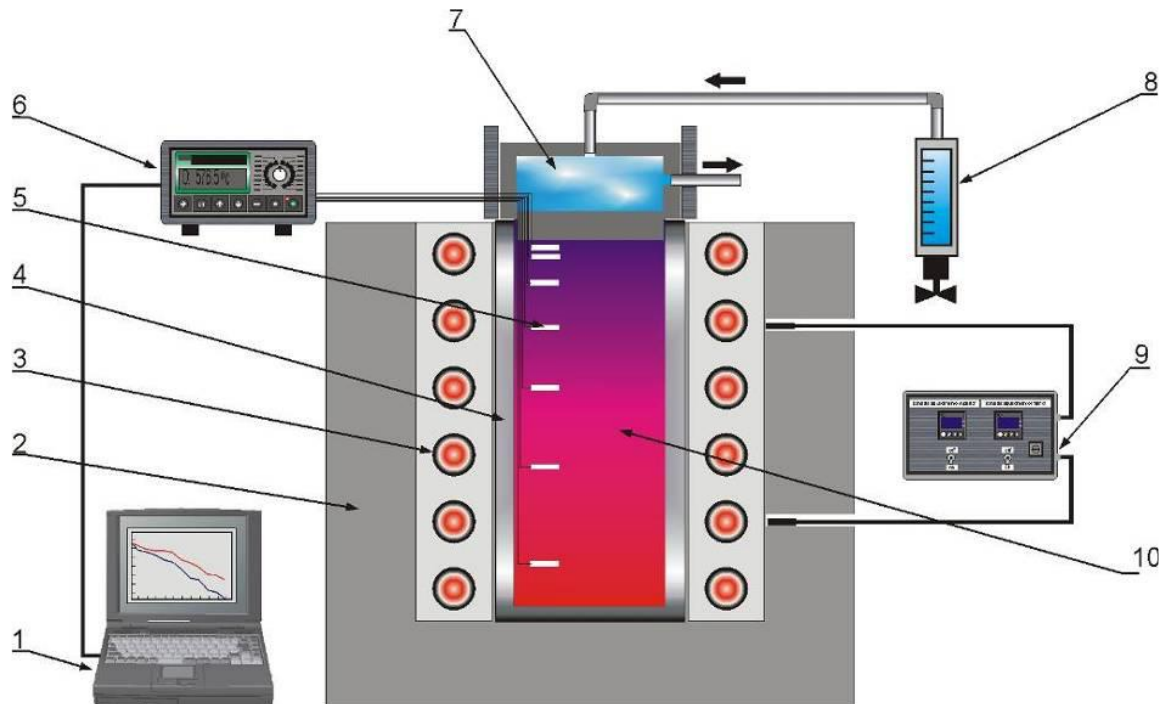
precocemente uma situação de maior resistência térmica na interface metal/molde, influenciando na cinética da transformação líquido/sólido. O movimento convectivo, nesta situação, estará presente já que o perfil de temperatura do líquido é crescente em direção à base do lingote, que é isolada termicamente. Dessa forma, se o soluto rejeitado provocar um líquido interdendrítico com massa específica maior do que aquela correspondente a do líquido na concentração nominal da liga, além da convecção por diferenças de temperaturas, também estará presente a convecção por diferenças de concentração de soluto. A Figura 2.3 mostra de forma esquemática o dispositivo de solidificação direcional vertical descendente, utilizado pelo Grupo de Pesquisa de Solidificação da UNICAMP (GPS/UNICAMP).

Figura 2.2 - Esquema do dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente refrigerado a água, utilizado em diversos estudos de correlação entre variáveis térmicas e estruturas de solidificação



Fonte: (SIQUEIRA, 2002; ROCHA, 2003; SPINELLI, 2005).

Figura 2.3 - 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. Controle de potência do forno, 10. Metal líquido



Fonte: (SPINELLI, 2005; ROSA, 2007).

No que se refere à solidificação unidirecional horizontal considerado neste trabalho, o processo de solidificação pode ser conduzido de duas maneiras distintas:

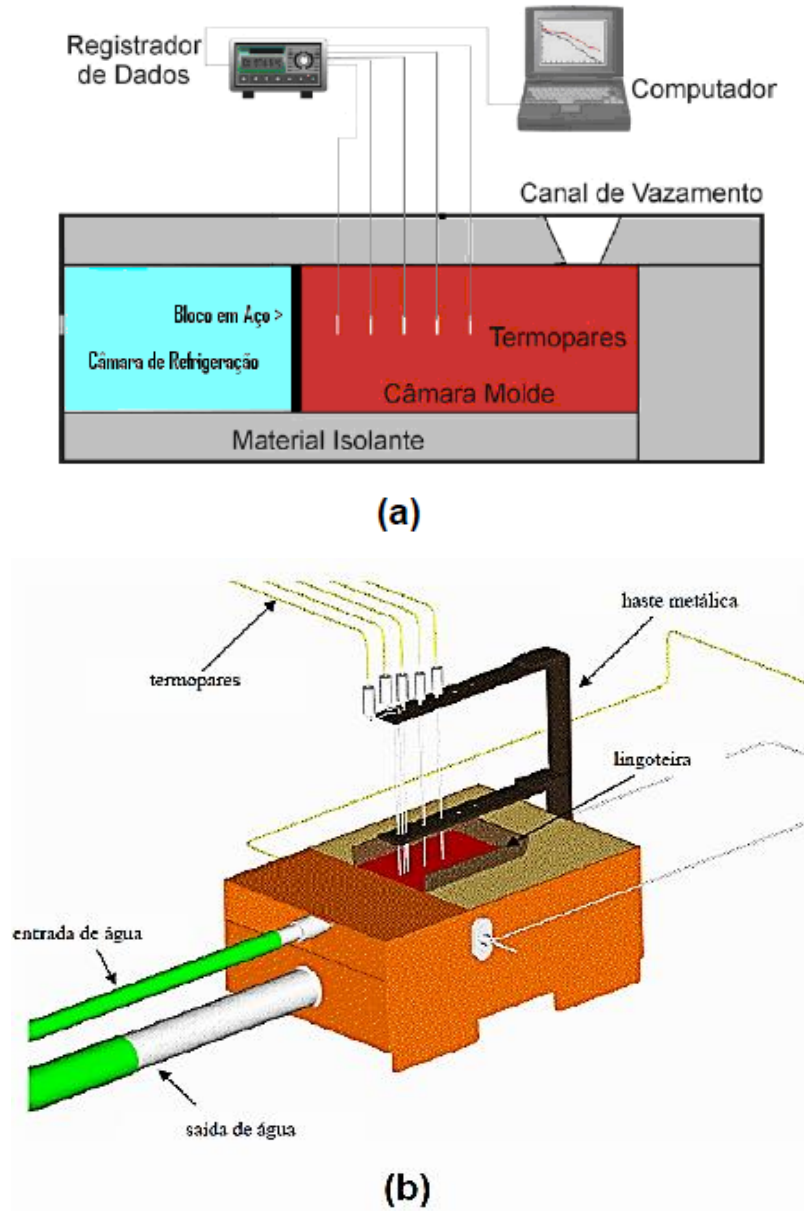
b) A partir do vazamento de metal líquido no interior de um molde isolado termicamente, sendo o calor extraído somente por uma das paredes constituída de um bloco maciço metálico ou de uma câmara de refrigeração.

a) Através de um sistema semelhante que permita fundir o metal em seu interior até que uma temperatura seja alcançada, a partir da qual inicia-se a solidificação.

No primeiro caso (Figura 2.5(a)), a turbulência do vazamento induz correntes de convecção forçada que levam algum tempo para se dissipar e que agem com intensidades diferentes ao longo da secção do lingote. No segundo caso (Figura 2.5(b)), garante-se, com a fusão do metal dentro do molde, uma maior estabilidade em relação ao movimento de metal líquido. Convém ressaltar, no entanto, que as mesmas variáveis térmicas de solidificação não podem ser asseguradas ao longo de diferentes secções horizontais da base refrigeradas a outra extremidade do lingote, uma vez que instabilidades térmicas e diferenças de massa específica no líquido irão promover correntes convectivas que serão diferentes ao longo dessas secções. O perfil térmico da evolução da solidificação deve ser levantado em uma secção horizontal o

mais próximo possível da interface metal/molde, a partir da qual serão retiradas as amostras para análise da estrutura. (QUARESMA *et al*, 2000; OSÓRIO, 2003; GOULART, 2008; SILVA, 2007; MOUTINHO 2007).

Figura 2.4 - Esquematização do dispositivo de solidificação unidirecional horizontal desenvolvido por: (a) Quaresma e (b) Silva.



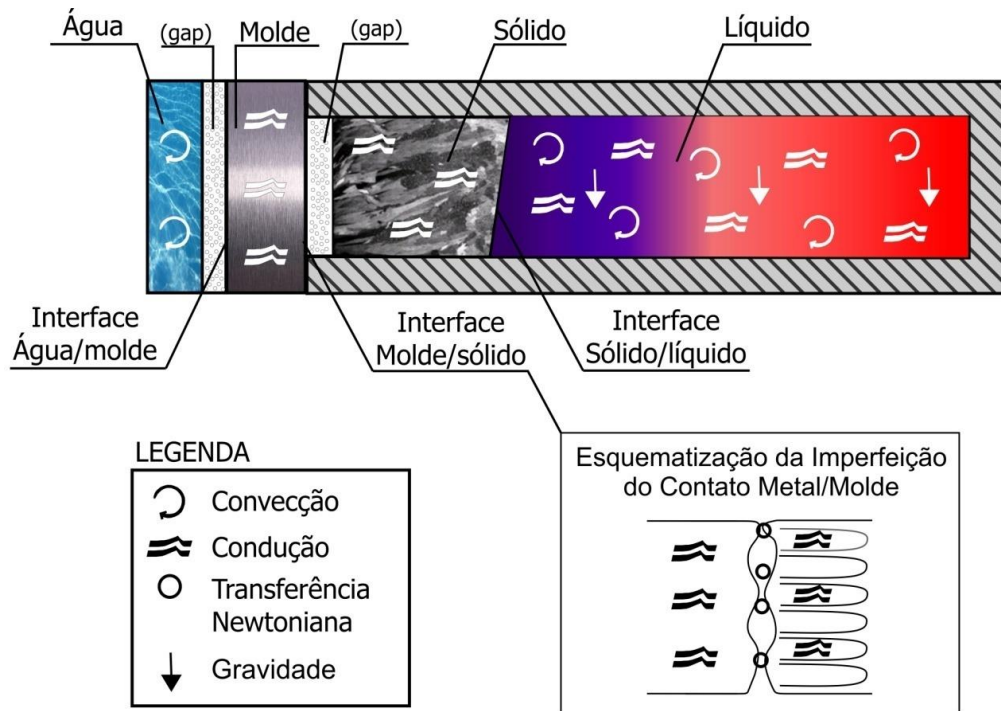
Fonte: (QUARESMA, 2000; SILVA, 2007)

A configuração apresentada pelo esquema da Figura 2.4(b) é o mesmo utilizado neste trabalho para a liga Al3%Cu-5,5%Si. Este dispositivo foi projetado, aferido e utilizado pela primeira vez por Silva (2007) para ligas Al-Cu e Sn-Pb.

Em suma, a Figura 2.5 apresenta esquematicamente os modos de transferência de calor que podem ocorrer ao longo da solidificação unidirecional horizontal com o molde metálico

refrigerado a água, tais como: convecção forçada na água; transferência newtoniana na interface água/molde; condução no molde; transferência newtoniana na interface molde/metal; condução térmica no metal sólido; convecção e condução térmica no metal líquido.

Figura 2. 5 - Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde na solidificação horizontal.



Fonte: (COSTA, 2013)

Para analisar experimentalmente a solidificação, vários trabalhos foram desenvolvidos na literatura utilizando-se dessas configurações de dispositivos (vertical e horizontal) que provocam a unidirecionalidade de extração de calor (SIQUEIRA, 2002; ROCHA, 2003; PERES, 2004; SPINELLI, 2005; BOEIRA, 2006; ROSA, 2007; CANTÉ, 2009; SILVA, 2011, NOGUEIRA, 2011; MOUTINHO, 2012; GOMES, 2012; COSTA 2013; CARVALHO, 2013).

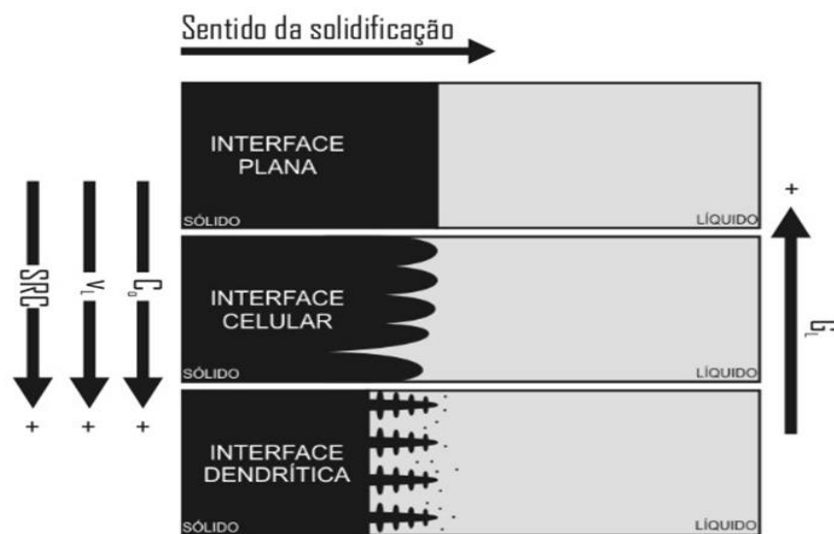
2.2 MICROESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO

As microestruturas, que resultam do processo de solidificação, estão relacionadas com a forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L). Em condições ideais essa interface deveria permanecer plana, porém alterações nos parâmetros constitucionais e térmicos do sistema metal/molde que ocorrem durante a solidificação provocam a instabilidade dessa interface, dando origem às microestruturas.

Durante o processo, a rejeição do soluto ou do solvente ocorrido à frente da fronteira sólido/líquido dá origem a um fenômeno que favorece a nucleação, conhecido na literatura como super-resfriamento constitucional (SRC). A morfologia na interface S/L depende do valor do SRC que, por ordem crescente do SRC, são denominadas: planar, celular e dendrítica. A Figura 2.6 apresenta, de forma esquemática, a influência dos fatores: concentração de soluto (C_0), velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L), e o gradiente térmico (G_L), para a instabilidade da interface S/L e, conseqüentemente, para a formação das microestruturas.

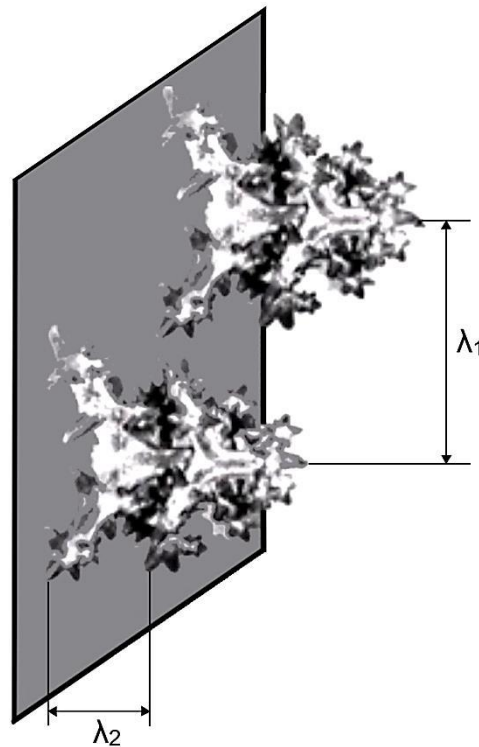
A continuidade do aumento do grau de super-resfriamento constitucional induz instabilidades de maior ordem com surgimento de braços secundários que caracterizam as redes dendríticas. As distâncias entre centros de células e de ramificações ou braços dendríticos são definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos, que são muito utilizados para caracterizar quantitativamente a microestrutura formada, conforme apresentado na Figura 2.7.

Figura 2.6 - Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das microestruturas de solidificação



Fonte: (Adaptado de ROCHA, 2003, ROSA, 2007).

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



Fonte: (Adaptado de GARCIA, 2007)

2.2.1 Microestruturas de solidificação

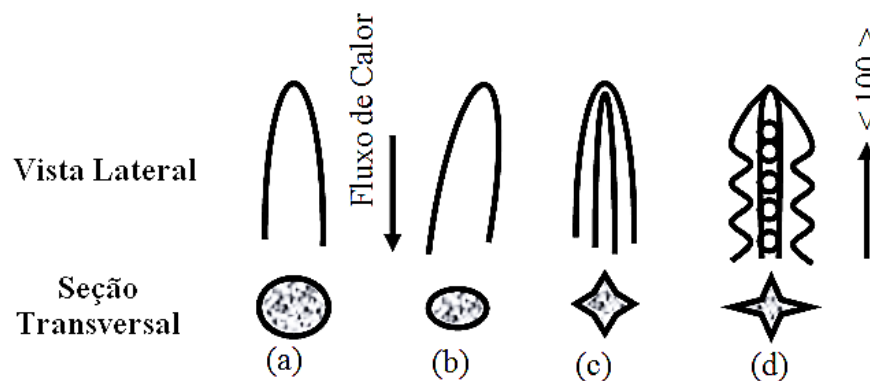
Anteriormente foi abordada a influência do teor de soluto ou do solvente como fator de instabilidade da interface S/L. A rejeição destes dá origem ao super-resfriamento constitucional (SRC) o qual, dependendo da intensidade, dá origem a diferentes morfologias: planar, celular e dendrítica. No entanto, a transição morfológica da interface planar a dendrítica não depende só do gradiente térmico G_L , ela está fortemente associada à diminuição da razão G_L/V_L , isto é, à medida que o valor dessa relação cair abaixo de um valor crítico a instabilidade da interface é inevitável e estruturas celulares e dendríticas serão formadas (KURZ E FISHER, 1992; KOSEKI E FLEMINGS, 1995; HUNT E LU, 1996; TRIVEDI, LIU E SIMSEK et al, 2001; CASTRO et al, 2001).

À medida que o valor de G_L/V_L , por exemplo, é reduzido devido à diminuição do gradiente de temperatura no líquido ou pela elevação da velocidade, a região super-resfriada constitucionalmente é estendida e o formato da célula começa a desviar da forma circular original passando a apresentar uma configuração denominada de cruz de malta, conforme ilustra a Figura 2.8. Nessas condições, os fatores cristalográficos exercem forte influência na formação das microestruturas que crescem segundo uma direção cristalográfica preferencial

(CHALMERS, 1968; FLEMINGS, 1974; KURZ E FISHER, 1984 e 1992; GARCIA, 2001; DING E TEWARI, 2002, ROCHA 2003).

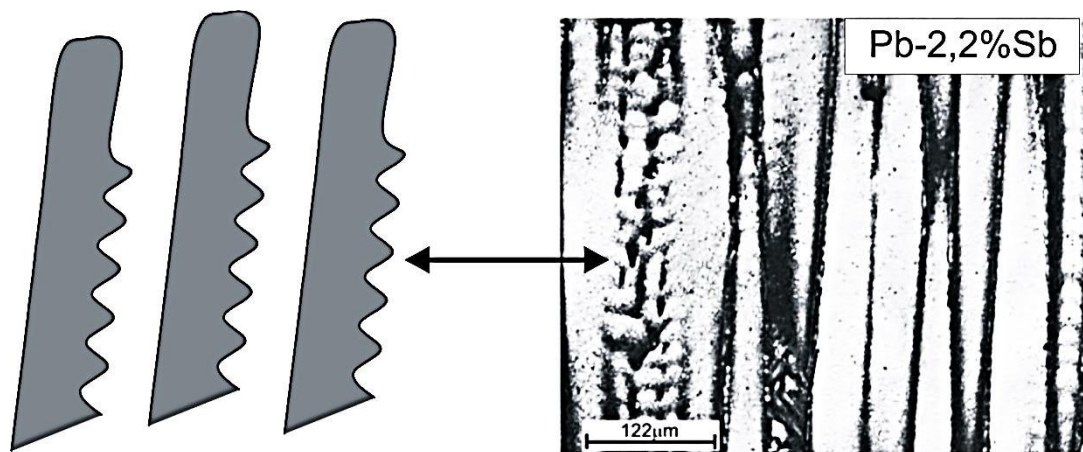
A transição microestrutural de celular para dendrítica é relativamente difusa e ocorre a partir do início da influência do fator cristalográfico e termina quando a direção preferencial de crescimento é atingida (DING *et al*, 1996/1997; YU *et al*, 1999; DING e TEWARI, 2002) com os braços dendríticos secundários já perfeitamente definidos. Nessa faixa de transição, costuma definir-se a estrutura como celular/dendrítica embora essa situação só ocorra para estreitas faixas de valores de gradiente e de velocidade de deslocamento da interface.

Figura 2.8 - Mudança morfológica na estrutura de crescimento á medida que a velocidade é aumentada: (a) crescimento celular regular em baixas velocidades; (b) crescimento celular com alteração na direção de crescimento; (c) transição celular/dendrítica; (d) crescimento dendrítico com início da formação de instabilidades laterais



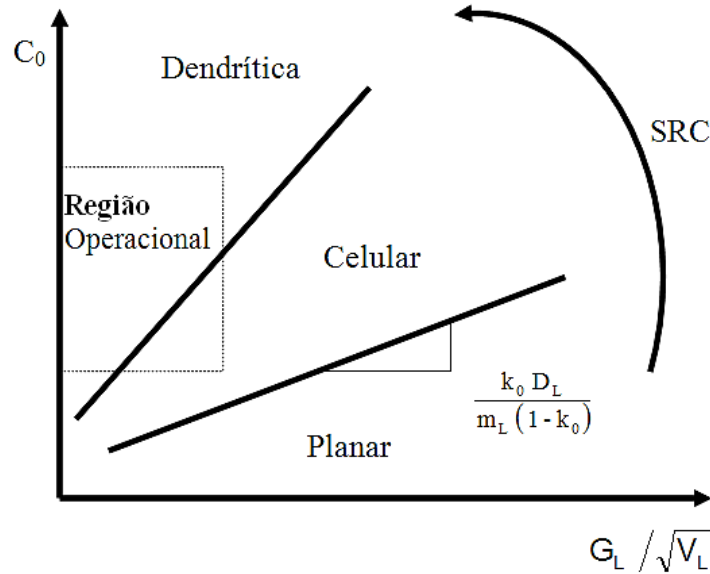
Fonte: (GARCIA, 2007).

Figura 2.9 - Esquema representativo de uma estrutura celular – dendrítica e micrografia da estrutura celular/dendrítica



Fonte: (ROSA, 2007).

Figura 2.10 - Condições de transição planar/celular/dendrítica pelo efeito do super-resfriamento constitucional



Fonte: (GARCIA, 2007).

2.2.2 Leis de crescimento celular e dendrítico

Uma interessante forma de estudar o crescimento de células e dendritas em peças fundidas consiste na análise de estruturas brutas obtidas a partir de sistemas de solidificação unidirecional. Modelos teóricos para ligas binárias (OKAMOTO E KISHITAKE, 1975; HUNT, 1979; KURZ E FISHHER, 1984/1986/1989/1992; TRIVEDI, 1984; HUNT E LU, 1996; BOUCHARD E KIRKALDY, 1997), fundamentados nesses sistemas de solidificação, foram desenvolvidos para examinar a influência dos parâmetros térmicos da solidificação sobre os espaçamentos celulares e dendríticos primários e secundários. Dentre os modelos propostos, somente os modelos de Hunt e Lu (1979) e Bouchard e Kirkaldy (1997) são elaborados para condições de solidificação em regime transitório de extração de calor; os demais são para regime estacionário. Esses estudos têm estabelecido relações entre parâmetros estruturais e parâmetros térmicos de solidificação na forma generalizada pela Equação (2.1).

$$(\lambda_c, \lambda_1, \lambda_2) = C (G_L, V_L, T_R)^{-a} \quad (2.1)$$

Em que:

C é uma constante que depende da composição química da liga e “a” é um expoente que tem sido determinado experimentalmente na literatura para diversas ligas (HORWATH E MONDOLFO, 1962; COUTHARD E ELLIOT, 1967; SPITTLE E LLOYD, 1979; MCCARTNEY E HUNT, 1981; BILLIA *et.al*, 1981; TUNCA E SMITH, 1988; KIRKALDY, LIU e KROUPA, 1995; DING *et al*, 1996; BOUCHARD e KIRKALDY, 1997; RIOS e CARAM, 1997; LAPIN *et al*, 1997; LEE *et al*, 1998; CHEN e KATTAMIS, 1998; LI e *et al*, 1998; LI e BECKERMANN, 1999; O’DELL, DING e TEWARI, 1999; FENG *et al*, 1999; LIMA e GOLDENSTEIN, 2000; YANG *et al*, 2000; ROCHA *et al*, 2000/2002/2003; ÇARDILI e GUNDUZ, 2000; DREVET *et al*, 2000; QUARESMA *et al*, 2000; OSÓRIO e GARCIA, 2002), λ_C , λ_1 e λ_2 , são respectivamente, os espaçamentos celulares e dendríticos primários e secundários, G_L é o gradiente de temperatura à frente da isoterma *liquidus*, V_L é a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e T_R é a taxa de resfriamento.

