

**ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA
DE VOLTA REDONDA
PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA**

“Análise Numérica e Experimental dos Efeitos dos Solutos na Macroestrutura, Microestrutura e Propriedades Mecânicas na Solidificação Unidirecional de Ligas Binárias de Alumínio em Condições Transientes de Extração de Calor”.

ALUNO: Paulo Felipe Júnior

ORIENTADOR: Prof. Dr. Alexandre Furtado Ferreira

Volta Redonda, 2019

PAULO FELIPE JÚNIOR

**“ANÁLISE NUMÉRICA E EXPERIMENTAL DOS EFEITOS DOS SOLUTOS NA
MACROESTRUTURA, MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS NA
SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL DE LIGAS BINÁRIAS DE ALUMÍNIO EM
CONDIÇÕES TRANSIENTES DE EXTRAÇÃO DE CALOR”**

Tese apresentada ao curso de Doutorado em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense como requisito parcial para obtenção do título de Doutor em Engenharia Metalúrgica.

Área de concentração: Simulação de Processos e Fenômenos.

**Volta Redonda
2019**

PAULO FELIPE JÚNIOR

**“ANÁLISE NUMÉRICA E EXPERIMENTAL DOS EFEITOS DOS SOLUTOS NA
MACROESTRUTURA, MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS NA
SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL DE LIGAS BINÁRIAS DE ALUMÍNIO EM
CONDIÇÕES TRANSIENTES DE EXTRAÇÃO DE CALOR”**

*Tese apresentada ao curso de Doutorado em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense como requisito parcial para obtenção do título de Doutor em Engenharia Metalúrgica.

Aprovada em 26 de Junho de 2019.

BANCA EXAMINADORA



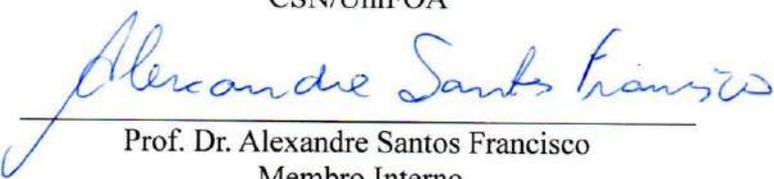
Prof. Dr. Alexandre Furtado Ferreira
(Orientador – Presidente da Banca)
EEIMVR – UFF- Universidade Federal Fluminense



Prof. Dr. Dener Martins dos Santos
Membro Externo
FAT-UERJ



Prof. Dr. Sandro Rosa Corrêa
Membro Externo
CSN/UniFOA



Prof. Dr. Alexandre Santos Francisco
Membro Interno
EEIMVR – UFF- Universidade Federal Fluminense



Prof. Dr. Fábio José Bento Brum
Membro Interno
EEIMVR – UFF- Universidade Federal Fluminense

**VOLTA REDONDA
2019**

“A ciência nunca resolve um problema sem criar pelo menos outros dez”. (George Bernard Shaw)

AGRADECIMENTOS

À Deus, ao Dr. Alexandre Furtado Ferreira por sua orientação, amizade, disponibilidade e aconselhamentos ao longo do desenvolvimento da presente tese. À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pelo financiamento parcial do trabalho.

À Universidade Federal Fluminense, aos meus colegas estudantes, ao corpo docente do PPGEM – UFF e ao corpo administrativo da escola que em muito contribuíram para o sucesso do trabalho.

Gostaria de dedicar um agradecimento em especial a minha esposa Fernanda B. Felipe e ao meu filho Miguel B. Felipe, pela compreensão inestimável e por disponibilizarem e criarem tempo para eu estudar.

RESUMO

Ligas hipoeutéticas de Alumínio (Al- 5% em peso de Cu, Al- 5% em peso de Si e Al- 5% em peso de Ni) foram adotadas neste presente trabalho para estudar o efeito associado de solutos e parâmetros térmicos de solidificação sobre as propriedades mecânicas, macroestrutura e microestrutura. Ligas binárias foram solidificadas direcionalmente sob condições de fluxo de calor transitório, em experimentos de solidificação ascendente vertical. Os parâmetros térmicos de solidificação, tais como: velocidade de solidificação, taxa de resfriamento, gradiente de temperatura e tempo de solidificação local foram determinados experimentalmente a partir das curvas de resfriamento obtidas durante o processo de solidificação. Os valores dos parâmetros térmicos para a liga Al- 5% em peso de Cu estão acima dos obtidos experimentalmente com Al- 5% em peso de liga de Si e Al- 5% em peso de liga de Ni; a diferença entre os valores dos parâmetros térmicos é devida à alta condutividade térmica na liga Al-Cu, o que favorece a maiores taxas de transferência de calor durante o processo de solidificação. As leis experimentais de crescimento relacionando o espaçamento entre braços dendríticos primários aos parâmetros térmicos foram determinadas, indicando que a velocidade de solidificação impacta de forma mais significativa nos espaçamentos dendríticos primários. A análise detalhada das propriedades mecânicas mostrou que a microdureza depende do espaçamento entre o braço primário, do elemento de liga e principalmente da velocidade de solidificação. Por outro lado, o espaçamento entre o braço primário parece não afetar o módulo de elasticidade, enquanto que a dita propriedade mecânica foi aumentada com a adição de soluto de níquel em aproximadamente 120% em relação à liga Al-Cu e 18% sobre a liga Al-Si.

Palavras-chave: Solidificação Unidirecional, Espaçamentos Dendríticos, Ligas de Alumínio, Módulo de Elasticidade e Microdureza.

ABSTRACT

Aluminum hypoeutectic alloys (5 wt% Cu, Al- 5 wt% Si and Al- 5 wt% Ni) were used in this work to study the associated effect of solutes and thermal parameters of solidification on the mechanical properties, macrostructure and microstructure. Binary alloys were directionally solidified under transient flow conditions in vertical ascending solidification experiments. The thermal parameters of solidification, such as: solidification velocity, cooling rate, temperature gradient and local solidification time were determined experimentally from the cooling curves during the solidification process. The values of the thermal parameters for alloy Al- 5% by weight Cu, are above those obtained experimentally with Al- 5% by weight of Si alloy and Al- 5% by weight of Ni alloy; the difference between the values of the thermal parameters is due to the high thermal conductivity in the Al-Cu alloy, which favors the higher heat transfer rates during the solidification process. The experimental growth laws relating the dendritic arm spacing to thermal parameters were determined, indicating that the solidification velocity impacted more significantly on the dendritic arm spacing. The detailed analysis of the mechanical properties showed that the microhardness depends on the dendritic arm spacing, the alloying element and especially on the solidification velocity. On the other hand, the dendritic arm spacing does not seem to affect the modulus of elasticity, whereas the said mechanical property was increased with the addition of nickel solute by approximately 120% in relation to the Al-Cu alloy and 18% on the alloy Al-Si.

Keywords: Unidirectional Solidification, Dendritic Spacings, Aluminum Alloys, Modulus of Elasticity and Microhardness.

LISTA DE FIGURAS

- Fig. 3.1 Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – Super-resfriamento constitucional; G_L – Gradiente térmico à frente da interface; V_L – Velocidade da isoterma *liquidus*; e C_0 – concentração de soluto. Adaptado de Garcia, 2007, p. 24
- Fig. 3.2 Ilustração das Diferentes regiões macroestruturais (zona de grãos colunares, zona de grãos coquilhados e zona de grãos equiaxiais central) comumente encontradas em seções longitudinais de lingotes fundidos (Kurz, 2001), p. 26
- Fig. 3.3 Ilustração de Técnicas experimentais de solidificação unidirecional, durante o processo de fundição: (a) vertical ascendente; (b) vertical descendente e (c) horizontal (Moutinho, 2012), p. 30
- Fig. 3.4 Macroestrutura da seção longitudinal de lingotes de Al solidificados em molde de coquilha metálica (aço): a) estrutura de solidificação normal; b) com inoculação prévia de boro e titânio para refinamento do grão, p. 34
- Fig. 3.5 Conceito de envelope de grão para um volume elementar representativo (REV) aplicado aos grãos equiaxiais (Linton, 1984), p. 36
- Fig. 3.6 Representação esquemática da sessão que sofre a penetração, mostrando dados utilizados para o cálculo de módulo de elasticidade. (Oliver; Pharr, 1992), p.46
- Fig. 3.7 Representação gráfica de uma curva de carga-descarga (Oliver; Pharr, 1992), p.46
- Fig. 4.1 Forno tipo câmara, da marca Jung, modelo 7813, p. 49
- Fig. 4.2 Vertendo o metal líquido dentro da lingoteira, posicionada no interior do forno de solidificação vertical, p. 49
- Fig. 4.3 Representação esquemática dos equipamentos: (1) software de aquisição de computadores e dados; (2) equipamento de aquisição de dados; (3) controlador de temperatura; (4) termopares; (5) cadinho; (6) metal líquido; (7) forno de solidificação unidirecional; (8) aquecedores elétricos; (9) blindagem cerâmica isolante; (10) molde de aço; (11) chapa de aço fina; (12) Conduto de refrigeração para a água (13) motor e bomba de água, p.50
- Fig. 4.4 Cortes longitudinais no centro do lingote, p. 52
- Fig. 4.5 Preparação da amostra para ataque químico e revelação da macroestrutura, p. 52

- Fig. 4.6 Ataque químico para revelação da macroestrutura, p. 53
- Fig. 4.7 Serra de precisão da Buehler com disco de diamante para realização dos cortes transversais, p. 53
- Fig. 4.8 Amostras embutidas a frio para determinação dos espaçamentos dendríticos, p. 54
- Fig. 5.1 Curva de resfriamento utilizada para quantificar a liga Al- 5% Cu, p. 58
- Fig. 5.2 Perfis de temperatura para cada posição de termopar para a liga Al- 5% Cu, p. 59
- Fig. 5.3 Posição da isoterma *liquidus* (P) e velocidade de solidificação (V_L) em função do tempo (t) para a liga Al- 5% Cu, p.60
- Fig. 5.4 Taxas de resfriamento (T_R) em função da posição, p. 61
- Fig. 5.5 Gradientes térmicos (G_L) em função da posição, p. 62
- Fig. 5.6 Tempo local de solidificação (t_{SL}) em função da posição de cada termopar, p. 62
- Fig. 5.7 Microestruturas dendríticas da liga Al- 5% Cu, p.64
- Fig. 5.8 Espaçamento primário (λ_1) para cada posição de termopar, p. 65
- Fig. 5.9 Espaçamento terciário (λ_3) para cada posição de termopar, p. 66
- Fig. 5.10 Espaçamento primário (λ_1) em função da velocidade de solidificação (V_L), p. 67
- Fig. 5.11 Espaçamento terciário (λ_3) em função da velocidade de solidificação (V_L), p. 67
- Fig. 5.12 Espaçamento primário (λ_1) em função da taxa de resfriamento (T_R), p. 68
- Fig. 5.13 Espaçamento terciário (λ_3) em função da taxa de resfriamento (T_R), p. 68
- Fig. 5.14 Espaçamento primário (λ_1) em função do tempo local de solidificação (t_{SL}), p. 69

- Fig. 5.15 Espaçamento terciário (λ_3) em função do tempo local de solidificação (t_{SL}), p. 69
- Fig. 5.16 Relação entre espaçamento dendrítico primário (λ_1) calculado e espaçamento dendrítico primário (λ_1) experimental, p. 70
- Fig. 5.17 Relação entre espaçamento dendrítico terciário (λ_3) calculado e espaçamento dendrítico terciário (λ_3) experimental, p. 71
- Fig. 5.18 Espaçamento dendrítico primário (λ_1) calculado versus espaçamento dendrítico primário (λ_1) experimental, p. 71
- Fig. 5.19 Espaçamento dendrítico terciário (λ_3) calculado versus espaçamento dendrítico terciário (λ_3) experimental, p. 72
- Fig. 5.20 Macroestrutura e Microestrutura de Solidificação, Posição da TCE, Tamanho de grão (T_G), Espaçamentos Primários (λ_1) e Terciários (λ_3), para liga Al- 5% Cu, p. 73
- Fig. 5.21 Perfil experimental de microdureza (H) versus espaçamento entre braços dendríticos primários (λ_1), p. 74
- Fig. 5.22 Perfil experimental de microdureza (H) versus espaçamento entre braços dendríticos terciários (λ_3), p. 74
- Fig. 5.23 Perfil experimental do módulo de elasticidade (E) versus espaçamento entre braços dendríticos primários (λ_1), p. 75
- Fig. 5.24 Perfil experimental do módulo de elasticidade (E) versus espaçamento entre braços dendríticos terciários (λ_3), p. 75
- Fig. 5.25 Comparação entre os valores calculados das microdurezas (H) e os valores experimentais das microdurezas (H) para a liga Al- 5% Cu, p. 76
- Fig. 5.26 Curva de resfriamento utilizada para quantificar a liga Al- 5% Si, p. 77
- Fig. 5.27 Perfis de temperatura versus tempo para a liga Al- 5% Si, p. 78
- Fig. 5.28 Posição da isoterma *liquidus* (P) e velocidade de solidificação (V_L) em função do tempo (t) para a liga Al- 5% Si, p. 79
- Fig. 5.29 Taxas de resfriamento (T_R) em função da posição da isoterma *liquidus*, p. 79
- Fig. 5.30 Gradientes térmicos (G_L) em função da posição da isoterma *liquidus*, p. 80
- Fig. 5.31 Tempo de solidificação local (t_{SL}) em função da posição de cada termopar, p. 80

- Fig. 5.32 Microestruturas dendríticas da liga Al- 5% Si, p. 82
- Fig. 5.33 Espaçamento primário (λ_1) versus posição da liga Al- 5% Si, p. 83
- Fig. 5.34 Espaçamento primário (λ_1) em função da velocidade de solidificação (V_L), p. 84
- Fig. 5.35 Espaçamento primário (λ_1) em função da taxa de resfriamento (T_R), p. 84
- Fig. 5.36 Espaçamento primário (λ_1) em função do tempo local de solidificação (t_{SL}), p. 85
- Fig. 5.37 Relação entre espaçamento dendrítico primário (λ_1) calculado e espaçamento dendrítico primário (λ_1) experimental, p. 86
- Fig. 5.38 Macroestrutura e Microestrutura de Solidificação, Posição da TCE e Espaçamentos Primários (λ_1), para liga Al- 5% Si, p. 86
- Fig. 5.39 Perfil experimental de microdureza (H) versus espaçamento entre braço dendríticos primário (λ_1), p. 87
- Fig. 5.40 Perfil experimental do módulo de elasticidade (E) versus espaçamento entre braço dendrítico primário (λ_1), p. 88
- Fig. 5.41 Comparação entre valores de microdureza (H) experimentais e calculados, p. 89
- Fig. 5.42 Curva de resfriamento utilizada para quantificar a liga Al- 5% Ni, p. 90
- Fig. 5.43 Perfis de temperatura para cada posição de termopar para a liga Al- 5% Ni, p. 90
- Fig. 5.44 Posição da isoterma *liquidus* (P) e velocidade de solidificação (V_L) em função do tempo (t) para a liga Al- 5% Ni, p. 91
- Fig. 5.45 Taxas de resfriamento (T_R) em função da posição da isoterma *liquidus*, p. 91
- Fig. 5.46 Gradientes térmicos (G_L) em função da posição da isoterma *liquidus*, p. 92
- Fig. 5.47 Tempo de solidificação local (t_{SL}) em função da posição, p. 92
- Fig. 5.48 Microestruturas dendríticas da liga Al- 5% Ni, p. 94

- Fig. 5.49 Espaçamento primário (λ_1) para cada posição de termopar da liga Al- 5% Ni, p. 95
- Fig. 5.50 Espaçamento primário (λ_3) para cada posição de termopar da liga Al- 5% Ni, p. 95
- Fig. 5.51 Espaçamento primário (λ_1) em função da velocidade de solidificação (V_L), p. 96
- Fig. 5.52 Espaçamento primário (λ_1) em função da velocidade de solidificação (V_L), p. 96
- Fig. 5.53 Espaçamento primário (λ_1) em função da taxa de resfriamento (T_R), p. 97
- Fig. 5.54 Espaçamento primário (λ_3) em função da taxa de resfriamento (T_R), p. 97
- Fig. 5.55 Espaçamento primário (λ_1) em função do tempo local de solidificação (t_{SL}), p. 98
- Fig. 5.56 Espaçamento terciário (λ_3) em função do tempo local de solidificação (t_{SL}), p. 98
- Fig. 5.57 Relação entre espaçamento dendrítico primário (λ_1) calculado e espaçamento dendrítico primário (λ_1) experimental, p. 99
- Fig. 5.58 Comparação entre espaçamento dendrítico terciário (λ_3) calculado e espaçamento dendrítico terciário (λ_3) experimental, p. 100
- Fig. 5.59 Macroestrutura e Microestrutura de Solidificação, p. 100
- Fig. 5.60 Perfil experimental de microdureza (H) versus espaçamento entre braço dendríticos primário (λ_1), p. 101
- Fig. 5.61 Perfil experimental de microdureza (H) versus espaçamento entre braço dendrítico terciário (λ_3), p. 102
- Fig. 5.62 Perfil experimental do módulo de elasticidade (E) versus espaçamento entre braço dendrítico primário (λ_1), p. 102
- Fig. 5.63 Perfil experimental do módulo de elasticidade (E) versus espaçamento entre braço dendrítico terciário (λ_3), p. 103
- Fig. 5.64 Comparação entre os valores calculados das microdurezas (H) e os valores experimentais das microdurezas (H) para a liga Al- 5% Si, p. 104
- Fig. 5.65 Comparação entre perfis de velocidade de solidificação determinados para ligas Al- 5% Cu, Al- 5% Ni e Al- 5% Si, p. 105

- Fig. 5.66 Comparação das taxas de resfriamento (T_R) versus posição (P) ao longo do comprimento das peças fundidas, p. 105
- Fig. 5.67 Comparação dos gradientes térmicos (G_L) versus posição (P) ao longo do comprimento das peças fundidas, p. 106
- Fig. 5.68 Comparação do tempo de solidificação local (L_{ST}) versus posição (P) ao longo do comprimento das peças fundidas, p. 106
- Fig. 5.69 Espaçamentos dendríticos primários (λ_1) versus posição (P) para as ligas Al- 5% Cu, Al- 5% Si e Al- 5% Ni, p. 107
- Fig. 5.70 Perfis experimentais de microdurezas (H) versus espaçamentos dendríticos primários (λ_1) para as ligas Al- 5% Cu, Al- 5% Si e Al- 5% Ni, p. 108
- Fig. 5.71 Relação entre módulo de elasticidade (E) e espaçamentos dendríticos primários (λ_1) para as ligas Al- 5% Cu, Al- 5% Si e Al- 5% Ni, p. 108

LISTA DE TABELAS

- Tabela 3.1** Exemplos de inoculantes utilizados para refino de grão de alumínio e suas ligas com suas respectivas eficiências relativas, p. 35
- Tabela 3.2** Critérios de ocorrência da TCE proposto na literatura. Adaptado de Ursolino et al.,2015. p. 45
- Tabela 5.1** Parâmetros térmicos e TCE para a liga Al- 5% Cu, p. 63
- Tabela 5.2** Parâmetros térmicos e TCE para a liga Al- 5% Si, p. 81
- Tabela 5.3** Parâmetros térmicos e TCE para a liga Al- 5% Ni, p. 93

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

Al	Elemento químico Alumínio
Cu	Elemento químico Cobre
Si	Elemento químico Silício
Pb	Elemento químico Chumbo
Ni	Elemento químico Níquel
Sn	Elemento químico Estanho
Fe	Elemento químico Ferro
ρ_l	Densidade da fase l
v_l^{\rightarrow}	Vetor velocidade da fase l
h_l	Entalpia da fase l por unidade de massa
q_l^{\rightarrow}	Fluxo difusivo de calor da fase l
C_l	Fração em massa de soluto na fase l
j_l^{\rightarrow}	Fluxo difusivo de calor da fase l
K	Condutividade Térmica
C_p	Calor específico por unidade de massa
L	Calor latente de solidificação por unidade de volume
H	Entalpia local por unidade de volume
K_0	Coefficiente de partição do soluto
D_l	Coefficiente de difusão do soluto no líquido
D_s	Coefficiente de difusão do soluto no sólido
R	Raio de envelopes de grão
ε_s	Fração de sólido interna ao envelope
Ω	Saturação adimensional de soluto
V	Velocidade de crescimento do envelope
Pe	Número de Péclet
C_d	Concentração média de soluto no líquido interdendrítico
C_l	Concentração média de soluto no líquido extradendrítico
ΔG	A variação da energia livre de Gibbs
Γ	Coefficiente de Gibbs-Thomson
θ	Ângulo de contato formado entre a partícula gerada e o substrato
N	Densidade de núcleos instantânea
n_0	Densidade máxima de núcleos,

A	Difusividade térmica
ΔT_n	Super-resfriamento médio para nucleação
ΔT_σ	Desvio padrão da distribuição de super-resfriamentos
T	Temperatura local instantânea
T_f	Temperatura de fusão do metal puro
T_l	Temperatura <i>liquidus</i> correspondente à composição inicial da liga
ε	Fração volumétrica
ε_{si}	Fração de sólido referente de classe i
ΔT	Super-resfriamento instantâneo
ΔS_f	Variação da entropia durante a fusão por unidade de volume
ε_s	Fração volumétrica da fase sólida
ε_d	Fração volumétrica da fase líquida interdendrítica
ε_l	Fração volumétrica da fase líquida extradendrítica
ε_g	Fração volumétrica total de envelopes
ε_e	Fração volumétrica total de eutético
S_e	Concentração de área total de envelopes
C_0	Concentração média inicial de soluto na liga
m_l	Inclinação da linha <i>liquidus</i> do diagrama de fases
δ_e	Espessura efetiva da camada de difusão do soluto ao redor dos envelopes
R_e	Raio instantâneo do envelope
IV^{-1}	Função inversa de Ivantsov
Ω	Super-resfriamento adimensional
σ^*	Constante de estabilidade
Pe	Número de Péclet
R_f	Meia distância de separação média entre os envelopes equiaxiais
V_L	Velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i>
λ_c	Espaçamento celular

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	19
2. OBJETIVOS	22
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
3.1 Parâmetros Térmicos, Microestruturas e Macroestruturas	23
3.1.1 Crescimento colunar	27
3.1.2 Crescimento equiaxial	28
3.1.3 Transição colunar-equiaxial	28
3.2 Técnicas Experimentais de Solidificação Unidirecional	29
3.3 Segregação	30
3.4 Refinamentos de Grãos	34
3.5 Modelos da TCE	35
3.6 Experimentos da TCE	41
3.7 Módulo de Elasticidade e Dureza	45
4. MATERIAIS E MÉTODOS	48
4.1 Técnica Experimental	48
4.1.1 Preparação e ensaios	48
4.1.2 Análise macroestrutural e microestrutural	51
4.1.3 Determinação dos parâmetros térmicos	55
5. RESULTADOS	58
5.1 Resultados Experimentais da Liga Al- 5% Cu	58
5.1.1 Parâmetros térmicos	59
5.1.2 Determinação de espaçamentos dendríticos	64
5.1.3 Modelos empíricos de espaçamentos dendríticos versus parâmetros térmicos	66
5.1.4 Transição de colunar para equiaxial (TCE)	72
5.1.5 Relação entre espaçamentos dendríticos e propriedades mecânicas	74
5.1.6 Modelo empírico de microdureza em função dos parâmetros térmicos e espaçamento dendrítico primário	75
5.2 Resultados Experimentais da Liga Al- 5% Si	77
5.2.1 Parâmetros térmicos	78
5.2.2 Determinação de espaçamentos dendríticos	81
5.2.3 Modelos empíricos de espaçamentos dendríticos versus parâmetros térmicos	83

5.2.4 Transição de colunar para equiaxial (TCE)	86
5.2.5 Relação entre espaçamentos dendríticos e propriedades mecânicas	87
5.2.6 Modelo empírico de microdureza em função dos parâmetros térmicos e espaçamento dendrítico primário	88
5.3 Resultados Experimentais da Liga Al- 5% Ni	89
5.3.1 Parâmetros térmicos	90
5.3.2 Determinação de espaçamentos dendríticos	94
5.3.3 Modelos empíricos de espaçamentos dendríticos versus parâmetros térmicos	96
5.3.4 Transição de colunar para equiaxial (TCE)	100
5.3.5 Relação entre espaçamentos dendríticos e propriedades mecânicas	101
5.3.6 Modelo empírico de microdureza em função dos parâmetros térmicos e espaçamento dendrítico primário	103
5.4 Confrontos de Resultados Experimentais das Ligas Binárias de Al	104
5.4.1 Correlações entre parâmetros térmicos e entre espaçamentos dendríticos primários	104
5.4.2 Relação entre espaçamentos dendríticos primários e propriedades mecânicas	107
6. CONCLUSÕES	109
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	110
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	111
9. ANEXOS	118

1 INTRODUÇÃO

O processo de fundição representa a mais importante alternativa para a fabricação de produtos metálicos acabados e semi-acabados. O estudo do processo de fabricação por fundição é muito relevante, porque as microestruturas geradas durante a solidificação influenciam diretamente nas propriedades dos materiais. Nas tecnologias convencionais, o conhecimento e o controle do processo de solidificação abrem horizontes promissores, já que é o caminho mais curto entre a matéria-prima e a forma final do produto (Furtado, 2005).

A solidificação do metal no molde não se efetua de modo passivo. Na realidade, a transformação líquido/sólido pela qual passa o metal é de natureza ativa e dinâmica, já que durante a mesma ocorrem eventos como a nucleação e crescimento de estruturas dendríticas, que se não forem devidamente controlados, podem comprometer o desempenho e a qualidade metalúrgica da liga (Müller, 2002).

Um dos fenômenos de transformação de fases com mudança de estado muito comum no nosso dia a dia é a solidificação, desde a corriqueira produção de gelo e do congelamento de alimentos líquidos, passando pelos processos de fundição estática e contínua e soldagem na indústria metalomecânica e até a produção de cristais de alta perfeição aplicados em componentes eletrônicos e células solares. A produção de peças e componentes metálicos, com exceção daqueles produzidos pelo processo de metalurgia do pó, passa pelo processo de solidificação, que é analisado como um processo de transferência de calor e massa (Furtado, 2005).

Solidificação é a descrição científico-tecnológica da transformação de um material da fase líquida para a fase sólida (Müller, 2002). Pode-se estimar que, pelo menos 1 bilhão de toneladas de produtos metálicos passam por essa transformação anualmente, por meio de inúmeros processos industriais, que vão desde a produção de matéria-prima (ferro gusa, alumínio, cobre, zinco, etc.), seu beneficiamento (aços, ferros fundidos, alumínio eletrolítico, etc.) e, finalmente, acabamento (fundição, soldagem, etc.). Mesmo tendo despertado a atenção dos cientistas e engenheiros desde os

primórdios da Revolução Industrial, o estudo da solidificação cresceu em importância durante a década de 60, quando a tecnologia passou a exigir materiais com grau de pureza e estruturas cada vez mais controladas (Müller, 2002).

Estabelecer correlações entre a estrutura e as propriedades resultantes é um estudo complexo que começa com a análise de diferentes aspectos estruturais. Sabe-se também que as características mecânicas dos produtos solidificados dependem fortemente da disposição macroestrutural e microestrutural.

A macroestrutura de lingotes fundidos consiste em três zonas diferentes: as zonas coquilhada, colunar e equiaxial. A origem de cada uma tem sido objeto de intensa investigação experimental e teórica (Ursolino et al., 2015). Um dos aspectos mais importantes de qualquer material de engenharia é a sua microestrutura e, portanto, tem sido amplamente discutido nos últimos anos (Baptista et al. 2018, Carvalho et al. 2013, e Zhang et al. 2007).

As propriedades mecânicas de uma peça obtida por fundição estão intimamente relacionadas com a quantidade de grãos colunares e equiaxiais, que depende da região de transição colunar-equiaxial (TCE) presente na estrutura bruta de solidificação. Sabe-se que a TCE ocorre durante a solidificação quando os grãos equiaxiais bloqueiam o crescimento dos grãos colunares (Flood et al., 1998) Este estudo pode ser determinado por métodos empíricos ou por modelos matemáticos, sendo que os últimos podem apresentar uma melhor relação custo-benefício. A determinação do ponto onde ocorre a transição colunar/equiaxial é importante para o planejamento do processo e para que se possam projetar as propriedades mecânicas do produto.

Entre os inúmeros fatores que afetam a estrutura final de grãos, podem se destacar: Taxa de resfriamento, superaquecimento do metal, composição da liga e presença de inoculantes. O entendimento do efeito desses fatores sobre a estrutura bruta de solidificação é de extrema importância, pois esta possui uma forte relação com as propriedades do material. O estudo da influência de cada um desses fatores no crescimento das dendritas é uma tarefa complexa, pois os efeitos são interdependentes, e para avaliar seus efeitos simultaneamente é necessária a utilização de

modelos empíricos.

A presente tese de doutorado teve como foco de estudo o efeito da taxa de resfriamento, das composições das ligas de alumínio (Al-Cu, Al-Si e Al-Ni) e de seus solutos (Cu, Si e Ni) sobre a estrutura formada no final do processo de solidificação. Os elementos de liga afetam significativamente as ligas de alumínio. Isto ocorre porque variações na composição podem influenciar a viscosidade, tensão superficial, intervalo de solidificação e o modo de solidificação das ligas. A fluidez do alumínio, por exemplo, decresce rapidamente com a diminuição da pureza do metal.

Nos últimos anos, o alumínio e suas ligas tiveram uma alta taxa de consumo quando comparado aos produtos siderúrgicos (Ferreira et al., 2019). A razão pela qual no presente trabalho adotam-se os solutos de cobre, silício e níquel é devido a sua diferença de densidade em relação ao alumínio. Por exemplo, no caso do cobre e níquel, eles possuem densidades em torno de 320% maiores que o alumínio, enquanto o silício apresenta uma densidade 30% menor que o alumínio. Com essas diferenças nas suas propriedades físicas avalia-se o efeito individual de cada soluto sobre as propriedades mecânicas e as estruturas resultantes do processo de solidificação vertical no sentido ascendente.

2 OBJETIVOS

O objetivo geral da presente proposta tese de doutorado é de realizar uma investigação experimental dos efeitos dos solutos na macroestrutura, microestrutura e propriedades mecânicas na solidificação unidirecional ascendente de ligas binárias de alumínio em condições transientes de extração de calor, bem como gerar modelos matemáticos empíricos para contribuir com o desenvolvimento dos processos de solidificação e de seus produtos.

Os objetivos específicos propostos para o presente estudo são:

1. Realizar experimentos de solidificação direcional vertical ascendente em condições transitórias de extração de calor, utilizando um dispositivo refrigerado à água e ligas binárias hipoeutéticas de alumínio;
2. Para cada liga analisada, determinar os parâmetros térmicos da solidificação, tais como: velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L), gradiente térmico (G_L), tempo local de solidificação (t_{SL}) e taxas de resfriamento (T_R);
3. Correlacionar as variáveis térmicas do processo de solidificação bem como a composição da liga com a estrutura de solidificação;
4. Gerar equações empíricas correlacionando parâmetros térmicos, microestruturas e propriedades mecânicas;
5. Verificar a influência dos elementos de liga sobre a transição de colunar para equiaxial (TCE);
6. Analisar a influência dos solutos na velocidade de solidificação, microdureza, módulo de elasticidade e espaçamentos dendríticos primários.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Parâmetros Térmicos, Microestruturas e Macroestruturas

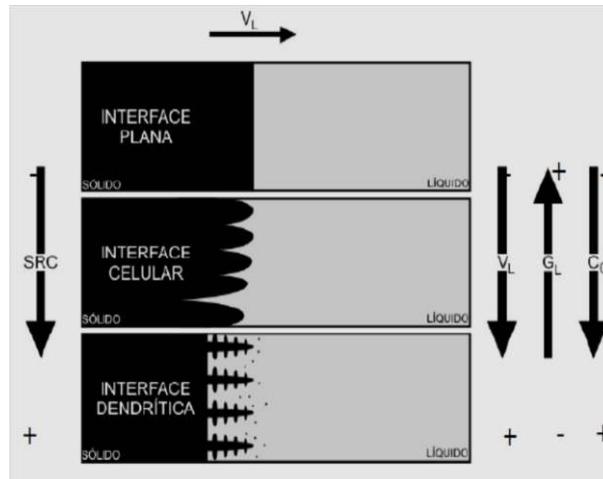
Apesar do tremendo esforço e desenvolvimentos nas aplicações de modelagem de solidificação, ainda existe uma demanda abrangente para uma maior compreensão dos mecanismos físicos por trás da formação microestrutural envolvendo os efeitos das condições de processamento na microestrutura (Ferreira et al., 2017).

A microestrutura final resultante da solidificação influencia diretamente nas propriedades mecânicas de metais e ligas e estão diretamente associadas, ou seja, essas propriedades dependem de tamanho de grão, espaçamentos dendríticos ou celulares, espaçamentos lamelares ou fibrosos, das heterogeneidades de composição química, do tamanho, forma e distribuição de inclusões, da porosidade formada, etc (Garcia, 2007).

A evolução da forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L) durante o processo de solidificação está fortemente relacionada com os tipos de microestruturas presentes em uma liga. Pode-se passar da forma plana, para estruturas celulares e dendríticas, em decorrência de alterações nos parâmetros térmicos do sistema metal/molde durante a solidificação (Garcia, 2007). O soluto ou o solvente é segregado nesta interface sólido-líquido, provocando uma distribuição não uniforme de no líquido à frente da interface, originando a sua instabilidade. Este acúmulo de teor de soluto à frente da interface sólido/líquido promove o surgimento de um fenômeno favorável à nucleação e responsável por sua gradativa instabilidade, conhecido como super-resfriamento constitucional (Furtado, 2005).

As diferentes morfologias são originadas devido a instabilidade causadas na interface sólido/líquido, dependendo do valor do SRC, que, por ordem crescente desse valor, são denominadas por: planar, celular e dendrítica, conforme esquema apresentado na Figura 3.1. Normalmente, a interface sólido/líquido se desenvolve com uma morfologia celular, quando uma

liga binária diluída é solidificada na presença de uma pequena quantidade de super-resfriamento constitucional. Isso ocorre devido a esse super-resfriamento ser suficiente para iniciar o processo de instabilização da interface sólido/líquido, ocasionando a formação de uma protuberância que se projeta a partir da interface no líquido super-resfriado, até um ponto em que o super-resfriamento



seja somente necessário para manter a força motriz do crescimento (Ares, 2010).

Figura 3.1 Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – Super-resfriamento constitucional; G_L – Gradiente térmico à frente da interface; V_L – Velocidade da isoterma *liquidus*; e C_0 – concentração de soluto. Adaptado de Garcia, 2007.

Esta protuberância, ao crescer, rejeita o soluto e a sua concentração lateral é maior do que em qualquer outro ponto do líquido. Nessas condições, a protuberância adquire uma forma instável que se estende por toda a interface, que degenera da forma plana a uma morfologia celular. Logo, o crescimento de células regulares dá-se a baixas velocidades e perpendicularmente à interface sólido/líquido, e na direção de extração do fluxo de calor, sendo praticamente independente da orientação cristalográfica (Hunt, 1984).

Aumentando-se o super-resfriamento constitucional, ocorrem instabilidades de maior ordem e a estrutura celular de forma circular passa para dendrítica, na forma de cruz de malta, com os ramos cristalográficos primários em direções cristalográficas próximas ao fluxo de calor e, com a rejeição de soluto, aparecem os braços secundários em direções cristalográficas perpendiculares aos ramos primários (Kurz e Fisher, 1989; Chalmers, 1968; Flemings, 1974; Ding e Tewari, 2002). As distâncias entre centros de células e de ramificações ou braços dendríticos são definidas como

espaçamentos intercelulares e interdendríticos, que são utilizados para determinar os efeitos das variáveis de solidificação sobre a microestrutura formada.

O controle e a caracterização destas microestruturas e de suas transições que evoluem durante a solidificação são de grande interesse, tendo em vista sua influência imediata nas propriedades finais dos componentes solidificados. O espaçamento entre células, ramificações dendríticas primárias, secundárias e terciárias é um parâmetro microestrutural importante e fortemente dependente do gradiente de temperatura à frente da isoterma *liquidus*, da velocidade de deslocamento dessa isoterma e da taxa de resfriamento (Hunt, 1984).

A morfologia dos grãos gerados nos processos de fundição possui relação com as propriedades mecânicas finais do material solidificado, essa morfologia pode ser afetada pelos parâmetros térmicos bem como pela concentração do soluto na liga. Ferreira et al. (2017) analisou o efeito da concentração de cobre sobre a morfologia das dendritas, com simulações bidimensionais pelo modelo de campo de fases, e constatou que com o aumento da concentração a dendrita se torna mais estreita.

De uma forma geral, a solidificação conduz a dois tipos morfológicos característicos: colunar e equiaxial (Kurz, 2001). Na revelação macroestrutural de lingotes, comumente, encontram-se estas diferentes estruturas distribuídas de uma forma bem característica, sendo uma região periférica formada de grãos equiaxiais de granulometria reduzida (zona coquilhada), seguida de uma região intermediária de grãos alongados em uma única direção, conhecida por grãos colunares. E por fim, seguida de uma região central de grãos equiaxiais de tamanho maior aos encontrados na periferia. Tal arranjo pode ser visualizado no desenho esquemático da Figura 3.2. Após a nucleação de cristais, em um líquido isotérmico super-resfriado ocorre geralmente o crescimento de cristais equiaxiais, ou seja, crescimento e fluxo térmico em todas as direções.

