



Universidade Federal da Paraíba

Centro de Tecnologia

Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica

Mestrado

**INFLUÊNCIA DO Si E QUASICRISTAL (Al-25,5Cu-12 Fe) NA
MICROESTRUTURA DE LIGAS DE ALUMÍNIO RECICLADO
SOLIDIFICADOS SOB PRESSÃO**

ELAINE CRISTINA HENRIQUE DO NASCIMENTO

*Dissertação apresentada à Universidade Federal da Paraíba para a obtenção do grau
de Mestre em Engenharia Mecânica*

João Pessoa – Paraíba

Fevereiro, 2021

ELAINE CRISTINA HENRIQUE DO NASCIMENTO

**INFLUÊNCIA DO Si E QUASICRISTAL (Al-25,5Cu-12 Fe) NA
MICROESTRUTURA DE LIGAS DE ALUMÍNIO RECICLADO
SOLIDIFICADOS SOB PRESSÃO**

Dissertação submetida ao
Programa de Pós-graduação
em Engenharia Mecânica –
PPEGM – da Universidade
Federal da Paraíba para
obtenção do título de Mestre.

Orientador: Prof. Dr. Sandro Marden Torres

Coorientador: Prof. Dr. Cláudio Alves de Siqueira Filho

N244i Nascimento, Elaine Cristina Henrique do.

Influência do Si e quasicristal (Al-25,5Cu-12 Fe) na microestrutura de ligas de alumínio reciclado solidificados sob pressão / Elaine Cristina Henrique do Nascimento. - João Pessoa, 2021.

97 f. : il.

Orientação: Sandro Marden Torres.

Coorientação: Cláudio Alves de Siqueira Filho.

Dissertação (Mestrado) - UFPB/CT.

1. Alumínio reciclado. 2. Solidificação sob pressão. 3. Parâmetros térmicos. 4. Microestrutura. I. Torres, Sandro Marden. II. Siqueira Filho, Cláudio Alves de. III. Título.

UFPB/BC

CDU 669.71(043)

INFLUÊNCIA DO SI E QUASICRISTAL (Al-25,5Cu-12 Fe) NA MICROESTRUTURA DE LIGAS DE ALUMÍNIO RECICLADO SOLIDIFICADOS SOB PRESSÃO

por

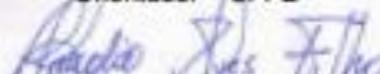
ELAINE CRISTINA HENRIQUE DO NASCIMENTO

Dissertação aprovada em 24 de fevereiro de 2021



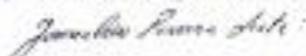
Prof. Dr. SANDRO MARDEN MARQUES

Orientador – UFPB



Prof. Dr. CLAUDIO ALVES DE SIQUEIRA FILHO

Coorientador – UFPB



Prof. Dr. JOSINALDO PEREIRA LEITE

Examinador Interno – UFPB



Prof. Dr. BISMARCK LUIZ SILVA

Examinador Externo – UFRN

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho primeiramente a Deus, por ser essencial em minha vida.

A minha mãe e minha avó,

Francisca Henrique de Lima e Maria das Dores;

Aos meus irmãos,

Diego Ferreira e Isabelly Geovanutti;

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por estar sempre ao meu lado, mesmo em momentos em que penso não está, e por me dar saúde, força e capacidade para vencer os obstáculos.

Aos meus pais, Francisca Henrique e Sebastião do Nascimento, que nunca mediram esforços para possibilitarem uma boa educação e que sempre me rodearam com muito amor e palavras de otimismo. A minha avó por todo seu amor e carinho.

Aos meus irmãos, Diego Ferreira e Isabelly Geovanutti, por sempre estarem presentes nesta caminhada, me incentivando e ajudando.

Ao professores Dr. Claudio Siqueira e Dr. Sandro Marden Torres por sua orientação, dedicação e incentivo durante todo mestrado.

Aos colegas de laboratórios: Alfredo Albuquerque, Danusa Moura, Ivanilda Pereira, Manoel Neto, Vinicius César, Robson Andrade, André Luíz e aos técnicos: Herickon, e Meyson Cassio por toda ajuda e incentivo, de forma a contribuir com a pesquisa.

Aos meus amigos que fez ao longo do anos na universidade: Hesmaelly Pereira, Gabriela Freitas, Natalia Costa, Lusielson Pereira, Thayse Moura, Palloma Damasceno, Gerlandia Bias, Josilene Maria, Renata Hellen, Suellen Veloso, Rivaldo Miranda, Aline Karla, sempre dispostos a ajudar no que for preciso.

A todos os meus professores que contribuíram com valores e conhecimentos ao longo de toda minha vida acadêmica.

A CAPES e ao Departamento de pós-graduação em Engenharia Mecânica e a Universidade Federal da Paraíba (UFPB), por fornece todo auxilio necessário para realização desta pesquisa.

E a todos que direta ou indiretamente contribuíram para a conclusão desta etapa da minha vida.

INFLUÊNCIA DO Si E QUASICRISTAL (Al-25,5Cu-12 Fe) NA MICROESTRUTURA DE LIGAS DE ALUMÍNIO RECICLADO SOLIDIFICADOS SOB PRESSÃO

RESUMO

Com o desenvolvimento de novas ligas multicomponentes visando melhorias nas propriedades mecânicas, o uso de alumínio reciclado para produzir novas ligas vai se tornando uma nova alternativa para o mercado industrial, além de contribuir para o reaproveitamento desses materiais apresentam baixo custo. Além disso, para o melhoramento das propriedades mecânicas se faz necessário entender o comportamento microestrutural das ligas. Diante disto, este trabalho buscou compreender os efeitos da adição do Si e de um material quasicristalino (Al-25,5Cu-12Fe) na variação microestrutural do alumínio reciclado, bem como seus efeitos na velocidade da isoterma *liquidus* (V_L) e na taxa de resfriamento (T_R) solidificado sob pressão. Foram produzidas ligas de Alumínio reciclado (Al_{rec}) com a adição de 5% Si e 5% Quasicristal, em molde cilíndrico sob pressão de 100Mpa com tempo de prensagem de 10 segundos. Observou-se que a adição dos elementos (Si e Quasicristal) promoveu um aumento nos valores dos parâmetros térmicos (V_L , T_R) comparado com a liga de Al reciclado, ou seja, adição dos elementos facilitou a extração de calor, proporcionando uma solidificação mais rápida. Identificaram-se diferenças das microestruturas das ligas: a liga de Al reciclado apresentou uma morfologia celular, entretanto para as ligas Al_{rec} -5%Si e Al_{rec} -5%Quasicristal a microestrutura predominantemente foi a dendrítica ao longo de todo lingote. Observou-se também os espaçamentos microestruturais (λ_c e λ_2) diminuem com o aumento da velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* e da taxa de resfriamento. Além disso, na liga Al_{rec} -5%Quasicristal notou-se a presença de intermetálicos na região central do lingote, por ser uma liga multicomponentes, a formação de intermetálicos está diretamente relacionado com as condições termodinâmicas à interdifusão de soluto, nos instantes iniciais da solidificação.

Palavras-chave: Alumínio Reciclado, Solidificação sob pressão, Parâmetros Térmicos, Microestrutura.

INFLUENCE OF Si AND QUASICRYSTAL (Al-25.5Cu-12 Fe) IN THE MICROSTRUCTURE OF RECYCLED ALUMINIUM ALLOYS SOLIDIFIED UNDER PRESSURE

ABSTRACT

With the development of new multicomponent alloys aimed at improving mechanical properties, the use of recycled aluminum to produce new alloys is becoming a new alternative for the industrial market, in addition to contributing to the reuse of these materials have low cost. Furthermore, to improve the mechanical properties it is necessary to understand the microstructural behavior of the alloys. In view of this, this work aimed to understand the effects of the addition of Si and of a quasicrystalline material (Al-25,5Cu-12Fe) in the microstructural variation of recycled aluminum, as well as its effects on the liquidus isotherm velocity (V_L) and the cooling rate (T_R) solidified under pressure. Recycled aluminum alloys (Al_{rec}) with the addition of 5%Si and 5%Quasicrystal were produced in a cylindrical mold under 100Mpa pressure with a pressing time of 10 seconds. It was observed that the addition of the elements (Si and Quasicrystal) promoted an increase in the values of the thermal parameters (V_L , T_R) compared to the recycled Al alloy, i.e., addition of the elements facilitated heat extraction, providing a faster solidification. Differences in the microstructures of the alloys were identified: the recycled Al alloy showed a cellular morphology, however for Al_{rec} -5%Si e Al_{rec} -5%Quasicrystal alloys the microstructure was predominantly dendritic throughout the ingot. Microstructural spacings (λ_c and λ_2) were also observed to decrease with increasing liquidus isotherm displacement velocity and cooling rate. Moreover, in Al_{rec} -5%Quasicrystal alloy it was noted the presence of intermetallics in the central region of the ingot, for being a multicomponent alloy, the formation of intermetallics is directly related to the thermodynamic conditions to the solute interdiffusion, in the initial instants of solidification.

Keywords: Recycled Aluminum, Solidification under pressure, Thermal Parameters, Microstructure.

Sumário

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	Objetivo Geral	3
1.2	Objetivos Específicos	3
2	REFERENCIAL TEÓRICO	4
2.1	Considerações iniciais	4
2.2	Parâmetros térmicos da solidificação	8
2.2.1	Tempo Local de Solidificação (t_{SL})	8
2.2.2	Velocidade de evolução da isoterma <i>Liquidus</i> (V_L)	9
2.2.3	Gradiente de Temperatura (G_L)	10
2.2.4	Taxa de resfriamento (T_R)	11
2.3	Squeeze casting	12
2.4	Microestrutura	16
2.5	Alumínio reciclado	21
2.6	Ligas -Alumínio- Silício (Al-Si)	22
2.7	Liga Quasicristal (AL-Cu-Fe)	25
3	MATERIAIS E MÉTODOS	27
3.1	Planejamento experimental	27
3.1	Equipamentos e acessórios utilizados para obtenção das ligas	29
3.2	Acessórios e equipamentos para obtenção dos dados térmicos e análise dos experimentos	31
3.3	Procedimentos para preparação das ligas	32
3.4	Procedimentos para obtenção das ligas	33
3.5	Parâmetros térmicos da solidificação	38
3.5.1	Tempo de passagem da isoterma <i>Liquidus</i>	38
3.5.2	Velocidade da isoterma <i>Liquidus</i> (V_L)	39
3.5.3	Taxa de resfriamento (T_R)	39
3.6	Procedimentos para caracterização estrutural	40
3.7	Procedimentos para Caracterização da Microestrutural	41
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	43
4.1	Parâmetros Térmicos	43

4.1.1	Curvas de Resfriamentos	43
4.1.2	Tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i> (t)	45
4.1.3	Velocidades de deslocamento da isoterma <i>Liquidus</i> (V_L).....	48
4.1.4	Taxa de Resfriamento em função da posição (T_R)	51
4.2	Microestrutura de solidificação	54
4.3	Caracterização microestrutural através de microscopia ótica de varredura (MEV/EDS).....	60
4.4	Parâmetros microestruturais: Espaçamento celular (λ_c) e Espaçamento dendrítico (λ_2).....	65
4.5	Correlações dos parâmetros térmicos (V_L e T_R) e parâmetros microestruturais (λ_c e λ_2).....	68
5	CONCLUSÕES.....	71
5.1	Sugestões para trabalhos futuros.....	72
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	73

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Mecanismos de transferência de calor no processo de solidificação no sistema metal/molde.	5
Figura 2.2 Modelo esquemático da interface metal/molde irregular mostrando a formação do gap de ar.....	6
Figura 2.3 Elementos de referência para os sistemas de solidificação radial.....	7
Figura 2.4 Desenho esquemático mostrando os deslocamentos das isothermas <i>solidus</i> e <i>liquidus</i> ao longo de elemento de volume de comprimento (T_L - isoterma <i>Liquidus</i> ; T_s - isoterma <i>solidus</i>).....	9
Figura 2.5 Desenho esquemático mostrando um gráfico da velocidade em função da posição e os deslocamentos das isothermas <i>solidus</i> e <i>liquidus</i> ao longo de um elemento de volume L: T_L – isoterma <i>liquidus</i> ; T_S – isoterma <i>solidus</i>	10
Figura 2.6 Desenho esquemático mostrando o gradiente de temperatura à frente da isoterma <i>liquidus</i> em função da posição.....	11
Figura 2.7 Esquema do processo squeeze casting: (a) fusão do metal, pré-aquecimento e lubrificação, (b) vazamento na coquilha, (c) solidificação do metal sob pressão, (d) ejeção da peça, limpeza da coquilha e recarga.	12
Figura 2.8 Tipos de fundição sob pressão (a) direta e (b) indireta.	14
Figura 2.9 Representação esquemática da atuação dos fatores de influência na formação das microestruturas de solidificação.....	17
Figura 2.10 Evolução esquemática da transição celular/dendrítica/celular em função da velocidade de crescimento e da taxa de resfriamento; e microestruturas longitudinais típicas da liga Al-3%Mg-1%Si solidificadas direccionalmente em regimes permanentes e transiente.....	18
Figura 2.11 Representação dos espaçamentos celulares (λ_2), espaçamentos dendríticos primários (λ_1) secundários (λ_2) e terciário (λ_3).	19
Figura 2.12 a) Diagrama de equilíbrio de fases do sistema Al-Si; b) Microestrutura de liga hipoeutética Al-Si bruta de fusão; c) Microestrutura de liga eutética Al-Si bruta de fusão; d) Microestrutura de uma liga hipereutética bruta de fusão.	23
Figura 2.13 Diagrama de fases ternário da liga de AlCuFe rica em alumínio	25
Figura 3.1 Fluxograma dos procedimentos experimentais.....	28
Figura 3.2 a) Balança digital, b) Forno tipo Mufla, c) Cadinho de carbetto de silício....	29
Figura 3.3 a) Dispositivo de vedação inferior, b) Lingoteira e c) Pulsão.....	30
Figura 3.4 Desenho esquemático das dimensões da a) lingoteira, b) dispositivo inferior de vedação e c) pulsão.	30