Como o principal objetivo deste trabalho visa de maneira geral analisar os efeitos dos parâmetros térmicos na microestrutura dendrítica, em escala de braços secundários, e na microdureza de uma liga ternária Al-Cu-Si, a seguir, são sintetizados os principais modelos teóricos desenvolvidos para espaçamentos secundários. No que se refere os modelos matemáticos para espaçamentos celulares, recomendamos consulta a literatura específica sobre o assunto (ROCHA, 2003; GARCIA 2007).

2.2.3 Modelos de crescimento dendríticos secundários

Na literatura são raros os modelos teóricos desenvolvidos para correlacionar os crescimentos celulares e dendríticos em ligas binárias com as variáveis térmicas de solidificação em regime transitório de extração de calor. A grande maioria foi desenvolvida e validada para condições de solidificação em regime permanente, sendo os modelos de Kirkwood (1985) e de Bouchard e Kirkaldy (1997) os mais utilizados para solidificação transitória.

Nas Tabelas 2.1 e 2.2 pode-se observar algumas equações experimentais que descrevem o crescimento de ramificações dendríticas secundárias como função da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, taxa de resfriamento e tempo local de solidificação, respectivamente, para ligas binárias e ternárias, a maioria para solidificação direcional vertical ascendente. Ao contrário do que ocorre com o espaçamento dendrítico primário, para o qual existem controvérsias a respeito do efeito da concentração de soluto, há um consenso na literatura de que o espaçamento secundário diminui com o aumento do teor de soluto para ligas

hipoeutéticas. Os modelos teóricos desenvolvidos em geral para solidificação em regime permanente de ligas binárias, ao contrário das ramificações primárias, mostraram-se também aplicáveis ao crescimento das ramificações dendríticas secundárias (GOMES, 2012). A forma mais usual desses modelos relaciona o espaçamento dendrítico secundário com o tempo local de solidificação:

$$\lambda_2 = C (t_{SL})^n \quad (2.2)$$

O tempo local de solidificação (t_{SL}) é expresso pela equação (2.3).

$$t_{SL} = \Delta T / T_R \quad (2.3)$$

De maneira geral, esses espaçamentos diminuem com o aumento da taxa de resfriamento (T_R) e da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L) e aumentam com o tempo local de solidificação (t_{SL}).

Tabela 2.1 - Equações experimentais para previsão dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) para ligas binárias à base de alumínio em função da velocidade de deslocamento da isoterma liquidus.

AUTOR	LIGA	LEI DE CRESCIMENTO	SISTEMA DE SOLIDIFICAÇÃO
ROCHA (2003)	Al-5%Cu	$\lambda_2 = 31 (V_L)^{-2/3}$	VERTICAL ASCENDENTE
	Al-8%Cu	$\lambda_2 = 24 (V_L)^{-2/3}$	
	Al-15%Cu	$\lambda_2 = 22 (V_L)^{-2/3}$	
PERES (2005)	Al-3%Si	$\lambda_2 = 32 (V_L)^{-2/3}$	VERTICAL ASCENDENTE
	Al-5%Si		
	Al-7%Si	$\lambda_2 = 26 (V_L)^{-2/3}$	
	Al-9%Si	$\lambda_2 = 22 (V_L)^{-2/3}$	
CRUZ (2008)	Al-20%Sn	$\lambda_2 = 22 (V_L)^{-2/3}$	VERTICAL ASCENDENTE
	Al-30%Sn		
	Al-40%Sn		
CANTÉ (2009)	Al-1%Ni	$\lambda_2 = 12 (V_L)^{-2/3}$	VERTICAL ASCENDENTE
	Al-1,9%Ni		
	Al-3%Ni		
	Al-4,7%Ni		
	Al-5%Ni	$\lambda_2 = 23 (V_L)^{-2/3}$	
	Al-2,5%Ni		
MOUTINHO (2012)	Al-6%Cu-1%Si	$\lambda_2 = 16,7 (V_L)^{-2/3}$	VERTICAL ASCENDENTE
	Al-6%Cu-4%Si	$\lambda_2 = 10,7 (V_L)^{-2/3}$	VERTICAL ASCENDENTE
GOMES (2012)	Al-3%Cu-5.5%Si	$\lambda_2 = 25 (V_L)^{-2/3}$	VERTICAL ASCENDENTE
	Al-3%Cu-95%Si	$\lambda_2 = 15 (V_L)^{-2/3}$	VERTICAL ASCENDENTE

Fonte: (Adaptado de GUIMARÃES,2014)

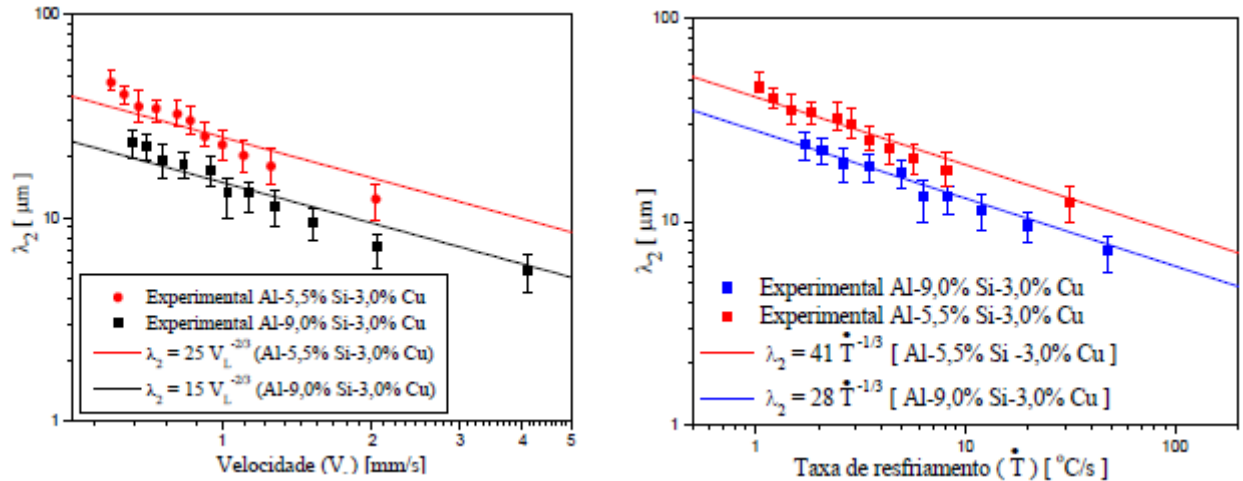
Tabela 2.2 - Equações experimentais para previsão dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) para ligas binárias à base de alumínio em função da velocidade de deslocamento da isoterma liquidus.

Ligas (% em peso)	Equações Experimentais λ_2 [μm]; t_{SL} [s]; \dot{T} [$^{\circ}\text{C/s}$]
Al- 4,5% Cu	$\lambda_2 = 7,5 (t_{SL})^{0,39}$
Al-Si	$\lambda_2 = C (t_{SL})^{0,43}$ (C = 11,5 a 15,3)
Fe-0,62% C	$\lambda_2 = 15,8 (t_{SL})^{0,44}$
Fe-C (0,14 a 0,88% C)	$\lambda_2 = 146(\dot{T})^{-0,3}$
Al-6,0% Cu-1,0% Si	$\lambda_2 = 18,7(\dot{T})^{-1/3}$
Al-6,0% Cu-4,0% Si	$\lambda_2 = 10,7(\dot{T})^{-1/3}$
Al-3% Cu-5,5% Si	$\lambda_2 = 10,7(\dot{T})^{-1/3}$
Al-3% Cu-9% Si	$\lambda_2 = 10,7(\dot{T})^{-1/3}$

Fonte: (Adaptado de MOUTINHO, 2012; GOMES, 2012).

A Figura 2.11 mostra os resultados experimentais apresentados por Gomes (2012) para duas ligas Al-Cu-Si, uma delas com as mesmas composições de Cu e Si deste trabalho.

Figura 2.11 – Resultados experimentais desenvolvidos por Gomes (2012) para ligas Al-3%Cu-5,5%Si e Al-3%Cu-9%Si.



Fonte: (GOMES,2012)

A Tabela 2.3 apresenta os modelos matemáticos desenvolvidos na literatura para ligas binárias, a maioria para solidificação sob condições de extração de calor em regime estacionário, exceto os modelos proposto por Kirkwood (1985) e Bouchard e Kirkaldy (1997), que fazem uma abordagem teórica envolvendo condições estacionárias e transitórias de solidificação.

Tabela 2.3 – Modelos teóricos de crescimento dendrítico secundário (λ_2) para ligas binárias.

Autores	Modelo
[Kurz e Fisher, 1984; 1992]	$\lambda_2 = 5,5(Mt_{SL})^{1/3}$
[Feurer, 1986]	$\lambda_2 = 4,36(Mt_{SL})^{1/3}$
[Mortensen (1991)]	$\lambda_2 = C_1(t_{SL})^{1/3}$
[Bouchard e Kirkaldy, 1997]	$\lambda_2 = 2\pi a_2 \left[\frac{4\sigma_{SL}}{C_0(1-k_0)^2 L_V} \left(\frac{D_L}{V_L} \right)^2 \right]^{1/3}$
[Rappaz e Boettinger, 1999]	$\lambda_2 = 5,5(Mt_{SL})^{1/3}$

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

$$M[\text{Kurz \& Fisher}] = \frac{\Gamma D_L}{(1-k_0)m_L(C_0 - C_{L\max})} \ln\left(\frac{C_{L\max}}{C_0}\right), \quad (2.4)$$

$$M[\text{Feurer}] = \frac{2\sigma D_L T_L}{L(1-k_0)m_L(C_0 - C_{L\max})} \ln\left(\frac{C_{L\max}}{C_0}\right), \quad e \quad (2.5)$$

$$C_1 = \left[\frac{27\Gamma D_L}{4C_L m_L (1-k_0) f_s (1-\sqrt{f_s})} \right]^{1/3}, \quad (2.6)$$

Onde:

- $C_{L\max}$: concentração máxima do líquido interdendrítico, que em muitos sistemas binários de interesse coincidem com a concentração do eutético (C_E),
- σ_{SL} : tensão superficial S/L,
- α_L : difusividade térmica do líquido,
- f_s : fração de sólido calculada a partir da equação de Scheil (POIRIER et al, 1987; VOLLER; SWAMINATHAN, 1991; JONG; HWANG, 1992; SANTOS, 1997; QUARESMA, 1999; PILLING; HELLAWEL, 1999; OSÓRIO et al, 2000)
- L_0 : calor latente de fusão.

A equação de Scheil é definida pela seguinte expressão:

$$f_s = 1 - \left[\frac{T_F - T}{T_F - T_L} \right]^{\left(\frac{1}{k_0-1}\right)}. \quad (2.7)$$

No caso do modelo proposto por Bouchard e Kirkaldy, L_V é o calor latente na base volumétrica e a_2 é um fator de calibração que corrige as incertezas devido às simplificações da difusividade térmica e do engrossamento das ramificações secundárias, e que pode variar de 1 até 10 (ROCHA, 2003; PERES, 2004).

Já no modelo proposto por Rappaz e Boettinger (RAPPAZ E BOETTINGER, 1999), o valor de M é calculado por:

$$M[\text{Rappaz e Boettinger}] = \frac{-\Gamma}{\sum_{j=1}^n m_j(1-k_j)(c_{fj}-c_{0j})D_j} \ln \left[\frac{\sum_{j=1}^n m_j(1-k_j)c_{fj}/D_j}{\sum_{j=1}^n m_j(1-k_j)c_{0j}/D_j} \right] \quad (2.8)$$

Onde Γ é o coeficiente de Gibbs-Thomson, m a inclinação da linha *liquidus*, k o coeficiente de partição de soluto, c_0 composição inicial, D a difusividade do soluto no líquido, c_f é a composição do final do líquido, isto é, para sistemas eutéticos é a composição eutética, e o subscrito j são os valores que devem ser acrescentados na equação para cada componente que compõe a liga.

2.3. PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS METAIS E LIGAS

Sabe-se que as propriedades finais da liga fundida dependem, de maneira geral, do processo de fundição realizado, dos parâmetros térmicos impostos durante a solidificação, das adições químicas introduzidas para controlar a formação de estrutura eutética, da concentração de soluto, da granulometria da estrutura e dos tratamentos térmicos ao qual a liga foi submetida (ROCHA, 2003, GUIMARÃES, 2014; VASCONCELOS *et al*, 2014; BARROS *et al*, 2015).

A influência do tamanho de grão da liga nas suas características mecânicas está associada ao efeito da distribuição de porosidade, inclusões e produtos segregados. Por exemplo, a maioria das fases mais frágeis precipita mais tardiamente no processo de solidificação e acomodam-se preferencialmente nos contornos de grão e, juntamente com a ação de outros parâmetros estruturais, são responsáveis pela qualidade mecânica inferior das estruturas constituídas de granulação mais grosseira. As heterogeneidades aparecem particularmente nos contornos de grãos, constituindo, portanto, em caminhos preferenciais de fratura (GARCIA, 2001, FLEMINGS, 1974).

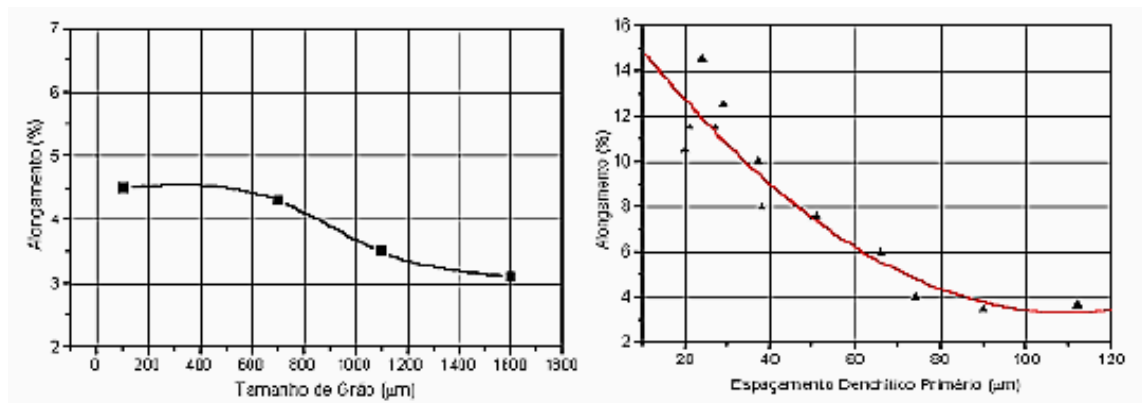
Dessa forma, percebendo a influência dos parâmetros estruturais sobre as propriedades mecânicas do material produzido, iniciaram-se estudos correlacionando a microestrutura e tais propriedades já na década de 50, quando surgiu a relação proposta por Hall (1951) e Petch (1953). Estes pesquisadores deduziram uma equação que relaciona o diâmetro do grão com o limite de escoamento ou com a dureza do material, conforme expresso nas equações a seguir:

$H = H_0 + k \times d^{-1/2}$	(2.9)
$\sigma_e = \sigma_i + k \times d^{-1/2}$	(2.10)

Em que:

H é a dureza do material; σ_e é a tensão de escoamento; “ d ” é o tamanho médio dos grãos; H_0 , σ_i e k são constantes particulares do material obtidas experimentalmente. Entretanto, para alguns sistemas metálicos os espaçamentos dendríticos podem ter um efeito mais significativo nas propriedades mecânicas resultantes do material do que o próprio tamanho de grão. A Figura 2.12 mostra que, para uma liga Al-7%Si, a variação do alongamento específico com o espaçamento dendrítico primário é mais acentuada, quando comparada com a curva que descreve a variação do alongamento com o tamanho de grão (ROOY, 1998). Este autor mostra que o limite de resistência à tração desta liga é mais dependente do espaçamento dendrítico do que do tamanho de grão.

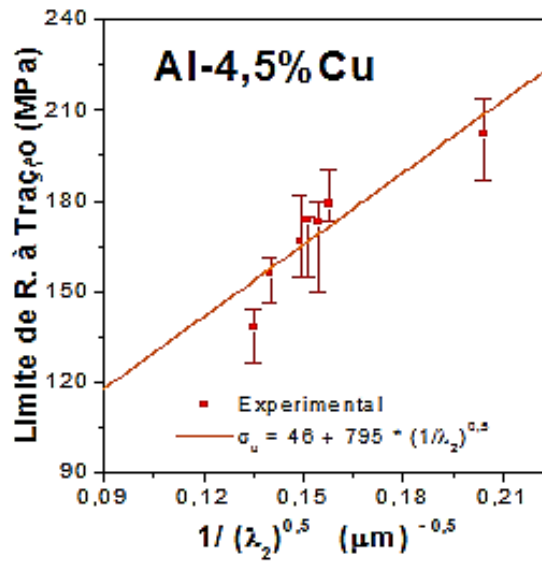
Figura 2.12 - Gráficos que apresentam a variação do alongamento específico com o tamanho de grão e espaçamento dendrítico primário para uma liga Al-7%Si.



Fonte: (Adaptado de ROOY, 1988)

Quaresma (QUAREMA, 1999; QUARESMA *et al*, 2000) têm estabelecido a dependência de HV com os braços dendríticos secundários para a liga Al-4,5%Cu solidificada no dispositivo horizontal apresentado pela esquema da Figura 2.5(a). O referido autor propôs à literatura uma equação experimental do Tipo Hall-Petch, semelhante às Equações 2.8 e 2.9, como previsão da variação de $HV=f(\lambda_2)$. A Figura 2.13 apresenta os resultados de Quaresma (2000), onde observa-se que ao valores de HV são maiores para menores valores de λ_2 .

Figura 2.13 – Variação do Limite de Resistência à Tração com espaçamentos dendríticos secundários para uma liga Al-Cu solidificada horizontalmente sob condições de transitórias de extração de calor.



Fonte: (QUARESMA, 1999; QUARESMA *et al*, 2000)

Mais recentemente Kaya *et al* (2008), Çadirli (2013) e Barros *et al* (2015(A)) propuseram à literatura leis experimentais do tipo potência para explicar a variação de microdureza com os espaçamentos dendríticos secundários. A forma geral da equação proposta pelos respectivos autores é dada por:

$$HV = K(\lambda_2)^{-a} \quad (2.11)$$

Onde K e n são constantes que dependem do tipo de liga.

Segundo Kaya *et al* (2008) a lei experimental representada pela Equação 2.11 é um forma simplificada da equação de Hall=Petch (Equações 2.9 e 2.10), e a mesma pode representar também a dependência de HV com os parâmetros térmicos e microestruturais.

As equações experimentais proposta pelo supramencionados autores estão consolidadas na Tabela 2.4.

Tabela 2.4. Resultados experimentais do $HV = f(\lambda_2)$ obtidos por Kaya et al. [12] e Çadirli [16] Para ligas à base de alumínio

Liga	Equações experimentais tipo potência	Direção da solidificação	Referência
Al-3wt.%Cu	$HV = 141.55(\lambda_2)^{-0.30}$	Vertical ascendente	Kaya <i>et al</i> (2008)
	$HV = 121.15(\lambda_2)^{-0.21}$	Vertical ascendente	Çadirli (2013)
	$HV = 121.15(\lambda_2)^{-0.15}$	Horizontal	Barros <i>et al</i> [2015(A)]
Al-6wt.%Cu	$HV = 177.95(\lambda_2)^{-0.20}$	Vertical ascendente	Çadirli (2013)
Al-3wt.%Si	$HV = 96.83(\lambda_2)^{-0.25}$	Vertical ascendente	Kaya <i>et al</i> (2008)
Al-15wt.%Cu	$HV = 219.72(\lambda_2)^{-0.17}$	Vertical ascendente	Çadirli (2013)
Al-24wt.%Cu	$HV = 317.61(\lambda_2)^{-0.18}$	Vertical ascendente	Çadirli (2013)
Al-33wt.%Cu	$HV = 331.04(\lambda_2)^{-0.19}$	Vertical ascendente	Çadirli (2013)
Al-1wt.%Ti	$HV = 179.85(\lambda_2)^{-0.32}$	Vertical ascendente	Çadirli (2013)

Fonte: Acervo do GPMET/IFPA e GPSol/UFPA

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

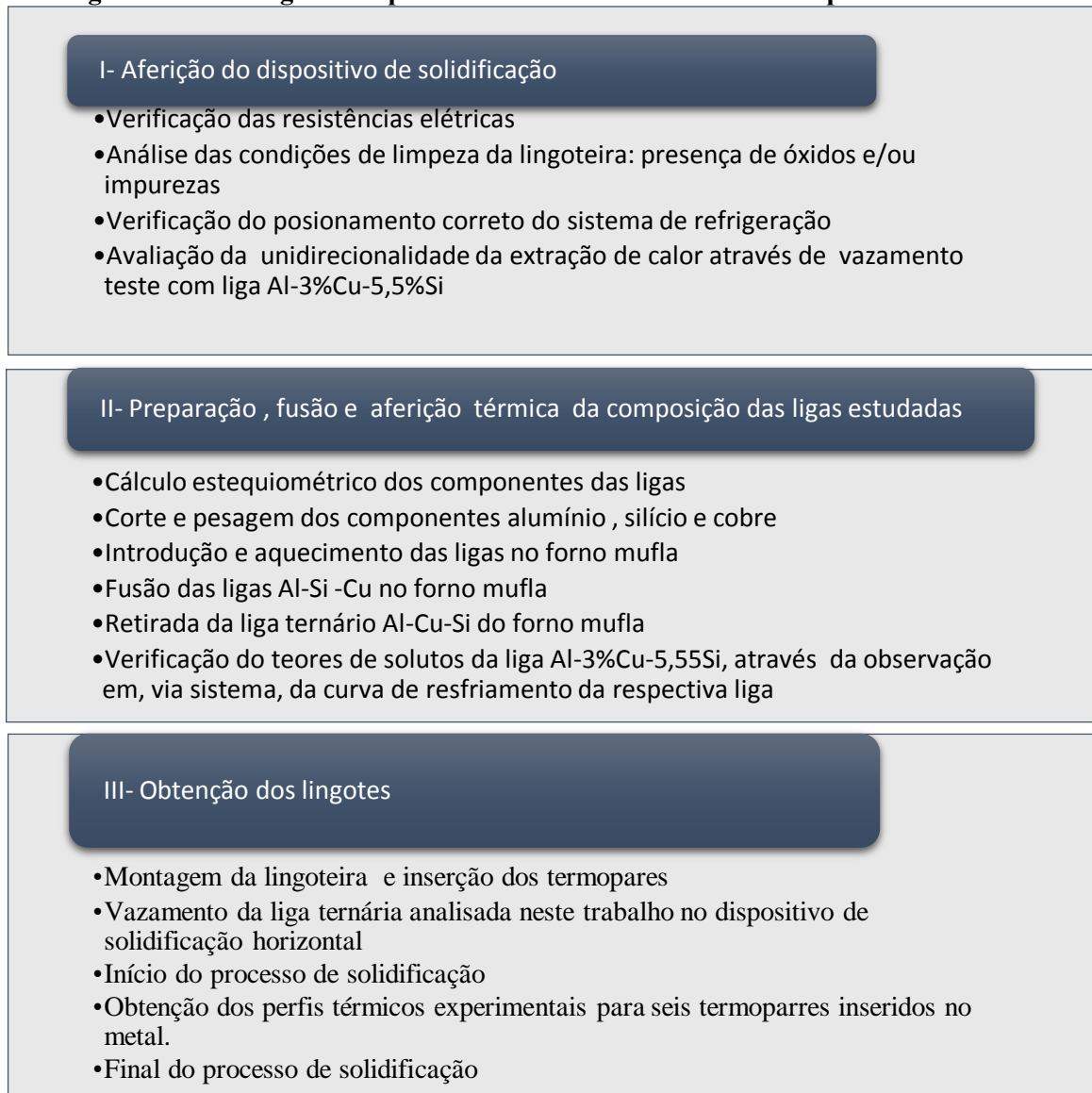
O presente capítulo tem como objetivo apresentar os equipamentos e materiais empregados nas atividades experimentais bem como a metodologia utilizada durante a execução das mesmas. A Figura 3.1 ilustra, esquematicamente, a descrição detalhada do procedimento experimental assumido neste trabalho, desenvolvido com base em diversas etapas específicas.

