

INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E TECNOLOGIA DO PARÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS
MESTRADO PROFISSIONAL EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

**EFEITO DOS PARÂMETROS TÉRMICOS NA MICROESTRUTURA E
MICRODUREZA DA LIGA $\text{Al}_7\text{Si}_{0.3}\text{Mg}$ (0.15Fe) VIA SOLIDIFICAÇÃO
HORIZONTAL TRANSIENTE**

José Otávio Monteiro de Lima

BELÉM – PARÁ - BRASIL

2018

**EFEITO DOS PARÂMETROS TÉRMICOS NA MICROESTRUTURA E
MICRODUREZA DA LIGA Al7Si0.3Mg (0.15Fe) VIA SOLIDIFICAÇÃO
HORIZONTAL TRANSIENTE**

José Otávio Monteiro de Lima

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais - Mestrado Profissional, PPGEMAT/IFPA, do Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia do Pará – IFPA/Campus Belém, como requisito para obtenção do Título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Caracterização, Processamento e Aplicação de Materiais.
Linha de Pesquisa: Materiais Metálicos

Orientador: Prof. Dr. Otávio Fernandes Lima da Rocha.

BELÉM – PARÁ - BRASIL

2018

Dados para catalogação na fonte
Setor de Processamento Técnico
Biblioteca IFPA - Campus Belém

L732e Lima, José Otávio Monteiro de.
Efeito dos parâmetros térmicos na microestrutura e microdureza da liga Al7Si0.3Mg (0.15Fe) via solidificação horizontal transiente [manuscrito] / José Otávio Monteiro de. – Belém, 2018.
89pf.

Impresso por computador (Fotocópia).
Dissertação (Mestrado) - Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará – IFPA, Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais - Mestrado Profissional, Belém, 2018.

Orientador: Otávio Fernandes Lima da Rocha.

1. Alumínio – ligas fundidas. 2. Fases intermetálicas.
3. Microestrutura dendrítica. I. Título.

CDD: 620.11063

Bibliotecária Simone Nazaré da Silva Coutinho - CRB/875

INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E TECNOLOGIA DO PARÁ
CAMPUS BELÉM

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS
MESTRADO PROFISSIONAL EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

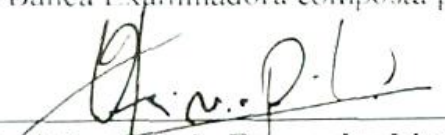
DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

EFEITO DOS PARÂMETROS TÉRMICOS NA MICROESTRUTURA E
MICRODUREZA DA LIGA $Al_{7}Si_{0.3}Mg_{(0.15Fe)}$ VIA SOLIDIFICAÇÃO
HORIZONTAL TRANSIENTE

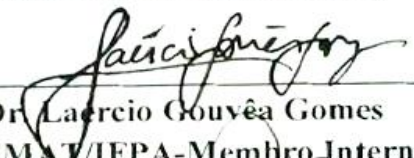
Autor: José Otávio Monteiro de Lima

Orientador: Prof. Dr. Otávio Fernandes Lima da Rocha

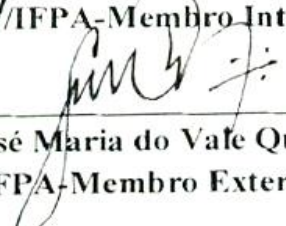
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo APROVA esta Dissertação:



Prof. Dr. Otávio Fernandes Lima da Rocha
(PPGEMAT/IFPA – Orientador)



Prof. Dr. Laercio Gouvêa Gomes
(PPGEMAT/IFPA-Membro Interno)



Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma
(PPGEM/UFPA-Membro Externo)

Belém (PA), 29 de JUNHO de 2018.

Dedico este trabalho às pessoas mais importantes da minha vida:

Aos meus pais,

Felix Caraty da Memória Cardoso (em memória),

Otávia Monteiro de Lima,

À minha filha Karla Patrícia Bernal de Lima.

À minha irmã Roseane Monteiro de Lima.

À minha prima Sabina da Memória Cardoso.

À minha dedicada companheira Alessandra Maria Silva.

À amorosa Nathalia Silva Malaquias.

AGRADECIMENTOS

Muitos contribuíram para a minha formação profissional até a conclusão desta dissertação por isso, aproveito a oportunidade para prestar meus agradecimentos:

A Deus por sua presença constante na minha vida e por tornar tudo possível.

Aos meus pais, Felix Caraty da Memória Cardoso e Otávia Monteiro de Lima, meus primeiros e maiores educadores, pelo apoio incondicional. Do mesmo modo, à minha dedicada companheira Alessandra Maria Silva por sua amizade e incentivo.

Aos meus amigos João Roberto da Silva Vilaça, José Maria do Vale Quaresma, Fernando de Almeida Gonçalves e Otávio Fernandes Lima da Rocha, meu orientador, gigante que em seus ombros pude ver mais longe.

Ao Professor Lázaro Ivan Gomes de Jesus, meu mestre nas oficinas da Escola Técnica Federal do Pará.

Ao Professor Orlando José Carvalho de Moura, Chefe do Laboratório de física, na época em que fui tecnologista da Universidade Federal do Pará.

Ao Professor Carlos Alberto Mendes da Mota do Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pará, pela inspiração e incentivo.

As Pedagogas Nilda Oliveira da Silva Souza, Luiza Cristina Rocha Magno, Suely Nascimento e a Psicóloga Elinilze Guedes Teodoro do departamento de pedagogia do IFPA.

Ao Professor Miguel G. Arroyo, pela minha formação acadêmica humanística na época em que fui aluno de pós-graduação da PUC/Mg.

Ao PPGMAT/IFPA que possibilitou a realização deste trabalho.

Aos integrantes do GEPMET e GPSOL Igor Magno, Fabricio Souza, Marlo Costa, André Barros, Jacson Malcher e Carolina Rizzoli pela amizade e por estarem sempre dispostos a ajudar.

Ao técnico de laboratório Rogério Costa pelas análises de MEV

Finalmente, queremos agradecer ao Professor Claudio Alex Jorge da Rocha, Magnífico Reitor do Instituto Federal de Educação Ciência e Tecnologia; Professor Manoel Antônio Quaresma Rodrigues, Diretor Geral do campus Belém; Professor Laércio Gouvêa Gomes, Coordenador do Mestrado Profissional; Professor Antônio Roberto de Oliveira, Coordenador do Curso de Metalurgia; Professora Syme Regina Souza Queiroz, Coordenadora do curso de Engenharia de Materiais, pelo prestígio, estímulo e colaboração dados a realização desse trabalho.

Finalmente, ao CNPq pelo apoio financeiro concedido pelo projetos/processos: 302846/2017-4 e 400634/2016.

Se eu vi mais longe, foi por estar sobre ombros de gigantes.

(Isaac Newton)

RESUMO

LIMA, José Otávio Monteiro de. *Efeito dos parâmetros térmicos na microestrutura e microdureza da liga Al7Si0.3Mg(0.15Fe) via solidificação horizontal transiente*. Dissertação de Mestrado. Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará - IFPA/Campus Belém, Belém - Pará, 2018. 88 p.

A crescente demanda por redução do peso dos veículos nas indústrias automotiva e aeroespacial aumentou a necessidade de desenvolver ligas estruturais melhoradas à base de alumínio. Assim, neste trabalho, realizou-se experimentos de solidificação horizontal com a liga Al-7%Si-0,3%Mg. Para tanto, um dispositivo de solidificação direcional horizontal refrigerado a água foi desenvolvido e usado. A caracterização microestrutural foi realizada utilizando técnicas tradicionais de metalografia, microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV). O software Thermo-Calc foi utilizado para gerar o caminho de solidificação da liga investigada com adição de 0,15% de Fe (fração de massa). Os efeitos dos parâmetros térmicos, como velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L), taxa de resfriamento (T_R) e tempo local de solidificação (t_{SL}) na formação da macroestrutura e na evolução da microestrutura dendrítica foram investigados. Uma transição macroestrutural colunar/equiaxial (TCE) foi encontrada para valores de V_L e T_R variando de 0,82 a 0,98 mm/se 1,71 a 2,55 °C/s, respectivamente. A microestrutura foi caracterizada pela medida dos espaçamentos dendríticos primário, secundário e terciário (λ_1 , λ_2 e λ_3 , respectivamente). Leis experimentais de $\lambda_{1,2}$ e $\lambda_3 = f(V_L, T_R)$ e $\lambda_2 = f(t_{SL})$ foram propostas. Caracterização microestrutural por microscopia óptica, mapeamento de elementos por MEV/EDS e microanálise das composições pontuais de EDS permitiram observar a presença de uma fase dendrítica rica em Al (Al (α)) com segundas fases interdendríticas compostas de uma mistura eutética: Al(α -eutético) + Si + Al₈Mg₃FeSi₆ (π) + Mg₂Si (θ). Ensaio de microdureza foi realizado no centro do dendrita, fase rica em Al, e na região interdendrítica. Maiores valores de HV foram observados na mistura eutética. Uma análise comparativa com trabalhos da literatura para ligas binárias e ternárias da série Al-7%Si+(0,3%Mg) (fração mássica) foi elaborada.

Palavras chaves: Ligas fundidas de alumínio; Solidificação horizontal transiente; Microestrutura dendrítica; Fases intermetálicas; Microdureza.

ABSTRACT

EFFECT OF THERMAL PARAMETERS IN THE MICROSTRUCTURE AND MICROHARDNESS OF THE Al7Si0.3Mg (0.15Fe) ALLOYS VIA TRANSIENT HORIZONTAL SOLIDIFICATION

The increasing demand for reducing vehicle weight in the automotive and aerospace industries has raised the need to develop improved structural aluminum-based alloys. Thus, horizontal solidification experiment with the Al-7wt%Si-0.3wt%Mg (0.15wt%Fe) (mass fraction) alloy was carried out. A water-cooled horizontal directional solidification device was developed and used. Microstructural characterization was carried out using traditional techniques of metallography, optical and SEM microscopy. The Thermo-Calc software was used to generate the solidification path of the investigated alloy with addition of 0.17% Fe (mass fraction). The effects of the thermal parameters such as the growth rate (V_L), cooling rate (T_C) and solidification local time (t_{SL}) on the formation of the macrostructure and on the dendritic microstructure evolution were evaluated. A columnar to equiaxed transition (CET) was found for V_L and T_C values from 0.82 to 0.98 mm/s and from 1.71 to 2.55 °C/s, respectively. The microstructure was characterized by the measurement of the primary secondary and tertiary dendrite arm spacings (λ_1 , λ_2 and λ_3 , respectively). Experimental laws of $\lambda_{123} = f(V_L, T_C)$ and $\lambda_2 = f(t_{SL})$ were proposed. Microstructural characterization by optical microscopy, SEM/EDS elemental mapping and microanalysis of the punctual EDS compositions allowed to observe the presence of an Al-rich dendritic phase ($Al_{(\alpha)}$) with interdendritic phases second composed of an eutectic mixture: $Al_{(\alpha-eutectic)} + Si + Al_8Mg_3FeSi_6(\pi) + Mg_2Si_{(\theta)}$. Microhardness test has been performed in the center of the dendrite (Al-rich phase) and the interdendritic region. Higher HV values were observed within the eutectic mixture. A comparative analysis with works from literature for binary and ternary alloys of the series Al-7%Si-(0.3% Mg) (mass fraction) has been elaborated.

Keywords: Cast aluminum alloys; Transient horizontal solidification; Dendritic microstructure; Intermetallic phases; Microhardness.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Equações experimentais de $\lambda_1=f(\text{VL, GL e TR})$	35
Tabela 2. - Equações experimentais de $\lambda_2=f(\text{VL, GL e TR})$	36
Tabela 3. Equações experimentais de $\lambda_3=f(\text{VL, e TR})$	37
Tabela 4. Resultados experimentais de $\text{HV} = f(\lambda_{123})$ para ligas à base de alumínio.	40
Tabela 5. Composição química dos materiais puros.....	44
Tabela 6. Fichário da composição química da liga Al-7%Si-0,3%Mg, obtida por espectrometria ótica.	46
Tabela 7. Comparação associada à TCE obtida neste trabalho com outros da literatura.....	61
Tabela 8. Propriedades termofísicas da liga Al-7%Si-0,3%Mg, calculadas pelo ThermoCalc.	65

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1. Elemento de referência representativo dos modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde durante a solidificação ($t_1 < t_2 < t_3 < t_4 < t_5$).....	21
Figura 2.2. Ordenação sequencial dos fenômenos no decorrer da solidificação de um metal.	22
Figura 2.3. Esquema do dispositivo de solidificação direcional ascendente	25
Figura 2.4. Esquema do dispositivo de solidificação direcional descendente.....	26
Figura 2.5. Esquema do dispositivo de solidificação direcional horizontal com resfriamento por molde maciço.....	27
Figura 2.6. Dispositivo de solidificação direcional horizontal refrigerado a água.....	28
Figura 2.7. Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde na solidificação horizontal.....	29
Figura 2.8. Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das microestruturas de solidificação	30
Figura 2.9. (a) Espaçamentos dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3); (b) Esquema representativo de técnicas utilizadas para quantificar λ_1 , λ_2 e λ_3	30
Figura 2.10. Mudança morfológica na estrutura de crescimento à medida que a velocidade é aumentada: (a) crescimento celular regular em baixas velocidades; (b) crescimento celular com alteração na direção de crescimento; (c) transição celular/dendrítica; (d) crescimento dendrítico com início da formação de instabilidades laterais.....	32
Figura 2.11. Esquema representativo de uma estrutura celular – dendrítica e micrografia da estrutura celular/dendrítica	32
Figura 2.12. Condições de transição planar/celular/dendrítica pelo efeito do super-resfriamento constitucional	32
Figura 2.13. Gráficos que apresentam a variação do alongamento específico com o tamanho de grão e espaçamento dendrítico primário para uma liga Al-7%Si.	38
Figura 2.14. Variação do LRT com espaçamentos dendríticos secundários para uma liga Al-Cu solidificada horizontalmente sob condições de transitórias de extração de calor.	39
Figura 3.1. Fluxograma das etapas executadas durante o procedimento experimental deste trabalho.....	43
Figura 3.2. Caracterização da térmica da liga investigada: (a) ilustração esquemática da técnica experimental de obtenção da curva de resfriamento e (b) curva experimental resultante	45

Figura 3.3. Espectrômetro de emissão óptica Q4 TASMAN.	46
Figura 3.4. Ilustração do forno de solidificação horizontal da FORTELAB: (1) metal líquido, (2) placas cerâmicas refratárias, (3) molde retangular de aço inoxidável; (4) termopares, (5) paredes externas do dispositivo, (6) entrada de água; (7) controlador de temperatura, (8) registrado de temperatura Fieldlogger, (9) computador com o software de aquisição de dados, (10) água de alimentação, (11) dispositivo de solidificação direcional, (12) saída de água, (13) rotâmetro, e (14) bomba de água.	47
Figura 3.5. Etapa experimental do mapeamento térmico no metal da liga investigada: (a) ilustração dos componentes envolvidos no experimento e (b) perfis experimentais de temperaturas resultantes para seis termopares.....	48
Figura 3.6. Esquemas das metodologias experimentais para determinação dos parâmetros térmicos: (a) cinética de solidificação e velocidade da isoterma liquidus e (b) taxa de resfriamento.....	50
Figura 3.7. Macrografia representando a microestrutura resultante do processo de solidificação horizontal, com indicação das regiões de medição dos específicos espaçamentos dendríticos.	52
Figura 3.8. Microscópio ótico utilizado na captura das micrografias dos CPs. Fabricação MOTIC- B310-MET.....	52
Figura 3.9. Ilustração das técnicas de medição de λ_1 e λ_2	53
Figura 3.10. Ilustração das técnicas de medição de λ_3	54
Figura 3.11. (a) Espectrômetro de energia dispersiva de raios-X; (b) Microscópio eletrônico de varredura.	54
Figura 3.12. Esquematização da técnica de medição de HV para correlação com (a) λ_2 e (b) λ_3	56
Figura 3.13. Microdurômetro modelo SHIMADZU HMV-2.	56
Figura 4.1. (a) Curvas experimentais de resfriamento para 5 termopares; (b) Curva Posição x Tempo de passagem da isoterma liquidus de cada termopar e (c) Curva Tempo local de solidificação x posição de passagem das isothermas liquidus e solidus por cada termopar	58
Figura 4.2. Resultados experimentais dos parâmetros térmicos referentes: (a) Velocidade e (b) Taxa de resfriamento, ambas em função da posição da isoterma liquidus.	59
Figura 4.3. Macrografias e micrografias reveladas do lingote obtido da liga Al-7%Si-0.3% solidificada horizontalmente.	60
Figura 4.4. Representação esquemática da influência das direções de crescimento na convecção e gravidade, mostrando a quebra de ramos dendríticos	62

Figura 4.5. Espaçamentos dendríticos em função da posição da isoterma liquidus.	63
Figura 4.6. Espaçamentos dendríticos primário e secundário em função da velocidade e taxa de resfriamento.	64
Figura 4.7. Comparação entre os resultados de λ_2 deste trabalho com outros teóricos e experimentais da literatura para a liga Al-7%Si-0,3% Mg.	65
Figura 4.8. Caminhos de solidificação: (a) teórico e (b) experimental.....	67
Figura 4.9. Esquema das complexas transformações de fases durante a solidificação da liga Al-7%Si-0,3%Mg	67
Figura 4.10. Imagens MEV e mapeamento EDS da liga investigada para três posições da interface metal/molde.....	68
Figura 4.11. Variação dos espaçamentos dendríticos terciários com o posição no interior do lingote pra as ligas: (a) Al-7%Si-0,3%Mg (deste trabalho) e (b) Al-7%Si (CARVALHO et al., 2014).	70
Figura 4.12. Variação dos espaçamentos dendríticos terciários com V_L e T_R	71
Figura 4.13. Esquema do mecanismo físico do surgimento dos braços terciários a partir da instabilização das ramificações secundárias.....	72
Figura 4.14. Variação de HV com V_L e T_R , medida nas amostras transversal e longitudinal.	73
Figura 4.15. Variação de HV com a posição de avanço da isoterma liquidus, medida nas amostras transversal e longitudinal.	74
Figura 4.16. Variação de HV com λ_2 , medida nas amostras transversal e longitudinal.	74
Figura 4.17. Representação esquemática do efeito das fases na impressão da microindentação de HV.	76
Figura 4.18. Efeito da morfologia do Si em HV.	76
Figura 4.19. Composições químicas MEV/EDS da liga investigada na posição P=30 mm (Referente a Figura 38).	77
Figura 4.20. Variação de HV com T_R e λ_3 para as ligas Al-7%Si-(0,3%Mg; 3%Cu).	77
Figura 4.21. Previsões teóricas das complexas transformações de fases para as ligas Al-7%Si-(0,3%Mg; 3%Cu).	78
Figura 4.22. Mapeamento de elementos por MEV/EDS nas ligas Al-7%Si-(0,3%Mg; 3%Cu; 0,15%Fe).	80

LISTA DE SIGLAS

TV = Temperatura De Início De Vazamento

VL = Velocidade da Isoterma Líquidus (Mm/S)

TR = Taxa de resfriamento (K/s)

t_{SL} = Tempo Local De Solidificação

h_i = Coeficiente De Transferência De Calor

GL= Gradientes De Temperatura

S/L= Sólido/Líquido

SRC= Super-Resfriamento Constitucional

C_0 = Concentração De Solute

HV = Ensaio de Microdureza

TS = Temperatura sólidos da liga (°C)

TCE= Transição colunar/equiaxial

TE = Temperatura Eutética

MI= Impressão da Microindentação

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	16
1.1 JUSTIFICATIVA.....	17
1.2 OBJETIVOS	19
1.2.1 Objetivo geral.....	19
1.2.2 Objetivos específicos.....	19
2 REVISÃO DA LITERATURA	20
2.1 PARÂMETROS TÉRMICOS DA SOLIDIFICAÇÃO	20
2.2 ANÁLISE EXPERIMENTAL DA SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL EM CONDIÇÕES TRANSITÓRIAS.....	24
2.3 MICROESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO.....	29
2.3.1 Leis de crescimento dendríticos: Teóricas e Experimentais	33
2.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS METAIS E LIGAS	37
3 MATERIAIS E MÉTODOS	42
3.1 ETAPA 1: ELABORAÇÃO DA LIGA AL-3%CU-0,3%MG E SEU VAZAMENTO	44
3.2 ETAPA 2: OBTENÇÃO DOS PERFIS TÉRMICOS E LINGOTE RESULTANTE	47
3.3 ETAPA 3: DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS TÉRMICOS DE SOLIDIFICAÇÃO, V_L , T_R E T_{SL}	49
3.4 ETAPA 4: CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL EM ESCALAS: MACRO E MICRO ESTRUTURAL	51
3.5. ETAPA 5: ENSAIO DE MICRODUREZA (HV) E CORRELAÇÃO DE HV COM V_L , T_R , λ_2 E λ_3	55
3.6 SOFTWARES UTILIZADOS	57
4 RESULTADOS E ANÁLISES.....	58
4.1. PARÂMETROS TÉRMICOS E ESTRUTURAIS	58
4.1.1 Transição colunar/equiaxial (TCE)	59
4.1.2 Espaçamentos dendríticos primários e secundários (λ_1 e λ_2).....	62
4.1.3 Espaçamentos dendríticos terciários (λ_3)	69
4.2 CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS TÉRMICOS E MICROESTRUTURAIS (V_L , T_R , λ_2 E λ_3) COM MICRODUREZA (HV)	72
4.3 ANÁLISE DE PARTÍCULAS INTERMETÁLICAS DE Fe	78
5 CONCLUSÕES.....	81

5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	83
REFERÊNCIAS.....	84

1 INTRODUÇÃO

A engenharia esteve e sempre estará à procura de soluções e inovações para atender ou despertar necessidades dos mercados em constante mudança, para isso torna-se necessário o desenvolvimento de novos processos ou mesmo otimização dos já existentes, seja para redução de peso, espaço ou custo na fabricação de bens ou utilidades em geral.

Nos últimos anos a indústria vem buscando otimizar seus processos a fim de reduzir a utilização de recursos cada vez mais escassos, como os combustíveis à base de petróleo. Desde então a corrida pela produtividade tornou-se primordial para o crescimento e sobrevivência das indústrias (SHABESTARI, 2004).

As tecnologias foram aprimoradas conforme as demandas crescentes e disponibilizadas ao mercado, resultando em produções em larga escala. Regras, baseadas em padrões técnicos e de qualidade, sobretudo, de segurança, foram criadas e ao longo do tempo se tornaram normas a serem seguidas por todos os grandes fabricantes industriais. A partir do aumento da concorrência e da limitação de espaços, tornou-se necessário a busca de soluções próprias para aumento de produtividade dos processos sem comprometer a qualidade do produto final.

Na vida moderna, um corpo bonito, com medidas perfeitas e mais leves deixou de ser preocupação somente para modelos e manequins no mundo da moda há algum tempo. As pessoas do mundo todo controlam seus pesos como forma de preservar a saúde. A indústria automobilística também passou a adotar tal filosofia nos veículos produzidos com o mesmo objetivo: preservar a saúde, mas do meio-ambiente. Logicamente, essa verdadeira dieta pela qual passam os automóveis serve também para economizar recursos, aprimorar e racionalizar processos e aumentar a segurança e a eficiência no consumo (ABAL, 2017). Enquanto o inimigo a ser combatido no corpo humano é a gordura, a dieta imposta aos veículos se concentra no emprego cada vez mais intenso de itens com menor peso, principalmente fabricados em alumínio.

Nesse contexto, as ligas de alumínio apresentam-se como uma alternativa para diversas aplicações, desde simples utensílios domésticos até componentes aeroespaciais. Para tanto, foram necessários estudos para transformar e adequar as ligas de alumínio às exigências das aplicações. Segundo a ABAL – Associação Brasileira do Alumínio (ABAL, 2017), o rápido e notável crescimento da importância do alumínio na indústria é resultado de uma série de fatores: (a) é um metal que possui excelente combinação de propriedades úteis, resultando numa adequabilidade técnica para um campo vasto de aplicações em engenharia; (b) pode ser

facilmente transformado por meio de todos os processos metalúrgicos normais, tornando-se assim, viável à indústria manufatureira em qualquer forma necessária e; (c) em laboratórios acadêmicos, a indústria do alumínio e seus próprios usuários têm desenvolvido novas pesquisas, técnicas de fabricação, de soldagem e de acabamento, o que tem levado a um conhecimento maior de técnicas de engenharia deste metal, fazendo com que seja considerado um material de fácil aplicação.

Atualmente o alumínio desempenha um papel bastante importante na nossa sociedade e em todo o mundo. Segundo Lima (2012) e Oliveira (2012) produz-se cerca de treze (13) vezes mais do que há 60 anos. Para estes autores o alumínio aumenta ainda mais a sua versatilidade quando combinado com outros elementos para formarem ligas. A sua densidade, $2,7 \text{ g/cm}^3$, torna essas ligas particularmente atrativas para a utilização em transportes, tornando as estruturas dos diferentes meios de transporte mais leves e eficazes, em comparação com os materiais previamente utilizados.

1.1 JUSTIFICATIVA

A relação entre processamento, estrutura, propriedades e comportamento de um material é extremamente importante, pois é sabido que a estrutura, que depende da maneira como o mesmo é processado, exerce uma elevada influência nas propriedades dos produtos obtidos e seu desempenho depende diretamente destas propriedades. Esse contexto vem motivando pesquisadores a desenvolverem estudos objetivando a programação prévia da estrutura final de componentes já a partir da estrutura bruta de solidificação.

Analisando-se o processo de solidificação que consiste, essencialmente, na mudança de estado da fase líquida para a fase sólida com liberação de calor latente, vê-se que determinadas propriedades da peça como, por exemplo, mecânicas, químicas e de superfície como resistências à corrosão e ao desgaste, têm forte relação com composição química do material, que associada às condições de resfriamento empregadas determina a estrutura final da peça, ou seja, o controle das variáveis térmicas de solidificação, para determinada composição química da liga, definirá a microestrutura final.

Assim, o ponto de partida do processo de solidificação é a temperatura de início de vazamento (T_v) e, subsequentemente, as formas de transporte de energia térmica a partir daquele instante. As paredes do molde, além de conferir forma à peça, atuam na transferência de calor do metal, garantindo a mudança de fase. Se a cinética de transferência de calor variar,

as taxas de resfriamento do metal da peça variarão numa função direta. Portanto, a transferência de calor empregada na mudança de fase da massa metálica condicionará o arranjo microestrutural.

As ligas de alumínio contendo silício como principal elemento de liga (Al-Si), constituem 85% a 90% de todas as ligas de alumínio para fundição, principalmente devido às suas superiores características de fundibilidade que permitem a alimentação correta do molde. O silício, em quantidades entre 5 e 12%, é o elemento de liga mais importante destas ligas de alumínio, pois é ele que aumenta a fluidez do metal líquido e a sua capacidade de alimentação do molde, ao mesmo tempo que aumenta a resistência mecânica das ligas, propiciando ainda a redução da contração durante a solidificação e reduzindo o coeficiente de expansão térmica. O silício também tem a vantagem de não reduzir a boa resistência à corrosão apresentada pelo alumínio, aumentando inclusive a resistência à corrosão em ambientes mediantemente ácidos. A adição de elementos de liga aumenta a resistência dessas ligas através do endurecimento por solução sólida ou endurecimento por precipitação.

Nas ligas Al-Si não modificadas, as partículas de (Si) têm uma morfologia do tipo placa, as quais atuam como iniciadoras para propagação de trincas e têm influência negativa sobre a ductilidade. A ductilidade pode ser melhorada através da alteração da morfologia dessas partículas para uma forma fibrosa. Isso pode ser obtido controlando o processo de solidificação, impondo altas velocidades de solidificação e taxas de resfriamento (V_L e T_R , respectivamente), ou ainda por adição de um modificador químico, por tratamento térmico, ou por uma combinação desses processos.

Por exemplo, altas taxas de resfriamento durante a solidificação determinam o tamanho da microestrutura e outras características microestruturais tais como fração, tamanho e distribuição das fases intermetálicas e perfis de segregação de soluto nas regiões interdendríticas.

Fases intermetálicas grosseiras e frágeis podem ser formadas durante a solidificação lenta, com efeitos deletérios para as propriedades mecânicas. Aumentos das taxas de resfriamento resultam em microestruturas mais refinadas e, portanto, melhores propriedades mecânicas. Nas ligas com 7% de Si, por exemplo, a adição de magnésio em teores que variam de 0,20 a 0,45% (liga A356, objeto deste estudo) permite o endurecimento da matriz por precipitação de segundas fases, com destaque à fase Mg_2Si , após tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial (Tratamento térmico T6).

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Objetivo geral

O objetivo geral deste trabalho é analisar os efeitos dos parâmetros térmicos na microestrutura e microdureza de uma liga Al-7wt%Si-0,15wt%Fe, solidificada direcionalmente por meio de um dispositivo de solidificação horizontal refrigerado à água.

1.2.2 Objetivos específicos

- a) Elaborar a liga Al-7%Si-0.3%Mg e submetê-la à solidificação direcional horizontal sob condições transitórias de extração de calor;
- b) Determinar teoricamente e experimentalmente o caminho de solidificação para a liga Al-7%Si-0.3%Mg, mostrando as complexas transformações de fases que se formam durante a solidificação;
- c) Determinar experimentalmente os parâmetros de solidificação tais como V_L , T_R e t_{SL} , onde t_{SL} é o tempo local de solidificação e correlacionar com as estruturas de solidificação em escalas macroestrutural e microestrutural;
- d) Propor à literatura leis de crescimento dendríticos primários, secundários e terciários (λ_1 , λ_2 , e λ_3) em função dos parâmetros térmicos, para a liga investigada, comparando-as com as propostas na literatura para diferentes direções de crescimento;
- e) Comparar os resultados experimentais de λ_2 com os obtidos teoricamente, pelo único modelo matemático que prevê o crescimento dendrítico secundário para ligas multicomponentes;
- f) Avaliar a influência dos parâmetros térmicos e da microestrutura na microdureza da liga investigada;
- g) Realizar um estudo comparativo entre as duas direções de crescimentos (Horizontal e vertical), avaliando o efeito do Mg na liga Al-7Si;
- h) Verificar a influência do Fe na evolução microestrutural.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 PARÂMETROS TÉRMICOS DA SOLIDIFICAÇÃO

A solidificação é um fenômeno de transferência de calor em regime transiente de transformação de fases do estado líquido para o estado sólido acompanhado de liberação de energia térmica, que é transferida por processos de condução, convecção, radiação e transferência newtoniana.

Devido os avanços científicos e tecnológicos, o processo de solidificação passou a ser amplamente utilizado na produção de fundidos em função da otimização das propriedades dos produtos obtidos.

Por ter influência significativa na microestrutura, ou seja, tamanho de grão, espaçamentos dendríticos ou celulares, espaçamentos lamelares ou fibrosos, composição química, da porosidade, e da forma e distribuição de inclusões, o processo de solidificação, determina as propriedades mecânicas do produto.

A temperatura de vazamento e as correntes convectivas surgem como as primeiras variáveis de influência durante o preenchimento do molde. No processo de extração de calor, o molde é o principal meio de garantia da transformação líquido/sólido bem como, de sua capacidade de absorção, pois esta tem influência na velocidade e nas taxas de resfriamento (GARCIA, 2007).