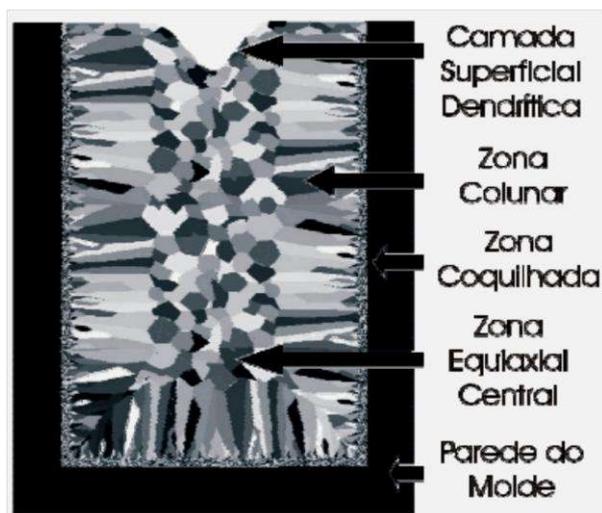


Figura 3.2 Ilustração das diferentes regiões macroestruturais (zona de grãos colunares, zona de grãos coquilhados e zona de grãos equiaxiais central) comumente encontradas em seções longitudinais de lingotes fundidos (Kurz, 2001).

Os grãos coquilhados são assim chamados por crescerem junto das paredes do molde (ou coquilha), serão tão mais notáveis quanto maior for a dissipação térmica (por exemplo, devido a uma maior zona de contato) na interface metal/molde, a qual é função do coeficiente de transmissão de calor. Este coeficiente vai depender do estado superficial das paredes do molde. Em condições de elevado contato térmico, promove-se uma alta frequência de nucleação heterogênea junto às paredes do molde, podendo surgir estruturas dendríticas.

Porém, o crescimento colunar dá-se preferencialmente em uma direção, assim como os fluxos térmicos, extremamente unidirecionais pelo menos localmente (Kurz, 2001). A geração de uma pequena camada de grãos equiaxiais juntos às paredes dos moldes, zona coquilhada, está associada às altas taxas de resfriamento oriundas da elevada diferença de temperatura entre o molde e o metal.

3.1.1 Crescimento colunar

A partir dos grãos coquilhados crescem os grãos colunares, por meio de crescimento seletivo e preferencial. Os cristais colunares apresentam os seus principais eixos cristalográficos paralelos à direção de extração de calor e mostram uma orientação marcadamente preferencial de crescimento, coincidente com as direções cristalográficas do crescimento dendrítico (Ares, 2010).

Na Figura 3.2 pode ser identificada uma região de grãos alongados ou de crescimento colunar. Durante a solidificação a orientação do fluxo de calor ocasiona um gradiente térmico positivo a partir da parede do molde em direção ao centro do metal líquido. Como o fluxo de calor é unidirecional, um gradiente térmico positivo é induzido em sentido definido e, deste modo, favorece o crescimento de certos braços dendríticos da região coquilhada. Este crescimento é consideravelmente maior que os dos outros braços dendríticos dos grãos equiaxiais, determinando assim a restrição de crescimentos em direções diferentes a da extração de calor. Isto ocasiona um crescimento relativamente orientado e com espaçamentos característicos entre os braços das dendritas (Kurz, 2001).

O espaçamento dos braços primários, secundários e terciários depende das condições de solidificação, ou seja, em velocidades de crescimento elevadas, podem formar somente braços primários, mas à medida que a velocidade decresce, desenvolvem-se também ramificações laterais. Assim, uma medida dos efeitos das condições de solidificação sobre a estrutura dendrítica é o espaçamento entre os braços dendríticos (Furtado, 2005).

A diminuição da taxa de resfriamento em função do tempo determina o aumento dos espaçamentos dendríticos secundários e terciários ao longo da ramificação primária. Um cristal colunar pode conter diversos braços dendríticos. De acordo com Kurs (Kurs, 2001), não somente a morfologia dendrítica pode estar presente no crescimento colunar, mas também planar ou celular que são determinadas pelas condições locais de crescimento.

À medida que ocorre a condução parcial de calor latente no sólido a velocidade de crescimento da ponta da dendrita reduz-se. O decréscimo do gradiente de temperatura na interface

ao longo do processo de crescimento ocorre continuamente até atingir valores sutilmente negativos, induzidos pela condução parcial de calor pelo metal solidificado. Deste modo, a velocidade máxima de crescimento da ponta da dendrita colunar é atingida no momento da inversão do gradiente térmico e coincide com a posição da transição de grãos colunares para equiaxiais (Gandin, 2000).

3.1.2 Crescimento equiaxial

No centro do lingote em processos de fundição, na estrutura comumente encontrada, se sobressai o crescimento equiaxial central, cuja sua constituição é de grãos equiaxiais randomicamente orientados, com superfície aproximadamente arredondada. No intuito de aperfeiçoar as propriedades mecânicas, procura-se facilitar ao máximo a formação de grãos equiaxiais heterogeneamente distribuídos e com as menores dimensões possíveis. Com esse objetivo, utiliza-se a adição de elementos nucleantes. Kurz (2001) identifica como nucleantes ideais as ramificações que se desprendem dos braços principais.

Esta região é a mais complexa da macroestrutura de fundição. Nela, os grãos são equiaxiais na forma, mas apresentam-se geralmente grandes em tamanho. A formação da zona equiaxial central é favorecida por altos teores de elementos de liga e por baixos sobreaquecimentos de vazamento durante a solidificação.

O crescimento equiaxial pode ser definido como o crescimento que ocorre a partir de núcleos originados em um líquido superesfriado, resultando um crescimento no sentido do fluxo de calor do sólido para o líquido (Gandin, 2000). A geometria da superfície global de uma interface macroscópica do grão equiaxial não é trivial. São comuns as representações destas na forma de esferas, octaedros ou estrelas de seis pontas (Gandin, 2000).

3.1.3 Transição colunar-equiaxial

A transição colunar-equiaxial corresponde a uma transição morfológica dos grãos formados durante a solidificação no metal líquido (Gandin, 2000). Ela acontece quando a nucleação

e o crescimento de grãos equiaxiais ocorrem no líquido na frente da zona colunar (Kurz, 2001). Observações experimentais demonstram que a transição colunar-equiaxial depende de diversos parâmetros, tais como: grau de superaquecimento, efeitos convectivos, tipo e composição de liga e etc.

Segundo Ursolino et al.(2015) a mudança da estrutura de grãos de colunar para equiaxial é uma ocorrência muito comum em produtos de metal fundido, e numerosos mecanismos baseados em evidência experimental têm sido propostos para esta transição (TCE), no entanto, modelos matemáticos para prever esta transição estrutural tiveram sucesso limitado devido suas soluções complexas ao problema em níveis macro e microscópicos (transferência de calor e massa, nucleação e crescimento dendrítico, respectivamente) (Martorano e Biscoula, 2008; Badillo e Beckermann, 2006 e Carvalho et.al, 2013). Estes modelos simplificam excessivamente o tratamento da convecção no líquido e o movimento de grãos equiaxiais. Estes modelos foram testados principalmente para ligas binárias.

A partir de um modelo empírico, Hunt , em 1984, desenvolveu um pioneiro trabalho na proposição de um modelo para a transição colunar-equiaxial. Este modelo posteriormente originou diversos trabalhos na área que foram citados com maior detalhe nos itens seguintes. Basicamente, os modelos são divididos em duas partes: modelagem em escala microscópica e modelagem em escala macroscópica da transferência de calor. Descrevendo a evolução da fase solidificada e a evolução do calor latente em nível local.

3.2 Técnicas Experimentais de Solidificação Unidirecional

Experimentalmente, tem se utilizado bastante a técnica da solidificação unidirecional em estudos de caracterização de aspectos microestruturais, macroestruturais e de análise da segregação de soluto. Estudos que podem ser divididos em duas categorias: solidificação em condições permanentes de extração de calor e solidificação em regime transitório (presente trabalho).

A diferença é que no regime permanente a variável gradiente de temperatura e a velocidade

de crescimento são controladas independentemente e mantidas constantes. Já no regime transitório, estas variáveis mudam livremente com o tempo e com a posição dentro do metal. A análise da solidificação em condições transitórias de fluxo de calor é de fundamental importância, visto que esta classe de fluxo de calor inclui a maioria dos processos industriais que envolvem a solidificação.

A solidificação unidirecional transitória pode ser utilizada por técnicas experimentais em diferentes condições: vertical ascendente, vertical descendente e horizontal como mostrado na Fig. 3.3. Por intermédio destes experimentos é possível a obtenção de uma gama de microestruturas celulares e dendríticas em função de um perfil decrescente da taxa de resfriamento e de velocidade da isoterma *liquidus*.

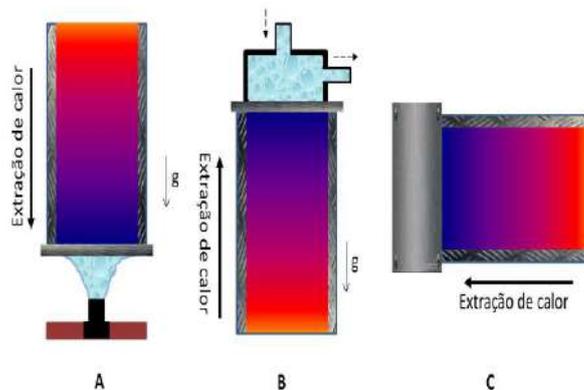


Figura 3.3 Ilustração de Técnicas experimentais de solidificação unidirecional, durante o processo de fundição: (a) vertical ascendente; (b) vertical descendente e c) horizontal. (Moutinho, 2012).

3.3 Segregação

Como é conhecido é da maior importância industrial e econômica a obtenção de peças fundidas quimicamente homogêneas, i.e., isentas de heterogeneidades composicionais, conhecidas como segregações. As segregações derivam dos diferentes modos como os elementos solutos são redistribuídos na estrutura solidificada (Arango, 2009).

Os diferentes tipos de segregações são classificados, conforme a sua localização e extensão, em macrossegregações e microssegregações. A macrossegregação é formada por processos físico-químicos em que se considera a redistribuição do soluto em todo o volume da peça,

já a microsegregação é um processo físico-químico de curto alcance, e estende-se por distâncias da ordem de tamanho dos grãos ou menores (Arango, 2009).

Tipos de microsegregações:

- Celular
- Contorno de grão
- Dendrítica

Tipos de macrosegregações:

- Gerada antes da solidificação:
 - Por gravidade
- Gerada durante a solidificação:
 - Normal
 - Inversa
 - Por fibragem
 - Por densidade

Ao se atingir o equilíbrio termodinâmico heterogêneo entre líquido e sólido, as soluções sólidas cristalinas contêm uma quantidade diferente de soluto das soluções líquidas relacionadas. Esta diferença em composição, combinada com a lenta difusão em estado sólido, resulta em vários padrões de segregação em ligas fundidas. A análise deste fenômeno pode ser quantificada através de um coeficiente de redistribuição do soluto (ou coeficiente de partição) no equilíbrio (K_0), que pode ser determinado da relação entre a concentração de soluto no sólido C_S e a correspondente concentração de soluto no líquido C_L , ou seja (Moutinho, 2012):

$$K_0 = \frac{C_S}{C_L} \quad (3.3.1)$$

Em alguns processos metalúrgicos comuns, que se valem da solidificação, pode-se considerar que a solidificação ocorre em estado de equilíbrio, na qual sua velocidade de deslocamento é essencialmente controlada pela taxa de transporte de calor latente para fora da interface sólido/líquido. Entretanto, mesmo para solidificação em condições fora do equilíbrio, pode-se considerar que na interface sólido/líquido, a formação do sólido ocorre em condições tais que o sólido e o líquido podem ser considerados em equilíbrio local (Ares, 2010).

Os diagramas de fases permitem a determinação do coeficiente de distribuição no equilíbrio em função da concentração de soluto e da temperatura. Para uma situação idealizada, onde as linhas *solidus* e *liquidus* são retas, o coeficiente de redistribuição de soluto é constante. No caso em que a solubilidade do soluto no sólido for menor do que no líquido, o coeficiente de redistribuição de soluto (K_0), é menor do que a unidade e, na situação oposta, maior que a unidade (Moutinho, 2012).

Para uma baixa taxa de resfriamento pode-se desenvolver uma interface celular. À medida que a interface avança, o líquido que lhe é adjacente é enriquecido de soluto para valores de $K_0 < 1$ (coeficiente de partição) e é empobrecido de soluto para valores de $K_0 > 1$. Desta forma o soluto fica acumulado nos contornos da célula numa maior ou menor concentração do que no centro da célula (Garcia, 2007).

De forma idêntica, pode desenvolver-se numa interface celular uma acumulação de soluto nas fronteiras dos grãos em crescimento (em vez do soluto ser empurrado na frente de solidificação) dando origem a uma microsegregação no contorno do grão. A variação de composição química que ocorre dentro dos limites dos contornos de grão, ou seja, entre ramificações celulares ou dendríticas é conhecida como microsegregação (Martorano, 2003).

O fenômeno da microsegregação tem sido investigado intensamente no sentido do desenvolvimento de ferramentas de quantificação do fenômeno. Entre os fatores que mais contribuem para a dificuldade de quantificação desse fenômeno, pode-se citar: o modo de solidificação colunar ou equiaxial, a complexidade da morfologia das ramificações dendríticas, o

efeito de diferentes solutos, o engrossamento e refusão de ramos dendríticos, o movimento de soluto no líquido e de retorno no sólido, e a dependência do coeficiente de difusão com a concentração e a temperatura (Martorano, 2003).

A redistribuição do soluto durante a solidificação dendrítica pode originar o zonamento da composição estrutural a que se atribui o nome de microsegregação dendrítica. Além do zonamento (que é uma microsegregação), existem outros tipos de heterogeneidades químicas, tais como a macrosegregação (Furtado, 2005).

A macrosegregação por gravidade tende a ocorrer quando a composição química da liga é tal que, durante a solidificação formam-se fases sólidas com densidades muito diferentes. Durante a solidificação em ferros fundidos nodulares, forma-se primeiro a grafita (baixa densidade) no metal líquido (maior densidade). Portanto a grafita tende a boiar (fenômeno denominado de flotação). As grafitas flotantes podem movimentar-se e alinharem-se na peça, criando uma região de concentração (Moutinho, 2012).

A macrosegregação (normal e inversa) tem a mesma origem da microsegregação, ou seja, é causada pela rejeição de soluto do sólido para o líquido durante a solidificação. A diferença é que a macrosegregação ocorre ao longo da peça (e não apenas dentro do grão). Uma vez que a solidificação ocorre da parede do molde para o centro da peça, é comum que ocorra aumento da concentração de solutos da periferia para o centro. Este tipo de macrosegregação é denominado de segregação normal (Moutinho, 2012).

Como a macro e a microsegregação tem a mesma origem, as peças fundidas costumam ter simultaneamente heterogeneidade dos dois tipos. Em alguns casos, particularmente nas ligas com grande intervalo de solidificação, o líquido presente entre as dendritas é impulsionado para trás da frente de solidificação. Portanto a concentração de soluto diminui da periferia para o centro da peça e este tipo de segregação é denominado segregação inversa (Moutinho, 2012).

O efeito de contração também pode provocar a segregação inversa: à medida que as dendritas colunares aumentam de espessura o líquido mais rico em soluto escoava ocupando o espaço

entre as dendritas com o intuito de compensar a contração, isto resulta em um aumento da concentração do soluto nas regiões mais externas do lingote em relação ao seu centro.

As variações de composição que ocorrem adjacentes à interface sólido-líquido durante a solidificação determinam a natureza e a extensão da segregação. Após a solidificação, é comum fazer o recozimento das peças fundidas, para homogeneização da sua estrutura. Esta depende da difusão substitucional, por esse motivo é importante conhecer os coeficientes de difusão de cada elemento de liga.

3.4 Refinamentos de Grãos

O refinamento de grão na fundição é conseguido normalmente através da adição ou inoculação ao metal líquido, anteriormente à sua solidificação, de núcleos de germinação dispersos, com alta potência de nucleação, sob a forma de partículas finamente divididas. Estes inoculantes são distribuídos uniformemente no seio do metal líquido por meio de um veículo volátil que se lhes adiciona previamente. Desta forma, cada uma das partículas inoculantes atuará como um núcleo de germinação localizado para nucleação heterogênea da fase sólida.

O caso mais notável de alta potência de refinamento de grão é o que resulta da inoculação de boro e titânio no alumínio e suas ligas, o que pode ser visto pelo exemplo mostrado na Fig. 3.4.

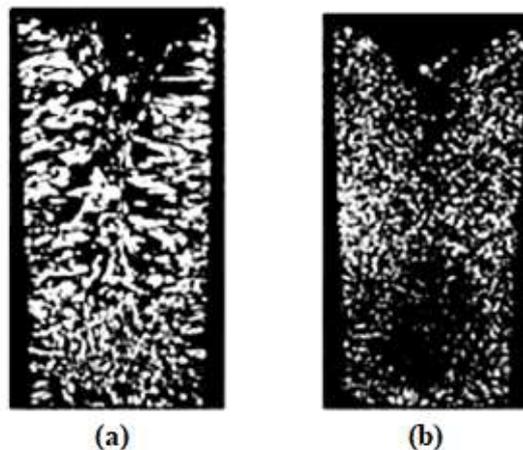


Figura 3.4 Macroestrutura da seção longitudinal de lingotes de Al solidificados em molde de coquilha metálica (aço): a) estrutura de solidificação normal; b) com inoculação prévia de boro e titânio para refinamento do grão (Müller, 2002).

Ao entrar em contato com o alumínio líquido, os sais de boro e titânio decompõem-se instantaneamente, liberando pequenas partículas (núcleos de germinação) que são rapidamente disseminadas no volume do metal fundido por meio da ação de efervescência ou aborbulhamento que resulta da volatilização do hexacloroetano (veículo volátil previamente adicionado ao boro e titânio). Inferi-se ainda que a adição de inoculante resulte numa drástica redução no tamanho de grão do alumínio.

Portanto, caso durante o projeto de produtos pelo processo de fabricação por fundição haja a necessidade de se alterar a TCE pode-se utilizar os inoculantes para refinamento de grãos no intuito de se obter as propriedades mecânicas desejadas. Evitando assim um retrabalho por tratamento térmico.

A indústria automotiva é a principal área onde as ligas de fundição à base de alumínio são amplamente aplicadas (Baptista et al., 2019). Na tabela 3.1 estão indicados alguns dos inoculantes mais utilizados no refinamento de grão (antecipação da TCE) para o Alumínio e suas ligas, para peças fundidas.

Tabela 3.1 Exemplos de inoculantes utilizados para refino de grão de alumínio e suas ligas com suas respectivas eficiências relativas.

Metais e ligas	Inoculantes	Eficiência relativa
Alumínio e suas ligas	Boro	Alta
	Titânio	Alta
	Nióbio	Moderada

3.5 Modelos da TCE

Para a otimização do controle de processo de diversas áreas tem se utilizado a modelagem matemática como uma ferramenta fundamental. A modelagem do fenômeno da solidificação tem sofrido progressos, principalmente a partir de 1980. Inicialmente os esforços eram concentrados nos aspectos macroscópicos envolvidos na solidificação na modelagem dos fenômenos microestruturais que ocorrem durante a solidificação como a nucleação e o crescimento de grãos.

Então, para a obtenção de um modelo que represente a solidificação com maior

propriedade, é necessária uma interligação entre os processos que ocorrem na escala microscópica e macroscópica, o que tem gerado diversos trabalhos nesta área.

Portanto, foram desenvolvidos os modelos de domínio único, nos quais as equações de conservação são integradas no interior de cada fase presente dentro de um volume elementar representativo (REV - “*Representative elementary volume*”). Posteriormente, foi introduzido o conceito de envelope de grão, segundo o qual, associa-se a cada grão no interior da zona pastosa um envoltório que o circunda, como mostrado na Figura 3.5.

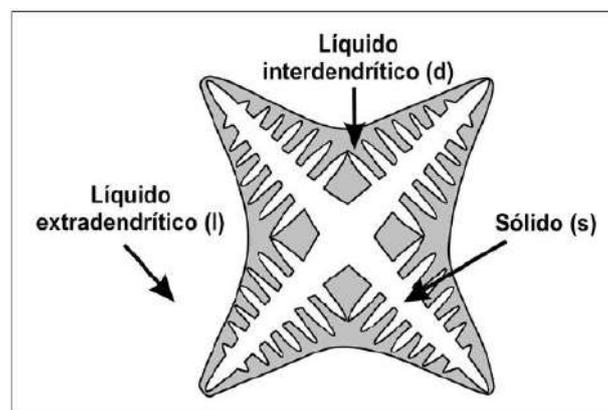


Figura 3.5 Conceito de envelope de grão para um volume elementar representativo (REV) aplicado aos grãos equiaxiais (Linton, 1984).

Com a introdução do conceito de envelope de grão houve uma evolução dos modelos de domínio único. Segundo este conceito, associou-se a cada grão no interior da zona pastosa um envoltório imaginário chamado de envelope. No caso da solidificação dendrítica, este envelope apenas tocava a ponta dos braços primários e secundários da dendrita. Nestes modelos, a fase líquida poderia estar presente tanto internamente como externamente ao envelope. Inicialmente, consideravam que envelopes esféricos envolviam os grãos equiaxiais.

Na solidificação eutética equiaxial, os envelopes eram assumidos totalmente sólidos, o que facilitou o equacionamento matemático do problema (Rappaz et al., 1986). Posteriormente, modelos de envelope para a solidificação equiaxial dendrítica foram desenvolvidos nos quais foi considerada a existência de líquido internamente aos envelopes. Foi necessário, então, calcular a fração de líquido, e de sólido, presente no interior destes envelopes. Rappaz e Thévoz (1987) propuseram um

modelo aproximado para o cálculo destas frações através de um balanço de soluto que envolveu o fluxo para fora do envelope dendrítico em direção ao líquido externo. No entanto, o líquido externo ao envelope ou foi assumido semi-infinito, ou foi considerado sempre possuir a concentração inicial.

Um modelo multifásico para a solidificação equiaxial foi proposto por Wang e Beckermann (1993) definindo três “pseudofases”, a saber: o sólido; o líquido interdendrítico, localizado internamente ao envelope; e o líquido extradendrítico, localizado externamente. Estes autores (Wang e Beckermann, 1993) calcularam a evolução da concentração de soluto no líquido externo ao envelope, permitindo que o fluxo de soluto trocado com este envelope fosse calculado mais precisamente.

Entretanto, os modelos citados anteriormente, assumiram que todos os grãos apareciam instantaneamente no líquido no momento em que o seu super-resfriamento ultrapassava um valor crítico para a nucleação. Este tipo modelagem foi denominado de nucleação instantânea. Segundo esses modelos, para uma determinada densidade de número de substratos para a nucleação heterogênea, sempre surgirá o mesmo número de núcleos independentemente das condições de resfriamento. Portanto, este modelo não é capaz de prever, por exemplo, o efeito da taxa de resfriamento ou do teor de soluto no tamanho final de grão equiaxial.

Martorano et al. (2003) propuseram um modelo multifase/multiescala para prever a transição dos grãos colunares e equiaxiais na solidificação de ligas binárias. O modelo baseia-se na equação de conservação de espécies e energia com leis de crescimento de estruturas dendríticas. Esse modelo proposto por Martorano considera a interação de solutos entre os grãos equiaxiais e colunares, essa foi o diferencial do modelo proposto por Martorano quando comparado com o modelo de Wang e Beckermann (1993). O modelo foi validado pela previsão da transição colunar/equiaxial em experimentos de solidificação unidirecional envolvendo ligas de Al-Si. No entanto, o modelo proposto por Martorano et al. (2003) também considera uma nucleação instantânea dos grãos equiaxiais.

A modelagem da nucleação de grãos equiaxiais pode ser feita de duas formas distintas como, por exemplo: i) Considerando-se a nucleação instantânea, ou seja, assume-se que todos os grãos surgem ao mesmo tempo a uma temperatura crítica, ou seja, a um determinado super-resfriamento para nucleação (ΔT_n); e ii) Considerando-se a nucleação contínua, ou seja, a nucleação ocorre continuamente com o aumento do super-resfriamento. Em geral esses modelos de nucleação contínua descritos por diversos autores estão vinculados a alguns parâmetros determinados experimentalmente.

As pioneiras observações de Oldfield (1966) mostraram que pode haver uma correlação entre as densidades de grãos (n) com o super-resfriamento (ΔT). No modelo de Oldfield (1966) a densidade é proporcional ao quadrado do super-resfriamento, ou seja, $n = A_1 \cdot \Delta T^2$. Onde A_1 é um parâmetro determinado experimentalmente. Diversos modelos semelhantes foram propostos por outros autores e podem ser encontrados na revisão de Stefanescu et al. (1995). Entre os modelos de nucleação, o proposto por Thévoz et al. (1989) é um dos mais utilizados até o momento. Neste modelo, assumiu-se a existência de uma função distribuição de super-resfriamento para nucleação cuja densidade de distribuição era dada por uma Gaussiana.

Greer et al. (2002) propuseram que o super-resfriamento para o crescimento livre de um grão já nucleado depende do tamanho do substrato sobre o qual este grão nucleou. Em algumas situações, a distribuição de tamanhos de substrato foi observada ser log-normal ou mesmo obedecer a uma equação exponencial. Desta forma, a distribuição de super-resfriamento para que estes núcleos pudessem crescer e torna-se grãos também obedecia a uma equação exponencial ou log-normal.

Os modelos mais elaborados de nucleação foram acoplados a modelos de solidificação equiaxial que, no tratamento do crescimento ou da fração e composição das fases presentes, não eram tão precisos como o de Wang e Beckermann (1993). Por exemplo, no modelo de Thévoz et al. (1989) foi considerada a distribuição normal de super-resfriamento, porém, a concentração de soluto no líquido extradendrítico não foi calculada, permanecendo o seu valor inicial.

Já no modelo de Greer et al (2002), que foi basicamente derivado do modelo de Maxwell e Hellawell (1975), o envelope foi considerado totalmente sólido, mesmo para uma solidificação dendrítica. Este modelo só poderia ser aplicado durante o crescimento inicial do grão antes do crescimento dendrítico. Desta forma, nota-se que não há um modelo multifásico capaz de prever o efeito da taxa de resfriamento e da concentração média de soluto no tamanho final do grão equiaxial, ou de prever a evolução com o tempo da fração de grãos e das concentrações de soluto nos líquidos inter e extradendrítico durante todo o período de solidificação.

O primeiro modelo determinístico foi proposto por Hunt (1984), para prever condições para a TCE. Um regime de estado estacionário, em conjunto com um perfil de temperatura linear caracterizado por um gradiente de temperatura (G), foi assumido para um observador que se move com a frente colunar. A velocidade de ponta da dendrita colunar foi tomada como uma constante conhecida igual à velocidade isotérmica.

Hunt (1984) só representou as interações geométricas devido à colisão dos grãos equiaxiais. A TCE foi assumida sua ocorrência quando a fração de volume de grãos equiaxiais na frente colunar alcançasse 0.49. Este critério, que será referido como "bloqueio mecânico" no decorrer deste trabalho, foi descrito como arbitrário por Hunt e carece de fundamentação para sua consolidação.

Experimentos de solidificação em estado estacionário foram conduzidos por Kim e Grugel (1982) e Ledgard e McCartney (1997) num forno com um gradiente de temperatura aproximadamente constante, usando ligas de Pb-Cu e Al-Si, respectivamente. Foi observado que um aumento na velocidade da frente colunar promove a solidificação equiaxial, como previsto pela equação de Hunt (1984). No entanto, não foram feitas comparações detalhadas com a referida equação, porque nem a densidade dos núcleos, nem a nucleação eram conhecidas.

O modelo de Hunt (1984) foi estendido por Flood e Hunt (1998) para o regime instável, resolvendo a equação de energia unidimensional e controlando a posição da frente colunar. A fração sólida no interior da zona colunar foi calculada usando a chamada equação de Scheil truncado

(1942). O efeito da concentração da liga, número de densidade de grãos equiaxiais, coeficiente de transferência de calor, e temperatura na TCE foi examinado usando este modelo. No entanto, comparações dos resultados do modelo com resultados experimentais não foram apresentados.

Gäumann et al.(2001) e Kurz et al.(1989) melhoraram o modelo de Hunt, empregando um modelo de crescimento dendrítico para efeitos de solidificação rápida, uma vez que no modelo de Hunt, a composição inicial de liga foi utilizado no resfriamento para calcular as velocidades das frentes equiaxiais e colunares. Consequentemente, o critério de bloqueio mecânico teve que ser adotado para prever a TCE. O modelo foi simplificado para prever a TCE nos processos de solda a laser, isto é, à elevados gradientes de temperatura e a altas velocidades de solidificação (Gandin, 2008 e Gäumann et al., 2001). Não foram fornecidas comparações experimentais.

Um modelo multi-escala e multi-fase de simples domínio para previsão da TCE na solidificação de ligas foi proposto por Wang e Beckermann (1993). Equações de conservação de energia e espécies foram resolvidas para a temperatura e os campos de soluto. As equações de espécies incluiu a rejeição de soluto a partir dos grãos no interior do líquido sub-resfriado, resultando em diferenças no comportamento no modo Scheil. A evolução da fração sólida foi calculada tanto na zona colunar quanto equiaxial, com base no acoplamento das equações de energia e espécies, e a evolução do calor latente foi contabilizada consistentemente. Os grãos equiaxiais foram assumidos para a nucleação instantânea na temperatura *liquidus*, ou seja, a taxa de resfriamento da nucleação foi zero.

O modelo de Lipton-Glicksman-Kurz (LGK, 1984) foi usado para relacionar a velocidade de crescimento da dendrita com a taxa de resfriamento. Para o crescimento equiaxial, o super-resfriamento foi baseado na concentração média do soluto local para o líquido super-resfriado que envolve as dendritas, desta forma, as interações do soluto entre os grãos equiaxiais foram contabilizadas. No entanto, a composição da liga inicial foi empregada para calcular o resfriamento da frente colunar, consequentemente, as interações do soluto entre as dendritas colunares e os grãos equiaxiais foram negligenciadas. Em vez disso, eles usaram o critério de bloqueio mecânico de

Hunt (1984) para determinar o instante que os grãos equiaxiais obstruem a frente colunar.

Wang e Beckermann (1995) realizaram um estudo paramétrico para examinar os efeitos do coeficiente de transferência de calor, composição da liga, e do superaquecimento na TCE em solidificação direcional de ligas. Neste estudo eles previram e mediram as posições da TCE para as ligas de Sn-Pb (Mahapatra, 1987) e Al-Cu (Ziv et al., 1989), os resultados diferiram por menos de 20 por cento. No entanto, quando a taxa de resfriamento da nucleação foi tomada como zero, esta convergência só foi alcançada artificialmente ajustando a densidade dos núcleos de grão equiaxial, n , nas simulações. Para as ligas de Al-Cu, uma densidade de grão igual a 10^5 m^{-3} foi adotada. Isto corresponde a uma densidade final de tamanho de grão equiaxial de aproximadamente 13 μm , o que é muito maior do que o tamanho medido de 3,1 μm (Ziv et al., 1989). Por outro lado, curvas de resfriamento previstas e medidos não foram comparados em detalhe.

Devido à complexidade do desenvolvimento de modelos matemáticos analíticos e como a base de todas as leis da natureza é a evidência experimental (Van Wylen, 2006), apresenta-se a seguir aspectos experimentais para o estudo do desenvolvimento de modelos empíricos dos parâmetros metalográficos dos processos de solidificação.

3.6 Experimentos da TCE

Gandin e Rappaz propuseram um modelo estocástico que gera uma simulação da macrografia bidimensional direta da estrutura de grãos (Gandin, 2008), com base no acoplamento entre a técnica de autômato celular (CA) e de elementos finitos (FE), método “CAFÉ”. O modelo CAFE representava apenas a interação do fluxo de calor com a estrutura de grãos. Ele foi usado para simular a TCE em ligas de Al com sete por cento em peso, na solidificação dirigida de lingotes de silício. O ajuste dos parâmetros de nucleação foi realizado desordenadamente para alcançar o melhor acordo tanto da posição da TCE quanto da recalescência na zona equiaxial. Bom acordo foi alcançado, exceto para o tamanho de grãos no topo da zona equiaxial. Esta discordância foi posteriormente atribuída a necessidade de esclarecer a sedimentação de grãos equiaxiais (Rappaz,

1978) e a tridimensionalidade da estrutura de grãos (Gandin, 2000).

Gandin (Gandin, 2008) apresentou um abrangente modelo de transferência de calor unidimensional micro e macroscópico do crescimento colunar em solidificação direcional. O modelo foi usado para simular experiências em ligas de Al-Si com teores de Si que vão desde 3 a 11 por cento, em idênticas condições térmicas (Gandin, 2000). Os resultados do modelo indicaram que a TCE medida ocorreu numa posição em que a velocidade da frente colunar foi máxima e o gradiente de temperatura no líquido aquecido da frente colunar foi praticamente nula. Assim, Gandin sugeriu que o modelo de Hunt (1984) poderia ser utilizado para explicar a posição medida da TCE, usando o resfriamento máximo da frente da dendrita colunar, como a taxa de resfriamento de nucleação para grãos equiaxiais.

Com base nesta observação, Gandin propôs que a TCE era um resultado de um colapso da frente colunar dendrítica. O colapso ocorre devido a um mecanismo inicialmente sugerido por Jackson et al. (1966), em que as mudanças na velocidade da frente colunar cria fragmentos de dendrita que pode originar grãos equiaxiais. Após o crescimento, estes grãos eventualmente bloqueiam a frente colunar.

Desde então vários experimentos foram realizados para estudar a TCE em vários processos de solidificação. Aqui, vamos nos concentrar em experimentos onde o fluxo de calor era essencialmente unidirecional e a liga foi um sistema binário simples, ou seja, Al-Cu (Siqueira, 2002; Ziv, 1989 e Suri, 1991), Al-Si (Gandin, 2000), Sn-Pb (Siqueira, 2002 e Mahapatra, 1987), Cu-Sn (Martorano, 2003), Pb-Sn (Ares 2010), e Al-Mg (Vandyoussefi et.al 2002).

Nesses experimentos, a posição da TCE na solidificação de amostras foi estudada como uma função de variáveis de processo, incluindo sobreaquecimento de vazamento, adição dos inoculantes, a composição da liga, taxa de calor, extração e taxa de resfriamento. Em todos os casos, o aparato experimental consistiu basicamente de uma manta termicamente isolante que descansa sobre uma base metálica, através do qual se extraiu o calor. Além disso, não se pode excluir que a sedimentação de grãos equiaxiais teve influência sobre a TCE nos experimentos.

Ziv e Weinberg (1989) utilizam o modelo de Hunt (1984) para calcular o gradiente de temperatura máximo necessário para a TCE, em uma de suas experiências com ligas de Al-Cu 3pct. Apesar do acordo razoável entre o gradiente de temperatura previsto e medido, os cálculos envolvem várias aproximações que lançam algumas dúvidas sobre a precisão da comparação.

Suri et al. (1991) realizaram experimentos da TCE em ligas de Al-4,5 pct Cu submetidas as diferentes temperaturas de vazamento e condições de extração de calor. Usando um modelo de aquecimento unidimensional, o gradiente de temperatura e a velocidade da isotérmica *liquidus* (V_T), no momento da TCE foram calculados. Eles obtiveram a seguinte desigualdade empírica para descrever as condições para a TCE (Suri et al. ,1991):

$$G < 0.74V_T^{0.64} \quad (3.6)$$

Gandin (2000) realizou experimentos da TCE na solidificação direcional de ligas de Al-Si com teores de Si variando 3 a 11 por cento, em idênticas condições térmicas. A convecção associada com o vazamento do metal líquido foi suprimida pela utilização de uma base de nitreto de alumínio fina para selar a manta de isolamento cilíndrico na parte inferior e mantendo o Al-Si fundido no forno por um longo tempo.

Após a homogeneização da temperatura de fundição, a solidificação foi iniciada através da remoção do forno a partir do molde e aumentando a refrigeração através de uma tubulação de cobre arrefecido a água para tocar no fundo de alta condutividade térmica da base de nitreto de alumínio. As curvas de resfriamento, registradas por sete termopares localizados todos a 20 mm da parte inferior da carcaça, foram comparadas com previsões de um modelo unidimensional (Gandin, 2000), o que sugere que a transferência de calor em que o metal solidifica foi somente por condução. Posições medidas da TCE foram semelhantes para todas as composições de liga, indicando um efeito fraco do teor de Si. Outras conclusões extraídas das simulações já foram fornecidas anteriormente.

Resultados da TCE experimentais foram apresentados por Martorano (2003) para ligas de

Cu com oito por cento de Sn, sujeitas a diferentes resfriamentos e condições de inoculação. Ares e Schvezov (2000) estudaram o efeito da taxa média de resfriamento e composição da liga na TCE em solidificação direcional em ligas de Pb-Sn. A posição da frente colunar e velocidade, bem como o gradiente de temperatura, foram calculadas a partir de curvas de resfriamento experimentais. Os resultados mostraram uma correlação similar ao que é dado pelo modelo de Hunt (1984) entre a velocidade da frente colunar e o gradiente de temperatura no momento da TCE. No entanto, devido às aproximações feitas e incertezas em relação a densidade de núcleos de grãos equiaxiais e a taxa de resfriamento da nucleação, apenas uma concordância qualitativa pode ser considerada.