3.2 MATERIAIS E EQUIPAMENTOS UTILIZADOS NESTE TRABALHO

3.2.1. Materiais e equipamentos para elaboração da liga

As composições químicas dos metais utilizados na preparação da liga analisada são apresentadas na Tabela 3.1. A liga multicomponente à base de alumínio investigada neste trabalho apresenta teores de solutos equivalentes a 3% de cobre e 5,5% de silício. Como importâncias de escolha da Al-3%Cu-5,5%Si, destacam-se:

- ✓ As ligas de alumínio para fundição possuem propriedades de grande interesse industrial, conforme mencionado anteriormente de maneira detalhada nos Capítulos 1 e 2 deste trabalho.
- ✓ Suas propriedades termofísicas são conhecidas na literatura (Gomes, 2012).
- ✓ Apresentam temperaturas *liquidus* relativamente baixas, o que facilita as operações de fusão e vazamento.

Figura 3.1 – Fluxograma representativo do detalhamento das etapas deste trabalho

IV- Determinação dos parâmetros térmicos de solidificação

- i
- Determinação experimental de $P = f(t)$
- Determinação experimental de $V_L = f(P)$
- Determinação experimental de $T_R = f(P)$
- Determinação experimental de $t_{SL} = f(P)$
- Análise dos resultados experimentais de V_L , T_R e t_{SL}

V- Caracterização macroestrutural

- Corte longitudinal do lingote
- Lixamento e polimento das seções longitudinais
- Ataque com reagente químico das referidas seções
- Revelação e caracterização da macroestrutura obtida para avaliação da unidirecionalidade de extração de calor

V- Caracterização microestrutural

- Obtenção das amostras retiradas dos lingotes
- Embutimento, lixamento e polimento das amostras
- Preparação dos reagentes químicos adequados
- Caracterização e microestrutural das mesmas
- Quantificação de λ_2
- Determinação das leis de crescimento em função das variáveis térmicas de solidificação
- Análise e comparações dos resultados com os modelos experimentais da literatura e com o único modelo teórico proposto para ligas multicomponentes.

VII- Ensaio de Microdureza Vickers

- Indentação através de aplicação de carga
- Obtenção dos resultados (Leis de potência e Hall-Petch)
- Análise dos resultados e comparação com a literatura

Fonte: (Adaptado de GUIAMARÃES 2013).

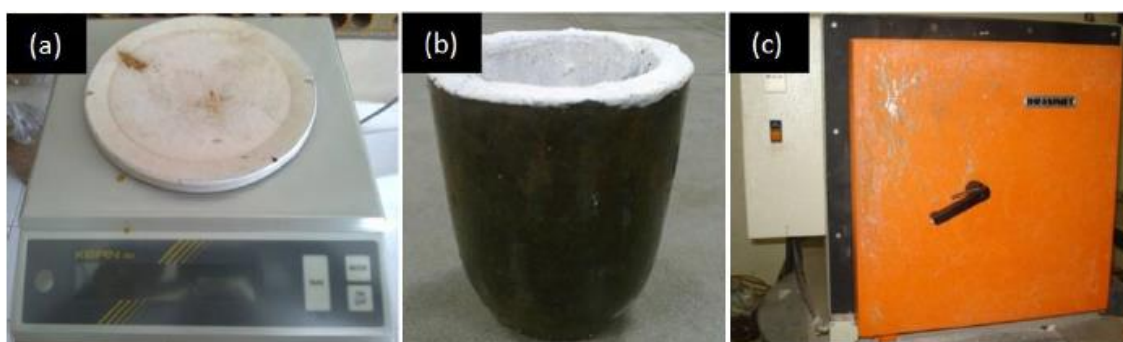
Tabela 3.1 – Composição química (% em peso) dos metais utilizados na elaboração da liga Al-3wt.%Cu-7wt.%Si.

Metal	Al	Fe	Ni	Si		Ca	Ti	Zn	Ga	Cu	V
Al	99,7	0,176	0,006	0,062	-	-	0,009	0,007	0,012	-	0,011
Si	0,1094	0,3164	0,0102	99,596	0,010	0,0214	0,0455	-	-	-	-
Cu	0,0951	-	-	-	0,045	-	-	-	-	99,859	

Fonte: Peres, 2005 e Gomes (2012)

Para elaboração da liga multicomponente utilizada neste trabalho, os lingotes dos elementos puros (Al, Cu e Si) foram seccionados em pequenas quantidades em uma serra de fita na proporção estequiometricamente exata e a seguir pesados em uma balança eletrônica analítica com precisão de 0,01g. O alumínio foi introduzido em um cadinho de carbetto de silício, previamente revestido com uma camada de alumina para evitar a contaminação das ligas, sendo em seguida conduzido até um forno tipo mufla, com temperatura máxima de trabalho de 1250 °C, interiormente revestido com placas refratárias e controle de processamento de temperatura. Devido às temperaturas de fusão dos componentes serem bastante diferentes, a liga foi obtida mediante o mecanismo de difusão dos solutos (Cu e Si) na matriz líquida do solvente (Al), ou seja, após a total fusão do alumínio o cadinho foi retirado do forno sendo então o Cu e o Si adicionados ao alumínio líquido. A mistura foi homogeneizada com uma vareta de aço revestida com alumina a fim de facilitar a incorporação do estanho na matriz de alumínio. A Figura 3.2 apresenta os principais equipamentos utilizados durante a etapa de elaboração da liga Al-3%Cu-5.5%Si

Figura 3.2 – (a) Balança digital precisão de 0,01 mg; (b) Cadinho de carbetto de silício; (c) Forno tipo mufla com temperatura de trabalho até 1250°C.



Fonte: Carvalho (2013)

Visando confirmar os teores de solutos (Cu e Si), inicialmente checados pela temperatura *liquidus* durante observações experimentais *in loco*, através da curva de resfriamento da liga analisada, mostrada por um registrador de temperatura, análise química quantitativa e qualitativa foi realizada na liga investigada neste trabalho. A Figura 3.2 apresenta o analisador químico utilizado e a Tabela 3.2 o resultado correspondente dos elementos que compõem a liga. A Figura 3.3 apresenta os diagramas de equilíbrio de fases pseudo-binários pelo software termodinâmico ThermoCalc. Vale ressaltar que o programa ThermoCalc® foi utilizado para gerar os diagramas de fases no equilíbrio, e para fornecer os dados necessários referentes ao caminho de solidificação das ligas multicomponentes. Através da interface IC-API do ThermoCalc® para Intel Visual Fortran®, é possível obter e gravar dados do ThermoCalc® antes de qualquer simulação numérica de ligas multicomponentes, procedimento este que acarreta maior precisão nos dados do diagrama de fases. Nesse sentido, a Figura 3.4 apresenta o caminho de solidificação calculado pela referido programa. A Figura 3.5 mostra de forma esquemática o conjunto (computador, registrador de temperatura e cadinho) utilizado para checagem *in loco* da temperatura de *liquidus* da liga estudada e a Figura 3.6 o registro fotográfico do registrador de temperatura com respectivo termopar tipo “K”.

Figura 3.3. Registro fotográfico do analisador químico (Espectrômetro Ótico) utilizado neste trabalho



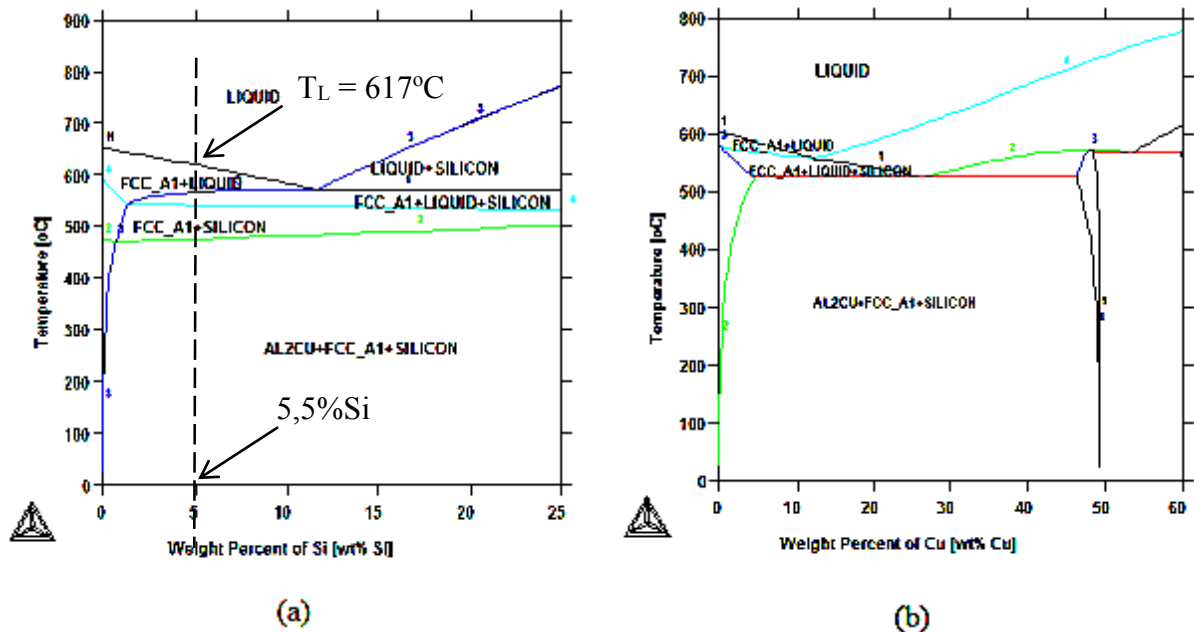
Fonte: Cedido pelo Grupo de Pesquisa em Engenharia de Materiais (GPMAT/UFPA).

Tabela 3.2. Resultado da análise química quantitativa e qualitativa da liga Al-3%Cu-5,5%Si. Padrão fornecido pelo analisador mostrado na Figura 3.2.

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Be
	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1.	4.245	0.047	3.650	0.0067	<0.00010	0.0081	<0.0020	<0.0020	0.0066	<0.00030
2.	4.581	0.073	2.769	<0.0020	<0.00010	0.0070	0.015	<0.0020	0.0039	<0.00030
3.	5.225	0.085	2.609	0.0025	<0.00010	0.0096	0.024	<0.0020	0.0058	<0.00030
4.	5.259	0.086	2.602	0.0021	<0.00010	0.0093	0.026	<0.0020	0.0050	<0.00030
5.	5.199	0.081	2.503	0.0024	<0.00010	0.0096	0.025	<0.0020	0.0055	<0.00030
6.	5.355	0.089	2.524	0.0024	<0.00010	0.0095	0.027	<0.0020	0.0052	<0.00030
7.	5.471	0.089	2.554	0.0024	<0.00010	0.0096	0.027	<0.0020	0.0052	<0.00030
Ø	5.048	0.079	2.744	0.0029	<0.00010	0.0090	0.021	<0.0020	0.0053	<0.00030
σ	0.454	0.015	0.409	0.0017		0.0010	0.0093		0.00082	
υ	8.994	18.99	14.91	58.62		11.11	44.29		15.47	

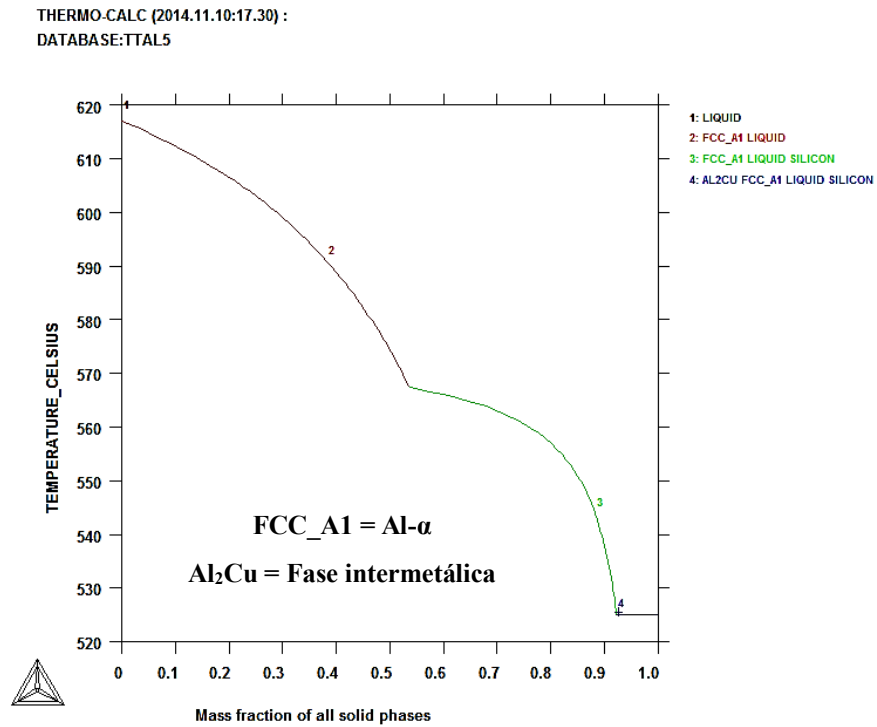
Fonte: Autoria Própria

Figura 3.4. Diagrama de fase pseudo-binários em função de Silício (a), de Cobre (b)



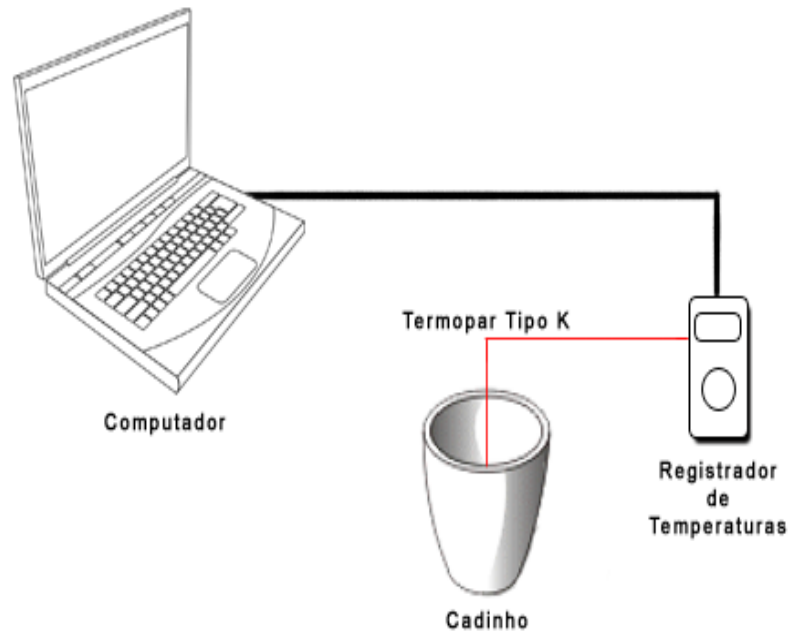
Fonte: Adaptado de Gomes (2012)

Figura 3.5. Caminho de solidificação calculado pelo ThermoCalc para condições fora do equilíbrio.



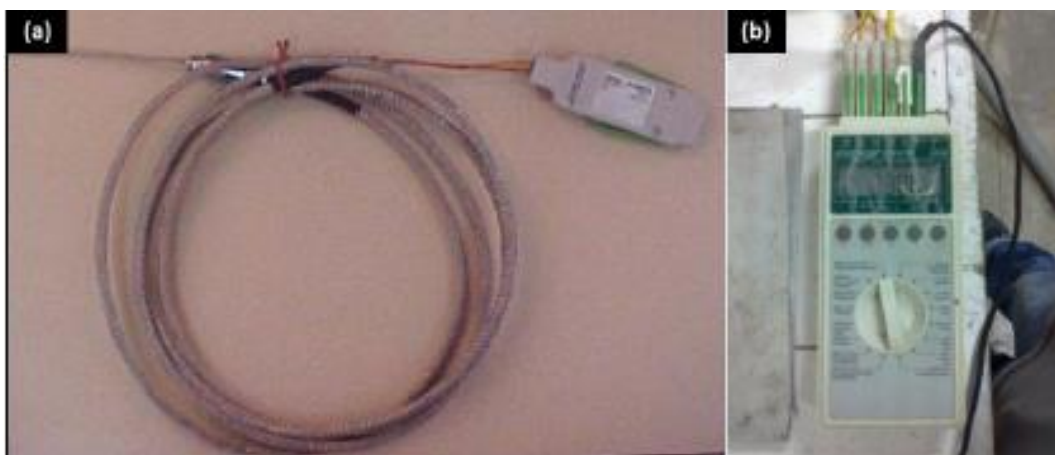
Fonte: Autoria própria

Figura 3.6. Esquema do conjunto de monitoramento da temperatura liquidus da liga analisada



Fonte: Arquivo pessoal

Figura 3.7. Termopar tipo K (a) e registrador de temperatura (b)



Fonte: Autoria própria

3.2.2. Materiais e equipamentos utilizados durante a solidificação direcional

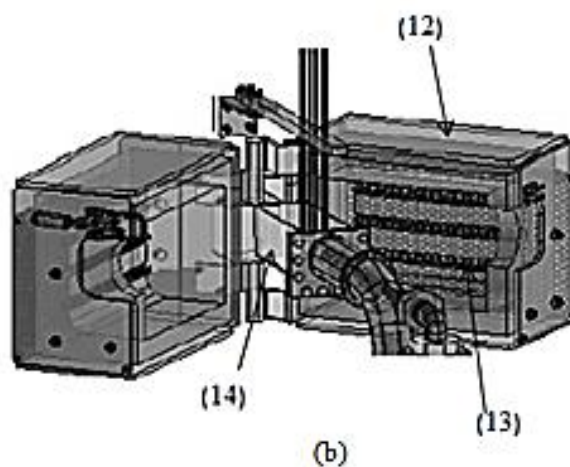
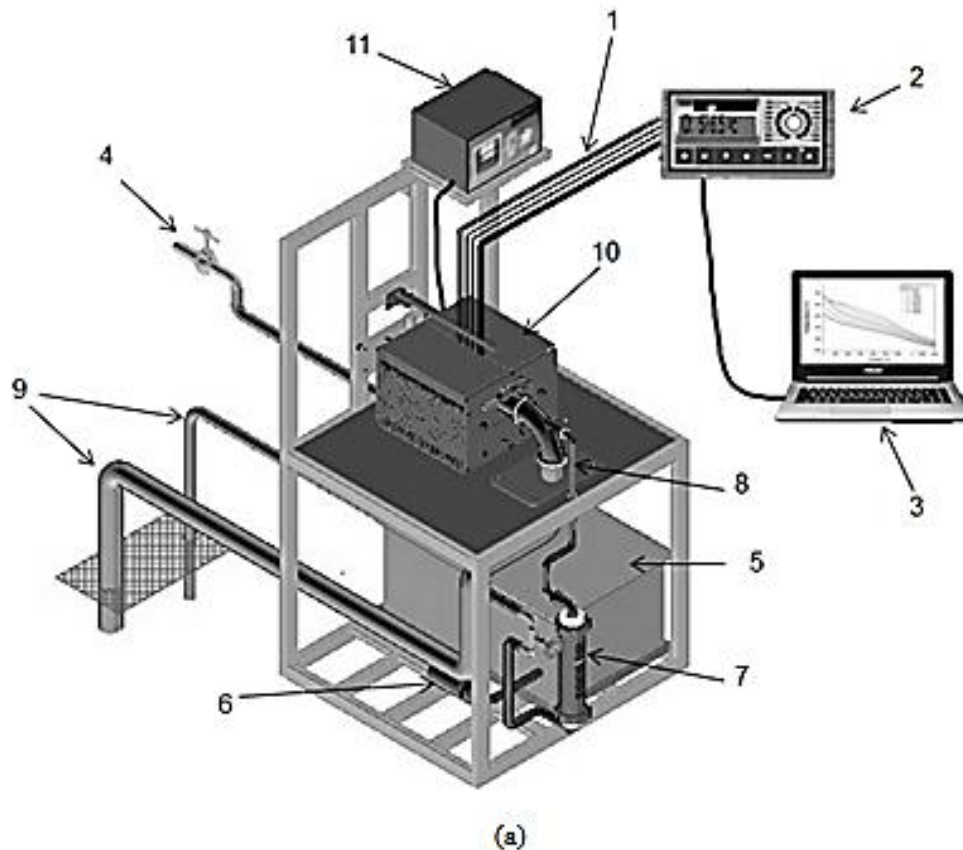
O dispositivo completo de solidificação unidirecional horizontal refrigerado a água utilizado na realização deste trabalho, esquematizado na Figura 3.7, foi projetado pela empresa FORTLAB, mas teve como projetado básico, a construção e aferição a partir do dispositivo desenvolvido pela primeira por Silva et al. (2011) e, mais recentemente, aperfeiçoado por Carvalho (2013). O dispositivo é constituído de resistências elétricas que permitem controlar sua potência com o intuito de estabilizar os diferentes níveis de superaquecimento no metal líquido assim como propiciar um isolamento térmico adequado, evitando perdas de calor pelas laterais e pela base do molde. As Figuras 3.7(a) e 3.7(b) apresentam, respectivamente, uma vista panorâmica do conjunto e a parte interna do dispositivo de solidificação horizontal, mostrando as referidas resistências e a lingoteira. O molde foi fabricado com geometria retangular a partir de chapa de aço inox nas dimensões 59,5x59,5x160mm. Detalhes do projeto da chapa trocadora de calor (chapa molde) se da lingoteira se encontram representados pela Figura 3.8. As Figuras 3.9 e 3.10 mostram, respectivamente, o esquema de montagem da chapa molde na lingoteira e um registro fotográfico do interior do dispositivo de solidificação horizontal.

As superfícies laterais internas da lingoteira foram revestidas com camadas de alumina e as partes inferior e superior foram isoladas com material refratário para evitar perdas de calor para o meio ambiente. A condição de contato térmico na interface metal/molde foi padronizada por intermédio do polimento da superfície de extração de calor. Foram realizados, previamente,

alguns experimentos com o objetivo de aferir-se a direcionalidade horizontal do fluxo de calor por parte do dispositivo de solidificação.