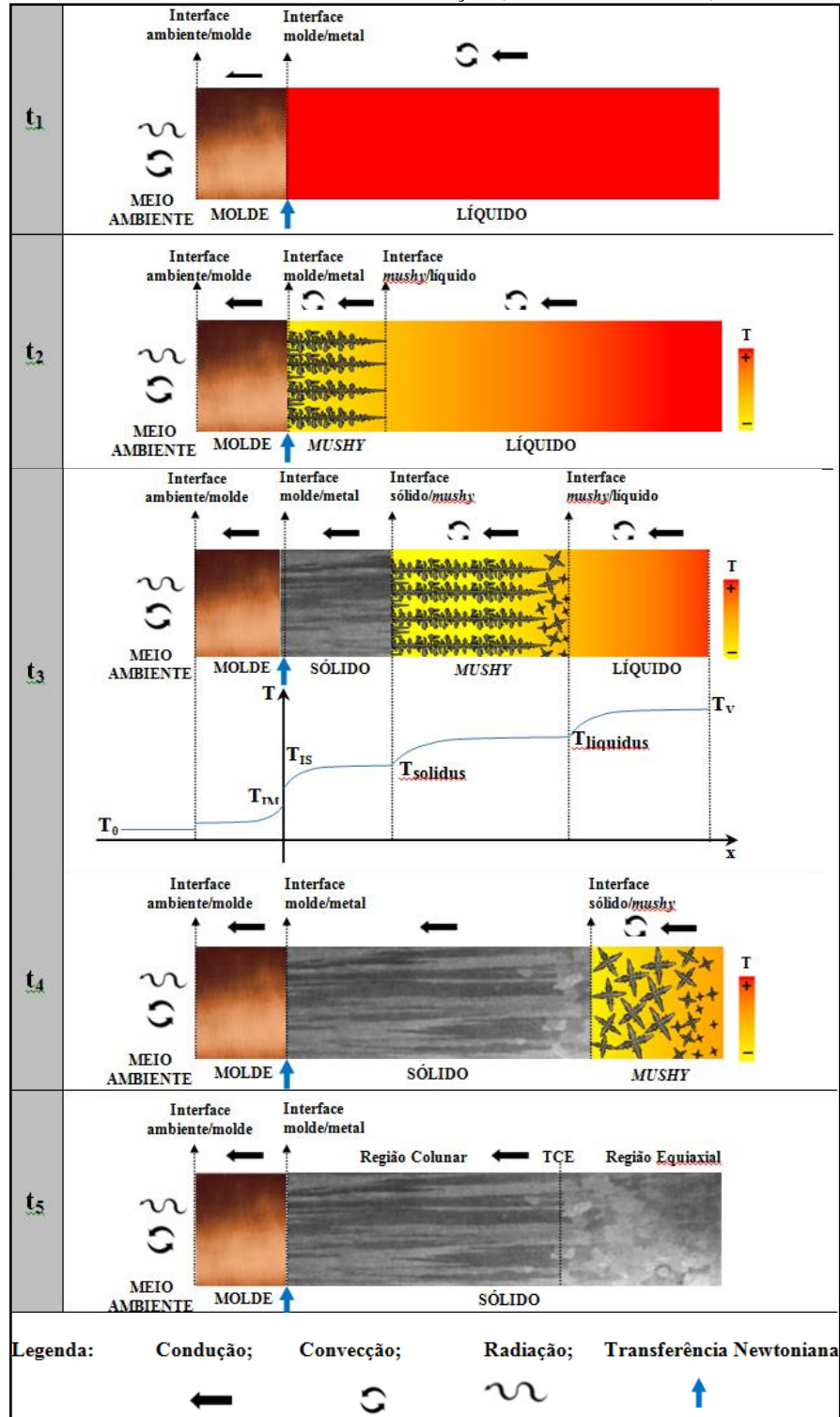
As condições termodinâmicas do processo, a composição da liga e as características do diagrama de fases irão impor uma rejeição de soluto ou solvente frente à interface sólido/líquido. A constante transferência de calor e massa definirão a morfologia de crescimento e a subsequente microestrutura.

Como na transformação líquido/sólido ocorre liberação de energia térmica na fronteira móvel que separa as duas fases com propriedades termofísicas distintas, a análise da transferência de calor na solidificação tem dois objetivos: a determinação da distribuição de temperaturas no sistema metal/molde, bem como, a determinação da cinética de solidificação (GARCIA, 2007).

A taxa de extração do calor latente, através do sistema metal/molde, tem relação direta com os parâmetros térmicos, com a velocidade de solidificação, e as mudanças estruturais na fase líquido/sólido, que por sua vez interferem diretamente nas propriedades mecânicas, por isso, é necessário que se dê a devida importância no desenvolvimento e controle desse sistema.

A ordenação sequencial dos fenômenos ocorridos durante a solidificação, ou seja, distribuição de temperaturas no sistema metal/molde, bem como a cinética, estão representadas na Figura 2.1 (ROCHA, 2003; GARCIA, 2007; BARROS, 2018).

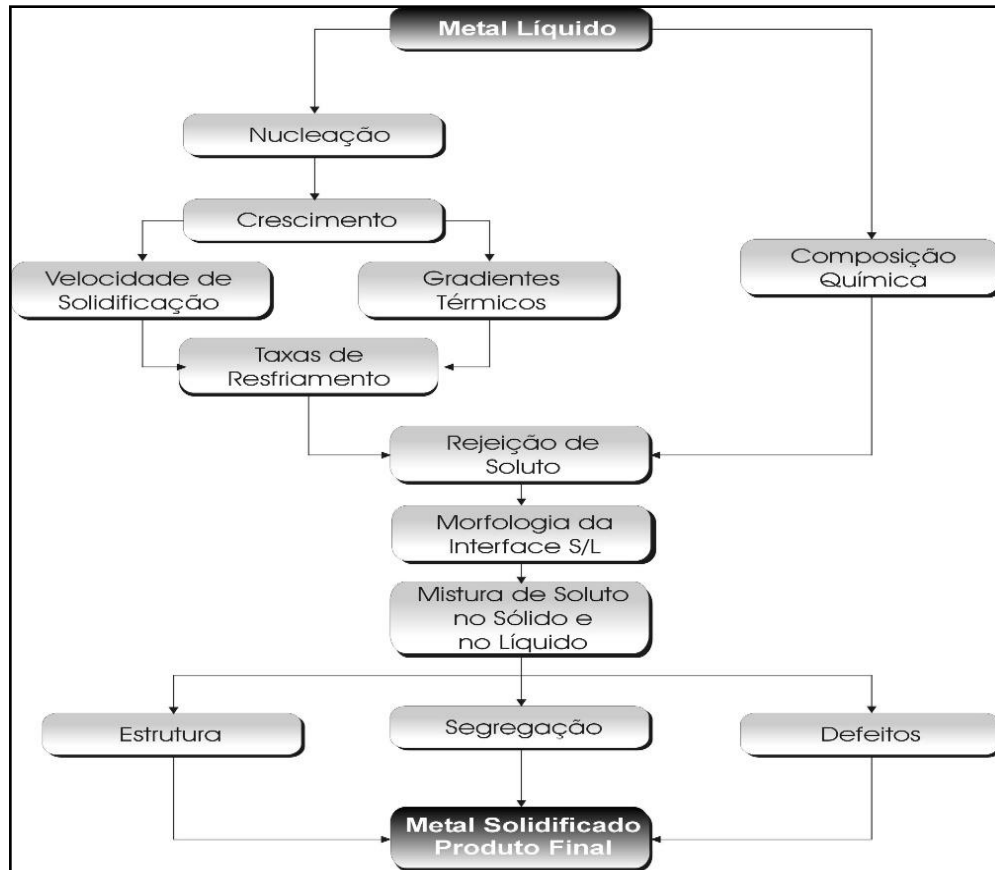
Figura 2.1. Elemento de referência representativo dos modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde durante a solidificação ($t_1 < t_2 < t_3 < t_4 < t_5$)



Fonte: Barros (2018)

No fluxograma da Figura 2.2 são mostrados em sequência os principais elementos e eventos que interagem durante a solidificação de um metal.

Figura 2.2. Ordenação sequencial dos fenômenos no decorrer da solidificação de um metal.



Fonte: Garcia, (2007).

O entendimento das variáveis térmicas no processo de solidificação como: coeficiente de transferência de calor (h_i), temperatura de vazamento (T_v), gradientes de temperatura (G_L), velocidades de evolução das isotermas de transformação *liquidus* (V_L) taxas resfriamento (T_R) e o tempo local de solidificação (t_{SL}) são fundamentais na análise das transferências de calor e massa que ocorrem durante o processo de solidificação, e que também definem a morfologia apresentada pelas estruturas brutas de solidificação, tanto em escala microestrutural como macroestrutural. Dependendo do tipo de regime de extração de calor, esses parâmetros podem variar simultaneamente com o tempo (regime transiente).

A metodologia de solidificação unidirecional tem sido amplamente utilizada no estudo experimental dos fenômenos da solidificação que tem como objetivos a caracterização de aspectos das macro e micro estruturas, e da análise da segregação de soluto.

Os estudos metodológicos sobre a solidificação unidirecional podem ser divididos em duas categorias: fluxo de calor em condições estacionárias e extração de calor em regime transiente. Na primeira situação, o gradiente de temperatura, G_L , e a velocidade de crescimento, v , são controlados independentemente e mantidos constantes ao longo do experimento, como nos experimentos com a técnica *Bridgman/Stockbarger* (GARCIA, 2007). No segundo caso, encontram-se os processos de solidificação direcional em regime transiente onde todo o calor do sistema é extraído pela imposição de um fluido refrigerante em contato com a superfície externa do molde (FERREIRA, 2004).

Mecanismos de transferência na interface metal/molde têm sido objeto de estudos nas mais variadas condições operacionais (FERREIRA, 2004).

Como os processos industriais ocorrem em condições transitórias de fluxo de calor, justifica-se então o estudo da solidificação transitória (NOGUEIRA, 2011, SILVA, 2011, GARCIA, 2007; SILVA, 2007; MOUTINHO, 2007; ROCHA, 2003; SIQUEIRA, 2002). Neste caso, tanto o gradiente de temperatura como a velocidade de avanço da isoterma de transformação variam livremente com o tempo e a posição no interior do metal.

Na literatura são raros os modelos teóricos que correlacionam parâmetros microestruturais com as variáveis térmicas da solidificação transitória. Os poucos modelos apresentados na literatura, como os de Hunt-Lu (1996) e Bouchard-Kirkaldy (1997), ainda não são amplamente validados por resultados experimentais para solidificação com configuração horizontal onde os efeitos convectivos, devidos os gradientes de temperatura e composicionais, somados com o efeito da gravidade, estão fortemente presentes no processo, ou comparados com resultados muito particularizados, o que torna de extrema importância à avaliação teórico-experimental do efeito das variáveis térmicas (h_i , T_v , G_L , V_L e T_R) sobre os parâmetros da macroestrutura e da microestrutura resultantes do processo de solidificação unidirecional, para diversos sistemas metálicos binários, e em uma ampla faixa de concentração de soluto, apesar de que neste trabalho está sendo utilizada apenas uma única concentração de soluto.

2.2 ANÁLISE EXPERIMENTAL DA SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL EM CONDIÇÕES TRANSITÓRIAS

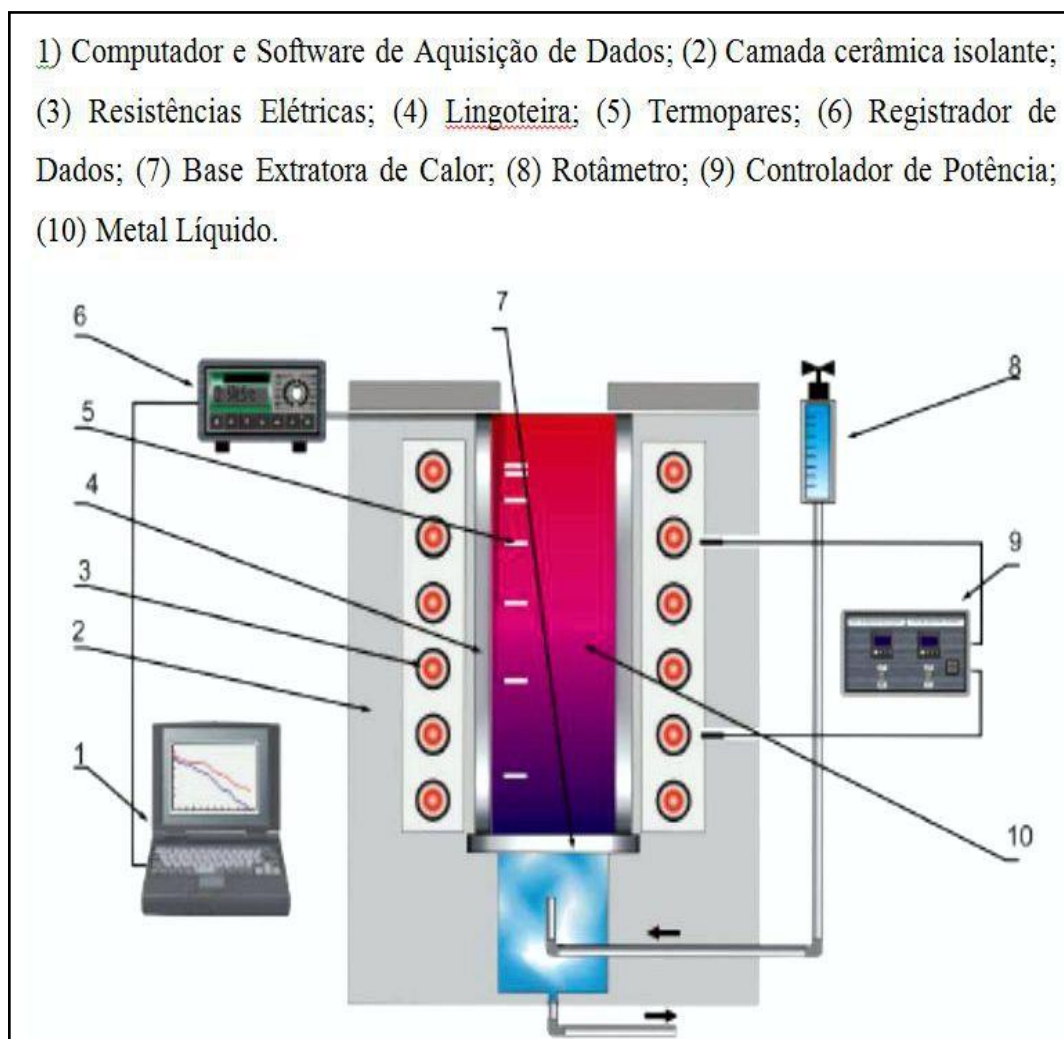
O fenômeno da solidificação pode ser investigado experimentalmente em função da direção na qual o fluxo de calor é extraído e do sentido de avanço da frente de solidificação. A literatura apresenta trabalhos que avaliam a influência de fatores, como a convecção natural devido a fatores térmicos e composicionais,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

A solidificação unidirecional vertical, por exemplo, em condições transitórias, pode ser estudada considerando a direção do fluxo de calor extraído e o sentido de avanço da frente de solidificação que pode ser ascendente ou descendente. No avanço ascendente, o soluto é rejeitado na frente de solidificação, e dependendo do par soluto/solvente, pode ocorrer a formação de um líquido interdendrítico mais denso que o restante do volume global de metal líquido, garantindo assim, do ponto de vista de movimentação de líquido, a estabilidade do processo de solidificação. Nessa situação, a refrigeração do metal ocorre na parte inferior, o que produz um perfil de temperaturas no líquido crescente em sentido ascendente, forçando o líquido mais denso a localizar-se junto à fronteira de transformação sólido/líquido, minimizando as correntes convectivas tanto por diferenças de temperatura quanto por diferenças de concentração. A transferência de calor ocorre essencialmente por condução térmica unidirecional; isso permite uma análise experimental e cálculos teóricos isentos desse complicador (convecção natural). A Figura 2.3 mostra de forma esquemática o dispositivo de solidificação direcional vertical ascendente, utilizado pelo Grupo de Pesquisa de Solidificação da UNICAMP (GPS/UNICAMP).

No caso da frente de solidificação avançar no sentido descendente, a força peso atua no sentido de deslocar o lingote do contato com a base refrigerada, provocando mais precocemente uma situação de maior resistência térmica na interface metal/molde, influenciando na cinética da transformação líquido/sólido. O movimento convectivo, nesta situação, estará presente já que o perfil de temperatura do líquido é crescente em direção à

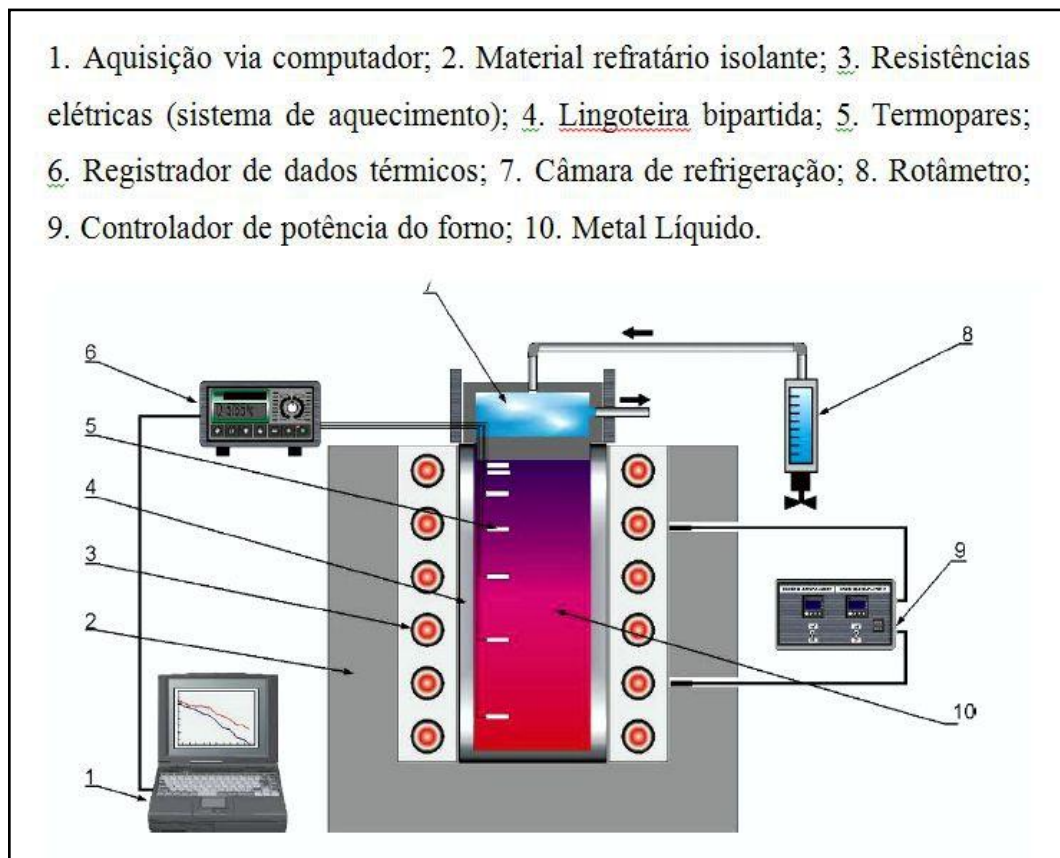
base do lingote, que é isolada termicamente. Dessa forma, se o soluto rejeitado provocar um líquido interdendrítico com massa específica maior do que aquela correspondente a do líquido na concentração nominal da liga, além da convecção por diferenças de temperaturas, também estará presente a convecção por diferenças de concentração de soluto. A Figura 2.4 mostra de forma esquemática o dispositivo de solidificação direcional vertical descendente, utilizado pelo Grupo de Pesquisa de Solidificação da UNICAMP (GPS/UNICAMP).

Figura 2.3 Esquema do dispositivo de solidificação direcional ascendente



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

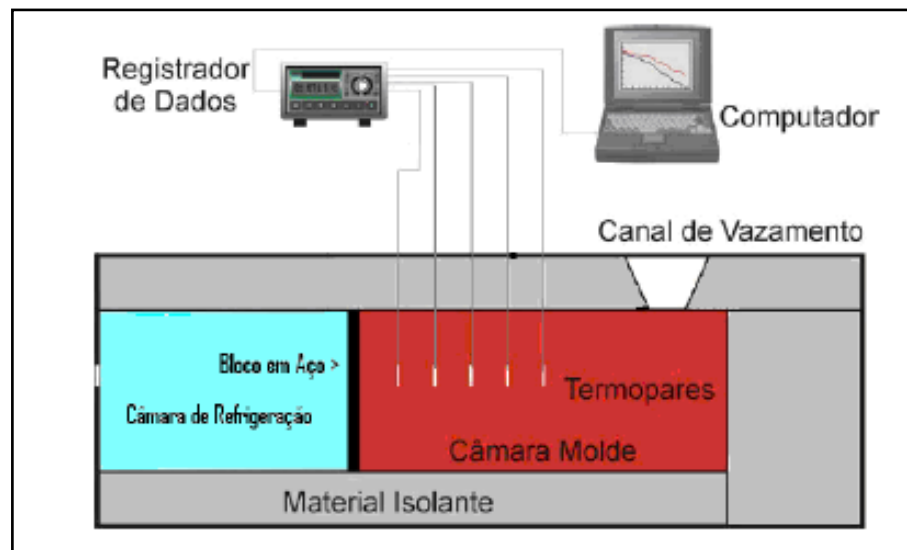
Figura 2.4. Esquema do dispositivo de solidificação direcional descendente



Fonte: Spinelli, (2005).

No sistema de solidificação unidirecional horizontal o processo de transformação do líquido em sólido pode ser conduzido de duas maneiras distintas. A primeira forma consiste no vazamento do metal líquido dentro de molde isolado termicamente, havendo contato apenas em uma das paredes da lingoteira com um bloco maciço metálico ou com uma câmara de refrigeração, o que induz a extração de calor somente por esta superfície. Nesse caso, a turbulência do vazamento induz correntes de convecção forçada que levam algum tempo para se dissipar e agem com intensidades diferentes ao longo da seção do lingote. Esse dispositivo, mostrado esquematicamente na Figura 2.5, foi desenvolvido pela primeira vez por Quaresma (QUARESMA *et al.*, 2000).

Figura 2.5. Esquema do dispositivo de solidificação direcional horizontal com resfriamento por molde maciço

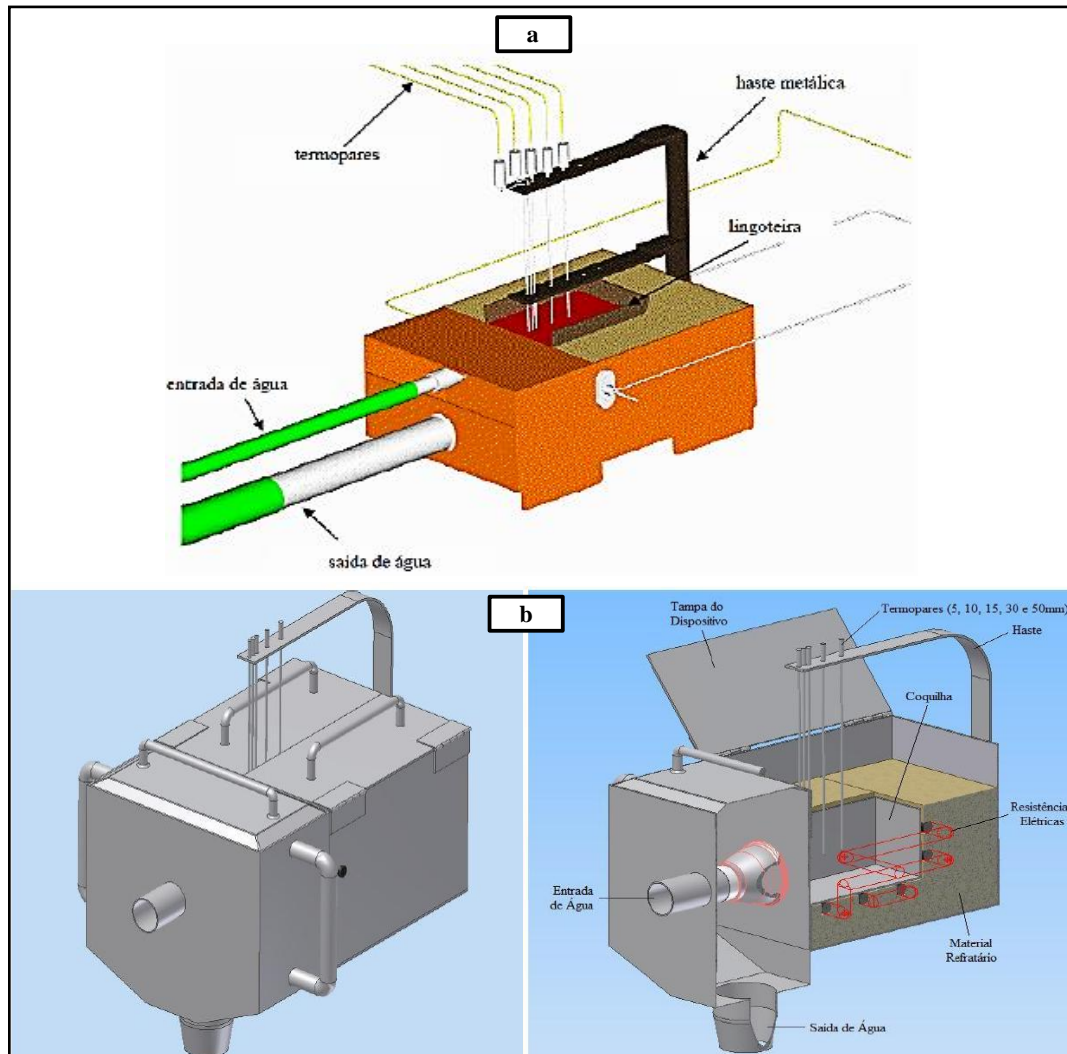


Fonte: Quaresma *et al.*, (2000)

O outro método de solidificação horizontal corresponde a um sistema semelhante ao primeiro, capaz de fundir o metal em seu interior até que determinada temperatura seja alcançada, isto é, o dispositivo deve ser dotado de resistências térmicas capazes de promover a fusão total da liga, aquecendo-a até uma temperatura de superaquecimento previamente estabelecida, se iniciando a partir daí a solidificação. Nessa situação, garante-se com a fusão do metal dentro do molde, uma maior estabilidade em relação ao movimento convectivo do metal líquido. Convém ressaltar, no entanto, que as mesmas variáveis térmicas de solidificação não podem ser asseguradas ao longo de diferentes secções horizontais da base refrigerada à outra extremidade do lingote, uma vez que instabilidades térmicas e diferenças de massa específica no líquido irão promover correntes convectivas que serão diferentes ao longo dessas secções.

O perfil térmico da evolução da solidificação deve ser levantado em uma secção horizontal o mais próximo possível da interface metal/molde, a partir da qual serão retiradas as amostras para análise da estrutura (GUIMARÃES, 2014; CARVALHO, 2013; COSTA, 2013; GOULART, 2010; SILVA, 2007; MOUTINHO, 2007; SILVA, 2007; QUARESMA *et al.*, 2000; OSÓRIO, 2003). Esse dispositivo, mostrado esquematicamente na (Figura 2.6a), foi elaborado e utilizado pela primeira vez por (SILVA 2007; SILVA *et al.*, 2009) e posteriormente aperfeiçoado por outros autores (Figura 2.6b) (GUIMARÃES, 2014; COSTA, 2013; CARVALHO, 2013).

Figura 2.6. Dispositivo de solidificação direcional horizontal refrigerado a água

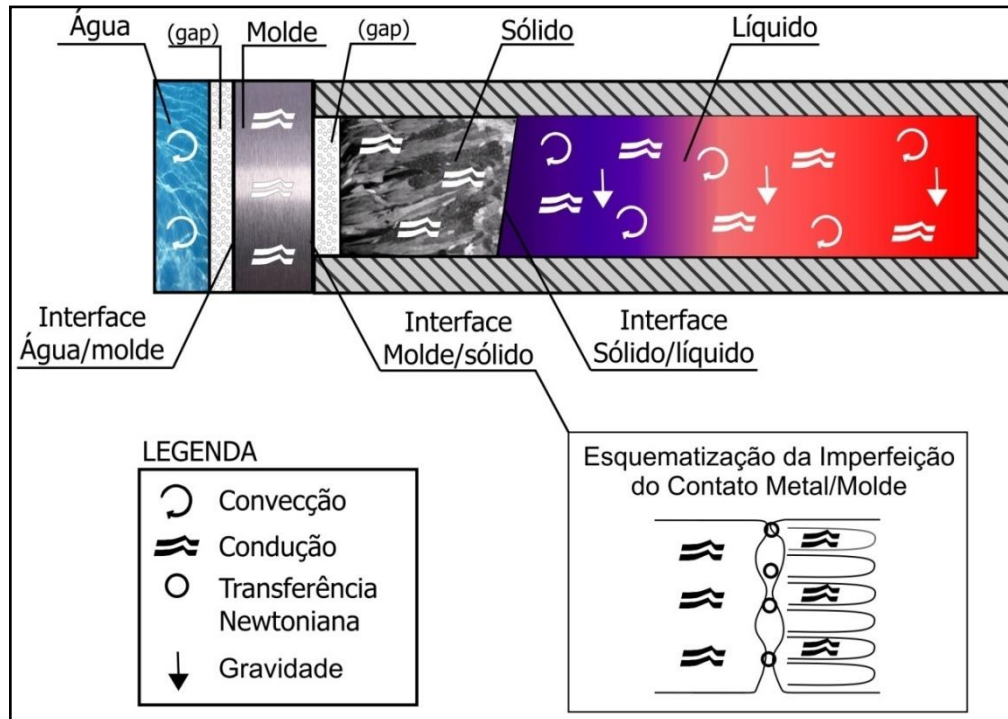


Fonte: (QUARESMA, 2000; SILVA, 2007).

Em suma, a Figura 2.7 apresenta esquematicamente os modos de transferência de calor que podem ocorrer ao longo da solidificação unidirecional horizontal com o molde metálico refrigerado a água, tais como: convecção forçada na água; transferência newtoniana na interface água/molde; condução no molde; transferência newtoniana na interface molde/metal; condução térmica no metal sólido; convecção e condução térmica no metal líquido.

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

Figura 2.7. Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde na solidificação horizontal



Fonte: Costa, (2013)

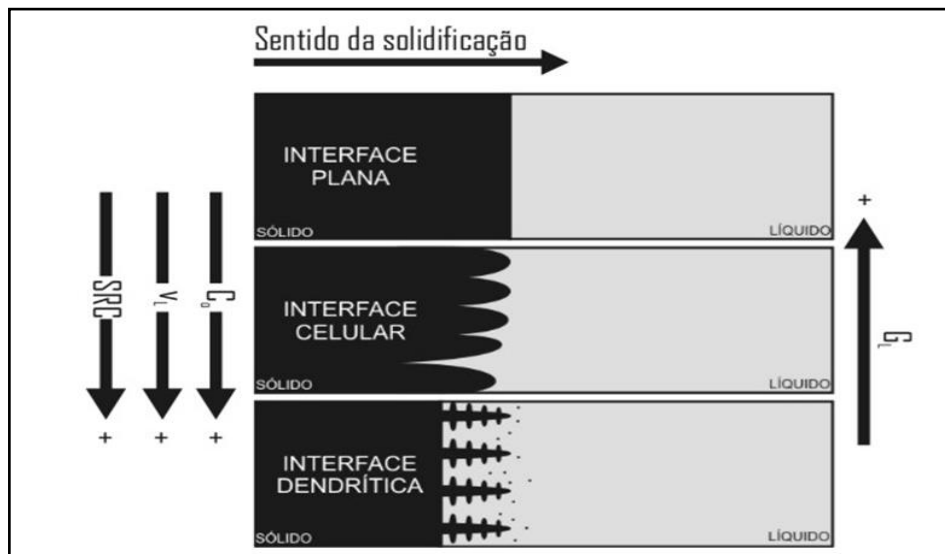
2.3 MICROESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO

A morfologia microestrutural resultante do processo de solidificação de uma liga fundida está relacionada com a evolução da forma da interface sólido/líquido (S/L). Em condições ideais essa interface deveria permanecer plana, porém, em decorrência de alterações nos parâmetros constitucionais e térmicos do sistema metal/molde que ocorrem durante a solidificação ocorre a instabilidade dessa interface, dando origem às microestruturas.