Vandyoussefi e Greer (2002) realizam experimentos de solidificação direcional usando uma liga de Al com 4,5 por cento de Mg em um Forno. O formato e o tamanho de grão foram medidos para vários níveis de adição de refinadores, mostrando boa concordância com simulações do modelo CAFÉ (Gandin, 2000).

Siqueira et al. (2002) realizaram experimentos da TCE envolvendo ligas de Al-Cu e Sn-Pb, alterando a composição, o sobreaquecimento da fundição, e a taxa de extração de calor na base inferior. O gradiente de temperatura na isoterma *liquidus* e a velocidade desta isotérmica durante os experimentos foram determinados usando um modelo unidimensional de transferência de calor que não leva em conta o super-resfriamento na frente colunar.

Eles descobriram que um critério da TCE baseado apenas na velocidade da isoterma *liquidus* ou no gradiente de temperatura à frente da isoterma *liquidus* não concorda com os dados experimentais. Em vez disso, a TCE parecia ocorrer quando a taxa de resfriamento na isoterma *liquidus* diminuía abaixo de um valor crítico que era independente do teor de soluto da liga. O critério empírico para a TCE proposto por Suri et al. (1991) (Eq. (3.6)) foi verificada em apenas dois dos cinco experimentos.

Várias investigações experimentais têm sido relatadas na literatura, sugerindo que a TCE ocorre quando os parâmetros térmicos de solidificação como velocidade de crescimento (V_L), gradiente de temperatura (G_L) e taxa de resfriamento (T_R) atingem valores críticos. O fenômeno da

TCE tem sido comentado em trabalhos recentes (Carvalho et al., 2013 e Rocha et al., 2015), cujos resultados dessas investigações estão resumidos na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 Critérios de ocorrência da TCE proposto na literatura. Adaptado de Ursolino et al.,2015.

Liga	Parâmetros Térmicos da Solidificação (Valores que ocorreram a TCE)	Solidificação Unidirecional	Ref.
Sn-5wt.%Pb	$G_L=0.10$ °C/mm	Ascendente	Mahapatra & Weinberg
Sn-15wt.%Pb	$G_L=0.13$ °C/mm		
Al-3.0%Cu	0.06 °C/mm	Ascendente	Ziv & Weinberg
Al-4.5%Cu	$G_L < V_L^{0.64}$	Ascendente	Suri et al.
Pb-Sn	G_L ranging from -0.8 to 1.0 °C/mm	Ascendente	Ares & Schvezov
Al-Cu	$T_R=0.2$ K/s	Ascendente	Siqueira et al.
Sn-Pb	$T_R=0.014$ K/s		
Al-Si	$T_R=0.14$ K/s	Ascendente	Peres et al.
Sn-Pb	$V_L=0.189$ mm/s, $G_L=0.163$ °C/mm and $T_R = 0.030$ K/s	Descendente	Spinelli et al.
Sn-Pb	$V_L=0.09$ mm/s, $G_L=0.37$ °C/mm and $T_R = 0.047$ K/s	Horizontal	Silva et al.
Al-Si	V_L , G_L and T_R ranging from: 0.19 to 0.26 mm/s, 0.35 to 0.64 K/s and 1.68 to 3.25 K/mm, respectively	Horizontal	Carvalho et al.
Al-Si-Cu	$T_R = 1.17$ K/s	Ascendente	Rocha et al.

O mecanismo de TCE proposto no presente trabalho é baseado na presença de interações do soluto entre a frente colunar e os grãos equiaxiais. Ele não só elimina a necessidade do critério de bloqueio mecânico nos modelos deterministas, mas também resulta em diferentes previsões da TCE sob certas condições. Extensas comparações do modelo atual com os modelos anteriores e experimentos, bem como estudos da TCE, são realizados nas comparações com os experimentos, que envolvem três diferentes composições de liga (Ni, Si e Cu).

3.7 Módulo de Elasticidade e Dureza

A dureza pode ser definida de modo geral, como uma medida da resistência à deformação plástica. O teste de dureza de Vickers utiliza como penetrador um diamante de base quadrada com formato de pirâmide de 136 graus que é carregado no material com uma carga definida, produzindo uma impressão quadrada cujas diagonais são medidas (Sakaguchi e Powers, 2012).

A medida do módulo de elasticidade (E) representa a rigidez de um material na região elástica, podendo ser determinado a partir da curva tensão-deformação, pelo cálculo da razão entre tensão e a deformação ou da inclinação da região linear da curva (Sakaguchi e Powers, 2012).

Oliver e Pharr (1992) realizou um estudo mostrando a possibilidade de calcular o módulo de elasticidade de um material através do ensaio de dureza analisando a curva de descarga do gráfico gerado no ensaio, exemplificado na Figura 3.7.

A Figura 3.6 ilustra a representação esquemática dos dados utilizados para o cálculo do módulo de elasticidade a partir da impressão do penetrador na amostra.

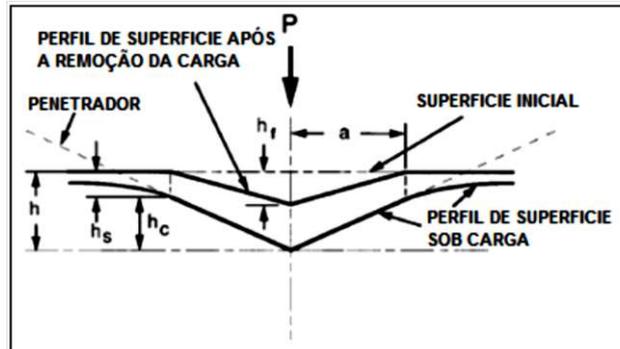


Figura 3.6 Representação esquemática da sessão que sofre a penetração, mostrando dados utilizados para o cálculo de módulo de elasticidade. (OLIVER; PHARR, 1992)

O software do equipamento de ensaio dinâmico de dureza fornece o traçado da curva de carga-descarga, também chamada curva de penetração, como o exemplo ilustrado na Figura 3.7. Essa curva é formada de uma fase de carga seguida de uma fase de descarga. Entre estas duas fases pode ainda ocorrer um estágio de manutenção da carga máxima, cuja principal finalidade é estabilizar a deformação induzida durante a carga, também chamado de *hold time* (Teixeira, 2016).

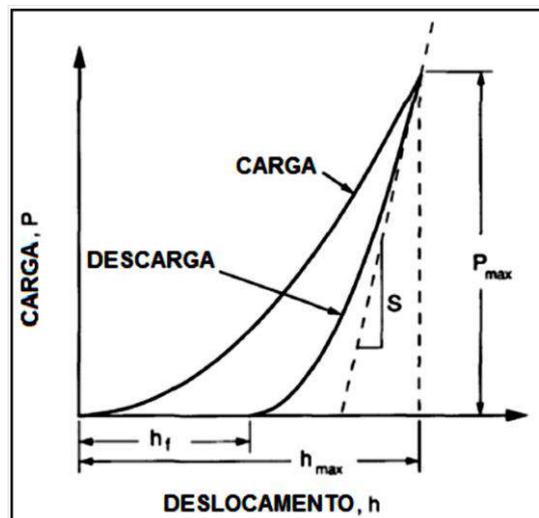


Figura 3.7 Representação gráfica de uma curva de carga-descarga (Oliver e Pharr, 1992).

O cálculo de módulo de elasticidade é realizado a partir da área de contato do penetrador com a amostra. Oliver e Pharr (1992) explicam que a forma da curva de descarga e a quantidade total de deslocamento recuperado pelo material ao se retirar o penetrador, estão diretamente relacionados ao módulo de elasticidade e o tamanho da área de impressão.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Técnica Experimental

Para melhor estruturar as técnicas experimentais esse item será subdividido em preparação e ensaios (4.1.1), análise macroestrutural e microestrutural (4.1.2) e determinação dos parâmetros térmicos (4.1.3).

4.1.1 Preparação e ensaios

A preparação das amostras e os ensaios de solidificação deste trabalho foram realizados no laboratório de solidificação controlada situado na EEIMVR/UFF. O laboratório de solidificação controlada possui os seguintes equipamentos:

- Serra de fita com retorno hidráulico basculante, modelo FM 500 H, marca Franho; Essa serra de fita possui três velocidades de corte 30, 55 e 80 m/min;
- Forno câmara para tratamento térmico, desenvolvidos para os processos de recozimento, normalização, têmpera, alívio de tensões, revenimento e cementação em caixa (sólida). Com controle microprocessado digital de temperatura, com rampa de aquecimento e patamar, e com sensor de temperatura blindado. A isolamento térmica é de fibra cerâmica, o que reduz o tempo de aquecimento e o consumo. Temperaturas padrão de fornecimento: 650°C, 1000°C, 1200°C e 1300°C. Esse forno foi usado na preparação das ligas de alumínio;
- Uma balança digital, usada na preparação das ligas de alumínio de composição pré-determinada;
- Um computador para coleta de dados via termopares durante o processo de solidificação;
- Um equipamento (forno vertical) para o experimento de solidificação unidirecional.

A primeira parte deste trabalho categoriza-se no preparo, fusão e solidificação unidirecional ascendente da liga binária de Al-Cu. O resumo dos procedimentos realizados é descrito a seguir:

A liga de alumínio foi preparada com a composição pré-definida no laboratório de solidificação controlada, a fundição da liga ocorreu inicialmente dentro de um cadinho em um forno tipo câmara, da marca Jung, modelo 7813, como pode ser visto na Figura 4.1;



Figura 4.1 Forno tipo câmara, da marca Jung, modelo 7813.

Feito isso, verteu-se o metal líquido dentro de uma lingoteira, posicionada no interior do forno vertical, no qual se encontrava pré-aquecido através das resistências elétricas do próprio forno de solidificação a uma temperatura em torno de 14% acima da temperatura *liquidus* da liga ($T_v = 741 \text{ }^\circ\text{C}$), como mostrado na Figura 4.2.

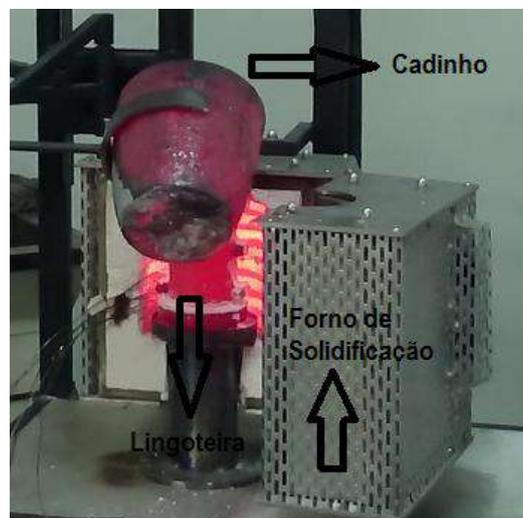


Figura 4.2 Vertendo o metal líquido dentro da lingoteira, posicionada no interior do forno de solidificação vertical.

Os detalhes experimentais do processo de solidificação controlada podem ser encontrados na literatura (Kakitani et al., 2018) e também podem ser observados na Figura 4.3. O forno foi desligado no momento em que o gradiente térmico dentro do metal líquido encontrava-se estável e o menor possível, bem como foi acionado o resfriamento à água da base da lingoteira que garante a solidificação unidirecional ascendente. Todo o monitoramento e registros térmicos foram feitos através de um conjunto de 8(oito) termopares tipo K (1,6 mm diâmetro) localizados no metal líquido nas seguintes posições em relação à base refrigerada: 5 mm, 10 mm, 15 mm, 20 mm, 35 mm, 45 mm, 60 mm e 85 mm. Todos os termopares foram conectados por um cabo em um registrador de dados interfaceados com um computador, e os dados de temperatura foram adquiridos automaticamente com o equipamento de aquisição de dados (AQDADOS).

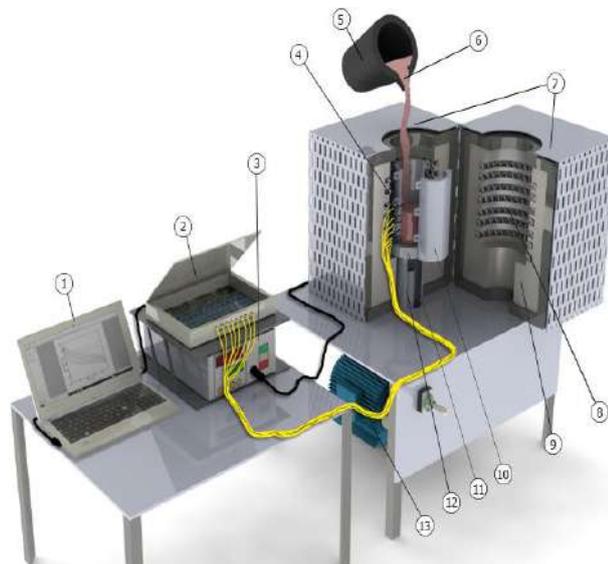


Figura 4.3 Representação esquemática dos equipamentos: (1) software de aquisição de computadores e dados; (2) equipamento de aquisição de dados; (3) controlador de temperatura; (4) termopares; (5) cadinho; (6) metal líquido; (7) forno de solidificação unidirecional; (8) aquecedores elétricos; (9) blindagem cerâmica isolante; (10) molde de aço; (11) chapa de aço fina; (12) Conduto de refrigeração para a água (13) motor e bomba de água.

O método usado para medir o espaçamento do braço primário (λ_1) foi o método do triângulo, que foi descrito em mais detalhes por Baptista et al. (2018). É importante observar que as microestruturas dendríticas prevaleceram ao longo de toda a fundição para qualquer liga experimentalmente examinada. A microdureza e o teste do módulo de elasticidade foram realizados

em temperatura ambiente usando o *Dynamic Ultra Microhardness Tester*. A microdureza e o módulo de elasticidade foram medidos em pelo menos 10-12 diferentes regiões na seção transversal, usando um penetrador piramidal Berkovich com carga e tempo de retenção igual a 50 gf 10 s, respectivamente.

4.1.2 Análise macroestrutural e microestrutural

Em seguida, realizaram-se cortes no lingote, retirando uma amostra central para a análise macroestrutural e microestrutural.

A segunda parte da metodologia experimental consistiu basicamente nas seguintes etapas:

i) Análise macroestrutural para verificar a direcionalidade dos grãos e a posição de transição dos grãos colunares para equiaxiais; e ii) Análise microestrutural para determinarmos os espaçamentos dendríticos.

Para a realização da caracterização macroestrutural cortou-se o lingote obtido experimentalmente, conforme Figura 4.4. A amostra utilizada para este fim foi obtida a partir do centro do lingote, evitando a perda de direcionalidade da estrutura devido à fuga de calor pelas paredes laterais da lingoteira, nos sentidos longitudinais e transversais ao fluxo de calor. Os cortes longitudinais foram realizados com a serra de fita com uma baixa velocidade de avanço da serra e com refrigeração contínua, de forma a evitar mudanças microestruturais ocasionadas pela elevação de temperatura. A perda de material durante o procedimento será em torno de $1,4 \pm 0,2$ mm, que é a espessura da serra.



Figura 4.4 Cortes longitudinais no centro do lingote.

Após os cortes longitudinais realizados com a serra, a face do centro do lingote foi lixada manualmente com lixa d'água, na sequência de crescimento da granulometria: 80,100, 220, 320, 400 e 600 μ mesh, para posterior ataque químico. O reagente químico utilizado é composto por HCl, HNO₃ e HF como sugerido Ares et al. (2010), esta etapa pode ser observada nas Figuras 4.5 e 4.6.



Figura 4.5 Preparação da amostra para ataque químico e revelação da macroestrutura.



Figura 4.6 Ataque químico para revelação da macroestrutura.

Para a realização da micrografia para a determinação dos espaçamentos dendríticos e tamanho de grão amostrou-se a fatia central do lingote. Os cortes transversais foram realizados com a serra de precisão da Buehler com disco de diamante (152 mm x 0,5 mm), com refrigeração constante, Figura 4.7.



Figura 4.7 Serra de precisão da Buehler com disco de diamante para realização dos cortes transversais.

Após os cortes, as amostras foram identificadas com a posição da superfície a ser analisada em relação à base refrigerada, na posição dos termopares, da TCE e na região equiaxial: 5 mm, 10 mm, 15 mm, 20 mm, 35 mm, 45 mm, 60 mm, 85 mm 120 mm e 130 mm, respectivamente. Em seguida as amostras foram embutidas a frio com baquelite, como pode ser visto na Figura 4.8.



Figura 4.8 Amostras embutidas a frio para determinação dos espaçamentos dendríticos.

As amostras embutidas foram lixadas sequencialmente por lixas d'água de granulometria 100, 220, 300, 600, 1200 e 2500 μ mesh em uma politriz lixadeira motorizada. A cada troca de lixa, como é de praxe, o sentido de lixamento foi rotacionado em 90° em relação aos riscos deixados pela lixa anterior. Com as amostras lixadas e limpas, elas seguiram para o polimento com o abrasivo pasta de diamante Pantec de 3μ m. O polimento foi realizado com tecido apropriado de 3μ m na mesma politriz, tornando, assim, a superfície a ser analisada pronta para o ataque químico.

Os reagentes químicos utilizados para a micrografia da liga de alumínio para medir o tamanho de grão (diâmetro médio do grão), espaçamentos dendríticos e revelação da macroestrutura foram os seguintes: i) 25 ml de água destilada; ii) 25 ml de ácido clorídrico; iii) 25 ml de ácido nítrico; e iv) 2,5 ml de ácido fluorídrico com um tempo de 5 segundos. Feito o ataque químico, as amostras estavam prontas para serem analisadas microscopicamente.

A microscopia óptica com luz polarizada foi utilizada para a revelação da estrutura dos grãos (Chakraborty et al.,2002). Para esta análise utilizou-se um microscópio e uma câmera

fotográfica digital acoplada ao microscópico, ambos, instalados no Laboratório de Metalografia da Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda (EEIMVR/UFF).

O ataque visa depositar um filme de Al_2O_3 na superfície. Em materiais policristalinos, a espessura do filme formado em cada grão depende da orientação cristalográfica do grão. Quando visto com iluminação polarizada passado através de um analisador, o filme pode girar o plano de polarização considerando a orientação do grão subjacente, produzindo assim várias sombras de preto, cinza ou brancas.

O efeito do contraste é convertido em contraste colorido inserindo antes do polarizador uma tintura sensível. Para a liga de alumínio os tamanhos de grãos foram determinados pelo método da linha teste utilizando a norma ASTM E112. Para cada amostra retirada no sentido transversal do lingote mediu-se em três campos com aumento de 50X e 100X. O resultado do diâmetro médio para cada amostra é a média das medidas realizadas nesses três campos, e para a medida do grau de dispersão dos valores em relação ao valor médio (a média) foi utilizado a função do desvio padrão. Os resultados gráficos foram visualizados através do software TECPLOT 10 e as medições de tamanho de grão e espaçamento entre os braços das dendritas foram realizadas com o software ImageJ (Anexo I).

4.1.3 Determinação dos parâmetros térmicos

Os parâmetros térmicos da solidificação como velocidade de solidificação (V_L), gradiente térmico no metal líquido (G_L), tempo local de solidificação (t_{SL}) e a taxa de resfriamento (T_R) exercem forte influência na macro e microestrutura da peça fundida, que estão correlacionadas com as propriedades dos materiais. A determinação desses parâmetros é comumente utilizada por métodos experimentais, pois os métodos numéricos são consideravelmente complexos, devido à contínua geração de calor latente na interface sólido/líquido, e pelo movimento dessa fronteira, o que torna o problema não linear.

Inicialmente as temperaturas *liquidus* e *solidus* foram determinadas para as três ligas

através de experimentos em que a liga foi lentamente resfriada em um cadinho bem isolado termicamente, assim permitindo que as temperaturas de transformação fossem determinadas como descrito por Ogata et al. (2019).

A função $P = f(t)$ foi definida experimentalmente pela intersecção da reta equivalente a temperatura *liquidus* (T_L) da liga com a curva de resfriamento de cada termopar. Por meio dessa intersecção da reta, determina-se o tempo de passagem da isoterma *liquidus* naquela posição de cada termopar. A derivada da função $P = f(t)$ permitiu a obtenção dos respectivos valores experimentais para as velocidades de solidificação (V_L), o que corresponde à passagem da frente líquida por cada termopar, descrita pela equação 4.1.3.1:

$$V_L = \frac{dP}{dt} \quad (4.1.3.1)$$

Onde:

V_L = velocidade de solidificação [mm/s];

dP = deslocamento da frente da solidificação [mm];

dt = intervalo de tempo em que a interface sólido-líquido se deslocou [s].

A taxa de resfriamento refere-se à diminuição da temperatura em função do tempo, isto é, quanto calor está sendo extraído da peça em um determinado instante do processo de solidificação. Para cálculo da taxa de resfriamento (equação 4.1.3.2), é usado o mesmo procedimento de Baptista et al. (2018), no qual consiste na leitura direta do quociente das temperaturas, imediatamente antes e depois da T_L e dos tempos correspondentes.

$$T_R = \frac{\Delta T}{\Delta t} \quad (4.1.3.2)$$

Onde:

T_R = é a taxa de resfriamento [$^{\circ}\text{C}/\text{s}$];

$\Delta T =$ é a variação da temperatura antes e depois da T_L [$^{\circ}\text{C}$];

$\Delta t =$ é a variação do tempo correspondente às temperaturas [s].

Os gradientes térmicos (G_L) referentes às ligas estudadas foram determinados através de relações analíticas entre as respectivas taxas de resfriamento e as velocidades de solidificação, ou seja, $T_R = G_L V_L$ (Sales et al., 2018; Spinelli et al., 2004).

O tempo de solidificação local (t_{SL}) foi calculado com a equação 4.1.3.3:

$$t_{SL} = t_S - t_L \quad (4.1.3.3)$$

Esses tempos são definidos como sendo os tempos de passagem da isoterma *liquidus* (t_L) e da isoterma *solidus* (t_S) em cada posição monitorada pelo termopar. Através das intersecções das retas t_L e t_S (traçadas paralelas ao eixo do tempo no gráfico do perfil de temperaturas) com as respectivas curvas de resfriamento de cada termopar, obtêm-se os tempos correspondentes.

Para melhor explicar os métodos e os cálculos, mais detalhes do levantamento dos parâmetros térmicos serão apresentados no capítulo 5, juntamente com os resultados gráficos e discussão de cada um deles.

5 RESULTADOS

Objetivando uma melhor compreensão, este capítulo divide-se em resultados experimentais (5.1 ligas Al- 5% Cu, 5.2 Al- 5% Si e 5.3 Al- 5% Ni) e por fim, confronto de resultados experimentais das ligas binárias de Al (5.4).

5.1 Resultados Experimentais da Liga Al- 5% Cu

Primeiro foi feita a verificação da composição química por análise térmica, como pode ser observado na Figura 5.1. Para esse experimento a liga foi solidificada no cadinho com resfriamento lento (temperatura ambiente de 25°C).

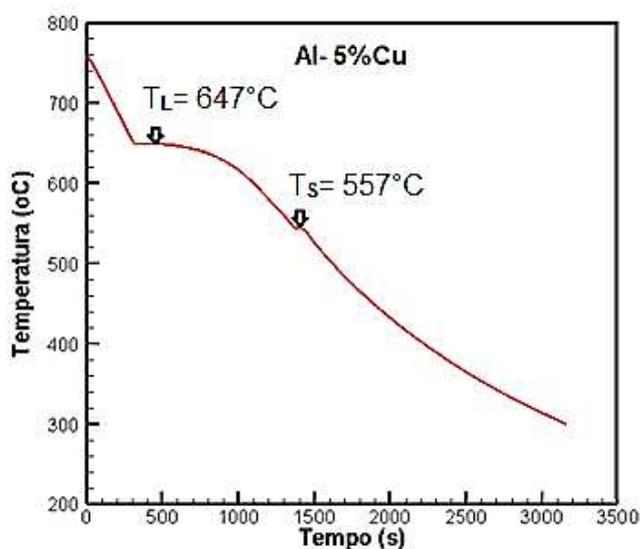


Figura 5.1 Curva de resfriamento utilizada para quantificar a liga Al- 5% Cu.

Os resultados da análise química comprovaram o teor de soluto na liga, confrontados com o diagrama de fases (Anexo II) extraiu-se os valores da temperatura *liquidus* (T_L) e temperatura *solidus* (T_S), que concordaram com as temperaturas de recalcências (elevação súbita da temperatura durante o resfriamento), evidenciados na Figura 5.1. Desta forma as temperaturas de recalcências foram assumidas como temperatura *liquidus* (aproximadamente 647°C) e temperatura *solidus* (aproximadamente 557°C), caracterizando a composição da liga Al- 5% em peso de Cu. Adicionalmente, foi realizada uma análise química utilizando um microscópio de varredura eletrônica (MEV), cujos resultados também convergiram para a concentração de Al- 5% em peso de Cu, como podem ser vistos no Anexo III.

Para o experimento no equipamento de solidificação com resfriamento à água, a temperatura de vazamento ou de início de solidificação (T_V) utilizada foi cerca de 14% superior a temperatura *liquidus*, Os resultados apresentados e discutidos estão relacionados com a determinação de: (5.1.1) Parâmetros térmicos (taxa de resfriamento, gradiente de temperatura, velocidade de solidificação e tempo de solidificação local);(5.1.2) Determinação de espaçamentos dendríticos;(5.1.3) Modelos empíricos de espaçamentos dendríticos versus parâmetros térmicos;(5.1.4) Transição de colunar para equiaxial (TCE); (5.1.5) Relação entre espaçamentos dendríticos e propriedades mecânicas; bem como (5.1.6) Modelo empírico de microdureza em função dos parâmetros térmicos e espaçamento dendrítico primário.

5.1.1 Parâmetros térmicos

A Figura 5.2 apresenta os perfis de temperatura em função do tempo de solidificação para cada posição dos termopares localizados no metal líquido, assim como a temperatura *solidus* (T_S) e a temperatura *liquidus* (T_L). Os resultados dos termopares situados a 15 mm e 20 mm da base foram os mesmos, devido a sobreposição desses termopares durante o vazamento do metal líquido, com isso o resultado do termopar localizado a 20 mm da base foi desconsiderado nesta liga.

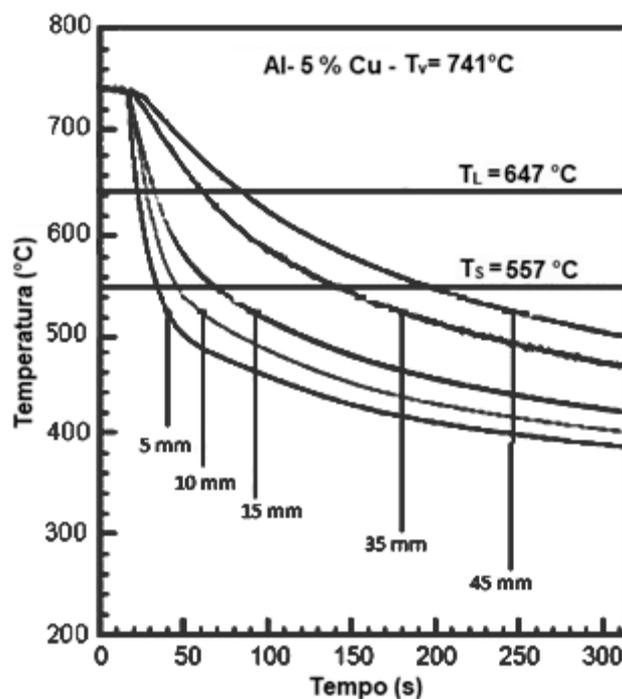


Figura 5.2 Perfis de temperatura para cada posição de termopar para a liga Al- 5% Cu.

Constata-se pela Figura 5.2 que os perfis de temperatura são decrescentes em relação ao tempo, nos primeiros termopares (5, 10, e 15 mm da base refrigerada) a inclinação da curva é mais acentuada devido a estes termopares estarem mais próximos da região de extração de calor, e à medida que se afasta da base do lingote essa inclinação da curva se torna mais amena porque ocorre um afastamento do sistema de refrigeração do equipamento de solidificação. A partir do gráfico da Figura 5.2 é possível calcular os demais parâmetros térmicos.

Na Figura 5.3 pode ser observado o gráfico da posição da isoterma *liquidus* e da velocidade de solidificação em função do tempo para a liga Al- 5% em peso de Cu. A partir do gráfico da posição versus tempo originou-se uma equação empírica $P = f(t)$, que se ajustou bem na forma de potência tendo em vista o valor de R^2 (0,97), derivando $P = f(t)$ encontra-se a equação da velocidade em função do tempo ($V_L = 1,10t^{-0,11}$), também mostrado na Figura 5.3. Salienta-se que a velocidade de solidificação decai ao longo do tempo, isto ocorre devido à evolução da camada solidificada que funciona como uma resistência à retirada de calor do sistema, quanto maior for essa camada maior será a dificuldade de extração de calor, logo há uma tendência dessa velocidade cair exponencialmente objetivando o final da solidificação.

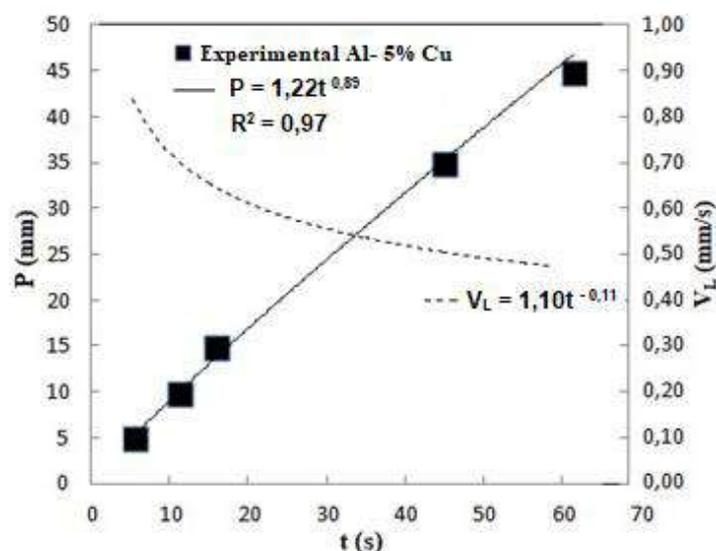


Figura 5.3 Posição da isoterma *liquidus* (P) e velocidade de solidificação (V_L) em função do tempo (t) para a liga Al- 5% Cu.

Os valores das taxas de resfriamento (T_R) foram calculados com a equação 4.1.3.2, considerando os dados da análise térmica experimental obtidos a partir das intersecções da reta da temperatura *liquidus* (T_L) com as curvas de resfriamento de cada termopar (posicionados a 5, 10, 15, 35 e 45 mm da base refrigerada), assim foi gerado o gráfico e a partir dele foi feito uma regressão originando uma função potência $T_R = f(P)$, obtendo um bom valor do coeficiente de correlação ($R^2 = 0,93$), como mostrado na Figura 5.4. Um perfil semelhante ao da velocidade de solidificação foi encontrado na taxa de resfriamento, devido também a resistência imposta pela camada solidificada ao longo do processo de solidificação, resultando em altas taxas de resfriamento no início da solidificação (próximo ao sistema de refrigeração) e em valores menores no seu término (mais afastado do sistema de refrigeração).

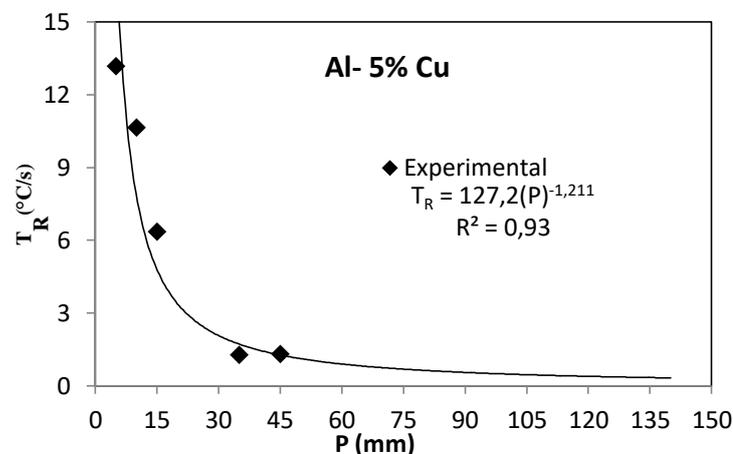


Figura 5.4 Taxas de resfriamento (T_R) em função da posição.

A Figura 5.5 mostra os resultados para os gradientes térmicos (G_L) referentes à liga estudada e foram determinados através de relações analíticas entre as respectivas taxas de resfriamento e as velocidades das isothermas *liquidus*, ou seja, $T_R = G_L V_L$ (Sales et al., 2018; Spinelli et al., 2004). Como os valores da taxa de resfriamento e da velocidade de solidificação decrescem ao longo da posição do lingote, é esperado um perfil de curva similar aos resultados das Figuras 5.4 e 5.3, como se percebe na Figura 5.5.

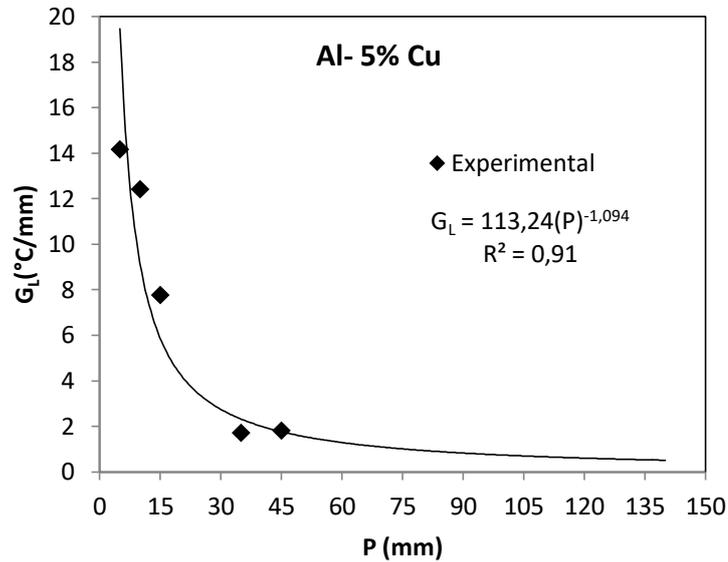


Figura 5.5 Gradientes térmicos (G_L) em função da posição.

Finalmente, a Figura 5.6 mostra o tempo de solidificação local (t_{SL}) calculado experimentalmente no trabalho, para cada posição de termopar. A Figura 5.6 também fornece uma função potência empírica do tempo de solidificação local em função da posição com coeficiente de correlação alto ($R^2 = 0,99$) calculado com a equação 4.1.3.3.

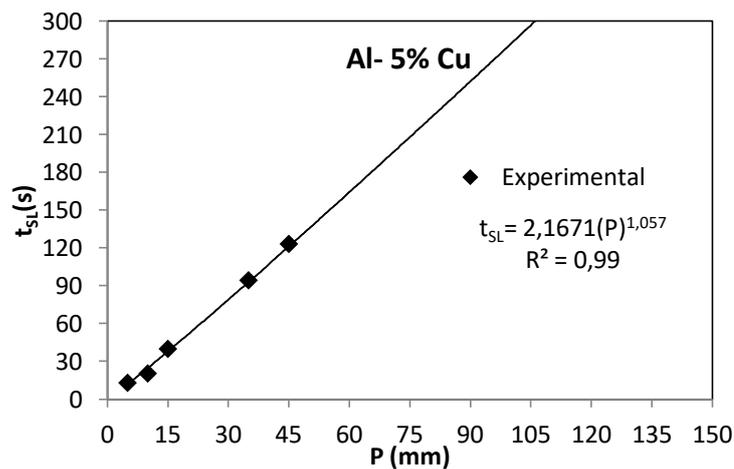


Figura 5.6 Tempo de solidificação local (t_{SL}) em função da posição de cada termopar.

Observa-se pela Figura 5.6 que o tempo de solidificação aumenta à medida que se afasta da base refrigerada. O t_{SL} é o intervalo de tempo que ocorre quando o perfil de temperatura de uma posição específica de termopar atinge a temperatura *liquidus* e nesse momento é iniciado a contagem do tempo de solidificação, finda-se a contagem de tempo quando esse mesmo perfil de temperatura atinge a temperatura *solidus*, tempos estes extraídos da Figura 5.2. Porém, próximo à base refrigerada onde o sistema de refrigeração é mais efetivo, a cinética de solidificação é maior,

logo o t_{SL} dessa posição será menor. Afastando-se da base refrigerada a cinética de solidificação diminui, implicando em um intervalo de tempo maior para um determinado ponto mais distante se solidificar, como mostrado na Figura 5.6.

Os resultados dos parâmetros térmicos para cada posição do termopar a partir da base refrigerada bem como na TCE referentes à liga Al- 5% em peso de Cu estudada neste trabalho estão resumidos na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 Parâmetros térmicos e TCE para a liga Al- 5% Cu.