Figura 3.5 a) Termopar b) Registrador de temperatura	31
Figura 3.6 Latas de alumínio.....	32
Figura 3.7 Desenho esquemático dos termopares no dispositivo de vedação inferior... 34	34
Figura 3.8 Representação esquemática do sistema de vedação inferior posicionado na lingoteira.....	34
Figura 3.9 Representação esquemática da solidificação sob pressão. (1) Prensa hidráulica; (2) Pulsão; (3) Molde cilíndrico; (4) Termopares; (5) Registrador de Temperatura; (6) software de aquisição de computadores e dados; (7) manômetro; (8) controle de pressão hidráulica.....	35
Figura 3.10 Gráfico de passagem da isoterma <i>Liquidus</i> para liga Al Reciclado.....	36
Figura 3.11 Gráfico de passagem da isoterma <i>Liquidus</i> para liga Al-5%Si.....	37
Figura 3.12 Gráfico de passagem da isoterma <i>Liquidus</i> para liga Al-5% Quasicristal..	37
Figura 3.13 Posição da isoterma <i>Liquidus</i>	39
Figura 3.14 Esquema representativo da obtenção da taxa de resfriamento.....	40
Figura 3.15 Ilustração do lingote seccionado.....	41
Figura 3.16 Esquema representativo dos métodos empregados para medição dos parâmetros microestrutural espaçamento dendrítico secundário.....	42
Figura 4.1 Curvas experimentais de resfriamento correspondentes aos termopares posicionados no interior da lingoteira, para a liga Al-Reciclado, solidificada sob pressão.	44
Figura 4.2 Curvas experimentais de resfriamento correspondentes aos termopares posicionados no interior da lingoteira, para a liga Al _{rec} - 5% Si, solidificada sob pressão.	44
Figura 4.3 Curvas experimentais de resfriamento correspondentes aos termopares posicionados no interior da lingoteira, para a liga Al _{rec} - 5% Quasicristal, solidificada sob pressão.	45
Figura 4.4 Tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i> em função da posição a partir da interface metal/molde para a liga Al reciclado.....	46
Figura 4.5 Tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i> em função da posição a partir da interface metal/molde para a liga Al _{rec} -5%Si	46
Figura 4.6 Tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i> em função da posição a partir da interface metal/molde para a liga Al _{rec} --5% Quasicristal.	47
Figura 4.7 Tempo de passagem da isoterma <i>Liquidus</i> em função da posição a partir da interface metal/molde para as três ligas.....	48
Figura 4.8 Velocidades das isotermas <i>Liquidus</i> a partir da interface metal molde em função da posição da liga Alumínio reciclado.....	49

Figura 4.9 Velocidades das isothermas <i>Liquidus</i> a partir da interface metal molde em função da posição da liga Al _{rec} -5%Si.	49
Figura 4.10 Velocidades das isothermas <i>Liquidus</i> a partir da interface metal molde em função da posição da liga Al _{rec} -5%Quasicristal.	50
Figura 4.11 Velocidades das isothermas <i>Liquidus</i> a partir da interface metal molde em função da posição das ligas.	51
Figura 4.12 Taxas de Resfriamento em função da posição da interface metal/molde da liga Al reciclado.....	52
Figura 4.13 Taxas de Resfriamento em função da posição da interface metal/molde da liga Al _{rec} -5%Si.....	52
Figura 4.14 Taxas de Resfriamento em função da posição da interface metal/molde da liga Al _{rec} -5%Quasicristal.	53
Figura 4.15 Taxas de Resfriamento em função da posição da interface metal/molde das ligas Al reciclado, Al _{rec} -5%Si e Al _{rec} -5%Quasicristal.	54
Figura 4.16 Liga Al _{rec} -5%Si, na posição 14 mm, com destaque os intermetálicos cristais de silício e escrita chinesa.	59
Figura 4.17 Imagem com escala de 60 µm da liga Alumínio Reciclado b) Imagens do map-scan com escala de 60 µm para o sistema Alumínio Reciclado,.....	62
Figura 4.18 (a)Imagem com escala de 60 µm da liga Al _{rec} -5%Si (b) Imagens do map-scan com escala de 60 µm para o sistema Al _{rec} -5%Si	63
Figura 4.19 (a)Imagem com escala de 60 µm da liga Al _{rec} -5%Quasicristal. (b) Imagens do map-scan com escala de 60 µm para o sistema Al _{rec} -5%Quasicristal.	64
Figura 4.20 Espaçamentos celular em função da posição para a liga Al reciclado.	65
Figura 4.21 Espaçamentos dendrítico secundário em função da posição para a liga Al _{rec} -5%Si.	66
Figura 4.22 Espaçamentos dendrítico secundário em função da posição para a liga Al _{rec} -5%Quasicristal.....	66
Figura 4.23 Espaçamentos dendrítico secundário em função da posição para as ligas Al _{rec} -5%Si e Al _{rec} -5%Quasicristal.....	67
Figura 4.24 Evolução do espaçamento celular (λ_c) e em função da velocidade interface Metal/Molde para a liga Al reciclado.	68
Figura 4.25 Evolução do espaçamento dendrítico (λ_2) e em função da velocidade interface Metal/Molde para a liga Al _{rec} -5%Si e Al _{rec} -5%Quasicristal.....	69
Figura 4.26 Correlação do espaçamento Celular, (λ_c), em função da taxa de resfriamento da liga Alumínio reciclado.	70
Figura 4.27 Correlação do espaçamento dendrítico (λ_2), em função da taxa de resfriamento das ligas Al _{rec} -5%Si e Al _{rec} -5%Quasicristal.	70

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 Ponto de <i>Liquidus</i> das ligas.	38
Tabela 4.1 Microestruturas de solidificação da liga Al reciclado nas posições 4, 8 e 14 mm a partir da interface metal/molde em direção ao centro do lingote.	56
Tabela 4.2 Microestruturas de solidificação da liga Al _{rec} -5% Si nas posições 4, 8 e 14 mm a partir da interface metal/molde em direção ao centro do lingote.	57
Tabela 4.3 Microestruturas de solidificação da liga Al _{rec} -5% Quasicristal nas posições 4, 8 e 14 mm a partir da interface metal/molde em direção ao centro do lingote.	58

NOMENCLATURA

Letras Latinas

C	Constante	[m ³ /s]
c	Concentração de soluto	[% em peso]
G _L	Gradiente térmico frente à isoterma <i>liquidus</i>	[k/m]
L ₁	Fase líquida	[adimensional]
L ₂	Fase líquida	[adimensional]
P	Posição	[m]
T	Taxa de resfriamento	[K/s]
T	Temperatura	[K]
T	Tempo	[s]
t _s	Tempo de passagem da isoterma <i>solidus</i>	[s]
t _L	Tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i>	[s]
t _{SL}	Tempo local de solidificação	[s]
T _f	Temperatura de fusão	[K]
T _L	Temperatura da isoterma <i>liquidus</i>	[K]
T _v	Temperatura de vazamento	[°C]
V _L	Velocidade de avanço da isoterma <i>liquidus</i>	[m/s]

Letras Gregas

ΔT_V	Superaquecimento	[K]
A	Fase sólida	[adimensional]
λ_C	Espaçamento celular	[m]
λ_1	Espaçamento dendrítico primário	[m]
λ_2	Espaçamento dendrítico secundário	[m]
λ_3	Espaçamento dendrítico terciário	[m]
$\frac{\partial T}{\partial t}$	Taxa de resfriamento	K.s ⁻¹
$\frac{dP}{dt}$	Velocidade da isoterma <i>liquidus</i>	K.s ⁻¹

Subscritos

L	Líquido
SL	Sólido-Líquido

Abreviações

EDS	Espectroscopia por energia dispersiva
LRT	Limite de Resistência a Tração
MO	Microscópio Ótico
MEV	Microscopia eletrônica de varredura

SRC Super-resfriamento constitucional

Siglas

UFPB *Universidade Federal da Paraíba*

1 INTRODUÇÃO

A busca por inovações tecnológicas no setor industrial, juntamente com a competitividade do mercado, tem levado pesquisadores e produtores a buscar cada vez mais produções de baixo custo e melhorias nas propriedades físicas e mecânicas das ligas, como o melhoramento da resistência à corrosão e resistência à fratura. Desse modo, faz-se necessário o uso de materiais adequados para as diversas aplicações.

Com isso, o uso do alumínio e suas ligas aparecem como alternativas bastantes atrativas, pois, permite um funcionamento mais eficiente e econômico, principalmente na fabricação de sistemas móveis, transporte, redução de perdas por corrosão e aumento do potencial de reciclagem (DANTAS, 2014). Assim, a utilização das latas de alumínio para fabricação de ligas é uma nova opção para o mercado industrial.

No entanto, o alumínio apresenta suas limitações, a principal sendo a resistência mecânica. Porém, com a adição de elementos em quantidades controladas podem expandir seu campo de aplicação na indústria. Logo, é notável aplicação do alumínio e suas ligas nos segmentos industriais automotiva, aeroespacial, naval, bélica e elétrica mostra a importância deste metal para a sociedade (LIMA, 2016).

O sistema Al-Si é caracterizado pela boa resistência à corrosão, excelente fundibilidade e baixo coeficiente de expansão térmica (OJHA *et al*, 2008). Com grande aplicabilidade nas indústrias marítima, automobilística e aeronáutica (LIU *et al*, 2011), as ligas com concentração hipoeutética (<12%Si) podem ser utilizadas em fundição sob baixas taxas de resfriamento, moldes permanentes e fundição sob pressão (GOULART *et al*, 2006). A composição próxima da eutética (12%Si) é comercializada como liga para brasagem (DAI *et al*, 2013), enquanto que em concentrações maiores é apropriada para a manufatura de pistões e rotores (SUN *et al*, 2013; HAO *et al*, 2011).

Um elemento pouco estudado para aplicação nas ligas de alumínio são os quasicristalino (Al-Cu-Fe). Apesar de eles serem constituídos apenas de metais puros, muitas de suas propriedades os aproximam mais dos materiais cerâmicos do que dos metálicos, notadamente por suas características como: elevada dureza, baixa energia superficial, baixo coeficiente de atrito, boa resistência à oxidação e corrosão, elevada resistência ao desgaste e baixas condutividades elétrica e térmica (DUBOIS, 2005).

Nesse contexto, é válido ressaltar que as características mecânicas do material dependem das condições assumidas no processo de solidificação, uma vez que fatores como tamanho, orientação preferencial de crescimento, morfologia dos grãos, espaçamentos celulares e dendríticos, heterogeneidades de composição química, são decisivos na formação da macroestrutura e da microestrutura do material influenciando, consequentemente, na determinação de suas propriedades (GOMES, 2012).

Além disso, a influência que as variáveis térmicas exercem na formação das estruturas solidificadas permite um melhor controle dos processos de fundição já que as mesmas determinam a qualidade dos produtos finais (ROCHA *et al*, 2013).

Para Garcia (2001) as variáveis térmicas significativas para o controle da solidificação são: velocidade da solidificação ou velocidade de avanço da isoterma *liquidus* (V_L), gradiente térmico (G_L), taxas de resfriamento (T_R), grau de superresfriamento constitucional (SRC) e a concentração de soluto (C_o). Durante a solidificação a formação microestrutural depende do campo térmico local, especificamente o gradiente térmico e a taxa de solidificação. Com as condições térmicas locais, geralmente são caracterizadas a morfologia de solidificação como: planar, celular e dendrítica (MILLER, POLLOCK, 2014).

Outro ponto que se destaca é a escolha do processo de solidificação, sendo uma das técnicas mais simples e eficientes de solidificação a squeeze casting (sob pressão). Esse processo possui grande potencial para criar componentes fundidos com menos defeito, além de ser uma técnica de baixo custo e apresentar potencial para altas taxas de produção. Nesse processo, a pressão aplicada e o contato instantâneo do metal líquido com a superfície do molde gera uma condição de rápida transferência de calor (DORCIC, 1988; FERRERIRA, 1999).

Em geral, componentes fabricados por squeeze casting possuem granulação fina, excelente acabamento de superfície e quase livre de porosidade, por serem de diferentes tamanhos e formatos, e tem as suas propriedades mecânicas aumentadas significativamente em comparação ao método tradicional de fundição. Além disso, peças fabricadas por squeeze casting possuem soldabilidade superior, são aptas a tratamentos térmicos e, em comparação com a fundição comum, são formadas em uma só operação com um menor consumo de energia (GHOMASHCHI, 2000).

Desta forma, é fundamental o estudo da influência dos elementos Silício e Quasicristalino utilizando o processo squeeze casting, na fabricação das ligas Alumínio reciclado, a fim de avaliar o comportamento dos seus parâmetros térmicos (V_L e T_R) e microestruturais obtidos utilizando o processo de solidificação sob pressão.

1.1 Objetivo Geral

O estudo tem como objetivo principal uma compreensão dos efeitos da adição do Si e de um material quasicristalino (Al-25,5Cu-12Fe) na formação microestrutural de ligas recicladas de alumínio, bem como a sua influência sobre a Velocidade da isoterma *Liquidus* (V_L) e Taxa de Resfriamento (T_R) na solidificação sob pressão.

1.2 Objetivos Específicos

- Revisão da literatura: a técnica de solidificação sob pressão, regimes transitórios de fluxo de calor, formação de microestruturas de solidificação e parâmetros térmicos de controle da solidificação;
- Obter as ligas Al reciclado, Al_{Rec}-5%Si e Al_{Rec}-5% Quasicristal por meio de solidificação sob pressão;
- Determinar a evolução dos parâmetros térmicos de solidificação: Velocidade de avanço da isoterma *Liquidus* (V_L) Taxa de Resfriamento (T_R);
- Analisar a evolução da microestrutura de solidificação ao longo do comprimento dos lingotes e medir os espaçamentos celular e dendríticos das microestruturas das ligas avaliadas;
- Correlacionar os parâmetros microestruturais (espaçamento celular espaçamentos dendríticos) com os parâmetros térmicos de solidificação (V_L e T_R) para as ligas analisadas e estabelecer leis experimentais de crescimento;

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 Considerações iniciais

O processo de solidificação é um fenômeno de mudança de fase líquida para uma fase sólida com transferência de energia. Sendo assim, é essencial a análise as transferências de calor durante o processo de solidificação uma vez que através desta é possível determinar a distribuição de temperaturas no sistema metal/molde e a cinética de solidificação (GARCIA, 2007). Para GOMES e SANTOS (2006), a eficiência da extração de calor durante o processo de solidificação depende, basicamente, das propriedades térmicas do material, de características do molde como: material, geometria e espessura da parede e de condições da interface metal/molde e das características do meio que vai absorver o calor, sendo: água, ar entre outros.