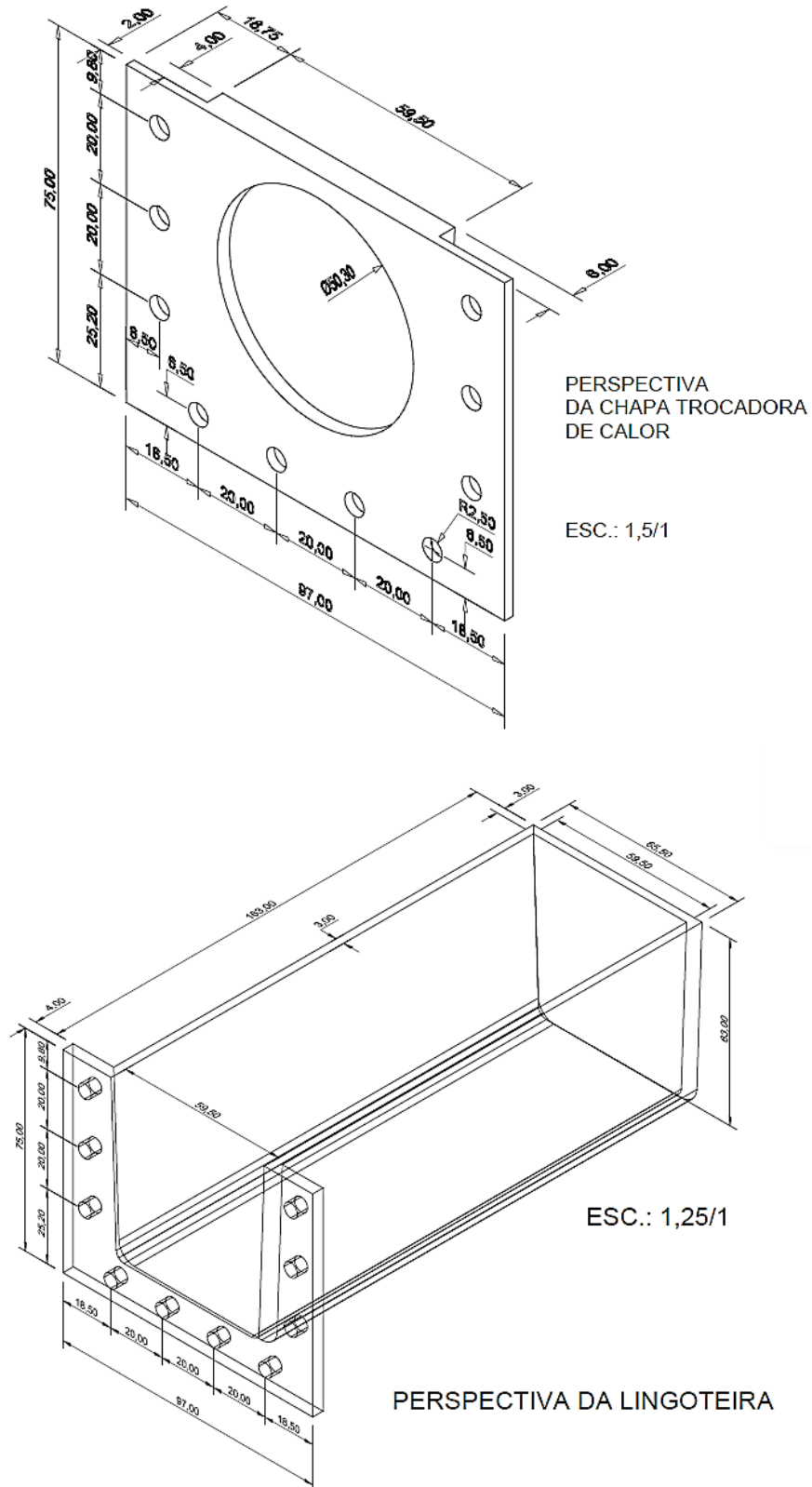
Os termopares usados (Figura 3.6) são identificados por letras segundo a ISA (Instrument Society of América) e adotados como padrão americano na ANSI C96 – 1964. As temperaturas foram registradas com o auxílio de termopares tipo K com bainha externa de aço inoxidável de diâmetro 1,6 mm; Tipo K: Chromel (+) – Alumel (-); Faixa de utilização: (0 a 1260) °C \equiv (0,000 a 50,990) mV; Potência termoelétrica: (4,04 mV / 100°).

Figura. 3.8. (a) Representação do conjunto que compõe o dispositivo de solidificação direcional horizontal utilizado neste trabalho: (10) termopares, (2) Controlador de temperatura, (3) computador, (4) alimentação principal de água, (5) recipiente armazenador de água, (6) bomba d'água, (7) rotâmetro, (8) entrada de água de refrigeração, (9) saída de água, (10) dispositivo de solidificação direcional horizontal, (11) Fieldlogger – registrador de temperatura, (b) Vista lateral e interna do dispositivo: (12) isolamento com blindagem em cerâmica; (13) resistências elétricas; (14) lingoteira.



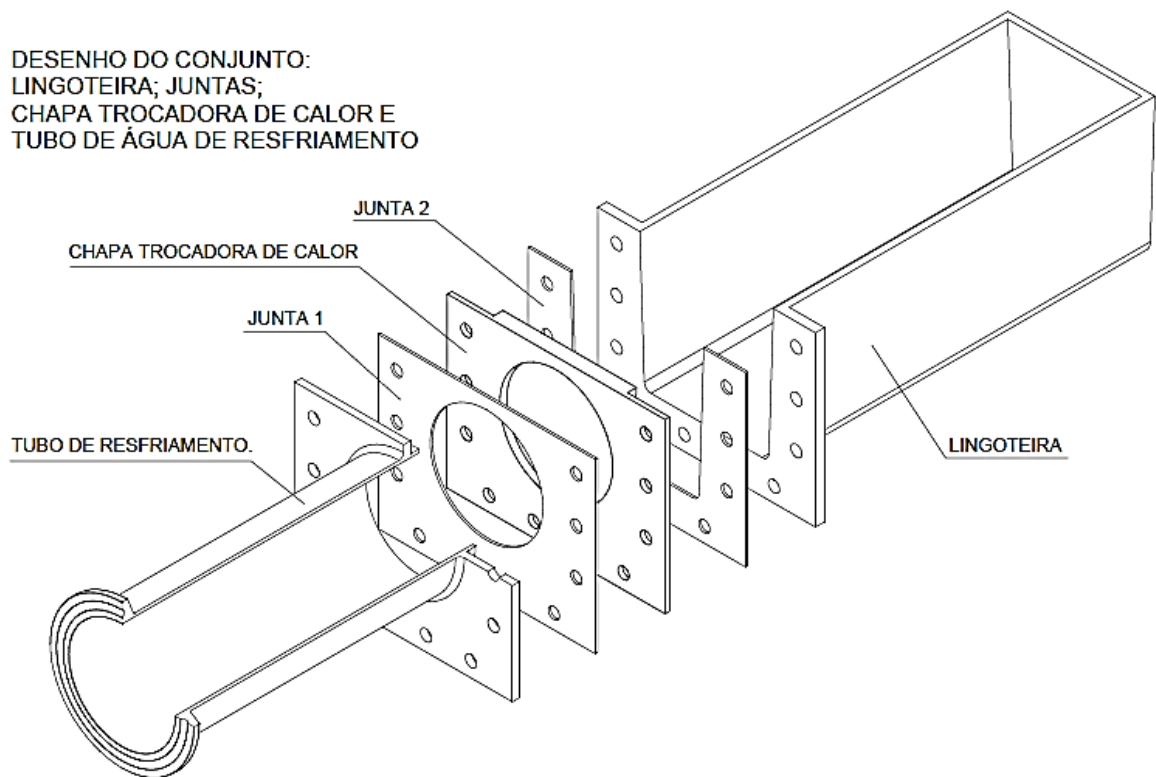
Fonte: Acervo do GPMET/IFPA e do GPSol/UFPA

Figura 3.9. Detalhes dimensionais da chapa molde (ou trocadora de calor) e lingoteira de aço inox.



Fonte: Acervo do GPMET/IFPA e do GPSol/UFPA

Figura 3.10. Desenho esquemático do conjunto chapa de resfriamento e lingoteira



Fonte: Acervo do GPMET/IFPA e do GPSol/UFPA

Figura 3.11. Registro fotográfico do interior da lingoteira, mostrando *in loco* detalhes das resistências elétricas e o conjunto chapa molde e lingoteira.

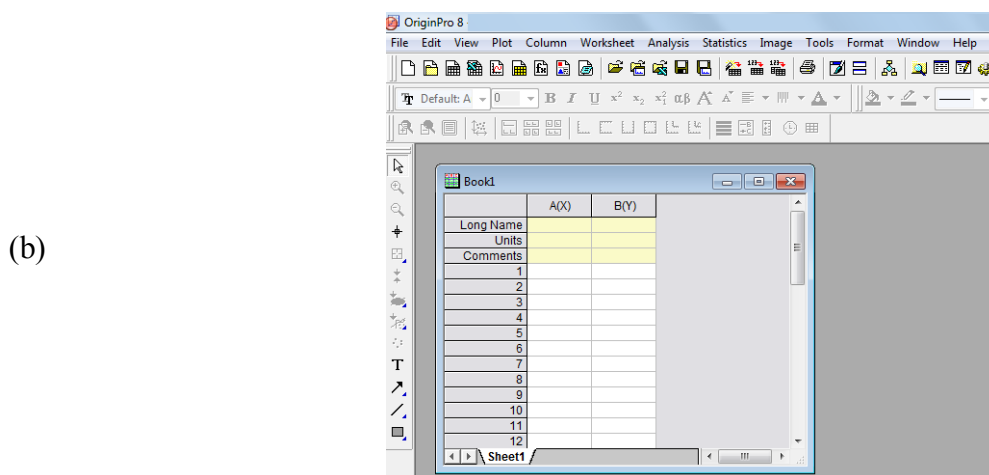


Fonte: Acervo do GPMET/IFPA e do GPSol/UFPA

A seguir, são apresentados, de forma sucinta, os software utilizados na realização dos trabalhos experimentais de monitoramento da solidificação direcional

- ✓ Para obtenção dos perfis térmicos de solidificação foi utilizado o software do Registrador de Temperaturas FieldLogger, que foi configurado para registrar um ponto a cada dois décimos de segundo, através de termopares inseridos em posições estratégicas no metal. Após o registro de temperaturas, os dados foram coletados, e curvas de resfriamento foram obtidas e plotadas em forma de gráficos de Temperatura em função do Tempo. A Figura 3.11(a) ilustra a tela de inicialização do programa e curvas experimentais resultantes.
- ✓ Software Origin 8.0, cuja tela de inicialização está apresentada na Figura 3.11 (b), utilizado para plotagem e ajuste dos gráficos correspondentes aos parâmetros térmicos de solidificação e aos espaçamentos dendríticos secundários

Figura 3.12 (a) – Tela de inicialização do software de registro de temperaturas, e curvas experimentais resultantes.



Fonte: Adaptado de Carvalho (2013)..

3.3 MÉTODOS

3.3.1 Obtenção da liga Al-Cu-Si investigada e levantamento das curvas de resfriamento (Atualizado a partir de CARVALHO, 2013).

- ✓ Inicialmente foram realizados alguns vazamentos com o objetivo de aferir o dispositivo de solidificação horizontal a fim de verificar a direcionalidade da extração do fluxo de calor.
- ✓ Em seguida, os metais Al, Cu e Si foram pesados em balança digital [Figura 3,2(a)] de precisão com suas respectivas quantidades em peso para formação das ligas. Essas quantidades foram determinadas a partir do volume do molde e da capacidade do cadinho [Figura 3,2(b)].
- ✓ Posteriormente, efetuando o procedimento para cada composição em questão, os respectivos materiais constituintes das ligas foram depositados manualmente em no cadinho de carbetto de silício, revestido internamente por uma camada de tinta à base de alumina, o qual foi levado ao forno mufla para a fusão do material [Figura 3,2(c)].
- ✓ A temperatura do forno [Figura 3.2(c)] foi programada para garantir um superaquecimento de 10% acima da temperaturas *liquidus* (T_L) da liga investigada que corresponde à temperatura de 617°C [Figura 3.3(a)]. É importante ressaltar, neste momento, que a referida temperatura de vazamento foi definida em função de estudos anteriormente desenvolvidos, relacionados à transição colunar-equiaxial (TCE) da ligas investigada (GOMES, 2013).
- ✓ A seguir, os termopares foram corretamente posicionados no dispositivo de solidificação e o registrador de temperatura foi conectado ao computador [Figura 3.7(a)]. Após o ajuste desses componentes, ocorreu o vazamento do metal líquido na lingoteira (Figuras 3.9 e 3.10)
- ✓ Alcançada a temperatura desejada (10% acima da temperatura *liquidus*) e para que o processo de solidificação fosse iniciado, o dispositivo de solidificação foi desligado e o sistema de refrigeração automaticamente ligado, por um válvula solenoide, acionamento uma bomba d'água para liberação do fluido de refrigeração, permitindo vazão de 10 LPM, controlada por um rotâmetro [Figuras 3.7(a) e (b)]. Tal procedimento ocorreu pelo fluxo de água injetado horizontalmente na parede externa lateral da chapa molde do dispositivo.
- ✓ Durante o processo de solidificação unidirecional da liga multicomponente estudada neste trabalho, foram obtidas as respectivas curvas de resfriamento pelo registro de

temperaturas, a cada dois décimos de segundo, para cada termopar estrategicamente posicionados no metal, até a completa solidificação do material [Figuras 3.7(a) e (b)]. Os dados adquiridos foram armazenados em computador e, em seguida, devidamente tratados em software específico (Origin 8.0) para plotagem das curvas das ligas em questão.

3.3.2 Procedimento experimental para determinação das variáveis térmicas de solidificação (V_L e T_R)

(Adaptado a partir de Dias Filho, 2013)

Durante a solidificação do material as temperaturas foram monitoradas por termopares conectados a um registrador de dados interligado a um computador, conforma Figura 3.7(a -1-2). O monitoramento do processo possibilitou a obtenção de curvas experimentais da variação de temperatura em função do tempo. As posições dos termopares no interior do molde foram estabelecidas em 5, 15, 30, 50, 70 e 90 mm em relação à câmara de refrigeração, o que possibilitou o acompanhamento da extração do fluxo de calor unidirecional horizontal.

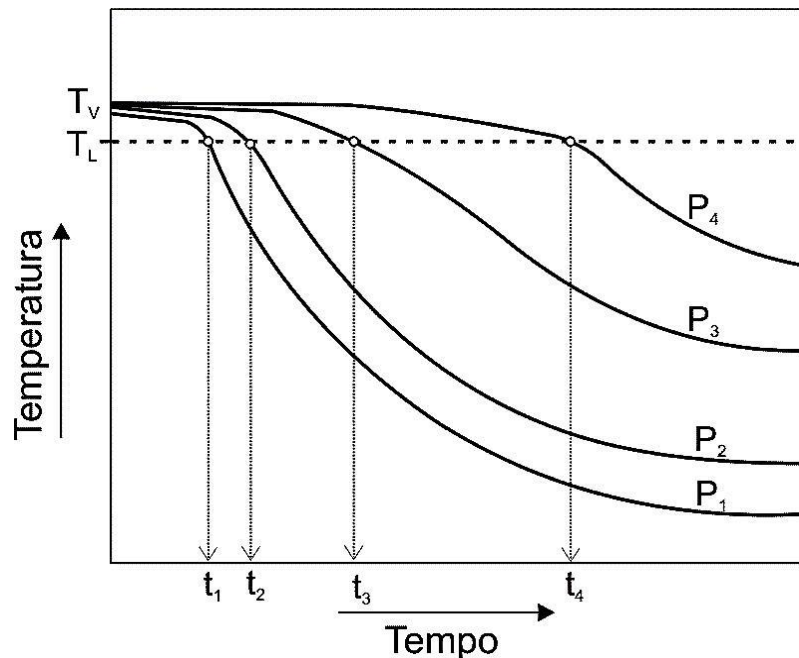
As variáveis térmicas de solidificação; tempo de passagem da isoterma *liquidus* (t_L) por cada posição dos termopares dentro dos lingotes, velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L) e taxa de resfriamento (T_R).

A determinação das variáveis se deu em duas etapas: em um primeiro momento foi feita a coleta dos dados da solidificação onde os termopares enviam as informações ao dispositivo conectado a um computador que transforma a leitura de dados em um arquivo de bloco de notas tabelado em pares ordenados, tempo e temperatura (t, T), para cada termopar. Posteriormente foram feitos os cálculos dos parâmetros térmicos de solidificação por meio de um programa computacional em linguagem “Exel” criado pelo Grupo de Pesquisa de Metalurgia e Física e Transformação (GPMet) de acordo com os seguintes procedimentos:

a) **Tempo de passagem da isoterma liquidus (t_L):** Os resultados dos pares ordenados, posição do termopar em relação à base refrigerada do lingote e tempo (P, t), obtidos a partir do procedimento experimental permitem, que sejam traçados gráficos experimentais da posição da isoterma *liquidus* com o tempo. Esses tempos são obtidos a partir da intersecção de uma horizontal indicativa de cada temperatura *liquidus* (T_L) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares (P), ou seja, a partir da T_L da liga analisada traça-se uma reta paralela ao eixo dos tempos. Através das intersecções dessa reta com as respectivas curvas de

resfriamento, em cada uma das seis posições, obtêm-se os tempos correspondentes. Esses tempos definem-se como sendo os tempos de passagem da isoterma *liquidus* em cada posição monitorada pelo termopar. Os resultados dos pares ordenados obtidos são interpretados pelo software que, para cada coluna de dados de um termopar, reconhece o tempo em que a temperatura *liquidus* foi atingida durante a solidificação e cria um novo arquivo de dados de tempo e posição (t, posição). A Figura 3.12 representa esquematicamente a indicação dos tempos em que a T_L é atingida para diferentes posições de termopares, sendo P_1 o termopar mais próximo da superfície do molde com seu respectivo tempo t_1 e P_4 o mais afastado, com a indicação do tempo t_4 .

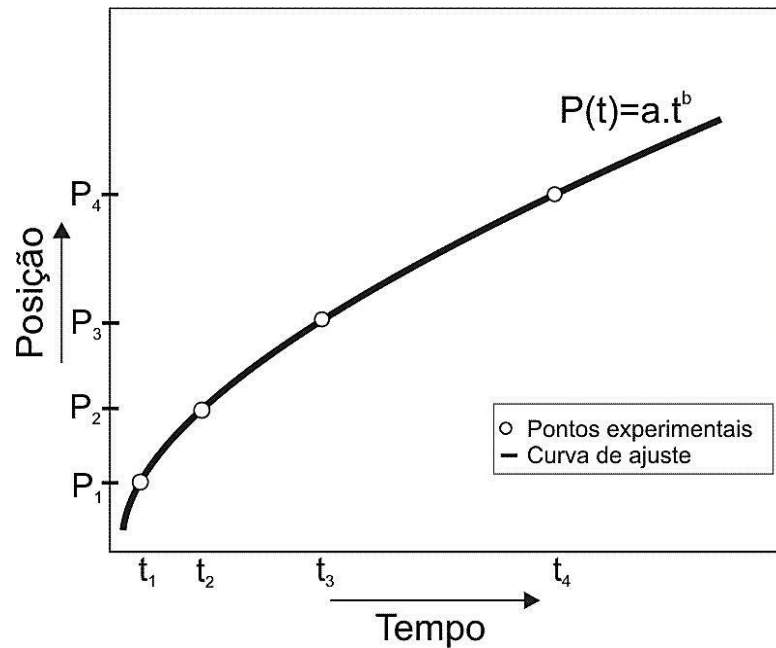
Figura 3.13 – Perfil de temperatura indicando o tempo de passagem da isoterma *liquidus*



Fonte: (DIAS FILHO, 2013).

Para gerar uma curva que represente o deslocamento desta isoterma em todo o lingote solidificado, os dados são ajustados matematicamente pelo programa no “excel” através do método dos mínimos quadrados, gerando uma função $P(t) = at^b$. A Figura 3.13 apresenta um esquema do gráfico com os pontos experimentais de coordenadas (tempo, posição) e o ajuste matemático gerado pelo programa.

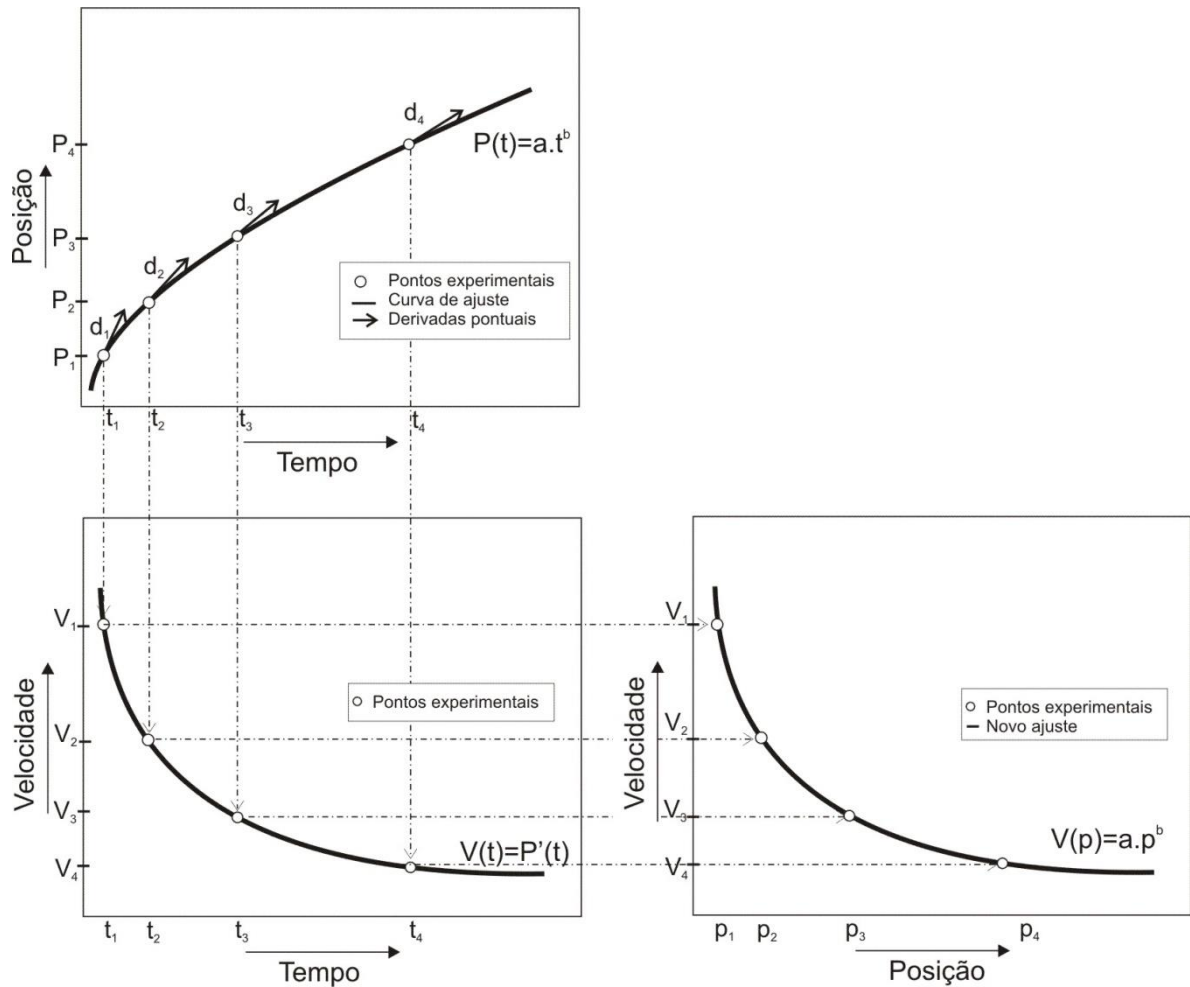
Figura 3.14. Deslocamento da posição da isoterma *liquidus* em função do tempo



Fonte: (DIAS FILHO, 2013).

b) **Velocidade de Deslocamento da Isotherma Liquidus (V_L):** As velocidades experimentais de deslocamento da isoterma liquidus (V_L), para todas as ligas, são determinadas pela derivada da função experimental $P(t)$ ajustada anteriormente pelo programa, isto é, $V_L = \frac{dP}{dt}$. A derivada da função P é aplicada em cada instante de tempo de passagem da isoterma *liquidus* correspondente a cada termopar, gerando outro arquivo de dados em bloco de notas com as derivadas pontuais tabeladas com seus respectivos tempos (tempo, $P'(t)$). Para obtenção do gráfico de velocidade em função da posição (posição $P'(t)$), o programa cria um arquivo semelhante ao de velocidade pelo tempo e substitui a variável tempo pela posição. Porém, para obtenção de uma função do tipo potencial que represente esse novo gráfico, é necessário fazer outro ajuste, conforme exemplificado na Figura 3.14.