Posição	T_R (°C/s)	V_L (mm/s)	G_L (°C/mm)	t_{SL} (s)	Posição/ base refrigerada (mm)
TCE	0,39	0,37	0,77	341,64	120
Termopar 1	13,05	0,85	14,40	13,11	5
Termopar 2	10,59	0,71	12,20	20,51	10
Termopar 3	6,50	0,64	7,90	40,03	15
Termopar 4	1,34	0,51	1,63	94,43	35
Termopar 5	1,87	0,47	2,04	123,28	45

Os dados da tabela 5.1 foram obtidos pelos cálculos dos parâmetros térmicos experimentais para a liga Al- 5% Cu. Observa-se, portanto, pelos gráficos das Figuras (5.4) à (5.6), a diminuição de V_L , T_R e G_L ao longo do processo de solidificação, isto é, quanto mais afastado da base refrigerada, menores serão os valores desses parâmetros, principalmente devido à evolução da camada solidificada. Porém, o tempo local de solidificação (t_{SL}) aumenta à medida que a posição se afasta da base refrigerada, consequência da maior cinética de solidificação próximo a base e menor cinética mais afastada da base. Com a medição da TCE na macrografia foi possível alimentar os modelos empíricos dos parâmetros térmicos e desta maneira obter os respectivos valores nesta posição (120 mm), com os valores críticos V_L (0,37 mm/s), T_R (0,39 °C/s), G_L (0,77 °C/mm) e t_{SL} (341,64 s).

5.1.2 Determinação de espaçamentos dendríticos

A liga do sistema binário Al- 5% em peso de Cu solidificada unidirecionalmente em molde refrigerado, apresentou microestruturas de morfologia dendrítica conforme podem ser observadas nas imagens da Figura 5.7, obtidas através do microscópio óptico com um aumento de 100x, para posições específicas a partir da interface metal/molde. Nessa Figura também se observa, para cada posição, o valor do espaçamento dendrítico primário (λ_1) e terciários (λ_3), a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e a taxa de resfriamento.

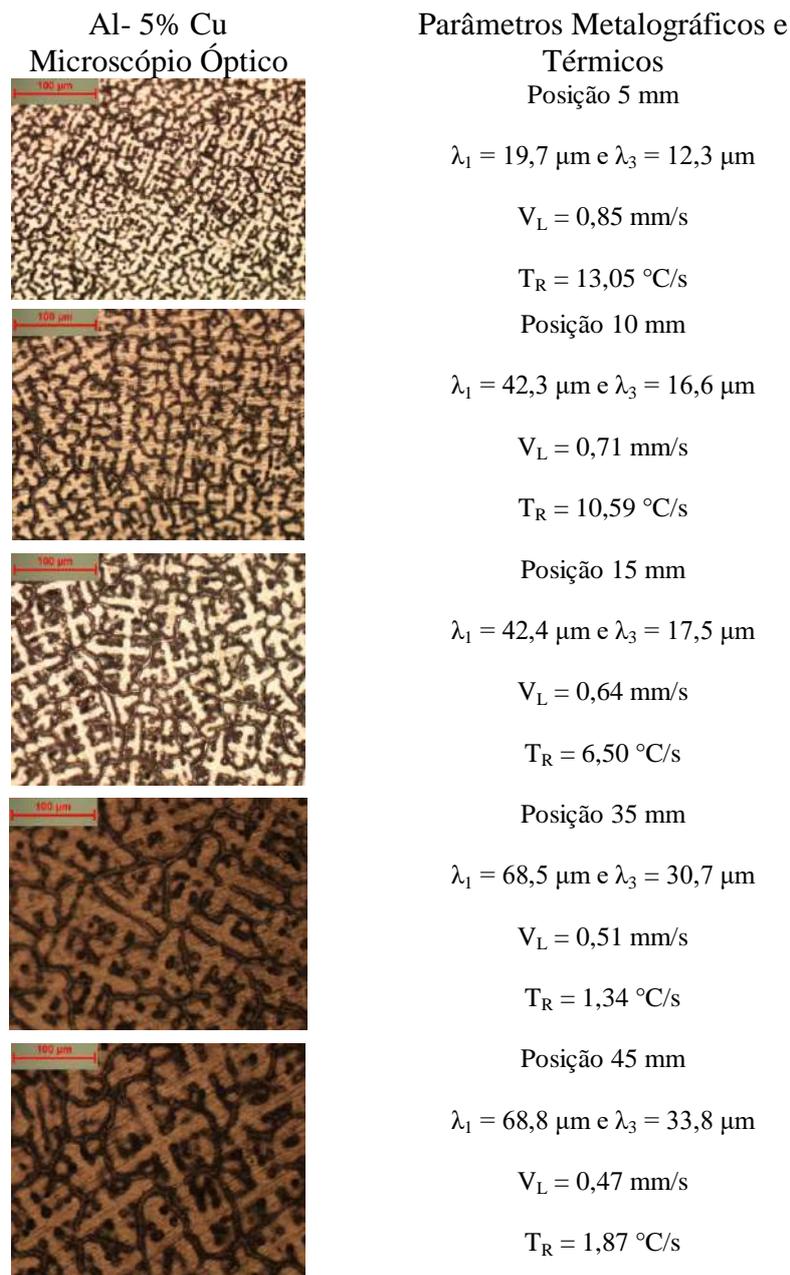


Figura 5.7 Microestruturas dendríticas da liga Al- 5% Cu.

Nota-se que os espaçamentos dendríticos aumentam à medida que a posição se afasta da interface metal/molde. As condições que determinam esse aumento são dadas pelos parâmetros térmicos, velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e taxa de resfriamento, que diminuem progressivamente para posições mais distantes da superfície refrigerada do lingote, por conta da resistência térmica crescente da camada solidificada. Isso ocorre porque altos valores de velocidades de solidificação e de taxa de resfriamento favorecem a nucleação, como já descrito por Lipton-Glicksman-Kurs (LGK, 1984). Conseqüentemente, com uma alta taxa de nucleação, limita-se o crescimento dendrítico originando um material mais refinado (menor espaçamento) próximo a base. Ao passo que se afasta da base, reduz-se V_L e T_R , bem como a taxa de nucleação decresce, originando mais espaço para a estrutura dendrítica se desenvolver, aumentando suas dimensões.

A evolução das medidas experimentais dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) e terciários (λ_3), a partir da base refrigerada, pode ser observada através das Figuras 5.8 e 5.9, além do modelo empírico para cada espaçamento dendrítico dentro do intervalo de posição considerado.

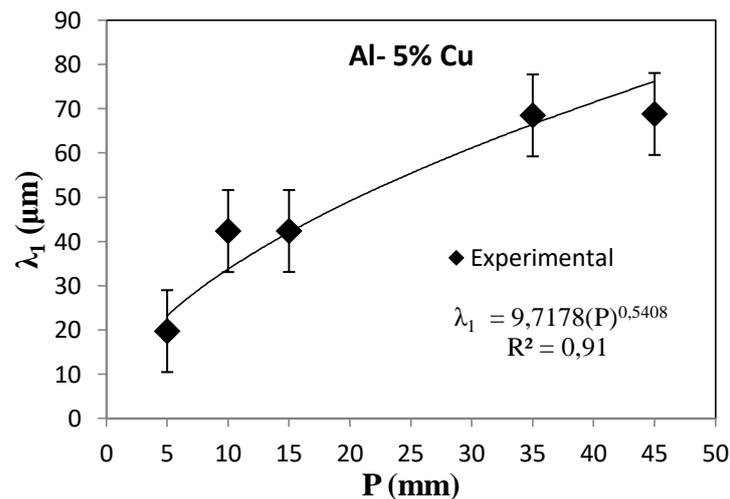


Figura 5.8 Espaçamento primário (λ_1) para cada posição de termopar.

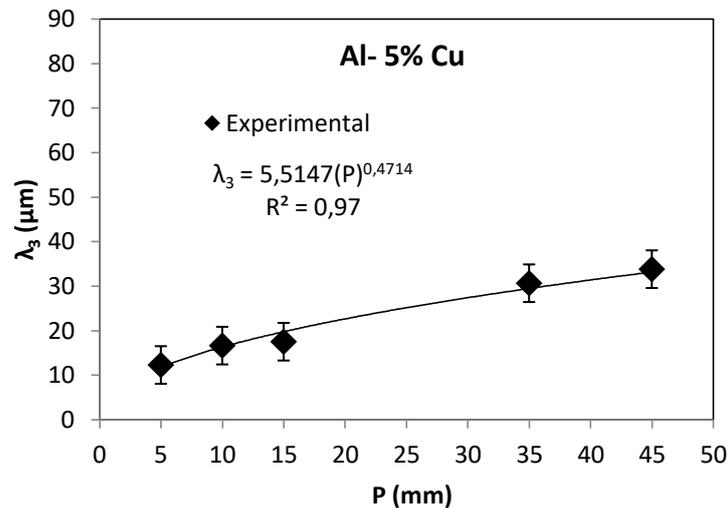


Figura 5.9 Espaçamento terciário (λ_3) para cada posição de termopar.

Através da comparação entre as Figuras 5.8 e 5.9 podemos concluir que, tanto o espaçamento primário (λ_1) quanto o terciário (λ_3) crescem durante a solidificação ao longo da posição na região colunar, porém a taxa de crescimento do espaçamento primário é maior do que a do espaçamento terciário. Os espaçamentos crescem por causa da diminuição da taxa de nucleação à proporção que se afasta da base do lingote, favorecendo o seu desenvolvimento nas posições mais distantes do sistema de refrigeração. Em relação às maiores taxas de crescimento dos espaçamentos dendríticos primários, se justifica, dado que estes se desenvolvem primeiro, derivando dele o espaçamento secundário e, por conseguinte os braços terciários.

5.1.3 Modelos empíricos de espaçamentos dendríticos versus parâmetros térmicos

O resultado da evolução dos espaçamentos dendríticos primários e terciários, em função da velocidade de solidificação (V_L), podem ser observados nas Figuras 5.10 e 5.11 para a liga Al- 5% em peso de Cu. Observa-se que o espaçamento diminui com aumento da V_L , pois valores mais elevados de V_L beneficiam o surgimento de núcleos, o que resulta no refinamento microestrutural, um comportamento similar aos estudos realizados por Trivedi (1994), Kurz e Fisher (1989), Hunt (1984) e Okamoto e Kishitake (1975).

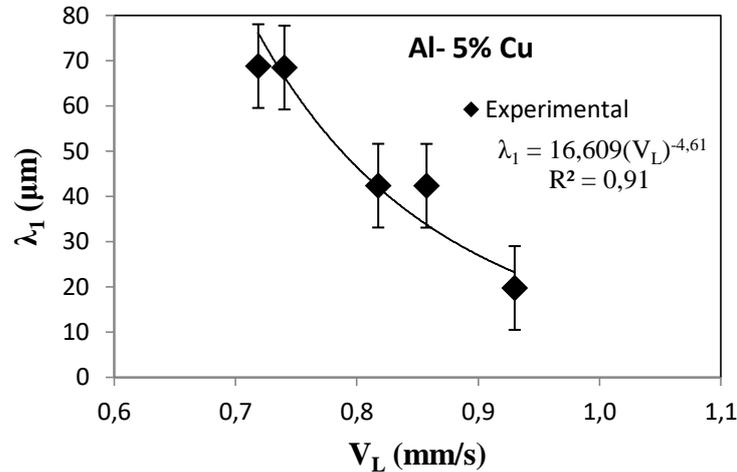


Figura 5.10 Espacamento primário (λ_1) em função da velocidade de solidificação (V_L).

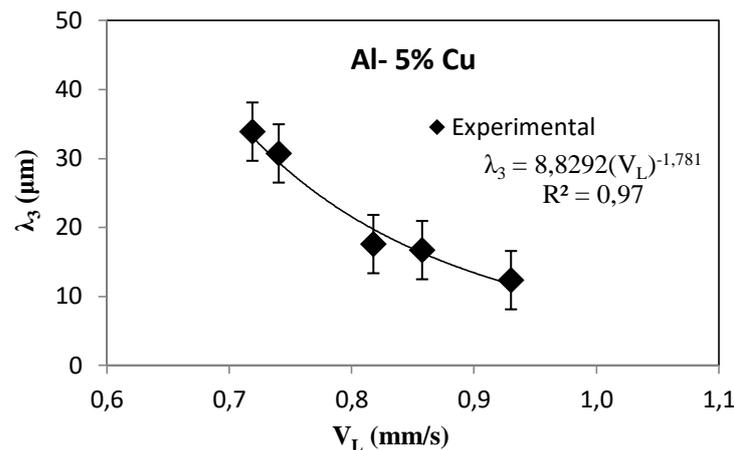


Figura 5.11 Espacamento terciário (λ_3) em função da velocidade de solidificação (V_L).

Os espaçamentos primários e terciários também são inversamente proporcionais à taxa de resfriamento, pelo mesmo motivo do fenômeno da nucleação descrito nos itens anteriores, ou seja, quanto maior a taxa de resfriamento maior o número de núcleos ativados, limitando-se o crescimento da dendrita. Desta forma, quanto maior a T_R menor será os espaçamentos resultantes. Se, por exemplo, compararmos os parâmetros metalográficos e térmicos entre os termopares situados a 5 mm da base refrigerada ($\lambda_1 = 19,7 \mu\text{m}$ e $\lambda_3 = 12,3 \mu\text{m}$ e $T_R = 13,05 \text{ }^\circ\text{C/s}$) e a 45 mm da base ($\lambda_1 = 68,8 \mu\text{m}$ e $\lambda_3 = 33,8 \mu\text{m}$ e $T_R = 1,87 \text{ }^\circ\text{C/s}$), podemos numericamente constatar o aumento dos espaçamentos dendríticos com a diminuição da taxa de resfriamento, como mostrado nas Figuras 5.12 e 5.13.

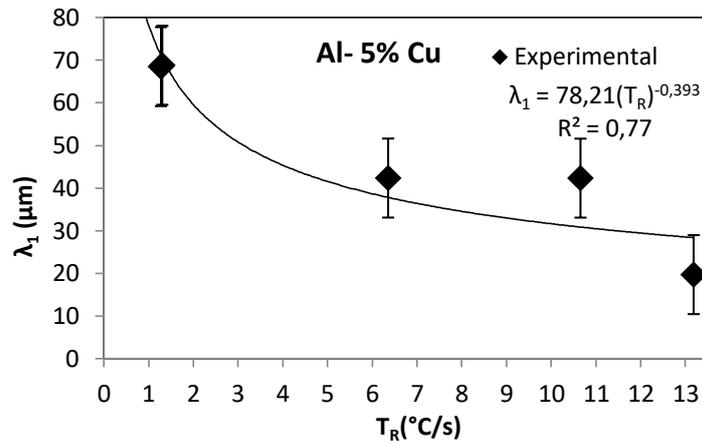


Figura 5.12 Espaçamento primário (λ_1) em função da taxa de resfriamento (T_R).

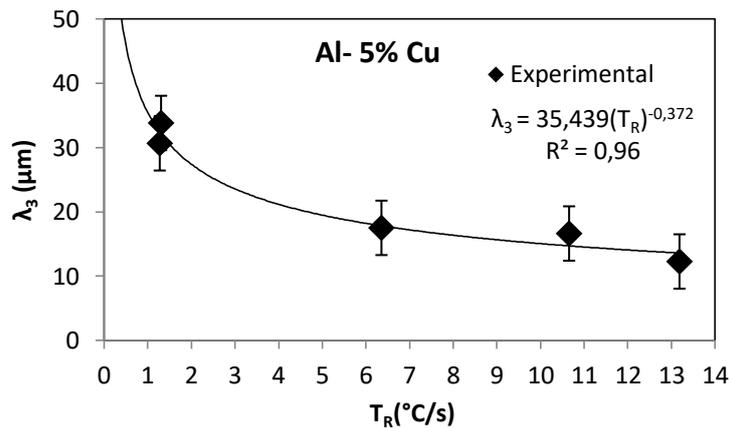


Figura 5.13 Espaçamento terciário (λ_3) em função da taxa de resfriamento (T_R).

Os gráficos das Figuras 5.14 e 5.15, diferentemente do constatado nas Figuras anteriores (5.10, 5.11, 5.12 e 5.13), são crescentes, logo os espaçamentos dendríticos primários e terciários da liga estudada, são diretamente proporcionais ao tempo local de solidificação. Isto é, quanto maior o intervalo de tempo de solidificação maior é o tempo para os espaçamentos dendríticos se desenvolverem, tanto primário quanto terciário. O tempo é maior quanto mais afastado estiver da base refrigerada, visto que nestas posições ocorre um maior efeito retardador da camada solidificada.

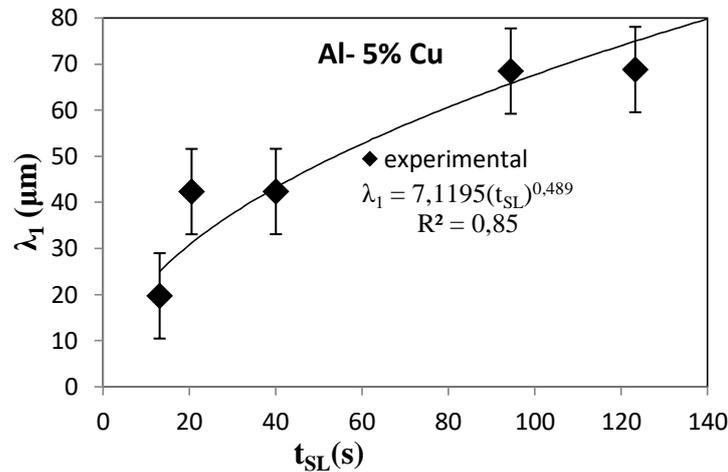


Figura 5.14 Espaçamento primário (λ_1) em função do tempo local de solidificação (t_{SL}).

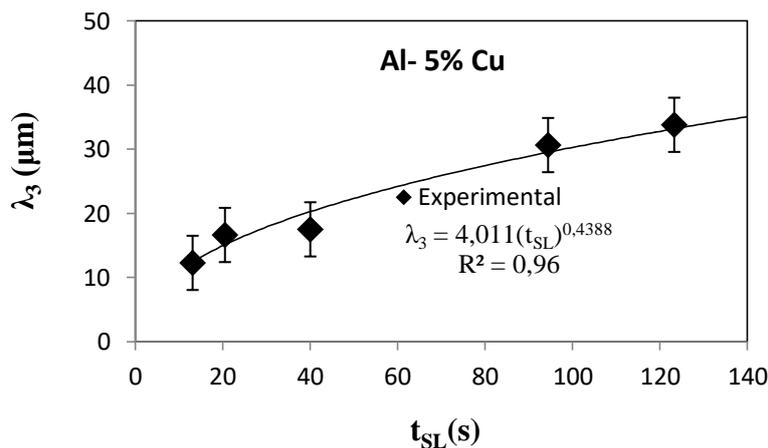


Figura 5.15 Espaçamento terciário (λ_3) em função do tempo local de solidificação (t_{SL}).

Para previsões futuras da liga Al- 5% em peso de Cu e melhor explicar a variabilidade dos espaçamentos dendríticos, foi realizado uma análise multivariada utilizando a técnica de regressão múltipla entre espaçamentos dendríticos e parâmetros térmicos, os testes resultaram nas equações 5.1.3.1 e 5.1.3.2:

$$\lambda_1 = 386,54 - 524,40(V_L) + 21,12(T_R) - 12,80(G_L) - 0,50(t_{SL}) \quad (5.1.3.1)$$

$$\lambda_3 = 110,08 - 147,63(V_L) + 7,31(T_R) - 4,40(G_L) - 0,03(t_{SL}) \quad (5.1.3.2)$$

Analisando os coeficientes das equações acima, nota-se que a principal variável responsável pelo crescimento do espaçamento dendrítico primário (λ_1) e do espaçamento dendrítico

terciário (λ_3) é a velocidade de solidificação (V_L). Conclui-se ainda, que essa relação é inversamente proporcional, bem como se verifica que o tempo local de solidificação (t_{SL}) é a variável que menos impacta o crescimento dendrítico.

Utilizando o modelo gerado pela regressão linear múltipla de espaçamento dendrítico primário e terciário, na posição de cada termopar, pode-se comparar esses resultados calculados com os resultados experimentais, através das Figuras 5.16 e 5.17.

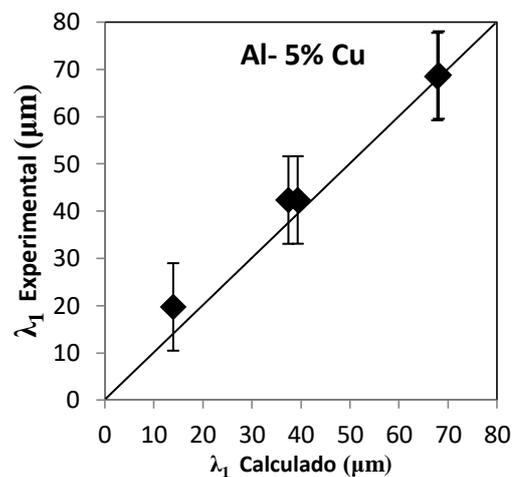


Figura 5.16 Relação entre espaçamento dendrítico primário (λ_1) calculado e espaçamento dendrítico primário (λ_1) experimental.

Pela Figura 5.16, nota-se na posição dos termopares situados a 35 mm e 45 mm da base refrigerada, os resultados tanto para calculado quanto para experimental (bem como pode ser visto na Figura 5.8) foram praticamente os mesmos (aproximadamente 68 μm), havendo desta forma uma sobreposição dos pontos no gráfico. Por esse motivo, percebem-se somente quatro pontos no gráfico e não cinco. Destacam-se ainda pelos resultados da Figura 5.16, que os dados calculados ficaram ligeiramente subestimados quando comparados aos medidos.

Pela Figura 5.17, constata-se uma maior simetria entre os resultados de espaçamentos terciários calculados e experimentais, mostrando uma boa convergência do modelo para os dados de entrada do presente trabalho. Nos próximos resultados essa convergência será testada com dados de outros experimentos.

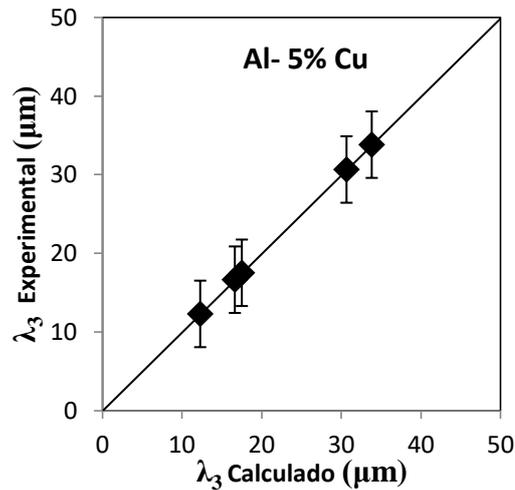


Figura 5.17 Comparação entre espaçamento dendrítico terciário (λ_3) calculado e espaçamento dendrítico terciário (λ_3) experimental.

Por conseguinte o modelo gerado pela regressão linear múltipla de espaçamento dendrítico primário e terciário, vide equações 5.1.3.1 e 5.1.3.2, foi alimentado com dados experimentais de outro ensaio vertical ascendente no mesmo equipamento, porém com a liga Al- 4% em peso de Cu e com 15 por cento de superaquecimento. Esses resultados podem ser observados através das Figuras 5.18 e 5.19.

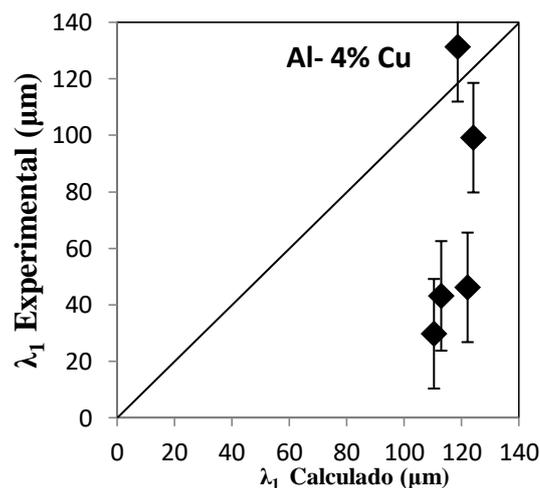


Figura 5.18 Espaçamento dendrítico primário (λ_1) calculado versus espaçamento dendrítico primário (λ_1) experimental.

Tanto a Figura. 5.18 quanto a Figura 5.19 mostram que os resultados das dimensões do espaçamento dendrítico calculados pelo modelo de regressão (equações 5.1.3.1 e 5.1.3.2), superestimam os resultados experimentais para a liga Al- 4% em peso de Cu. No entanto, os resultados desse estudo podem contribuir para futuros modelos analíticos de espaçamentos

dendríticos, uma vez que, para essa situação em condições transitórias de fluxo de calor, a literatura não apresenta modelos baseados unicamente em abordagens teóricas (Garcia, 2007).

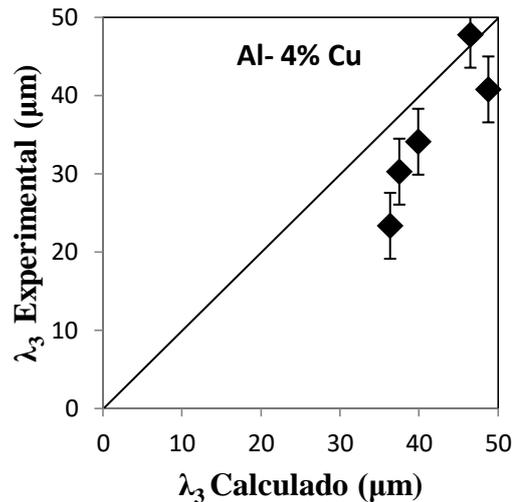


Figura 5.19 Espaçamento dendrítico terciário (λ_3) calculado versus espaçamento dendrítico terciário (λ_3) experimental.

5.1.4 Transição de colunar para equiaxial (TCE)

Está bem estabelecido que a macroestrutura na solidificação de lingotes, geralmente consiste em três zonas distintas: a zona coquilhada (observada na vizinhança das paredes do molde), a zona colunar (composto de grãos alongados cujo crescimento é preferencialmente orientado na direção do fluxo de calor) e a zona equiaxial (localizado na parte central do lingote em que os grãos crescem em todas as direções).

A direcionalidade das estruturas de solidificação da liga Al- 5% em peso de Cu é mostrada na Figura 5.20. As macroestruturas consistem de grãos colunares alongados bem como de grãos equiaxiais de diferentes graus de extensão e orientações aleatórias. Pode ser notado que cerca de oitenta e cinco por cento dos lingotes é composto por uma estrutura colunar, depois do qual é observada uma região de grãos equiaxiais. Uma TCE é evidenciada nos limites entre as duas zonas a uma distância de 120 mm da base refrigerada. Do mesmo modo, Ares e Schvezov (2010) relataram a TCE em ligas de Pb-Sn e Zn-Al, indicando que a transição ocorre em uma região em que coexistem os dois tipos de grãos, colunares e grãos equiaxiais e que, em nenhum caso, o crescimento colunar é restaurado.

Ziv e Weinberg (1989) observaram que a TCE em Al-3% em peso de Cu ocorreu

relativamente de forma abrupta, num plano horizontal, enquanto que Gandin (2000) descobriu que a TCE é uma linha estreita, e Siqueira et. al. (2003) obtiveram resultados semelhantes aos de Ziv e Weinberg (1989) em Al- 2%, Al- 5%, Al- 8% e Al- 10% em peso de Cu. Os resultados obtidos por Martorano et. al. (2009) estavam em completo acordo com as macrografias experimentais de Gandin (2000). A TCE do presente trabalho ocorreu de forma abrupta num plano horizontal, como pode ser constatado na Figura 5.20.

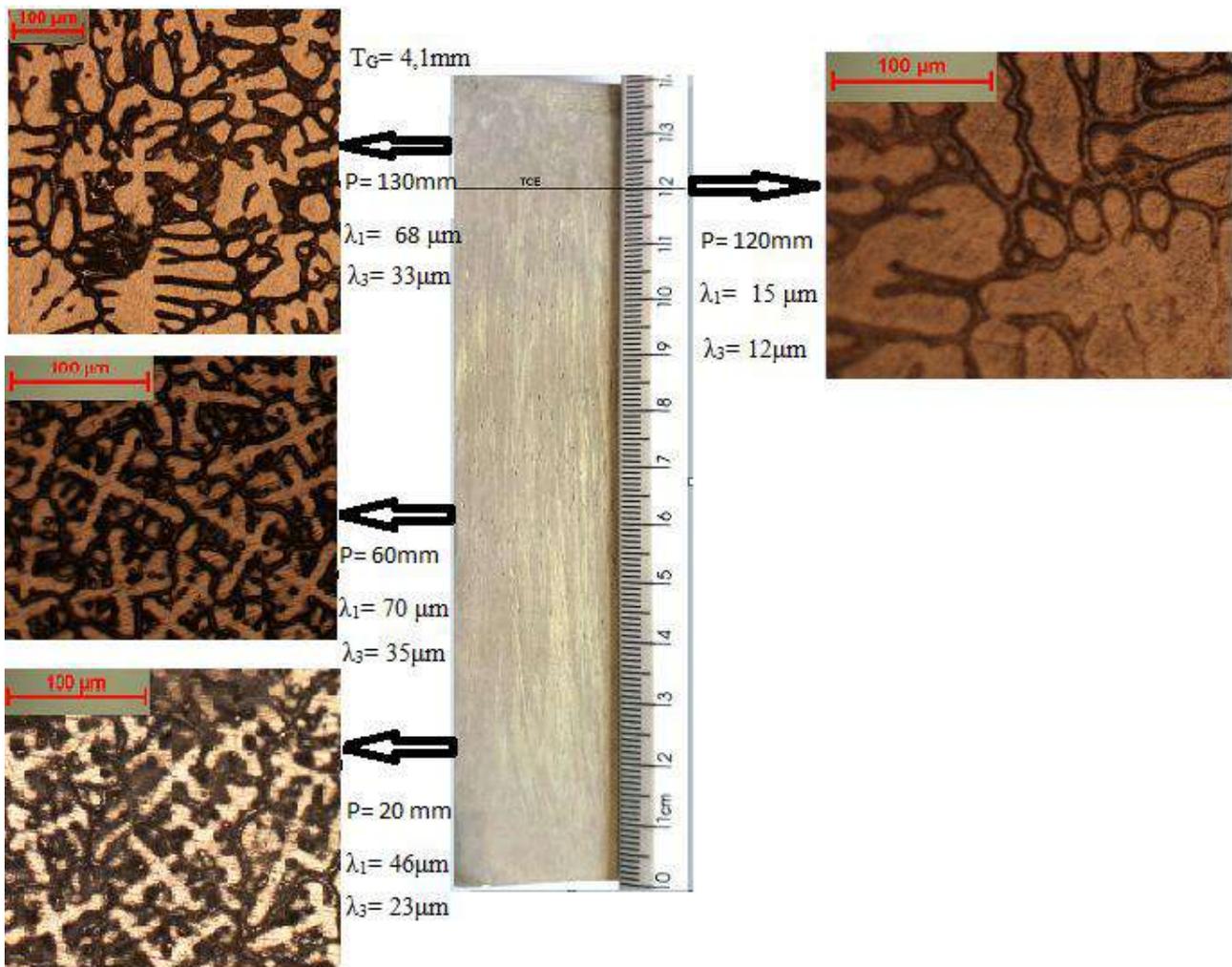


Figura 5.20 Macroestrutura e Microestrutura de Solidificação, Posição da TCE, Tamanho de grão (T_G), Espaçamentos Primários (λ_1) e Terciários (λ_3), para liga Al- 5 % Cu.

Nenhum efeito do conjunto de termopares na transição foi observado; quer na qualidade de locais de nucleação ou alterando a estrutura de solidificação. A partir das macrografias na Figura 5.20, o tamanho de grão médio " T_G " foi de aproximadamente 4,1 mm e na transição o mesmo não é afetado. Observa-se também a mudança de orientação dos grãos equiaxiais pela micrografia desta região ($P=130$ mm), nota-se uma formação dendrítica na direção da secção transversal do lingote.

5.1.5 Relação entre espaçamentos dendríticos e propriedades mecânicas

As Figuras 5.21 e 5.22 mostram os perfis de microdureza (H) versus espaçamento entre braços dendríticos primários (λ_1) e terciários (λ_3). As imagens do ensaio de microdureza podem ser visualizadas no Anexo IV.

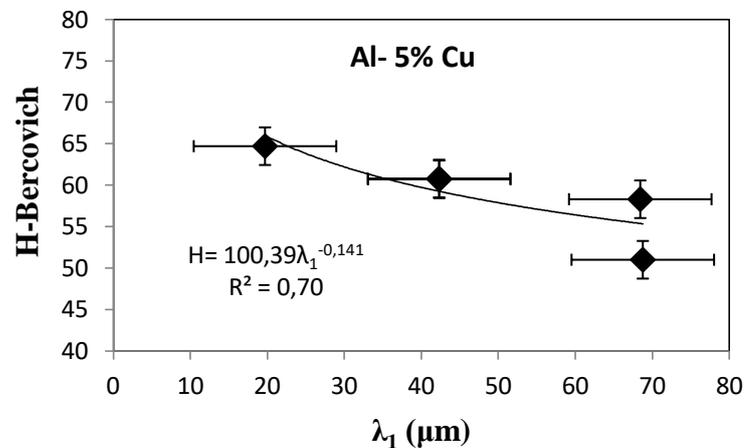


Figura 5.21 Perfil experimental de microdureza (H) versus espaçamento entre braço dendríticos primário (λ_1).

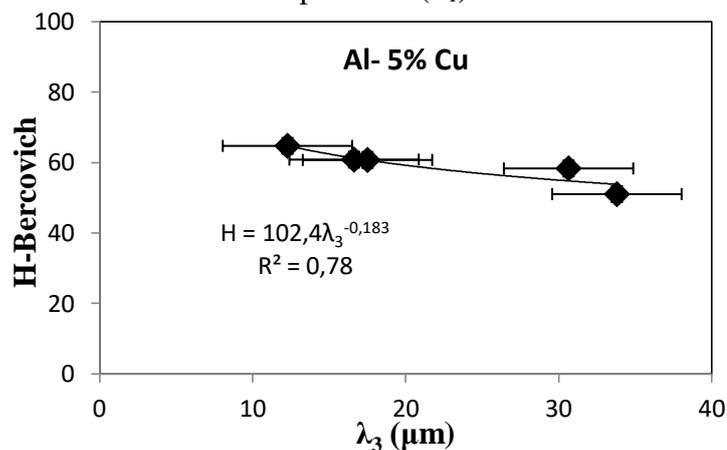


Figura 5.22 Perfil experimental de microdureza (H) versus espaçamento entre braço dendrítico terciário (λ_3)

A referida propriedade mecânica observada nas Figuras 5.21 e 5.22 diminui com o aumento dos espaçamentos dendríticos (λ_1 e λ_3). Como esperado, o comportamento é claramente não linear, com ambas as curvas tendendo para baixo à medida que se move mais para a direita, ao passo que se afasta da base do molde. Tal tendência concorda com a consideração de que as propriedades mecânicas das peças fundidas dependem fortemente da microestrutura e parâmetros térmicos durante o processo de solidificação.

As relações entre o módulo de elasticidade (E) e as medidas dos braços dendríticos estão representadas nas Figuras 5.23 e 5.24. Uma tendência para um comportamento no módulo de elasticidade em função dos espaçamentos dendríticos, não pode ser claramente reconhecida nas Figuras 5.23 e 5.24. O elemento de liga é um parâmetro chave no controle das propriedades mecânicas de produtos fundidos, a fim de examinar essas influências entre o elemento de liga e o módulo de elasticidade, um valor médio (23,8 GPa) foi calculado a partir de resultados experimentais.

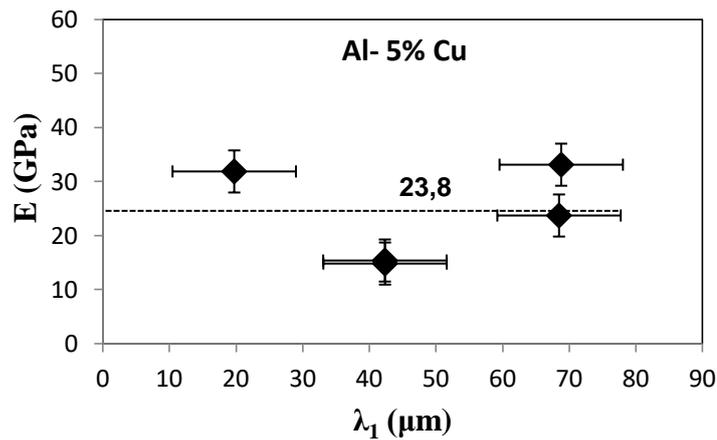


Figura 5.23 Perfil experimental do módulo de elasticidade (E) versus espaçamento entre braço dendrítico primário (λ_1).