Existem várias formas para que a transferência ocorra, como (EID, 2007):

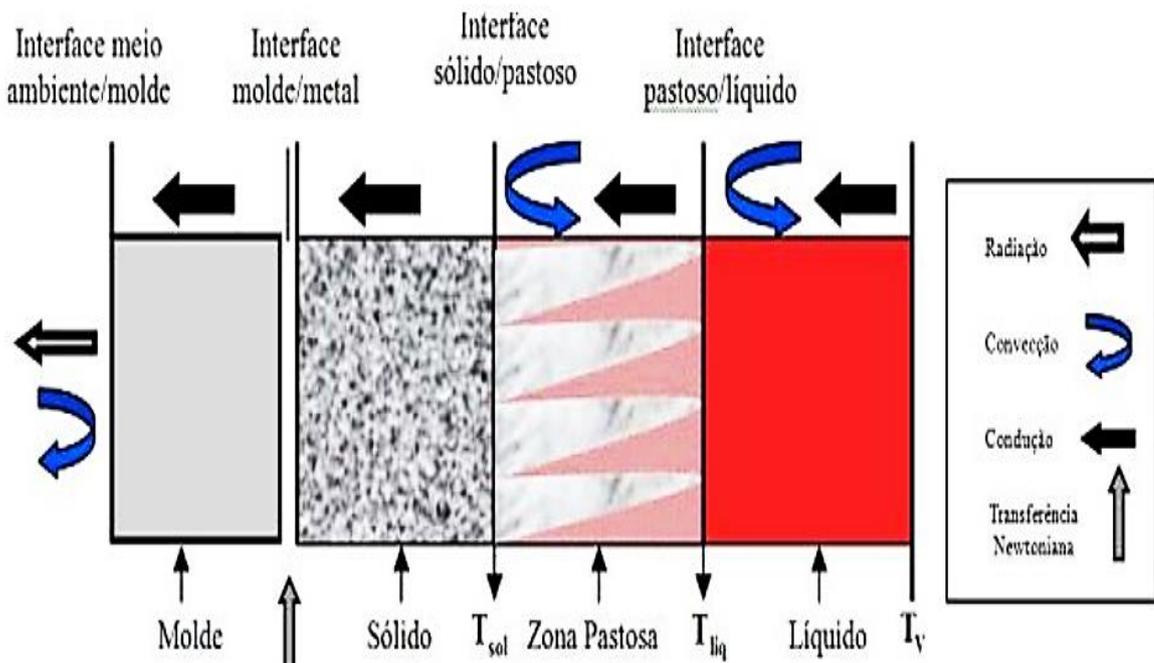
- Condução: o calor é transferido através de um meio, seja constituído por um sólido ou por um líquido, devido à diferença de temperatura.;
- Convecção está associado ao movimento de um fluido, ela ocorre quando uma superfície, a uma determinada temperatura, está em contato com um fluido a temperatura mais baixa ou quando em um meio fluido há um gradiente de temperatura;
- A radiação térmica é um mecanismo de transferência de calor baseado na emissão de energia, sob a forma de ondas eletromagnéticas, por uma superfície a uma determinada temperatura e pode ser transferida até no vácuo;

Durante o processo de solidificação, todos os modos de transferência de calor podem ocorrer simultaneamente o vazamento do metal líquido em moldes normalmente ocorre a uma temperatura acima da temperatura de transformação líquido/sólido para que o metal preencha todo o molde antes do início da solidificação. Esse superaquecimento e o calor latente, liberado na interface sólido/líquido, são transferidos para o meio ambiente

através do metal solidificado, da interface metal/molde e das paredes do molde (GARCIA, 2007), (SANTOS, 2006).

A figura 2.1 apresenta os mecanismos de transferências de calor no processo de solidificação, no sistema metal/molde, pelas quais ocorreu: condução térmica no metal e no molde; transferência newtoniana na interface metal/molde; convecção no metal líquido e na interface molde/ambiente e radiação térmica do molde para o meio ambiente.

Figura 2.1 Mecanismos de transferência de calor no processo de solidificação no sistema metal/molde.

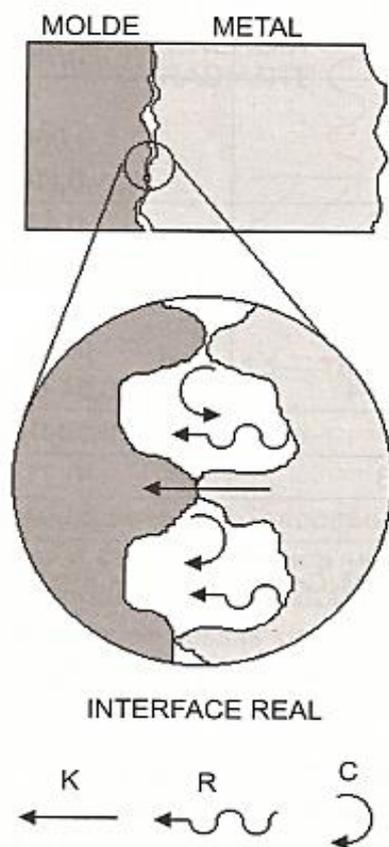


Fonte: MEZA, 2012.

O processo de extração de calor durante a solidificação dos metais, apresenta-se como um complexo mecanismo microscópico, onde ressaltamos o contato imperfeito entre o metal e a parede do molde (GRIFFITH, 1999). No início do processo, o contato entre o metal e o molde pode ser considerado muito bom, por depender da fluidez do metal e da pressão metal estática que ajuda a manter esse contato térmico. Na medida em que o processo progride uma fina camada de metal solidifica-se em contato com a parede do molde, e inicia-se um movimento do metal provocado pela contração volumétrica, provocando a formação de um gap de ar na interface metal/molde consequentemente diminuindo o coeficiente de transferência de calor (GARCIA,2001), demonstrado na figura

2.2 pela ocorrência à formação do gap de ar. K, R e C são os mecanismos de Condução, Radiação e Convecção.

Figura 2.2 Modelo esquemático da interface metal/molde irregular mostrando a formação do gap de ar.



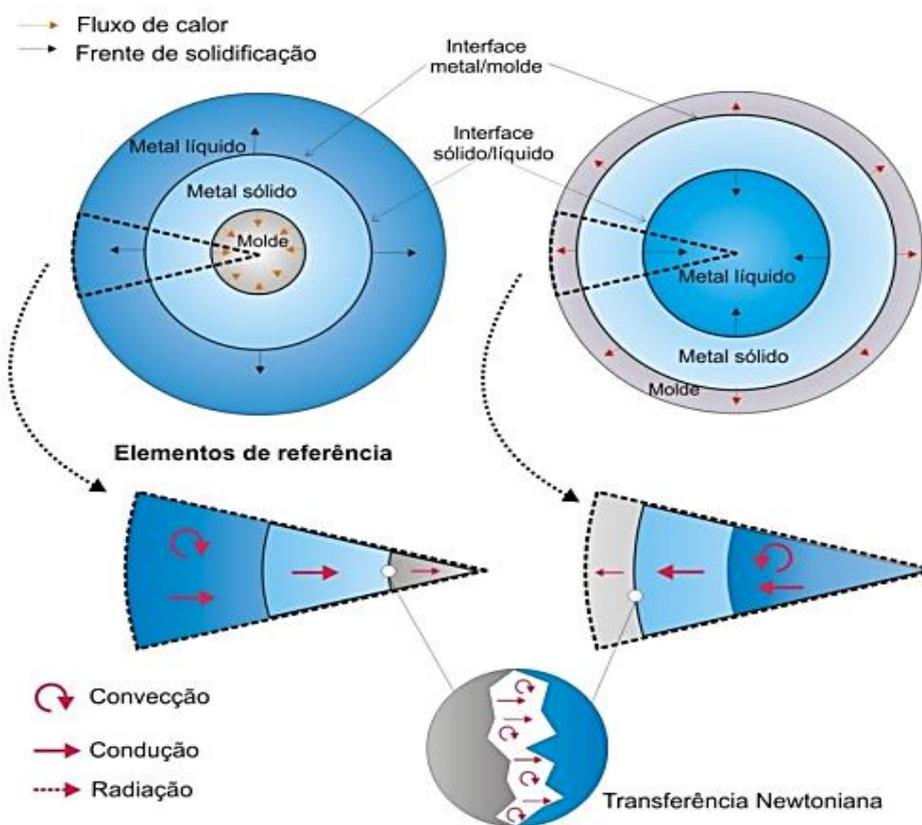
Fonte: GARCIA, 2001.

Para a extração de calor em molde cilíndrico fluxo de calor divergente que provoca uma frente de solidificação circular que converge para um ponto central (EID, 2007), ou seja, considera-se que a extração de calor ocorra exclusivamente na direção radial, não havendo troca térmica nas direções angular e longitudinal. A transformação do metal líquido em um sólido envolve a remoção do superaquecimento do líquido, do calor latente de fusão devido à transformação líquido/sólido e do calor sensível. As propriedades térmicas do metal, as características do molde, juntamente com as condições de interface

e as condições do meio, determinam o comportamento de extração de calor durante o processo (BERTELLI, 2012)

Na figura 2.3 apresenta uma representação esquemática do sistema de extração de calor no modo radial, na parte interna do lingote através de um tubo/molde de refrigeração ou com extração de calor na região da periferia, através de um molde externo refrigerado com água.

Figura 2.3 Elementos de referência para os sistemas de solidificação radial.



Fonte: BERTELLI, 2012.

A cinética do sistema de solidificação e as causas que determinam o arranjo e nível de refinamento da macro e microestrutura, são determinadas pelas variáveis térmicas como: Tempo Local de Solidificação (t_{SL}) velocidade da isoterma liquidus (V_L), taxa de resfriamento (\dot{T}_R) e gradiente de temperatura (G_L) (COUTINHO, 2018). Portanto a influência que as variáveis térmicas exercem na formação das estruturas solidificadas permite um melhor controle dos processos de fundição uma vez que as mesmas

determinam a qualidade dos produtos obtidos, ratificando a relevância científica e tecnológica do fenômeno da solidificação dos materiais metálicos como um importante viés de investigação do campo industrial (ROCHA *et al* 2013).

2.2 Parâmetros térmicos da solidificação

As estruturas de solidificação são dependentes dos parâmetros térmicos do processo de solidificação, essas variáveis influenciam diretamente na morfologia macroestrutural e microestrutural da solidificação. Dependendo do tipo de regime de extração de calor, esses parâmetros podem ser fixados com apenas um deles variando em função do tempo (regime permanente), ou ainda, todos podem variar simultaneamente com o tempo (regime transiente) (BRITO, 2016).

Os coeficientes de transferência de calor metal/molde são determinados a partir de modelos matemáticos são eles:

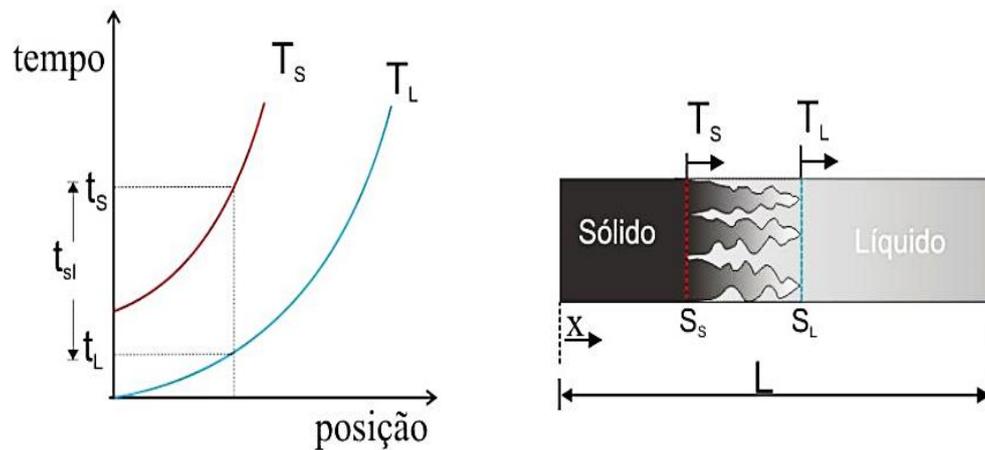
- Tempo de solidificação local (t_{SL});
- Velocidade de evolução da isoterma *Liquidus* (V_L);
- Gradiente de Temperatura (G_L);
- Taxa de resfriamento (T_R).

2.2.1 Tempo Local de Solidificação (t_{SL})

Para determinação do tempo de local de solidificação utiliza-se a diferença entre o tempo de passagem da isoterma *solidus* (t_s) e o tempo de passagem da isoterma *liquidus* (t_L) por um determinado ponto da peça em solidificação como representado na figura 2.4.

$$t_{SL} = t_s - t_L \quad \text{Eq. (2.1)}$$

Figura 2.4 Desenho esquemático mostrando os deslocamentos das isothermas *solidus* e *liquidus* ao longo de elemento de volume de comprimento (T_L - isoterma *Liquidus*; T_s - isoterma *solidus*).

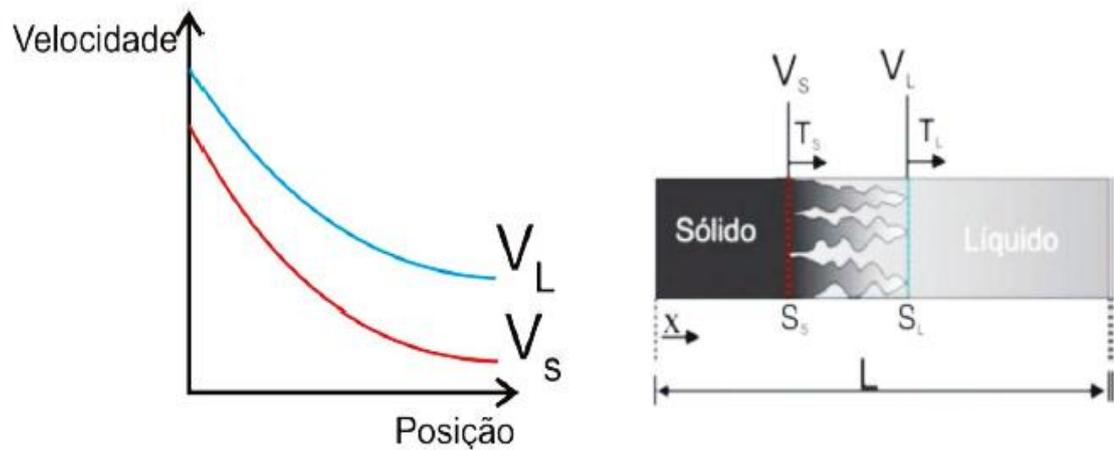


Fonte: BERTELLI, 2012.