Durante o processo, a rejeição do soluto ou do solvente ocorrido à frente da fronteira sólido/líquido dá origem a um fenômeno que favorece a nucleação, conhecido na literatura como super-resfriamento constitucional (SRC). A morfologia na interface S/L depende do valor do SRC que, por ordem crescente do SRC, são denominadas: planar, celular e dendrítica. A Figura 2.8 apresenta, de forma esquemática, a influência dos fatores: concentração de soluto (C_0), velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L), e o gradiente térmico (G_L), para a instabilidade da interface S/L e, consequentemente, para a formação das microestruturas.

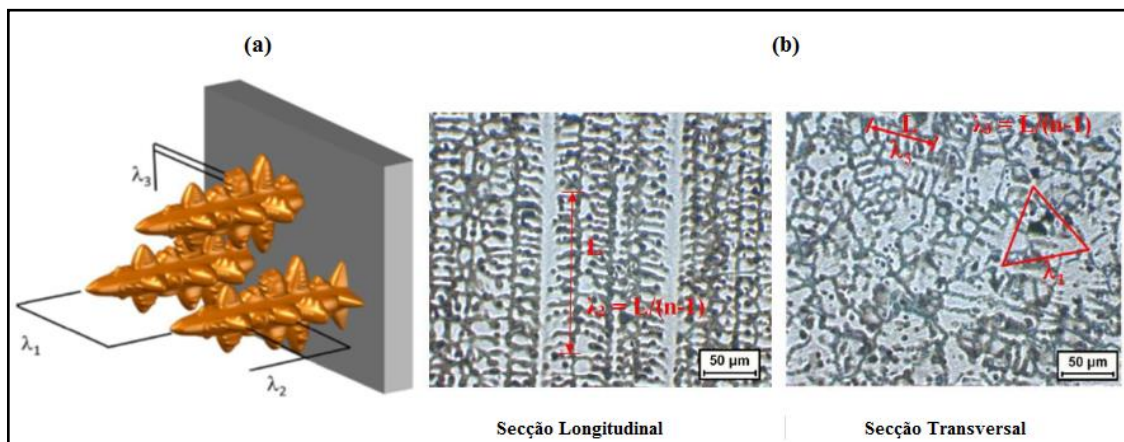
A continuidade do aumento do grau de super-resfriamento constitucional induz instabilidades de maior ordem com surgimento de braços secundários que caracterizam as redes dendríticas. As distâncias entre centros de células e de ramificações ou braços dendríticos são definidas como espaçamentos intercelulares e interdendríticos, que são muito utilizados para caracterizar quantitativamente a microestrutura formada, conforme apresentado na Figura 2.9.

Figura 2.8. Representações esquemáticas da atuação dos fatores de influência na formação das microestruturas de solidificação



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

Figura2.9. (a) Espaçamentos dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3); (b) Esquema representativo de técnicas utilizadas para quantificar λ_1 , λ_2 e λ_3



Fonte: (a) Costa (2013); (b) Gomes (2012).

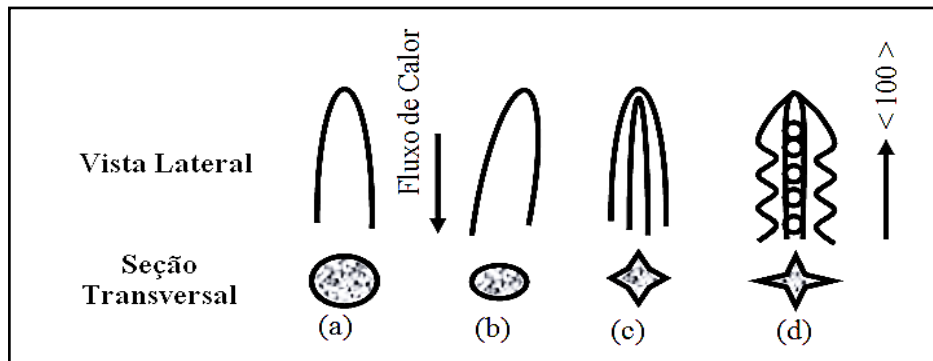
A rejeição de soluto ou solvente dá origem ao super-resfriamento constitucional (SRC) o qual, dependendo da intensidade, dá origem a diferentes morfologias: planar, celular e dendrítica. No entanto, a transição morfológica da interface planar a dendrítica não depende só do gradiente térmico G_L , ela está fortemente associada à diminuição da razão G_L/V_L , isto é, à medida que o valor dessa relação cair abaixo de um valor crítico a instabilidade da interface é inevitável e estruturas celulares e dendríticas serão formadas (TRIVEDI, 1984; HUNT E LU, 1996; KURZ E FISHER, 1981).

À medida que o valor de G_L/V_L , por exemplo, é reduzido devido à diminuição do gradiente de temperatura no líquido ou pela elevação da velocidade, a região super-resfriada constitucionalmente é estendida e o formato da célula começa a desviar da forma circular original passando a apresentar uma configuração denominada de cruz de malta, conforme ilustra a Figura 2.10. Nessas condições, os fatores cristalográficos exercem forte influência na formação das microestruturas que crescem segundo uma direção cristalográfica preferencial (ROCHA 2003; GARCIA, 2001; KURZ e FISHER, 1981).

A transição microestrutural de celular para dendrítica é relativamente difusa e ocorre a partir do início da influência do fator cristalográfico e termina quando a direção preferencial de crescimento é atingida com os braços dendríticos secundários já perfeitamente definidos (DING e TEWARI, 2002; YU *et al.*, 1999; DING *et al.*, 1996). Nessa faixa de transição, costuma definir-se a estrutura como celular/dendrítica embora essa situação só ocorra para estreitas faixas de valores de gradiente e de velocidade de deslocamento da interface. As Figuras 2.10 e 2.11 apresentam, como exemplo da estrutura celular/dendrítica, o esquema representativo e uma microestrutura de uma liga Pb-Sb, respectivamente. A estabilidade de uma interface plana, ou a passagem para condição de celular, celular/dendrítica e dendrítica, depende das variáveis que compõem o critério do super-resfriamento constitucional, na forma apresentada qualitativamente na Figura 2.12.

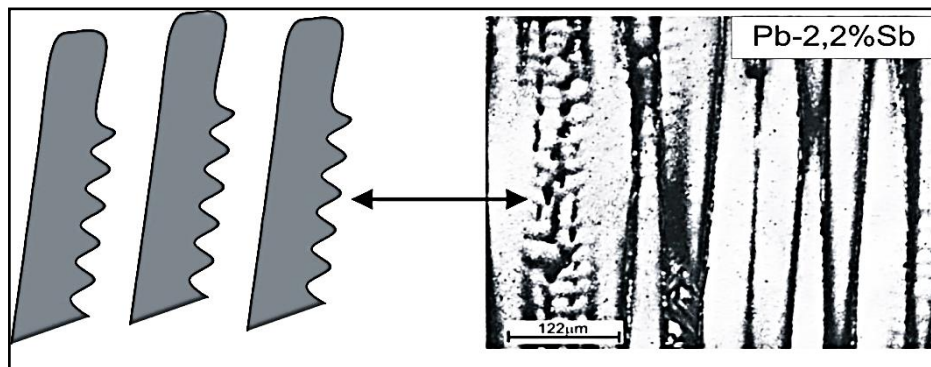
A Figura 2.12 apresenta a forma com que G_L/V_L influencia a instabilização da interface planar. Para uma liga de composição C_0 , constituída por uma estrutura planar, por exemplo, a mudança de estrutura para celular ou dendrítica pode ser conseguida pela imposição de um aumento gradativo da velocidade de solidificação ocasionando, conseqüentemente, a diminuição da razão G_L/V_L .

Figura 2.10. Mudança morfológica na estrutura de crescimento à medida que a velocidade é aumentada: (a) crescimento celular regular em baixas velocidades; (b) crescimento celular com alteração na direção de crescimento; (c) transição celular/dendrítica; (d) crescimento dendrítico com início da formação de instabilidades laterais



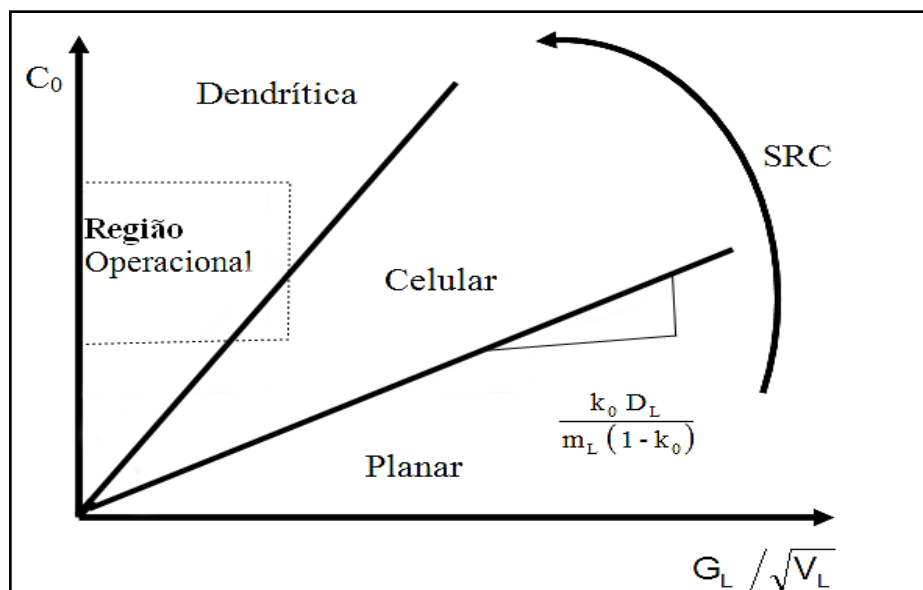
Fonte: Garcia, (2007).

Figura 2.11. Esquema representativo de uma estrutura celular – dendrítica e micrografia da estrutura celular/dendrítica



Fonte: Rosa, (2007).

Figura 2.12. Condições de transição planar/celular/dendrítica pelo efeito do super-resfriamento constitucional



Fonte: Garcia, (2007).

2.3.1 Leis de crescimento dendríticos: Teóricas e Experimentais

Na literatura são raros os modelos teóricos desenvolvidos para correlacionar o crescimento dendrítico com as variáveis térmicas de solidificação para ligas ternárias, e os mesmos são inexistentes para condições em regime transitório de extração de calor. Entretanto, Rappaz e Boettinger - RB (1999) desenvolveram uma extensão do modelo teórico de crescimento dendrítico secundário elaborado previamente por Rappaz e Thevoz (1987) para ligas binárias, incluindo considerações relacionadas à solidificação de ligas multicomponentes em regime estacionário. Os autores destacam que a principal diferença entre estes modelos é a consideração das concentrações médias da região do líquido interdendrítico que são diferentes das concentrações na ponta da dendrita (que regem a cinética do crescimento). A expressão de RB para o espaçamento do braço dendrítico secundário, λ_2 , é dada como:

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

$$M[Rappaz e Boettinger] = \frac{-\Gamma}{\sum_{j=1}^n m_j(1 - k_j)(c_{fj} - c_{0j})D_j} \ln \left[\frac{\frac{\sum_{j=1}^n m_j(1 - k_j)c_{fj}}{D_j}}{\frac{\sum_{j=1}^n m_j(1 - k_j)c_{0j}}{D_j}} \right] \quad (2)$$

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

Os autores validaram este modelo experimentalmente para a liga Al-1%Mg-1%Si. Posteriormente, Easton *et al.*, (2010) utilizaram este modelo no estudo de ligas de alumínio das séries 1050, 2014, 3003, 5083, 6060, 6061 e 6082. No estudo apresentado por Moutinho (2012), é observado que os valores estimados pelo modelo em questão superestimam os resultados experimentais de λ_2 das ligas Al-6%Cu-1%Si e Al-6%Cu-4%Si durante a solidificação vertical ascendente em regime transiente. Gomes (2012), ao analisar a solidificação sob as mesmas condições de Moutinho (2012), verificou uma aproximação

muito boa dos valores teóricos e o espectro experimental para a liga Al-3%Cu-5,5%Si e superestimam o espectro experimental para a liga Al-3%Cu-9%Si. Em 2017, Araújo *et al.*, observaram que as estimativas do modelo de Rappaz-Boettinger subestimam os valores experimentais de λ_2 da liga Al-3%Cu-5,5%Si solidificada direcionalmente em um dispositivo horizontal.

No que se refere às leis experimentais, diversos estudos têm sido realizados com ligas à base de alumínio de elevado interesse industrial objetivando melhor compreender a inter-relação entre o comportamento de λ_1 , λ_2 e λ_3 e as variáveis térmicas de solidificação por meio da técnica de solidificação direcional transiente (ROCHA, 2003; ROSA, 2004; DIAS FILHO, 2012; PERES, 2005; GUIMARÃES, 2014; GOMES, 2012; MOUTINHO, 2012). Nestes estudos, geralmente é aplicado um método experimental para determinar os perfis de V_L e T_R ao longo do processo de solidificação os quais são representados por meio de equações matemáticas expressas na forma de potência. É consenso nestes trabalhos que as expressões matemáticas dos espaçamentos celulares e dendríticos com os parâmetros térmicos de solidificação sejam descritas na seguinte forma:

$$\lambda_C, \lambda_1, \lambda_2, \lambda_3 = C(V_L, T_R)^a \quad (3)$$

Onde,

C: constante que depende do tipo de liga.

a: expoente que tem sido determinado experimentalmente para uma série de ligas.

Nas Tabelas 1 a 3 são apresentadas essas equações experimentais que descrevem o crescimento de ramificações dendríticas primárias, secundárias e terciárias para algumas ligas de alumínio (binárias e ternárias) durante a solidificação em dispositivos direcionais de diferentes configurações. Observa-se pela Tabela 3 a escassez de trabalhos que reportam a influência dos parâmetros térmicos sobre os espaçamentos dendríticos terciários.

Tabela 1. Equações experimentais de $\lambda_1=f(VL, GL \text{ e } TR)$

Sistema Direcional	Referência	Liga	Equação Experimental	Constante (k)
Vertical Ascendente Estacionário	Çadirli (2013)	Al-3%Cu	$\lambda_1 = k_1 (G_L)^{-0,41}$	$k_1 = 58,3 \mu\text{m}^{0,59} \text{K}^{0,41}$
			$\lambda_1 = k_2 (V_L)^{-0,32}$	$k_2 = 863,0 \mu\text{m}^{1,32} \text{s}^{-0,32}$
		Al-6%Cu	$\lambda_1 = k_3 (G_L)^{-0,57}$	$k_3 = 21,4 \mu\text{m}^{0,43} \text{K}^{0,57}$
			$\lambda_1 = k_4 (V_L)^{-0,28}$	$k_4 = 672,9 \mu\text{m}^{1,28} \text{s}^{-0,28}$
		Al-15%Cu	$\lambda_1 = k_5 (G_L)^{-0,43}$	$k_5 = 31,6 \mu\text{m}^{0,57} \text{K}^{0,43}$
			$\lambda_1 = k_6 (V_L)^{-0,23}$	$k_6 = 567,5 \mu\text{m}^{1,23} \text{s}^{-0,23}$
		Al-24%Cu	$\lambda_1 = k_7 (G_L)^{-0,30}$	$k_7 = 83,2 \mu\text{m}^{0,70} \text{K}^{0,30}$
			$\lambda_1 = k_8 (V_L)^{-0,29}$	$k_8 = 639,7 \mu\text{m}^{1,29} \text{s}^{-0,29}$
Vertical Ascendente Transiente	Zhang e Zhao (2014)	Al-11,6%Cu-0,85%Mg	$\lambda_1 = k_9 (V_L)^{-0,448}$	$k_9 = 1581,7 \mu\text{m}^{1,448} \text{s}^{-0,448}$
	Rocha <i>et al.</i> , (2003)	Al-(5, 8 e 15%)Cu	$\lambda_1 = k_{10} (T_R)^{-0,55}$	$k_{10} = 250 \mu\text{m} \text{K}^{0,55} \text{s}^{-0,55}$
	Costa <i>et al.</i> , (2015)	Al-6%Cu	$\lambda_1 = k_{11} (T_R)^{-0,55}$	$k_{11} = 216 \mu\text{m} \text{K}^{0,55} \text{s}^{-0,55}$
	Faria <i>et al.</i> , (2015)	Al-4%Cu	$\lambda_1 = k_{12} (V_L)^{-1,1}$	$k_{12} = 125 \mu\text{m}^{2,1} \text{s}^{-1,1} 10^{3,3}$
			$\lambda_1 = k_{13} (T_R)^{-0,55}$	$k_{13} = 235 \mu\text{m} \text{K}^{0,55} \text{s}^{-0,55}$
	Rodrigues (2007)	Al-5%Mg	$\lambda_1 = k_{14} (G_L)^{-0,56}$	$k_{14} = 173 \mu\text{m}^{0,44} \text{K}^{0,56} 10^{-1,68}$
			$\lambda_1 = k_{15} (V_L)^{-1,1}$	$k_{15} = 79,6 \mu\text{m}^{2,1} \text{s}^{-1,1} 10^{3,3}$
			$\lambda_1 = k_{16} (T_R)^{-1,81}$	$k_{16} = 82 \mu\text{m} \text{K}^{1,81} \text{s}^{-1,81}$
			$\lambda_1 = k_{17} (G_L)^{-0,62}$	$k_{17} = 244,6 \mu\text{m}^{0,38} \text{K}^{0,62} 10^{-1,86}$
		Al-10%Mg	$\lambda_1 = k_{18} (V_L)^{-1,4}$	$k_{18} = 44,7 \mu\text{m}^{2,4} \text{s}^{-1,4} 10^{4,2}$
			$\lambda_1 = k_{19} (T_R)^{-2,12}$	$k_{19} = 17 \mu\text{m} \text{K}^{2,12} \text{s}^{-2,12}$
		Al-15%Mg	$\lambda_1 = k_{20} (G_L)^{-0,79}$	$k_{20} = 528,2 \mu\text{m}^{0,21} \text{K}^{0,79} 10^{-2,37}$
			$\lambda_1 = k_{21} (V_L)^{-0,9}$	$k_{21} = 39,2 \mu\text{m}^{1,9} \text{s}^{-0,9} 10^{2,7}$
	Brito <i>et al.</i> , (2015)	Al-3%Mg	$\lambda_1 = k_{22} (T_R)^{-1,62}$	$k_{22} = 12 \mu\text{m} \text{K}^{1,62} \text{s}^{-1,62}$
			$\lambda_1 = k_{23} (V_L)^{-1,1}$	$k_{23} = 32 \mu\text{m}^{2,1} \text{s}^{-1,1} 10^{3,3}$
			$\lambda_1 = k_{24} (T_R)^{-0,55}$	$k_{24} = 126 \mu\text{m} \text{K}^{0,55} \text{s}^{-0,55}$
			$\lambda_1 = k_{25} (T_R)^{-0,55}$	$k_{25} = 126 \mu\text{m} \text{K}^{0,55} \text{s}^{-0,55}$
	Spinelli <i>et al.</i> (2004)	Al-(3, 5 e 8%)Cu	$\lambda_1 = k_{26} (T_R)^{-0,55}$	$k_{26} = 90 \mu\text{m} \text{K}^{0,55} \text{s}^{-0,55}$
	Brito <i>et al.</i> , (2017)	Al-3%Mg	$\lambda_1 = k_{27} (T_R)^{-0,55}$	$k_{27} = 126 \mu\text{m} \text{K}^{0,55} \text{s}^{-0,55}$
Horizontal Transiente	Dias Filho (2012)	Al-6%Cu	$\lambda_1 = k_{28} (V_L)^{-1,1}$	$k_{28} = 56,8 \mu\text{m}^{5/3} \text{s}^{-2/3} 10^{3,3}$
	Costa <i>et al.</i> (2015)	Al-6%Cu	$\lambda_1 = k_{29} (T_R)^{-0,55}$	$k_{29} = 216 \mu\text{m} \text{K}^{0,55} \text{s}^{-0,55}$
	Magno (2014)	Al-8%Cu	$\lambda_1 = k_{30} (V_L)^{-1,1}$	$k_{30} = 167 \mu\text{m}^{5/3} \text{s}^{-2/3} 10^{3,3}$
			$\lambda_1 = k_{31} (T_R)^{-0,55}$	$k_{31} = 440 \mu\text{m} \text{K}^{0,55} \text{s}^{-0,55}$

Fonte: Acervo GPMET/IFPA e GPSOL/UFPA (2018)

Tabela 2. Equações experimentais de $\lambda_2=f(VL, GL \text{ e } TR)$

Sistema Direcional	Referência	Liga	Equação Experimental	Constante (k)
Vertical Ascendente Estacionário	Çadirli (2013)	Al-3%Cu	$\lambda_2 = k_1 (G_L)^{-0,39}$	$k_1 = 5,4 \mu\text{m}^{0,61} \text{K}^{0,39}$
			$\lambda_2 = k_2 (V_L)^{-0,46}$	$k_2 = 112,2 \mu\text{m}^{1,46} \text{s}^{-0,46}$
		Al-6%Cu	$\lambda_2 = k_3 (G_L)^{-0,62}$	$k_3 = 1,6 \mu\text{m}^{0,38} \text{K}^{0,62}$
			$\lambda_2 = k_4 (V_L)^{-0,32}$	$k_4 = 73,1 \mu\text{m}^{1,32} \text{s}^{-0,32}$
		Al-15%Cu	$\lambda_2 = k_5 (G_L)^{-0,48}$	$k_5 = 3,0 \mu\text{m}^{0,52} \text{K}^{0,48}$
			$\lambda_2 = k_6 (V_L)^{-0,39}$	$k_6 = 82,2 \mu\text{m}^{1,39} \text{s}^{-0,39}$
		Al-24%Cu	$\lambda_2 = k_7 (G_L)^{-0,70}$	$k_7 = 0,7 \mu\text{m}^{0,30} \text{K}^{0,70}$
			$\lambda_2 = k_8 (V_L)^{-0,27}$	$k_8 = 35,4 \mu\text{m}^{1,27} \text{s}^{-0,27}$
	Berkdemir e Gündüz (2009)	Al-5%Cu-0,5%Mg	$\lambda_2 = k_9 (V_L)^{-0,32}$	$k_9 = 96,66 \mu\text{m}^{1,32} \text{s}^{-0,32}$
		Al-5%Cu-1%Mg	$\lambda_2 = k_{10} (V_L)^{-0,32}$	$k_{10} = 81,26 \mu\text{m}^{1,32} \text{s}^{-0,32}$
		Al-5%Cu-2%Mg	$\lambda_2 = k_{11} (V_L)^{-0,32}$	$k_{11} = 69,24 \mu\text{m}^{1,32} \text{s}^{-0,32}$
		Al-5%Cu-3%Mg	$\lambda_2 = k_{12} (V_L)^{-0,32}$	$k_{12} = 63,32 \mu\text{m}^{1,32} \text{s}^{-0,32}$
		Al-5%Cu-5%Mg	$\lambda_2 = k_{13} (V_L)^{-0,32}$	$k_{13} = 58,43 \mu\text{m}^{1,32} \text{s}^{-0,32}$
Vertical Ascendente Transiente	Rocha et al. (2003)	Al-5%Cu	$\lambda_2 = k_{14} (V_L)^{-2/3}$	$k_{14} = 31 \mu\text{m}^{5/3} \text{s}^{-2/3} 10^2$
		Al-8%Cu	$\lambda_2 = k_{15} (V_L)^{-2/3}$	$k_{15} = 24 \mu\text{m}^{5/3} \text{s}^{-2/3} 10^2$
		Al-15%Cu	$\lambda_2 = k_{16} (V_L)^{-2/3}$	$k_{16} = 22 \mu\text{m}^{5/3} \text{s}^{-2/3} 10^2$
	Costa et al. (2015)	Al-6%Cu	$\lambda_2 = k_{17} (T_R)^{-1/3}$	$k_{17} = 14,6 \mu\text{m} \text{K}^{1/3} \text{s}^{-1/3}$
	Faria et al. (2015)	Al-4%Cu	$\lambda_2 = k_{18} (V_L)^{-2/3}$	$k_{18} = 28,5 \mu\text{m}^{5/3} \text{s}^{-2/3} 10^2$
			$\lambda_2 = k_{19} (T_R)^{-1/3}$	$k_{19} = 42 \mu\text{m} \text{K}^{1/3} \text{s}^{-1/3}$
	Rodrigues (2007)	Al-5%Mg	$\lambda_2 = k_{20} (V_L)^{-0,55}$	$k_{20} = 40,5 \mu\text{m}^{1,55} \text{s}^{-0,55} 10^{1,65}$
			$\lambda_2 = k_{21} (T_R)^{-0,90}$	$k_{21} = 41,1 \mu\text{m} \text{K}^{0,90} \text{s}^{-0,90}$
			$\lambda_2 = k_{22} (G_L)^{-0,28}$	$k_{22} = 59,8 \mu\text{m}^{0,72} \text{K}^{0,28} 10^{0,84}$
	Brito et al. (2015)	Al-3%Mg	$\lambda_2 = k_{23} (V_L)^{-2/3}$	$k_{23} = 12,5 \mu\text{m}^{5/3} \text{s}^{-2/3} 10^2$
			$\lambda_2 = k_{24} (T_R)^{-1/3}$	$k_{24} = 28 \mu\text{m} \text{K}^{1/3} \text{s}^{-1/3}$
Vertical Descendente Transiente	Spinelli et al. (2004)	Al-(3, 5 e 8 %)Cu	$\lambda_2 = k_{25} (V_L)^{-2/3}$	$k_{25} = 35 \mu\text{m}^{5/3} \text{s}^{-2/3} 10^2$
	Brito et al. (2017)	Al-3%Mg	$\lambda_2 = k_{26} (V_L)^{-2/3}$	$k_{26} = 25,3 \mu\text{m}^{5/3} \text{s}^{-2/3} 10^2$
Horizontal Transiente	Dias Filho (2012)	Al-6%Cu	$\lambda_2 = k_{27} (V_L)^{-2/3}$	$k_{27} = 30 \mu\text{m}^{5/3} \text{s}^{-2/3} 10^2$
	Costa et al. (2015)	Al-6%Cu	$\lambda_2 = k_{28} (T_R)^{-1/3}$	$k_{28} = 54,2 \mu\text{m} \text{K}^{1/3} \text{s}^{-1/3}$
	Souza (2014)	Al-8%Cu	$\lambda_2 = k_{29} (V_L)^{-2/3}$	$k_{29} = 25 \mu\text{m}^{5/3} \text{s}^{-2/3} 10^2$
	Quaresma (1999)	Al-4,5%Cu	$\lambda_2 = k_{30} (V_L)^{-2/3}$	$k_{30} = 30 \mu\text{m}^{5/3} \text{s}^{-2/3} 10^2$
		Al-15%Cu	$\lambda_2 = k_{31} (V_L)^{-2/3}$	$k_{31} = 22 \mu\text{m}^{5/3} \text{s}^{-2/3} 10^2$

Fonte: Acervo GPMET/IFPA e GPSOL/UFPA (2018)

Tabela 3. Equações experimentais de $\lambda_3=f(V_L, \text{ e } T_R)$

Sistema Direcional	Referência	Liga	Equação Experimental	Constante (k)
Vertical Ascendente Transiente	Sá <i>et al.</i> , (2004)	Al-5% Cu Al-8% Cu Al-15% Cu	$\lambda_3 = k_1 (T_R)^{-0,55}$	$k_1 = 50 \mu\text{m K}^{0,55} \text{s}^{-0,55}$
Vertical Descendente Transiente	Rosa <i>et al.</i> , (2006)	Al-5% Cu Al-8% Cu	$\lambda_3 = k_2 (T_R)^{-0,55}$	$k_2 = 18 \mu\text{m K}^{0,55} \text{s}^{-0,55}$
Horizontal Transiente	Dias Filho <i>et al.</i> , (2012)	Al-6% Cu	$\lambda_3 = k_3 (V_L)^{-1,1}$ $\lambda_3 = k_4 (T_R)^{-0,55}$	$k_3 = 14 \mu\text{m}^{2,1} \text{s}^{-1,1} 10^{3,3}$ $k_4 = 52 \mu\text{m K}^{0,55} \text{s}^{-0,55}$
	Brabo (2015)	Al-5,5% Si-3% Cu	$\lambda_3 = k_3 (V_L)^{-1,1}$ $\lambda_3 = k_4 (T_R)^{-0,55}$	$k_3 = 11 \mu\text{m}^{2,1} \text{s}^{-1,1} 10^3$ $k_4 = 44 \mu\text{m K}^{0,55} \text{s}^{-0,55}$

Fonte: Acervo GPMET/IFPA e GPSOL/UFPA (2018)

2.4 PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS METAIS E LIGAS

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

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

Dessa forma, percebendo a influência dos parâmetros estruturais sobre as propriedades mecânicas do material produzido, iniciaram-se estudos correlacionando a microestrutura e tais

propriedades já na década de 50, quando surgiu a relação proposta por Hall (1951) e Petch(1953). Estes pesquisadores deduziram uma equação que relaciona o diâmetro do grão com o limite de escoamento ou com a dureza do material, conforme expresso nas equações abaixo:

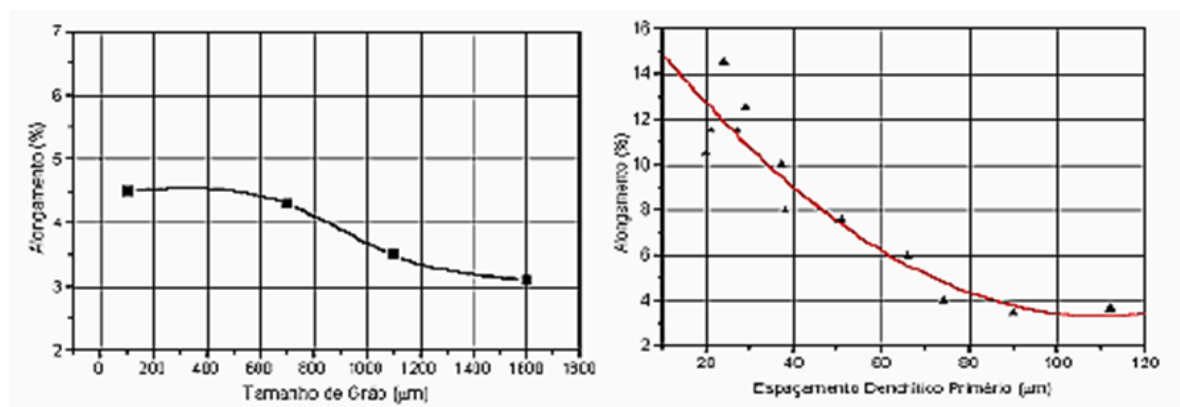
$$H=H_0+k\times d^{(-1/2)} \quad (4)$$

$$\sigma_e=\sigma_i+k\times d^{(-1/2)} \quad (5)$$

Em que:

H é a dureza do material; σ_e é a tensão de escoamento; “ d ” é o tamanho médio dos grãos; H_0 , σ_i e k são constantes particulares do material obtidas experimentalmente. Entretanto, para alguns sistemas metálicos os espaçamentos dendríticos podem ter um efeito mais significativo nas propriedades mecânicas resultantes do material do que o próprio tamanho de grão. A Figura 2.13 mostra que, para uma liga Al-7%Si, a variação do alongamento específico com o espaçamento dendrítico primário é mais acentuada, quando comparada com a curva que descreve a variação do alongamento com o tamanho de grão (ROOY, 1998). Este autor mostra que o limite de resistência à tração desta liga é mais dependente do espaçamento dendrítico do que do tamanho de grão.