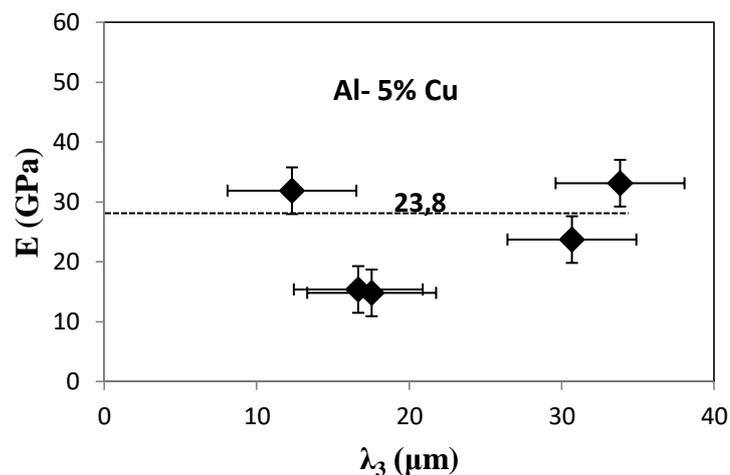


Figura 5.24 Perfil experimental do módulo de elasticidade (E) versus espaçamento entre braço dendrítico terciário (λ_3)

5.1.6 Modelo empírico de microdureza em função dos parâmetros térmicos e espaçamento dendrítico primário

Para previsões futuras da liga Al- 5% Cu, foi realizada uma análise multivariada entre a

variável dependente, neste caso microdureza (H), em função das variáveis independentes (V_L , T_R e G_L) e espaçamento dendrítico primário (λ_1), mostrada na equação 5.1.5.1:

$$H = -23,39 + 107,560(V_L) - 1,42(T_R) + 0,41(G_L) + 0,05(\lambda_1) \quad (5.1.6.1)$$

Analisando os coeficientes das equações acima, nota-se que a principal variável responsável pela alteração da microdureza (H) é a velocidade de solidificação (V_L), porém essa relação é diretamente proporcional e ainda verifica-se que o espaçamento dendrítico primário (λ_1) dentre as variáveis utilizadas é a que menos afeta a microdureza.

Utilizando o modelo gerado pela regressão linear múltipla de microdureza, na posição de cada termopar, comparam-se esses resultados calculados com os resultados experimentais, através das Figuras 5.25. Nota-se que na posição dos termopares situados a 10 mm e 15 mm da base refrigerada os resultados tanto para calculado quanto para experimental foram praticamente os mesmos (aproximadamente 61 μm) havendo desta forma uma sobreposição dos pontos no gráfico. Pode-se ainda notar que os dados calculados ficaram ligeiramente superestimados comparados aos medidos experimentalmente.

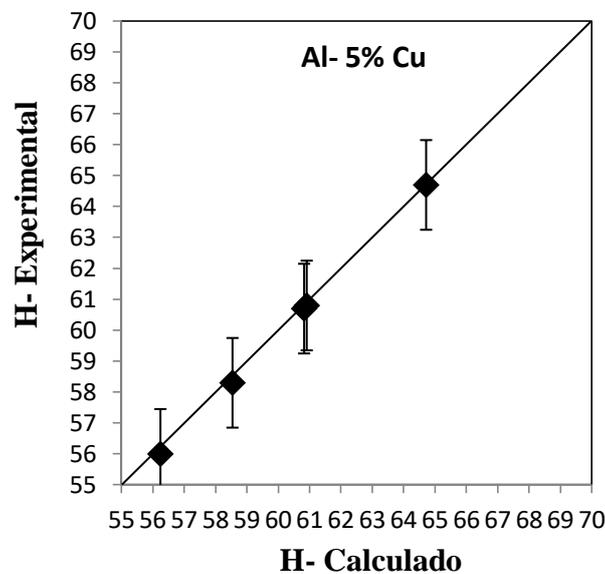


Figura 5.25 Comparação entre os valores calculados das microdurezas (H) e os valores experimentais das microdurezas (H) para a liga Al- 5% Cu.

5.2 Resultados Experimentais Liga da Al- 5% Si

Cerca de 50% das ligas de alumínio utilizadas na indústria de fundição consistem de ligas do sistema alumínio-silício (Garcia, 2007). Ligas de alumínio com Si têm uma ampla gama de aplicações no setor automotivo e indústria aeroespacial, devido a uma excelente combinação de propriedades mecânicas, boa resistência a corrosão e resistência ao desgaste (Sales et al., 2018).

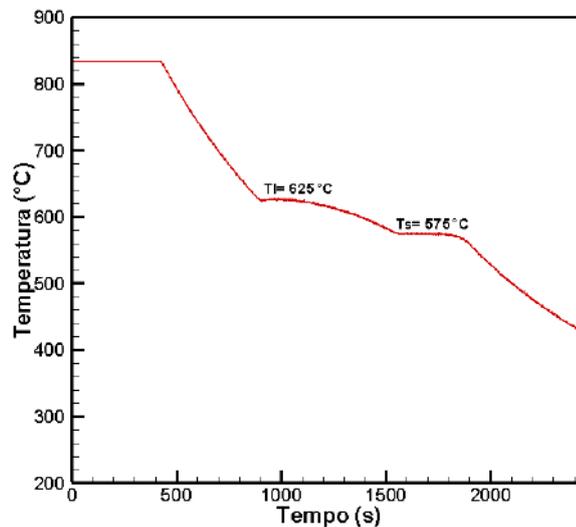


Figura 5.26 Curva de resfriamento utilizada para quantificar a liga Al- 5% Si.

Inicialmente foi feita a verificação da composição química por análise térmica como antes descrito no item 5.1. A liga foi solidificada no cadinho com resfriamento lento (temperatura ambiente de 25°C). Os valores da temperatura *liquidus* “T_L” (aproximadamente 625°C) e temperatura *solidus* “T_S” (aproximadamente 575°C) podem ser extraídos da Figura 5.26 e do diagrama de fases da liga (Anexo II).

Para o experimento no equipamento de solidificação com resfriamento à água, o superaquecimento “T_V” utilizado foi o mesmo dos demais experimentos, cerca de 14% superior a temperatura *liquidus* da liga Al- 5% em peso de Si (T_L = 625°C e T_V = 712,5°C).

5.2.1 Parâmetros térmicos

A Figura 5.27 apresenta os perfis de temperatura em função do tempo para cada posição dos termopares, localizados no metal líquido. A partir deste perfil experimental de temperatura foi possível determinar todos os parâmetros térmicos da liga Al- 5% em peso de Si. Como já discutido no item 5.1.1, observa-se um perfil de temperatura decrescente com uma inclinação mais intensa próxima a base refrigerada, seguido de um abrandamento das curvas conforme se afasta do sistema de refrigeração.

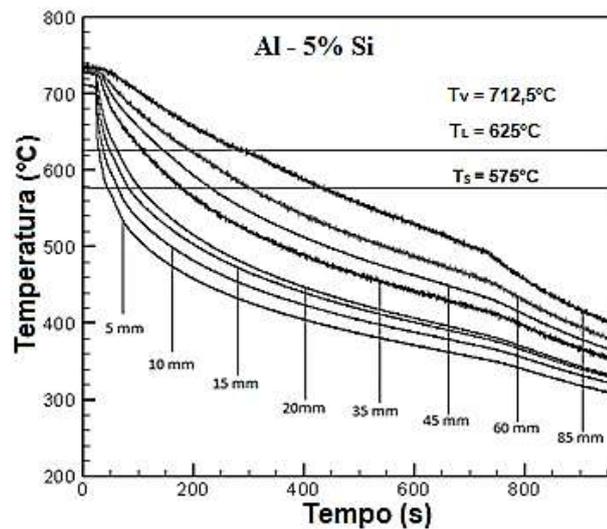


Figura 5.27 Perfis de temperatura versus tempo para a liga Al- 5% Si.

Na Figura 5.28 pode ser observado o gráfico experimental da posição da isoterma *liquidus* e da velocidade de solidificação em função do tempo para a liga Al- 5% em peso de Si. Pode-se ver que a velocidade de solidificação (V_L), varia com o tempo de solidificação, seguida por valores aproximadamente constantes (0,18 mm/s). A partir das equações experimentais (P e V_L), foi possível determinar uma equação para a velocidade de solidificação em função da posição do lingote: $V_L = 2,90P^{-0,64}$. Reitera-se que a V_L decresce ao longo do tempo dado que à proporção que a camada solidificada aumenta, diminui-se a taxa de extração de calor acarretando no declínio da velocidade de solidificação.

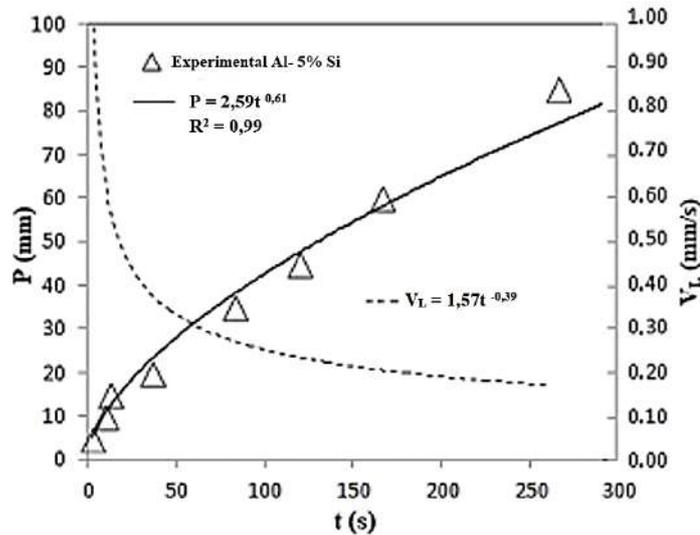


Figura 5.28 Posição da isoterma *liquidus* (P) e velocidade de solidificação (V_L) em função do tempo (t) para a liga Al- 5% Si.

Com os valores das taxas de resfriamento (T_R), calculados com a equação 4.1.3.2 para cada posição do termopar (posicionados a 5, 10, 15, 20, 35, 45, 60 e 85 mm da base refrigerada), foi gerado o modelo empírico $T_R = f(P)$, como mostrado na Figura 5.29. Esse perfil concorda com o perfil da velocidade e se justifica por causa da resistência térmica da crescente camada solidificada ao longo da solidificação.

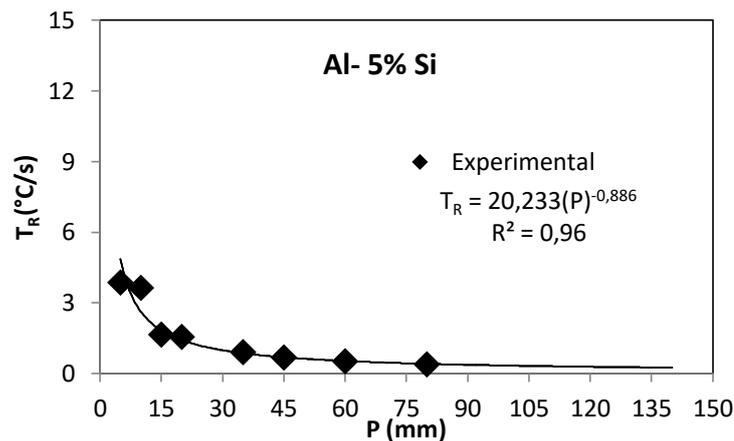


Figura 5.29 Taxas de resfriamento (T_R) em função da posição da isoterma *liquidus*.

A Figura 5.30 mostra os resultados para os gradientes térmicos (G_L) referentes à liga Al-5% em peso de Si determinados pela relação $G_L = T_R / V_L$ (Sales et al., 2018; Spinelli et al., 2004). Esta Figura mostra um comportamento semelhante ao encontrado na Figura 5.29, isto é, valores mais elevados perto do sistema de arrefecimento da água, que está posicionado na base do molde de aço. O gradiente térmico é visto diminuir mais rapidamente a partir da base do molde e seu valor

diminui gradativamente em direção ao topo do molde, ou seja, pela relação matemática o perfil de G_L acompanha os perfis de V_L e T_R .

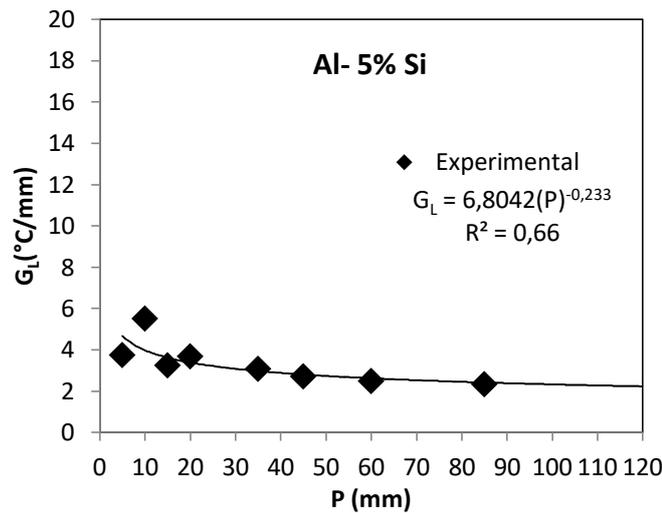


Figura 5.30 Gradientes térmicos (G_L) em função da posição da isoterma *liquidus*.

Finalmente, a Figura 5.31 mostra o tempo de solidificação local (t_{SL}), para cada posição de termopar, bem como fornece o modelo empírico do tempo de solidificação local em função da posição. O tempo de solidificação local foi determinado com a equação 4.1.3.3, a partir da análise do gráfico da Fig. 5.27. O tempo de solidificação local aumenta com a posição ao longo da fundição. Isso acontece porque o efeito retardador da velocidade de solidificação (V_L) resulta em uma alteração significativa do tempo de solidificação local.

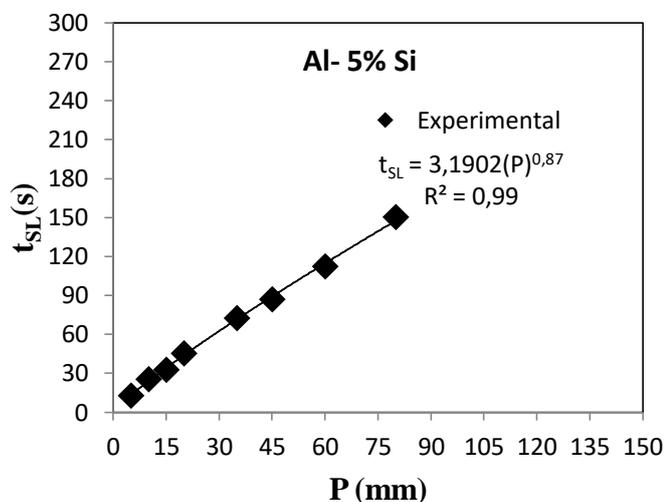


Figura 5.31 Tempo de solidificação local (t_{SL}) em função da posição de cada termopar.

Os resultados dos parâmetros térmicos referentes à liga Al- 5% em peso de Si estão resumidos na Tabela 5.2.

Tabela 5.2 Parâmetros térmicos e TCE para a liga Al- 5% Si.

Posição	T_R (°C/s)	V_L (mm/s)	G_L (°C/mm)	t_{SL} (s)	Posição/ base refrigerada (mm)
TCE	0,27	0,09	2,19	220,27	130
Termopar 1	3,86	1,03	3,75	12,68	5
Termopar 2	3,63	0,66	5,51	25,35	10
Termopar 3	1,65	0,51	3,25	32,60	15
Termopar 4	1,55	0,42	3,69	45,26	20
Termopar 5	0,91	0,29	3,08	72,42	35
Termopar 6	0,68	0,25	2,71	98,04	45
Termopar 7	0,52	0,21	2,49	86,91	60
Termopar 8	0,39	0,17	2,34	150,3	85

Os dados da tabela 5.2 foram obtidos pelos cálculos dos parâmetros térmicos experimentais para a liga Al- 5% em peso de Si. Observa-se, como já esperado, pelos gráficos das Figuras (5.24) à (5.27), a diminuição de V_L , T_R e G_L ao longo do processo de solidificação, isto é, quanto mais afastado da base refrigerada menores serão os valores desses parâmetros. Porém, o tempo local de solidificação (t_{SL}) aumenta à medida que a posição se afasta da base refrigerada. A TCE ocorreu à 130 mm da base refrigerada, com os valores críticos V_L (0,09 mm/s), T_R (0,27 °C/s), G_L (2,19 °C/mm) e t_{SL} (220,27 s).

5.2.2 Determinação de espaçamentos dendríticos

A liga do sistema Al- 5% em peso de Si solidificada em molde refrigerado apresentou microestruturas de morfologia dendrítica, conforme podem ser observadas nas imagens da Figura 5.32, obtidas através do microscópio óptico com um aumento de 50x, para posições específicas a

partir da interface metal/molde. Nessa Figura também se encontram, para cada posição, o valor do espaçamento dendrítico primário, a velocidade de solidificação e a taxa de resfriamento. Para essa liga o crescimento dendrítico terciário na secção transversal não ficou bem definido, impossibilitando a sua medição.

Al- 5% Si Microscópio Óptico	Parâmetros Metalográficos e Térmicos	Al- 5% Si Microscópio Óptico	Parâmetros Metalográficos e Térmicos
	Posição 5 mm $\lambda_1 = 39,9 \mu\text{m}$ $V_L = 1,03 \text{ mm/s}$ $T_R = 3,86 \text{ }^\circ\text{C/s}$		Posição 35 mm $\lambda_1 = 151,8 \mu\text{m}$ $V_L = 0,29 \text{ mm/s}$ $T_R = 0,91 \text{ }^\circ\text{C/s}$
	Posição 10 mm $\lambda_1 = 104,8 \mu\text{m}$ $V_L = 0,66 \text{ mm/s}$ $T_R = 3,63 \text{ }^\circ\text{C/s}$		Posição 45 mm $\lambda_1 = 207,6 \mu\text{m}$ $V_L = 0,25 \text{ mm/s}$ $T_R = 0,68 \text{ }^\circ\text{C/s}$
	Posição 15 mm $\lambda_1 = 116,1 \mu\text{m}$ $V_L = 0,51 \text{ mm/s}$ $T_R = 1,65 \text{ }^\circ\text{C/s}$		Posição 60 mm $\lambda_1 = 217,8 \mu\text{m}$ $V_L = 0,21 \text{ mm/s}$ $T_R = 0,52 \text{ }^\circ\text{C/s}$
	Posição 20 mm $\lambda_1 = 118,9 \mu\text{m}$ $V_L = 0,42 \text{ mm/s}$ $T_R = 1,55 \text{ }^\circ\text{C/s}$		Posição 85 mm $\lambda_1 = 314,9 \mu\text{m}$ $V_L = 0,17 \text{ mm/s}$ $T_R = 0,39 \text{ }^\circ\text{C/s}$

Figura 5.32 Microestruturas dendríticas da liga Al- 5% Si.

Nota-se na Figura 5.32 que os espaçamentos dendríticos, aumentam à medida que a posição se afasta da interface metal/molde, como ocorrido na liga Al- 5% em peso de Cu, bem como as condições que determinam esse aumento, velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e taxa de resfriamento, que diminuem progressivamente para posições mais distantes da superfície refrigerada do lingote, por conta da resistência térmica crescente da camada solidificada.

A evolução do crescimento das medidas experimentais dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1), a partir da base refrigerada, pode ser observada através da Figura 5.33, além do modelo empírico dentro do intervalo de posição considerado.

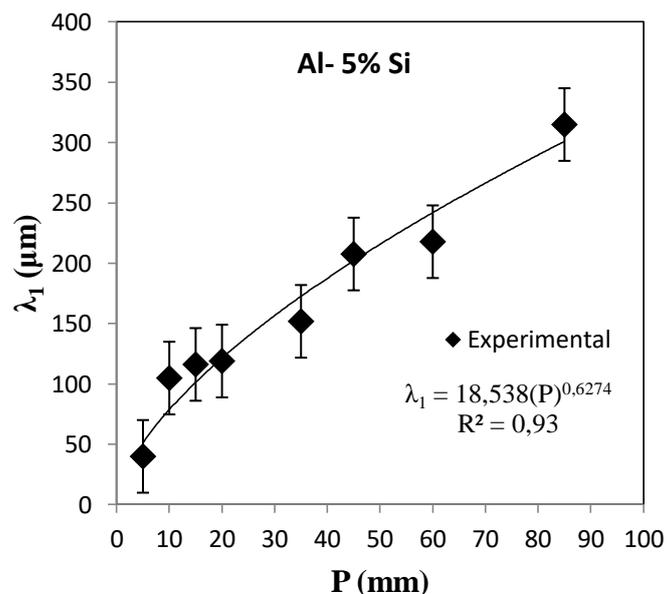


Figura 5.33 Espaçamento primário (λ_1) versus posição da liga Al- 5% Si.

5.2.3 Modelos empíricos de espaçamentos dendríticos versus parâmetros térmicos

O resultado da evolução dos espaçamentos dendríticos primários, em função da velocidade de solidificação, pode ser observado na Figura 5.34, para Al- 5% em peso de Si. Observa-se que o espaçamento diminui com aumento da velocidade de solidificação, um comportamento similar aos resultados da liga Al- 5% em peso de Cu, isto é, na região do lingote onde se tem elevados valores de V_L , ocasionando o enriquecimento da nucleação limitando o crescimento dendrítico.

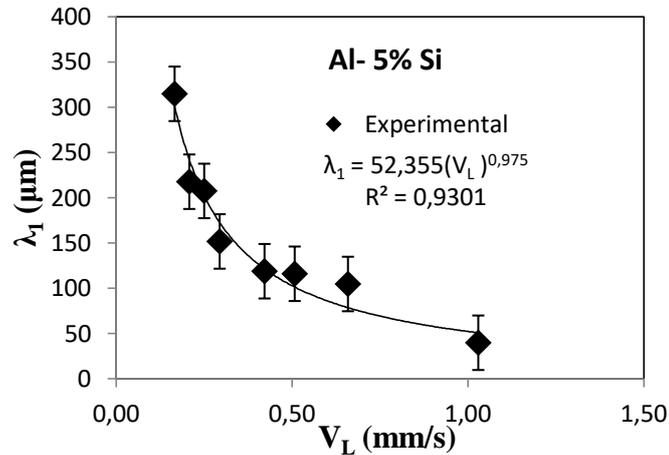


Figura 5.34 Espaçamento primário (λ_1) em função da velocidade de solidificação (V_L).

O espaçamento primário também é inversamente proporcional à taxa de resfriamento, bem como a relação da nucleação com o crescimento dendrítico, amplamente discutido ao longo do trabalho. Se, por exemplo, for comparado os parâmetros metalográficos e térmicos, entre os termopares situados a 5 mm da base refrigerada ($\lambda_1 = 39,9 \mu\text{m}$ e $T_R = 3,86 \text{ }^\circ\text{C/s}$) e a 85 mm da base ($\lambda_1 = 314,9 \mu\text{m}$ e $T_R = 0,39 \text{ }^\circ\text{C/s}$), numericamente constata-se o aumento dos espaçamentos dendríticos com a diminuição da taxa de resfriamento, como mostrado na Figura 5.35.

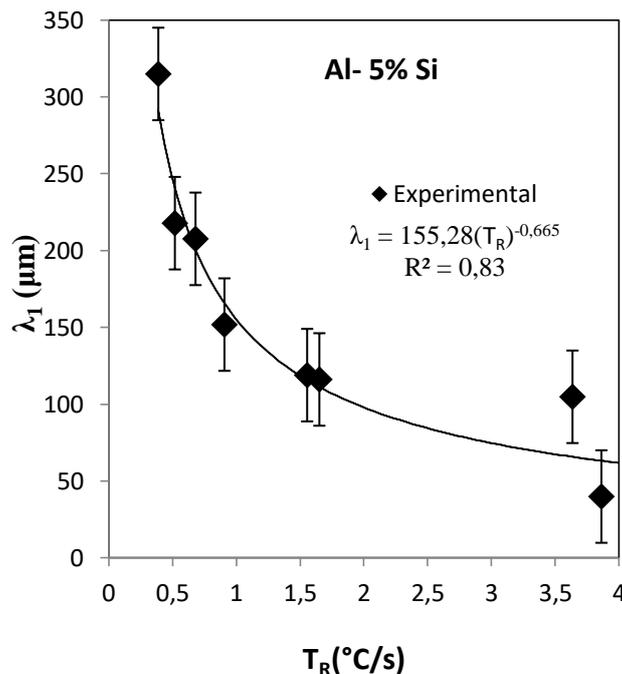


Figura 5.35 Espaçamento primário (λ_1) em função da taxa de resfriamento (T_R).

O gráfico da Figura 5.36 é crescente, logo o espaçamento dendrítico primário da liga Al-5% em peso de Si é diretamente proporcional ao tempo de solidificação local. Visto que, próximo à

base a cinética de solidificação é maior em razão da proximidade do sistema de refrigeração, essa cinética vai diminuindo à medida que se afasta da mesma e quanto maior o intervalo de solidificação mais a dendrita cresce, resultando num perfil de intervalo de tempo de solidificação crescente juntamente com o espaçamento dendrítico.

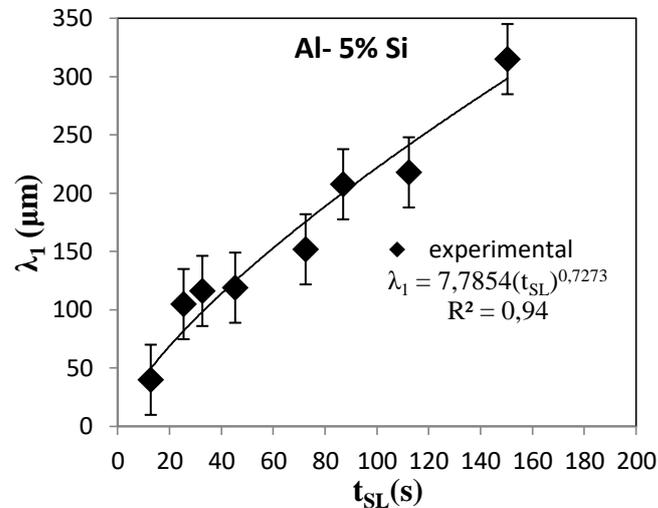


Figura 5.36 Espaçamento primário (λ_1) em função do tempo local de solidificação (t_{SL}).

Para previsões futuras da liga Al- 5% em peso de Si e melhor explicar a variabilidade dos espaçamentos dendríticos, foi realizado uma análise multivariada entre espaçamentos e parâmetros térmicos, resultando numa regressão linear múltipla conforme mostrado na equação 5.2.3.1:

$$\lambda_1 = 140,42 - 214,70(V_L) + 44,45(T_R) + 1,45(t_{SL}) - 17,10(G_L) \quad (5.2.3.1)$$

Analisando os coeficientes da equação 5.2.3.1, nota-se que a principal variável responsável pelo crescimento do espaçamento dendrítico primário (λ_1) é a velocidade de solidificação (V_L), conclui-se ainda que essa relação é inversamente proporcional.

Utilizando o modelo gerado pela regressão linear múltipla de espaçamento dendrítico primário, na posição de cada termopar, pode-se comparar esses resultados calculados com os resultados experimentais, através da Figura 5.37.

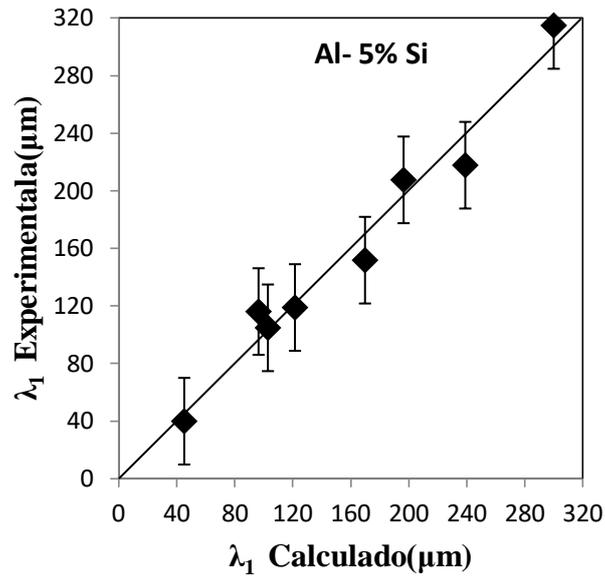


Figura 5.37 Relação entre espaçamento dendrítico primário (λ_1) calculado e espaçamento dendrítico primário (λ_1) experimental.

5.2.4 Transição de colunar para equiaxial (TCE)

A direcionalidade das estruturas de solidificação da liga Al- 5% em peso de Si são mostradas na Figura 5.38.

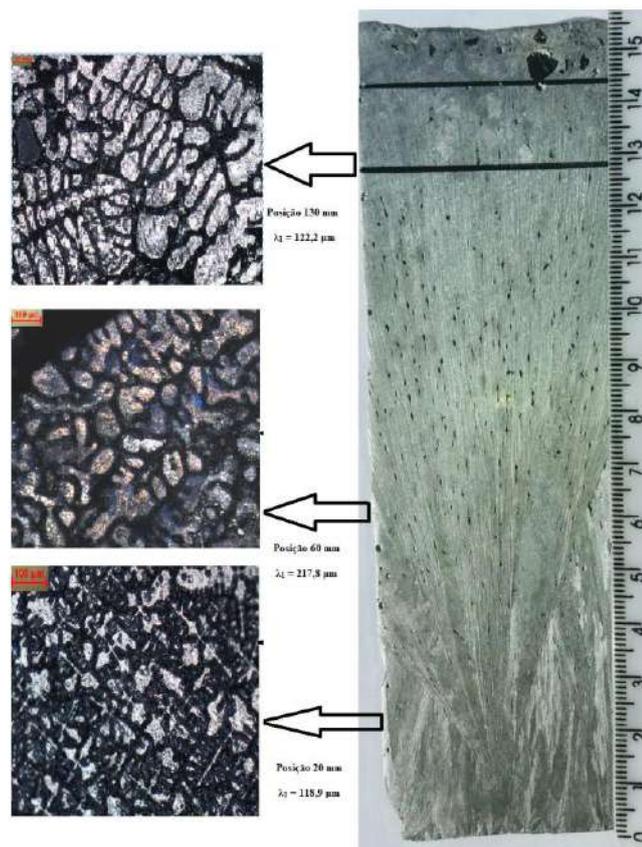


Figura 5.38 Macroestrutura e Microestrutura de Solidificação, Posição da TCE e Espaçamentos Primários (λ_1), para liga Al- 5% Si.

A macroestrutura consiste de grãos colunares alongados, paralelos à direção do fluxo de calor, bem como de grãos equiaxiais de diferentes graus de extensão e orientações aleatórias. Destaca-se que o lingote é composto por uma estrutura colunar, depois do qual é observada uma região de grãos equiaxiais. Uma TCE é apresentada nos limites entre as duas zonas bem como é possível apreciar a mudança de orientação dos grãos equiaxiais pela micrografia na região da TCE ($P = 130 \text{ mm}$), posição diferente à encontrada na liga Al- 5% em peso de Cu (120 mm), o que sugere um efeito da menor densidade do silício (2330 kg/m^3) comparado com as densidades do cobre (8960 kg/m^3) e do alumínio.

5.2.5 Relação entre espaçamentos dendríticos e propriedades mecânicas

A Figura 5.39 mostra o perfil de microdureza (H) experimentalmente medido por um equipamento dinâmico de ultra-microdureza versus espaçamento entre braços dendríticos primários (λ_1). O perfil de microdureza evidenciado na Figura 5.39 diminui lentamente com o aumento do espaçamento dendrítico primário (λ_1).

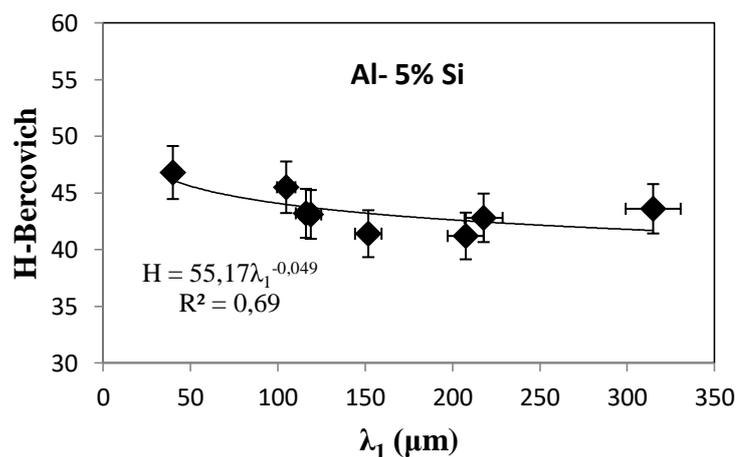


Figura 5.39 Perfil experimental de microdureza (H) versus espaçamento entre braço dendríticos primário (λ_1).

A relação entre o módulo de elasticidade (E) e as medidas dos braços dendríticos é representado na Figura 5.40. Uma aparente tendência para um comportamento no módulo de elasticidade em função dos espaçamentos dendríticos, não pode ser claramente reconhecida na Figura 5.40. O elemento de liga é um parâmetro chave no controle das propriedades mecânicas de

produtos fundidos, a fim de examinar essas influências entre o elemento de liga e o módulo de elasticidade, um valor médio foi calculado (44,3 GPa) a partir de resultados experimentais.

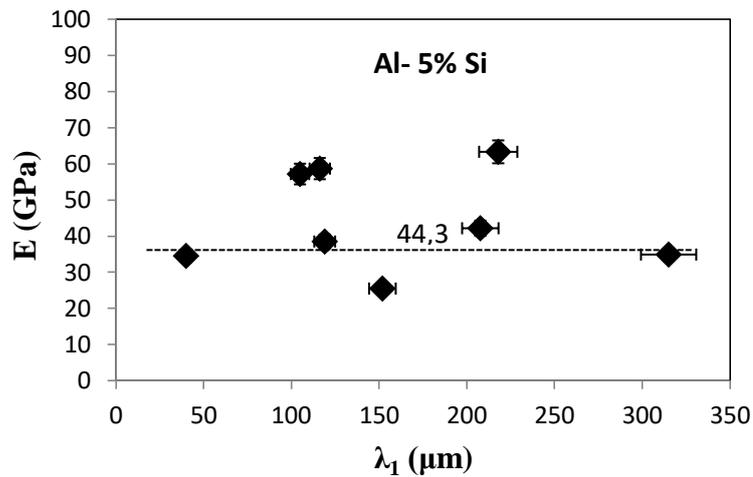


Figura 5.40 Perfil experimental do módulo de elasticidade (E) versus espaçamento entre braço dendrítico primário (λ_1).

5.2.6 Modelo empírico de microdureza em função dos parâmetros térmicos e espaçamento dendrítico primário

Para previsões futuras da liga Al- 5% em peso de Si e melhor explicar a variabilidade das propriedades mecânicas, foi realizada uma análise multivariada entre a variável dependente, neste caso microdureza (H), em função das variáveis independentes parâmetros térmicos (V_L , T_R e G_L) e espaçamentos dendríticos primários (λ_1), resultaram numa regressão linear múltipla conforme mostrada na equação 5.2.6.1:

$$H = 36 + 6,64(V_L) - 0,74(T_R) + 0,09(G_L) + 0,02(\lambda_1) \quad (5.2.6.1)$$

Analisando os coeficientes da equação acima, aponta-se que a principal variável responsável pela modificação da microdureza dinâmica (H) também é a velocidade de solidificação (V_L), essa relação é diretamente proporcional e ainda verifica-se que o espaçamento dendrítico primário (λ_1), dentre as variáveis utilizadas, é a que menos afeta a microdureza. O mesmo comportamento verificado na liga Al- 5% em peso de Cu.

Utilizando o modelo gerado pela regressão linear múltipla de microdureza, na posição de cada termopar, pode-se comparar esses resultados calculados com os resultados experimentais, através da Figura 5.41. Detalha-se que na posição do termopar situado a 45 mm da base refrigerada, o resultado para H calculado (42,6) e H experimental (41,2) foi o mais divergente.

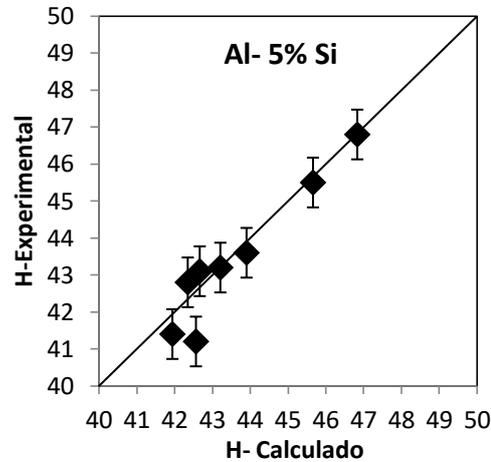


Figura 5.41 Comparação entre valores de microdureza (H) experimentais e calculados.

5.3 Resultados Experimentais da Liga Al- 5% Ni

Primeiro foi realizada a verificação da composição química por análise térmica como detalhado no item 5.1, obtendo os valores da temperatura *liquidus* “ T_L ” (aproximadamente 650°C) e temperatura *solidus* “ T_S ” (aproximadamente 640°C) que podem ser confrontados com o diagrama de fases da liga (Anexo II).

Para o experimento no equipamento de solidificação com resfriamento à água, o superaquecimento “ T_V ” utilizado foi o mesmo dos demais experimentos, cerca de 14% superior a temperatura *liquidus* da liga Al- 5% em peso de Ni ($T_V = 741^\circ\text{C}$).