2.2.2 Velocidade de evolução da isoterma *Liquidus* (V_L)

Para igualarmos a temperatura da ponta da dendrítas (interface sólido/líquido) à temperatura *liquidus* é possível determinar a velocidade crescimento (ou velocidade de avanço da isoterma *liquidus* (V_L), ou seja, a velocidade da ponta da dendrita será igual a V_L , como demonstrada na da Figura 2.5.

Figura 2.5 Desenho esquemático mostrando um gráfico da velocidade em função da posição e os deslocamentos das isothermas *solidus* e *liquidus* ao longo de um elemento de volume L: TL – isoterma *liquidus*; TS – isoterma *solidus*.



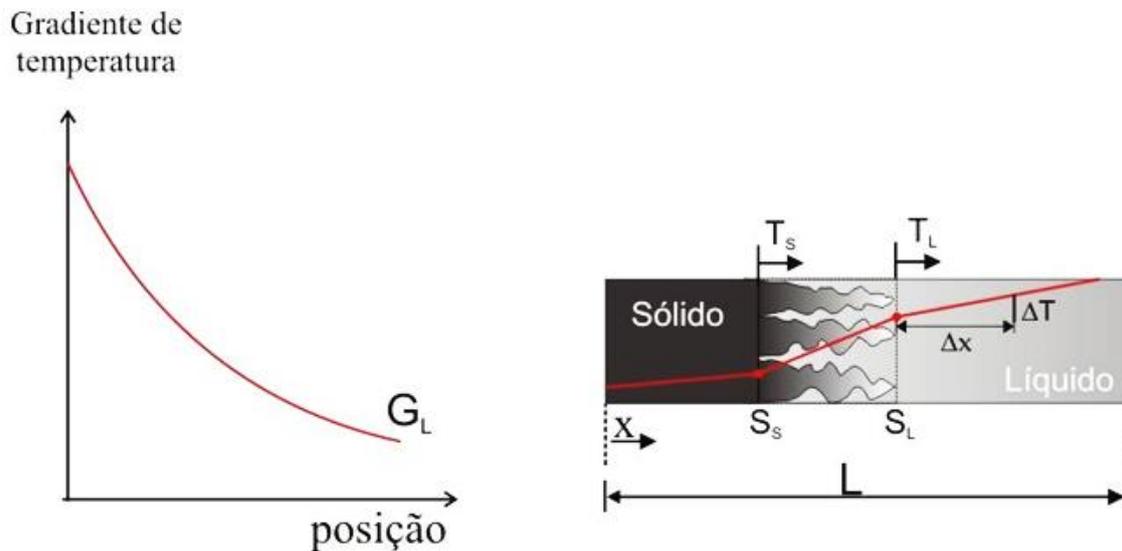
Fonte: BRITO, (2016) – Adaptado de BERTERLLI, 2012.

2.2.3 Gradiente de Temperatura (G_L)

Durante o processo de solidificação a energia na forma de calor move espontaneamente da região com maior temperatura (líquido) para uma região de menor temperatura (sólido). De acordo com FREDRIKSSON (2012), o gradiente de temperatura é um vetor na direção de aumento da temperatura, sendo este vetor normal a cada superfície isotérmica como apresentado na figura 2.6. O gradiente térmico no líquido, junto à isoterma *liquidus*, é definido através da seguinte expressão (GARCIA, 2007):

$$G_L = \frac{\partial T_l}{\partial x} \quad \text{Eq. (2.3)}$$

Figura 2.6 Desenho esquemático mostrando o gradiente de temperatura à frente da isoterma *liquidus* em função da posição.



Fonte: BERTELLI, 2012.

2.2.4 Taxa de resfriamento (T_R)

A taxa de resfriamento (T_R) junto à isoterma *liquidus* pode ser definida como a inclinação da curva de resfriamento no momento da passagem pela temperatura *liquidus*, o ainda a partir dos valores de G_L e V_L .

$$T_R = \frac{\partial T_l}{\partial x} = \left(\frac{\partial T_l}{\partial x} \right) \left(\frac{\partial x}{\partial t} \right) \quad \text{Eq. (2.4)}$$

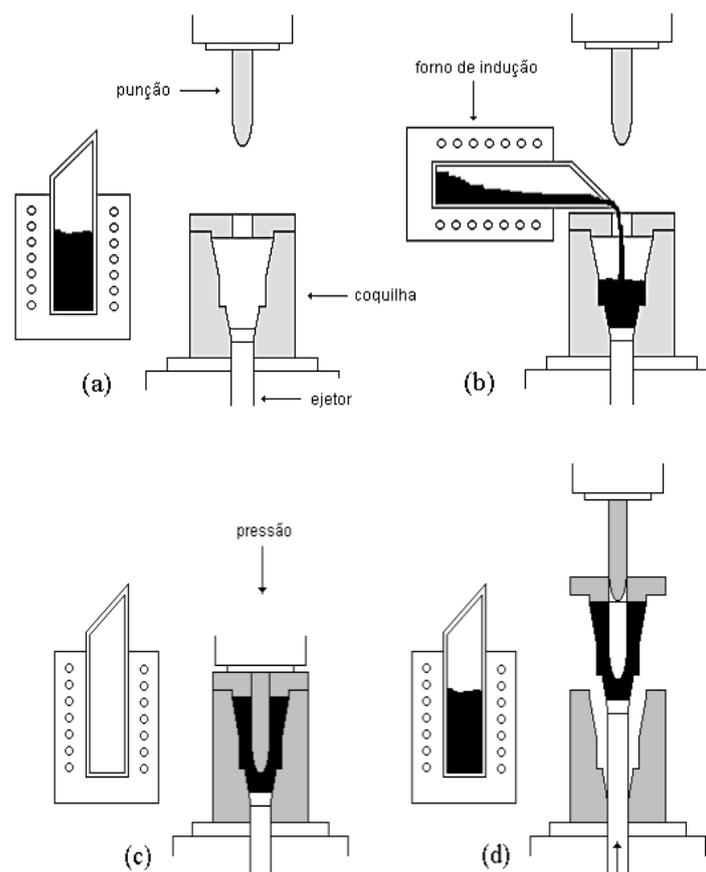
onde: $\left(\frac{\partial T_l}{\partial x} \right)$ e $\left(\frac{\partial x}{\partial t} \right)$ são, respectivamente, o gradiente de temperatura junto à isoterma *liquidus* e a velocidade de deslocamento desta isoterma. Logo a equação pode ser reescrita como:

$$T_R = G_L \times V_L \quad \text{Eq. (2.5)}$$

2.3 Squeeze casting

É uma técnica de solidificação, pelo qual o metal fundido é vazado dentro de um molde metálico sob pressão de um punção. Ao se aplicar a pressão, o punção entra em contato imediato com o metal fundido, fazendo que a superfície do metal líquido produza uma condição de transferência de calor rápida (LIMA *et al*, 2014). O processo é demonstrado esquematicamente na Figura 2.7.

Figura 2.7 Esquema do processo squeeze casting: (a) fusão do metal, pré-aquecimento e lubrificação, (b) vazamento na coquilha, (c) solidificação do metal sob pressão, (d) ejeção da peça, limpeza da coquilha e recarga.



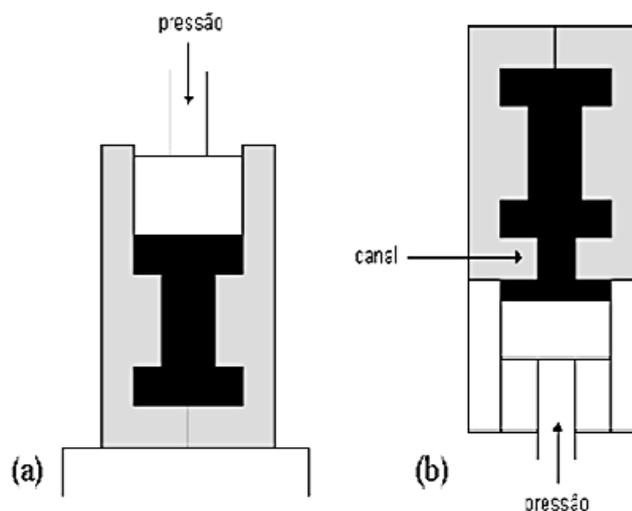
Fonte: HU, 1998.

De acordo com HU (1998) o processo é dividido em quatro etapas:

- Uma coquilha ou molde de aço apropriado é instalado sobre a base de uma prensa hidráulica. O conjunto é pré-aquecido até a temperatura de trabalho desejada. Durante o pré-aquecimento a coquilha é revestida com material refratário ou grafite para facilitar a desmoldagem;
- Uma quantidade exata de metal fundido é vazada dentro do molde. Após o vazamento, o punção, é abaixado entrando em contato com o metal líquido;
- A pressão é aplicada logo após o metal começar a solidificar e é mantida até que todo o metal esteja solidificado;
- O punção retorna para sua posição original e a peça fundida é ejetada.

O squeeze casting poderá empregado de forma direta e indireta. No processo da prensagem direta é caracterizada pela imposição da pressão diretamente sobre a superfície total da peça, como apresentada na figura 2.8(a). A técnica de pressão indireta é demonstrada na figura 2.8(b), o metal líquido é vazado em um recipiente ligado à coquilha por um canal, o metal é pressionado preenchendo assim a coquilha, com a coquilha cheia a pressão é exercida apenas sobre o metal que ainda está no recipiente sendo transmitida para a peça indiretamente pelo canal. Com esta técnica é difícil manter a peça sobre alta pressão durante todo o tempo de solidificação, ou seja, é difícil trabalhar com ligas possuindo grande intervalo de solidificação (FERREIRA,1999).

Figura 2.8 Tipos de fundição sob pressão (a) direta e (b) indireta.



Fonte: FERREIRA, 1999.

A aplicação da pressão leva a um aumento da transferência de calor, provocando afinamento de grão, para além da eliminação de porosidades e rechupes (GHOMASHCHI, 2000). Outras vantagens atreladas ao processo são: a simplicidade e economia, o eficiente uso da matéria-prima, o grande potencial para a operação automatizada em larga escala de produção. O procedimento gera as maiores propriedades mecânicas atingíveis de um produto fundido. O refinamento microestrutural e a integridade dos produtos via SC são características desejáveis em muitas aplicações críticas. (DORCIC e VERMA 1988).

Devido a sua rápida transferência de calor irá produzir uma peça de granulação fina, excelente acabamento de superfícies e quase livre de porosidade, os mesmos podem ser de diferentes tamanhos e formatos (GHOMASHCHI, 2000). Com a menor formação de poros, ligas fundidas por squeeze casting apresentam menor tendência à fratura frágil. (SANTOS 2014).

O processo de squeeze casting oferece um produto final excelentes propriedades mecânicas além do seu baixo custo. Entretanto essa técnica também se encontra desvantagens como: alto custo ferramental, dificuldade na fabricação de protótipos e também no controle de parâmetros importantes, como, por exemplo, temperatura do pré-formado. (JESUS, 1998).

Existem muitas variáveis que devem ser controladas a fim de garantir-se a qualidade das peças fundidas através de squeeze casting. Segundo HU (1998), os principais parâmetros são: volume do metal fundido, aplicação da pressão, temperatura da lingoteira (coquilha), temperatura de vazamento do metal, tempo de espera antes da aplicação da pressão, tempo de pressurização e lubrificação. Para GHOMASHCHI e VIKHROV (2000), um parâmetro que também deve ser considerado é a própria liga. A composição e características físico-químicas da liga, como ponto de fusão, condutividade térmica, coeficiente de transferência de calor e soldabilidade, são parâmetros importantes devido aos efeitos direto sobre a vida da lingoteira (coquilha).

A pressão é um dos principais parâmetro que tem mais efeito sobre a peça fundida porque, principalmente, ela modifica a temperatura de solidificação da liga e favorece um maior contato entre o metal líquido e as paredes da lingoteira que aumenta a taxa de transferência de calor na interface metal-molde. Por sua vez, estas modificações afetam a microestrutura e as propriedades mecânicas do material (BRITO, 2009).

No Squeeze Casting são principalmente usadas ligas de baixo ponto de fusão como as ligas de alumínio ou de magnésio, o que se deve sobretudo a limitações térmicas decorrentes do material das coquilhas. Ainda assim, existem referências ao uso de Squeeze Casting com ligas de mais alto ponto de fusão como ligas de cobre, ferros fundidos e aços GHOMASHCHI, (2000).

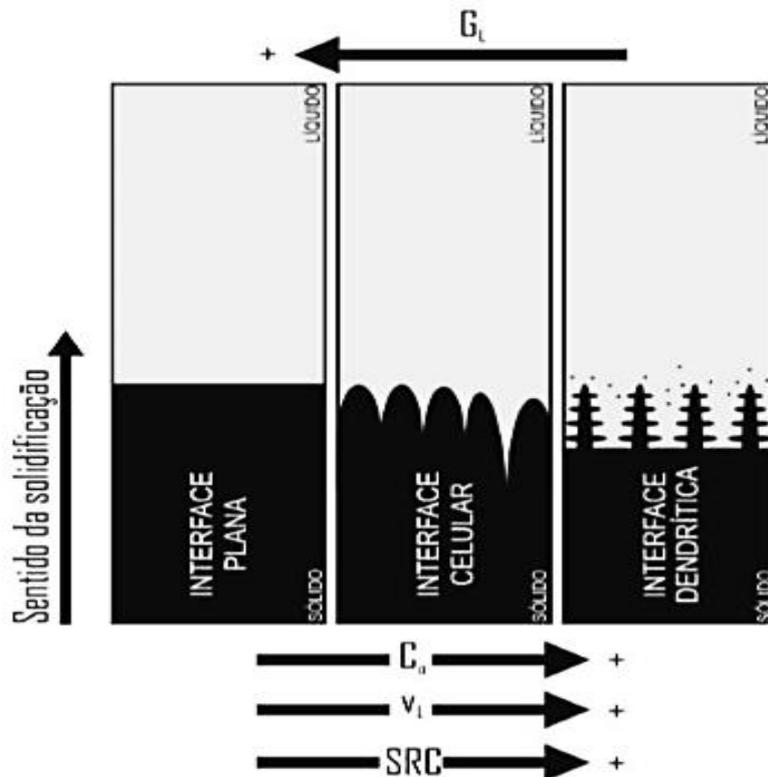
2.4 Microestrutura

As estruturas formadas no processo de solidificação estão ligadas com a evolução da forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L) durante o processo de solidificação. (GOULART, 2010).