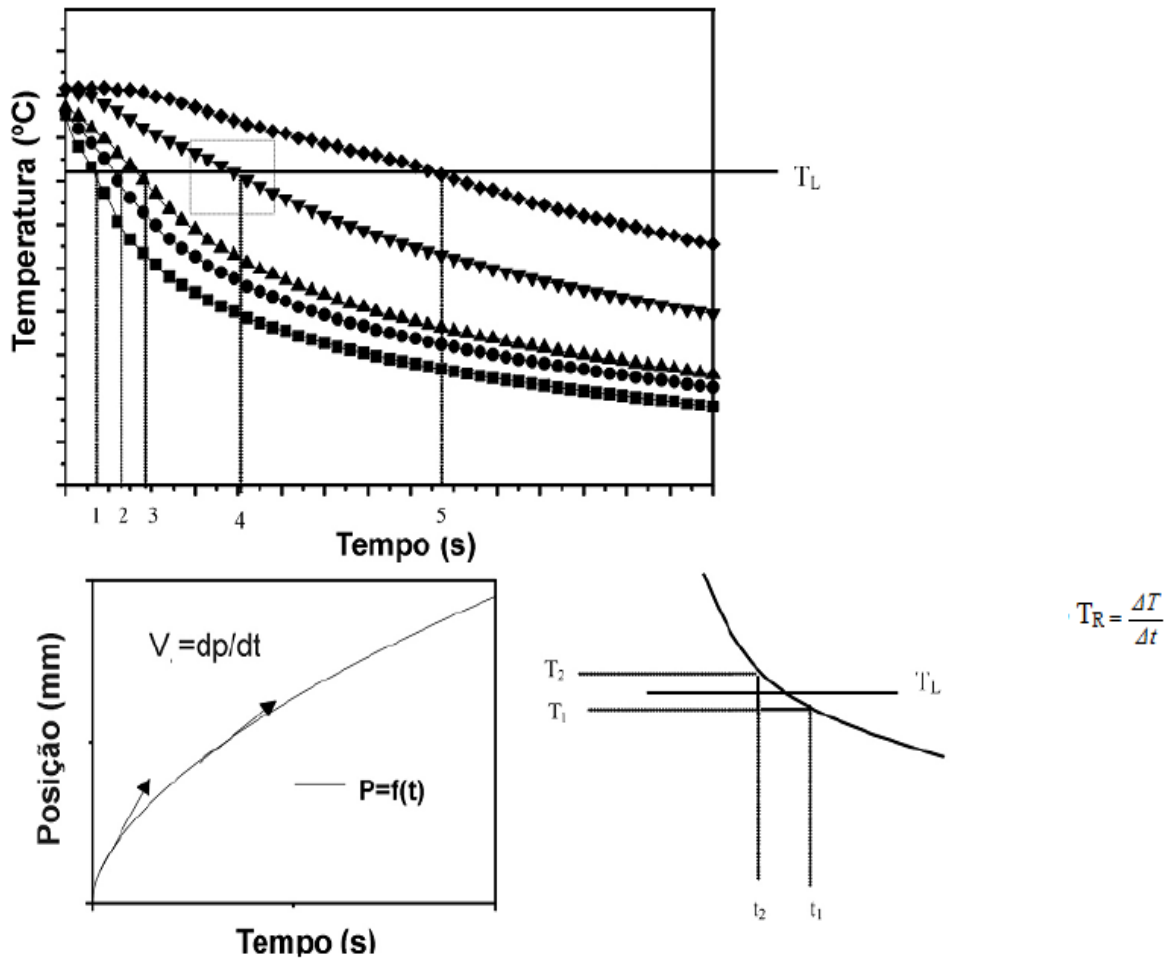
Figura 3.15. Representação esquemática da obtenção do gráfico das velocidades em função do tempo e em função da posição.



Fonte: (DIAS FILHO, 2013).

c) **Taxa de resfriamento (T_R):** As taxas de resfriamento $T_R = \frac{\Delta T}{\Delta t}$ à frente da isoterma *liquidus* para cada posição dos termopares, em todas as composições, obtidas experimentalmente a partir das interseções das retas de cada temperatura *liquidus* (T_L) com os perfis térmicos em cada posição dos termopares, através do resultado da leitura direta do quociente das temperaturas imediatamente antes e depois da T_R e dos tempos correspondentes, isto é, $dT_R = dT/dt$. Procedimento semelhante foi utilizado por Okamoto-Kishitake (1975) e Rocha (2003). A Figura 3.15 apresenta, de forma esquemática, o procedimento aplicado para determinar T_R .

Figura 3.16. Sequência experimental para determinação das variáveis térmicas



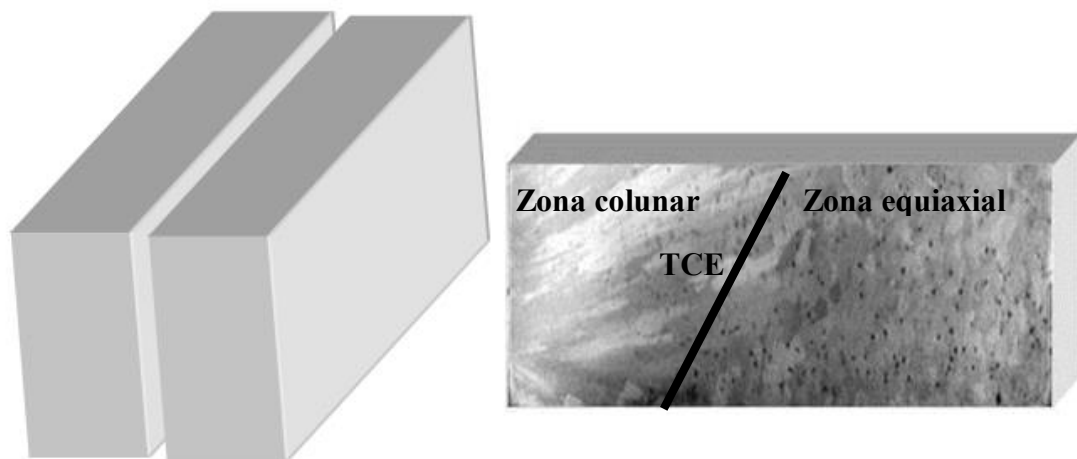
Fonte: (Adaptado de ROCHA,2013)

3.3.3 Procedimento experimental para obtenção e caracterização da microestrutura (Adaptado de CARVALHO, 2013)

Após a completa solidificação do material obteve-se o respectivo lingote, que foi preparado visando à caracterização macroestrutural do mesmo, através de técnicas metalográficas propostas na literatura objetivando a verificação da unidirecionalidade da zona colunar induzida pelas condições de solidificação. O lingote foi seccionado longitudinalmente e, em seguida, lixado utilizando-se lixas d'água de carbetto de silício com granulometrias equivalentes a 60,120, 180, 320, 400 e 600 *mesh*. Ao final da etapa de lixamento utilizou-se água corrente para efetuar a limpeza da superfície da peça com o objetivo de eliminar resíduos e manchas existentes.

Posteriormente, a superfície da amostra foi atacada com reagente químico adequado, cuja composição foi 15 ml de HNO_3 , 10 ml de HCl , 5 ml de HF e 70 ml de H_2O (solução de Keller) [Metals Handbook, 1998] (GOMES, 2012). O ataque químico foi realizado por imersão da superfície da peça durante aproximadamente vinte segundos, tempo suficiente para que as macroestruturas de solidificação das ligas fossem perfeitamente reveladas. A Figura 3.16 apresenta de esquematicamente o corte longitudinal aplicado no lingote e a macroestrutura revelada, mostrando uma zona de transição de grãos colunares para equiaxiais, denominada de transição colunar-equiaxial (TCE).

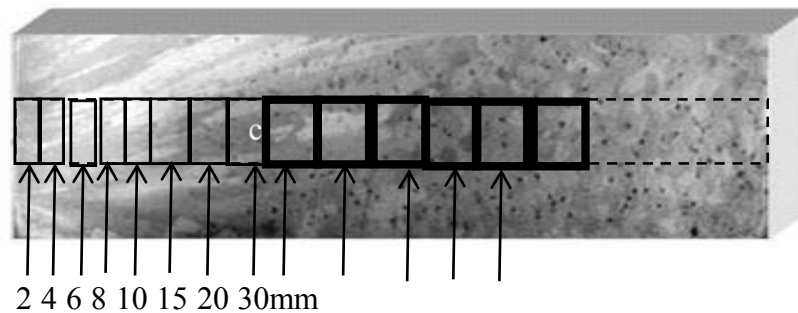
Figura 3.17. Macroestrutura da liga Al-3%Cu-5,5%Si.



Fonte: Acervo do Grupo de Pesquisa GPMET (IFPA).

Em seguida, iniciou-se o procedimento para obtenção das peças correspondentes à caracterização microestrutural, para posterior caracterização e quantificação dos espaçamentos dendríticos secundários. Assim, foram retirados longitudinalmente do lingote oito corpos de prova de cada liga estudada, ilustrados na Figura 3.17, nas posições correspondentes 2, 4, 6, 8, 10, 15, 20, 30, 40, 50, 60, 80 e 100mm em relação à interface metal/molde. Os corpos de prova foram devidamente identificados de acordo com suas respectivas posições, embutidos a frio (Figura 3.18) e posteriormente lixados com lixas de granulação de 100 a 1200 mesh.

Figura 3.18. Representação esquemática ilustrando a localização de retirada dos corpos de prova do lingote para análise metalográfica



Fonte: Autoria própria.

Figura 3.19. Corpos de prova para análise microestrutural durante o embutimento a frio.



Fonte: Autoria Própria.

Finalmente, foi aplicado o polimento das peças com pasta de diamante de 6 μm e 1 μm e realizado posterior ataque químico para revelar a microestrutura com solução de 5% de NaOH em água destilada. As análises metalográficas foram realizadas nas seções longitudinais dos corpos de prova, para medição dos espaçamentos dendríticos secundários. Em seguida, foram realizadas análises microscópicas com auxílio do sistema de processamento de imagens Olympus, modelo UC30, acoplado ao software de captura de imagem Analise Sys, mostrado na Figura 3.19.

Figura 3.20. Registro fotográfico do analisador de imagem Olympus, modelo UC30, instalado no Laboratório de Caracterização do IFPA.

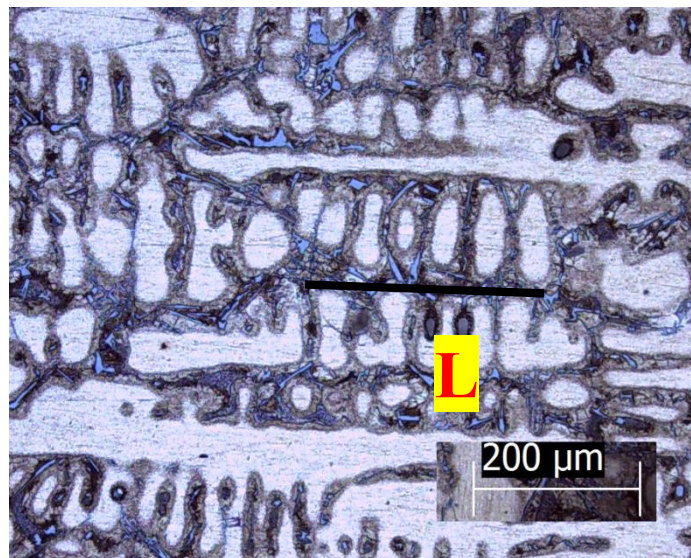
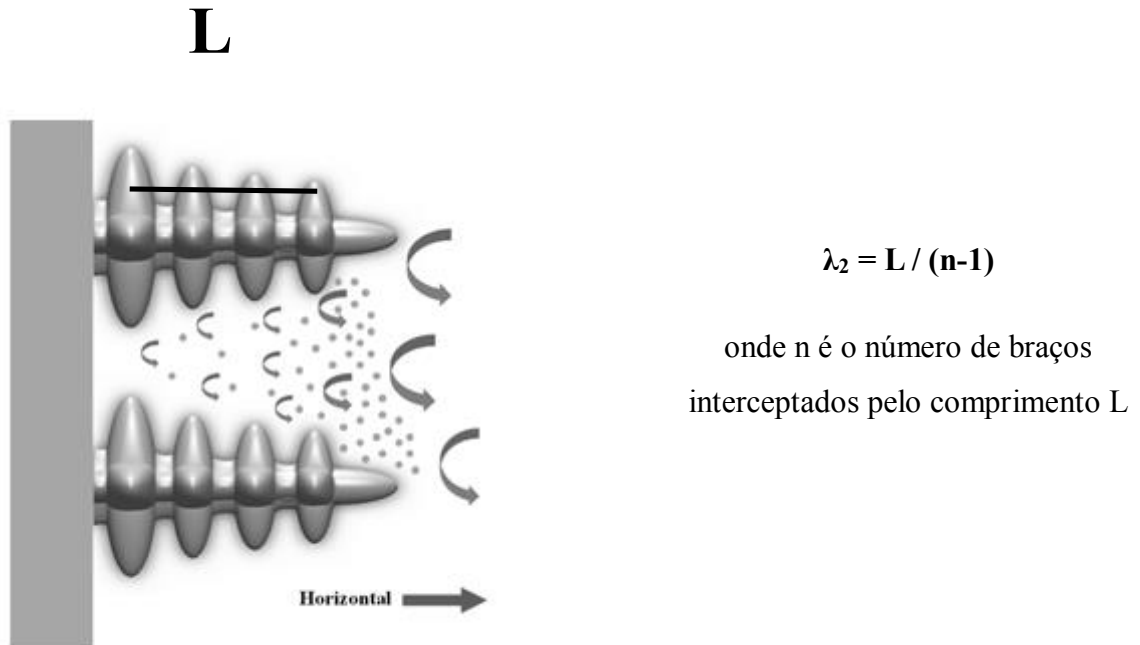


Fonte: Acervo do Grupo de Pesquisa GPMet (IFPA)

As medidas dos espaçamentos dendríticos secundários foram realizadas utilizando-se o software Image Tool. Os valores de λ_2 foram medidos sobre a seção longitudinal (paralela ao fluxo de calor) do corpo de prova. O procedimento utilizado foi o proposto por McCartney e Hunt (1981), que se baseia em calcular o valor de λ_2 pela média das distâncias entres os braços secundários adjacentes. Foram realizadas em média 20 medidas para cada posição considerada.

Após a obtenção dos espaçamentos dendríticos secundários para a liga analisada, os valores encontrados foram comparados com o único modelo teórico de Rapaz-Boetinger (1999), que é o único encontrado na literatura para ligas multicomponentes. As propriedades termofísicas para aplicação do referido modelo estão apresentadas na Tabela 3.3.

Figura 3.21. Técnica empregada para medição dos espaçamentos dendríticos secundários: (a) esquema de crescimento de dendritas colunares e (b) microestrutura resultantes deste trabalho



Fonte: Arquivo pessoal.

Após caracterização e quantificação dos espaçamentos dendríticos secundários os mesmos foram correlacionados com os parâmetros térmicos (V_L , T_R e t_{SL}) e microdureza (HV), assim como comparados com os valores teóricos obtidos pelo único modelo matemático da literatura (RAPAZ-BOETINGER, 1999) para ligas multicomponentes, o qual prevê o crescimento de λ_2 com o tempo local de solidificação (t_{SL}). No entanto, o referido modelo são

fortemente dependentes das propriedades termofísicas da liga investigada. A Tabela 3.3 apresenta essas propriedades.

Tabela 3.3 - Propriedades termofísicas da liga Al-3wt.%Cu-5.5wt.%Si utilizadas nos cálculos do modelo de Rappaz-Boettinger

Propriedades	Simbolo	Unidade	Valor
Temperatura <i>liquidus</i>	T_L	°C	617
Temperatura <i>solidus</i>	T_S	°C	525
Inclinação da linha <i>liquidus</i>	m	°C (%) ⁻¹	3,76 (Cu) 6,81 (Si)
Coefficiente e partição de soluto	k	-	0,1344 (Cu) 0,1188 (Si)
Difusidade de solute no líquido	D_L	m ² s ⁻¹	3.0 x 10 ⁻⁹ (Cu) 1.4 x 10 ⁻⁹ (Si)
Coefficiente de Gibbs- Thomson	Γ	m K	7.6 x 10 ⁻⁷
Composição da liga	C_0	(wt.%)	3.0 (Cu) 5.5 (Si)
Composição eutética da liga	C_f	(wt.%)	26.9 (Cu) 11.6 (Si)

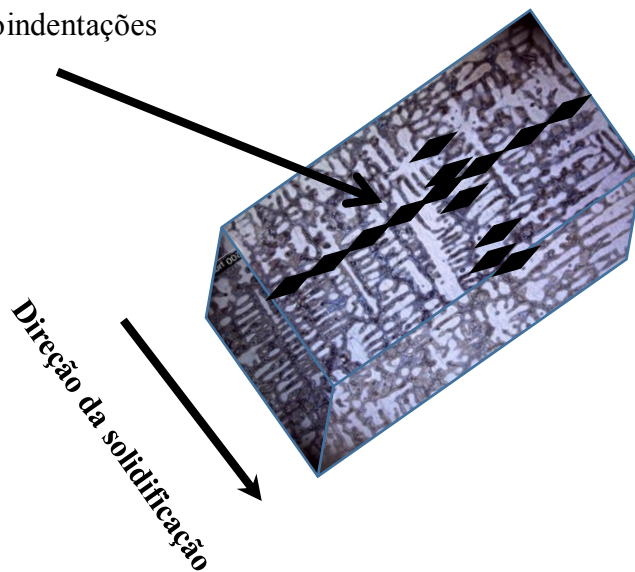
Fonte: (GOMES, 2012; GOMES *et al*, 2015)

3.3.4. Procedimento experimental para o ensaio de microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers (HV) foram realizados de acordo com o método proposto por Dias Filho (2013), esquematizado da Figura 3.21. Foram realizadas 20 medidas para cada posição analisada ao longo do comprimento dos lingotes. Nesse ensaio foi utilizada uma carga de 100 gf e um tempo de 10 segundos. O equipamento utilizado foi um microdurômetro modelo Shimadzu HVM-2, resolução de 0,01mm com penetrador piramidal de diamante, com uma interface assistida por computador. A Figura 3.22 apresenta um registro fotográfico do microdurômetro utilizado neste trabalho, com um corpo de prova sendo ensaiado.

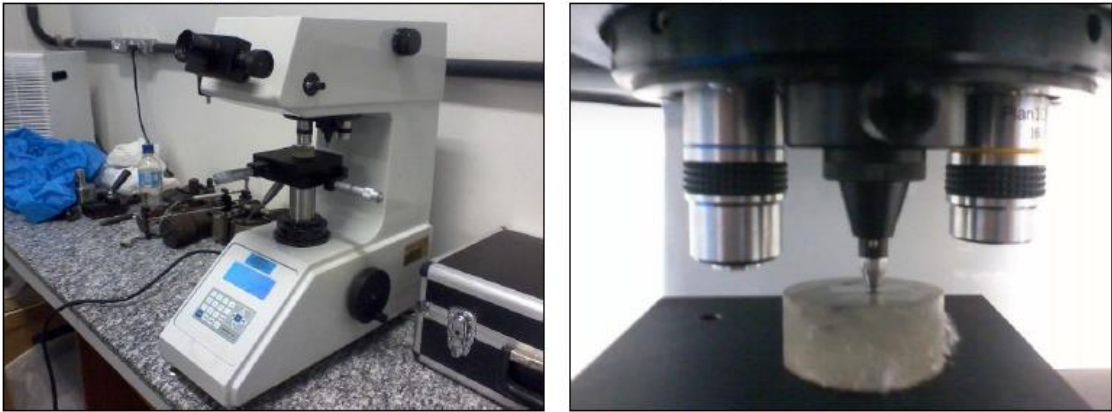
Figura 3.22. Esquema representativo do método para realização do ensaio de Microdureza Vickers (HV).

Esquema sequencial
das microindentações



Fonte: Acero do GPMET/IFPA e GPSol/UFPA

3.23. Fotografia do microdurômetro modelo Shimadzu HVM-2.



Fonte: Acervo cedido pela Grupo de Pesquisa GPMat (UFPA)

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

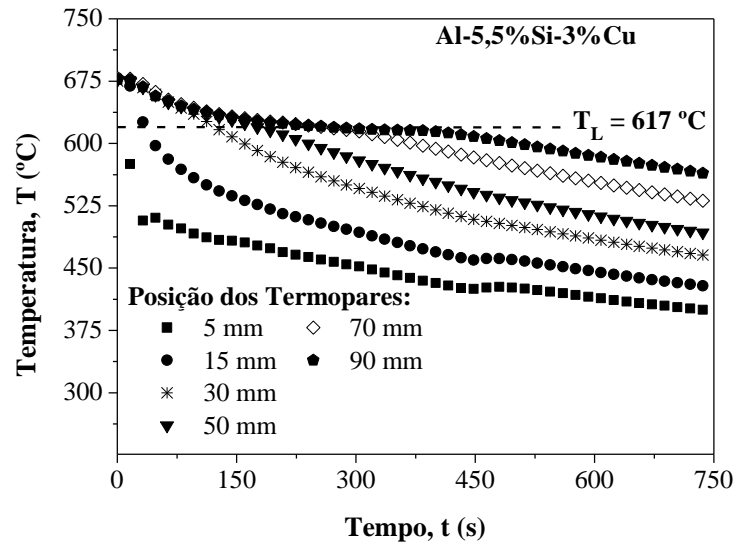
As curvas de resfriamento, para a liga investigada, foram obtidas em seis posições a partir da interface metal/molde, conforme metodologia apresentada no Capítulo 3. As mesmas possibilitam a determinação dos parâmetros térmicos V_L , T_R e t_{SL} . A medição dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) foi realizada em 13 posições a partir da interface metal/molde, o que permitiu observar o comportamento de λ_2 em diferentes posições do lingote, possibilitou estabelecer uma correlação entre os referidos espaçamentos e os parâmetros térmicos levantados bem como comparar os resultados experimentais de λ_2 com valores teóricos, calculados a partir de um único modelo matemático da literatura que prevê o crescimento de λ_2 para ligas multicomponentes. Os efeitos de λ_2 ainda foram avaliados na microdureza da liga analisada.

4.2 DETERMINAÇÃO DAS VARIÁVEIS TÉRMICAS (V_L E T_R)

A Figura 4.1 apresenta as curvas correspondentes às respostas dos termopares inseridos no interior da lingoteira em diferentes posições a partir da superfície resfriada para a liga Al-Cu-Si analisada.

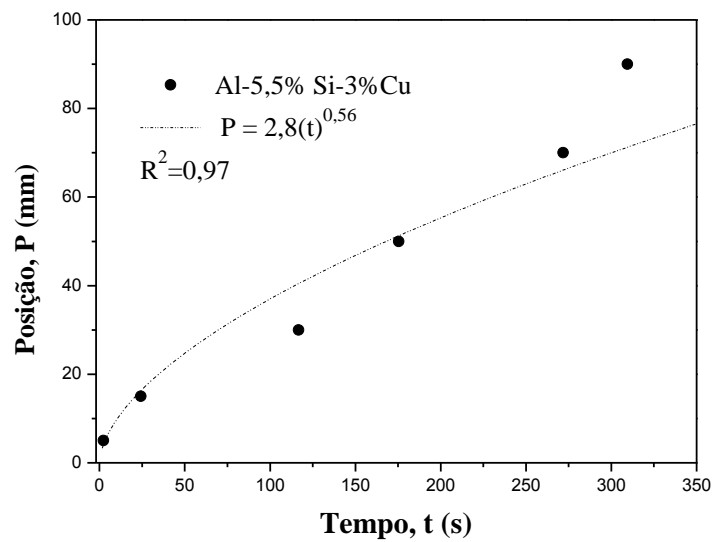
Os pontos de interseção entre as correspondentes temperaturas *liquidus* (T_L) e os respectivos perfis térmicos permitiram determinar, para cada posição de termopar, um par posição x tempo. Assim, os seis pares posição x tempo obtidos foram plotados conforme indicado na Figura 4.2. Para o cálculo da velocidade da isoterma *liquidus* (V_L) uma função potência da posição em função do tempo foi necessária, tendo a mesma sido determinada a partir dos perfis de temperatura gerados pelos termopares. A derivada desta função em relação ao tempo permitiu a obtenção dos valores experimentais para V_L como indicado na Figura 4.3. A Figura 4.4 mostra o comportamento experimental da taxa de resfriamento (T_R) em função da posição da interface metal/molde. Conforme pode ser verificado, para a liga analisada as velocidades e as taxas de resfriamento tendem a diminuir para posições mais afastadas da base refrigerada. Isto se deve ao crescimento da camada sólida entre a interface metal/molde e a interface sólido/líquido.