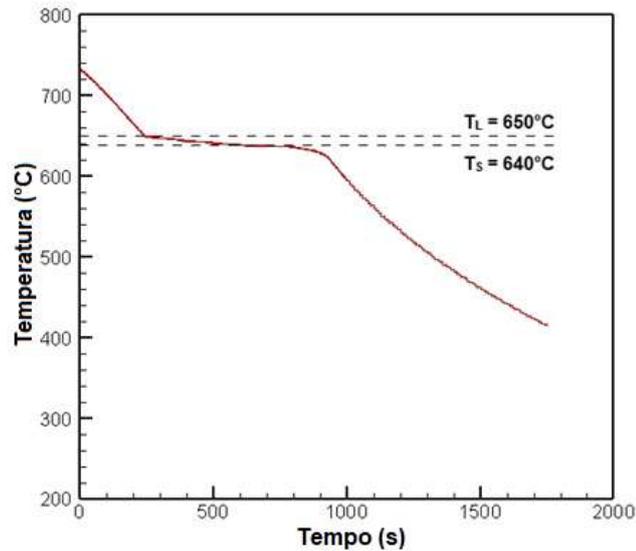


Figura 5.42 Curva de resfriamento utilizada para quantificar a liga Al- 5% Ni.

5.3.1 Parâmetros térmicos

A Figura 5.43 apresenta os perfis de temperatura em função do tempo para cada posição dos termopares, assim como a temperatura *solidus* (T_s) e a temperatura *liquidus* (T_L). A partir deste perfil experimental de temperatura originam-se os parâmetros térmicos da liga Al- 5% em peso de Ni. Concordando com as demais ligas, o perfil de temperatura é decrescente em função do tempo e a inclinação da curva é maior próximo ao sistema de refrigeração e se tornando assíntota nos instantes finais da solidificação.

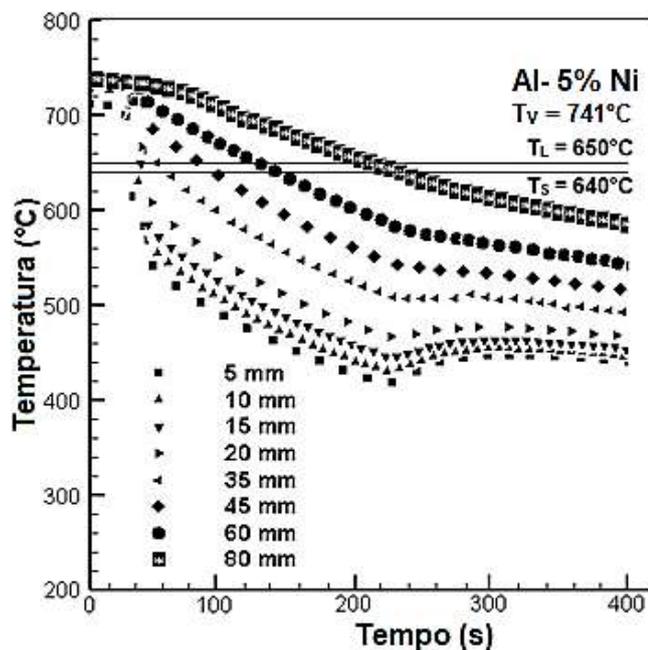


Figura 5.43 Perfis de temperatura para cada posição de termopar para a liga Al- 5% Ni.

Na Figura 5.44 apresenta-se o gráfico experimental da posição da isoterma *liquidus* e da velocidade de solidificação em função do tempo para a liga Al- 5% Ni. Pode-se ver que, a velocidade de solidificação (V_L) varia repentinamente com o tempo no início da solidificação, seguida por valores aproximadamente constantes (0,37 mm/s). A partir das equações experimentais (P e V_L), foi possível determinar uma equação para a velocidade de solidificação em função da posição do lingote: $V_L = 1,46P^{-0,31}$.

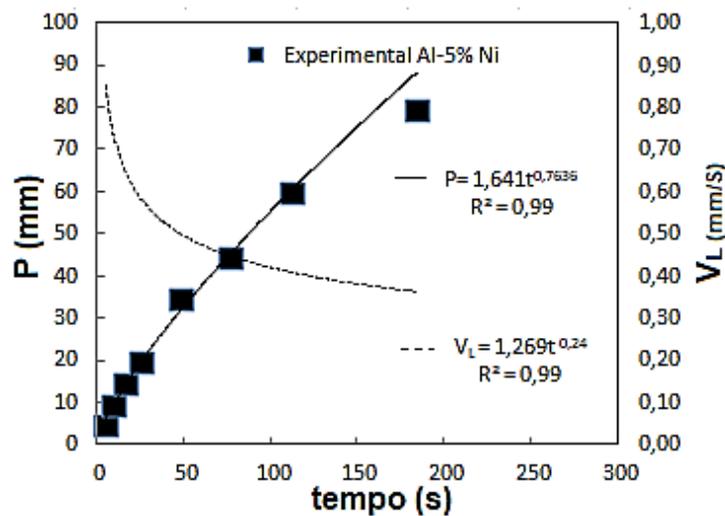


Figura 5.44 Posição da isoterma *liquidus* (P) e velocidade de solidificação (V_L) em função do tempo (t) para a liga Al- 5% Ni.

Os valores das taxas de resfriamento (T_R) foram determinados considerando os dados da análise térmica experimental, obtidos com a equação 4.1.3.2., em seguida foi gerado o modelo empírico $T_R = f(P)$, como mostrado na Figura 5.45.

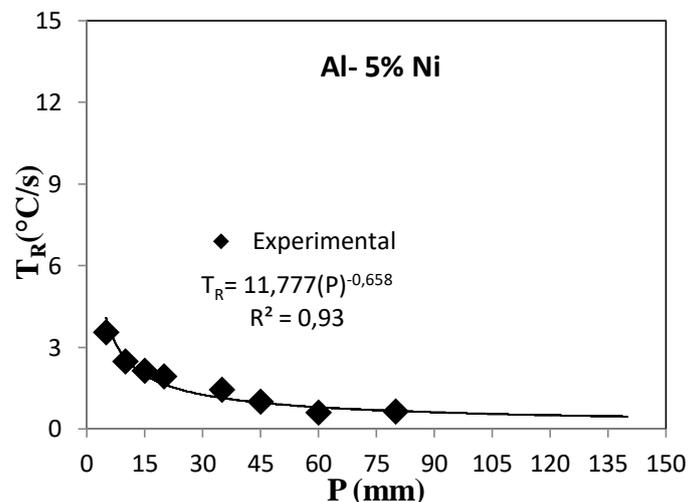


Figura 5.45 Taxas de resfriamento (T_R) em função da posição da isoterma *liquidus*.

A Figura 5.46 mostra os resultados para os gradientes térmicos (G_L) referentes à liga Al-5% Ni. Nesta Figura averiguou-se um comportamento semelhante ao encontrado na Figura 5.45, isto é, valores mais elevados perto do sistema de arrefecimento da água, que está posicionado na base do molde de aço. O gradiente térmico é visto diminuir mais rapidamente a partir da base do molde e seu valor decresce gradualmente em direção ao topo do molde.

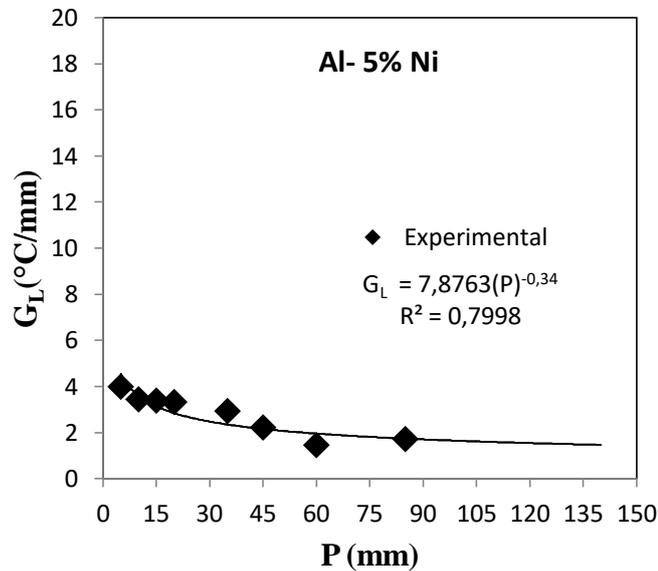


Figura 5.46 Gradientes térmicos (G_L) em função da posição da isoterma *liquidus*.

Finalmente, a Figura 5.47 mostra o tempo de solidificação local “ t_{SL} ”, para cada posição de termopar, bem como fornece o modelo empírico do tempo de solidificação local em função da posição.

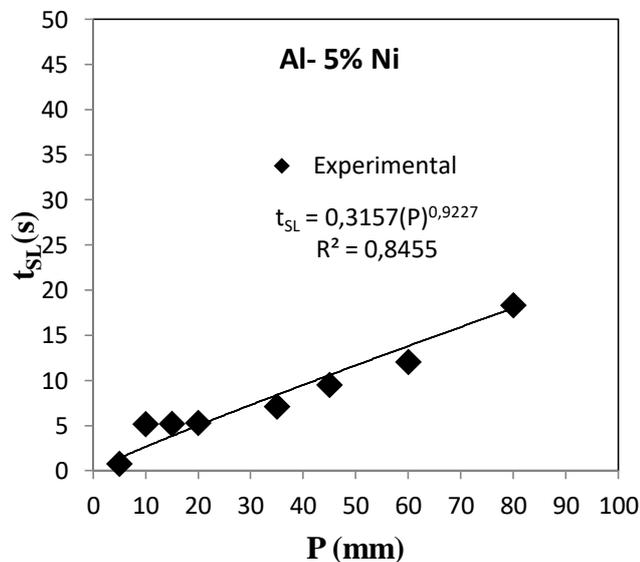


Figura 5.47 Tempo de solidificação local (t_{SL}) em função da posição.

Salienta-se que o tempo de solidificação local aumenta com a posição ao longo da fundição. Isso acontece porque o efeito retardador da velocidade de solidificação (V_L) resulta em uma alteração significativa do tempo de solidificação local. O tempo de solidificação local (t_{SL}) da liga Al- 5% em peso de Ni é bem menor do que as demais ligas estudadas, isto ocorre devido ao seu menor intervalo de solidificação por conta da proximidade entre T_L (650 °C) e T_S (640 °C) e devido ao soluto Níquel ter menor condutividade térmica (90,7 W/m K), comparada aos solutos de Cobre (372 W/m K) e Silício (148 W/m K). Os resultados dos parâmetros térmicos referentes à liga Al- 5% em peso de Ni estão resumidos na Tabela 5.3.

Tabela 5.3 Parâmetros térmicos e TCE para a liga Al- 5% Ni.

Posição	T_R (°C/s)	V_L (mm/s)	G_L (°C/mm)	t_{SL} (s)	Posição/ base refrigerada (mm)
TCE	0,50	0,33	1,55	26,16	130
Termopar 1	3,55	0,89	3,99	0,75	5
Termopar 2	2,48	0,72	3,44	5,15	10
Termopar 3	2,13	0,63	3,36	5,18	15
Termopar 4	1,93	0,58	3,32	5,28	20
Termopar 5	1,44	0,49	2,93	7,09	35
Termopar 6	1,00	0,45	2,22	9,49	45
Termopar 7	0,60	0,41	1,46	12,03	60
Termopar 8	0,64	0,37	1,72	18,31	85

Os dados da tabela 5.3 foram obtidos pelos cálculos dos parâmetros térmicos experimentais para a liga Al- 5% em peso de Ni. Apresentaram-se, como já esperado, a diminuição de V_L , T_R e G_L ao longo do processo de solidificação, ou seja, quanto mais afastado da base refrigerada menores serão os valores desses parâmetros. Porém, o tempo local de solidificação (t_{SL}) aumenta à medida que a posição se afasta da base refrigerada. A TCE ocorreu a 120 mm da base, com os valores críticos V_L (0,33 mm/s), T_R (0,50 °C/s), G_L (1,55 °C/mm) e t_{SL} (26,16 s).

5.3.2 Determinação de espaçamentos dendríticos

A liga do sistema binário Al- 5% em peso de Ni apresentou microestruturas de morfologia dendríticas, conforme podem ser observadas nas imagens da Figura 5.48, obtidas através do microscópio óptico com um aumento de 50x, para posições específicas a partir da interface metal/molde. Nessa Figura acrescenta-se, para cada posição, o valor do espaçamento dendrítico primário (λ_1), a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e a taxa de resfriamento, todas determinadas experimentalmente.

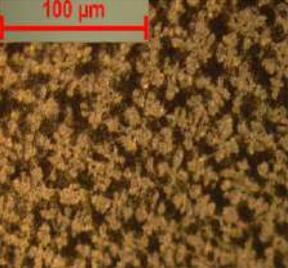
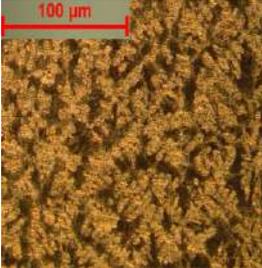
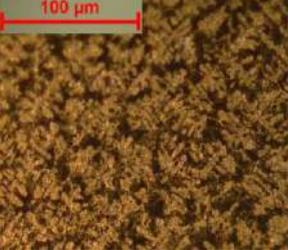
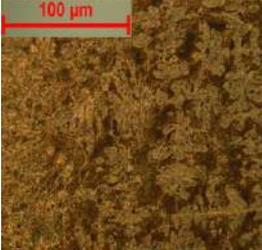
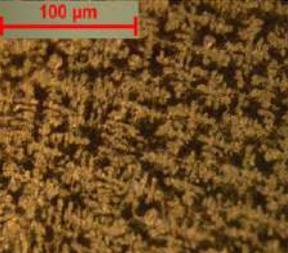
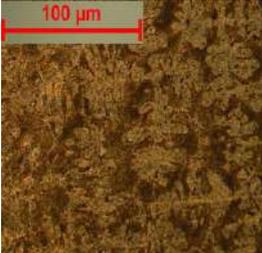
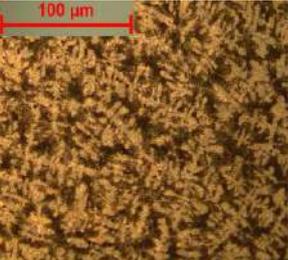
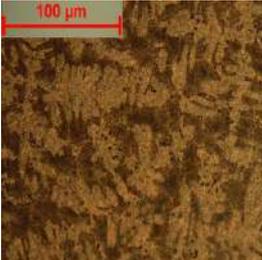
Al- 5% Ni Microscópio Óptico	Parâmetros Metalográficos e Térmicos	Al- 5% Ni Microscópio Óptico	Parâmetros Metalográficos e Térmicos
	Posição 5 mm $\lambda_1 = 32,18\mu\text{m}$ $\lambda_3 = 6,52 \mu\text{m}$ $V_L = 0,89 \text{ mm/s}$ $T_R = 3,55 \text{ }^\circ\text{C/s}$		Posição 35 mm $\lambda_1 = 56,12 \mu\text{m}$ $\lambda_3 = 7,90 \mu\text{m}$ $V_L = 0,49 \text{ mm/s}$ $T_R = 1,44 \text{ }^\circ\text{C/s}$
	Posição 10 mm $\lambda_1 = 36,76 \mu\text{m}$ $\lambda_3 = 7,25 \mu\text{m}$ $V_L = 0,72 \text{ mm/s}$ $T_R = 2,48 \text{ }^\circ\text{C/s}$		Posição 45 mm $\lambda_1 = 61,26 \mu\text{m}$ $\lambda_3 = 8,39 \mu\text{m}$ $V_L = 0,45 \text{ mm/s}$ $T_R = 1,00 \text{ }^\circ\text{C/s}$
	Posição 15 mm $\lambda_1 = 37,03 \mu\text{m}$ $\lambda_3 = 7,31 \mu\text{m}$ $V_L = 0,63 \text{ mm/s}$ $T_R = 2,13 \text{ }^\circ\text{C/s}$		Posição 60 mm $\lambda_1 = 65,38 \mu\text{m}$ $\lambda_3 = 8,52 \mu\text{m}$ $V_L = 0,41 \text{ mm/s}$ $T_R = 0,60 \text{ }^\circ\text{C/s}$
	Posição 20 mm $\lambda_1 = 55,39 \mu\text{m}$ $\lambda_3 = 7,39 \mu\text{m}$ $V_L = 0,58 \text{ mm/s}$ $T_R = 1,93 \text{ }^\circ\text{C/s}$		Posição 85 mm $\lambda_1 = 109,28 \mu\text{m}$ $\lambda_3 = 10,95 \mu\text{m}$ $V_L = 0,37 \text{ mm/s}$ $T_R = 0,64 \text{ }^\circ\text{C/s}$

Figura 5.48 Microestruturas dendríticas da liga Al- 5% Ni.

A evolução do crescimento das medidas experimentais dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1) e terciários (λ_3), a partir da base refrigerada, pode ser observada através das Figuras 5.49 e 5.50, além do modelo empírico para cada espaçamento dendrítico dentro do intervalo considerado.

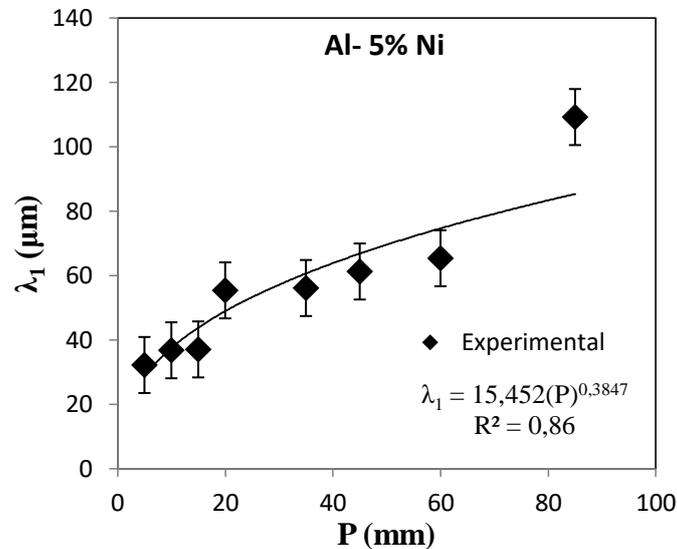


Figura 5.49 Espaçamento primário (λ_1) para cada posição de termopar da liga Al- 5% Ni.

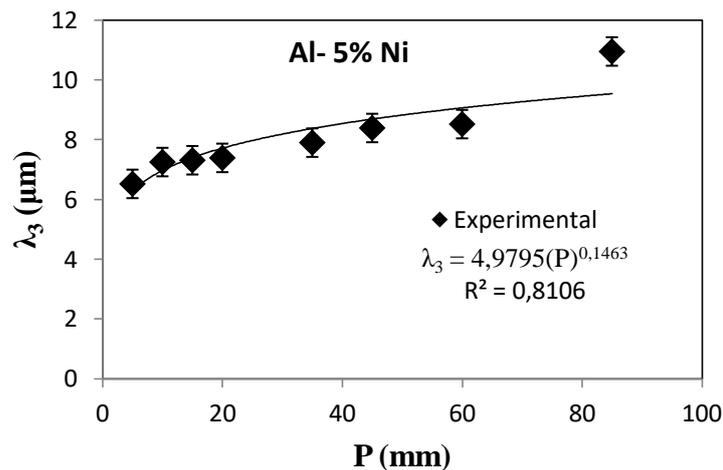


Figura 5.50 Espaçamento terciário (λ_3) para cada posição de termopar da liga Al- 5% Ni.

Acrescenta-se ainda, pelo gráfico da Figura 5.49, que o valor do espaçamento dendrítico primário, medido a 85 mm da base refrigerada (aproximadamente 109 μm), ficou acima do previsto pelo modelo empírico. Um comportamento similar é percebido na Figura 5.50, o valor do espaçamento dendrítico terciário medido a 85 mm da base refrigerada (aproximadamente 11 μm) ficou ligeiramente acima do previsto pelo modelo empírico.

5.3.3 Modelos empíricos de espaçamentos dendríticos versus parâmetros térmicos

O resultado da evolução dos espaçamentos dendríticos primários e terciários em função da velocidade de solidificação, podem ser observados nas Figuras 5.51 e 5.52 para Al- 5% em peso de Ni. Observa-se que o espaçamento diminui com aumento da velocidade de solidificação, um comportamento similar aos resultados das ligas Al- 5% em peso de Cu e Al- 5% em peso de Si.

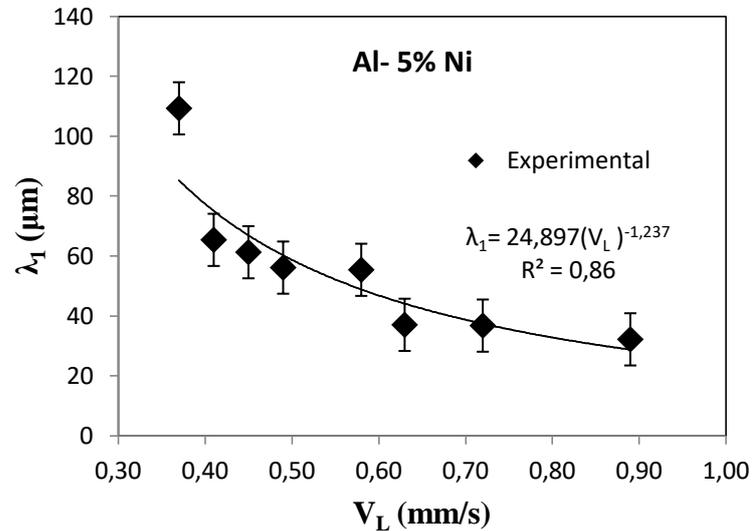


Figura 5.51 Espaçamento primário (λ_1) em função da velocidade de solidificação (V_L).

Através das Figuras 5.51 e 5.52, também se observa um afastamento da curva do modelo experimental da velocidade versus espaçamentos dendríticos na posição de 85 mm da base refrigerada, porém esse pequeno afastamento não interfere de maneira significativa na confiabilidade do modelo nos limites estabelecidos, como pode ser visto pelos valores de R^2 .

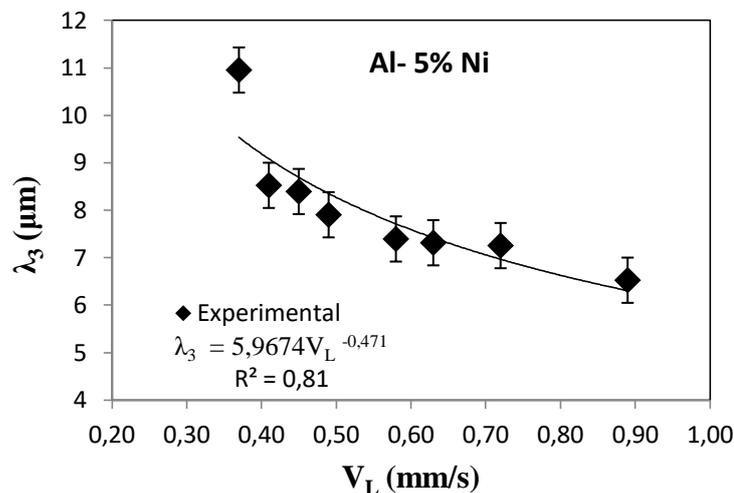


Figura 5.52 Espaçamento primário (λ_1) em função da velocidade de solidificação (V_L).

Os espaçamentos primários e terciários também são inversamente proporcionais à taxa de resfriamento. Comparando-se os parâmetros metalográficos e térmicos entre os termopares situados a 5 mm da base refrigerada ($\lambda_1 = 32,18 \mu\text{m}$ e $\lambda_3 = 6,52 \mu\text{m}$ e $T_R = 3,55 \text{ }^\circ\text{C/s}$) e a 85 mm da base ($\lambda_1 = 109,28 \mu\text{m}$ e $\lambda_3 = 10,95 \mu\text{m}$ e $T_R = 0,64 \text{ }^\circ\text{C/s}$), podemos numericamente constatar o aumento dos espaçamentos dendríticos com a diminuição da taxa de resfriamento, como mostrado nas Figuras 5.53 e 5.54.

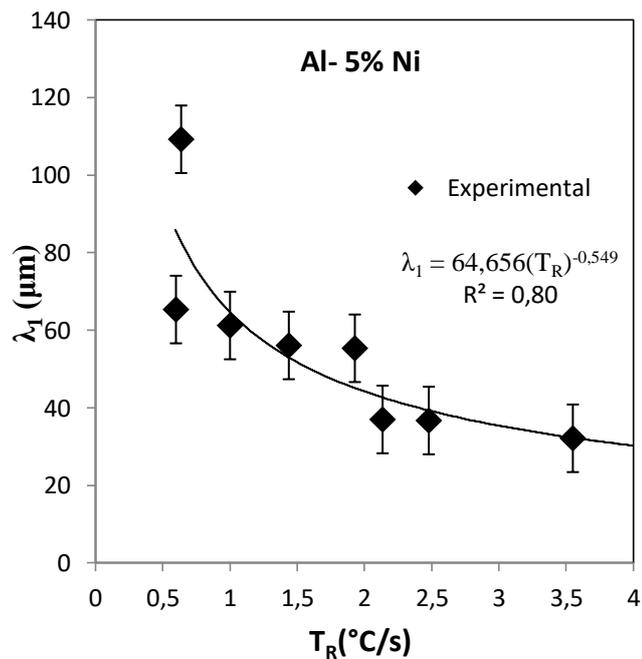


Figura 5.53 Espaçamento primário (λ_1) em função da taxa de resfriamento (T_R).

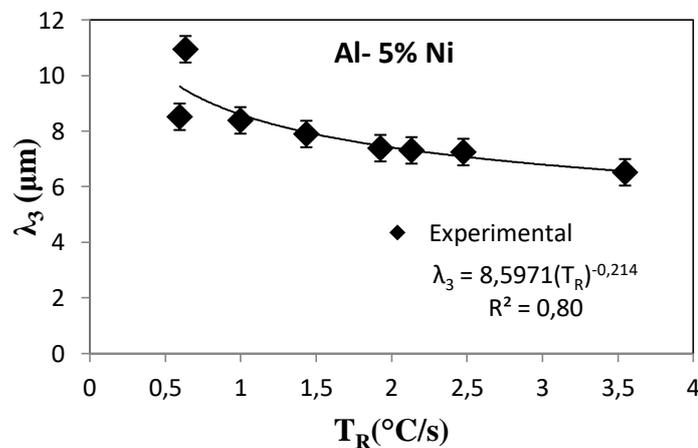


Figura 5.54 Espaçamento terciário (λ_3) em função da taxa de resfriamento (T_R).

Os gráficos das Figuras 5.55 e 5.56, diferentemente do constatado nos resultados anteriores (5.51, 5.52, 5.53 e 5.54), são crescentes, logo os espaçamentos dendríticos primários e terciários da liga Al- 5% em peso de Ni são diretamente proporcionais ao tempo local de solidificação, como constatado em todas as ligas estudadas.

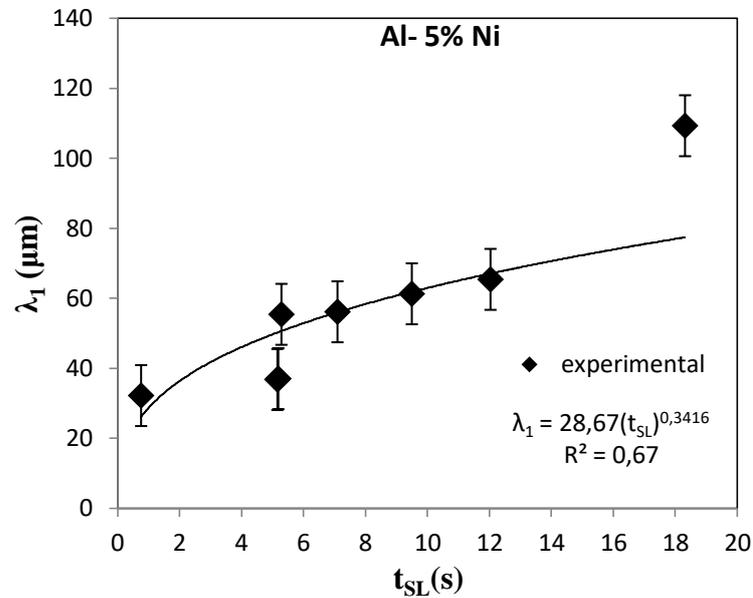


Figura 5.55 Espaçamento primário (λ_1) em função do tempo local de solidificação (t_{SL}).

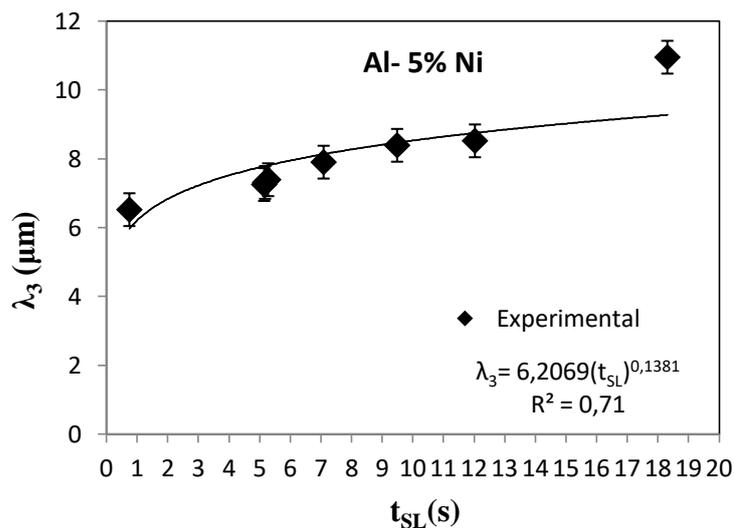


Figura 5.56 Espaçamento terciário (λ_3) em função do tempo local de solidificação (t_{SL}).

Para previsões futuras das ligas e melhor explicar a variabilidade dos espaçamentos dendríticos, foi realizado uma análise multivariada entre espaçamentos e as variáveis térmicas também para a liga Al- 5% Ni, gerando uma regressão linear múltipla conforme mostrada nas

equações 5.3.3.1 e 5.3.3.2:

$$\lambda_1 = 184,42 - 475,62(V_L) + 101,82(T_R) + 4,17(t_{SL}) - 23,41(G_L) \quad (5.3.3.1)$$

$$\lambda_3 = 8,11 - 10,02(V_L) + 2,25(T_R) + 0,30(t_{SL}) - 0,23(G_L) \quad (5.3.3.2)$$

Analisando os coeficientes das equações acima, nota-se que a principal variável responsável pelo crescimento do espaçamento dendrítico primário (λ_1) e do espaçamento dendrítico terciário (λ_3) é a velocidade de solidificação (V_L) bem como nas demais ligas estudadas, assim como essa relação é inversamente proporcional e que o tempo local de solidificação (t_{SL}) é a variável que menos afeta o crescimento dendrítico.

Utilizando o modelo gerado pela regressão linear múltipla de espaçamento dendrítico primário e terciário, na posição de cada termopar, compara-se esses resultados calculados com os resultados experimentais, através das Figuras 5.57 e 5.58. Percebe-se que há uma simetria entre os resultados de espaçamentos em relação aos calculados e experimentais tanto para primário quanto para terciário.

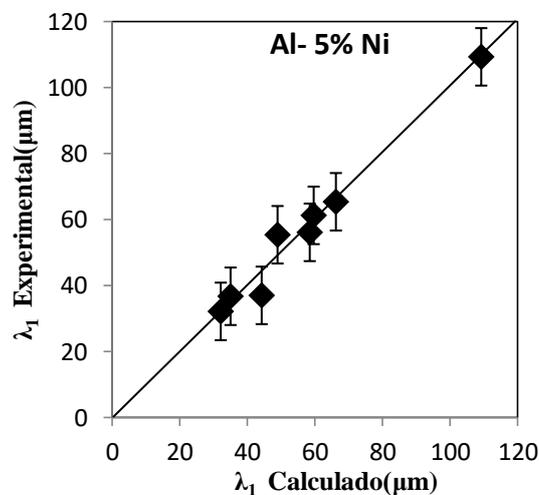


Figura 5.57 Relação entre espaçamento dendrítico primário (λ_1) calculado e espaçamento dendrítico primário (λ_1) experimental.

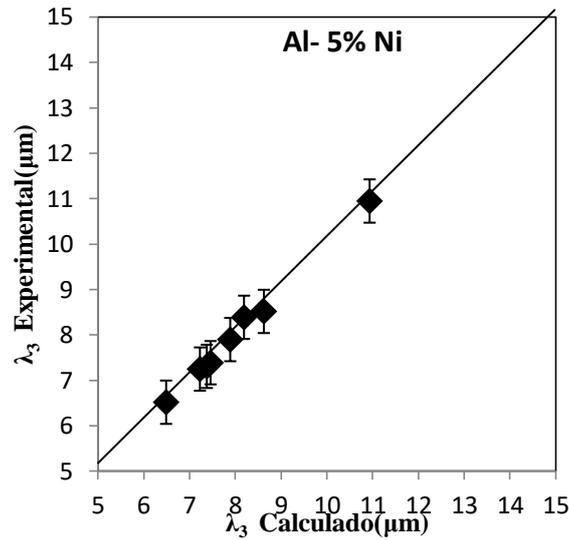


Figura 5.58 Comparação entre espaçamento dendrítico terciário (λ_3) calculado e espaçamento dendrítico terciário (λ_3) experimental.

5.3.4 Transição de colunar para equiaxial (TCE)

A direcionalidade das estruturas de solidificação da liga Al- 5% em peso de Ni são mostradas na Figura 5.59.



Figura 5.59 Macroestrutura e Microestrutura de Solidificação.

Uma TCE é observada nos limites entre as duas zonas iniciando a uma distância aproximada de 120 mm da base refrigerada. A TCE da liga Al- 5% em peso de Ni, ocorreu aproximadamente na mesma posição da liga Al- 5% em peso de Cu o que concorda com a análise baseada na densidade, tendo em vista que as densidades do soluto Cu e do Ni tem valores próximos, $8,96 \text{ g/cm}^3$ e $8,91 \text{ g/cm}^3$ respectivamente.

5.3.5 Relação entre espaçamentos dendríticos e propriedades mecânicas

As Figuras 5.60 e 5.61 mostram os perfis de microdureza (H) experimentalmente medidos versus espaçamento entre braços dendríticos primários (λ_1) e terciários (λ_3).

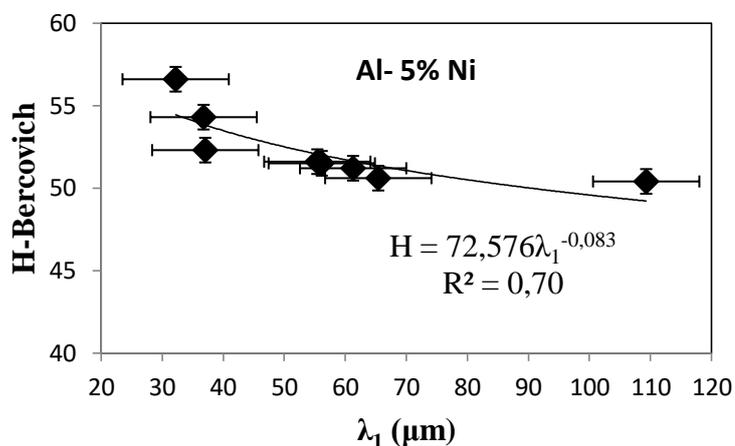


Figura 5.60 Perfil experimental de microdureza (H) versus espaçamento entre braço dendríticos primário (λ_1).

As microdurezas (H) observadas nas Figuras 5.60 e 5.61 decrescem com o aumento dos espaçamentos dendríticos (λ_1 e λ_3). Como esperado, o comportamento é não linear, com ambas as curvas declinando à medida que nos movemos para a direita, afastando-nos da base refrigerada. Tal tendência foi constatada em todas as ligas estudadas e concorda com a consideração de que as propriedades mecânicas das peças fundidas dependem fortemente da microestrutura e parâmetros térmicos durante o processo de solidificação.

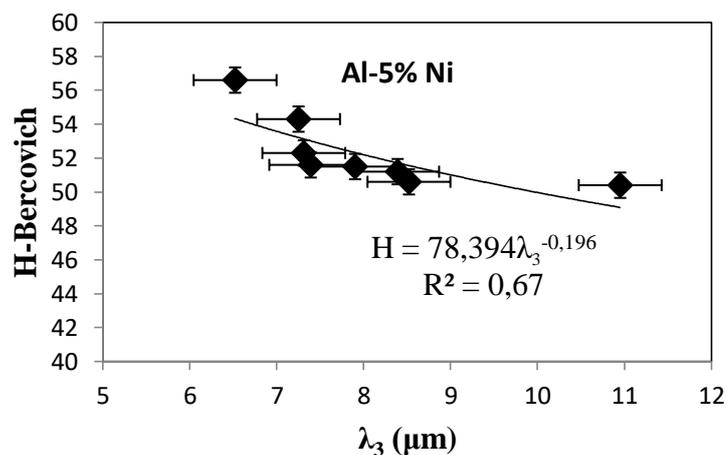


Figura 5.61 Perfil experimental de microdureza (H) versus espaçamento entre braço dendrítico terciário (λ_3)

As relações entre o módulo de elasticidade (E) e as medidas dos braços dendríticos estão representadas nas Figuras 5.62 e 5.63. Uma tendência para um comportamento no módulo de elasticidade em função dos espaçamentos dendríticos não pode ser claramente reconhecida nas Figuras. O elemento de liga é um parâmetro chave no controle das propriedades mecânicas de produtos fundidos, a fim de examinar essas influências entre o elemento de liga e o módulo de elasticidade, um valor médio foi calculado a partir de resultados experimentais.