Figura 2.13. Gráficos que apresentam a variação do alongamento específico com o tamanho de grão e espaçamento dendrítico primário para uma liga Al-7%Si.

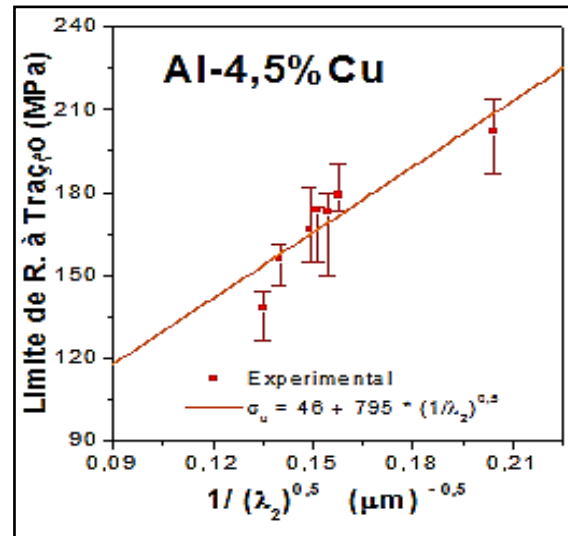


Fonte: (Adaptado de ROOY, 1988).

Quaresma (QUAREMA, 1999; QUARESMA *et al.*, 2000) tem estabelecido a dependência do limite de resistência à tração(LRT) com os braços dendríticos secundários para a liga Al-4,5%Cu solidificada no dispositivo horizontal, apresentado pelo esquema da

Figura 2.14. O referido autor propôs à literatura uma equação experimental do Tipo Hall-Petch, semelhante à Equação 6, como previsão da variação do $LRT=f(\lambda_2)$. A Figura 2.14 apresenta os resultados de Quaresma (1999, 2000), onde observa-se que os valores do LRT são maiores para menores valores de λ_2 .

Figura 2.14. Variação do LRT com espaçamentos dendríticos secundários para uma liga Al-Cu solidificada horizontalmente sob condições de transitórias de extração de calor.



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

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

$$HV = K(\lambda_2)^{-a} \quad (6)$$

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

Segundo Kaya *et al.*, (2008) a lei experimental representada pela Equação 6 é um forma simplificada da equação de Hall-Petch (Equações 4 e 5), e a mesma pode representar também a dependência de HV com os parâmetros térmicos e microestruturais.

A Tabela 4 apresenta um estudo detalhado das equações matemáticas propostas na literatura que caracterizam a variação de HV em função dos espaçamentos dendríticos, Observa-se que são escassos trabalhos que correlacionam $HV=f(\lambda_3)$.

Tabela 4. Resultados experimentais de $HV = f(\lambda_{123})$ para ligas à base de alumínio.

Sistema de solidificação	Referência	Ligas	Equações experimentais (HV [kgf/mm ²] e λ_2 [μm])	
Solidificação vertical (regime estacionário)	Kaya et al.,(2008)	Al-3% Cu	$HV = 525,23(\lambda_1)^{-0.4}$	$HV = 141,55(\lambda_2)^{-0.30}$
		Al-3% Si	$HV = 198,14(\lambda_1)^{-0.28}$	$HV = 96,83(\lambda_2)^{-0.25}$
		Al-1% Ti	$HV = 472,06(\lambda_1)^{0.43}$	$HV = 179,85(\lambda_2)^{-0.32}$
	Çadirli (2013)	Al-3% Cu	$HV = 307,64(\lambda_1)^{-0.29}$	$HV = 121,15(\lambda_2)^{-0.21}$
		Al-6% Cu	$HV = 344,31(\lambda_1)^{-0.23}$	$HV = 177,95(\lambda_2)^{-0.20}$
		Al-15% Cu	$HV = 685,49(\lambda_1)^{-0.25}$	$HV = 219,72(\lambda_2)^{-0.17}$
		Al-24% Cu	$HV = 810,90(\lambda_1)^{-0.25}$	$HV = 317,61(\lambda_2)^{-0.18}$
	Acer et al.,(2016)	Al-5.5% Zn- 2.5% Mg	$HV = 289(\lambda_1)^{-0.28}$	$HV = 170(\lambda_2)^{-0.27}$
Solidificação vertical (regime transiente)	Brito et al.,(2015)	A-3% Mg	$HV = 91-94.6(\lambda_2)^{-1/2}$	
		A-3% Mg-1% Si	$HV = 17+415(\lambda_2)^{-1/2}-1350(\lambda_2)$	
	Silva et al.,(2015)	Al-1% Ni	$HV = 21+94.1(\lambda_1)^{-1/2}$	
		Al-5% Ni	$HV = 45+52(\lambda_1)^{-1/2}$	
	Canté et al.,(2013)	Al-1% Fe-1% Ni	$HV = 21,5+59.5(\lambda_1)^{-1/2}$	
	Bertelli et al.,(2016)	Al-10% Sn-10% Cu	$HV = 67+84(\lambda_1)^{-1/2}$	
		Al-20% Sn-10% Cu	$HV = 52 + 411,7(\lambda_1)^{-1/2}+84(\lambda_1)$	
		Al-15% Sn-5% Si	$HV = 38 + 45(\lambda_1)^{-1/2}$	
		Al-25% Sn-5% Si	$HV = 32 + 89(\lambda_1)^{-1/2}$	
Solidificação horizontal (regime transiente)	Vasconcelos et al.,(2014)	Al-5.5% Sn	$HV = 8.2(\lambda_1)^{0.3}$	$HV = 37-1593.6(\lambda_1)^{-1/2}$
	Vasconcelos et al.,(2016)	Al-6% Cu	$HV = 204(\lambda_1)^{-0.15}$	
		Al-6% Cu-8% Si	$HV = 3926(\lambda_1)^{-0.6}$	

Sistema de solidificação	Referência	Ligas	Equações experimentais (HV [kgf/mm ²] e λ_2 [μm])	
	Barros <i>et al.</i> , (2015)	Al-3% Cu	$HV = 47 + 147(\lambda_1)^{-1/2}$	
		Al-8% Cu	$HV = 60 + 270(\lambda_1)^{-1/2}$	
	Carvalho <i>et al.</i> , (2018)	Al-9% Si	$HV = 97(\lambda_2)^{-0.25}$	$HV = 41 + 67(\lambda_2)^{-1/2}$
	Araújo <i>et al.</i> , (2017)	Al-5.5% Si-3% Cu	$HV = 18(\lambda_2)^{-0.17}$	$HV = 61 + 183(\lambda_2)^{-1/2}$
		Al-3% Cu	$HV = 18(\lambda_2)^{-0.15}$	$HV = 41 + 82(\lambda_2)^{-1/2}$

Fonte: Autor (2018)

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo apresenta a descrição detalhada das etapas planejadas para os experimentos, as quais são as seguintes:

- **Etapa 1:** Elaboração da liga Al-7%Si-0,3%Fe e seu vazamento
- **Etapa 2:** Obtenção dos perfis térmicos e lingote resultante
- **Etapa 3:** Determinação dos parâmetros térmicos de solidificação (V_L , T_R e t_{SL})
- **Etapa 4:** Caracterização estrutural em escalas: Macro e microestrutural (λ_1, λ_2 e λ_3)
- **Etapa 5:** Ensaio de microdureza (HV) e correlação de HV com V_L , T_R , λ_2 e λ_3

A Figura 3.1 apresenta, esquematicamente, a descrição sucinta das etapas, em forma de fluxograma, que foram realizadas no decorrer dos trabalhos experimentais.

Figura 3.1. Fluxograma das etapas executadas durante o procedimento experimental deste trabalho.



Fonte: Adaptado de André (2018)

3.1 ETAPA 1: ELABORAÇÃO DA LIGA Al-7%Si-0,3%Mg E SEU VAZAMENTO

Para elaboração da liga Al-7%Si-0,3% Mg, lingotes dos elementos puros (Al e Si) e da liga base Mg-7%Al foram seccionados em pequenas quantidades em uma serra de fita, obedecendo a um cálculo estequiométrico que considerou o volume da lingoteira e a capacidade do cadinho. Estas quantidades foram então pesadas em uma balança eletrônica analítica com precisão de 0,01g. O alumínio foi, posteriormente, introduzido manualmente em um cadinho de carvão de silício revestido internamente por uma camada de tinta à base de alumina para evitar a contaminação e, em seguida, conduzido até um forno tipo mufla. A Tabela 5 apresenta a composição química dos elementos e da liga à base de Mg utilizados na elaboração da liga investigada.

Tabela 5. Composição química dos materiais puros.

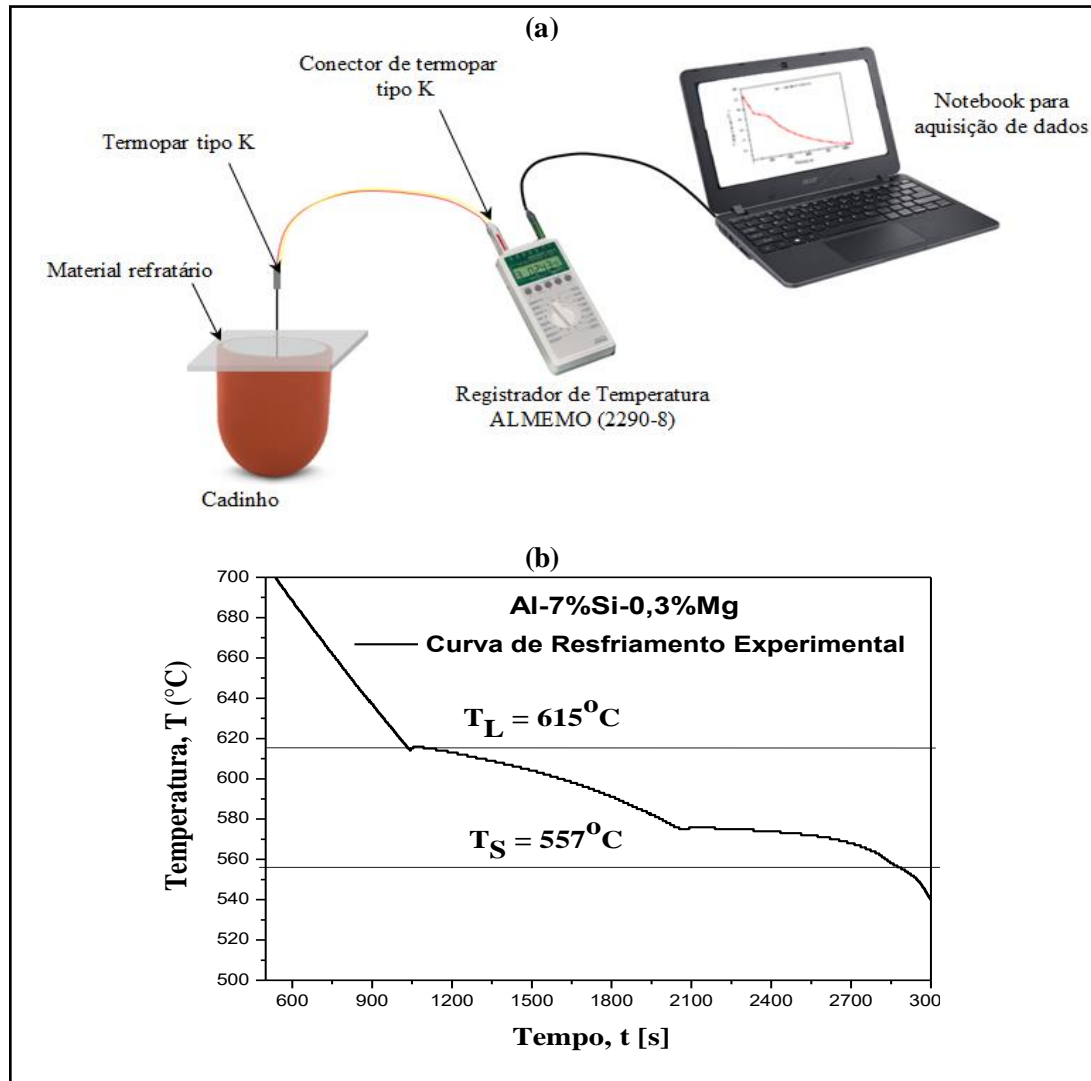
Metal	Al	Si	Mg	Fe	Ni	Ca	Ti	Zn	Cu
Al	99.7	0.062	-	0.176	0.006	-	0.009	0.007	-
Si	0.1094	99.596	-	0.3164	0.0102	0.0214	0.0455	-	-
Liga Mg-Al	6.981	0.246	91.877	0.001	0.001	-	-	0.631	0.115

Fonte: Acervo do GPSol/UFGA e GPMet/IFPA (2018)

Após a fusão total do alumínio, o cadinho foi retirado do forno sendo então o Si adicionado ao alumínio líquido, tendo o cadinho sido novamente introduzido no forno mufla a fim de permitir a fusão do segundo elemento constituinte da liga. Em seguida, após a completa fusão da liga Al-Si, o cadinho foi novamente retirado do forno. Para a introdução do Mg, utilizou-se da metodologia de Barros (2018), isto é, a quantidade calculada do Mg, considerando a liga base Mg-7%Al, foi envolvida em papel alumínio e adicionada ao material líquido a 800°C.

Uma aferição preliminar da composição química das liga AlSiMg investigada foi realizada *‘in-loco’*, por meio de um termopar conectado a um registrador de temperaturas, o qual foi inserido no líquido da liga em estudo, contido no cadinho, a fim de monitorar o resfriamento natural à temperatura ambiente. Esta técnica possibilitou a obtenção da curva de resfriamento experimental através da qual foi possível comparar os valores das temperaturas *liquidus* e *solidus*, T_L e T_S , respectivamente, da liga Al-7%Si-0,3%Mg, com aquelas especificadas teoricamente pelo respectivo diagrama de fases. O esquema deste procedimento experimental e a curva experimental resultantes se encontram mostrados na Figura 3.2.

Figura 3.2. Caracterização da térmica da liga investigada: (a) ilustração esquemática da técnica experimental de obtenção da curva de resfriamento e (b) curva experimental resultante



Fonte: Autor (2018)

A confirmação final das composições dos elementos que compõem a liga investigada foi realizada por meio de uma análise química quantitativa e qualitativa, através de espectrometria ótica. Para realizar este procedimento experimental, uma quantidade do material da liga foi vazada em um pequeno molde de areia para a obtenção das amostras. A Tabela 6 apresenta o ficheiro do resultado final da análise química, fornecido pelo analisador químico (Figura 3.3).

Tabela 6. Fichário da composição química da liga Al-7%Si-0,3%Mg, obtida por espectrometria ótica.

04/08/2017 20:08:32

RESULTADOS DA ANÁLISE MATRICIAL										
Sample Identification										
Quality	SampleNo									
	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Ni %	Zn %	Ti %	Ag %
1.	8.278	0.139	0.031	0.060	0.423	0.026	0.0066	0.0038	0.011	0.013
2.	7.129	0.181	0.0073	0.012	0.252	0.011	0.0096	<0.0020	<0.0010	0.0013
3.	6.915	0.150	0.018	0.033	0.314	0.014	<0.0020	0.151	0.0048	0.0064
4.	6.972	0.122	0.024	0.046	0.394	0.019	<0.0020	0.215	0.0075	0.0097
5.	6.224	0.120	0.0092	0.016	0.265	0.011	0.0021	<0.0020	0.0013	0.0023
6.	7.933	0.111	0.031	0.059	0.504	0.026	0.0096	0.0054	0.010	0.012
7.	7.197	0.214	0.011	0.019	0.200	0.0095	<0.0020	<0.0020	0.0022	0.0035
Ø	7.235	0.148	0.019	0.035	0.336	0.017	0.0048	0.054	0.0054	0.0069
σ	0.681	0.037	0.010	0.020	0.108	0.0071	0.0037	0.090	0.0042	0.0048
ν	9.413	25.00	52.63	57.14	32.14	41.76	77.08	166.67	77.78	69.57

Fonte: Autor (2018)

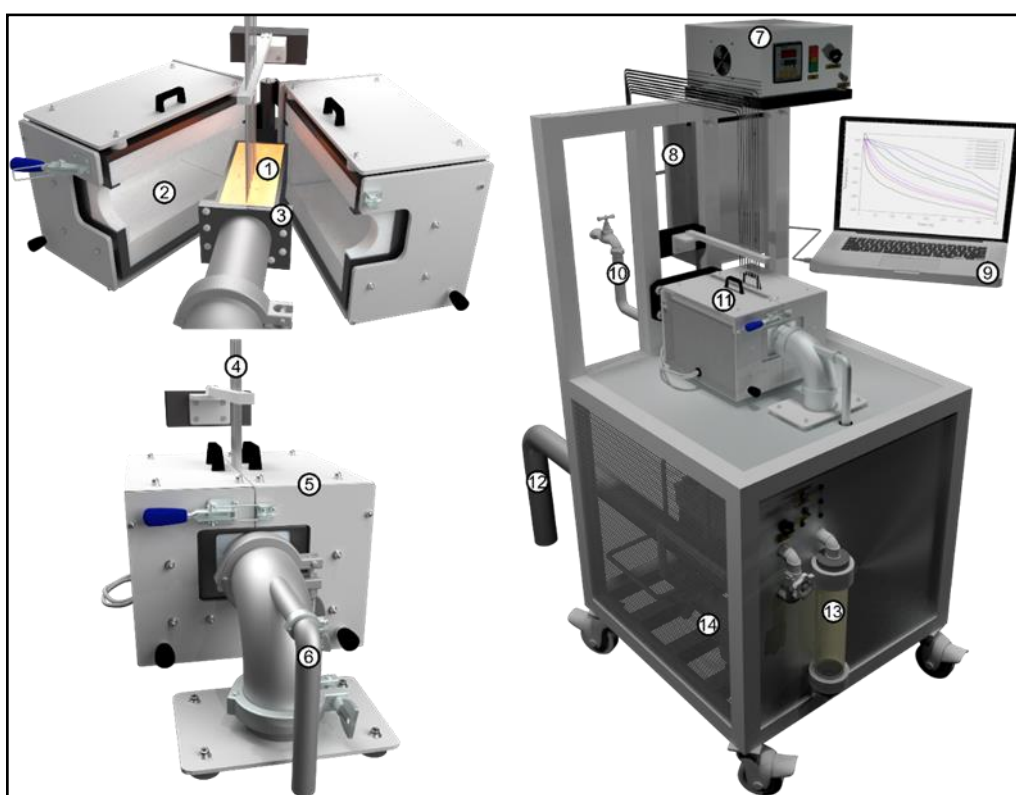
Figura 3.3. Espectrômetro de emissão ótica Q4 TASMAN.

Fonte: Catálogo técnico do fabricante (2018)

O processo de solidificação direcional estabelecido neste trabalho foi conduzido utilizando-se de um dispositivo de solidificação horizontal refrigerado a água, fabricado pela FORTELAB, tendo com projeto básico, a construção e aferição a partir do dispositivo desenvolvido pela primeira vez por Silva *et al.*, (2011) e, mais recentemente, aperfeiçoado por Carvalho *et al.*, (2013), o qual se encontra esquematizado na Figura 3.4. Inicialmente, a liga investigada, foi fundida *in situ* no referido dispositivo de solidificação horizontal, em seguida, levada até a temperatura correspondente a 10% acima de suas temperaturas *liquidus*. Após atingido o nível de superaquecimento desejado, as resistências elétricas do dispositivo foram

então desligadas e imediatamente acionado o sistema de refrigeração a água. Os jatos do fluido refrigerante, direcionados tão somente a uma das paredes laterais do molde, induziram uma extração de calor no sentido longitudinal do mesmo, ou seja, apenas na direção horizontal. A Figura 3.5 apresenta um esquema completo do dispositivo de solidificação direcional, refrigerado à água, utilizado nos experimento da presente investigação.

Figura 3.4. Ilustração do forno de solidificação horizontal da FORTELAB: (1) metal líquido, (2) placas cerâmicas refratárias, (3) molde retangular de aço inoxidável; (4) termopares, (5) paredes externas do dispositivo, (6) entrada de água; (7) controlador de temperatura, (8) registrador de temperatura Fieldlogger, (9) computador com o software de aquisição de dados, (10) água de alimentação, (11) dispositivo de solidificação direcional, (12) saída de água, (13) rotâmetro, e (14) bomba de água.



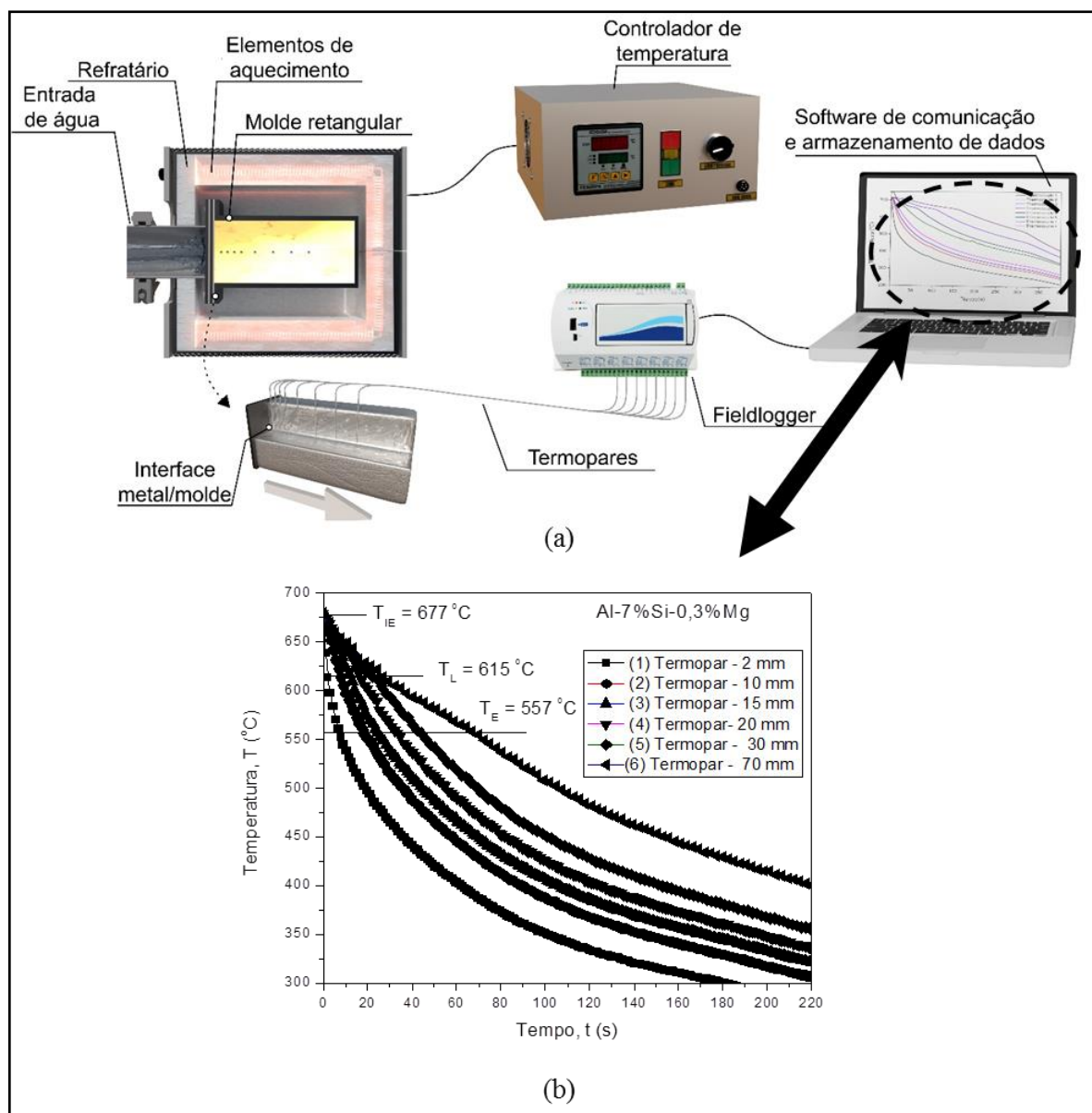
Fonte: Autor (2018)

3.2 ETAPA 2: OBTENÇÃO DOS PERFIS TÉRMICOS E LINGOTE RESULTANTE

Um mapeamento térmico no metal da liga investigada, contido na lingoteira retangular, foi realizado durante o processo de solidificação, através de termopares (até oito), localizados em posições estratégicas, a partir da superfície de extração de calor. Todos foram conectados por meio de um cabo coaxial a um registrador de dados interligado a um computador. No registro dos perfis térmicos, utilizou-se um sistema de aquisição de dados, tipo FIELDLOGGER. Os registros das temperaturas foram realizados mediante o uso de

software fornecido pelo fabricante do registrador, que digitalizou as medidas dos termopares feitas em tempo real pelo sistema de aquisição de dados. A Figura 3.5 mostra um esquema de parte do dispositivo utilizado na obtenção dos perfis de temperaturas, bem como as curvas experimentais resultantes do respectivo mapeamento térmico. Destaca-se que durante o monitoramento das temperaturas somente seis termopares registraram de forma confiável as temperaturas, mas o suficiente para determinar os parâmetros térmicos de solidificação.

Figura 3.5. Etapa experimental do mapeamento térmico no metal da liga investigada: (a) ilustração dos componentes envolvidos no experimento e (b) perfis experimentais de temperaturas resultantes para seis termopares



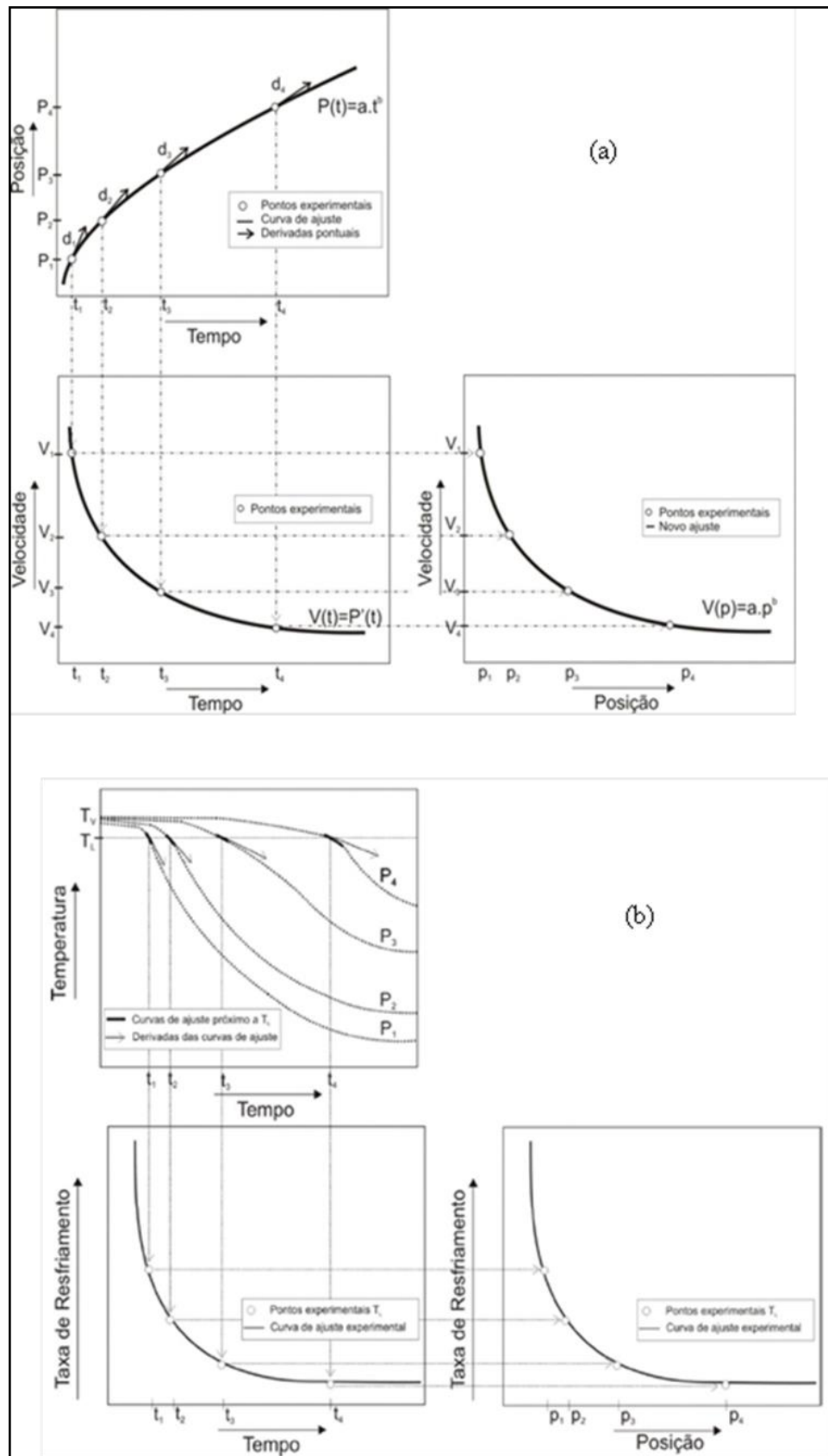
Fonte: Autor (2018)

3.3 ETAPA 3: DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS TÉRMICOS DE SOLIDIFICAÇÃO, V_L , T_R E T_{SL}

Para obtenção dos parâmetros térmicos de solidificação (V_L , T_R e t_{SL}), as leituras dos termopares foram aproveitadas para gerar expressões algébricas de posição em função do tempo, a partir da interface refrigerada, dadas pela fórmula geral $P=a.t^b$, definida como cinética de solidificação, correspondente à passagem da frente *liquidus* pelos termopares. O procedimento baseou-se na interseção das retas da temperatura *liquidus*(T_L) (Figura 3.6 b) da liga investigada com os perfis térmicos gerados por cada termopar em sua respectiva posição. Através das interseções foi possível obter os respectivos tempos correspondentes. Assim, os valores levantados representam o tempo de passagem da isoterma *liquidus* por cada posição do termopar. Os pares ordenados (P , t), obtidos a partir do procedimento em questão, permitiram que fosse traçado um gráfico experimental da posição da isoterma *liquidus* com o tempo. Depois de determinada a expressão algébrica [$P=Cte(t)^n$] da posição em função do tempo, foram calculadas as velocidades experimentais da isoterma *liquidus* (V_L) em função da posição, através da derivada dessas equações, isto é: $V_L=d[a(t)^b]/dt$. O resultado da derivada resulta em uma função de $V_L=f(t)$ que, posteriormente, por substituição da expressão $P=a.t^n$ em $V_L=f(t)$, a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* é representada pela seguinte formulação geral: $V_L=a.P^b$. A taxa de resfriamento (T_R) para cada posição dos termopares, em todas as composições, foi obtida experimentalmente a partir das interseções das retas de cada temperatura *liquidus* (T_R) com os perfis térmicos, através do resultado da leitura direta do quociente das temperaturas imediatamente antes e depois da T_R e dos tempos correspondentes, isto é, $dT_R = dT/dt$. Uma ilustração das técnicas utilizadas para determinação de V_L e T_R está representada na Figura 3.6.