Figura 4.1 - Curvas experimentais de resfriamento da liga estudada, solidificada direcionalmente.



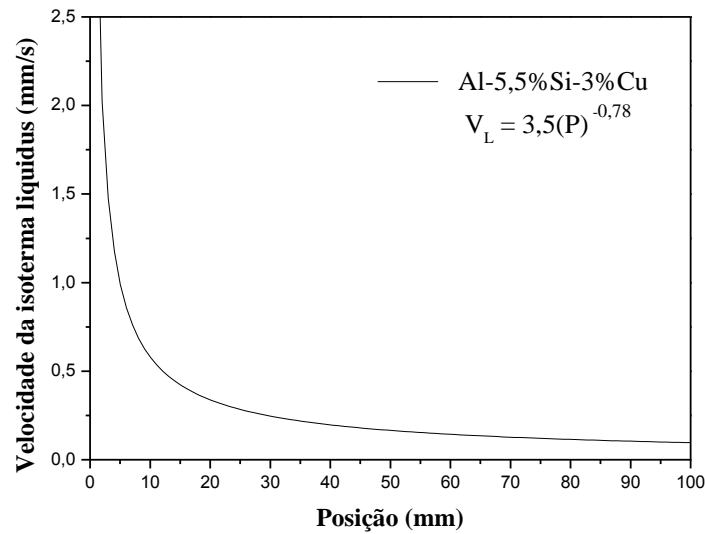
Fonte: Acervo do Grupo de Pesquisa em Solidificação (UFPA/IFPA).

Figura 4.2 - Posição da isoterma *liquidus* a partir da interface metal/molde em função do tempo



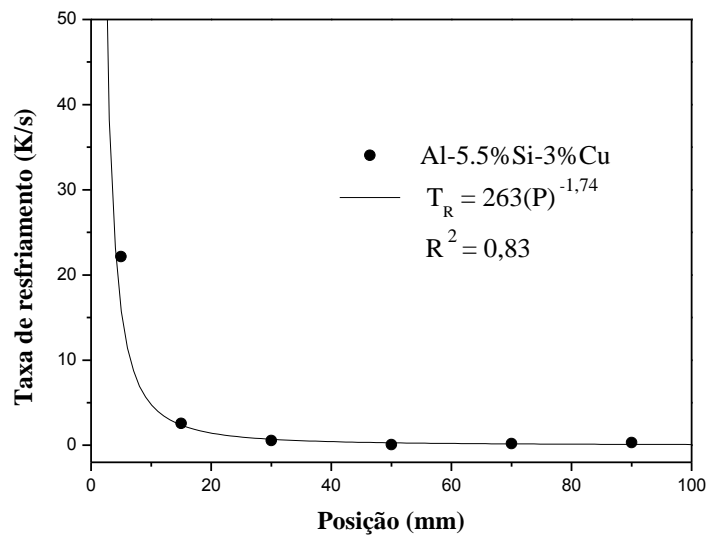
Fonte: Acervo do Grupo de Pesquisa em Solidificação (UFPA/IFPA).

Figura 4.3 - Velocidades das isoterma *liquidus* a partir da interface metal/molde em função da posição



Fonte: Acervo do Grupo de Pesquisa em Solidificação (UFPA/IFPA).

Figura 4.4 – Taxas de resfriamento a partir da interface metal/molde em função da posição para as ligas estudadas.



Fonte: Acervo do Grupo de Pesquisa em Solidificação (UFPA/IFPA).

4.3 MICROESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO

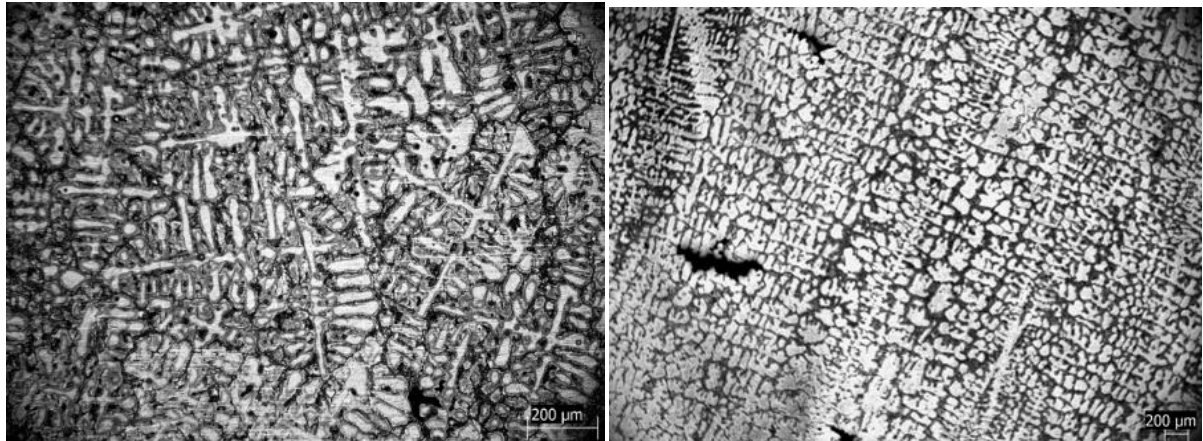
As microestruturas observadas ao longo das seções longitudinais da liga Al-3%Cu-5,5%Si investigada apresentaram morfologia dendrítica. As referidas microestruturas, conforme citado no Capítulo 3, foram obtidas nas posições correspondentes a 2, 4, 6, 8, 10, 15, 20, 30, 40, 50, 60, 80 e 100 mm, em relação à superfície de extração de calor. Na Figura 4.5

são apresentadas micrografias da liga analisada e os correspondentes valores de T_R , V_L e λ_2 em duas diferentes posições do lingote.

Figura 4.5 – Microestruturas dendríticas das posições 15 e 300 mm obtidas para a liga Al-3%Cu=5,5%Si.

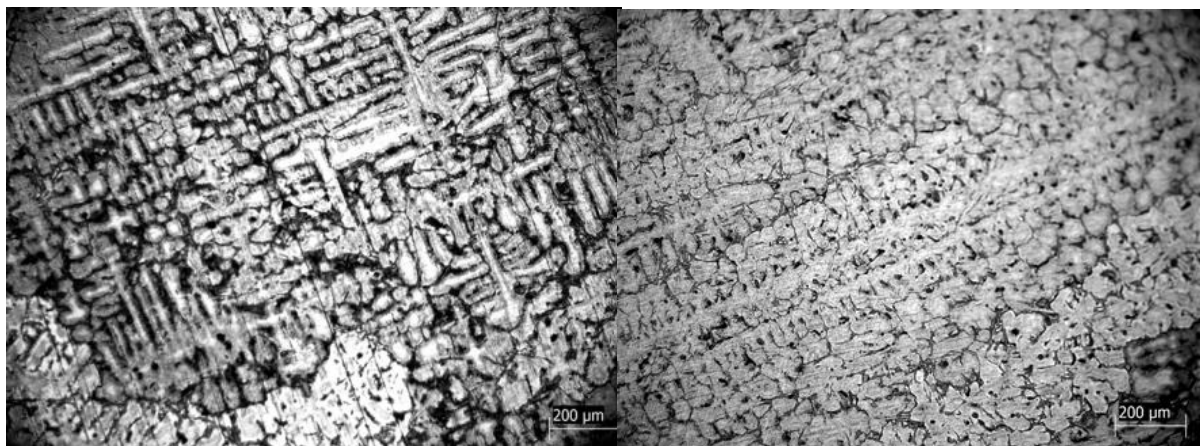
Al-5.5%Si-3%Cu

P = 15 mm; $V_L = 0,42$ mm/s; $T_R = 2,36$ K/s; $\lambda_1 = 250$ μm ; $\lambda_2 = 31$ μm



Al-5.5%Si-3%Cu

P = 30 mm; $V_L = 0,24$ mm/s; $T_R = 0,71$ K/s; $\lambda_1 = 373$ μm ; $\lambda_2 = 41$ μm

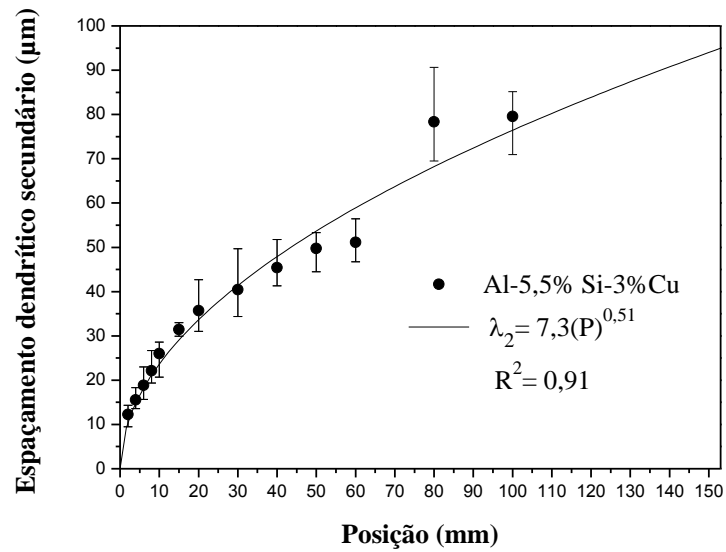


Fonte: Arquivo pessoal.

4.4 CORRELAÇÃO ENTRE VARIÁVEIS TÉRMICAS E ESPAÇAMENTOS DENDRÍTICOS SECUNDÁRIOS

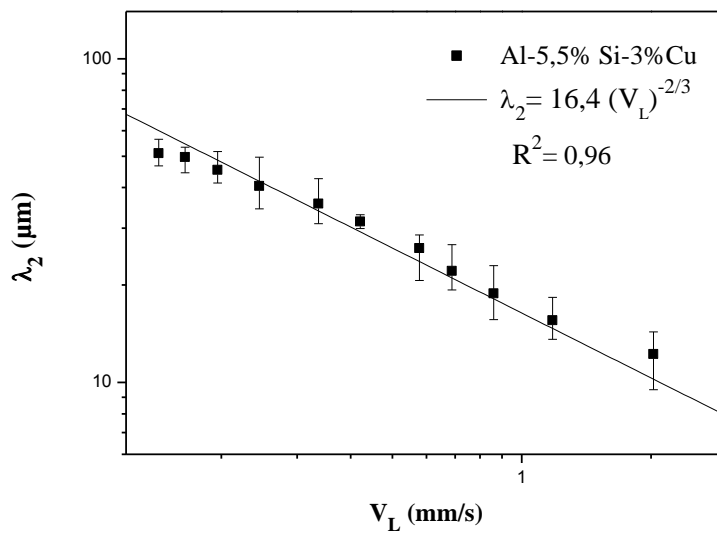
Com base nos procedimentos adotados e descritos no capítulo anterior, foram realizadas as medições dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2) em posições específicas a partir da interface metal/molde. Os resultados obtidos são apresentados na Fig. 4.6. Observa-se que os valores experimentais de λ_2 aumentam progressivamente para posições mais afastadas da superfície de extração de calor. A análise concomitante das figuras 4.3 e 4.4 permite observar que a ação do fluido de refrigeração impõe valores de velocidades e taxas de resfriamento bastante elevadas próximo à interface metal/molde e que estes diminuem gradativamente durante a solidificação em função do aumento da resistência térmica promovida pela progressiva formação do metal sólido. Tal efeito influencia diretamente as ramificações secundárias, aumentando, portanto os valores de λ_2 para posições mais afastadas da interface refrigerada. As figuras 4.7 e 4.8 apresentam, respectivamente, os valores experimentais dos espaçamentos dendríticos secundários da liga estudada em função da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e da taxa de resfriamento. A partir dessas figuras, observa-se que foram determinados os expoentes $-2/3$ e $-1/3$, caracterizando assim uma lei experimental para os espaçamentos dendríticos secundários com V_L e T_R dadas pelas fórmulas matemáticas $\lambda_2 = \text{constante } (V_L)^{-2/3}$ e $\lambda_2 = \text{constante } (T_R)^{-1/3}$, respectivamente, representadas nas referidas figuras por uma linha contínua. A eficácia da concordância entre resultados e as equações experimentais (grau de ajuste) foi parametrizado em termos do coeficiente de correlação R^2 do método dos mínimos quadrados, observa-se excelente correlação para todos os casos ($R^2 > 0,7$).

Figura 4.6 - Espaços dendríticos secundários em função da posição a partir da interface metal/molde.



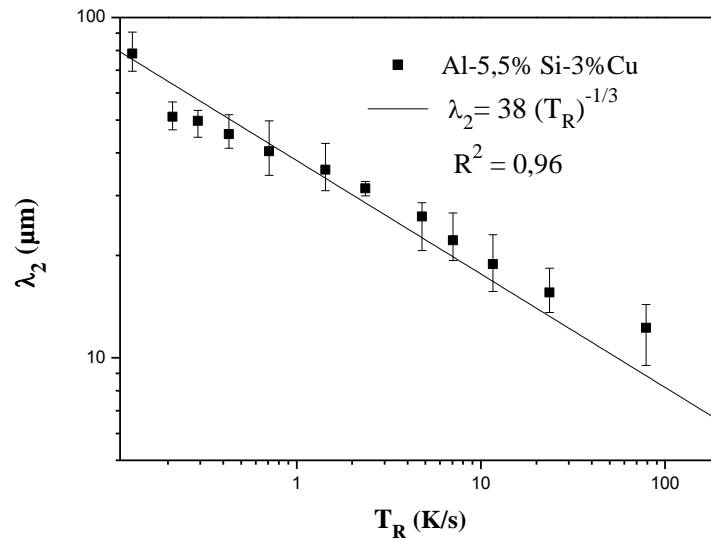
Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 4.7 - Espaços dendríticos secundários em função da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*



Fonte: Arquivo Pessoal

Figura 4.8 - Espaçamentos dendríticos secundários em função da taxa de resfriamento.



Fonte: Arquivo Pessoal.

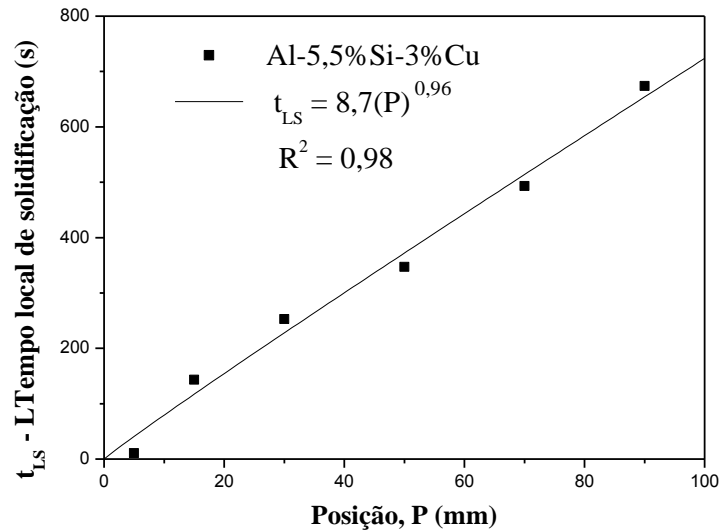
Convém ressaltar, que as leis de potência obtidas neste trabalho foram determinadas pela primeira vez para ligas binárias não ferrosas por Rocha (2003), com destaque para os binários Al-Cu e Sn-Pb e, posteriormente, comprovada para outros sistemas binários metálicos (PERES, 2005; BOEIRA, 2006 CRUZ, 2008; 2010; SPINELLI *et al*, 2004; SPINELLI, 2005; ROSA, 2007) para solidificação em sistemas verticais. Mais recentemente Guimarães (2014) e BARROS *et al* (2015) elaboram um estudo para ligas binárias Al-nSi (n=3%, 7% e 9%Si) e Al-3%Cu, respectivamente, todas solidificadas horizontalmente. Os respectivos autores apresentam em seus resultados as mesmas leis de potência encontradas no presente trabalho para previsão de crescimento dendrítico secundário em função dos parâmetros térmicos, isto é, $\lambda_2 = \text{constante } (V_L)^{-2/3}$ e $\lambda_2 = \text{constante } (T_R)^{-1/3}$.

Ainda, recentemente, Moutinho (2012), Gomes (2012), Gomes *et al* (2015) elaboraram estudos de solidificação direcional vertical ascendente para sistemas de ligas ternários à base de alumínio pertencentes às famílias Al-6%Cu-nSi e Al-3%Cu-nSi, respectivamente, onde “n” representa a variação do percentual de Si. Os referidos autores encontram as mesmas expressões matemáticas $\lambda_2 = \text{constante } (V_L)^{-2/3}$ e $\lambda_2 = \text{constante } (T_R)^{-1/3}$ obtidas neste trabalho. Moutinho (2012), não verificou influência do Si nos valores de λ_2 quando correlacionado com T_R ao contrário de Gomes (2012) que observou λ_2 diminuir com o aumento do teor de Si. Costa *et al* (2015) desenvolveram estudos com as ligas Al-6%Cu e Al-6%Cu-4%Si e avaliaram a direção de crescimento (horizontal e vertical) e o efeito do Si na evolução da microestrutura das

respectivas ligas, ambas foram solidificadas direcionalmente em sistemas vertical ascendente e horizontal. Vale ressaltar que os trabalhos de Costa (2013) e Costa *et al* (2015) foram os primeiros trabalhos elaborados na literatura para ligas multicomponentes solidificadas em sistema horizontal. Esses autores também estabeleceram as mesmas leis de crescimento de $\lambda_2=f(V_L \text{ e } T_R)$ propostas por este trabalho.

Visando comparar os resultados experimentais obtidos para a liga ternária Al-Cu-Si investigada neste trabalho com o único modelo matemático da literatura desenvolvido para crescimento dendrítico secundário em ligas multicomponentes, bem como comparar os resultados deste trabalho com modelos experimentais da literatura, precisou-se, portanto, correlacionar λ_2 em função do tempo local de solidificação (t_{SL}), uma vez que esses modelos são dependentes deste parâmetro térmico (veja Tabela 2.3). O tempo local de solidificação é determinado pela diferença entre os tempos de passagem das isothermas *solidus* e *liquidus* por uma determinada posição. Os tempos locais de solidificação experimentais são obtidos a partir das interseções de linhas horizontais correspondentes às temperaturas *liquidus* (T_L) e *solidus* (T_S), nas curvas de resfriamento, para cada posição dos termopares. Utiliza-se técnica de ajuste por curva a esses pontos experimentais determinados e geram-se expressões algébricas de posição em função do tempo local de solidificação. A técnica de determinação de t_{SL} se encontra detalhada nos trabalhos de Moutinho (2012) e Gomes (2012). A Figura 4.9 apresenta os resultados experimentais do tempo local de solidificação em função da posição dos termopares para a liga Al-3%Cu-5,5%Si estudada.

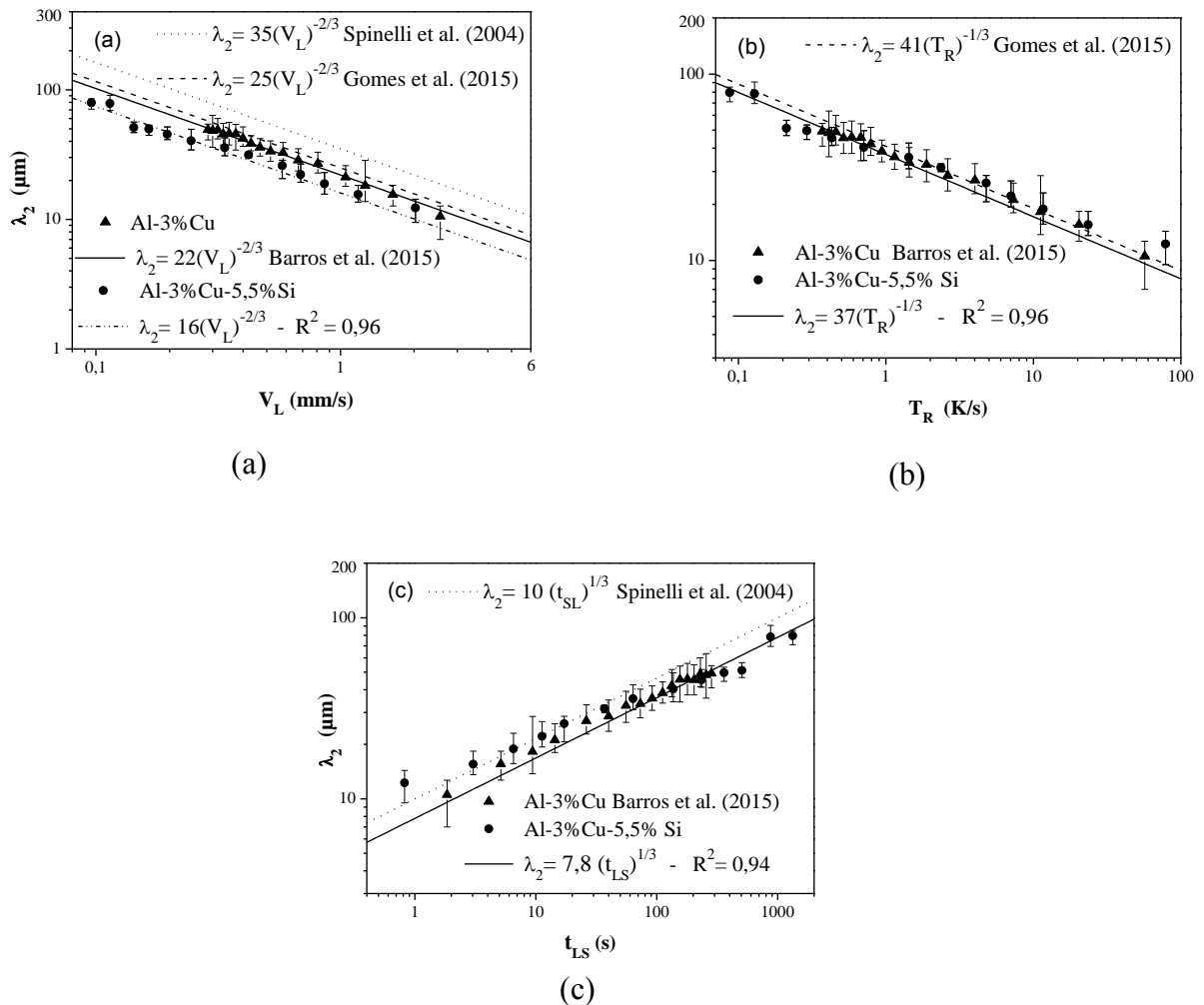
Figura 4.9 – Tempo local de solidificação com função da posição da isoterma *liquidus* para a liga analisada neste trabalho.



Fonte: Arquivo Pessoal.