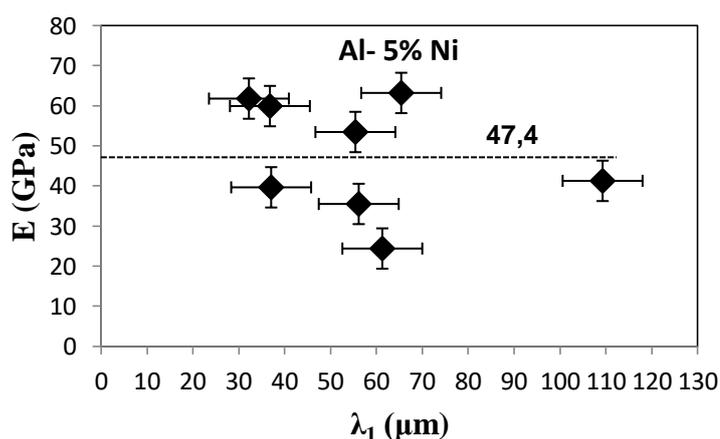


Figura 5.62 Perfil experimental do módulo de elasticidade (E) versus espaçamento entre braço dendrítico primário (λ_1).

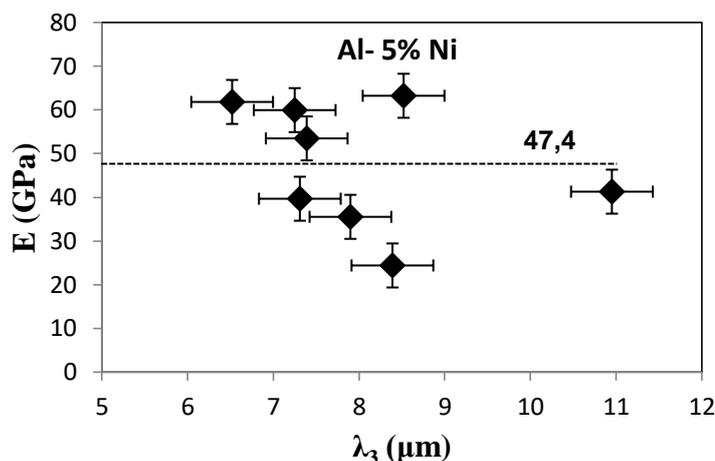


Figura 5.63 Perfil experimental do módulo de elasticidade (E) versus espaçamento entre braço dendrítico terciário (λ_3).

5.3.6 Modelo empírico de microdureza em função dos parâmetros térmicos e espaçamento dendrítico primário

Para previsões futuras da liga Al- 5% em peso de Ni e melhor explicar a variabilidade das propriedades mecânicas, foi realizada uma análise multivariada entre a microdureza (H), parâmetro térmicos (V_L , T_R e G_L) e espaçamento dendríticos primário (λ_1), resultando na equação 5.3.6.1:

$$H = 47,06 + 10,73(V_L) - 1,22(T_R) - 1,15(G_L) + 0,01(\lambda_1) \quad (5.3.6.1)$$

O resultado do modelo para a liga Al- 5% em peso de Ni concorda com os resultados das ligas Al- 5% em peso de Cu e Al- 5% em peso de Si. Ou seja, analisando os coeficientes da equação 5.3.6.1, nota-se que a principal variável responsável pela variação da microdureza dinâmica (H) também é a velocidade de solidificação (V_L), porém essa relação é diretamente proporcional e ainda verifica-se que o espaçamento dendrítico primário (λ_1) dentre as variáveis utilizadas é a que menos afeta a microdureza.

Utilizando-se a equação 5.3.6.1, podemos calcular a microdureza em cada posição do termopar e comparar esses resultados do modelo empírico com os resultados experimentais, através da Figura 5.64. Nota-se que na posição do termopar situado a 20 mm da base refrigerada, o resultado para H calculado (52,4) e H experimental (51,6) foi o mais divergente, mas ainda sim,

ficando dentro dos limites de confiança.

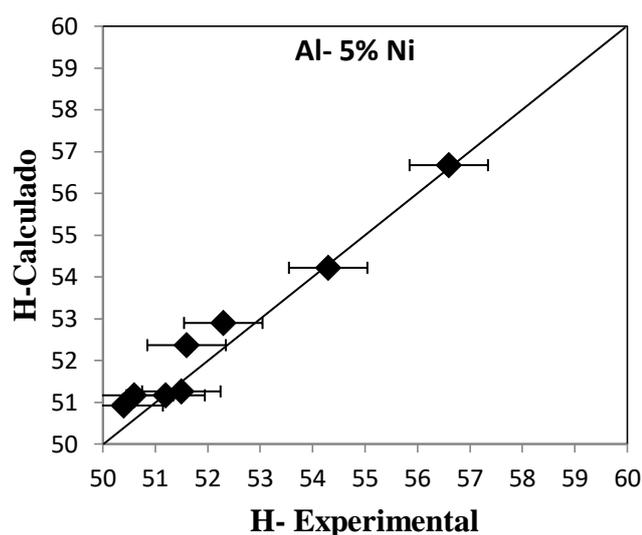


Figura 5.64 Comparação entre os valores calculados das microdurezas (H) e os valores experimentais das microdurezas (H) para a liga Al- 5% Si.

5.4 Confrontos de Resultados Experimentais das Ligas Binárias de Al

5.4.1 Correlações entre parâmetros térmicos e entre espaçamentos dendríticos primários

Nos processos de fundição e lingotamento, a morfologia de solidificação é tipicamente dendrítica e não se altera significativamente da superfície a outras posições da peça, exceto pelo tamanho dos espaçamentos dendríticos. A importância tecnológica desses processos justificou o intenso trabalho de pesquisa na busca de relações quantitativas entre parâmetros dos processos e os espaçamentos interdendríticos (Garcia, 2007).

A Figura 5.65 mostra a comparação dos resultados obtidos para a velocidade de solidificação em função da posição entre ligas Al- 5% em peso de Cu, Al- 5% em peso de Si e Al- 5% em peso de Ni. O sistema de resfriamento à água do molde favorece a alta velocidade de solidificação nas regiões próximas a base resfriada. Em todos os casos, à medida que nos afastamos do fundo do molde, a velocidade de solidificação diminui como resultado do aumento da resistência térmica do material solidificado. Nota-se um desvio entre as velocidades de solidificação, o que indica que a adição de cobre como elemento de liga (Al- 5% em peso de Cu) causou um aumento apreciável na cinética de solidificação.

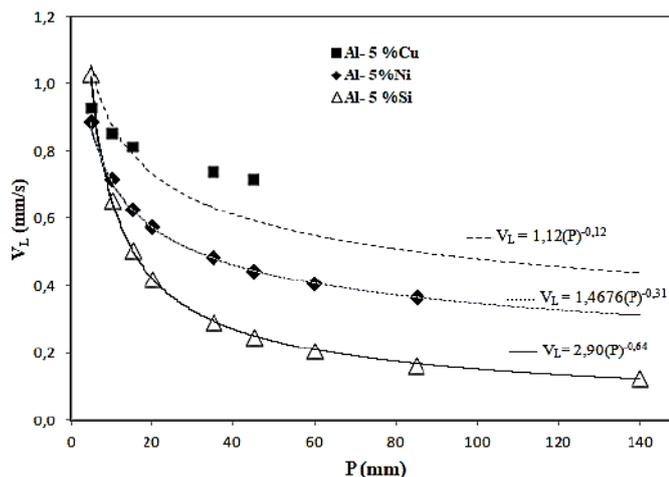


Figura 5.65 Comparação entre perfis de velocidade de solidificação determinados para ligas Al- 5% Cu, Al- 5% Ni e Al- 5% Si.

As relações entre as taxas de resfriamento e posição para as ligas (Al- 5% em peso de Cu, Al- 5% em peso de Ni e Al- 5% em peso de Si) são mostradas na Figura 5.66. Em todos os casos analisados, a T_R diminui significativamente ao longo do comprimento de fundição e valores mais altos da taxa de resfriamento são encontrados na base do molde de aço, isso ocorre devido ao sistema de refrigeração à água. A Figura 5.66 revela que os dados experimentais para as ligas de Al-Si e Al-Ni são subestimados quando comparados com a liga de Al-Cu, isso porque o alumínio e o cobre são excelentes condutores de calor.

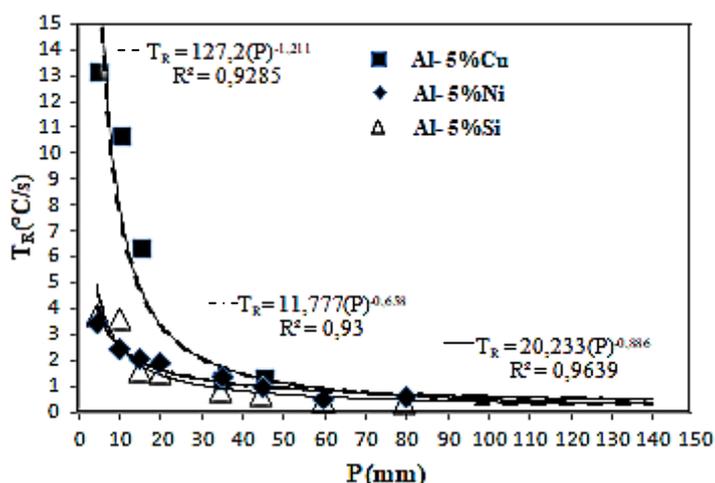


Figura 5.66 Comparação das taxas de resfriamento (T_R) versus posição (P) ao longo do comprimento das peças fundidas.

Em seguida, os três perfis apresentados na Figura 5.67 correspondem ao gradiente térmico versus posição para Al- 5% em peso de Cu, Al- 5% em peso de liga de Ni e Al- 5% em peso de liga de Si. Esta Figura mostra comportamentos similares aos encontrados na Figura 5.66, ou seja,

valores mais altos próximos ao sistema de resfriamento à água, que é posicionado na base do molde de aço. O gradiente térmico é visto diminuir mais rapidamente a partir da base do molde e seu valor decresce gradualmente em direção ao topo do molde.

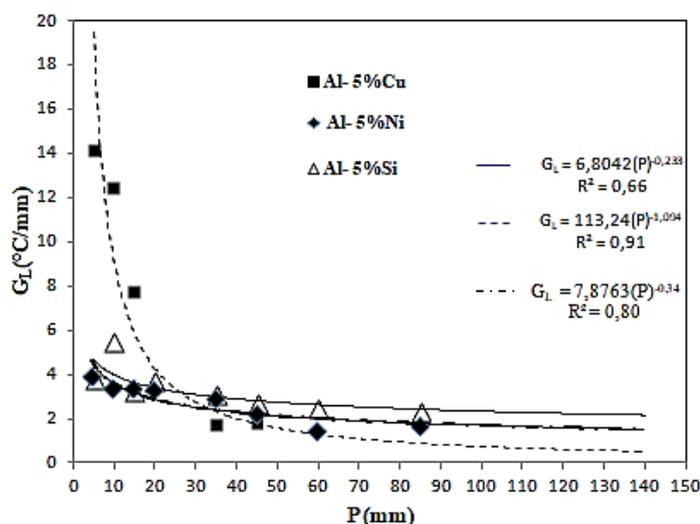


Figura 5.67 Comparação dos gradientes térmicos (G_L) versus posição (P) ao longo do comprimento das peças fundidas.

O tempo necessário para uma determinada posição dentro do lingote solidificar foi determinado experimentalmente no presente trabalho, Figura 5.68. Percebe-se que o tempo de solidificação local (t_{SL}) aumenta com a posição ao longo da fundição. Contudo, a inclinação da curva do tempo de solidificação local (t_{SL}) para a liga de Al- 5% em peso de liga de Ni é bem mais suave do que das ligas Al- 5% em peso de Cu e Al- 5% em peso de liga de Si, isso se deve a baixa condutividade térmica do Níquel comparado a do Cobre e Silício.

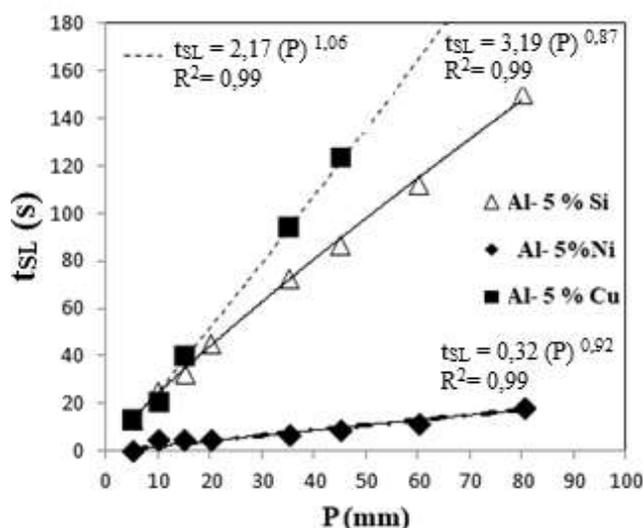


Figura 5.68 Comparação do tempo de solidificação local (t_{SL}) versus posição (P) ao longo do comprimento das peças fundidas.

Espaçamentos dendríticos primários (λ_1) foram medidos e correlacionados com a posição (P) ao longo das peças fundidas, Figura 5.69. Os resultados experimentais obtidos também são plotados para comparação, pode-se ver que Al- 5% em peso de liga de Si tem maiores espaçamentos de braços dendríticos quando comparados com aqueles medidos para Al- 5% em peso de liga de Cu e Al- 5% em peso de liga de Ni. Isso ocorre devido à liga Al- 5% em peso de Si ter menor velocidade de solidificação durante o processo de solidificação, o que não favorece o refinamento microestrutural.

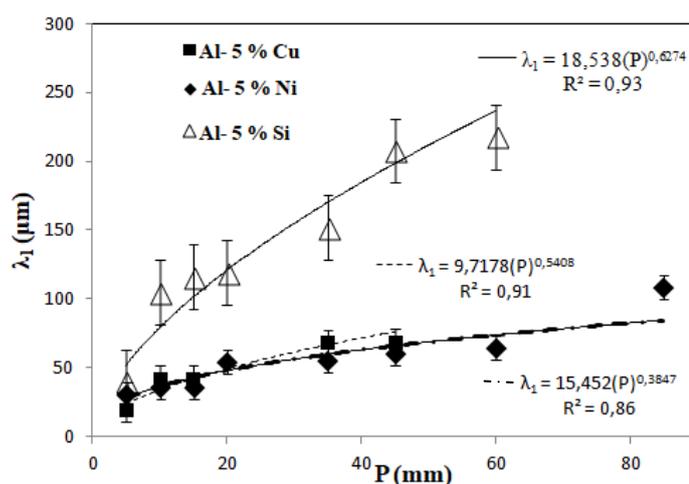


Figura 5.69 Espaçamentos dendríticos primários (λ_1) versus posição (P) para as ligas Al-5% Cu, Al-5% Si e Al-5% Ni.

5.4.2 Relação entre espaçamentos dendríticos primários e propriedades mecânicas

Expressões que relacionem propriedades mecânicas com parâmetros da estrutura são úteis na busca de uma forma de programação estrutural, por meio da fixação prévia das condições de solidificação em função de um determinado nível de resistência mecânica que se pretenda alcançar. Reconhece-se atualmente que os espaçamentos das ramificações dendríticas têm uma correlação muito mais imediata com as propriedades mecânicas do que o próprio tamanho de grão cristalino (Garcia, 2007).

A Figura 5.70 agrupam-se os perfis de microdureza (H) experimentalmente medidos por um testador dinâmico de ultra-microdureza versus espaçamento entre braços primários (λ_1), para as três ligas estudadas. Os perfis de microdureza em função dos espaçamentos dendríticos primários

são curvas praticamente paralelas entre si, mostrando uma nítida relação entre as duas variáveis. Essas relações são mostradas pelos modelos apresentados no gráfico para cada sistema que correlaciona o parâmetro da estrutura dendrítica (λ_1) com a propriedade mecânica (H).

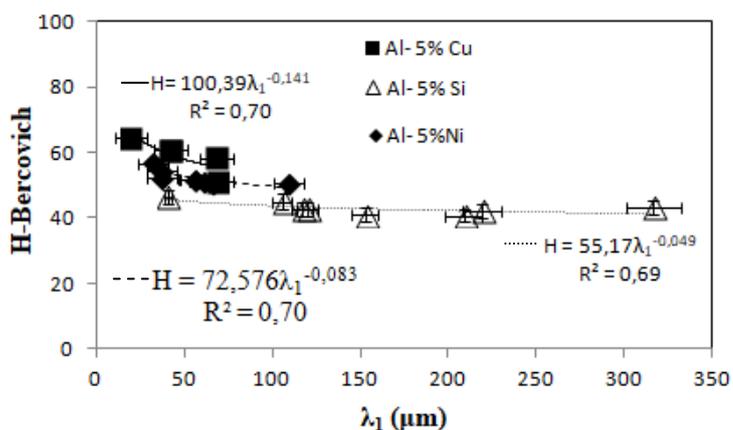


Figura 5.70 Perfis experimentais de microdurezas (H) versus espaçamentos dendríticos primários (λ_1) para as ligas Al- 5% Cu, Al- 5% Si e Al- 5% Ni.

Os resultados apresentados na Figura 5.71 demonstram a influência dos espaçamentos dendríticos primários das ligas Al- 5% em peso de Cu, Al- 5% em peso de Si e Al- 5% em peso de Ni sobre os módulos de elasticidade. Devido à dispersão dos pontos apresenta-se um valor médio da referida propriedade mecânica para as ligas dos sistemas estudados (38,5 GPa). Observa-se valores mais elevados para a liga Al- 5% em peso de Ni ($E_{\text{máximo}} = 63$ GPa à 60 mm da base e $E_{\text{médio}} = 52,3$ GPa) seguido por valores ligeiramente inferiores da liga Al- 5% em peso de Si ($E_{\text{máximo}} = 63$ GPa à 60 mm da base e $E_{\text{médio}} = 44,3$ GPa) e por valores mais baixos da liga Al- 5% em peso de Cu ($E_{\text{máximo}} = 33$ GPa à 45mm da base e $E_{\text{médio}} = 23,8$ GPa).

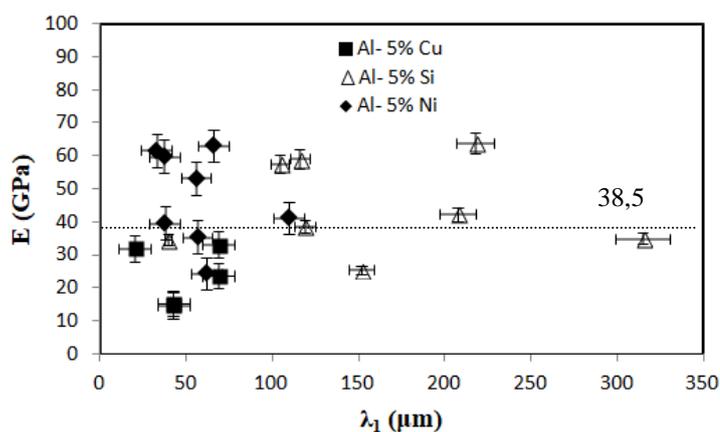


Figura 5.71 Relação entre módulo de elasticidade (E) e espaçamentos dendríticos primários (λ_1) para as ligas Al- 5% Cu, Al- 5% Si e Al- 5% Ni.

6 CONCLUSÕES

O objetivo do presente trabalho foi investigar a influência dos solutos de Cu, Ni e Si nos parâmetros térmicos, TCE, espaçamento entre braços dendríticos e propriedades mecânicas resultantes. Verificou-se que a adição de cobre como elemento de liga causou um aumento apreciável nos valores dos parâmetros térmicos (V_L , T_R e G_L), enquanto os valores de t_{SL} diminuíram para a liga de composição Al- 5% em peso de Ni. As observações da macroestrutura mostraram que a transição colunar para equiaxial (TCE) ocorreu praticamente na mesma posição (120 mm) para as ligas de Cu e de Ni, porém numa posição mais afastada da base refrigerada (130 mm) para a liga de Si o que sugere um efeito da menor densidade desse soluto (2330 kg/m^3) comparado à densidade do cobre (8960 kg/m^3), níquel (8908 kg/m^3) e do solvente alumínio (2700 kg/m^3). Os efeitos da adição de cobre incluem a promoção da velocidade de solidificação (V_L) reduzindo assim os espaçamentos dos braços dendríticos, estas características melhoradas levaram a aumentar a microdureza (H) na liga Al- 5% em peso de Cu. Por outro lado, as ligas não exibem um comportamento claro em relação ao módulo de elasticidade (E) em função dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1). No entanto, os resultados mostram que o módulo de elasticidade (E) cresce com a adição de soluto de níquel em aproximadamente 120% em relação à liga Al- 5% em peso de Cu e 18% sobre a liga Al- 5% em peso de Si.

Desenvolveu-se modelos empíricos para previsão das propriedades mecânicas, microestruturas e parâmetros térmicos que apresentaram boa compatibilidade com os resultados experimentais. Entre as variáveis térmicas, a velocidade de solidificação teve uma influência mais significativa na microdureza e nos espaçamentos dendríticos primários. Neste contexto, este estudo pode contribuir para o entendimento de como gerenciar parâmetros operacionais de solidificação, a fim de projetar as propriedades mecânicas e a microestrutura das principais ligas comerciais de alumínio.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A utilização de ligas de alumínio é de grande importância comercial e o comportamento dessas ligas durante a solidificação ditam as propriedades que esses materiais vão apresentar durante sua utilização. Estabelecer correlações analíticas entre a estrutura e as propriedades resultantes é um estudo complexo que começa com a análise de diferentes aspectos estruturais e a literatura existente sobre o assunto ainda é muito restrita.

Sugere-se alimentar os modelos semi-empíricos de crescimento dendrítico com os dados experimentais do presente trabalho objetivando o desenvolvimento de modelos com abordagens teóricas nos quais ainda não foram apresentados na literatura, bem como realizar ensaios mecânicos em diferentes ligas binárias de Al, solidificadas com os mesmos parâmetros para avaliar a influência em propriedades como, módulo de elasticidade, dureza e limite de ruptura (ensaio de tração).

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGUIAR D.T., MARTORANO M.A.. Modelagem matemática da solidificação equiaxial de ligas binárias. ABM. V.67, p.3044-3056, 2012.

ARANGO J.M.R. Análise térmica de ligas al-si com adição de inoculante. 103 p. Tese, Universidade de São Paulo. São Paulo, 2009.

ARES A.E., GUEIJMAN S.F., SCHVEZOV C.E. An experimental investigation of the columnar-to-equiaxed grain transition in aluminum–copper hypoeutectic and eutectic alloys. J. Cryst. Growth, 2154–2170, 2010.

BADILLO A. and BECKERMANN C. Phase-field simulation of the columnar-to-equiaxed transition in alloy solidification. Acta Materialia. 2006; 54(8):2015-2026. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2005.12.025>.

BAPTISTA L. A., FERREIRA A. F., PARADELA K. G., SILVA D. M., and CASTRO J.A., “Experimental investigation of ternary Al-Si-Cu alloy solidified with unsteady-state heat flow conditions,” Mater. Res., vol. 21, N. 3, 2018.

BAPTISTA L. A., PARADELA K. G., IVALDO L., GARCIA A., FERREIRA A. F. Experimental study of the evolution of tertiary dendritic arms and microsegregation in directionally solidified Al-Si-Cu alloys castings. Journal of Materials Research and Technology-JMR&T, p. 1-7, 2019.

BOUCHARD D. e KIRKALD J.S. Metallurgical and Materials Transactions, v. 28 B, p. 651, 1997.

CARVALHO D.B., MOREIRA A.L., MOUTINHO D.J., FILHO J.M., ROCHA O.L. and SPINELLI J.E. The columnar to equiaxed transition of horizontal unsteady-state directionally solidified Al-Si alloys. Materials Research. 2013; 17(2):498-510. <http://dx.doi.org/10.1590/S1516-14392014005000015>.

CHALMERS B. The Structure of Ingots. The Journal of the Australian Institute of Metals, Vol. 8, pp. 255, 1968.

CLYNE T.W. Numerical Modelling of Directional Solidification of Metallic Alloys. *Metal Science*, v. 16, p. 441-450, 1982.

CRANK JOHN. *Free and Moving Boundary Problems*. Oxford, Clarendon Press, 1984.

DING G. L., TEWARI, S. N. Dendritic morphologies of directionally solidified single crystal along different crystallographic. *Journal of Crystal Growth*. Vol. 236, pp.420-428, 2002. Equiaxial de Lligas Binárias.ABM. v. 67, p. 3044–3056, 2012.

E. SCHEIL, *Z. Metallkd.*, vol. 34, p. 70-72, 1942.

FERREIRA A. F, CHRISÓSTIMO W. B., SALES R. C., GARÇÃO W. J., DE PAULA S. N. Effect of pouring temperature on microstructure and microsegregation of as-cast aluminum alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. xx, p. 1-9, 2019.

FERREIRA A. F., PARADELA K. G., FELIPE J. P. ; ALCÂNTARA J. Z., GARCIA A. Phase-Field Simulation of Microsegregation and Dendritic Growth During Solidification of Hypoeutectic Al-Cu alloys. *Materials Research (São Carlos. On-line)*, v. 1, p. 1-8, 2017.

FERREIRA A.F., FERREIRA I.L., CUNHA J. P., SALVINO I. M.. Simulation of the Microstructural Evolution of Pure Material and Alloys in an Undercooled Melts via Phase-field Method and Adaptive Computational Domain. *Mat. Res.* Doi:10.1590/1516-1439.293514, 2015.

FERREIRA A.F., MELO E.G., FERREIRA L.O. Prediction of Secondary-Dendrite Arm Spacing for Binary Alloys by Means of a Phase-Field Model *Steel Res. Int.* v. 85, p. 58-64, 2014.

FLEMINGS M. C. *Solidification Processing*. New York. McGraw-Hill, 1974.

FLOOD S. C., HUNT J. D. Columnar to equiaxed transition. In: *Metals Handbook 9. ed. V. 15*, Warrendale, ASM International, p. 130-136. 1998.

FURTADO A. F. Modelamento do Processo de solidificação e formação de microestrutura pelo método do campo de fase. EEIMVR, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda. Tese de Doutorado. 2005.

GANDIN C. A., From constrained to unconstrained growth during directional solidification. *Acta Materialia* 48, 2483–2501, 2000.

GANDIN C.A. Experimental Study of the Transition from Constrained to Unconstrained Growth During Directional Solidification, *ISIJ International*, V.40, N.10, p. 971-409, 2000.

GANDIN C.A., MOSBAH S., VOLKMANN T., HERLACH D.M. Experimental and numerical modeling of Equiaxed solidification in metallic alloys. *Acta Materialia*, v.56, p. 3023-3035, 2008.

GARCIA A. – Solidificação: Fundamentos e aplicações. Editora Unicamp, Campinas, SP, 2007.

GÄUMANN M., BEZENÇON M, CANALIS P., and KURZ W.: *Acta Mater.*, vol. 49, p. 1051-62, 2001.

GREER A.L. Modelling of inoculation of metallic melts: Application to grain refinement of aluminium by Al-Ti-B. *Acta Mater.*, p. 2823-2835, 2000.

GREER A.L.. Modeling of Inoculation of metallic melts: Application to grain refinement of aluminium by Al-Ti-B. *Mater. Sci. Forum*, v. 396-402, p. 53-58, 2002.

HUNT J.D., in: *Solidification and Casting of Metals*. The Metals Society, London, p. 3–9, 1979.

HUNT, J.D. Steady State Columnar And Equiaxed Growth Of Dendrites And Eutectic, *Materials Science and Engineering*, V.65, p. 75-83, 1984.

KAKITANI R., REYES, RODRIGO V., GARCIA A., CHEUNG N., SPINELLI J. E. Effects of Melt Superheating on the Microstructure and Tensile Properties of a Ternary Al-15 Wt Pct Si-1.5 Wt Pct Mg Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A-Physical Metallurgy and Materials Science*, v. 50, p. 1308-1322, 2018.

KIM S. and GRUGEL R.N.. *Metall. Trans. A*, vol. 23A, p. 1807-15, 1992.

KOLENDA Z., DONIZAK J., BOCARDO J.C. Least-square adjustment of mathematical model of heat and mass transfer process during solidification of binary alloy. *Metall. Mater. Trans. B*, v.30B, p. 505-513, 1999.

KURZ W., FISHER D.J. Dendritic growth and limit of stability tip radius and spacing. *Acta Metallurgica* 29, p.11–20, 1981.

KURZ, W., FISHER, D.J. *Fundamentals of Solidification*. Trans Tech Publications. Switzerland, 1989.

KURZ,W., BEZENÇON, C. & GAUMANN, M. Columnar to Equiaxial Transition in Solidification Processing, *Science and Technology of Advanced Materials*. V. 2, pp.185-191, 2001.

LAMEIRAS F.J. Efeito da nucleação de grãos nas previsões do modelo multifásico para solidificação equiaxial. 99p. (Dissertação de mestrado em Engenharia de Materiais) – Escola Politécnica. Universidade de São Paulo, 2006.

LEDGARD L.J. and MCCARTNEY D.G. Proc. 4th Decennial Int. Conf. on Solidification Processing, Sheffield, UK, p. 277-80, 1997.

MAHAPATRA R.B. and WEINBERG F. *Metall. Trans. B*, vol. 21B, pp. 425-32, 1987.

MARTORANO M.A and BISCUOLA V.B. Predicting the columnar-to-equiaxed transition for a distribution of nucleation undercoolings. *Acta Materialia*. 2009; 57(2):607-615. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2008.10.001>.

MARTORANO M.A., BECKERMANN C., GANDIN A. A Solutal Interaction Mechanism for the Columnar to Equiaxed Transition in Alloy Solidification. *Metall. Mater. Trans. A* 34(A) 1657-1674, 2003.

MARTORANO M.A., BISCUOLA V.B. Predicting the columnar-to-equiaxed transition for a distribution of nucleation undercoolings. *Acta Materialia*, v. 57, n. 2, p. 607-615, 2009.

MAXWELL I., HELLAWEEL A.. A simple model for grain refinement during solidification. *Acta Metall.*, v. 23, n.2, p. 229-237, 1975.

MIRIHANAGE W.U., DAI H., DONG H., BROWNE D.J. Computational Modeling of Columnar to Equiaxed Transition in Alloy Solidification. *Adv. Eng. Mater.* v. 15, No. 4, p. 216-229, 2013.

MOUTINHO D. J. C. Análise da Evolução Microestrutural e da Formação de Macrossegregação e Microporosidade na Solidificação Unidirecional Transitória de Ligas Ternárias Al-Cu-Si. Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas. Tese de Doutorado, 2012.

MÜLLER A. Solidificação e análise térmica dos metais. Editora: UFRGS; 1ª edição, 2002.

MURTY B., KORI S., CHAKRABORTY M. Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying, *Inter. Mater. Rev.*, 47/1, p.22-29, 2002.

OGATA C. T., REYES R. V., GARCIA A., SPINELLI J. E.. Length Scale of the Dendritic Array Tailoring Strength of a 5052 Aluminum Alloy. *Materials Research-Ibero-american Journal of Materials*, v. 22, p. e20180561, 2019.

OKAMOTO T., KISHITAKE K. Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin, and zinc base binary alloys. *Journal of Crystal Growth* 29 137–146. 1975.

OLDFIELD W. A. Quantitative Approach to Casting Solidification: freezing of Cast Iron. *Transactions of the ASM*, v. 59, p. 945-961, 1966.

OLIVER, W.C., PHARR, G. M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *J. Mater. Res.*, v. 7, n. 6, 1992.

RAPPAZ M., THÉVOZ Ph. Solute Diffusion Model for Equiaxed Dendritic Strasbourg. p. 277-285, 1986.

RAPPAZ M.. Modeling of microstructure formation in solidification process. *Int. Mater. Rev.* v. 34, p. 93-122, 1989.

ROCHA O.L., GOMES L.G., MOUTINHO D.J., FERREIRA I.L. and GARCIA A. The columnar to equiaxed transition in the directional solidification of aluminum based multicomponent alloys. *Revista Escola de Minas*. 2015; 68(1):85-90. <http://dx.doi.org/10.1590/0370-44672015680237>.

SAKAGUCHI R. L., POWERS J. M. C. Materiais dentários restauradores. Tradução da 13ª edição: Editora Elsevier, Rio de Janeiro – RJ, 2012.

SALES, R. C., FELIPE JUNIOR, P., PARADELA, K. G., GARÇÃO, W. J. L., FERREIRA, A. F. Effect of Solidification Processing Parameters and Silicon Content on the Dendritic Spacing and Hardness in Hypoeutectic Al-Si Alloys. *Materials Research*, v. 21, p. 1-8, 2018.

SIQUEIRA C.A., CHEUNG N., GARCIA A., The columnar to equiaxed transition during solidification of Sn-Pb alloys. *Journal of Alloys and Compounds* 351, p. 126–134, 2003.

SPINELLI J.E., FERREIRA I.L., GARCIA A. Influence of melt convection on the columnar to equiaxed transition and microstructure of downward unsteady-state directionally solidified Sn-Pb alloys. *J. Alloys Compd.* v. 384, p. 217–226, 2004.

STEFANESCU D.M., UPADHYA G., BANDYOPADHYAY D. Heat transfer-solidification kinetics modeling of solidification of castings. *Metall. Trans. A*, vol. 21A, p. 997-1005, 1990.

TEIXEIRA A. B. Influência Da Variação Do Módulo De Elasticidade Na Distribuição De Tensões Em Restauração Dentária. Dissertação (Engenharia de Materiais), Universidade Federal Fluminense, 2016.

THÉVOZ P., DESBIOLLES J.L., RAPPAZ, M. Modeling of Equiaxed Microstructure Formation in Casting. *Metall. Trans. A*, v. 20A, p. 311-322, 1989.

TRIVEDI R., Growth of dendritic needles from a supercooled melt, *Acta Metallurgica* 18 (1970) 287–296.

TRIVEDI R., Interdendritic spacing. II: a comparison of theory and experiments. *Metallurgical Transactions A* 15 (1984) 977–982.

TRIVEDI R., KURZ W. Solidification microstructures: a conceptual approach, *Acta Metallurgica et Materialia* 42 p. 15–23. 1994.

URSOLINO C. H., KIKUCHI R. H., BARRROS, A. S., SILVA, J. N. S., SILVA, M. A. P. S., MOREIRA, A. L. S., Rocha, O.L. On the Natural Convection in the Columnar to Equiaxed Transition in Directionally Solidified Aluminum-based Binary and Multicomponent Alloys. *Materials Research*, v. 18, p. 1362-1371, 2015.

VAN WYLEN, G. J., SONNTAG, R. E., BORGNAKKE, C. Fundamentos da termodinâmica clássica. McGraw-Hill, São Paulo, 5 ed., 2006.

VANDYOUSSEFI M. and GREER A.L.: Acta Mater., vol. 50, pp. 1693-1705, 2002.

WANG, C. Y., BECKERMANN, C. A multiphase solute diffusion model for dendritic alloy solidification. Metallurgical Transactions A, v. 24A, p. 2787-2802, 1993.

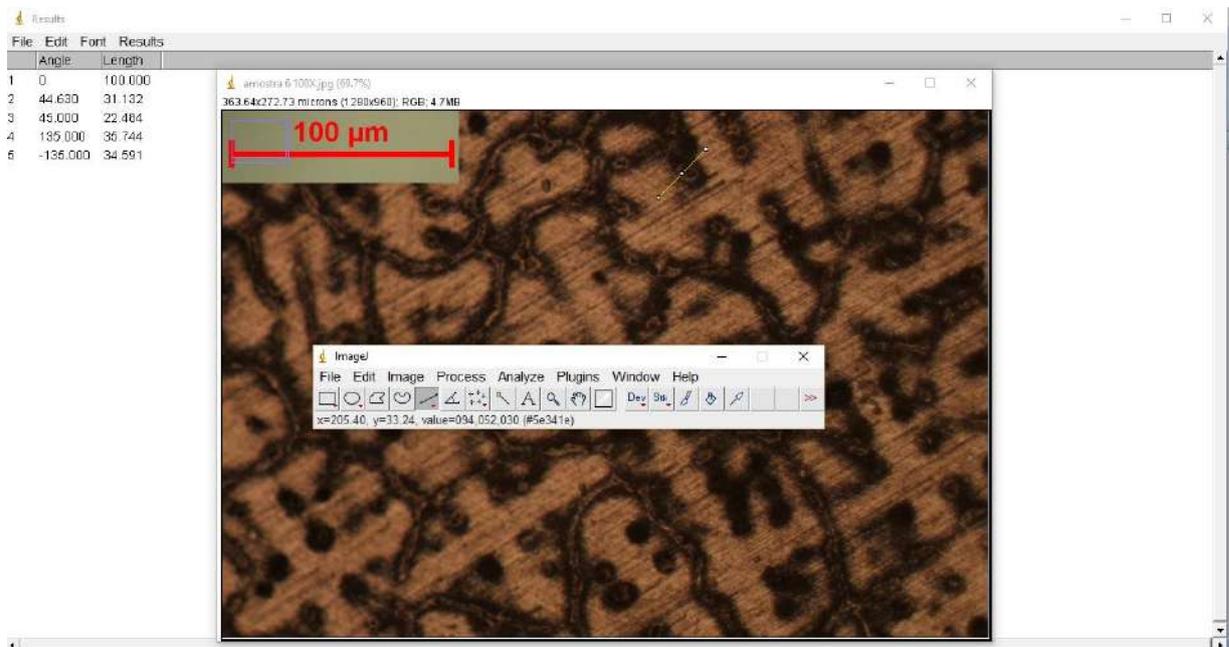
ZHANG C. "Microstructure and microsegregation in directionally solidified Mg-4Al alloy," Intermetallics, vol. 15, no. 10, p. 1395–1400, 2007.