Convém destacar que o procedimento experimental utilizado para determinação dos parâmetros térmicos de solidificação baseia-se numa técnica consagrada e amplamente publicada na literatura, a qual é utilizada há décadas por vários autores, com destaque às técnicas propostas por Okamoto-Kishitake (1975) para determinação da taxa de resfriamento, e pelo Grupo de Pesquisa de Solidificação da UNICAMP (GPSol/UNICAMP) para obtenção da cinética de solidificação e da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*(ROCHA, 2003). Portanto, maiores detalhes técnicos e científicos sobre esta etapa experimental podem ser consultados nas bibliografias referenciadas.

Figura 3.6. Esquemas das metodologias experimentais para determinação dos parâmetros térmicos: (a) cinética de solidificação e velocidade da isoterma liquidus e (b) taxa de resfriamento.



Fonte: Brito (2016).

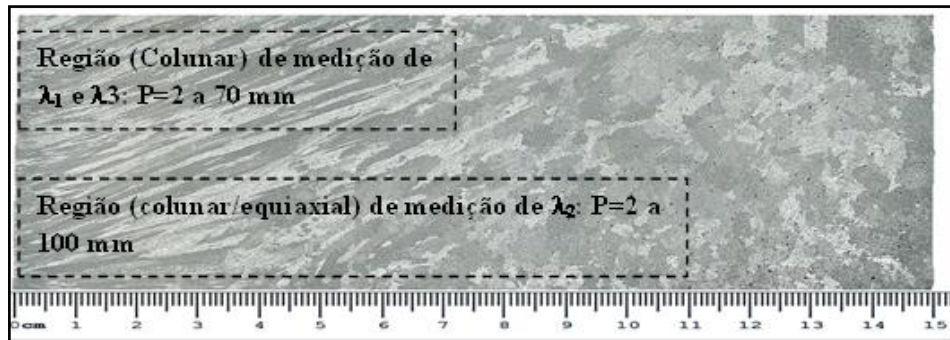
O tempo local de solidificação (t_{SL}) definido pela diferença entre os tempos de passagem das isothermas *solidus* e *liquidus* por uma determinada posição., foram obtidos a partir das interseções de linhas horizontais correspondentes às temperaturas *liquidus* (T_L) e *solidus* (T_S), nas curvas de resfriamento, para cada posição dos termopares (Figura 3.6b). Utiliza-se uma técnica de ajuste por curva a esses pontos experimentais determinados e geram expressões algébricas de posição em função do tempo local de solidificação. A técnica de determinação de t_{SL} se encontra detalhada nos trabalhos de Moutinho (2012) e Gomes (2012).

3.4 ETAPA 4: CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL EM ESCALAS: MACRO E MICRO ESTRUTURAL

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

Posteriormente, a superfície da amostra foi atacada com reagente químico adequado, cuja composição foi 15 ml de HNO_3 , 10 ml de HCl , 5 ml de HF e 70 ml de H_2O (solução de Keller) (BARROS; 2018; GOMES, 2012; MOUTINHO, 2012; METALS HANDBOOK, 1998). O ataque químico foi realizado por imersão da superfície da peça durante aproximadamente vinte segundos, tempo suficiente para que as macroestruturas de solidificação das ligas fossem perfeitamente reveladas. A macrografia com a macroestrutura revelada e as respectivas indicação das regiões de mediação dos valores de λ_1 , λ_2 e λ_3 estão mostrados na Figura 3.7.

Figura 3.7. Macrografia representando a microestrutura resultante do processo de solidificação horizontal, com indicação das regiões de medição dos específicos espaçamentos dendríticos.



Fonte: Autor (2018)

Em seguida, iniciou-se o procedimento para obtenção das peças correspondentes à caracterização microestrutural, para posterior caracterização e quantificação dos espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários. Assim, foram retirados do lingote da liga solidificada horizontalmente, corpos de prova nas posições correspondentes 2, 4, 6, 10, 15, 20, 30, 40, 50, 60, 70, para medição dos valores de λ_{13} , e 2, 4, 6, 15, 20, 30, 40, 50, 60, 70, 80, 90 100 e 110 mm, para medição dos valores de λ_2 , de seções transversal e longitudinal, respectivamente, em relação à interface refrigerada. Os corpos de prova foram devidamente identificados de acordo com suas respectivas posições, embutidos a frio e posteriormente lixados com lixas de granulação de 100 a 1200 mesh. Depois foi aplicado o polimento das peças com pasta de diamante de 6 μm e 1 μm e realizado posterior ataque químico para revelar a microestrutura com solução de 5% de NaOH em água destilada. Em seguida, foram realizadas análises microscópicas, para obtenção das micrografias das amostras, com auxílio do sistema de processamento Fabricação MOTIC- B310-MET (Figura 3.8), acoplado ao software de captura de imagem Analise Sys.

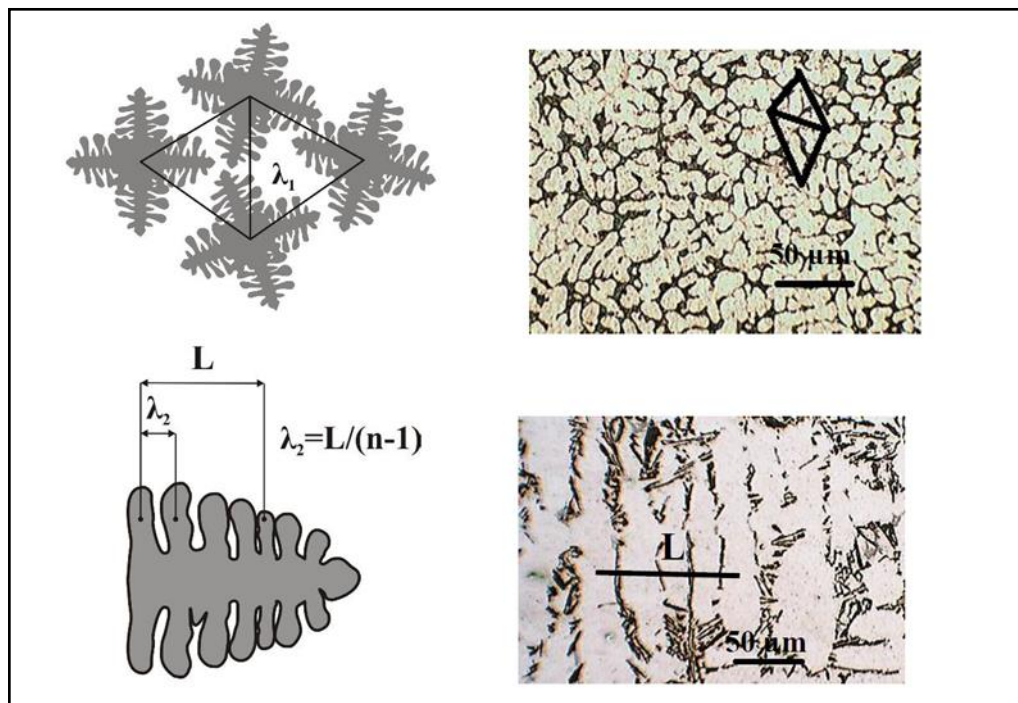
Figura 3.8. Microscópio ótico utilizado na captura das micrografias dos CPs. Fabricação MOTIC- B310-MET.



Fonte: Autor (2018)

As medidas dos espaçamentos dendríticos foram realizadas utilizando-se o software Image J. As técnicas adotadas para medição de λ_1 , λ_2 e λ_3 são representadas na Figura 3.9 e 3.10. O método do triângulo foi utilizado para quantificar os valores de λ_1 , utilizando-se o critério de vizinhança, que considera o valor do espaçamento primário igual à distância média entre os centros dos braços dendríticos primários (GÜNDÜZ e ÇADIRLI, 2002). Os valores de λ_2 foram medidos considerando o procedimento proposto por McCartney e Hunt (1981), que se baseia em calcular o valor de λ_2 pela média das distâncias entre os braços secundários adjacentes.

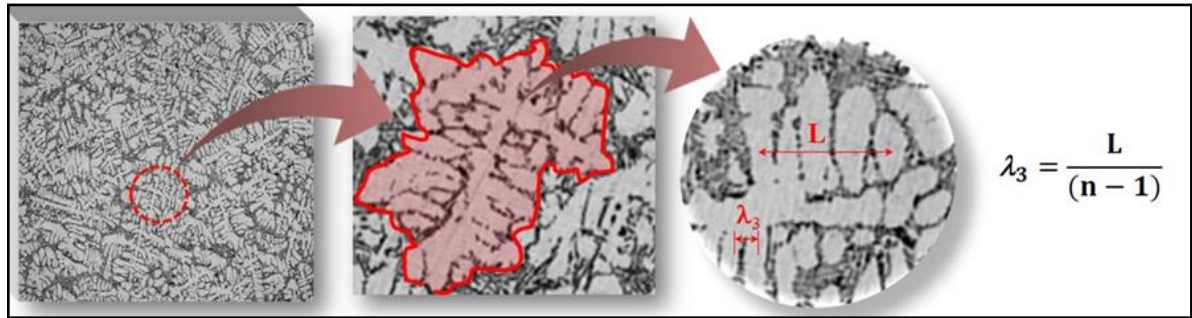
Figura 3.9. Ilustração das técnicas de medição de λ_1 e λ_2 .



Fonte: Autor (2018)

O método para quantificar os valores de λ_3 (Figura 3.10) foi o mesmo utilizado por Sá *et al.*, (2004) e Rosa *et al.*, (2006). O mesmo baseia-se no cálculo do valor de λ_3 pela média das distâncias entre os braços adjacentes ao longo do comprimento "L" sobre a seção transversal do lingote. Foram realizadas, em média, trinta medidas para cada posição considerada.

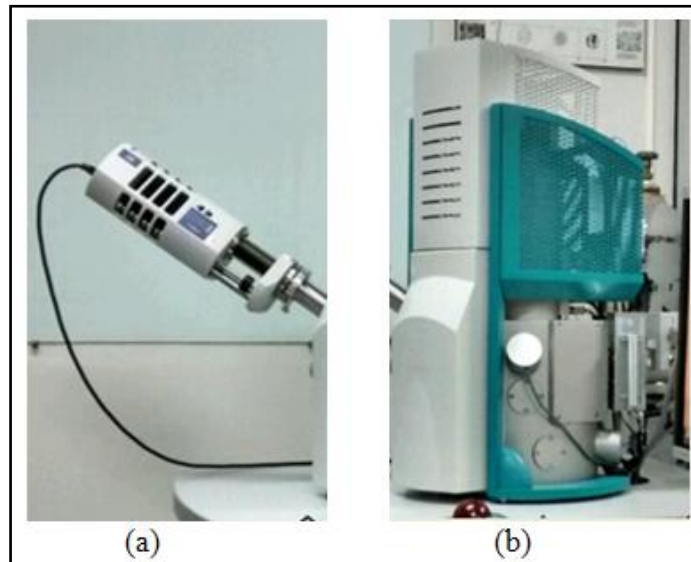
Figura 3.10. Ilustração das técnicas de medição de λ_3 .



Fonte: Autor (2018)

Caracterização de fases intermetálicas foram realizadas por microscopia eletrônica de varredura MEV/EDS. O Microscópio eletrônico de varredura utilizado foi o modelo SHIMADZU (Vega 3-SBU-Tescan) equipado com um espectrômetro de energia dispersiva de Raios-X AZTec Energy X-Act, Oxford (Figura 3.11). Informações sobre os elementos químicos presentes através da leitura dos espectros de composição química também foram obtidas.

Figura 3.11. (a) Espectrômetro de energia dispersiva de raios-X; (b) Microscópio eletrônico de varredura.



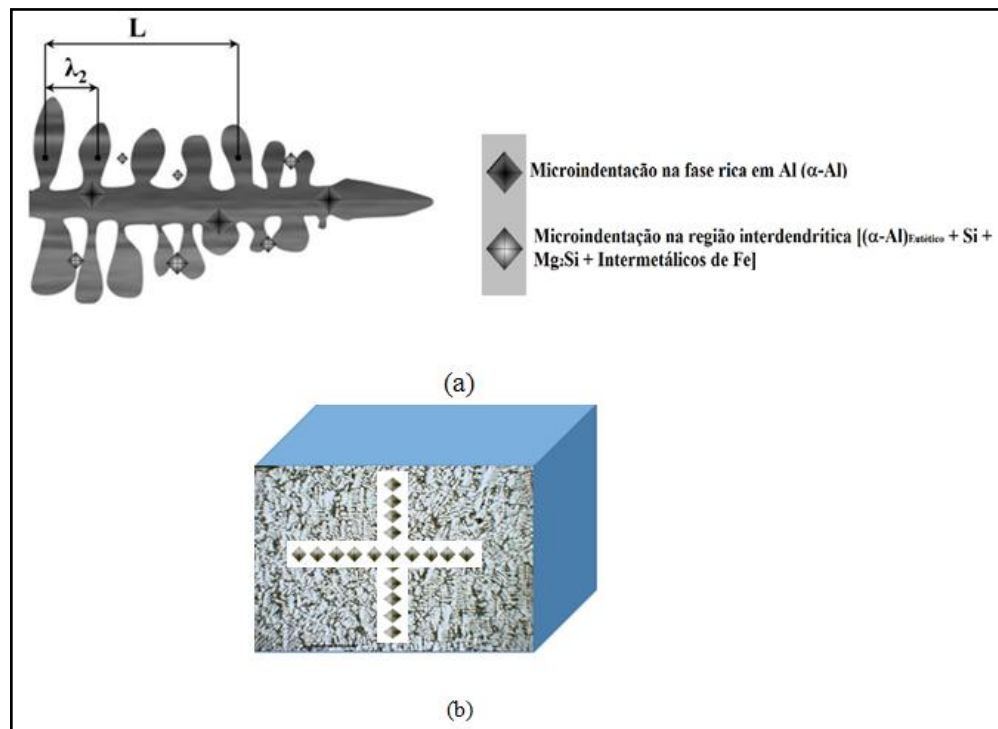
Fonte: Acervo GPMet/IFPA e GPSol/UFGA (2018)

3.5. ETAPA 5: ENSAIO DE MICRODUREZA (HV) E CORRELAÇÃO DE HV COM V_L , T_R , λ_2 E λ_3

Os ensaios de microdureza Vickers consistiram na aplicação de uma carga através de um indentador de diamante, com formato piramidal e de base quadrada, sobre as superfícies planas e polidas das amostras longitudinais correspondentes às posições de 6, 10, 15, 20, 30, 50, 60, 80 e 100 mm, a partir da interface refrigerada, para correlação com os espaçamentos dendríticos secundários, produzindo uma impressão proporcional à carga de 50 g durante um tempo de dez segundos, conforme proposto por Kaya *et al.*, (2008) e Çadirli (2013). Para cada amostra foram realizadas vinte endentações em cada região de fases. As distâncias mínimas para indentações foram definidas em conformidade com a norma ASTM E384. A Figura 3.12a mostra a metodologia aplicada para medição de HV para correlação com λ_2 . Observa-se que, no primeiro momento, a técnica estabelecida permitiu avaliar dureza da fase primária e das segundas fases que se formam na região interdendrítica.

Os ensaios de HV foram também realizados em amostras transversais correspondentes as posições 4, 15, 20, 30 e 50mm, todas localizadas na região colunar para correlação com os espaçamentos dendríticos terciários, obedecendo os mesmos critérios de medição estabelecidos nas amostras longitudinais à aplicação da carga que foi a mesma de carga de 50 g durante um tempo de dez segundos, distâncias mínimas para indentações conforme a norma ASTM E384 e o número de no mínimo 20 endentações. No entanto, as endentações foram realizadas seguindo uma cruz em cada posição, sem a escolha de uma fase específica. O valor de HV considerado, por posição, foi a média dos valores das 20 medidas. A Figura 3.12b apresenta, esquematicamente, a etapa deste experimento.

Figura 3.12. Esquematização da técnica de medição de HV para correlação com (a) λ_2 e (b) λ_3 .



Fonte: Autor (2018)

A Figura 3.13 mostra o microdurômetro utilizado neste trabalho, modelo SHIMADZU HMV-2, resolução de 0,01mm com penetrador piramidal de diamante, utilizado nas medições de microdureza.

Figura 3.13. Microdurômetro modelo SHIMADZU HMV-2.



Fonte: Acervo GETSOLDA/UFPA (2018)

3.6 SOFTWARES UTILIZADOS

Além dos materiais e equipamentos destacados, nas seções anteriores, os seguintes softwares foram utilizados na presente investigação:

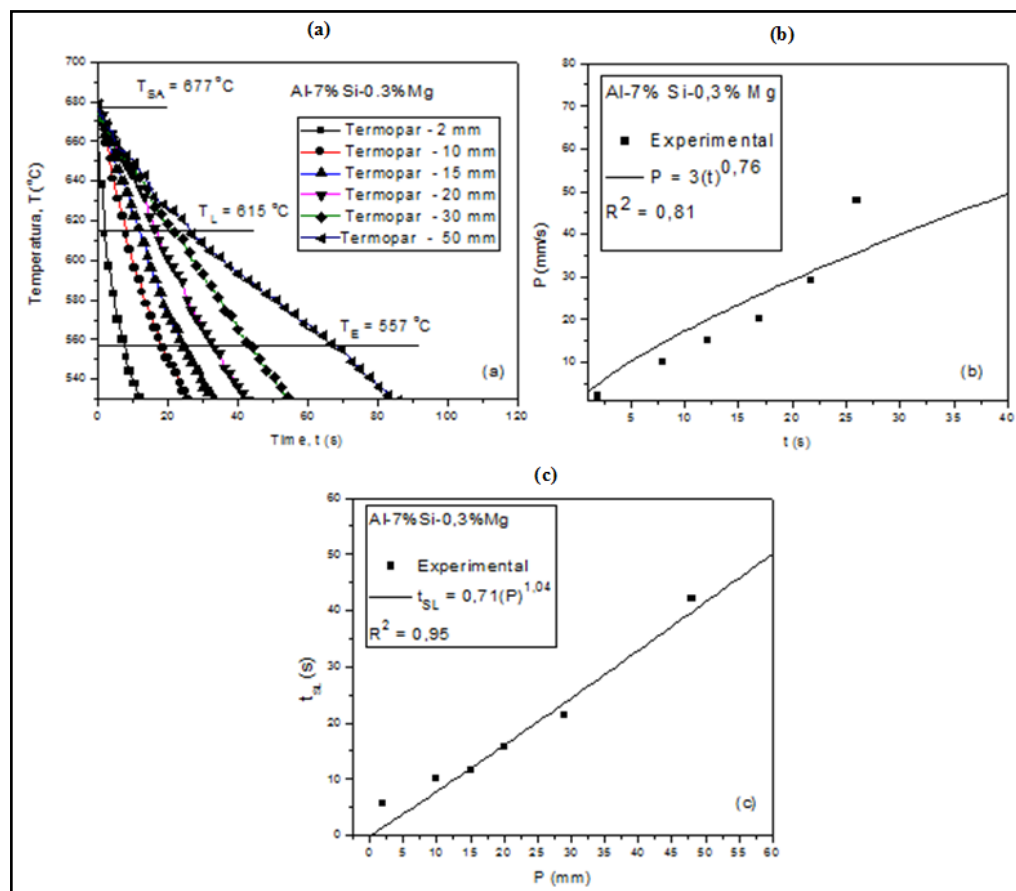
- **Thermo-Calc:** utilizado para o levantamento dos dados referentes ao diagrama de fases da liga Al-7%Si-0,3%Mg-(0,15%Fe), bem como para obtenção do caminho de solidificação da referida liga considerando o banco de dados termodinâmicos TTAL7 (*ThermoTechAluminumThermalDatabase v.7*)
- **Origin 2016:** empregado para plotagem e ajuste dos gráficos correspondentes aos parâmetros térmicos de solidificação, aos espaçamentos dendríticos e dados tanto dos ensaios de microdureza como dos ensaios de corrosão eletroquímica. Aplicado também para o cálculo da primeira derivada de cada curva de resfriamento (obtida durante o resfriamento natural à temperatura ambiente) em relação ao tempo. Utilizado ainda para a aplicação da transformada rápida de Fourier com a finalidade de filtrar possíveis ruídos na referida curva dT/dt .
- **ImageJ:** utilizado para medição dos espaçamentos dendríticos primários (λ_1), secundários (λ_2) e terciários (λ_3).
- **AMR-Control:** utilizado para acompanhar, registrar e armazenar os dados obtidos pelo termopar conectado ao ALMEMO durante o levantamento da curva de resfriamento a condições ambientes.
- **FieldLogger software:** utilizado para acompanhar, registrar e armazenar os dados obtidos pelos 8 termopares durante o processo de solidificação direcional.

4 RESULTADOS E ANÁLISES

4.1. PARÂMETROS TÉRMICOS E ESTRUTURAIS

O mapeamento térmico executado durante a solidificação horizontal da liga investigada está representado pelas seis curvas experimentais de resfriamento mostradas na Figura 4.1a que, a partir das quais, foi determinada a cinética de solidificação, definida como sendo o avanço da isoterma *liquidus*(P) em função do tempo (t), representada pela expressão matemática do tipo potência, $P = \text{Constante}(t)^n$, apresentada no interior da Figura 4.1b. A Figura 4.1c mostra o comportamento do tempo local de solidificação (t_{SL}), o qual é definido fisicamente pelo intervalo de tempo medido entre as passagens das isothermas *liquidus* e *solidus* por cada um dos 6 termopares inseridos no metal (Figura 4.1a).

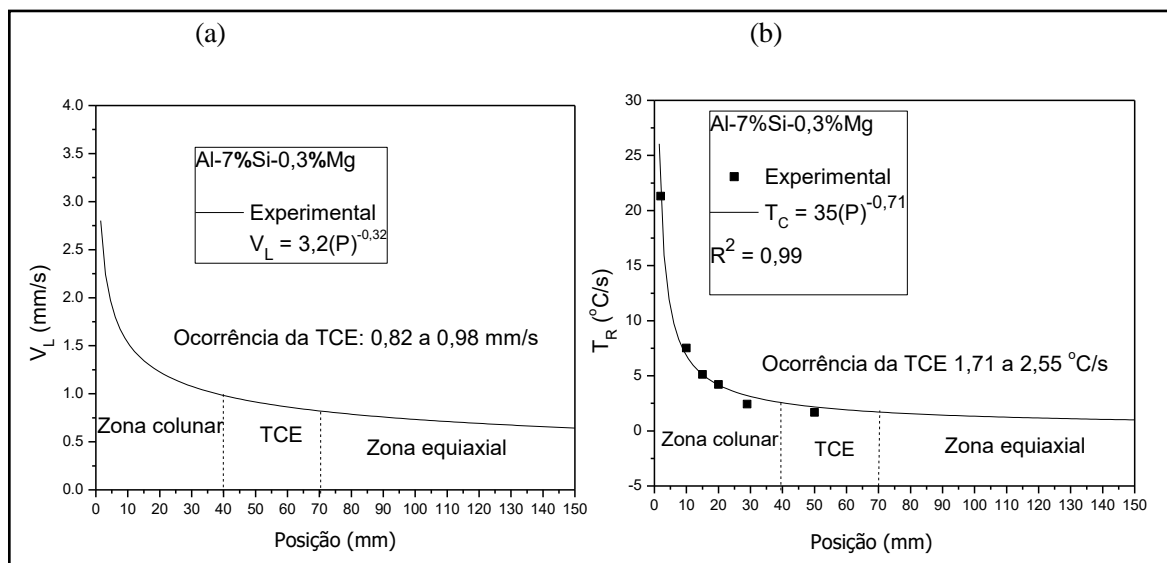
Figura 4.1. (a) Curvas experimentais de resfriamento para 5 termopares; (b) Curva Posição x Tempo de passagem da isoterma *liquidus* de cada termopar e (c) Curva Tempo local de solidificação x posição de passagem das isothermas *liquidus* e *solidus* por cada termopar



Fonte: Autor (2018)

A análise da interconexão entre os parâmetros térmicos e estruturais resultantes do processo de solidificação foi realizada a partir da obtenção das curvas de resfriamento e da cinética de solidificação (Figura 4.1a e 4.1b, respectivamente) e do lingote resultante. A derivada da equação de $P=f(t)$, isto é, $d[3(t)^{0,76}]/dt$, permitiu calcular a velocidade da isoterma liquidus (V_L) e a partir da derivada das curvas experimentais, ou seja, dT/dt , para o tempo correspondente da passagem da isoterma *liquidus* por cada termopar, foi possível determinar a taxa de resfriamento (T_R). As Figuras 4.2a e 4.2b mostram a evolução de V_L e T_R em função da posição da isoterma *liquidus* (P), assim como, no interior das respectivas figuras, as suas expressões matemáticas, $(V_L, T_R) = f(P)$. Observa-se que tanto V_L como T_R são maiores para posições mais refrigeradas no lingote, isto é, mais próximas à interface metal/molde, comportamento esperado, uma vez que uma camada sólida crescente vai formando com o avanço da solidificação horizontal.

Figura 4.2. Resultados experimentais dos parâmetros térmicos referentes: (a) Velocidade e (b) Taxa de resfriamento, ambas em função da posição da isoterma liquidus.



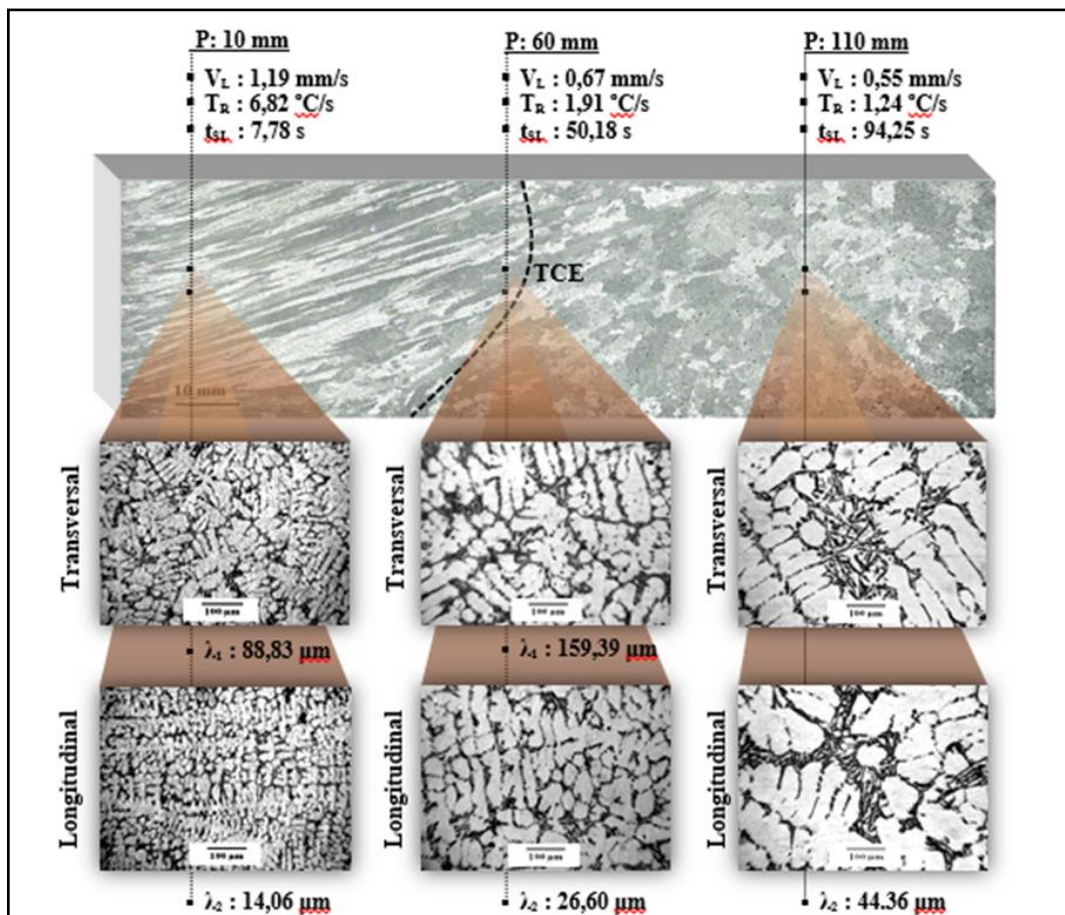
Fonte: Autor (2018)

4.1.1 Transição colunar/equiaxial (TCE)

As revelações da macroestrutura do lingote horizontal e da microestrutura para três amostras transversal e longitudinal, extraídas do mesmo, estão representadas pelas macrografias e micrografias mostradas na Figura 4.3. É possível notar, pela macrografia revelada, uma transição colunar/equiaxial, bem como uma microestrutura absolutamente

dendrítica em todo o lingote resultante. Em análise concomitante com as Figuras 4.2 e 4.3, verifica-se que a TCE para a liga analisada, nas condições assumidas no presente trabalho, ocorre numa região em que V_L e T_R variam de 0,82 mm/s a 0,98 mm/s e 1,71 °C/s a 2,55 °C/s, respectivamente, valores correspondentes as posições de 40 a 70 mm do lingote. A TCE, resultante da solidificação horizontal, na qual a convecção termossolutal sempre está presente, apresenta um comportamento diferente observado para as liga binárias Al-7%Si investigadas por Peres *et al.*, (2004), Peres *et al.*, (2005) e Moutinho (2011), solidificada verticalmente para cima e horizontalmente, respectivamente, os quais verificaram uma que a TCE ocorre em um único plano vertical paralelo à interface metal/molde.

Figura 4.3. Macrografias e micrografias reveladas do lingote obtido da liga Al-7%Si-0.3% solidificada horizontalmente.



Fonte: Autor (2018)

A Tabela 7 compara os resultados obtidos no presente trabalho experimental e aqueles levantados por Peres *et al.*, (2004) e Moutinho (2011) com relação aos valores de V_L e T_R na posição em que ocorre a transição colunar/equiaxial durante a solidificação das ligas Al-7%Si

e Al-7%Si-0,3%Mg, em sistemas com diferentes configurações. Evidencia-se pela Tabela 7 que maiores valores de V_L e T_R foram alcançados quando a solidificação foi na direção horizontal, resultando na antecipação da TCE. Uma característica interessante, do ponto de vista físico da solidificação, foi a forma de ocorrência da TCE para a liga multicomponente investigada neste trabalho ao compará-la com a observada para a liga binária Al-7%Si, solidificada na mesma direção, uma vez que adição de 0,3%Mg na mesma, influenciou no comportamento morfológico da TCE, isto é, alterando-a sua ocorrência de em único plano (liga binária) para uma região (liga multicomponente), conforme observado pela linha tracejada indicada no interior da Figura 4.3.

Tabela 7. Comparação associada à TCE obtida neste trabalho com outros da literatura.