Em condições ideais essa interface deveria permanecer plana (metais puros), porém alterações nos parâmetros constitucionais e térmicos do sistema metal/molde que ocorrem durante a solidificação provocam a instabilidade dessa interface, a instabilidade da frente de solidificação resulta da termodinâmica do processo que impõe rejeição de soluto ou solvente à frente da interface sólido-líquido. Dessa maneira, o soluto ou o solvente rejeitado provoca uma distribuição não uniforme da concentração do metal líquido segregado nessa interface. O acúmulo de teor de 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) (GOMES, 2009). Esse super-resfriamento na interface sólido/líquido devido à redistribuição de soluto causada pela solidificação fora de equilíbrio, visto que o aumento da concentração de soluto tende a diminuir o ponto de fusão do fundido, logo, a frente de solidificação pode se alterar de planar para celular ou dendrítica (GARCIA, 2007).

Na figura 2.9 apresenta de forma esquemática, a influência dos fatores: grau de super – resfriamento (SRC) concentração de soluto (C_0), velocidade de avanço da isoterma liquidus (V_L), e o gradiente térmico (G_L), para a instabilidade da interface S/L e, conseqüentemente, para a formação das microestruturas.

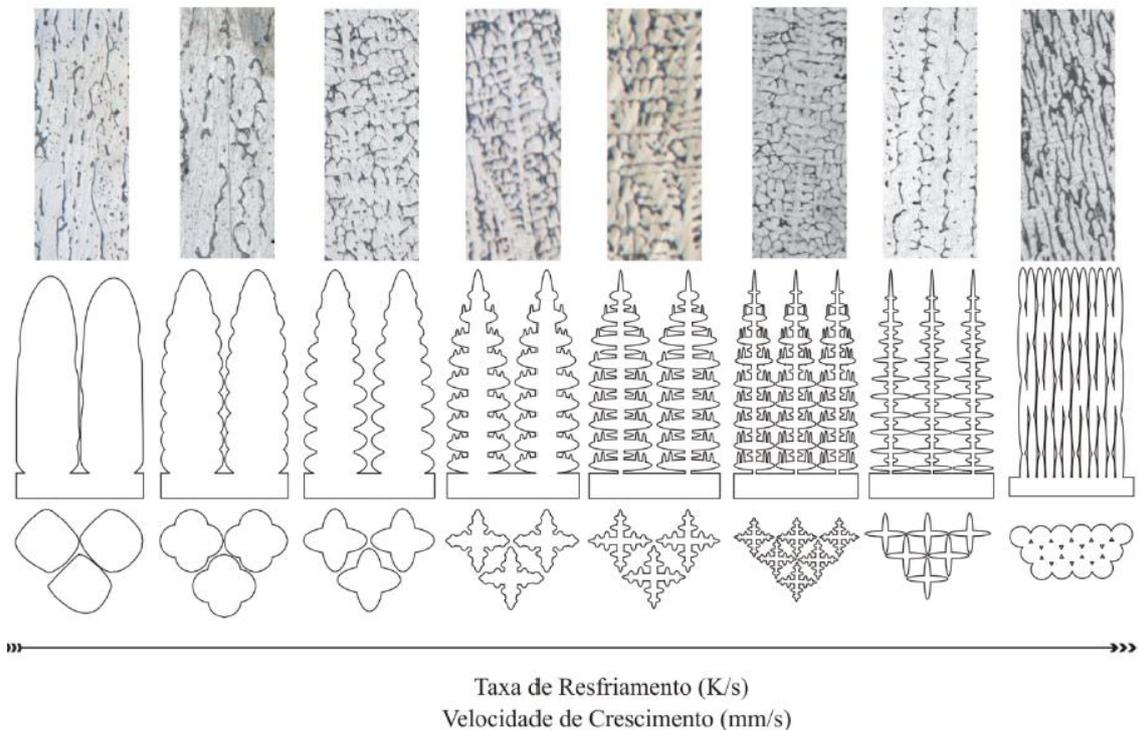
Figura 2.9 Representação esquemática da atuação dos fatores de influência na formação das microestruturas de solidificação.



Fonte: ROSA, 2007.

No estudo de Brito (Brito, 2016) observou-se as ligas Al-3%Mg e Al-3%Mg-1%Si, no caso da liga Al-3%Mg a morfologia apresentou-se totalmente dendrítica, enquanto que a adição de 1% de Si a essa liga permitiu alcançar a transição dendrítica/célula. A Figura 2.10 apresenta um esquema evidenciando a transição completa ocorrida para a liga Al-3%Mg-1%Si. BRITO (2016) ainda sintetizou as regiões microestruturais em termos de taxa de resfriamento da seguinte forma: região celular - $\dot{T} > 2$ K/s; Transição - $0,80$ K/s $< \dot{T} < 2$ K/s; e Região dendrítica - $\dot{T} < 0,80$ K/s.

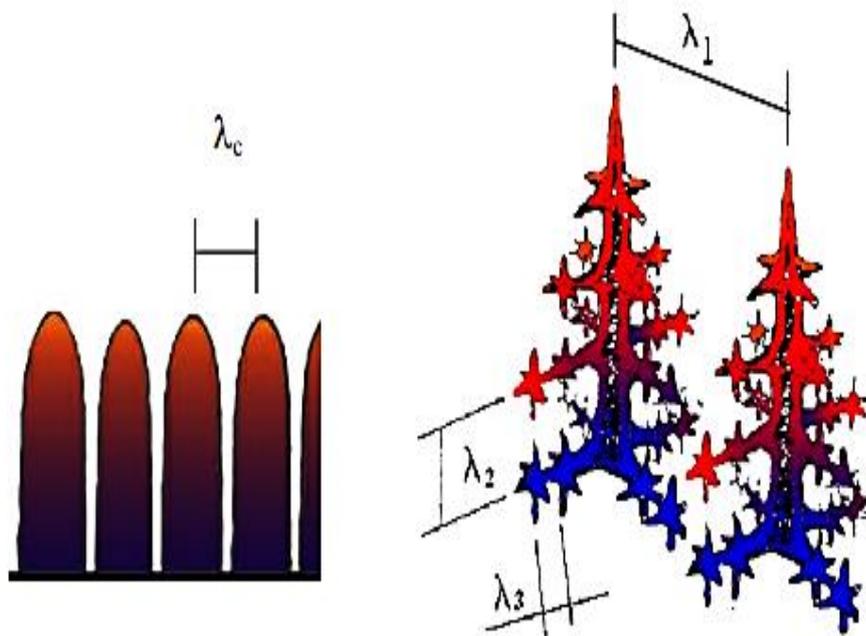
Figura 2.10 Evolução esquemática da transição celular/dendrítica/celular em função da velocidade de crescimento e da taxa de resfriamento; e microestruturas longitudinais típicas da liga Al-3%Mg-1%Si solidificadas direccionalmente em regimes permanentes e transiente.



Fonte: BRITO, 2016.

O crescimento de células (λ_c) regulares dá-se a velocidades baixas e perpendicularmente à interface sólido/líquido, e na direção de extração do fluxo de calor, sendo praticamente independente da orientação cristalográfica (PERES, 2005). Estruturas completamente dendríticas apresentam parâmetros estruturais denominados espaçamentos dendríticos primários (λ_1) secundários (λ_2) e terciário (λ_3) de acordo com a Figura 2.11, isso juntamente com produtos segregados, porosidade e contornos de grão, constituem o arranjo estrutural responsável pelas características mecânicas da liga (GOULART, 2010).

Figura 2.11 Representação dos espaçamentos celulares (λ_c), espaçamentos dendríticos primários (λ_1) secundários (λ_2) e terciário (λ_3).



Fonte: BERTELLI, 2012.

Quando ocorre um SR elevado, a forma celular é reduzida, tornando-se assim o tipo de microestrutura dendrítica. Este tipo de morfologia possui um formato característico de uma cruz de malta, pois existem os caminhos principais (primários) e os caminhos secundários que são braços perpendiculares ao caminho primário (GARCIA 2001).

A formação de braços dendríticos secundários formam-se nas proximidades das pontas das dendritas e com poucas ramificações uniformemente espaçadas, sendo fortemente influenciados pela taxa de resfriamento, ou seja, de acordo com a velocidade de solidificação, os espaçamentos dendríticos secundários diminuem com o aumento da taxa de resfriamento, isto é, quanto mais rápido for o processo de solidificação, menor os espaçamentos, e para ligas hipoeutéticas o aumento do teor do soluto faz com que ocorra uma diminuição do espaçamento secundário (CANTÉ, 2009).

Os espaçamentos dendríticos dependem das condições térmicas durante o processo de solidificação, daí a importância de se poder contar com uma forma quantitativa que permita expressar essa interdependência. A taxa de resfriamento pode ser correlacionada com as variáveis térmicas da solidificação, como velocidades de deslocamento de isoterma características (V_L) e gradientes térmicos (G_L), que, por sua vez, estão relacionados com parâmetros operacionais como temperatura de vazamento (T_v) e coeficientes de transferência de calor nas interfaces metal/molde (h_i) e molde/ambiente (GOULART, 2005).

Sob o ponto de vista científico e tecnológico, as medidas dos espaçamentos interdendríticos primários e secundários têm apresentado grande significado, pois tem sido constatado que elas exercem influência sobre as propriedades mecânicas de componentes fundidos e trabalhados mecanicamente (FLEMINGS, 1974; KURZ e FISHER, 1984; CALDEWELL *et al*, 1977).

Espaçamentos intercelulares e interdendríticos menores apresentam uma distribuição mais uniforme da segregação entre as ramificações celulares ou dendríticas, enquanto espaçamentos maiores podem exigir tratamentos térmicos específicos mais demorados e muito bem elaborados para a homogeneização da composição química. Desta forma, afim de se reduzir o tempo exigido para à homogeneização nos tratamentos térmicos, busca-se reduzir esses parâmetros microestruturais, através da adoção de sistemas de solidificação com condições de resfriamento eficazes, que permitam a obtenção de materiais com espaçamentos menores. Nesse sentido, é fundamental a determinação correta das condições que controlam o desenvolvimento desses espaçamentos durante a solidificação (GOULART, 2010).

2.5 Alumínio reciclado

O alumínio proveniente das embalagens bebidas, tornou-se interessante a reutilização do mesmo, por ser atividade economia que conta com diversos setores da sociedade. Segundo ABAL (2019) as latas de alumínio possuem alto consumo e um ciclo de vida muito mais curto que o apresentado por outros produtos de alumínio. A reciclagem da latinha tem levado o Brasil à liderança mundial na atividade, consecutivamente, desde 2001. Em 2018, o Brasil manteve-se entre os países líderes na reciclagem de latas de alumínio para bebidas. Em números exatos: das 330,3 mil toneladas de latas que foram comercializadas no período, onde 319,9 mil toneladas foram recicladas. O índice elevado revela não só a eficiência do processo de reciclagem dessas embalagens no país, mas também evidencia os benefícios dessa prática sustentável.

As fases do processo de reciclagem seguem etapas previamente definidas: Primeiro, recolhe-se o material a ser reciclado, separando. Após essa etapa ocorre a prensagem do produto, no qual o alumínio é separado de materiais diferentes que seguem para outros tipos de reciclagem ou para aterros. O alumínio então destina-se para a fusão, onde são acrescentadas adições fundentes e alumínio metálico, dando origem aos produtos reciclados como latas (SILVA, 2007).

Para Oliveira *et al.* (2003), preocupações crescentes para proteger o meio ambiente e conservar recursos criaram a necessidade de gerenciar fluxos reversos. Assim, a prática da reciclagem não tem sido vista apenas como uma ferramenta para a redução dos custos, mas também como uma nova maneira de diminuir os impactos ambientais causados pelas próprias organizações. Outra vantagem é a conservação das reservas naturais de matérias-primas. Assim que quanto mais materiais sejam reciclados, menor será a quantidade de matérias-primas necessárias à produção destes materiais, o que obviamente implica em um benefício ambiental devido ao não uso das matérias-primas (FIGUEIREDO, 2009).

Além disso reciclagem do alumínio consome apenas 5% da energia elétrica necessária para produzir a mesma quantidade de alumínio pelo processo primário. Assim, a reciclagem evita a extração da bauxita, o minério beneficiado para a fabricação da alumina, que é transformada em alumínio. Cada quilo de latinha reciclada representa uma economia de cinco quilos de bauxita, que deixa de ser extraída para a produção de alumínio primário (ABAL, 2019)

2.6 Ligas -Alumínio- Silício (Al-Si)

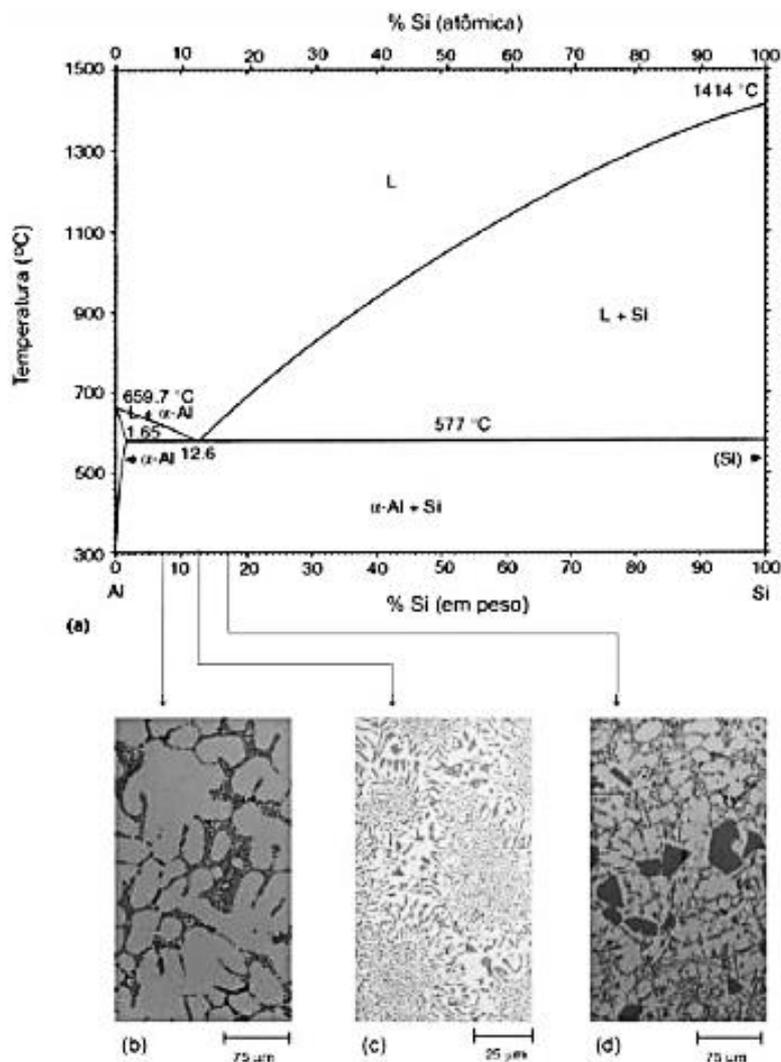
Um dos aspectos que tornam as ligas de alumínio tão atraentes como materiais de construção mecânica é o fato de o alumínio poder combinar-se com a maioria dos metais de engenharia, chamados de elementos de liga, formando ligas e, a partir dessa combinação, ser possível obter características tecnológicas ajustadas de acordo com a aplicação do produto final. (ABAL, 2011).