ZIV I., F. WEINBERG. The columnar-to-equiaxed transition in Al 3 Pct Cu. Metallurgical and Materials Transactions 20A, p. 731–734, 1989.

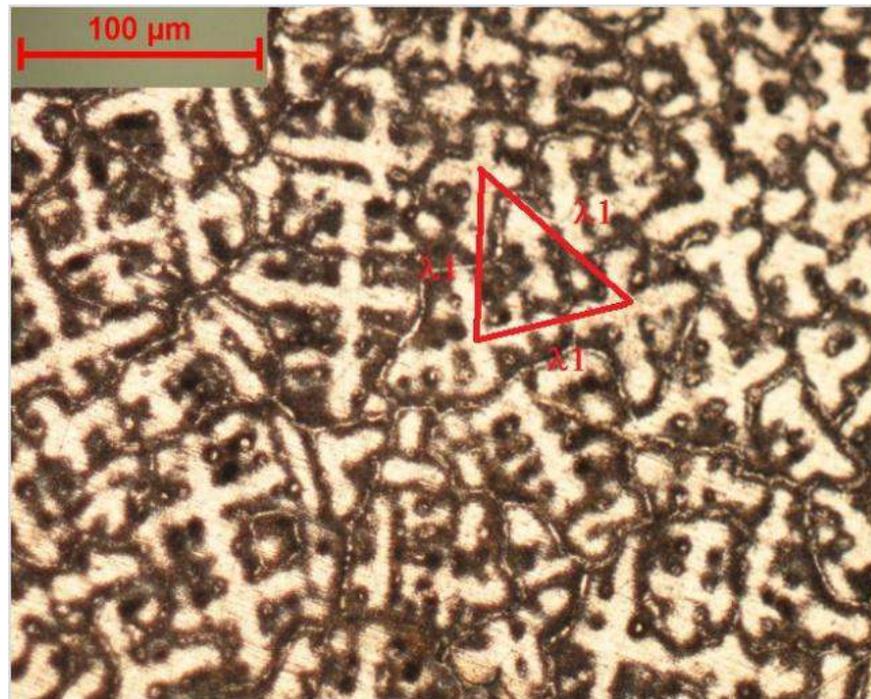
9 ANEXOS

ANEXO I

- Medições de parâmetros metalográficos com o software ImageJ.

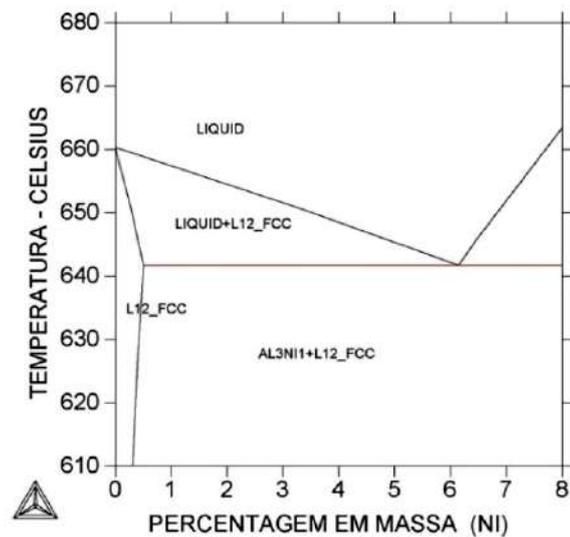
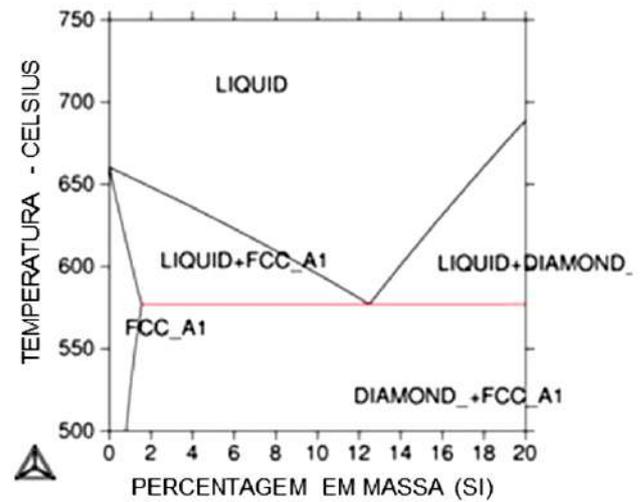
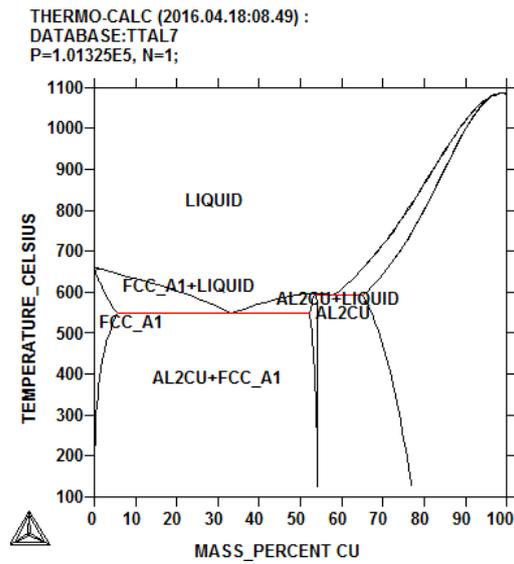


- Medições do espaçamento dendrítico primário (λ_1) de uma amostra de liga Al- 5% Cu.



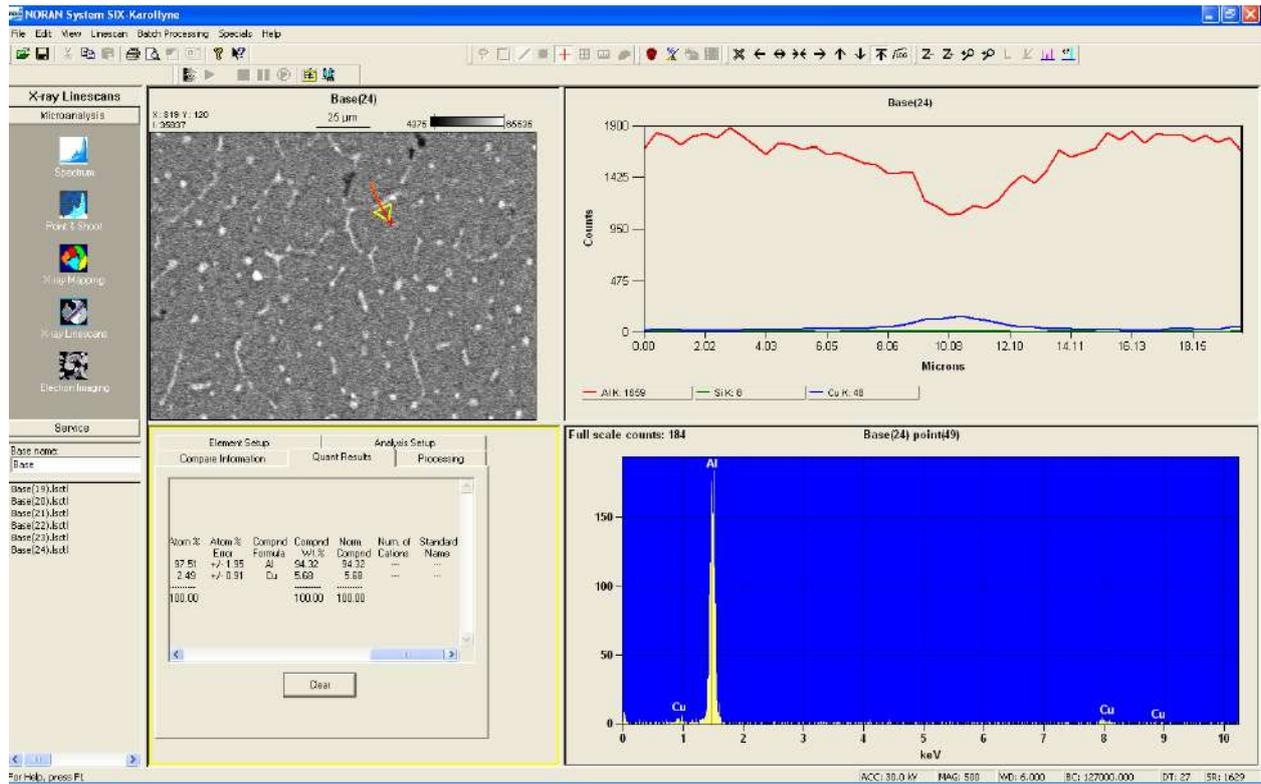
ANEXO II

- Diagrama de fases de cada um dos sistemas estudados:

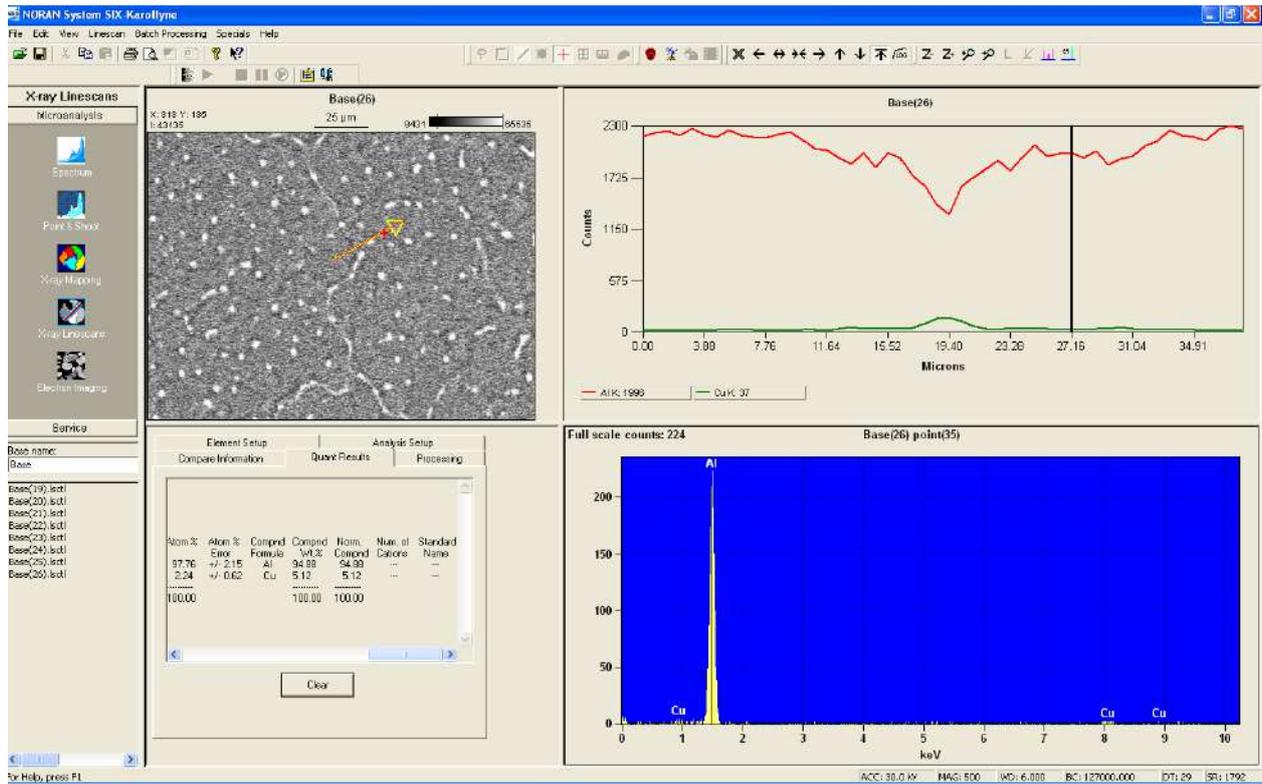


ANEXO III

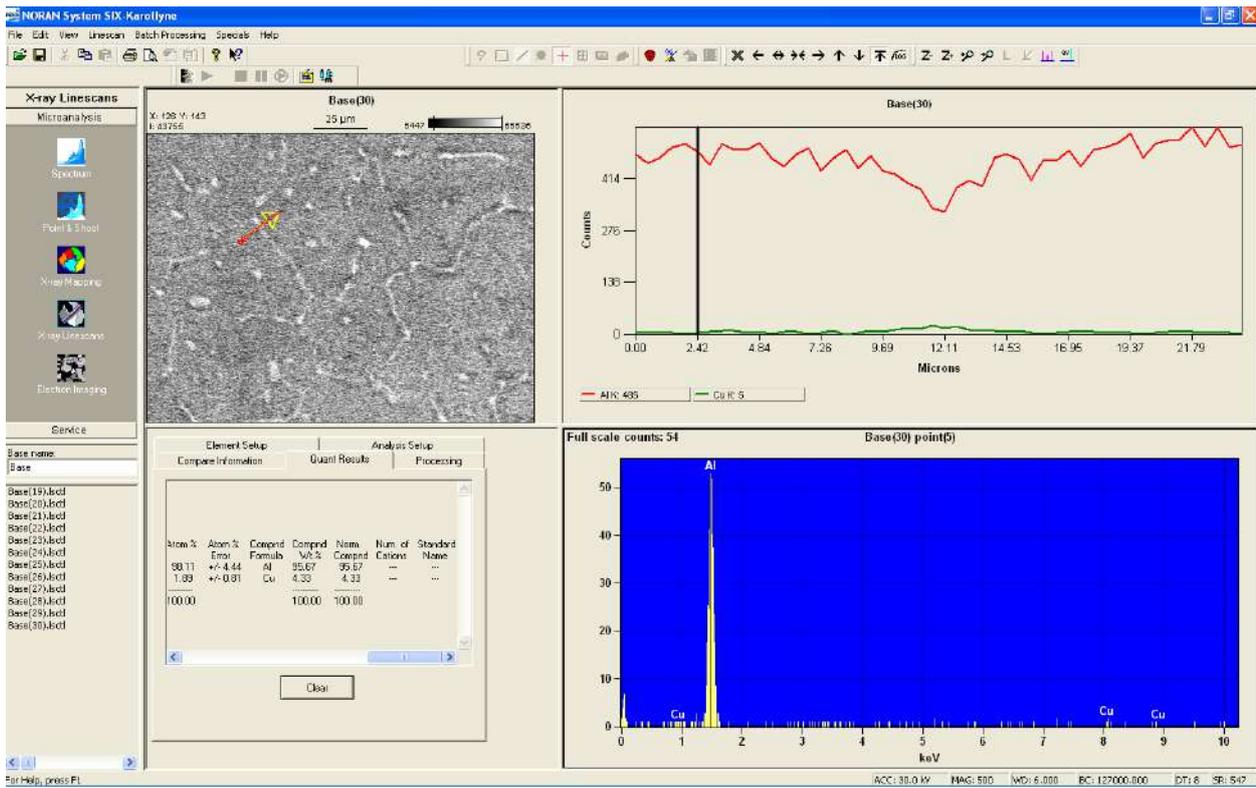
- Medição no MEV na amostra situada a 5 mm da base refrigerada:



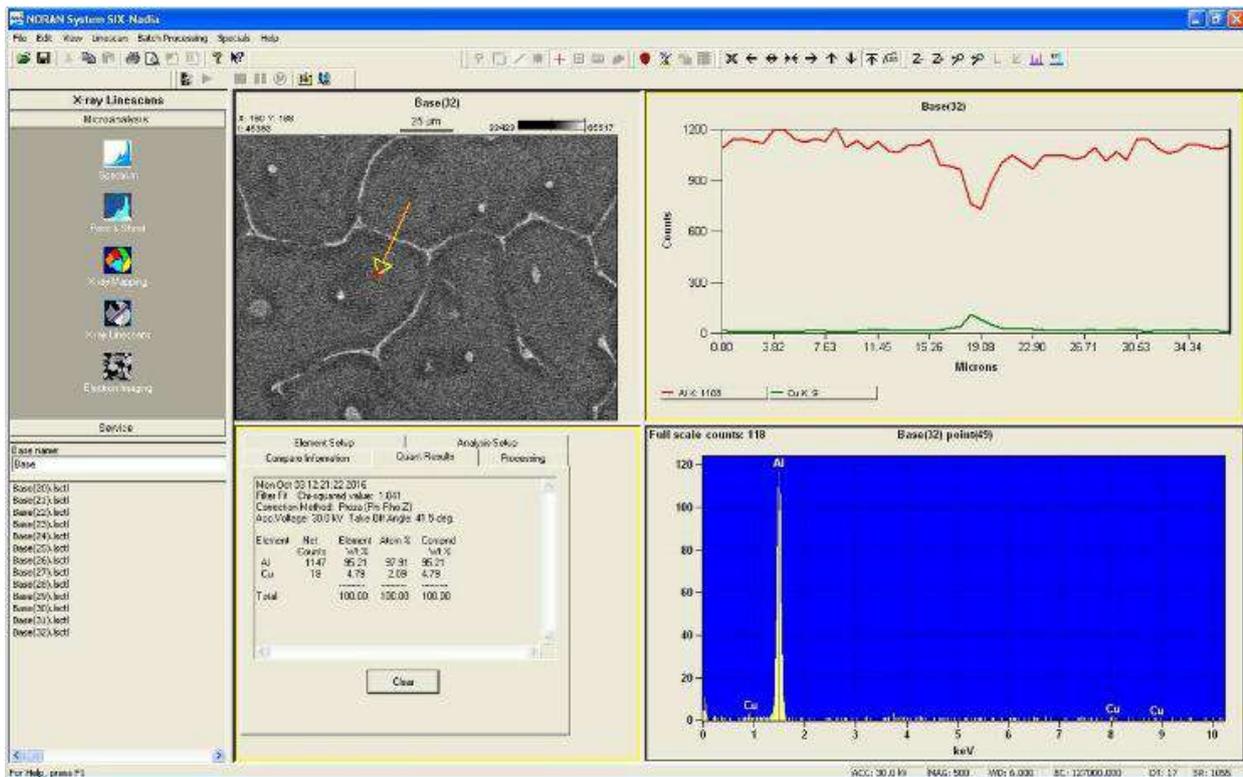
- Medição no MEV na amostra situada a 10 mm da base refrigerada:



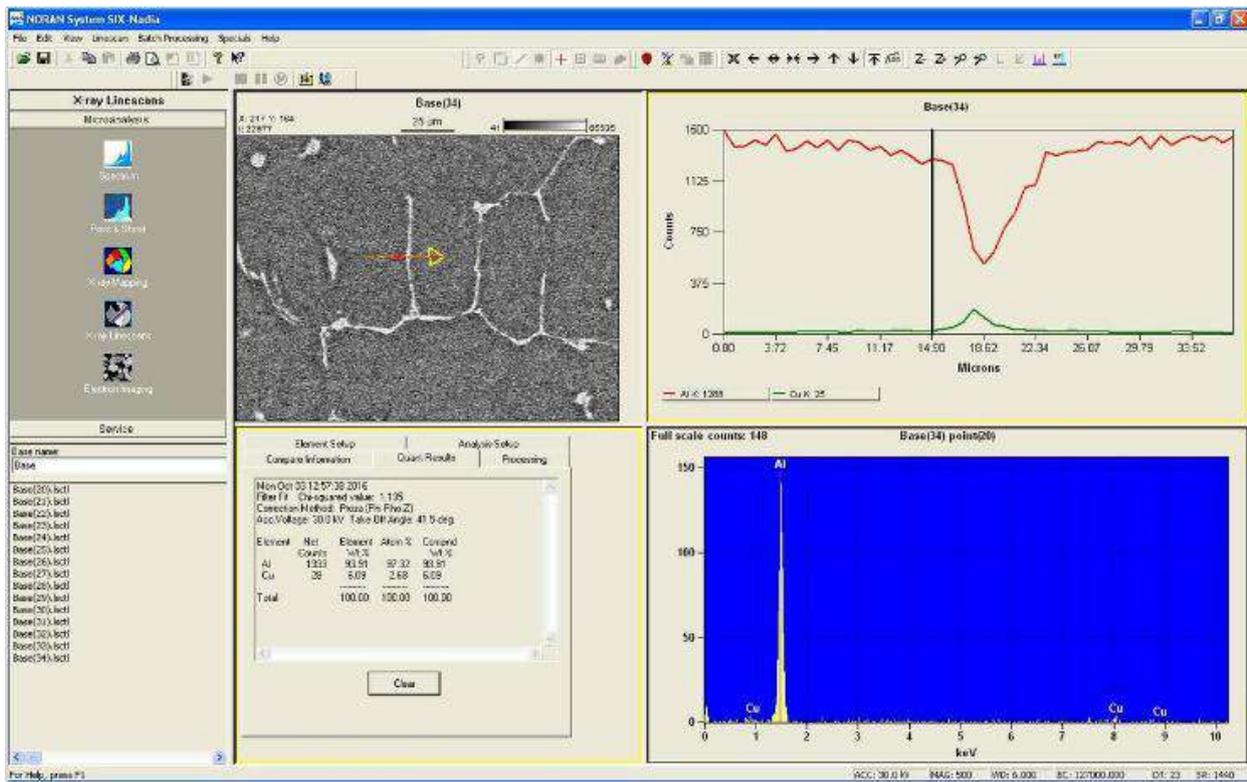
- Medição no MEV na amostra situada a 15 mm da base refrigerada:



- Medição no MEV na amostra situada a 35 mm da base refrigerada:

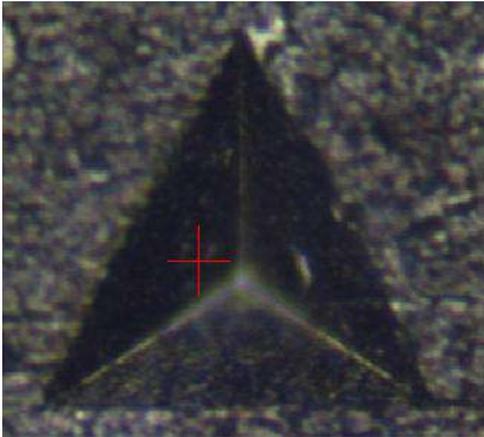


- Medição no MEV na amostra situada a 45 mm da base refrigerada:

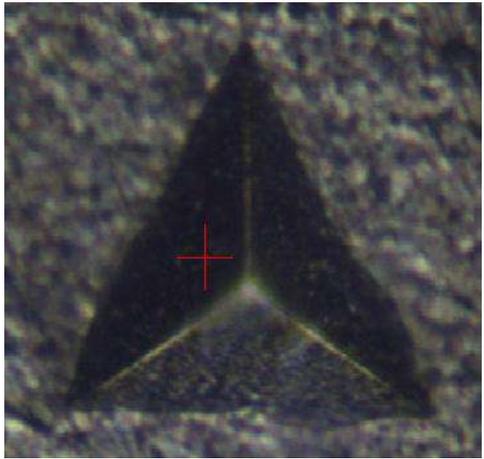


ANEXO IV

- Imagens do *Ultra Microhardness Tester* para a liga Al- 5% Cu com aumento de 50X:



Posição 5 mm

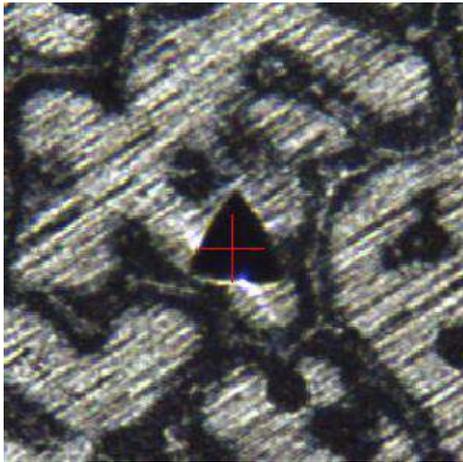


Posição 10 mm

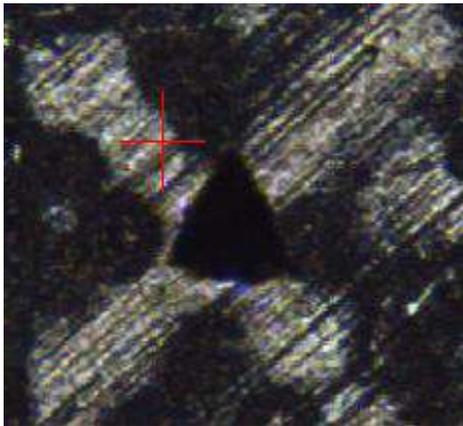


Posição 15 mm

- Imagens do *Ultra Microhardness Tester* para a liga Al- 5% Cu com aumento de 10X:

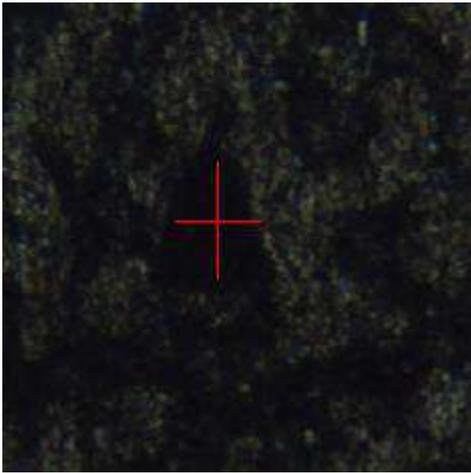


Posição 35 mm

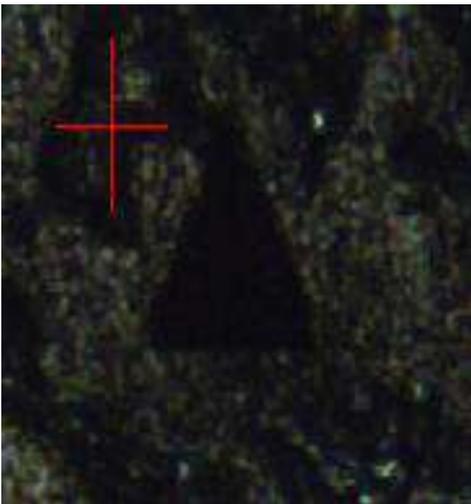


Posição 45 mm

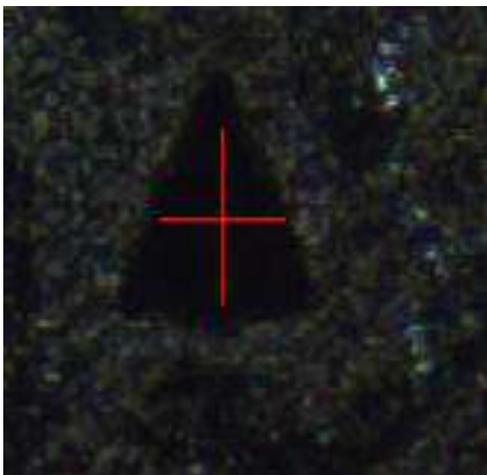
- Imagens do *Ultra Microhardness Tester* para a liga Al- 5% Si com aumento de 50X:



Posição 5 mm

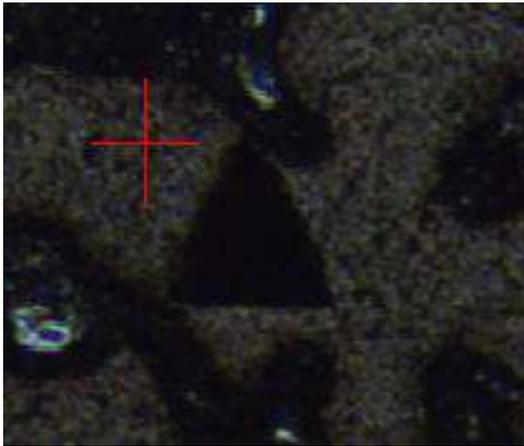


Posição 10 mm

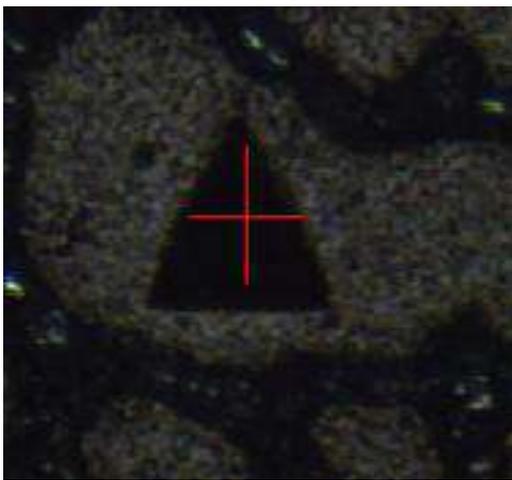


Posição 15 mm

- Imagens do *Ultra Microhardness Tester* para a liga Al- 5% Si com aumento de 50X:



Posição 20 mm



Posição 45 mm

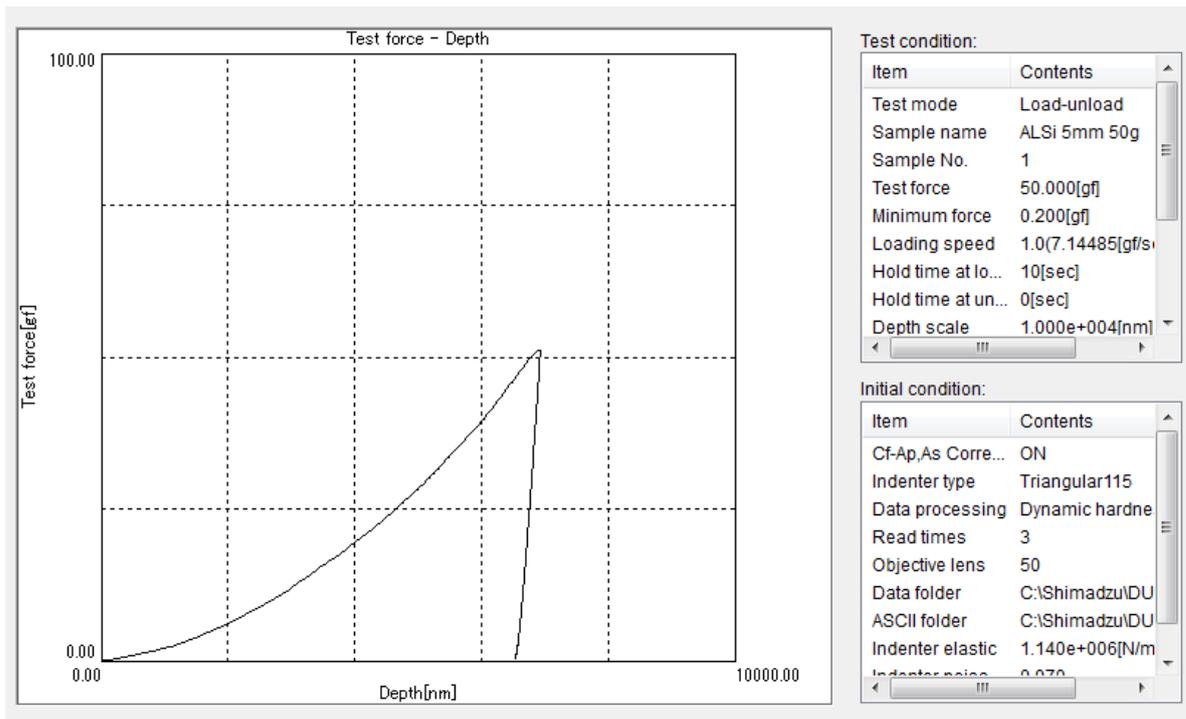


Posição 60 mm

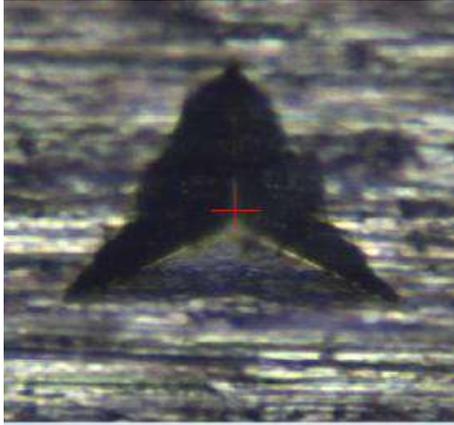
Posição 85 mm



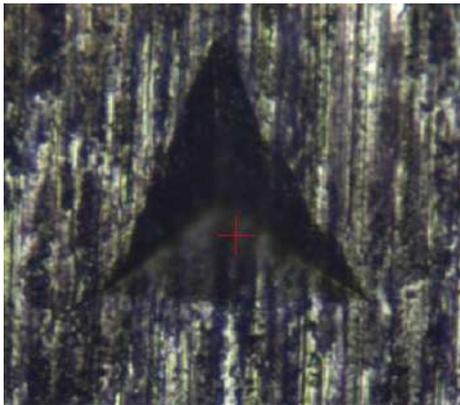
- Exemplo de curva típica de carregamento/descarregamento para a liga Al- 5% Si:



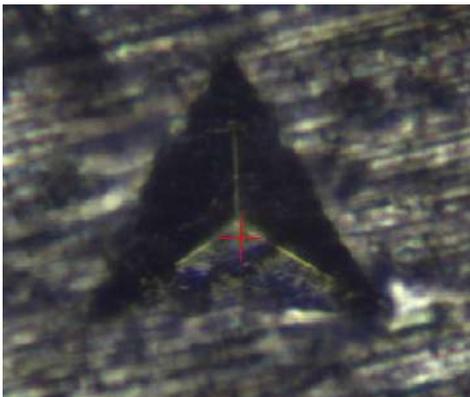
- Imagens do *Ultra Microhardness Tester* para a liga Al- 5% Ni com aumento de 50X:



Posição 20 mm

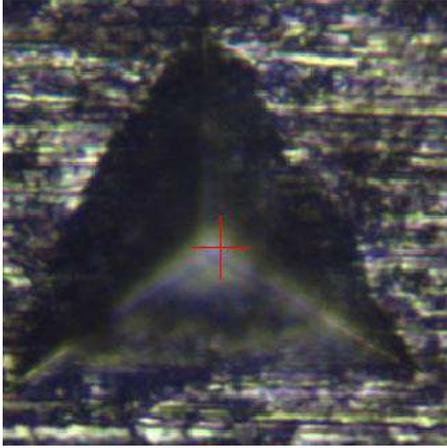


Posição 45 mm

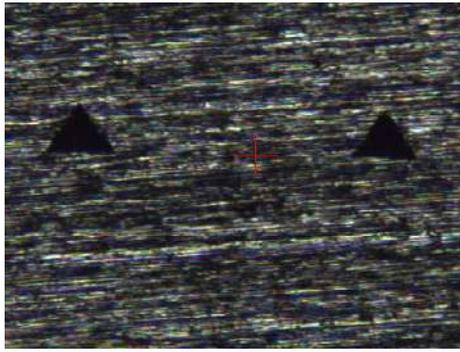


Posição 60 mm

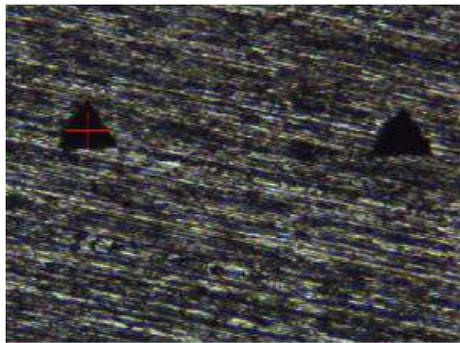
Posição 85 mm



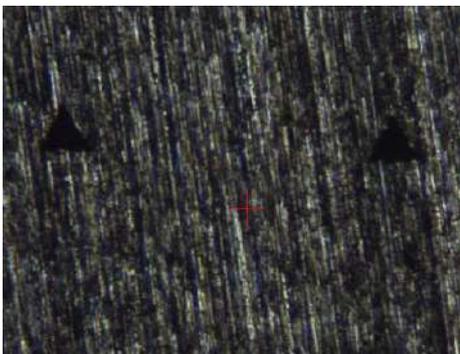
- Imagens do *Ultra Microhardness Tester* para a liga Al- 5% Ni com aumento de 10X:



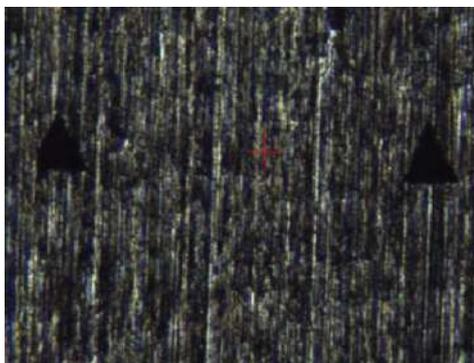
Posição 10 mm



Posição 15 mm



Posição 35 mm



Posição 45 mm

Posição 85 mm