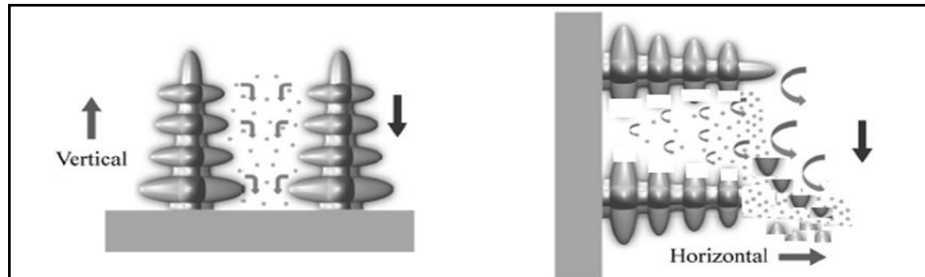
Ligas	Direção de crescimento	Posição (mm)	Ocorrência da TCE	Convecção no líquido	VL (mm/s)	TR (°C/s)	Autor
Al-7%Si	Vertical	95	Único plano	Não	0,45	0,15	Peres (2004)
	Horizontal	65		Sim	0,94	0,88	Moutinho (2011)
Al-7%Si-0,3%Mg	Horizontal	40 a 70	Região	Sim	0,82 a 0,98	1,71 a 2,55	Este trabalho

Fonte: Autor (2018)

No caso particular da liga Al-Si-Mg, estudada no presente trabalho, destaca-se que a combinação dos solutos (Mg e Si) são mais leves do que o solvente, suas rejeições provocam um líquido interdendrítico também mais leve próximos às interfaces de solidificação, quando comparado com o volume de líquido global remanescente. Apesar disso, é provável que os efeitos de correntes de convecção no líquido induzidos pela segregação dos solutos pode estimular a formação de grãos equiaxiais a partir dos grãos colunares, onde parte de suas ramificações dendríticas secundárias são quebradas sendo então liberadas para a região localizada à frente da interface sólido/líquido. Os ramos dendríticos separados da zona colunar podem sofrer o efeito da gravidade para baixo, promovendo a decantação desses ramos e, neste momento, devem encontrar condições de crescimento no líquido à frente da interface de solidificação a fim de constituírem a zona equiaxial no fundo da lingoteira, estimulando, dessa maneira, a ocorrência e a abreviação da TCE observada para a liga Al-7%Si-0,3%Mg. A Figura 4.4 representa esquematicamente um contra-ponto entre a solidificação nas direções vertical e horizontal. Convém enfatizar que são poucos os estudos propostos na literatura para investigar estes importantes efeitos convectivos no líquido na

formação das estruturas, durante a solidificação unidirecional horizontal, especialmente quando se trata de ligas multicomponentes.

Figura 4.4. Representação esquemática da influência das direções de crescimento na convecção e gravidade, mostrando a quebra de ramos dendríticos

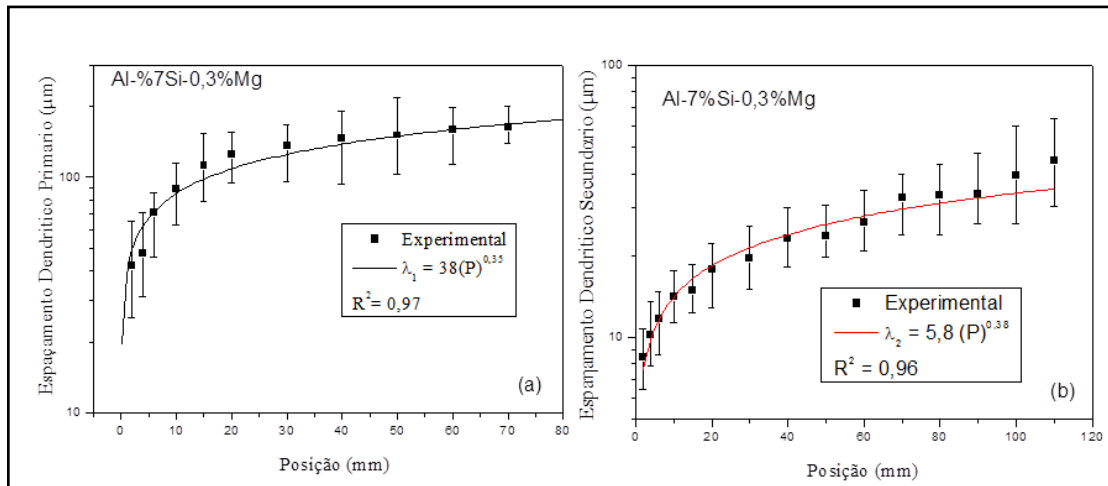


Fonte: Adaptado de Brabo *et al.*, (2015).

4.1.2 Espaçamentos dendríticos primários e secundários (λ_1 e λ_2)

As Figuras 4.5 e 4.6 apresentam os resultados experimentais da correlação entre os parâmetros térmicos e os espaçamentos dendríticos primários e secundários e, ainda, um estudo comparativo com resultados da literatura para as ligas binárias Al-7%Si e Al-7%Si-0,3%Mg, solidificadas em diferentes direções de crescimento. Observa-se o efeito da água de refrigeração na evolução solidificação horizontal e, portanto, na estrutura resultante, promovendo, para posições mais próximas à interface metal/molde (Figura 4.5), uma microestrutura dendrítica mais refinada para altas velocidades e taxas de resfriamento (Figura 4.6), situação no lingote resultante em que os valores de λ_1 e λ_2 são menores, conforme evidenciada nas microestruturas dendríticas reveladas pelas micrografias da Figura 4.5. As análises comparativas apresentadas na Figura 4.6 permitem observar que as direções de crescimento assumidas, em todos os trabalhos, não afetaram as leis de crescimento do tipo potência para λ_1 e λ_2 , representadas para todos os casos investigados pelas expressões $\lambda_1 = \text{Constante}(V_L)^{-1,1}$, $\lambda_1 = \text{Constante}(T_R)^{-0,55}$, $\lambda_2 = \text{Constante}(V_L)^{-2/3}$ e $\lambda_2 = \text{Constante}(T_R)^{-1,1}$. Observa-se, ainda, que as leis experimentais obtidas para λ_1 e λ_2 em função da taxa de resfriamento, para a liga investigada neste trabalho, representam satisfatoriamente as leis propostas por outros autores da literatura (PERES *et al.*, 2004, CARVALHO *et al.*, 2014, GUIMARÃES, 2014 e CHEN *et al.*, 2014). Por outro lado, observa-se para liga Al-7%Si-0,3%Mg, tanto a investigada neste trabalho quanto a de Chen *et al.*, (2014), o efeito da adição do Mg na liga Al-7%Si no refinamento dos braços secundários.

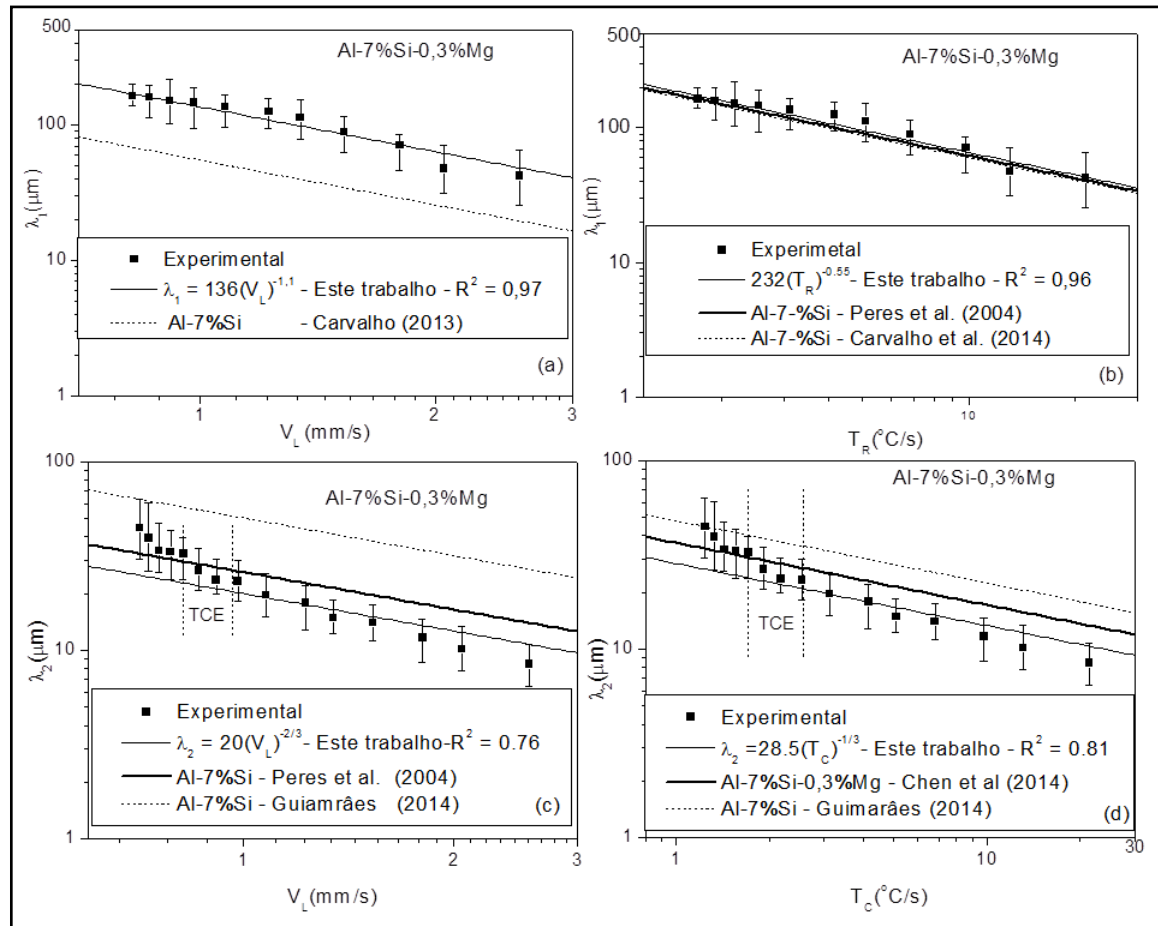
Figura 4.5. Espaços dendríticos em função da posição da isoterma liquidus.



Fonte: Autor (2018)

Um comportamento físico muito interessante pode ser evidenciado nas Figuras 4.6c e 4.6d na evolução dos espaçamentos dendríticos secundários, com o avanço da solidificação horizontal da liga Al-7%Si-0,3%Mg, durante a mudança estrutural de grãos colunares para equiaxiais, isto é, observa-se que as leis experimentais de crescimento de $\lambda_2 = f(V_L \text{ e } T_R)$ se ajustam melhor com os valores experimentais de λ_2 na região do lingote onde a estrutura é completamente colunar, cuja a região representa fisicamente a unidirecionalidade dos grãos e de extração de calor. Convém destacar que os modelos matemáticos de crescimento dendríticos previsto na literatura, apresentam expressões analíticas do tipo potência, em função de V_L e T_R , com expoentes iguais aos encontrados neste trabalho e por outros autores da literatura, com destaque aos modelos de Bouchard-Kurkaldy (1977) para crescimento dendríticos primário e secundário, formulados para ligas binárias e sob condições transitória e unidirecional de extração de calor, cujas leis de potências são representadas por $\lambda_1 \propto T_R^{-0,50}$ e $\lambda_2 \propto V_L^{-2/3}$, o que parece ser validada também para ligas ternárias à base de alumínio.

Figura 4.6. Espaçaamentos dendríticos primário e secundário em função da velocidade e taxa de resfriamento.

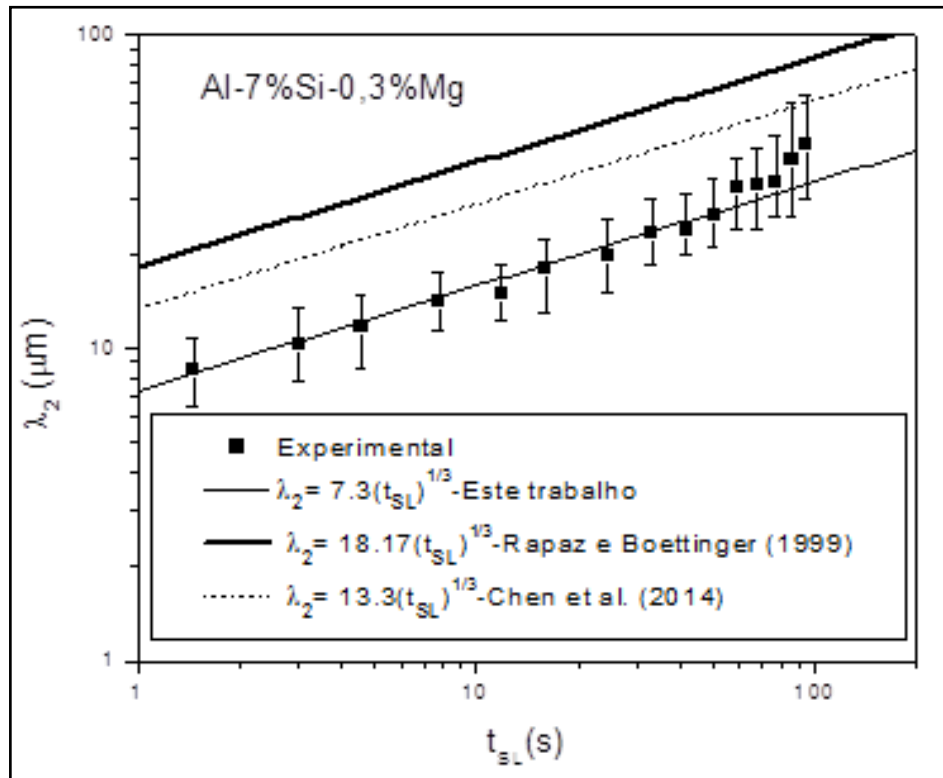


Fonte: Autor (2018)

A Figura 4.7 apresenta a comparação entre os resultados experimentais da presente investigação com aqueles obtidos pelo modelo de Rappaz e Boettinger (RB) (RAPPAZ *et al.*, 1999) e por Chen *et al.*, (2014) para a liga Al-7%Si-0,3%Mg. Observa-se que ambos os resultados experiemntais superestimaram os valores teóricos de RB. Esse modelo é o único existente na literatura para ligas multicomponentes, e foi validado pela primeira vez pelos autores para a liga ternária Al-1%Si-1%Mg e, posteriormente, por Easton (EASTON *et al.*, 2010) para ligas de alumínio multicomponentes das séries 1050, 2014, 3003, 5083, 6060, 6061 e 6082, mais recentemente, por Moutinho e Gomes (MOUTINHO, 2012; GOMES, 2012, GOMES *et al.*, 2015) para ligas Al-Cu-Si, solidificadas em sistema direcional vertical ascendente, e Costa (COSTA *et al.*, 2015, Araújo *et al.*, 2017) também para ligas Al-Cu-Si, só que solidificadas horizontalmente, todos também observaram que os valores teóricos de λ_2 superestimaram o espectro experimental. A propriedades termofísicas da liga estudada no presente trabalho, utilizada na equação do moeldo de RB, encontra-se detalhadas na Tabela

8, as quais foram calculadas utilizando a ferramenta computacional termodinâmica disponível no ThermoCalc.

Figura 4.7. Comparação entre os resultados de λ_2 deste trabalho com outros teóricos e experimentais da literatura para a liga Al-7%Si-0,3% Mg.



Fonte: Autor (2018)

Tabela 8. Propriedades termofísicas da liga Al-7%Si-0,3%Mg, calculadas pelo ThermoCalc.

Propriedades	Unidade	Valor
Temperatura líquidus - T_L	oC	615,30
Coefficiente de Gibbs-Thomson	m.K	7.554×10^{-7}
Concentração eutética do Mg - c_{Eut}^{Mg}	%	7,510
Concentração eutética do Si - c_{Eut}^{Si}	%	12,610
Coefficiente de partição do Mg - k_0^{Mg}	-	0,222
Coefficiente de participação do Si - k_0^{Si}	-	0,110
Inclinação a linha liquidus do Si - m_L^{Si}	% .oC-1	6,595
Inclinação a linha liquidus do Mg - m_L^{Mg}	% .oC-1	3,520
Coefficiente de difusão do Mg na fase líquida - D_L^{Mg} at T_L	m ² .s-1	$9,522 \times 10^{-09}$
Coefficiente de difusão do Si na fase líquida - D_L^{Si} at T_L	m ² .s-1	$2,80 \times 10^{-09}$

Fonte: Autor (2018)

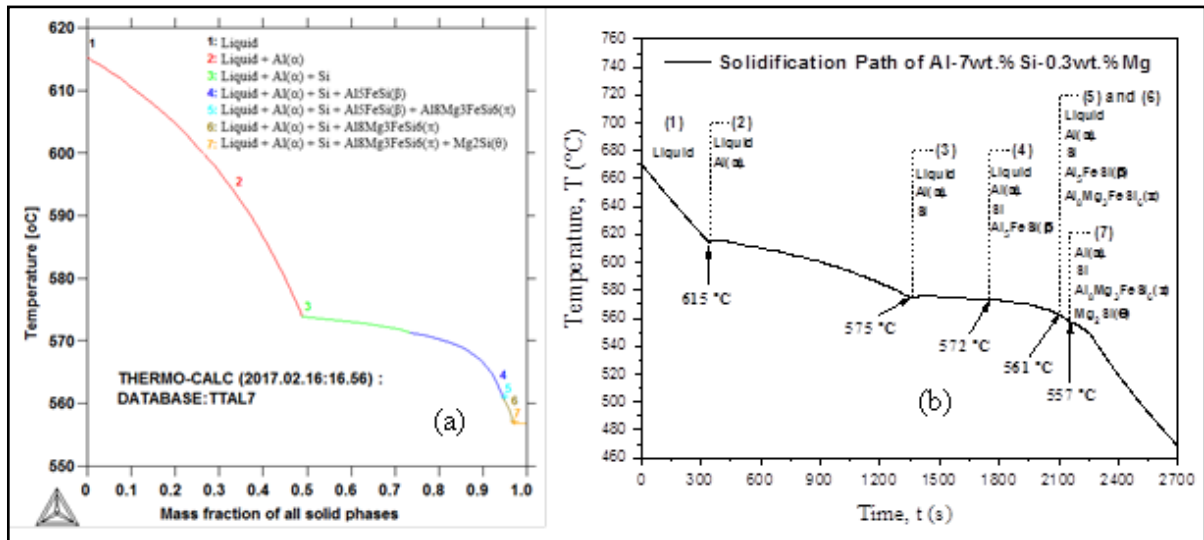
A Figura 4.8 mostra os caminhos de solidificação experimental e teórico (CSE e CST, respectivamente) obtidos pela caracterização térmica mostrada na Figura 4.5e pela ferramenta termodinâmica ThermoCalc para condições fora do equilíbrio. Observa-se que a

microestrutura da liga Al-7%Si-0,2%Mg no estado bruto de fusão consiste de uma fase primária dendrítica (solução sólida Al- α) e por uma região eutética interdendrítica Al-Si, em que, no interior da mesma, várias fases intermetálicas como β -Al₅FeSi, π -Al₈Mg₃FeSi₆ e θ -Mg₂Si são formadas com a evolução da solidificação. Sabe-se que na fabricação do alumínio primário o elemento ferro sempre está presente, como impureza, em teores aceitáveis que não excedem 0,2%Fe em peso (COSTA *et al.*, 2016). Assim, é inevitável a formação de Fe como partículas intermetálicas durante a solidificação de ligas de alumínio, como evidenciadas pelos CSE e CST da Figura 4.9, permitindo, portanto, notar no final da solidificação da liga investigada neste trabalho uma microestrutura completamente dendrítica, composta por uma fase primária rica em alumínio (Al_(α)) e uma mistura eutética interdendrítica resultante de complexas transformações de fases secundárias, contendo a fase eutética Al(α) mais compostos intermetálicos, ou seja, Al_(α -eutético) + Si + Al₈Mg₃FeSi₆ (π) + Mg₂Si (θ). A Figura 4.10 representa esquematicamente a microestrutrua final formada imediatamente abaixo a temperatura eutética (T_E).

A fim de confirmar a microestrutura final observada teoricamente nas Figuras 4.9 e 4.10, foi realizada neste trabalho uma análise microestrutural por Microscopia Eletrônica de Varredura com Espectrometria por Dispersão de Raios X (MEV/EDS) em três amostras do lingote da liga Al-7%Si-0,3%Mg-(0,15%Fe), solidificada horizontalmente, a partir da interface metal/molde. As imagens MEV/EDS estão mostradas na Figura 4.10, pela qual é confirmada, nas três posições investigadas, a presença da solução sólida dendrítica Al_(α) (cor vermelha) e a mistura eutética Al_(α -eutética) + Si + Al₈Mg₃FeSi₆ (π) + Mg₂Si(θ) (cores vermelha, laranja, verde e azul, respectivamente), no interior da região interdendrítica.

Oberva-se para maiores valores de V_L e T_R que os solutos de Fe e Mg estão segregados em maior quantidade na mistura eutética Al-Si como partículas intermetálicas nas fases π e θ , dispersando-as para posições mais distantes da interface metal/molde. A influência dos parâmetros térmicos (V_L e T_R) na morfologia das partículas de Si é notada com o avanço da solidificação horizontal, isto é, verifica-se que o Si se apresenta nas formas fibrosa/ou esteróidal e lamelar nas posições mais próxima e afastadas da interface refrigerada, onde os valores V_L e T_R são maiores e menores, respectivamente.

Figura 4.8. Caminhos de solidificação: (a) teórico e (b) experimental



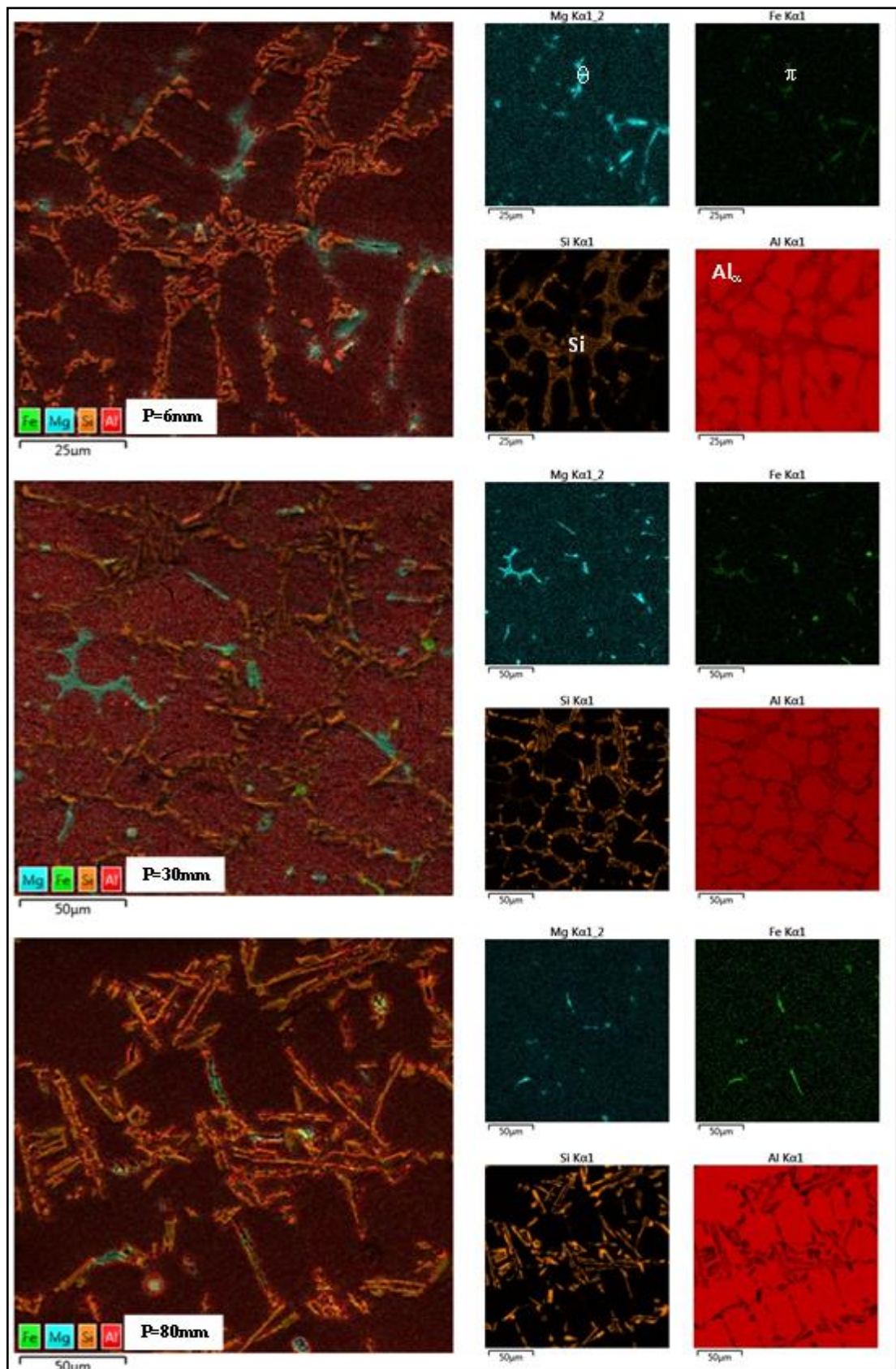
Fonte: Autor (2018)

Figura 4.9. Esquema das complexas transformações de fases durante a solidificação da liga Al-7%Si-0,3%Mg

Estágio	Transformações de fases	Temperatura (°C)	Microestrutura
2	Liquid + Al _(α) 	615	
3	Liquid + Al _(α) + Si 	575	
4	Liquid + Al _(α) + Si + Al ₅ FeSi _(β) 	572	
5	Liquid + Al _(α) + Si + Al ₅ FeSi _(β) + Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆ (π) 	561	
6	Liquid + Al _(α) + Si + Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆ (π) 	561	
7	Liquid + Al _(α) + Si + Al ₈ Mg ₃ FeSi ₆ (π) + Mg ₂ Si _(θ) 	557	

Fonte: Autor (2018)

Figura 4.10. Imagens MEV e mapeamento EDS da liga investigada para três posições da interface metal/molde.



Fonte: Autor (2018)

4.1.3 Espaçamentos dendríticos terciários (λ_3)

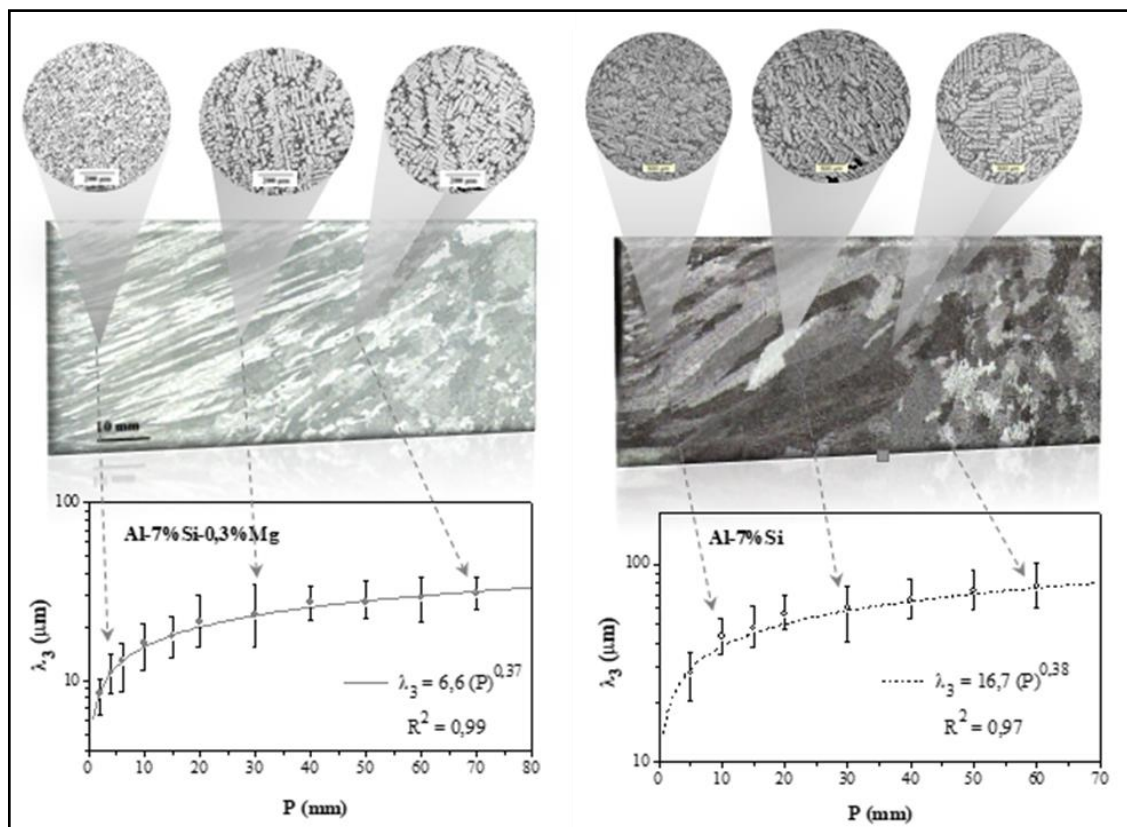
São raros na literatura estudos de solidificação sobre correlação de parâmetros térmicos com espaçamentos dendríticos terciários, mais escassos, ainda, é a relação desses espaçamentos com propriedades mecânicas. Os espaçamentos dendríticos terciários, assim como os braços dendríticos primários e secundários exercem forte influência sobre importantes propriedades dos materiais devido à formação de uma rede dendrítica mais complexa. Destaca-se que uma vez os braços dendríticos terciários estejam caracterizados na estrutura dendrítica, as propriedades mecânicas devem ser correlacionadas com os mesmos (BARROS *et al.*, 2016; BRABO *et al.*, 2015; MOUTINHO, 2012; GOMES, 2012; ROSA, 2007; SÁ *et al.*, 2004; GRUGEL, 1993). Atualmente, na literatura, não existem modelos teóricos, assim como são raros estudos experimentais que visam a quantificação dos espaçamentos dendríticos terciários (λ_3) em função dos parâmetros térmicos, especialmente quando a solidificação é realizada no sistema horizontal. Somente os trabalhos de Barros *et al.*, (2016) e Brabo *et al.*, (2015) desenvolveram investigações considerando o crescimento da solidificação na direção horizontal, os demais trabalhos foram elaborados em sistemas verticais. Nesse sentido, foi estabelecido neste trabalho um tópico específico para analisar os resultados sobre os espaçamentos dendríticos terciários.

Assim como foram apresentadas análises comparativas sobre o efeito do Mg nos valores de λ_1 e λ_2 da liga binária Al-7%Si, também, no presente tópico, será elaborada uma análise similar, no entanto, considerando os espaçamentos dendríticos terciários. Para tanto, foi necessário aproveitar a caracterização microestrutural realizada nas amostras transversais do trabalho de Carvalho *et al.*, (2014) e, assim, quantificar os valores de λ_3 para a liga binária Al-7%Si.