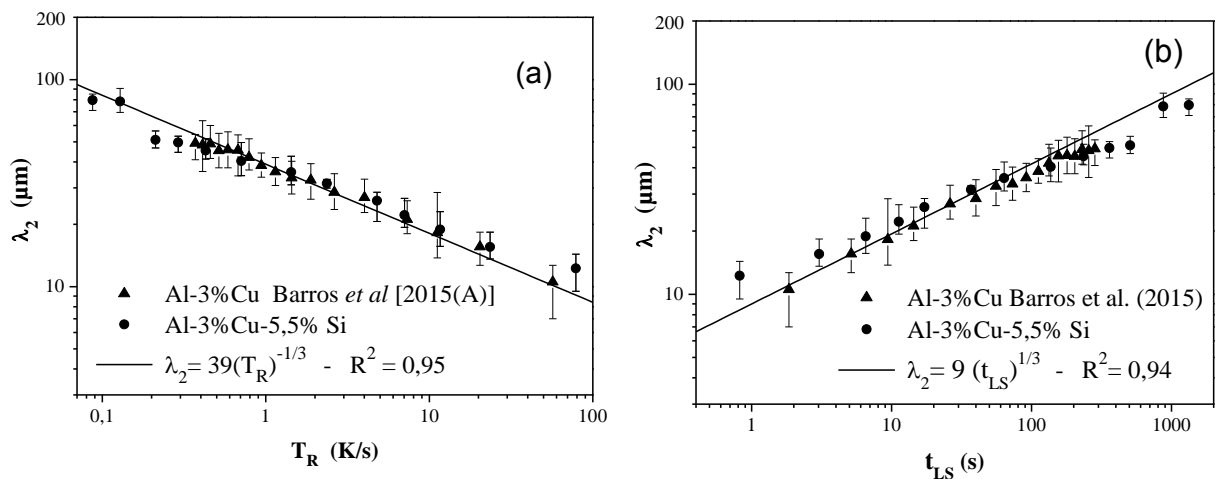
A Figura 4.10 mostra a comparação entre os resultados obtidos neste trabalho com aqueles de Spinelli *et al* (2004), Barros *et al* (2015) e Gomes *et al* (2015) para ligas Al-3%Cu (solidificada em sistemas vertical descendente e horizontal) e Al-3%Cu-5.5%Si (solidificada em sistema vertical), respetivamente. O efeito do ligante Si foi analisado na comparação de λ_2 em função V_L , T_R e t_{SL} (Figuras 10(a), (b) e (c), respetivamente). Observa-se que independente do sistema (horizontal ou vertical) os braços dendríticos secundários refinaram na microestrutura dendrítica da liga Al-3%Cu-5,5%Si na condição de $\lambda_2=K(V_L)$, isto é, evidencia-se que o valor da constante K variou de 35 para 25 no sistema vertical e 22 para 16 no horizontal. Por outro lado, verifica-se que pouco ou quase nada os espaçamentos secundários variaram nas condições de $\lambda_2=K(T_R \text{ e } t_{SL})$. Neste caso, é possível propor uma única lei de crescimento dos braços secundários em função de T_R e t_{SL} para as ligas Al-3%Cu-5,5%Si, solidificada nas direções vertical e horizontal e Al-3%Cu, solidificada horizontalmente, dadas pelas expressões matemática $\lambda_2 = 39(T)^{-1/3}$ e $\lambda_2 = 9(T)^{1/3}$, as quais se encontram representadas, respetivamente, pelos gráficos da Figura 4.11.

Figura 4.10. Comparação com a literatura dos espaçamentos dendríticos secundários: (a) $\lambda_2=(V_L)$, (b) $\lambda_2=(T_R)$ e (c) $\lambda_2=(t_{SL})$



Fonte: Arquivo Pessoal.

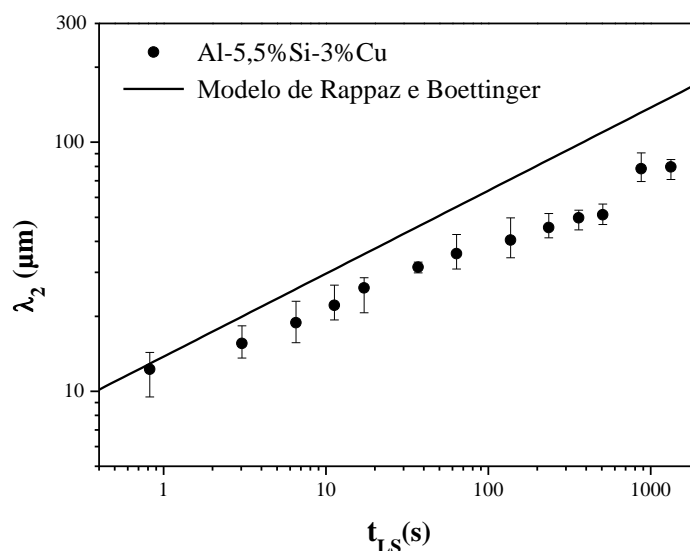
Figura 4.11. Proposta de lei experimental única para os braços secundários em função de: (a) $\lambda_2=f(T_R)$ e (b) $\lambda_2=f(t_{LS})$



Fonte: Arquivo pessoal

Como estabelecido nos objetivos deste tabalo, os resultados experimentais dos espaçamentos dendríticos secundários foram também comparados com o modelo de crescimento de ramificações dendríticas secundárias de Rappaz e Boettinger: Tabela 2.3 e Equação (2.7) (RAPPAZ e BOETTINGER, 1999). Esse modelo é o único existente na literatura para ligas multicomponentes, e que foi validado pela primeira vez pelos autores para a liga ternária Al-1%Mg-1%Si, posteriormente por Easton (EASTON *et al*, 2010) para ligas de alumínio multicomponentes das séries 1050, 2014, 3003, 5083, 6060, 6061 e 6082, mais recentemente, por Moutinho e Gomes (MOUTINHO, 2012; GOMES, 2012, GOMES *et al*, 2015) para ligas Al-Cu-Si, solidificadas em sistema direcional vertical ascendente, e Costa (COSTA *et al*, 2015) também para ligas Al-Cu-Si, solidificadas em sistema direcional horizontal, todos observaram que os valores teóricos de λ_2 superestimaram o espectro experimental. A Figura 4.12 apresenta a referida comparação dos valores de λ_2 deste trabalho com o modelo de Rappaz e Boettinger (RAPPAZ *et al*, 1999).

Figura 4.12. Comparação dos espaçamentos dendríticos secundários experimentais e teóricos em função do tempo local de solidificação.



Fonte: Arquivo Pessoal.

4.5 MICRODUREZA E ESPAÇAMENTOS DENDRÍTICOS SECUNDÁRIOS

As propriedades mecânicas dos materiais solidificados são normalmente determinadas por meio de ensaios de dureza, pois trata-se de uma técnica bastante simples e fácil de ser executada (ÇADIRLI, 2013; KAYA *et al*, 2013). Nesse sentido, a Figura 4.13 apresenta os resultados experimentais do comportamento da microdureza em função da posição [Figura

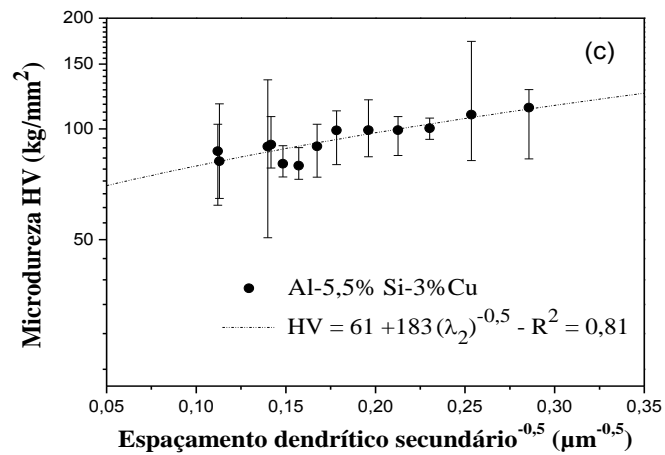
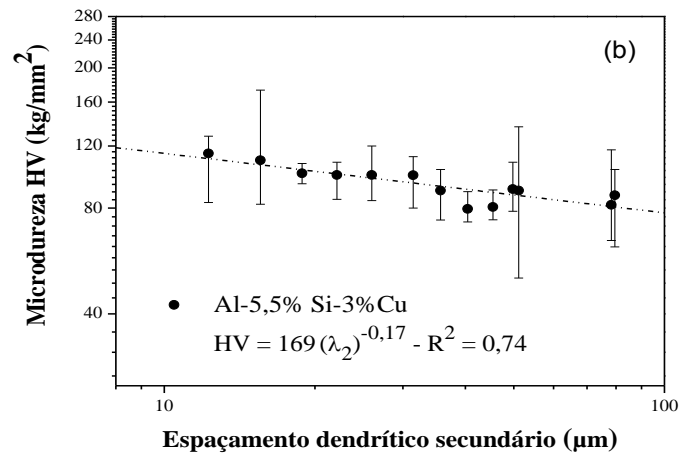
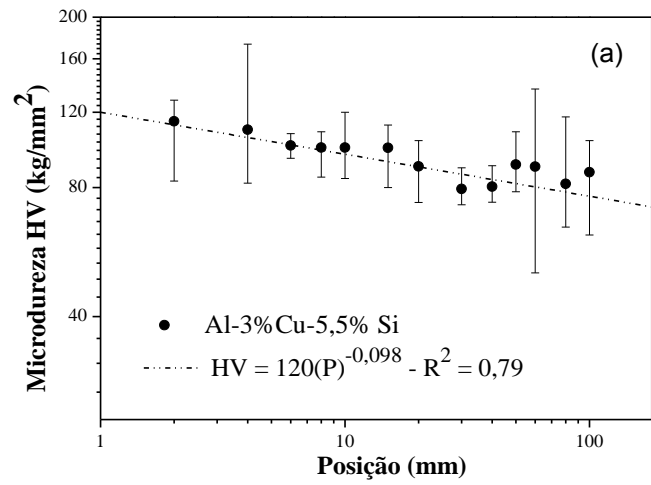
4.13(a)] da isoterma *liquidus* e dos espaçamentos dendríticos secundários (λ_2 e $\lambda_2^{-1/2}$) [Figuras 4.13(b) e (c), respectivamente] para a liga multicomponente examinada neste trabalho. Observa-se que leis experimentais dos tipos potência e de Hall-Petch (HALL, 1951 e PETCH, 1953), representadas respectivamente pelas equações 4.1 e 4.2, foram obtidas neste trabalho. Essas leis permitem verificar valores mais elevados de microdureza para menores espaçamentos dendríticos secundários.

$$HV = K_1(\lambda_2)^{-m} \quad (4.1)$$

$$HV = H_0 + K_2(\lambda_2)^{-n} \quad (4.2)$$

Onde m e n são os valores dos expoentes em função dos espaçamentos dendríticos secundários e H_0 , K_1 e K_2 são constantes determinadas experimentalmente para cada tipo de liga.

4.13 - Variação da microdureza em função da: (a) posição da isoterma liquidus, (b) λ_2 e (c) $\lambda_2^{-1/2}$



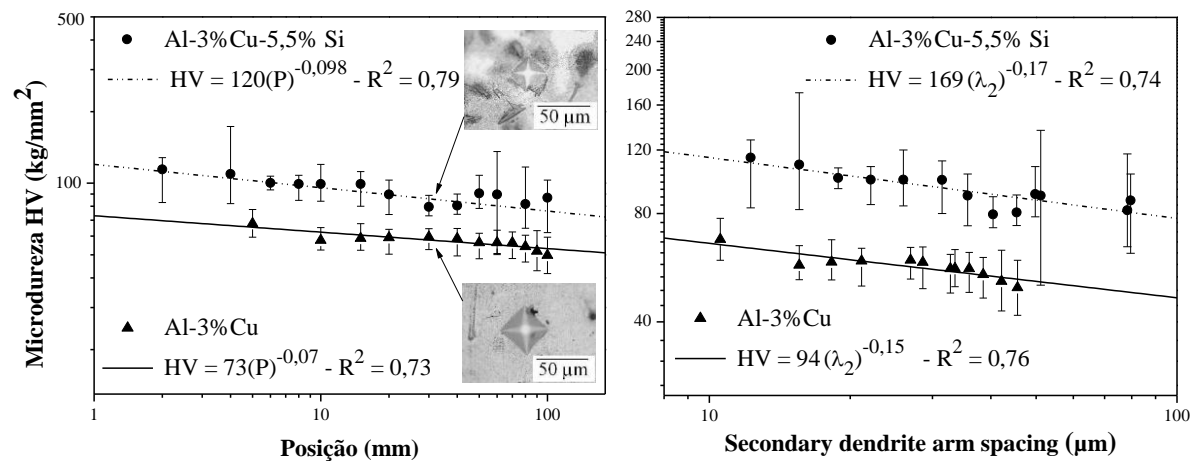
Fonte: Arquivo Pessoal.

A fim de avaliar o efeito do Si na evolução da microdureza da liga Al-Cu-Si investigada, foi realizada uma comparação dos resultados experimentais deste trabalho com outros da literatura para a liga Al-3%Cu [BARROS *et al*, 2015(A)] também solidificada horizontalmente, conforme mostra a Figura 4.14. Observa-se o aumento dos valores de HV para a liga ternária Al-Cu-Si. Vale ressaltar que durante o processo de solidificação das ligas Al-Cu e Al-Cu-Si, complexas transformações de fases são observadas. Verificam-se várias segundas fases intermetálicas que se formam no caminho da solidificação da liga binária Al-Cu: Al_2Cu , AlCu, AlCu₂ and AlCu₄, das quais, destaca-se a mais comum Al_2Cu , responsável pelo aumento de resistência nas ligas pertencentes ao sistema binário Al-Cu. A adição de Si nessas ligas, para composição da liga Al-Cu-Si, resulta na formação de partículas isoladas de Si na matriz eutética, formando a seguinte combinação de fases: Al- α + Al_2Cu +Si. Essa partícula (Si), resultante de estruturas de solidificação, geralmente se encontra na morfologia em forma de placas (BARROS *et al*, 2015) de alta dureza e a mesma é responsável pelo aumento de resistência nas ligas Al-Cu-Si. A Figura 4.15 apresenta os diagramas de equilíbrio de fases [Figura 4.15(a)] para os sistemas Al-Cu e Al-Cu-Si e micrografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) [Figura 4.15(b)], pela qual são verificadas as fases microestruturais supracitadas. Convém destacar que esses diagramas foram calculados pelo software termodinâmico ThermoCalc, onde a fase FCC_A1 representa a fase primária rica em alumínio (Al- α). Observa-se na Figura 4.15(b) a presença da segunda fase Al_2Cu , caracterizadas em ambas ligas (binária e ternária) e a presença da partícula isolada de Si, em forma de placa (ou morfologia lamelar) na mistura eutética da microestrutura da liga Al-3%Cu-5,5%Si, cuja partícula tem sido atribuída o aumento dos valores de HV na liga Al-Cu-Si estudada no presente trabalho.

A dependência da microdureza com parâmetros térmicos e microestruturais em ligas à base de alumínio foi investigada recentemente por Kaya *et al*. (2008, 2012, 2013) e Çadirlı (2013), solidificadas direcionalmente em sistema verticais ascendente sob condições estacionárias de extração de calor. Os autores apresentam em seus resultados leis experimentais em forma de potência dadas pela equação matemática: $HV = K(\lambda_2)^{-m}$, semelhante à equação 4.1 (veja Tabela 2.4). A Figura 4.15 apresenta os resultados obtidos por Barros *et al* [BARROS, *et al*, 2015 (A)] Kaya *et al* (KAYA *et al* 2008) e Çadirlı [ÇADIRLI, 2013] comparados com este trabalho, o que se observa maiores valores de HV para a liga Al-3%Cu-5,5%Si solidificada horizontalmente em relação aos valores encontrados nas ligas binárias Al-5%Cu e Al-3%Si. O efeito isolado dos elementos Si e Cu adicionados na matriz de Alumínio para formação das

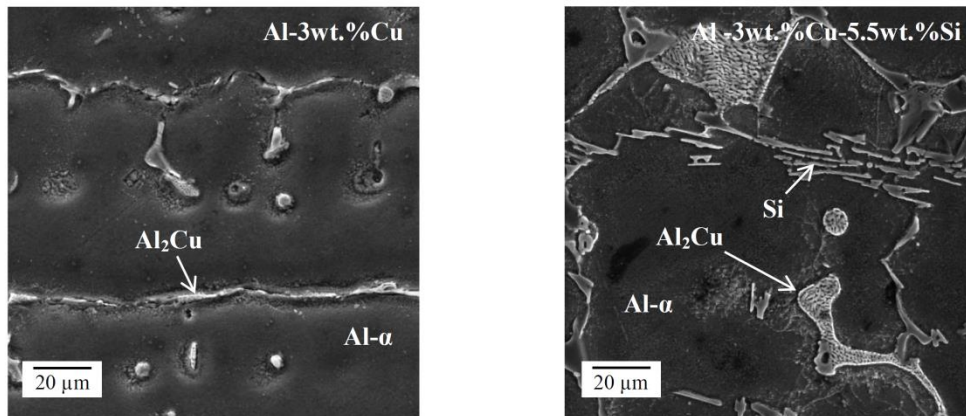
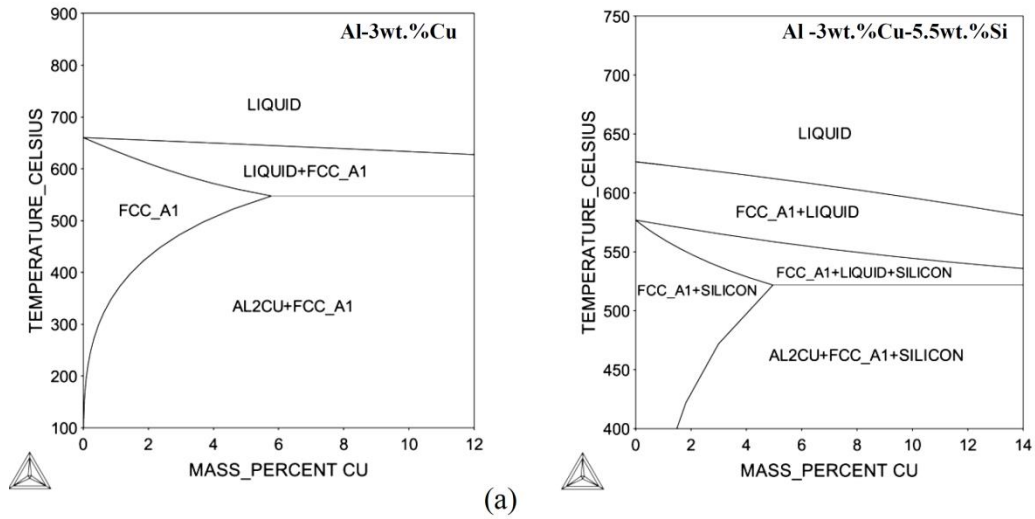
ligas Al-3%Si e Al-3%Cu, pode ser também analisado pela Figura 4.15, verificando-se, portanto, que maiores valores de HV são alcançados para a liga Al-3%Cu. Neste caso, a segunda fase intermetálica Al_2Cu que se forma durante o caminho de solidificação da liga Al-Cu apresenta, provavelmente, maior dureza que o Si presente na matriz eutética da liga Al-Si.

Figura 4.14 – Comparação dos resultados de HV obtidos neste trabalho para a liga ternária Al-3%Cu-5,55Si com os da literatura para a liga binária Al-3%Cu, ambas solidificadas horizontalmente



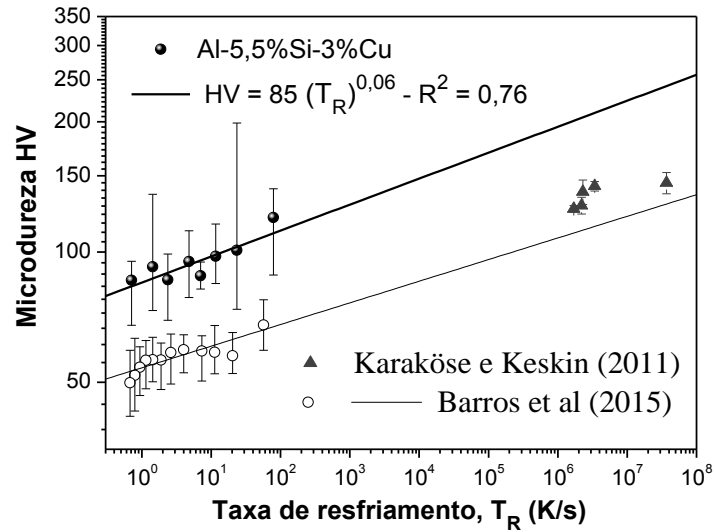
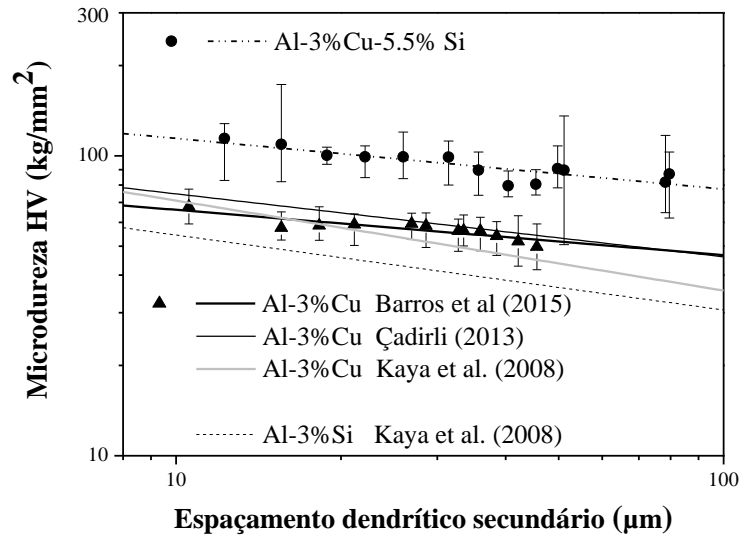
Fonte: Acervo do GPSol/UFPA e GPMet/IFPA

Figura 4.15 – (a) Diagramas de equilíbrio de fases das ligas Al-Cu e Al-Cu-Si e (c) Microcografia obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV) na posição 30 mm da interface metal/molde, para ambas ligas binária e ternária, analisadas neste trabalho.



(b)
Fonte: Arquivo Pessoal.

Figura 4.16. Comparação entre os resultados experimentais deste trabalho com outros da literatura para ligas Al-Cu e Al-Si, solidificadas em sistemas horizontal e vertical.



5 CONCLUSÕES

A partir dos resultados das investigações experimentais e teóricas levantados e a correspondente análise dos mesmos, o presente estudo sobre os espaçamentos dendríticos secundários relacionadas à solidificação horizontal transiente da liga multicomponente Al-3%Cu-5,5%Si, tendo como referência os demais estudos contidos na literatura do assunto, podem ser relacionadas as seguintes conclusões:

- A cinética de solidificação $P=f(t)$ assim como os valores encontrados para os parâmetros térmicos V_L , T_R e t_{SL} podem ser representados por equações experimentais expressas na forma de potência do tipo $(V_L, T_R \text{ e } t_{SL}) = C(P)^a$, conforme apresentados na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 – Equações correspondentes aos parâmetros térmicos da ligas Al-Cu-Si investigada.

Liga	Equações experimentais obtidas			
Al-3%Cu-5,5%Si	$P=2,8(P)^{0,56}$	$V_L = 3,5(P)^{-0,78}$	$T_R = 263 (P)^{-1,74}$	$t_{SL} = 8,7(P)^{0,96}$

Fonte: Arquivo Pessoal.

- As equações obtidas e apresentadas na Tabela 5.1, permitem concluir que os parâmetros térmicos V_L e T_R diminuem com o avanço da isoterma *liquidus*, em razão do aumento da resistência térmica imposta pelo avanço da interface sólido/líquido, contudo o uso do fluido de refrigeração impõe elevados valores destes parâmetros no início da solidificação (próximo à base refrigerada).
- As equações experimentais de crescimento dendrítico secundário da liga ternária estudada podem ser representadas na forma de potência em função da posição (P), da velocidade da isoterma *liquidus* (V_L) ou da taxa de resfriamento (T_R) ou tempo local de solidificação (t_{SL}), como indicado na Tabela 5.2.

Tabela 5.2 – Equações correspondentes ao crescimento dendrítico da liga Al-Cu-Si investigada.

Liga	Leis de crescimento experimentais			
Al-3%Cu-5,5%Si	$\lambda_2 = 7,3 (P)^{0,51}$	$\lambda_2 = 18 (V_L)^{-2/3}$	$\lambda_2 = 36 (T_R)^{-1/3}$	$\lambda_2 = 7,8 (t_{SL})^{1/3}$

Fonte: Autoria Própria.