Um dos elementos mais utilizados nas ligas de alumínio é o silício (Si), sua adição melhora as características de fundição, propriedades mecânicas em uma ampla gama de temperaturas. Este elemento confere um ponto de fusão baixo, reduz o coeficiente de expansão térmica e melhora a soldabilidade. Além de aumentar a fluidez do alumínio promovendo uma melhor movimentação do líquido através de cavidades do molde de fundição, também propicia a redução da contração da liga durante o resfriamento, baixa susceptibilidade ao trincamento e reduz a porosidade nas peças fundidas (GOMES; BRESCIANI FILHO, 1976; APELIAN, 2009).

O silício é considerado o elemento de liga de maior importância, devido ao fato de proporcionar um baixo coeficiente de expansão térmica e por melhorar significativamente a fluidez da liga, acarretando em uma boa moldabilidade, ou seja, a capacidade do metal preencher todo o molde, fazendo desse sistema o mais utilizado nas fundições. O sistema binário Al-Si apresenta, além disto, uma boa resistência à corrosão e ao desgaste. Neste sistema, são formados também precipitados duros de Si, que são responsáveis por promover uma melhora na resistência à abrasão da liga (RANA *et al.*, 2012).

De acordo com a percentagem de silício, as ligas Al-Si são divididas em três categorias principais: ligas hipoeutéticas com 5-10% em peso de silício, ligas eutéticas com 11-13% em peso de silício e hipereutéticas com 14-20% em peso de silício. (KUMAR, 2006). A Figura 2.12 representa o diagrama de equilíbrio de fases do sistema Al-Si juntamente com as microestruturas.

Figura 2.12 a) Diagrama de equilíbrio de fases do sistema Al-Si; b) Microestrutura de liga hipoeutética Al-Si bruta de fusão; c) Microestrutura de liga eutética Al-Si bruta de fusão; d) Microestrutura de uma liga hipereutética bruta de fusão.



Fonte: FERRARINI, 2005.

Na microestrutura de ligas hipoeutéticas e eutéticas encontra-se cristais primários de silício (TIEDJE *et al.*, 2012; LIAO *et al.*, 2010). A taxa de resfriamento aplicada durante a solidificação exerce influência sobre a quantidade e o tamanho dos cristais primários de Si, enquanto que a redistribuição de soluto é um importante mecanismo para explicar a formação.

Dentre os parâmetros térmicos, a velocidade de solidificação parece controlar o aspecto da fase Si, pois em baixos valores de velocidade, o silício tem o formato de placas irregulares, passando por uma transição placas/fibras com o aumento de velocidade, até ser totalmente fibroso em altas velocidades (HOSCH *et al.*, 2009). Além disso, o aumento da velocidade diminui o espaçamento entre as partículas de Si, resultando em propriedades mecânicas melhores (KAYA *et al.*, 2003).

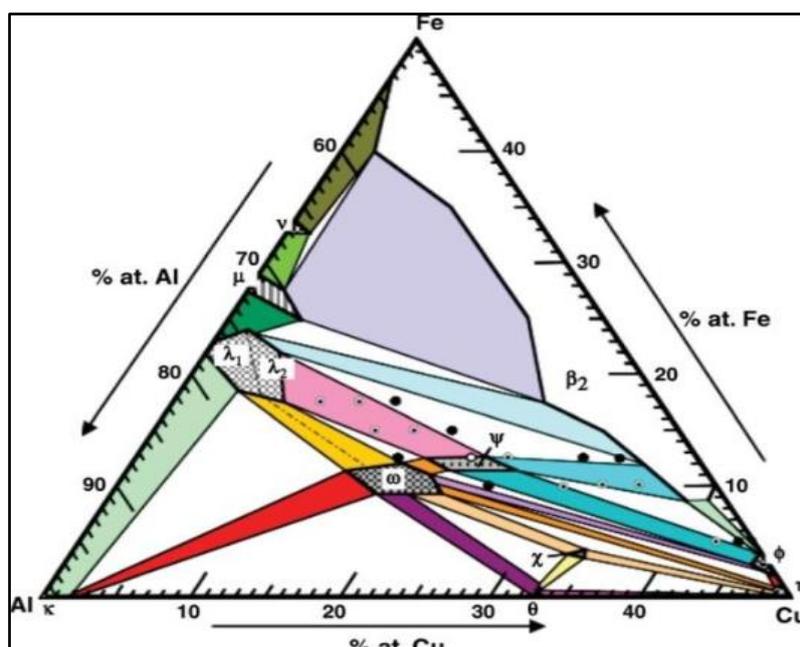
Nas ligas hipoeutéticas, o espaçamento entre os braços dendríticos pode ser preponderante em relação ao espaçamento, exercendo maior influência nas propriedades mecânicas. Trabalhando na composição de 3 e 5% de Si, Cruz *et al.* (CRUZ *et al.*, 2010) constataram que o limite de resistência a tração, tensão de escoamento e alongamento específico aumentaram com a diminuição do espaçamento dendrítico primário. Resultado semelhante foi encontrado.

Para GOULART *et al.* (2006) para composições de 5 e 9 % de Si, relacionando o aumento do LRT com o decréscimo no espaçamento dendrítico secundário. Como o espaçamento entre os braços dendríticos reduz com o aumento da taxa de resfriamento ou da velocidade de solidificação (KAYA *et al.*, 2003; PERES *et al.*, 2005), propriedades específicas podem ser alcançadas via o ajuste dos parâmetros térmicos de solidificação. Visto que as propriedades mecânicas são dependentes da morfologia e do espaçamento microestrutural, e estes estão limitados pelos parâmetros térmicos, a adição de um elemento refinador é uma alternativa para aprimorar as propriedades.

2.7 Liga Quasicristal (AL-Cu-Fe)

Com o surgimento dos quasicristais, estudos se posicionaram a essas matérias, atualmente diversas ligas quasicristalinas com maioria de base alumínio. As ligas do sistema Al-Cu-Fe tem atraído os pesquisadores e se destacado devido a vários fatores, dentre eles, a facilidade de obtenção desses elementos, baixa toxicidade e também pelo custo do processamento ser relativamente baixo, ao contrário de muitos elementos que são utilizados na obtenção de outras ligas quasicristalinas (YOKOYAMA *et al.*,2000). As ligas sistema Al-Cu-Fe é termodinamicamente estável e sua estrutura podem ser previstas utilizando o diagrama de fase de equilíbrio como o representado na Figura 2.13.

Figura 2.13 Diagrama de fases ternário da liga de AlCuFe rica em alumínio



Fonte: DUBOIS *et al.*,2008.

A fase quasicristalina icosaédrica presente na liga de Al-Cu-Fe é formado por solidificação peritética de fases cristalinas e intermetálicas que surgem em alta temperatura que reage com uma fase líquida. Este processo é necessariamente lento, e na sua maioria algumas fases cristalinas e intermetálicas são mantidas fora de equilíbrio, devido aos rigorosos efeitos da metaestabilidade termodinâmica para formação das fases presentes no quasicristal.

As ligas quasicristalinas do sistema Al-Cu-Fe tem se destacado, pois ser justificado pelo seu baixo custo, baixa condutividade térmica, alta dureza, baixo coeficiente de fricção, estabilidade química, pela facilidade de obtenção e pela ausência de toxicidade. (DUBOIS, 2000; SHAITURA e ENALEEVA, 2007).

Os quasicristais podem ser utilizados como aditivos e em revestimentos devido às suas propriedades de resistência e tribológicas, os quais não mudam a composição do objeto, mas significativamente aumentam a resistência ao desgaste, durabilidade quanto à corrosão, e a resistência mecânica de sua superfície. A maioria destas ligas forma quasicristais que irreversivelmente se transformam em cristais regulares quando do aquecimento a altas temperaturas (DUBOIS, 2000; MENUSHENKOV *et al.*, 2007).

A aplicação de quasicristais é limitada pela sua alta fragilidade e baixa deformação a temperatura ambiente. Estes empecilhos podem ser sobrepujados através do uso de quasicristais na forma de multifases e de materiais compostos ou como revestimentos. As ligas icosaedrais AlCuFe são de grande interesse comercial por apresentarem baixo coeficiente de atrito, elevada dureza e boa resistência a temperatura ambiente. (JENKS e THIEL, 1998). Os componentes que entram na composição desta liga não são tóxicos, uma característica que expande a sua aplicação (DUBOIS, 2000; ISAEV e VEKLLOV, 2007).

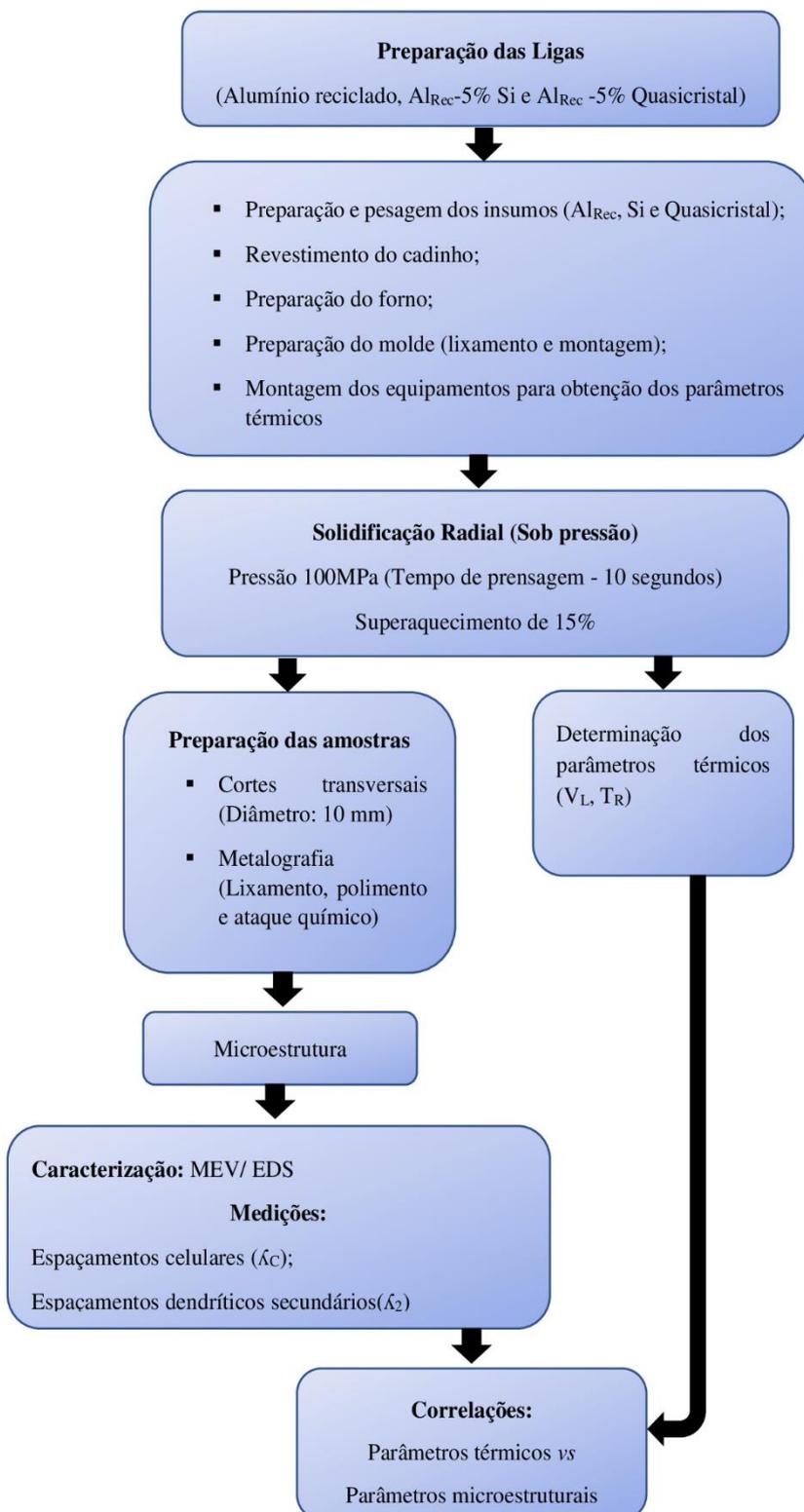
3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Planejamento experimental

Neste capítulo, serão apresentados os procedimentos experimentais utilizados, bem como os materiais e equipamentos para a realização deste estudo. A metodologia que envolveu a realização das etapas descritas abaixo, cujo fluxograma correspondente é apresentado também na Figura 3.1.

- a) Elaboração das ligas (Al reciclado, Al_{Rec}-5%Si e Al_{Rec}-5% Quasicristal);
- b) Obtenção dos lingotes por solidificação sob pressão (100MPa);
- c) Registro das curvas de resfriamento durante a solidificação;
- d) Determinação dos parâmetros térmicos (V_L , T_R);
- e) Seccionamento do lingote para obtenção da microestrutura;
- f) Medição dos espaçamentos celulares e espaçamentos dendríticos secundários;
- g) Caracterização da morfologia microestrutural, análises por técnicas de: Microscopia eletrônica de varredura (MEV)/EDS (Energy-dispersive X-ray spectroscopy) e microscopia óptica;
- h) Correlações entre parâmetros térmicos e parâmetros microestruturais.