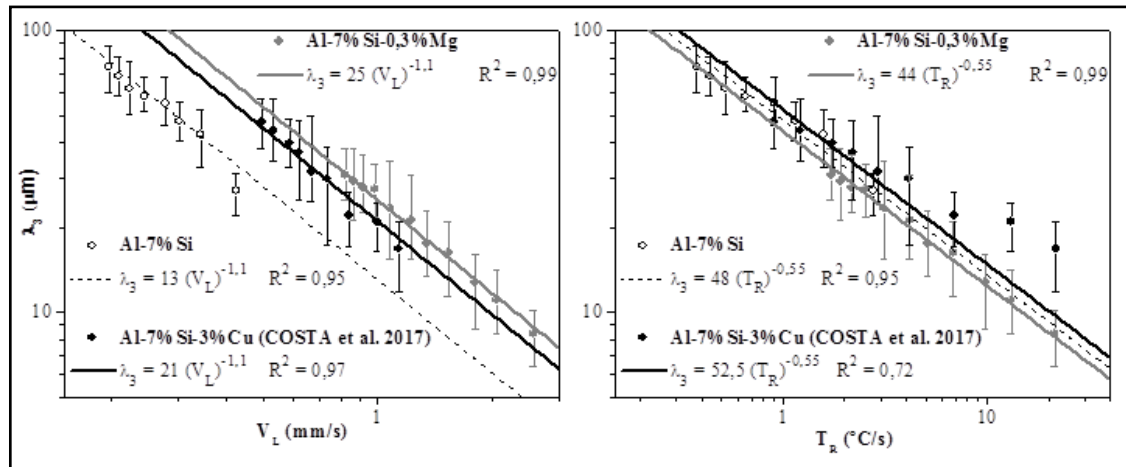
A Figura 4.12 apresenta os resultados de variação dos valores de λ_3 com posições nos lingotes solidificados a partir da interface refrigerada, obtidos para as ligas Al-7%Si-0,3%Mg (investigada neste trabalho) e Al-7%Si (investigada por CARVALHO *et al.*, 2014). Observa-se, em ambas as ligas, que os valores de λ_3 aumentam com o avanço do processo de solidificação horizontal. Obviamente, observa-se também, pelas micrografias mostradas na parte superior das macrografias da Figura 4.11, microestruturas dendríticas mais grosseiras para posições mais afastadas da interface refrigerada.

A Figura 4.13 mostra a dependência dos espaçamentos dendríticos terciários sobre os valores de V_L e T_R para a liga investigada neste trabalho, bem como um análise comparativa com os valores experimentais medidos nas amostras da liga Al-7%Si e com os resultados obtidos por Costa *et al.*, (2017) para a liga Al-7%Si-3%Cu. Observa-se para todos os casos investigados que funções dos tipos potências dada por $\lambda_3 \propto V_L^{-1.1}$ e $\lambda_3 \propto T_R^{-0.55}$ caracterizam a dependência de λ_3 em função de V_L e T_R , respectivamente. Comportamento semelhantes foram obtidos por outros trabalhos da literatura para ligas binárias (ROSA *et al.*, 2006; SÁ *et al.*, 2004) e multicomponentes (COSTA *et al.*, 2017; BARROS *et al.*, 2016; BRABO *et al.*, 2015; MOUTINHO, 2012; GOMES, 2012), todas à base de alumínio. Dentre as binárias, destaca-se a liga Al-7%Si solidificada verticalmente para cima, investigada por Rosa *et al.*, (2006) e, dentre as multicomponentes, enfatiza-se a liga Al-7%Si-3%Cu por Costa *et al.*, (2017) solidificada nas mesmas condições do presente trabalho.

Figura 4.12. Variação dos espaçamentos dendríticos terciários com o posição no interior do lingote pra as ligas: (a) Al-7%Si-0,3%Mg (deste trabalho) e (b) Al-7%Si (CARVALHO *et al.*, 2014).



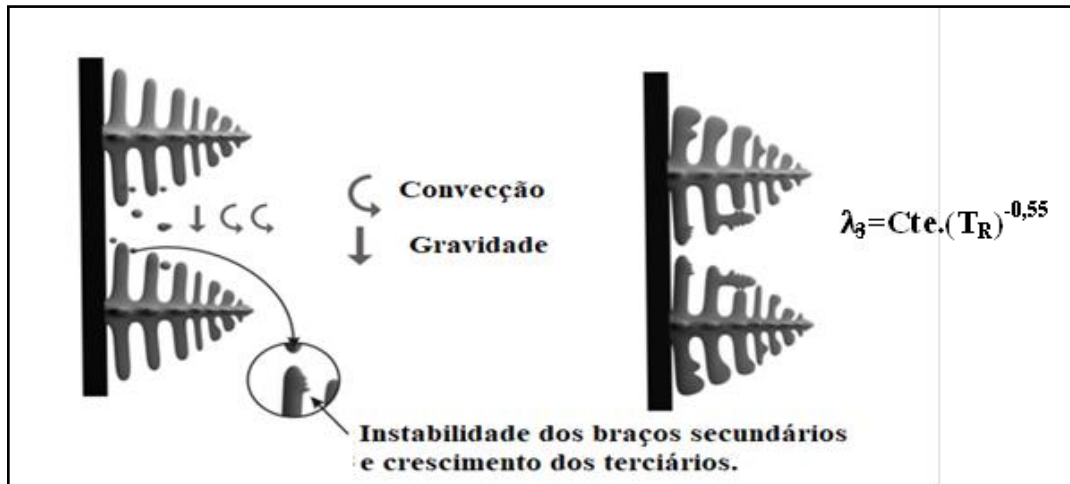
Fonte: Autor (2018)

Figura 4.13. Variação dos espaçamentos dendríticos terciários com V_L e T_R 

Fonte: Autor (2018)

Pode-se evidenciar neste trabalho que o índice da equação de potência igual a $-0,55$ encontrado na expressão matemática $\lambda_3 = f(T_R)$ é semelhante ao proposto pelo modelo matemático proposto por Bouchard-Kirkaldy (BK) (1997) para espaçamentos dendritos primários, ou seja, $\lambda_{1(BK)} \propto (T_R)^{-0,50}$. Como observado na Figura 33, a dependência do λ_1 como uma função de T_R também foi caracterizada pelo índice $-0,55$, o qual tem sido reportado por vários trabalhos da literatura (COSTA *et al.*, 2017; VASCONCELOS *et al.*, 2014 e 2016; BARROS *et al.*, 2015; CHEN *et al.*, 2014; ROSA *et al.*, 2008; PERES, 2005; SPINELLI, 2005; PERES *et al.*, 2004; SPINELLI *et al.*, 2004; ROCHA, 2003; ROCHA *et al.*, 2003), para diferentes direções de crescimento (horizontal, vertical ascendente e vertical descendente). Destacam-se os estudos de Peres *et al.*, (2004) e Costa *et al.*, (2017) para as ligas binárias do sistema Al-XSi ($X = 3, 5, 7$ e 9%) e a multicomponente Al-7%Si-3%Cu, respectivamente. Nesse sentido, considerando os resultados encontrados nesta investigação e os da literatura, é possível prever que as ramificações terciárias nucleiam a partir dos braços secundários, cujas laterais são instabilizadas pelo acúmulo de solutos rejeitados (Si e Mg, neste caso), e crescem na mesma direção dos ramos dendríticos primários. A Figura 4.13 mostra esquematicamente o mecanismo de crescimento dos braços terciários para as condições assumidas neste estudo. Uma característica semelhante foi observada por Costa *et al.*, (2015) para a liga Al-6%Cu-4%Si solidificada em ambas direções vertical e horizontal. Costa *et al.*, (2015) tem comprovado por análise de microsegregação, utilizando microanálise MEV/EDS, acúmulo de Si nas paredes dos ramificações secundárias, instabilizando-as e, assim, favorecendo o crescimento das ramificações terciárias.

Figura 4.11. Esquema do mecanismo físico do surgimento dos braços terciários a partir da instabilização das ramificações secundárias.



Fonte: Autor (2018)

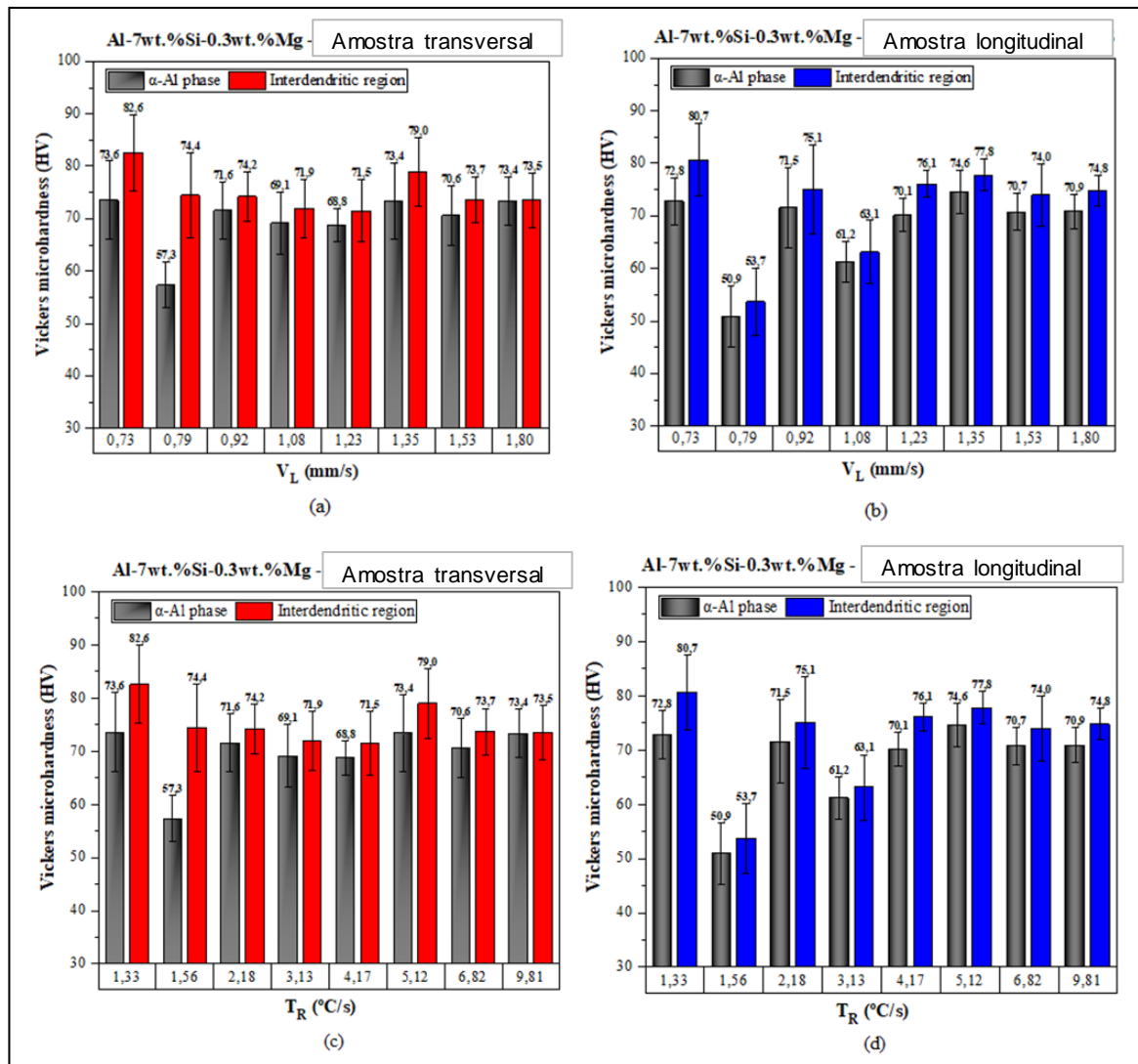
4.2 CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS TÉRMICOS E MICROESTRUTURAIS (V_L , T_R , λ_2 E λ_3) COM MICRODUREZA (HV)

Nas ligas de alumínio Al-Si fundidas às partículas de Si têm uma morfologia do tipo placa (ou lamelar), as quais atuam como iniciadoras para propagação de trincas e têm influência negativa sobre a ductilidade. A ductilidade pode ser melhorada através da alteração da morfologia dessas partículas para uma forma fibrosa, impondo, por exemplo, altas taxas de resfriamento (T_R) durante a solidificação, ou por adição de um modificador químico ou por tratamento térmico, ou por uma combinação desses processos (CHEN *et al.*, 2014). Nas ligas Al-Si-Mg, partículas isoladas e intermetálicas grosseiras e frágeis de alta dureza, como o Si e Mg_2Si , podem ser formadas durante a solidificação com baixas T_R , promovendo efeitos deletérios para as propriedades mecânicas. Por outro lado, aumentos na T_R resultam em microestruturas mais refinadas e, portanto, melhores propriedades mecânicas (CHEN *et al.*, 2014).

Nesse sentido, a dependência da resistência mecânica em função dos parâmetros térmicos e estruturais da liga multicomponente Al-7%Si-0,3%Mg, solidificada horizontalmente, foi avaliada neste trabalho por meio de medição da microdureza nas fases Al_α e na região interdendrítica [$Al_{(\alpha\text{-eutético})} + Si + Al_8Mg_3FeSi_6 (\pi) + Mg_2Si (\theta)$], nas seções transversal e longitudinal, onde foram levantados os valores experimentais de λ_{123} . As Figuras 4.14 a 4.16 apresentam os resultados experimentais de $HV=f(P, V_L, T_R \text{ e } \lambda_2)$. Observam-

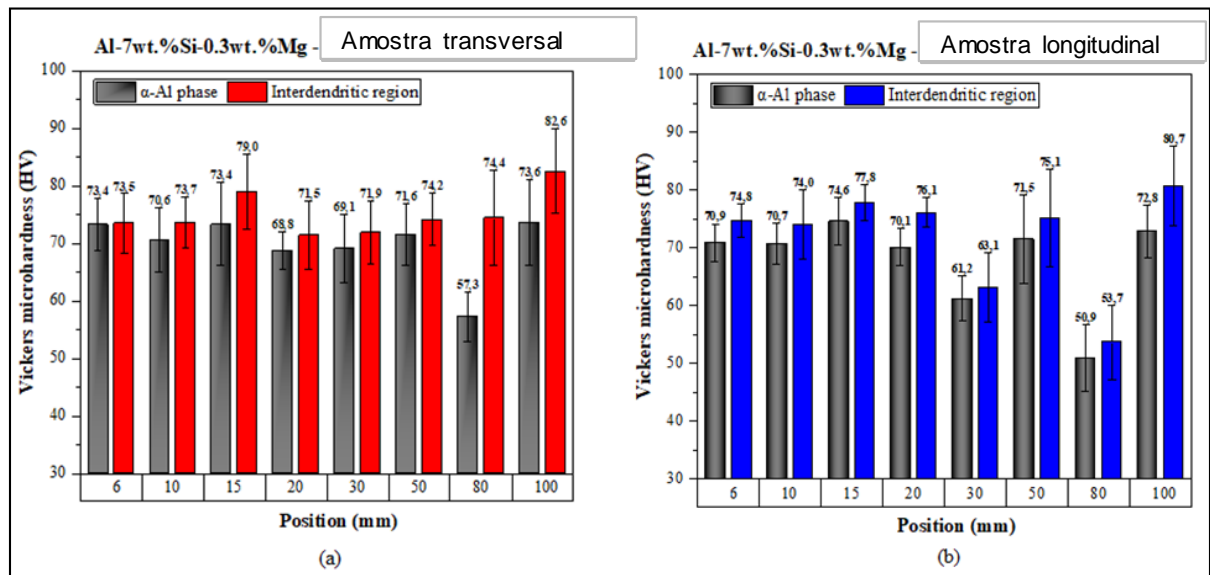
semaiores valores de HV nas regiões interdendríticas, nas quais estão presentes as fases duras em formas de partícula de Si e intermetálicas π - $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ e, principalmente, a θ - Mg_2Si . Destaca-se que, para as condições assumidas nesta investigação, não foi possível estabelecer uma relação matemática da dependência de HV com V_L , T_R e λ_2 .

Figura 4.14. Variação de HV com V_L e T_R , medida nas amostras transversal e longitudinal.



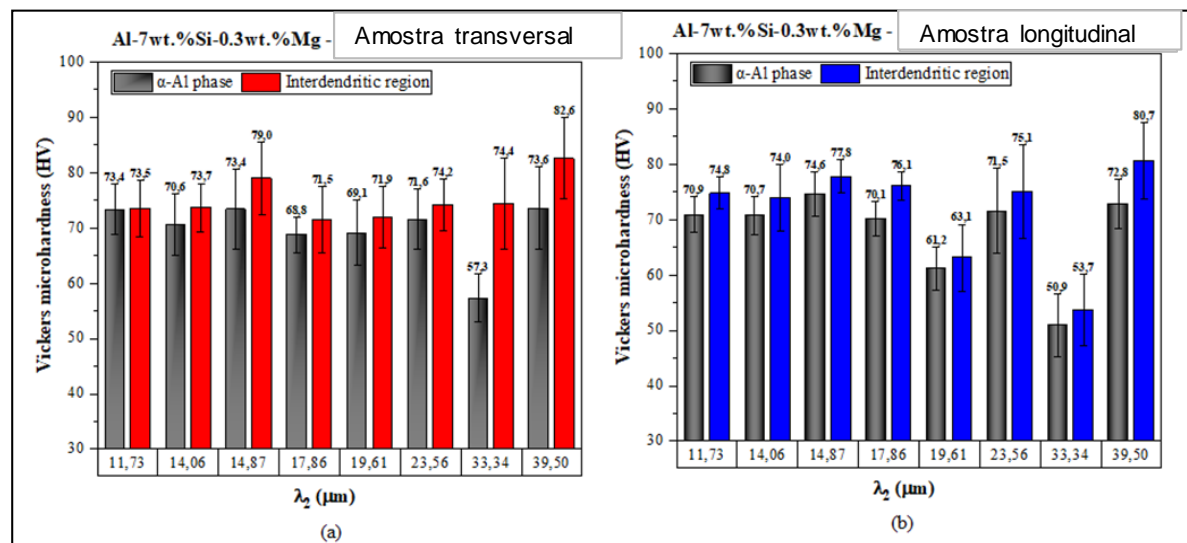
Fonte: Autor (2018)

Figura 4.15. Variação de HV com a posição de avanço da isoterma líquidos, medida nas amostras transversal e longitudinal.



Fonte: Autor (2018)

Figura 4.16. Variação de HV com λ_2 , medida nas amostras transversal e longitudinal.



Fonte: Autor (2018)

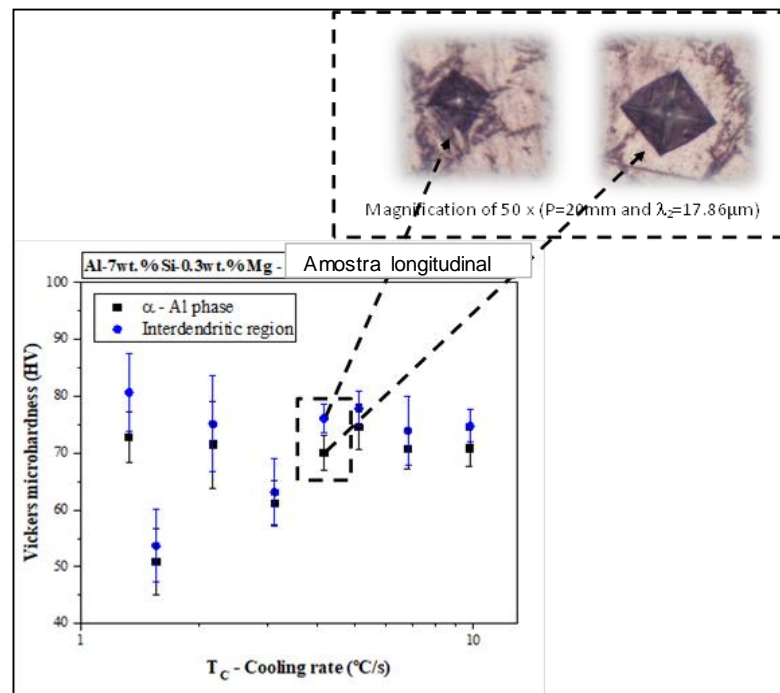
A Figura 4.17 representa, para uma das amostras analisadas ($P=20\text{mm}$), com absoluta evidência, o efeito das fases rica em alumínio Al_α (fase primária dendrítica) e interdendrítica (mistura eutética) na formação da impressão da microindentação (MI), provocada durante a aplicação da carga para medição de HV. Observa-se uma MI de menor impressão na região de maior dureza, onde estão presentes as fases que compõem a mistura eutética (α -eutético) + Si

+ π + θ . Destaca-se que são raros estudos na literatura que avaliam efeitos de fases na resistência mecânica de ligas metálicas, especificamente para ligas multicomponentes. Entretanto, Barros *et al.*, (2016) desenvolveram um estudo com ligas Al-XCu (X=6 e 8%), solidificadas horizontalmente, apresentando como resultados um comparativo entre as impressões das microindetações observadas nas fases primária [dendrítica Al(α)] e secundária interdendrítica (mistura eutética Al(α -eutética) + Al₂Cu(θ)), os quais também evidenciaram menor MI na região interdendrítica, isto é, a fase eutética de maior dureza.

A fim de avaliar o efeito da morfologia das partículas de Si na microdureza da liga Al-7%Si-0,3%Mg (Figura 4.17), foi plotado um gráfico que mostra os efeitos da taxa de resfriamento dos espaçamentos dendríticos secundários no tamanho e na forma dessas partículas. Nesse sentido, é possível verificar na Figura 4.18 que o valor máximo de HV foi obtido na posição 100 mm, a mais afastada da base refrigerada na qual, embora apresente os menores valores de T_R e λ_2 , o Si se apresenta em tamanho maior, na forma lamelar e de elevada dureza. Observa-se, ainda, a influência de maiores valores de T_R na formação de partículas de Si mais refinadas com morfologias fibrosas, tendendo a forma esferoidal. Costa *et al.*, (2016), têm avaliado os efeitos da T_R no tamanho e na morfologia de partículas de Si na liga Al-5,5%Si-3%Cu, solidificada na direção vertical ascendente e submetida a um tratamento térmico de endurecimento por precipitação, os autores observaram que para maiores valores de T_R o Si foi encontrado na microestrutura fundida na forma fibrosa, potencializando, desta maneira, a sua esferoidização após o tratamento térmico de solubilização.

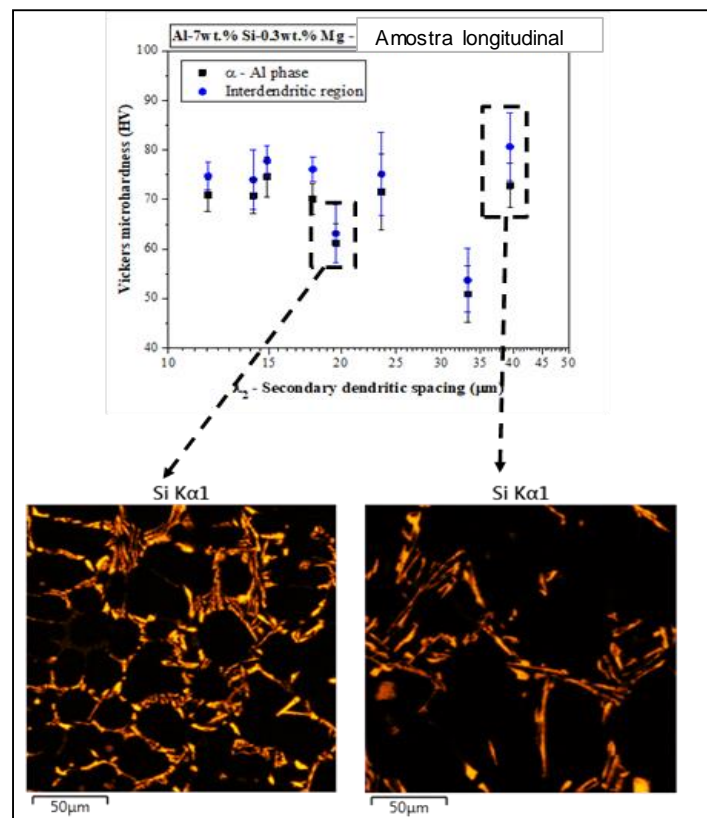
Visando a confirmação das complexas transformações de fases presentes na solidificação da liga Al-7%Si-0,3%Mg+(0,15%Fe) (Figura 4.18), investigada neste trabalho, composições químicas por microanálise MEV/EDS foram realizadas em uma das amostras (P=30mm) e o resultado se encontra consolidado na Figura 4.19.

Figura 4.17. Representação esquemática do efeito das fases na impressão da microindentação de HV.



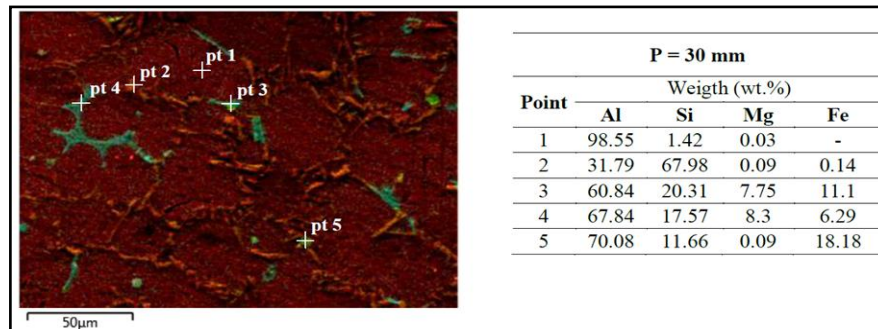
Fonte: Autor (2018)

Figura 1.18. Efeito da morfologia do Si em HV.



Fonte: Autor (2018)

Figura 4.19. Composições químicas MEV/EDS da liga investigada na posição P=30 mm

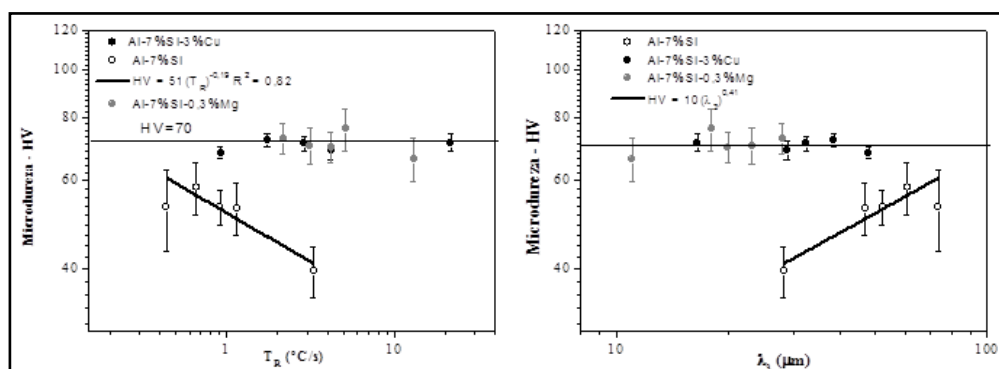


Fonte: Autor (2018)

Como destacado, mediante observação das ramificações terciárias na microestrutura dendrítica, as propriedades mecânicas precisam ser relacionadas com os espaçamentos dendríticos terciários.

Nesse sentido, a Figura 4.20 apresenta uma análise comparativa do comportamento dos valores médios de HV com a taxa de resfriamento e λ_3 para as ligas Al-7%Si-(0,3%Mg; 3%Cu). Destacando que os resultados das Al-7%Si e Al-7%Si-3%Cu se referem aos trabalhos elaborados por Carvalho *et al.*, (2014) e Costa *et al.*, (2017), respectivamente. É claramente evidenciado maiores valores de HV para as ligas multicomponentes, uma vez que estão presentes nessas ligas os elementos endurecedores em formas de compostos intermetálicos Al_2Cu e Mg_2Si . Um comportamento físico observado é que os valores de HV se mantiveram constantes e igual a 70HV para as ligas multicomponentes, por outro lado, para a liga binária Al-7%Si os valores de HV assumiram valores mínimos e máximos iguais a 40 e 60HV, respectivamente, na qual foi possível estabelecer leis de potência dadas por $\text{HV}=51(T_R)^{0.19}$ e $\text{HV}=10(\lambda_3)^{-0.41}$, capazes de caracterizar a variação de HV em função de T_R e λ_3 , respectivamente.

Figura 4.20. Variação de HV com T_R e λ_3 para as ligas Al-7%Si-(0,3%Mg; 3%Cu).

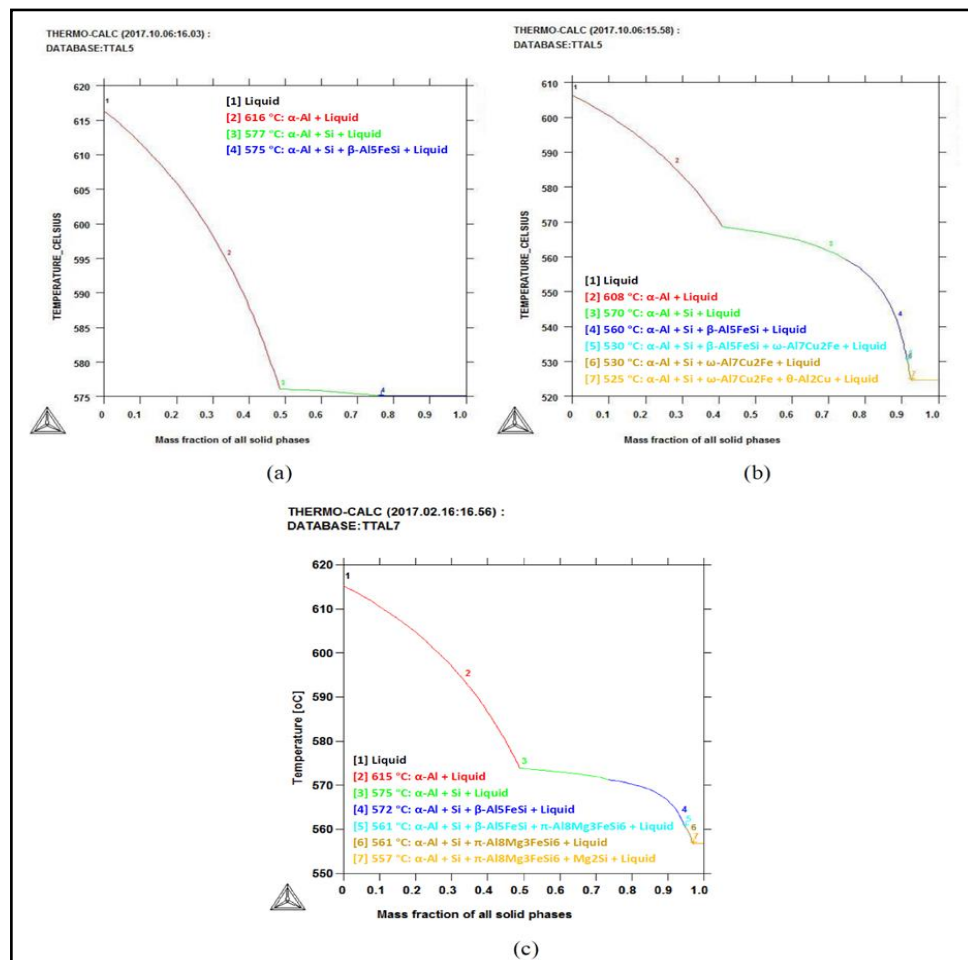


Fonte: Autor (2018)

4.3 ANÁLISE DE PARTÍCULAS INTERMETÁLICAS DE Fe

Sabe-se o elemento Fe pode estar presente em ligas Al-Si, induzindo a formação de fases contendo ferro mesmo em baixas frações. No caso das liga investigada neste trabalho, bem como às que foram consideradas da literatura para análises comparativas, como as ligas Al-7%Si (CARVALHO *et al.*, 2014 e Al-7%Si-3%Cu (COSTA *et al.*, 2017), as análises químicas qualitativa e quantitativa indicaram um valor médio em peso de Fe igual a 0,15%. Assim como foram realizadas para a liga Al-7%Si-0,3%Mg (Figura 35b), previsões teóricas de complexas transformações de fases foram também elaboradas pelo software Thermo-Calc por meio dos caminhos de solidificação das ligas Al-7%Si-(3%Cu), considerando impureza de 0,15%Fe. Para efeito de melhor comparação, a Figura 4.21, mostra de forma consolidada, os três caminhos de solidificação e as transformações de fases com as respectivas temperaturas de suas ocorrências com o resfriamento.