- ✓ As equações experimentais obtidas para λ_2 em função de P , V_L , T_R e t_{SL} permitem concluir que esses espaçamentos aumentam com o avanço da solidificação, isto é, para posições da isoterma liquidus mais afastadas da interface metal/molde, onde os valores de V_L e T_R são menores e t_{SL} maiores.
- ✓ A comparação entre os resultados experimentais para o espaçamento dendrítico secundário com a previsão do modelo de Rapaz-Boettinger, permite concluir que os valores experimentais de λ_2 obtidos para a liga multicomponente Al-3%Cu-5,5%Si subestimam os valores teóricos desses autores.
- ✓ Os expoentes $-2/3$ e $-1/3$ e $1/3$ indicados nas equações da Tabela 5.2, caracterizam as leis experimentais de crescimento dos espaçamentos dendríticos secundários, respectivamente em função da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* da taxa de resfriamento e do tempo local de solidificação.
- ✓ Verificou-se que independente do sistema (horizontal ou vertical) os braços dendríticos secundários refinaram na microestrutura dendrítica da liga Al-3%Cu-5,5%Si, evidenciando-se que o efeito do Si proporcionou refinamento nos braços dendríticos secundários quando comparados com os valores de λ_2 obtidos para a liga Al-3%Cu.
- ✓ Tendo em vista que pouco ou quase nada os espaçamentos secundários variaram nas condições de $\lambda_2=K(T_R)$ e $\lambda_2=K(t_{SL})$, foi possível propor neste trabalho, para as ligas Al-3%Cu-5,5%Si e Al-3%Cu, independente da direção de crescimento da solidificação, uma única lei de crescimento dos braços secundários em função de T_R e t_{SL} , representadas por:

$$\lambda_2 = 39 (T_R)^{-1/3} \text{ e } \lambda_2 = 9 (t_{SL})^{1/3}$$

- As leis experimentais dos tipos potência e de Hall-Petch, que correlacionam tradicionalmente a microdureza com parâmetros estruturais, são obtidas para a liga Al-Al-3%Cu-5,5%Si em função dos braços secundários, permitindo constatar que os valores de HV aumentam para λ_2 menores. Essas leis são indicadas na Tabela 5.3.

Tabela 5.3 – Equações correspondentes a variação de HV com a posição da isoterma *liquidus* e λ_2 da liga Al-Cu-Si investigada.

Liga	Leis experimentais de potência e Hall-Petch		
Al-3%Cu-5,5%Si	$HV = 120(P)^{-0,098}$	$HV = 18 (\lambda_2)^{-0,17}$	$HV = 61 + 183 (\lambda_2)^{-1/2}$

- A comparação entre os resultados obtidos neste trabalho com os de Barros *et al* [BARROS, et al, 2015 (A)], Kaya *et al* (KAYA *et al* 2008) e Çadirlri [ÇADIRLI, 2013], desenvolvidos para as ligas binárias Al-3%Cu e Al-3%Si, permitiu observar maiores valores de HV para a liga Al-3%Cu-5,5%Si solidificada horizontalmente.
- A comparação citada acima permitiu também analisar o efeito isolado dos elementos Si e Cu, adicionados na matriz de Alumínio para formação das ligas Al-3%Si e Al-3%Cu, observando maiores valores de HV para a liga Al-3%Cu. Neste caso, a segunda fase intermetálica Al_2Cu que se forma durante o caminho de solidificação da liga Al-Cu apresenta, provavelmente, maior dureza que o Si presente na matriz eutética da liga Al-Si.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Considerando os resultados obtidos, as discussões e as conclusões realizadas neste trabalho, podem ser sugeridas as seguintes linhas de pesquisas para realização de trabalhos futuros:

- (1) Analisar os espaçamentos dendríticos primários e terciários durante a solidificação direcional horizontal da liga utilizada ternária Al-3%Cu-5,5%Si.
- (2) Investigar os espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários durante a solidificação direcional horizontal de outras ligas Al-3%Cu-nSi, para diferentes valores de n.
- (3) Aprofundar os estudos de outras propriedades mecânicas, como resistência a tração, enlramento e tenacidade de ligas Al-Cu-Si, baseado em correlações entre propriedades e parâmetros da estrutura dendrítica, objetivando equações experimentais que permitam prever as propriedades mecânicas a partir do planejamento prévio das condições operacionais durante a solidificação.
- (4) Realizar ensaios de corrosão para caracterizar ligas Al-Cu-Si quanto à sua utilização em ambientes diversos, assim como correlacionar a influência dos parâmetros microestruturais com a resistência à corrosão.

7 REFERÊNCIAS

- A.S. Barros, A.P. Silva, I.L. Ferreira, O.L. Rocha, A.L. Moreira. **Effect of Interfacial Heat Transfer Coefficient on Dendritic Growth and Microhardness During Horizontal Directional Solidification of an Aluminum-Copper Alloy**. 11th International Conference on Diffusion in Solids and Liquids, DSL, Munich (Germany), 2015 (A).
- ABAL-Associação Brasileira de Alumínio. **Guia Técnico de Alumínio: geração e tratamento de escória**. São Paulo, 2007.
- ABAL(a)- Disponível em <http://www.abal.org.br/ed27/mercado.htm>, acessado em 2012
- ABAL(b)- Disponível em <http://www.abal.org.br/alumínio/historia-daindustria/mundo/>, acessado em 2014
- ABAL-Associação Brasileira do Alumínio-Guia Técnico do Alumínio: Tratamento e Superfície-3 ed-São Paulo, 2005, v3
- ASM HANDBOOK, CASTING, v. 15, 9th Edition, p. 1659, 1998.
- BARROS, A. S., MAGNO, I. A., SOUZA, F. A., MOTA, C. A., MOREIRA, A. L., SILVA, A. P., ROCHA, O. F. L., **Measurements of Microhardness During Transient Horizontal Directional Solidification of Al-Rich Al-Cu Alloys: Effect of Thermal Parameters, Primary Dendrite Arm Spacing and Al₂Cu Intermetallic Phase**. Met. Mater. Int., Vol. 21, No. 3 pp. 429~439, 2015(B),
- BILLIA B.; Jamgotchian H. Ad CAPELLA L.. Unidirectional solidification of dilute Pb-Bi alloys, *Acta Metallurgica*, v. 29, pp. 1785-1789, 1981
- BOEIRA, A.P., **Macrossegregação e Formação de Poros na Solidificação de ligas Al-Cu: Modelagem Numérica e Desenvolvimento Experimental**, Tese de Doutorado. UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo. 2006.
- BOUCHARD, D.; KIRKALDY, J. S. **Prediction of dendrite arm spacings in unsteady and steady-state heat flow of unidirectionally binary alloys**. Metallurgical and Materials Transactions B, v. 28B, p. 651-663, 1997.
- ÇADIRLI, E. **Effect of solidification parameters on mechanical properties of directionally solidified Al-Rich Al-Cu alloys**. Metals Materials International, v19, p. 411-422, 2013.
- ÇADIRLI, E.; GÜNDÜZ, M. **The directional solidification of Pb-Sn alloys**. Journal of Materials Science, v. 35, p. 3837-3848, 2002.
- Canté, M. V., **Solidificação Transitória, Microestrutura e Propriedades de Ligas Al-Ni**, Tese de Doutorado. UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo. 2009.
- CARVALHO, D.L.B. **Correlação entre parâmetros térmicos e espaçamentos dendríticos primários de ligas al-si durante a solidificação direcional horizontal**. Dissertação de Mestrado (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Pará, Pará, 2013.
- Castro B. W.; Maia L. M.; Kiminami S. C.; Bolfani C. Microstructure of undercooled Pb-Sn alloys, *Materials Science and Engineering A*, v. 304-306, pp. 255-261, 2001.
- CHALMERS, B. The structure of ingots. *The Journal of the Australian Institute of Metals*, v. 8, p 255, 1968.

- CHEN M.; Kattamis T. Z.. **Dendrite coarsening during directional solidification of Al-Cu-Mn alloys**, Materials Science and Engineering A, v. 247, pp. 239-247, 1998
- COSTA, T. A., A. L., D. J. MOUTINHO, M. DIAS¹, I. L. FERREIRA, J. E. SPINELLI, O. L. ROCHA AND A. GARCIA. **Growth direction and Si alloying affecting directionally solidified structures of Al-Cu-Si alloys**. Materials Science and Technology VOL 31 NO 9, p. 1103-112, 2015
- COSTA, T. A. P. S.- **Influência dos Parâmetros Térmicos na Formação da microestrutura de ligas ternárias Al-Cu-Si Solidificadas Direcionalmente**. Tese de Mestrado-UFPA-FEM, Belém-Pará, 2013.
- COUTHARD J. O.; Elliot R., **The dependence of the cellular interface structure in dilute binary alloys on solidification conditions**, Journal of the Institute of Metals, v. 95, pp. 21-23, 1967.
- CRUZ, K. A. S. **Microestrutura de solidificação, resistência mecânica e ao desgaste de ligas Al-Sn e Al-Si**, 2008. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade de Campinas, Campinas, 2008.
- CRUZ, K.S.; MEZA, E.S.; FERNANDES, F.A.P.; QUARESMA, J.M.V.; CASTELETTI, L.C.; GARCIA A. **Dendritic arm spacing affecting mechanical properties and wear behavior of Al-Sn and Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions**. Metallurgical and Materials Transactions, v. 41A, pp. 972-984, 2010.
- DIAS FILHO, J. M. da S.,. **Análise Teórico-Experimental dos Espaçamentos Dendríticos Primários e Secundários da Liga Al-6%Cu Solidificada Unidirecionalmente sob Condições Transitórias de Extração de Calor**. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará, Belém, Pará, 2012.
- DING, G. L.; TEWARI, S. N. **Dendritic Morphologies of Directionally Solidified Single Crystal Along Different Crystallographic Orientations**. Journal of Crystal Growth, v. 236, p. 420-428, 2002.
- DING, G.; Huang W. D.; Huang X.; Lin X.; Zhou Y.. **On primary dendritic spacing during unidirectional solidification**, Acta Materialia, v. 44, n. 9, pp. 3705-3709, 1996.
- DING, G.; Huang W. D.; Lin X.; Zhou Y.. **Prediction of average spacing for constrained cellular/dendritic growth**, Journal of Crystal Growth, v. 177, pp.281-288, 1997.
- DREVET B.; NGUYEN Thi, H.; CCAMEL D.; BILLIA B.; DUPOUY M. D.. Solidification of Aluminumlithium alloys near the cell/dendrite transition-influence of solutal convection, **Journal of Crystal Growth**, v. 218, pp. 419-433, 2000.
- EASTON, M.; DAVIDSON, C.; JOHN, D.; **Effect of alloy composition on the dendrite arm spacing of multicomponent aluminum alloys**. Metals & Materials Society, v. 41A, pp. 1528-1538, 2010.
- FENG J.; HUANG W. D.; LIN X.; PAN Q. Y.; LI T.; ZHOU Y. H.. Primary cellular/dendrite spacing selection of Al-Zn alloy during unidirectional solidification, **Journal of Crystal Growth**, v.197, pp. 393-395, 1999.
- FENG J.; HUANG W. D.; LIN X.; PAN Q. Y.; LI T.; Zhou Y. H.. **Primary cellular/dendrite spacing selection of Al-Zn alloy during unidirectional solidification**, Journal of Crystal Growth, v.197, pp. 393-395, 1999.

- FLEMINGS, M. C. **Solidification Processing**. Editora McGraw-Hill, New York, 1974.
- FURLAN, T. S. **Influência do teor de estrôncio na modificação da liga A356**. São Paulo, 2008. Dissertação de Mestrado - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil, 2008.
- GANDIN, C.A. et al. **Experimental and numerical modeling of equiaxed solidification in metallic alloys**. Acta Materialia, n.56, p.3023 – 3035, 2008.
- GARCIA A.; **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**, Editora da Unicamp, São Paulo, Brasil, 2007.
- GOMES, LAÉRCIO GOUVEA. **Microestrutura dendrítica, macrossegregação e microporosidade na solidificação de ligas ternárias Al-Si-Cu**. 2012. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade de Campinas, Campinas, 2012.
- GOULART, P. R. **Variáveis Térmicas de Solidificação, Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Ligas Hipoeutéticas Al-Si**. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas. Dissertação de Mestrado, 2008.
- GOULART, P., R. **Caracterização da Microestrutura de Solidificação de Ligas Al-Fe e Correlação com Propriedades Mecânicas**. 2010. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade de Campinas, Campinas, 2010.
- GUIMARÃES. E. C. **Influência de Parâmetros Térmicos e espaçamentos Dendríticos Secundários na Microdureza de Ligas Hipoeutéticas Al-Si Direcionalmente Solidificadas sob Condições Transientes**. Dissertação de Mestrado (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Pará, Pará, 2014.
- Gündüz, M; Çardili E. **Directional solidification of aluminium–copper alloys**, Materials Science and Engineering A, v. 327 (2), pp. 167–185, 2002.
- KAYA H., ÇADIRLI E., BOYUK U., MARASLI N. Variation of Microindentation Hardness with Solidification and Microstructure Parameters in the Al-Based Alloys. **Applied Surface Science**, v. 255, p. 3071-3078, 2008
- KAYA H., BÖYÜK U., ÇADIRLI E., AND MARASLI N. Influence of Growth Rate on Microstructure, Microhardness, and Electrical Resistivity of Directionally Solidified Al-7 wt% Ni Hypo-Eutectic Alloy. **Metals Materals International**, v.19, p.39-44, 2013.
- HALL, E. O., Proc. Phys. Soc. B 64, 742 (1951).
- HORWATH J. A. and MONDOLFO L. F. Dendrite growth. Acta Metallurgica, v. 10, pp. 1037-1042, 1962.
- HUNT J. D.; Keynote address: Cellular and primary dendrite spacings, **International Conference on Solidification and Casting of Metals, London, Metals Society**, pp. 3-9, 1979
- HUNT, J. D.; LU, S. Z. Numerical modeling of cellular/dendritic array growth: spacing and structure predictions. **Metallurgical Transactions A**, v.27 (3), pp.611-623, 1996.
- J.E. SPINELLI, D.M. ROSA, I.L. FERREIRAL, A. GARCIA. **Influence of melt convection on dendritic spacings of downward unsteady-state directionally solidified Al-Cu alloys**. Mater. Sci. Eng. A 383 (2004) 271–82.

- JACOBI, H.; SCHWERDTFEGER, K. **Dendrite morphology of steady-state unidirectional solidified steel**, Metallurgical Transactions A, v.7, 1976, pp. 811-820.
- JONG, S. H.; HWANG, W. S. **Study of functional relationship of fraction of solid with temperature in mushy range for A356 Al alloys**, AFS Transactions, v. 100, pp. 1067-1077, 1992.
- KIRKALDY J. S.; LIU L. X; KROUPA A.. Thin film forced velocity cells and cellular/dendrites. Experiments, **Acta Metallurgica Materialia**, v. 43, n. 8, pp. 2891-2904, 1995
- KIRKWOOD, d. h. A Simple Model for dendritic 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, D. J. **Dendrite growth at the limit of stability: Tip radius and spacing**, Acta Metallurgica, v. 29, p. 11-20, 1981.
- KURZ, W.; FISHER, D. J. **Fundamentals of Solidification**. Switzerland: Trans Tech Public., p.85-90, 1984 / 1986 / 1989 /1992.
- L.G. Gomes, D.J. Moutinho, I. L. Ferreira, O.L. Rocha, A. Garcia. **The growth of secondary dendritic arms in directionally solidified Al-Si-Cu alloys: a comparative study with binary Al-Si alloys**. Appl. Mech. Mater. v.719-720 (2015) p. 102–105.
- LAPIN J.; KLIMOVA A.; VELISEK R.; Kursa. **Directional solidification of Ni-Al-Cr-Fe alloy**, Scripta Materialia, v. 37, n. 1, pp. 85-91, 1997.
- LEE S. M.; O'REILLY K. A. Q.; Cantor B.; Hong C. P.. **Microstructural transitions in Al-Cu ribbons manufactured by planar flow casting**, Materials Science and Engineering A, v. 249, pp.233-240, 1998
- LI Q.; BECKERMANN C.; **Evolution of the siderbranch structure in free dendritic growth**, Acta Materialia, v. 47, n. 8, pp.2345-2356, 1999
- 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.
- 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.
- MCCARTNEY D. G.; HUNT J. D. Measurements of cells and primary dendrite arm spacing in directionally solidified aluminium alloys, **Acta Metallurgica**, v. 29, pp. 1851-1863, 1981.
- MOREIRA, P. S. **Efeito da taxa de resfriamento e dos tratamentos térmicos sobre as propriedades mecânicas da liga Al-Si-Mg (A356.0)**. Minas Gerais, 2011. Dissertação de Mestrado - Engenharia de Materiais da Rede Temática em Engenharia de Materiais-REDEMAT, Universidade Federal de Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil, 2011.
- MOUTINHO, A. M., **Influência da Convecção Termossolutal na Transição Colunar-Equiaxial de Ligas Al-Si Sob Condições Unidirecionais e Transitórias de Extração de Calor**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Pará, Belém, 2011.

- MOUTINHO, D. J. C., **Influência dos Parâmetros Térmicos de Solidificação na Transição Colunar/Equiaxial em Ligas do Sistema Sn-Pb Sob Condições Transitórias de Extração de Calor**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Pará, Belém, 2007.
- MOUTINHO, DANIEL JOAQUIM DA CONCEIÇÃO. **Análise da Evolução Microestrutural e da Formação de Macrossegregação e Microporosidade na Solidificação Unidirecional Transitória de Ligas Ternárias Al-Cu-Si**. 2012. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade de Campinas, Campinas, 2012.
- N. J. PETCH, J. Iron Steel Inst. Lond. 174, 25 (1953)
- NOGUEIRA, M. R. A. **Influência da Convecção Termossolutal nos Espaçamentos Dendríticos Primários Durante a Solidificação Direcional Horizontal de Ligas Sn-Pb**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade Federal do Pará, Belém, 2011.
- O'DELL S. P.; DING G. I; TEWARI S. N. Cell/dendrite distribution directionally solidified hypoeutectic Pb-Sb alloys, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 30A, pp. 2159-2165, 1999.
- OKAMOTO, T.; KISHITAKE, K. **Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin, and zinc base binary alloys**. Journal of Crystal Growth, v. 29, p. 137-146, 1975.
- ORDORICA, M. A. S.; RAPPAZ, M. **Twinned dendrite growth in binary aluminum alloys**. Acta Materialia. v. 56, p. 5708-5718, 2008.
- OSÓRIO W. R.; GARCIA A.. **Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn-Al alloys as a function of solidification condition**, Materials Science and Engineering A, v. 325, pp. 103-111, 2002.
- OSÓRIO, W. R. 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.
- OSÓRIO, WISLEI RIUPER RAMOS. **Correlação entre Parâmetros da Solidificação, Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Ligas Zn-Al**. 2000. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade de Campinas, 2000.
- PERES, M. D., **Análises de Parâmetros Térmicos Estruturais na Solidificação Direcional com Fluxo de Calor Ascendente das Ligas Al-Si**, Tese de Doutorado. UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo. 2004
- PERES, MANOEL DINIZ. **Desenvolvimento da Macroestrutura e Microestrutura na Solidificação Unidirecional Transitória de Ligas Al-Si**. 2005. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade de Campinas, Campinas, 2005.
- PILLING J.; HELLAWEL A. **Mechanical deformation of dendrites by fluid flow**, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 27A, 229-233, 1999.
- POIRIER D.R.; YEUN K.; MAPLES A. C.. **A thermodynamic prediction for microporosity formation in aluminium-rich Al-Cu alloys**, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 18, pp. 1979-1987, 1987.

- 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, p.3167-3178, 2000.
- QUARESMA, JOSÉ MARIA DO VALE. **Correlação entre Condições de Solidificação, Microestrutura e Resistência Mecânica.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade de Campinas, Campinas, 1999.
- RAPPAZ, M.; BOETTINGER, W. J. **On Dendritic solidification of multicomponent alloys with unequal liquid diffusion coefficients.** Acta Materialia, v.47, pp.3205-3219, 1999
- RIOS C. T.; CARAM R.; **Primary dendrite spacing as a function of directional solidification parameters in the Al-Si-Cu,** Journal of Crystal Growth, v. 174, pp. 65-69, 1997.
- ROCHA O. F. L.; SIQUEIRA C. A.; GARCIA A. **Análise teórico-experimental dos espaçamentos celulares na solidificação unidirecional da liga Sn-1Pb,** Anais do CBECIMAT/2000 (CDROM). Águas de São Pedro-SP, pp. 31301-31312, 2000.
- ROCHA O. F. L.; SIQUEIRA C. A.; GARCIA A.. **Theoretical-Experimental analysis of the cellular/dendrite transition during unidirectional solidification of Sn-Pb alloys,** Materials Research, v. 5, n. 3, pp. 391-397, 2002.
- ROCHA, O. F. L., **Análise Teórico-Experimental da Transição Colunar/Dendrítica e da Evolução da Morfologia Dendrítica na Solidificação Unidireccional em Condições de Fluxo de Calor Transitório,** Tese de Doutorado. UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo. 2003.
- ROCHA, O. F. L., **Análise Teórico-Experimental da Transição Colunar/Dendrítica e da Evolução da Morfologia Dendrítica na Solidificação Unidireccional em Condições de Fluxo de Calor Transitório,** Tese de Doutorado. UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo. 2003.
- 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 Transactions A, v.34A, p. 995-1006, 2003c.
- ROCHA, O. 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, OTÁVIO FERNANDES LIMA. **Análise Teórico-Experimental da Transição Celular/Dendrítica e da Evolução da Morfologia Dendrítica na Solidificação Unidireccional em Condições de Fluxo de Calor Transitório.** 2003. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade de Campinas, Campinas, 2003d.
- ROOY, E. L.-Metals Handbook, 9th ed. Materials Park-Ohio-ASM Internacional, p743-770,1988t
- ROSA, D. M., **Caracterização da Microestrutura Dendrítica na Solidificação Vertical Descendente em Ligas de Al-Cu,** Tese de Doutorado. UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo. 2004.

- ROSA, DANIEL MONTEIRO. **Estruturas Celulares, Transição Celular/Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória**. 2007. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade de Campinas, Campinas, 2007.
- SANTOS, C. A.; **Influência das Taxas Direcionais de Resfriamento na Evolução da Solidificação em Sistemas Metal/Molde**, Dissertação de Mestrado. UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo. 1997.
- SILVA, J. N. S., **Projeto, Construção e Aferição de um Dispositivo de Solidificação Unidirecional Horizontal Refrigerado à Água**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Pará, Belém, 2007.
- SILVA, M. A. P. S., **Solidificação Transitória de Ligas dos Sistemas monotéticos Al-Bi, Al-Pb e Al-In**, Tese de Doutorado. UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo. 2011.
- Siqueira Filho, C. A., **Influência de Parâmetros Térmicos de Solidificação na Transição Colunar/Equiaxial**, Tese de Doutorado. UNICAMP-FEM-DEMA, Campinas – São Paulo. 2002.
- SPINELLI, JOSÉ EDUARDO. **Influência da Convecção no Líquido nas Variáveis Térmicas e Estruturais na Solidificação Descendente de Ligas Sn-Pb**. 2005. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade de Campinas, Campinas, 2005.
- 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**, v.40, pp. 15-20, 1979.
- 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.; MAZUNDER, P.; SIMSEK, E. **Microstructure development in the directionally solidified Al-4.0 wt% Cu alloy system**. Science and Technology of Advanced Materials, v. 2, p. 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.
- VASCONCELOS, A. J., SILVA, C. V. A. da, MOREIRA A. L. S., SILVA, A. P, ROCHA, O. F. L. da., **Influence of thermal parameters on the dendritic arm spacing and the microhardness of Al-5.5wt.%Sn alloy directionally solidified**. REM: R. Esc. Minas, Ouro Preto, 67(2), 173-179, apr. jun. | 2014.
- VOLLER, V. R.; SWAMINATHAN, C. R.; General source-based method for solidification phase change, **Numerical Heat Transfer**, v. 19, pp. 175-189, 1991
- 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.
- YU L.; DING G. L.; REYE J.; OJHA S. N.; TEWARI S. N.. **Cellular/dendritic array morphology during directional solidification of Pb-5.8 wt Pct Sb alloy**, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 30A, pp. 2463-2471, 1999.