Figura 3.1 Fluxograma dos procedimentos experimentais.



Fonte: NASCIMENTO, 2020.

3.1 Equipamentos e acessórios utilizados para obtenção das ligas

- Balança digital da marca SHIMADZU, modelo UX6200H, com capacidade máxima de 6,2 kg, (figura 3.2 a);
- Forno Tipo Mufla com resistência de saída de 6 KW fabricado pela Fornos JUNG (figura 3.2 b);
- Cadinho de carbetto de silício, revestido internamente por uma camada protetora de alumina, para evitar a contaminação dos metais (figura 3.2 c);
- Prensa hidráulica com capacidade de 60 toneladas semiautomático da marca Hidraumax;

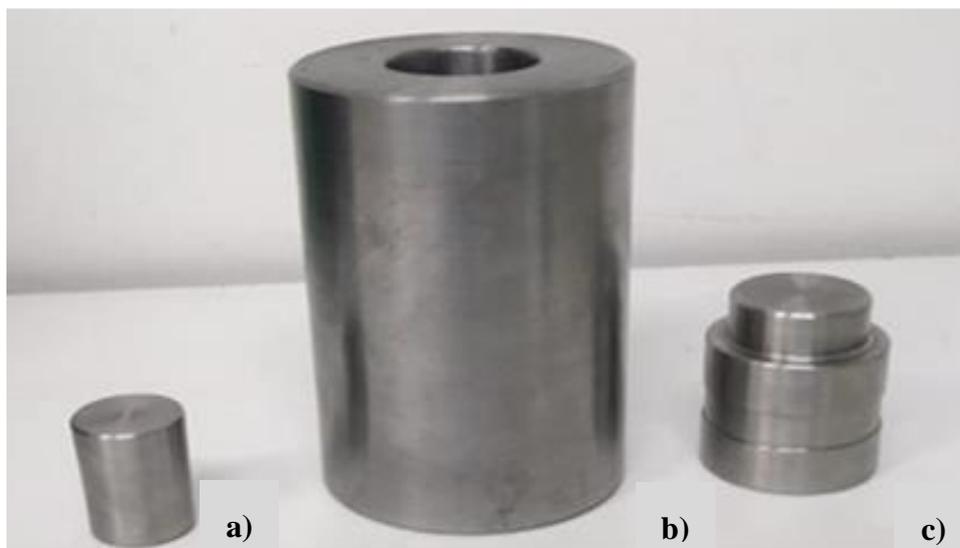
Figura 3.2 a) Balança digital, b) Forno tipo Mufla, c) Cadinho de carbetto de silício.



Fonte: NASCIMENTO, 2020.

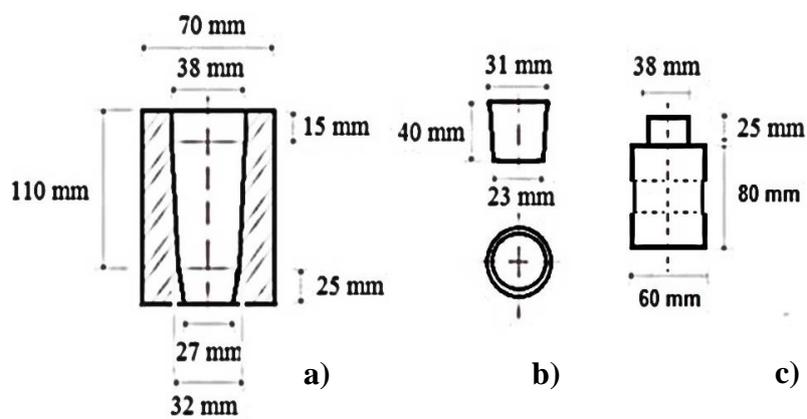
- Dispositivo de vedação inferior (figura 3.3 a) lingoteira em aço AISI 430 devidamente usinada (figura 3.3 b), pulsão (figura 3.3 c). Com dimensões propostas na figura 3.4 (dispositivos de vedação inferior (figura 3.4 a)), lingoteira (figura 3.4 b) e pulsão (figura 3.4 c).

Figura 3.3 a) Dispositivo de vedação inferior, b) Lingoteira e c) Pulsão.



Fonte: NASCIMENTO, 2020.

Figura 3.4 Desenho esquemático das dimensões da a) lingoteira, b) dispositivo inferior de vedação e c) pulsão.

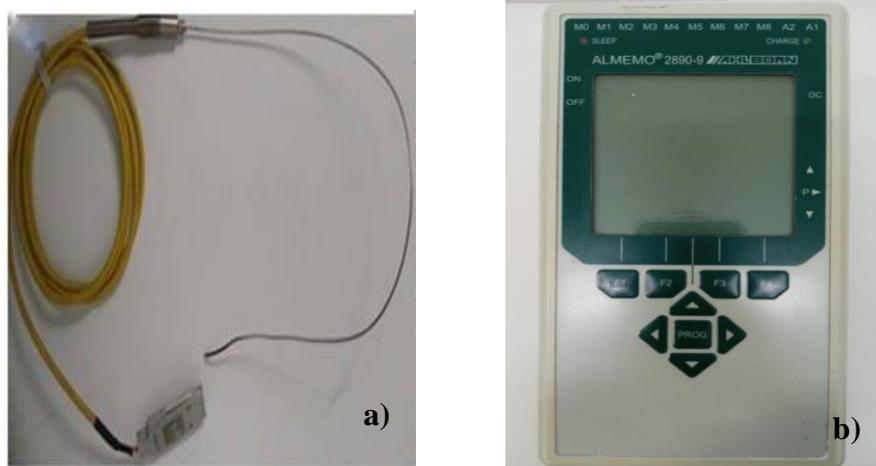


Fonte: ALBUQUERQUE, 2019.

3.2 Acessórios e equipamentos para obtenção dos dados térmicos e análise dos experimentos

- Termopar tipo K, com na faixa de utilização de $-270\text{ }^{\circ}\text{C}$ a $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, com diâmetro de 1,6 mm representado na figura 3.5 a;
- Registrador de temperatura ALMEMO, modelo 2290-8 (figura 3.5 b)
- Os softwares OriginPro e Microsoft Excel, foram utilizados para o tratamento dos dados térmicos coletados durante o experimento;
- Para os cortes utilizou-se a Serra fita modelo SBS 1018-S;
- Politriz Modelo PLF;
- Lixas d'água para metais de diversas granulometrias;
- Panos de polimento;
- Alumina para o polimento das amostras;
- Reagentes químicos: Ácido Fluorídrico (HF) utilizado para a revelação das macroestruturas e microestruturas;
- Microscópio Óptico (MO), com luz polarizada, marca OLYMPUS BX 51 com interface com um computador, utilizado para obtenção das imagens das microestruturas das ligas e Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV/EDS (Energy-dispersive X-ray spectroscopy) utilizado para identificação das fases constituintes da microestrutura das ligas analisadas.

Figura 3.5 a) Termopar b) Registrador de temperatura



Fonte: NASCIMENTO, 2020.

3.3 Procedimentos para preparação das ligas

No processo de solidificação sob pressão utilizou-se alumínio reciclado provenientes de latinhas de refrigerantes, cerveja, suco entre outros (figura 3.6). Para o estudo retirou-se a parte superior das latas devido a presença de outros elementos químicos na sua composição. De acordo com ARAÚJO (2020) que analisou a composição química da parte superior das latas, por meio de EDS (Energy-dispersive X-ray spectroscopy) verificou-se a presença do elemento químico magnésio com um percentual de 4,7% em sua composição. Como o intuito da pesquisa é analisar a influência do Si e Quasicristal, o elemento magnésio poderia influenciar os resultados obtidos no estudo.

Com a retirada da parte superior das latas, o material foi destinado para fundição e transformando em blocos de alumínio, para serem utilizado como matéria-prima para a fabricação das ligas Alumínio reciclado, Al-5% Si e Al 5% Quasicristal.

Figura 3.6 Latas de alumínio.



Fonte: NASCIMENTO, 2020.

Para elaboração da liga quasicristalina (Al-25,5Cu-12 Fe) usou-se matérias-primas consideradas comercialmente puras, empregando-os com os seguintes percentuais: 62,2% de Alumínio (Al), 25,5% de Cobre (Cu) e 12% de Ferro (Fe), para produção de 100g.

Primeiramente foram adicionados os elementos Cobre e Ferro no estado sólido ao forno de indução a uma temperatura de 1500 °C, quando os materiais atingiram seu estado líquido, adicionou-se o alumínio ao forno. A adição dos elementos em momentos diferentes ocorreu devido os elementos possuírem diferentes temperaturas de fusão ($T_{\text{FCu}} = 1085^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{FFe}} = 1538^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{FAI}} = 660^{\circ}\text{C}$). Após a fusão do alumínio, a liga foi homogeneizada de 5 em 5 minutos para completa fusão dos elementos. Em seguida, a liga quasicristalina foi retirada do forno e destinada ao molde de ferro. O resfriamento ocorreu em temperatura ambiente.

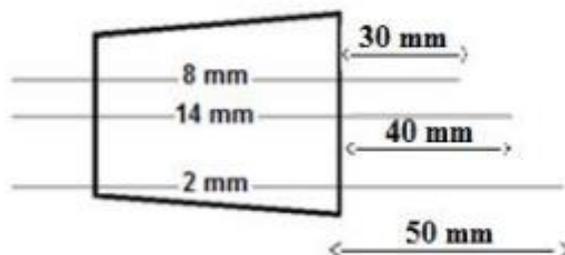
Com o resfriamento completo da liga quasicristalina, retirou-se o material do molde. A liga (Al-25,5Cu-12 Fe) foi submetida a cortes e destinada para a fabricação da liga Al_{rec}-5% Quaicristal.

3.4 Procedimentos para obtenção das ligas

Para a obtenção das ligas (Al Reciclado, Al_{rec}-5% Si e Al_{rec}-5% Quasicristal), inicialmente foi realizado os cálculos estequiométricos para obter a quantidade em massa de cada constituinte de acordo com as devidas porcentagens e seguindo para a pesagem em uma balança digital. Os elementos de liga foram depositados em um cadinho de carvão de silício, revestido com alumina de modo, com o intuito de evitar a contaminação da liga fundida, e logo após foi destinado ao forno elétrico tipo mufla, mantido a temperatura de 800 °C. A liga foi homogeneizada de 30 em 30 minutos para completa homogeneização dos elementos.

Para o preparo da fundição sob pressão, a lingoteira e os pulsões foram lixados com lixa de 400 mesh para retirada de qualquer possível oxidação. Os três termopares foram inseridos no dispositivo de vedação inferior nas posições 2, 8 e 14mm, a partir da interface metal/molde, com o propósito de diminuir o efeito das ondas convectivas no momento que o metal for vazado, com apresentado na a figura 3.7.

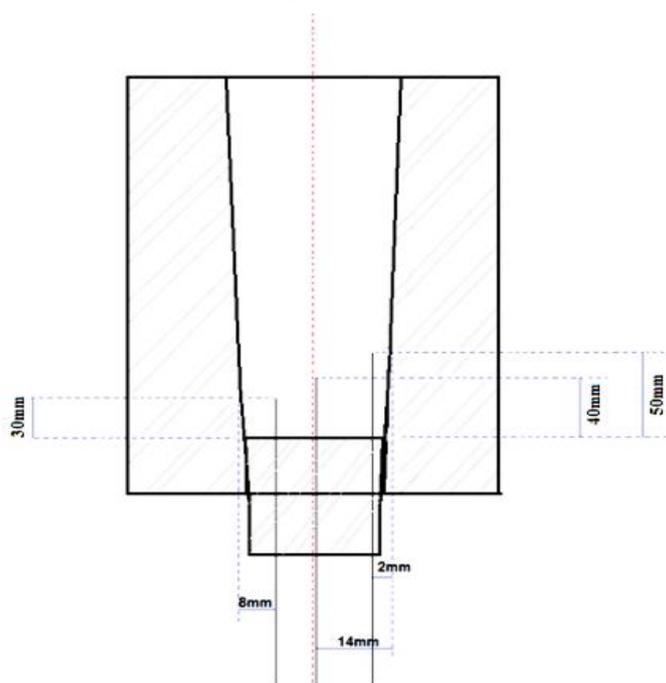
Figura 3.7 Desenho esquemático dos termopares no dispositivo de vedação inferior.



Fonte: ALBUQUERQUE, 2020.

Além disso, a escolha dos termopares posicionados na parte inferior e não na lateral do molde, teve o intuito de evitar a movimentação dos termopares durante a aplicação da pressão, tendo em vista que o sentido da pressão. Na Figura 3.8 apresenta uma representação esquemática do dispositivo inferior de vedação posicionado na lingoteira com os termopares acoplados em suas respectivas posições.