Figura 4.21. Previsões teóricas das complexas transformações de fases para as ligas Al-7%Si-(0,3%Mg; 3%Cu).



Fonte: Autor (2018)

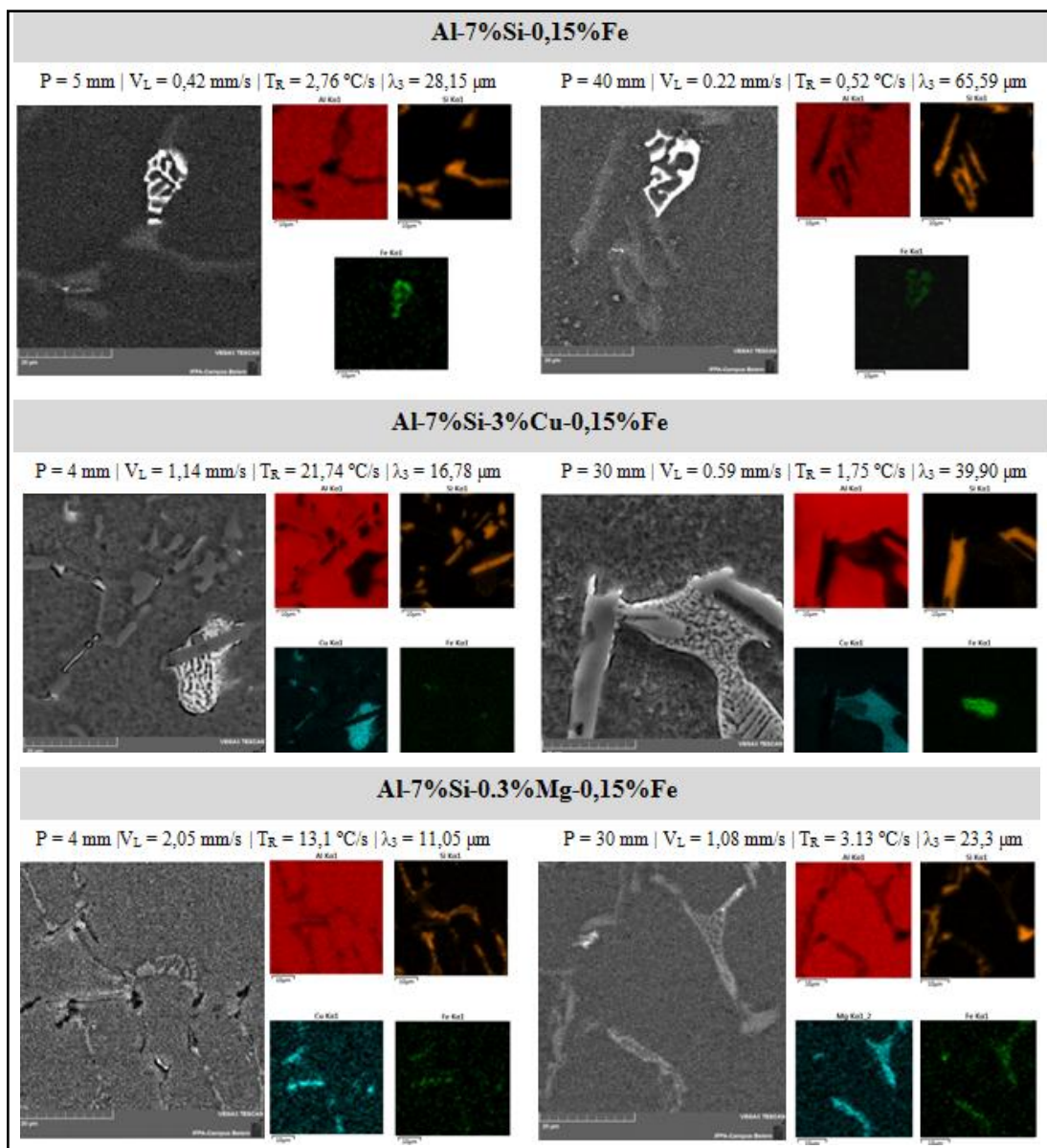
Observa-se pela Figura 4.21 com o resfriamento de todas as ligas analisadas, a primeira fase sólida formada é a rica em Al (α -Al). Com a continuidade do resfriamento surgem as segundas fases nas regiões interdendríticas, na seguinte ordem: partículas de Si, partículas intermetálicas de Fe (específicas para cada liga) e os compostos intermetálicos Al_2Cu e Mg_2Si referentes às ligas Al-7%-2%Cu e Al-7%Si-0,3%Mg, respectivamente. No tocante as partículas de Fe, evidencia-se, para todas as ligas, a fase β - Al_5FeSi como sendo a primeira a ser formada e, com o resfriamento, seguem a formação das fases ω - $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ e π - $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ para as ligas Al-7%-2%Cu e Al-7%Si-0,3%Mg, respectivamente. Pode-se verificar para a liga binária Al-7%Si que a fase β - Al_5FeSi pode compor a sua microestrutura final, por outro lado, são as fases ω - $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ e π - $\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6$ que deverão estar presentes nas microestruturas das ligas multicomponentes.

Obviamente, a Figura 4.21 apresenta as previsões teóricas das fases que se formam, no entanto, segundo Dinniset *et al.*, (2005), em condições práticas de solidificação de ligas Al-Si, as fases intermetálicas ricas em Fe podem ser agrupadas em três tipos de morfologia: poliédrica ou estrela, Scripta chinesa, plaquetas (ou placas). A presença de uma ou mais dessas fases dependem da composição química das ligas e das condições do processo de solidificação. Entendimentos unânimes na literatura (CAO *et al.*, 2003; WANG *et al.*, 2003; AWANO e SHIMIZU, 1990; GUSTAFSSON *et al.*, 1986) reportam a fase β - Al_5FeSi , na morfologia de plaquetas finas do tipo agulha, como a mais comum e a mais deletéria às propriedades mecânicas das ligas Al-Si. Cao *et al.*, (2003) tem observado que a fase β de Fe pode ser favorecida em ligas Al-Si para teores acima de 0,45%Fe. Por outro lado, Awano e Shimizu (1990) realizaram experimentos de solidificação com ligas Al-XSi-YFe (X= 6 e 11% e Y= 0,0 a 1%) com temperaturas de vazamentos variando entre 700 a 950°C mostraram alterações morfológicas da fases β , para uma outra de fase α - $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ do tipo poliédrica ou estrela, em temperaturas mais elevadas.

A Figura 4.22 apresenta para as condições reais e experimentais assumidas nesta investigação, micrografias MEV com mapeamento EDS em três amostras de seções transversais a partir das interfaces refrigeradas das ligas Al-7%Si-(0,3%Mg; 3%Cu) solidificadas horizontalmente. Observa-se pelas amostras solidificadas a presença das fases previstas pelos seus respectivos caminhos de solidificação (Figura 48), os seja: $\text{Al}_{(\alpha)} + (\text{Al}_{(\alpha)} + \text{partícula de Si} + \text{intermetálico de Fe})_{\text{eutético}}$ para a liga Al-7%Si-0,15%Fe; $\text{Al}_{(\alpha)} + (\text{Al}_{(\alpha)} + \text{partícula de Si} + \text{Al}_2\text{Cu} + \text{intermetálico de Fe})_{\text{eutético}}$ para a liga Al-7%Si-3%Cu-0,15%Fe e, finalmente, $\text{Al}_{(\alpha)} + (\text{Al}_{(\alpha)} + \text{partícula de Si} + \text{Mg}_2\text{Si} + \text{intermetálico de Fe})_{\text{eutético}}$. Entretanto,

evidencia-se, pela morfologia observada da partícula de Fe na liga Al-7%Si-0,15%Fe ser do tipo poliédrica ou estrela, que as condições assumidas no processo de solidificação horizontal de Carvalho *et al.*, (2014), que no caso são as mesmas da presente investigação, favoreceram a formação da fase α -Al₃Fe₂Si em vez da β -Al₅FeSi. Para as ligas multicomponentes, em especial à investigada (Al-7%Si-0,3%Mg), as fases intermetálicas de Fe observadas são as do tipo placa provavelmente nas morfologias ω -Al₇Cu₂Fe e π -Al₈Mg₃FeSi₆, uma vez que não se evidenciou a presença da fase β -Al₅FeSi nessas ligas.

Figura 4.22. Mapeamento de elementos por MEV/EDS nas ligas Al-7%Si-(0,3%Mg; 3%Cu; 0,15%Fe).



Fonte: Autor (2018)

5 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos nas investigações conduzidas no presente trabalho, sobre a correlação entre os parâmetros do processo de solidificação horizontal da liga Al-7%Si-0,3%Mg com a microdureza, nas condições assumidas, bem como as análises comparativas com outros resultados da literatura, permitiram estabelecer as seguintes conclusões:

1. Expressões matemáticas de potência, dadas por $V_L \propto P^{-0,32}$ e $T_R \propto P^{-0,71}$, têm caracterizado os parâmetros térmicos de solidificação com uma função da posição do lingote da liga Al-7%Si-0,3%Mg solidificada horizontalmente, a partir da interface refrigerada. Observou-se, portanto, uma redução crescente nos valores de V_L e T_R para posições mais afastadas da chapa molde refrigerada;
2. Uma transição macroestrutural colunar/equiaxial tem caracterizado a macroestrutura de solidificação da liga Al-7%Si-0,3%Mg. Verificou-se a ocorrência de grãos colunares para valores $V_L > 0,98$ mm/s e $T_R > 2,55$ °C/s, e de grãos equiaxiais para $V_L < 0,82$ mm/s e $T_R > 1,71$ °C/s.
3. A morfologia microestrutural observada, ao longo do lingote obtido para a liga Al-7%Si-0,3%Mg solidificada horizontalmente, foi a dendrítica, a qual foi caracterizada e quantificada pelos espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários. Equações matemáticas do tipo potência dadas pelas formulas gerais $\lambda_{13} = Cte(V_L)^{-1,1}$, $\lambda_{13} = Cte(T_R)^{-0,55}$, $\lambda_2 = Cte(V_L)^{-2/3}$, $\lambda_2 = Cte(T_R)^{-1/3}$ e $\lambda_2 = Cte(t_{SL})^{1/3}$ têm permitido avaliar a dependência dos espaçamentos dendríticos como uma função dos parâmetros térmicos. Obviamente, observou-se menores valores de λ_{123} para posições mais próximas à interface refrigerada, onde os valores de V_L e T_R são maiores,
4. Pelas equações matemáticas obtidas na presente investigação para a liga Al-7%Si-0,3%Mg bem como às encontradas na literatura, para diferentes sistemas de solidificação direcional, conclui-se que a direção de crescimento (vertical e/ou horizontal) não afeta as leis de crescimento experimentais de potência [$\lambda_{123}=f(V_L, T_R \text{ e } t_{SL})$], estabelecidas pelo expoentes -1,1, -0,55, -2/3, -1/3 e 1/3.
5. Em análise comparativa com modelo matemático de RB, observou-se que os valores experimentais de λ_2 , obtidos nas condições assumidas para a liga investigada, superestimou os valores teóricos obtidos pelo respectivo modelo;

6. Verificou-se que uma vez instabilizados os braços secundários, as ramificações terciárias nucleiam e passam a crescer como braços primários, obedecendo a mesma lei de crescimento experimental, estabelecida pela mesma expressão matemática do tipo potência de λ_1 em função de V_L e T_R , isto é, a dependência de $\lambda_3=f(V_L, T_R)$ é caracterizada por leis de potências dadas por $\lambda_3 \propto V_L^{-1,1}$ e $\lambda_3 \propto T_R^{-0,55}$;
7. As previsões teóricas mostradas pelo caminho de solidificação da liga Al-7%Si-0,3%Mg, bem como as micrografias MEV com mapeamento e microanálises EDS, permitiram observar que a microestrutura final da liga investigada, nas condições assumidas pelo processo de solidificação horizontal, é composta por: $Al_{(\alpha)} + (Al_{(\alpha)} + \text{partícula de Si} + Mg_2Si + \pi-Al_8Mg_3FeSi_6)_{\text{eutético}}$;
8. Para a liga investigada, as medidas de HV realizadas nas fases rica em alumínio [$Al_{(\alpha)}$] e regiões interdendríticas [$Al_{(\alpha)} + \text{partícula de Si} + Mg_2Si + \pi-Al_8Mg_3FeSi_6$] das amostras solidificadas, permitiram evidenciar maiores valores de HV na região que contém as fases mais duras (Si/ Mg_2Si), ou seja, nas regiões de mistura de fases eutética ou interdendríticas;
9. Sobre a dependência de HV com λ_3 , as análises comparativas elaboradas entre a liga Al-7%Si-0,3%Mg, objeto deste trabalho, com as ligas Al-7%Si-(3%Cu), permitiram concluir que a adição de Mg e Cu na liga binária, reforçou a matriz rica em Al ($Al_{(\alpha)}$), devido ao aumento observado nos valores de HV em ambas as ligas multicomponentes (70 HV), quando comparados com os valores encontrados na binária Al-7%Si, os quais assumiram valores mínimos e máximos iguais a 40 e 60HV, respectivamente. Para a liga binária, expressões matemáticas de potências, dadas por $HV=52(T_R)^{0,19}$ e $HV=10(\lambda_3)^{-0,41}$, caracterizaram a variação de HV em função de T_R e λ_3 , respectivamente;
10. Finalmente, sobre as partículas de Fe observadas durante a evolução microestrutural das ligas investigadas (Al-7%Si-0,3%Mg e Al-7%Si-(3%Cu)), observou-se que as condições assumidas nos experimentos de solidificação horizontal favoreceu a formação das seguintes morfologias de fases intermetálicas de Fe: $\alpha-Al_8Fe_2Si$, $\omega-Al_7Cu_2Fe$ e $\pi-Al_8Mg_3FeSi_6$ para as ligas Al-7%Si, Al-7%Si-3%Cu e Al-7%Si-0,3%Mg, respectivamente.

5.1 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com relação à liga investigada, os seguintes trabalhos futuros são propostos:

1. Investigar a interrelação entre os processos de solidificação e tratamento térmico T6;
2. Aprofundar a investigação sobre as partículas de Fe e analisar a dependência de HV com as diferentes morfologias das fases de Fe;
3. Estabelecer uma análise de partículas de Si, avaliando os efeitos dos parâmetros térmicos nas morfologias destas partículas e, como consequência, nas propriedades mecânicas de dureza e tensões.

REFERÊNCIAS

ABAL - Associação Brasileira de Alumínio (a), Mercado. Disponível em: <<http://www.abal.org.br/aluauto/ed27/mercado.htm>>. Acesso em: 12 de fevereiro de 2017.

ABAL - Associação Brasileira de Alumínio (b), História da indústria no mundo. Disponível em: <<http://www.abal.org.br/aluminio/historia-da-industria/mundo/>>. Acesso em: 12 de fevereiro de 2017.

ARAÚJO, E. C.; BARROS, A. S.; KIKUCHI, R. H.; SILVA, A. P.; GONÇALVES, F. A.; MOREIRA, A. L.; ROCHA, O. L. **The role of Si and Cu alloying elements on the dendritic growth and microhardness in horizontally solidified binary and multicomponent aluminum-based alloys.** Metallurgical and Materials Transactions. A, v. 48 A, p. 1163-1175, 2017.

ASTM B597: **Standard practice for heat treatment of aluminum alloys**, ASTM International, West Conshohocken, Philadelphia, 1998.

AWANO, Y.; SHIMIZU, Y.; **Non equilibrium crystallization of AlFeSi compound in melt-superheated Al-Si alloy casting.** AFS Trans. 1990;176:889–895.

BARROS, A. S. **Solidificação horizontal das ligas al-3%cu e al-3%cu-0,5%mg: estrutura dendrítica, microdureza, resistência à corrosão e aplicação do tratamento térmico t6 na liga ternária.** 2018. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Pará, Belém, Pará, 2018.

BARROS, A. S.; MAGNO, I. A. B.; SILVA, F. P.; MOTA, C. A.; MOREIRA, A.L.; SILVA, M. A. P. S.; ROCHA, O.L. **Measurements of microhardness during transient horizontal directional solidification of Al-rich Al-Cu alloys: effect of thermal parameters, primary dendrite arm spacing and Al₂Cu intermetallic phase.** Metals and Materials International, v. 21, p. 429-439, 2015.

BARROS, A. S.; SILVA, M. A. P. S.; ROCHA, O.L; MOREIRA, A.L. **Thermal Parameters, Tertiary Dendritic Growth and Microhardness of Directionally Solidified Al-3wt%Cu Alloy.** Materials Science Forum, v. 869, p. 452-457, 2016.

BARROS, A. S.; SILVA, M. A. P. S.; ROCHA, O.L; MOREIRA, A.L. **Thermal Parameters, Tertiary Dendritic Growth and Microhardness of Directionally Solidified Al-3wt%Cu Alloy.** Materials Science Forum, v. 869, p. 452-457, 2016.

BOUCHARD, D.; KIRKALDY, J. S. **Prediction of dendrite arm spacings in unsteady and steady-state heat flow of unidirectionally binary alloys.** Metallurgical and Materials Transactions B, v. 28B, p. 651-663, 1997.

BRABO, M.; KIKUCHI, R. H. L.; BARROS, A. S.; MOREIRA, A. L. S.; ROCHA, O. L. **Crescimento dendrítico terciário da liga Al-3%Cu-5,5%Si durante a solidificação direcional horizontal transiente.** HOLOS, v. 5, p. 22-33, 2015.

BRITO, C.; VIDA, T.; FREITAS, E.; CHEUNG, N.; SPINELLI, J. E.; GARCIA, A. **Cellular/dendritic arrays and intermetallic phases affecting corrosion and mechanical resistances of an Al-Mg-Si alloy**. Journal of Alloys and Compounds, v. 673, p. 220-230, 2016.

ÇADIRLI, E.; GÜNDOZ, M. **The directional solidification of Pb-Sn alloys**. Journal of Materials Science, v. 35, p. 3837-3848, 2000.

ÇADIRLI, E. **Effect of solidification parameters on mechanical properties of directionally solidified Al-Rich Al-Cu alloys**. MetalsMaterialsInternational, v19, p. 411-422, 2013.

CANTÉ, M. V. **Solidificação transitória, microestrutura e propriedades de ligas Al-Ni**. 2009. Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo, 2009.

CAO X.; CAMPBELL J.; **The nucleation of Fe-rich phases on oxide films in a Al-11.5Si-0.4Mg cast alloys**. MetallMaterTrans A. 2003; 34:1409–1420.

CARVALHO, D. B.; GUIMARÃES, E. C.; MOREIRA, A. L.; MOUTINHO, D. J.; DIAS FILHO, J. M.; ROCHA, O. L. **Characterization of the Al-3wt.%Si alloy in unsteady-state horizontal directional solidification**. MaterialsResearch, v. 16, p. 874-883, 2013.

CARVALHO, D. L. B. **Correlação entre parâmetros térmicos e espaçamentos dendríticos primários de ligas Al-Si durante a solidificação direcional horizontal**. 2013. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Pará, Belém, Pará, 2013.

CARVALHO, D. L. B.; COSTA, T. A.; MOREIRA, A. L. S.; SILVA, M. A. P. S.; DIAS, M.; MOUTINHO, D. J. C.; ROCHA, O. L. **Solidification thermal parameters and dendritic growth during the horizontal directional solidification of Al-7wt.%Si alloy**. REM. Revista Escola de Minas, v. 67, p. 265-270, 2014.

CHEN, Y.; BILLIA, B.; LI, D. Z.; NGUYEN-THI, H.; XIAO, N. M.; BOGNO, A. **Tip-Splitting Instability and Transition to Seaweed Growth During Alloy Solidification in Anisotropically Preferred Growth Direction**. Acta Materialia, v. 66, p. 219-231, 2014.

COSTA *et al.*, **Interrelation of Solidification Processing Variables and Microstructure of a Horizontally Solidified Al-based 319.1 Alloy**. Materials Science-Medzg. 2017; 23:124–128.

COSTA, T. A.; MOREIRA, A. L.; MOUTINHO, D. J.; DIAS, M.; FERREIRA, I. L.; SPINELLI, J. E.; ROCHA, O. L.; GARCIA, A. **Growth direction and Si alloying affecting directionally solidified structures of Al-Cu-Si alloys**. Materials Science and Technology, v. 31, p. 1103-1112, 2015.

COSTA, T. A.; DIAS FILHO, M.; GOMES, L. G.; ROCHA, O. L.; GARCIA, A. **Effect of solution time in T6 heat treatment on microstructure and hardness of a directionally solidified Al-Si-Cu alloy**. Journal of Alloys and Compounds, v. 683, p. 485-494, 2016.

- CRUZ, K. A. S. **Microestrutura de solidificação, resistência mecânica e ao desgaste de ligas Al-Sn e Al-Si**. 2008. Tese (Doutorado) - Universidade de Campinas, Campinas, 2008.
- DING, G. L.; TEWARI, S. N. **Dendritic morphologies of directionally solidified single crystal along different crystallographic**. Journal of Crystal Growth, v. 236, p. 420-428, 2002.
- DING, G.; HUANG, W. D.; HUANG, X.; LIN, X.; ZHOU, Y. **On primary dendritic spacing during unidirectional solidification**. Acta Materialia, v. 44, p. 3705-3709, 1996.
- DINNIS C. M.; TAYLOR J. A.; DAHLE A. K.; **As-cast morphology of iron-intermetallics in Al-Si foundry alloys**. Scripta Materialia, v.53, p. 955–958, 2005.
- DREVET, B.; NGUYEN THI, H.; CCAMEL, D.; BILLIA, B.; DUPOUY, M. D.. **Solidification of Aluminum lithium alloys near the cell/dendrite transition-influence of solutal convection**. Journal of Crystal Growth, v. 218, p. 419-433, 2000.
- FERREIRA, I. L. **Análise Numérica, Analítica e Experimental da Macrosegregação Inversa na Solidificação**. 2004. Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo. 2004.
- GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. Campinas-SP: Editora da Unicamp, 2ª edição, 2007.
- GOMES, C. H. U.; KIKUCHI, R. H. L.; BARROS, A. S.; SILVA, J. N. S.; SILVA, M. A. P. S.; MOREIRA, A. L. S.; ROCHA, O. F. 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.
- GOMES, L. G. **Microestrutura dendrítica, macrosegregação e microporosidade na solidificação de ligas ternárias Al-Si-Cu**. 2012. Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo. 2012.
- GOULART, P. R. **Caracterização da microestrutura de solidificação de ligas Al-Fe e correlação com propriedades mecânicas**. 2010. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade de Campinas, Campinas, 2010.
- GRUGEL, R. N. **Secondary and Ternary Dendrite Arm Spacing Relationships in directionally Solidified Al-Si Alloys**, Journal of Materials Science, v. 28, p. 677-683, 1993.
- GUIMARÃES, E. C. **Influência de parâmetros térmicos e espaçamentos dendríticos secundários na microdureza de ligas hipoeutéticas Al-Si direcionalmente solidificadas sob condições transientes**. 2014. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Pará, Belém, Pará, 2014.
- GÜNDÜZ, M.; ÇARDILI, E. **Directional solidification of aluminium-copper alloys**. Materials Science and Engineering A, v. 327, p. 167-185, 2002.
- GUSTAFSSON, G.; THORVALDSSON, T.; DUNLOP, G. L.; **The influence of Fe and Cr on the microstructure of cast Al-Si-Mg alloys**. Metall Mater Trans A. 1986; 17:45–52.

HALL, E. O. **The deformation and ageing of mild steel: II characteristics of the lüders deformation**. Proceedings of the Physical Society. Section B, v. 64, p. 742-747 (1951).

HUNT, J. D. Keynote Address: **Cellular and primary dendrite spacings**. International Conference on Solidification and Casting of Metals, London, Metals Society, p. 3-9, 1979.

KAYA, H.; ÇADIRLI, E.; BOYUK, U.; MARASLI, N. **Variation of microindentation hardness with solidification and microstructure parameters in the Al-based alloys**. Applied Surface Science, v. 255, p. 3071-3078, 2008.

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

LIMA, N. A. G. **Tratamento térmico de envelhecimento da liga de fundição AlSi10Mg(Fe)**. 2012. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais) - Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, Portugal, 2012.

MOUTINHO, D. J. C. **Análise da evolução microestrutural e da formação da macrosegregação e microporosidade na solidificação unidirecional transitória de ligas ternárias Al-Cu-Si**. 2012. Tese (Doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2012.

MOUTINHO, A. M., **Influência da Convecção Termossolutal na Transição Colunar-Equiaxial de Ligas Al-Si Sob Condições Unidirecionais e Transitórias de Extração de Calor**. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica – Universidade Federal do Pará, Belém, 2011.

MOUTINHO, D. J. C. **Influência dos parâmetros térmicos de solidificação na transição colunar/equiaxial em ligas do sistema Sn-Pb sob condições transitórias de extração de calor**. 2007. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Pará, Belém, Pará, 2007.

NOGUEIRA, M. R. A. **Influência da convecção termossolutal nos espaçamentos dendríticos primários durante a solidificação direcional horizontal de ligas Sn-Pb**. 2011. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Pará, Belém, Pará, 2011.

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

OLIVEIRA, G. R. V. **Tratamento térmico de uma liga Al-Si-Mg-Mn**. 2012. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e Materiais) - Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Porto, Portugal, 2012.

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

OSÓRIO, W. R.; GARCIA, A. **Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn-Al alloys as a function of solidification condition**. Materials Science and Engineering A, v. 325, p. 103-111, 2002.

PERES, M. D. **Desenvolvimento da macroestrutura e microestrutura na solidificação unidirecional transitória de ligas Al-Si**. 2005. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade de Campinas, Campinas, 2005.

PERES, M. D.; SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A. **Macrostructural and microstructural development in Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions**. Journal of Alloys and Compounds. v. 381, p. 168-181, 2004.

PETCH, N. J. **The cleavage strength of polycrystals**. Journal of the Iron and Steel Institute, v. 174, p. 25-28, 1953.

QUARESMA, J. M. V.; SANTOS, C. A.; GARCIA, A. **Correlation between unsteady state solidification conditions, dendrite spacing and mechanical properties of Al-Cu alloys**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 31A, p. 3167-3178, 2000.

QUARESMA J. M. V. **Correlação entre condições de solidificação, microestrutura e resistência mecânica**. 1999. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade de Campinas, Campinas, 1999.

RAPPAZ, M.; BOETTINGER, W. J. **On dendritic solidification of multicomponent alloys with unequal liquid diffusion coefficients**. Acta Materialia, v. 47, p. 3205-3219, 1999.

RIOS C. T.; CARAM R. **Primary dendrite spacing as a function of directional solidification parameters in the Al-Si-Cu**. Journal of Crystal Growth, v. 174, p. 65-69, 1997.

ROCHA, O. F. L. **Análise teórico-experimental da transição celular/dendrítica e da evolução da morfologia dendrítica na solidificação unidirecional em condições de fluxo de calor transitório**. 2003. Tese (Doutorado) - Universidade de Campinas, Campinas, 2003.

ROCHA, O. L.; SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A. **Heat flow parameters dendrite spacings during unsteady state solidification of Sn-Pb and Al-Cu alloys**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 34A, p. 995-1006, 2003.

ROOY, E. L. **Metals handbook**, 9 ed. Materials Park. Ohio: ASM International, p. 743-770, 1998.

ROSA, D. M.; SPINELLI, J. E.; FERREIRA, I. L.; GARCIA, A. **Cellular/dendritic transition and microstructure evolution during transient directional solidification of Pb-Sb alloys**. Metallurgical and Materials Transactions. A, v. 39, p. 2161-2174, 2008.

ROSA, D. M. **Estruturas celulares, transição celular/dendrítica e estruturas dendríticas na solidificação unidirecional transitória**. 2007. Tese (Doutorado) - Universidade de Campinas, Campinas, 2007.

ROSA D, SPINELLI J, GARCIA A. **Tertiary dendrite arm spacing during downward transient solidification of Al Cu and Al Si alloys**. Mater Lett. 2006; 60:1871– 1874.

SÁ, F. A. **Influência das variáveis de solidificação transitória no surgimento e evolução dos espaçamentos dendríticos terciários.** 2004. Tese (Doutorado) - Universidade de Campinas, Campinas, 2004.

SANTOS, C.A.; QUARESMA, J. M. V.; GARCIA, A. **Determination of transient interfacial heat transfer coefficients in chill mold castings.** Journal of Alloys and Compounds, v. 319, p. 174-186, 2001.

SANTOS, C. A. **Influência das Taxas Direcionais de Resfriamento na Evolução da Solidificação em Sistemas Metal/Molde.** 1997. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade de Campinas, Campinas, 1997.

SHABESTARI, S. G. **The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in aluminum-silicon alloys.** Materials Science and Engineering, v. 383, p. 289-298, 2004.

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.** Journal of Alloys and Compounds, v. 384, p. 217-226, 2004.

SILVA, J. N.; MOUTINHO, D. J.; MOREIRA, A. L.; FERREIRA, I. L.; ROCHA, O. L. **Determination of heat transfer coefficients at metal-mold interface during horizontal unsteady-state directional solidification of Sn-Pb alloys.** Materials Chemistry and Physics, v. 130, p. 179-185, 2011.

SILVA, JOSÉ NAZARENO S. **Projeto, Construção e Aferição de um Dispositivo de Solidificação Unidirecional Horizontal Refrigerado à Água.** 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Pará, Belém, 2007.

TRIVEDI, R. **Interdendritic spacings. A comparison of theory and experiment.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 15A, p. 977-982, 1984.

VASCONCELOS, A. J.; KIKUCHI, R. H.; BARROS, A. S.; COSTA, T. A.; DIAS, M.; MOREIRA, A. L.; SILVA, M. A. P. S.; ROCHA, O. L. **Interconnection between microstructure and microhardness of directionally solidified binary Al-6wt.%Cu and multicomponent Al-6wt.%Cu-8wt.%Si alloys.** Anais da Academia Brasileira de Ciências (Online), v. 88, p. 1099-1111, 2016.

VASCONCELOS, A. J.; SILVA, C. V. A.; MOREIRA, A. L. S.; SILVA, M. A. P. S.; ROCHA, O. L. **Influence of thermal parameters on the dendritic arm spacing and the microhardness of Al-5.5wt.%Sn alloy directionally solidified.** REM. Revista Escola de Minas, v. 67, p. 173-179, 2014.

WANG, Q. G.; JONES, P. E.; OSBORNE, M.; **Effect of iron on the microstructure and mechanical properties of an Al- 7%Si-0.4%Mg casting alloy.** SAE-Technical Publication, 2003-01-0823.

ZHANG Y., DONG, P.; SUN, D.; WANG, B.; LI, H. **Microstructure, microhardness and corrosion susceptibility of friction stir welded AlMgSiCu alloy.** Materials and Design, v. 54, p. 760-765, 2014.