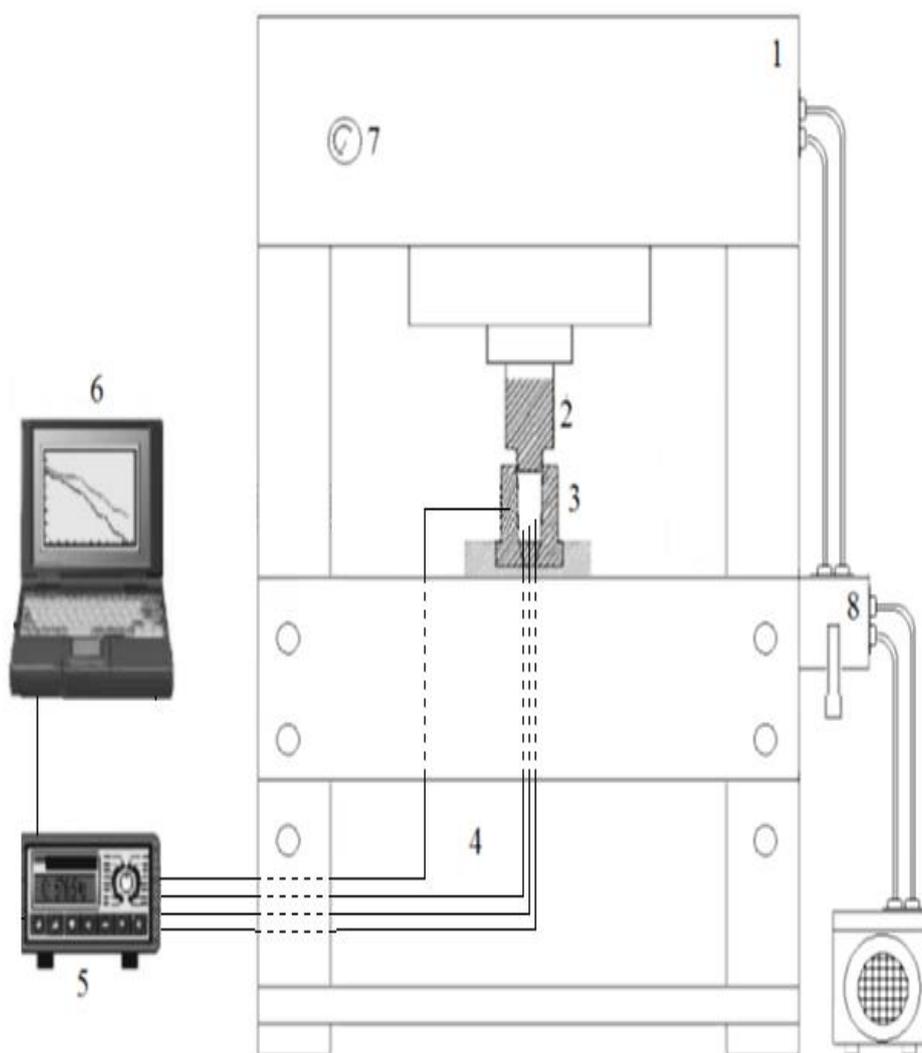
Figura 3.8 Representação esquemática do sistema de vedação inferior posicionado na lingoteira.



Fonte: ALBUQUERQUE, 2019.

Para solidificação sob pressão, utilizou-se uma prensa hidráulica semiautomática, juntamente com uma lingoteira de aço inoxidável. A lingoteira devidamente posicionada com o dispositivo de vedação inferior anexado os termopares, bem como o registrador gráfico para leitura dos dados térmicos acoplados o computador, estão representados na figura 3.9.

Figura 3.9 Representação esquemática da solidificação sob pressão. (1) Prensa hidráulica; (2) Pulsão; (3) Molde cilíndrico; (4) Termopares; (5) Registrador de Temperatura; (6) software de aquisição de computadores e dados; (7) manômetro; (8) controle de pressão hidráulica.



Fonte: Adaptado de LIMA, 2014.

Com auxílio de um soprador industrial, a lingoteira foi previamente aquecida até atingir a temperatura de 200 °C, com intuito de desacelerar a extração do calor antes da aplicação da pressão. Com a liga ainda no estado líquido, acionou-se a pressão de 100 Mpa, as quais foram mantidas durante 10 segundos, em seguida destinadas a pressurização e com o lingote devidamente solidificado e resfriado, desmoldado e preparado para a metalografia. Foram elaboradas três ligas onde em todas adotou-se um acréscimo de 15% de superaquecimento. Desse modo, foram determinados as Temperatura de vazamento (T_V) usando a equação 3.1.

$$T_V = T_L + 15\%T_L \quad \text{Eq. (3.1)}$$

Através dos dados térmicos podemos obter a Temperatura isortema *Liquidus* (T_L) para cada liga: Al reciclado, Al_{rec}- 5% Si, Al_{rec}-5% Quasicristal como apresentadas nas figuras 3.10, 3.11 e 3.12. Para isso, um termopar que foi posicionado e mantido dentro do cadinho contendo o metal líquido, para monitorar a temperatura durante o resfriamento. Na Temperatura isortema *Liquidus* é formado um patamar a temperatura constante durante alguns segundos, o que indica a Temperatura *Liquidus* da liga.

Figura 3.10 Gráfico de passagem da isoterma *Liquidus* para liga Al Reciclado.

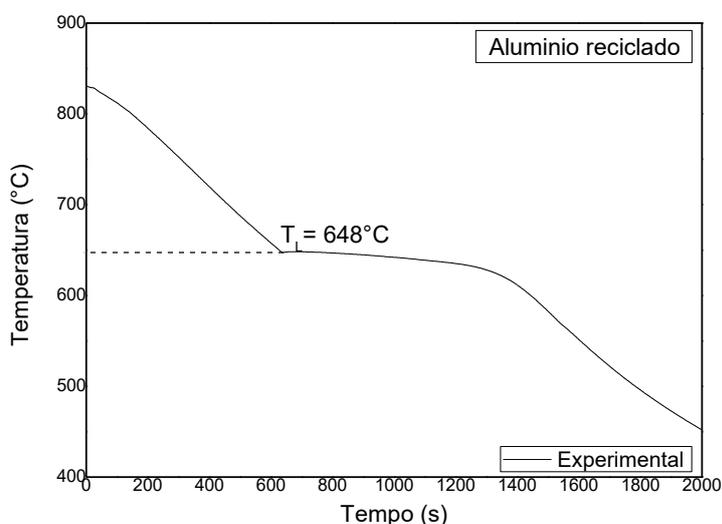
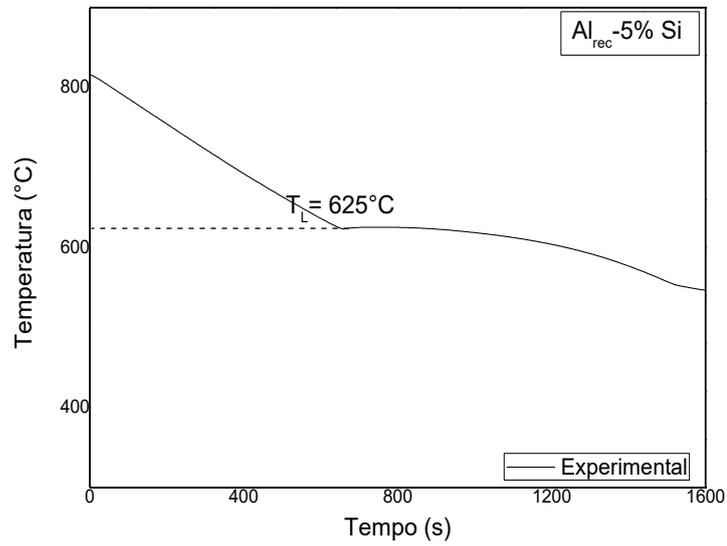
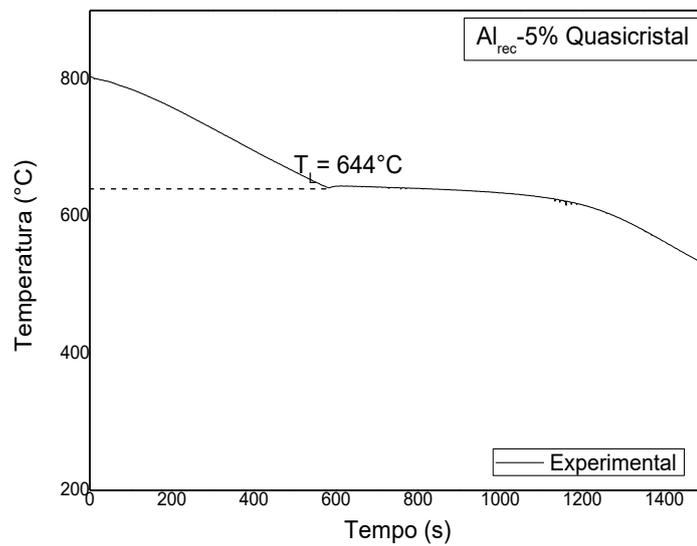


Figura 3.11 Gráfico de passagem da isoterma *Liquidus* para liga Al-5%Si.Figura 3.12 Gráfico de passagem da isoterma *Liquidus* para liga Al-5% Quasicristal.

A Tabela 3.1 descreve as Temperaturas isoterma *Liquidus* (T_L), e as temperaturas de vazamento para cada liga. Com alcance da temperatura de vazamento (T_V), o metal liquido foi vazado na lingoteira, ainda no estado liquido e acionou-se a pressão de 100 MPa a qual foi mantida durante 10 segundos. Logo após ocorreu a pressurização, com o lingote devidamente solidificado e resfriado em temperatura ambiente, foi realizado a desmoldagem.

Tabela 3.1 Ponto de *Liquidus* das ligas.

Ligas	Temperatura <i>Liquidus</i> T_L (°C)	Temperatura Vazamento T_V (°C)
Al Reciclado	648	745
Al_{rec} -5% Si	625	718
Al_{rec} – 5% Quasicristal	644	740

3.5 Parâmetros térmicos da solidificação

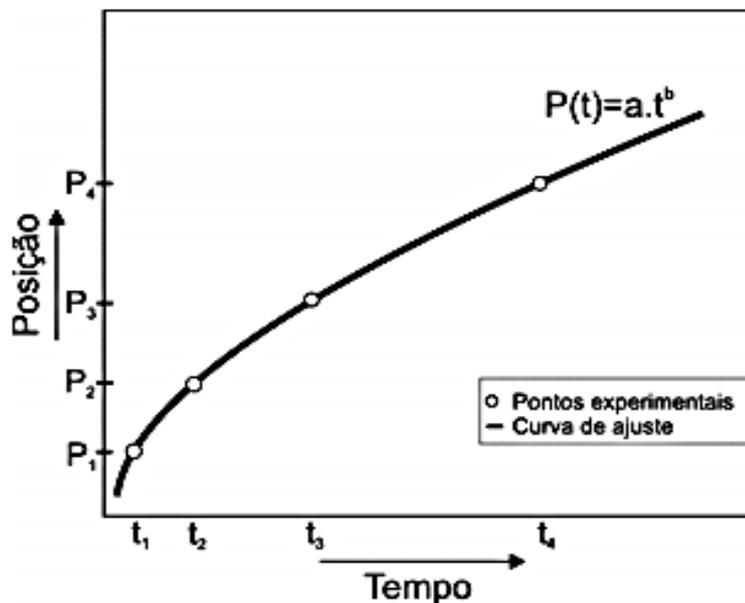
Todos os dados foram coletados por meio do registrador de temperatura juntamente com os termopares e foram transferidos para o software *OriginPro 8* para obtenção dos perfis de térmicos ao longo de todo o processo. Com os dados, obteve-se as curvas de resfriamento que permitiram traçar gráficos experimentais de alguns parâmetros térmicos da solidificação.

3.5.1 Tempo de passagem da isortema *Liquidus*

Com as curvas de resfriamento, obteve-se os gráficos experimentais da posição em função do tempo, $P=f(t)$, com base posições dos termopares predefinidas, a partir da interface metal/molde e temperatura *Liquidus*, tornou-se possível traçar retas paralelas ao eixo das temperaturas a começar da intersecção entre T_L com cada curva de resfriamento. Desse modo, obtiveram-se os tempos como sendo o tempo correspondente à passagem

pela T_L de acordo com cada posição do termopar a partir da interface metal/molde, como demonstrado na figura 3.13.

Figura 3.13 Posição da isoterma *Liquidus*.



Fonte: DIAS FILHO, (2012).

3.5.2 Velocidade da isoterma *Liquidus* (V_L)

Por meio da derivada da função $P=f(t)$, encontrou-se a velocidade de *Liquidus*, de acordo com a equação 3.2:

$$V_L = \frac{dP}{dt} \quad \text{Eq. (3.2)}$$

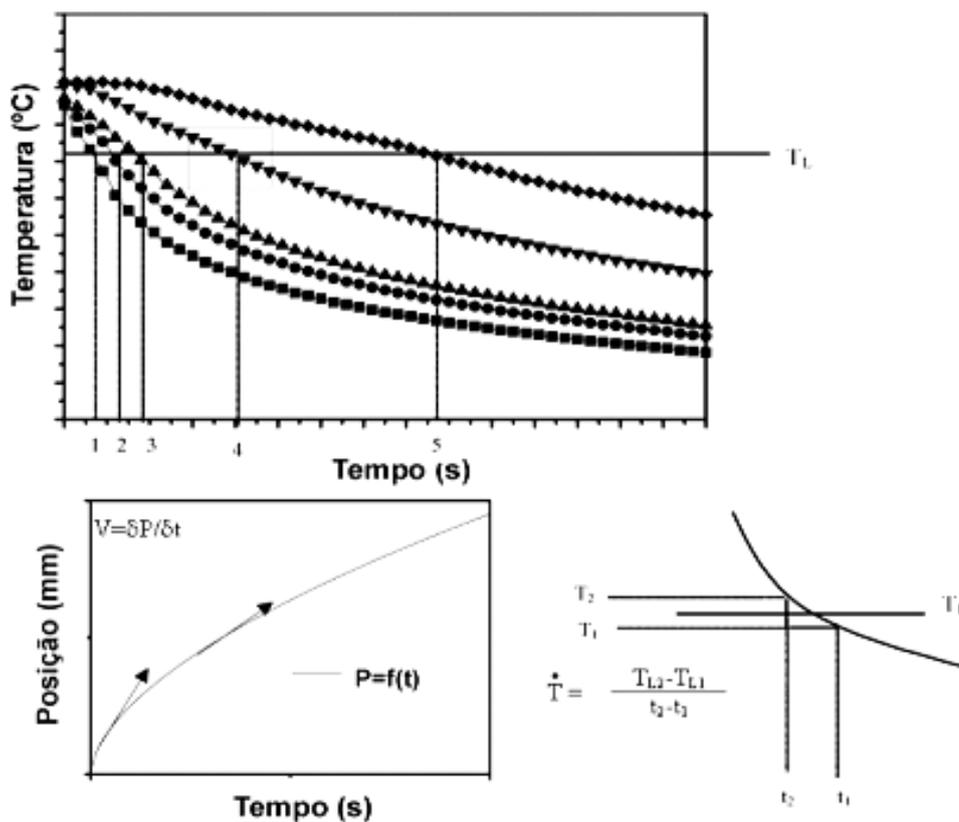
3.5.3 Taxa de resfriamento (T_R)

Para as taxas de resfriamento, foram descobertas através das curvas de resfriamento onde foi utilizado o quociente das temperaturas imediatamente antes e depois de atingir a Temperatura da isoterma *Liquidus* (T_L), com seus respectivos tempos

(equação 3.3). Dessa forma mais ilustrativa, a obtenção das taxas de resfriamento por meio da figura 3.14.

$$T_R = \frac{dT}{dt} \quad \text{Eq. (3.3)}$$

Figura 3.14 Esquema representativo da obtenção da taxa de resfriamento.



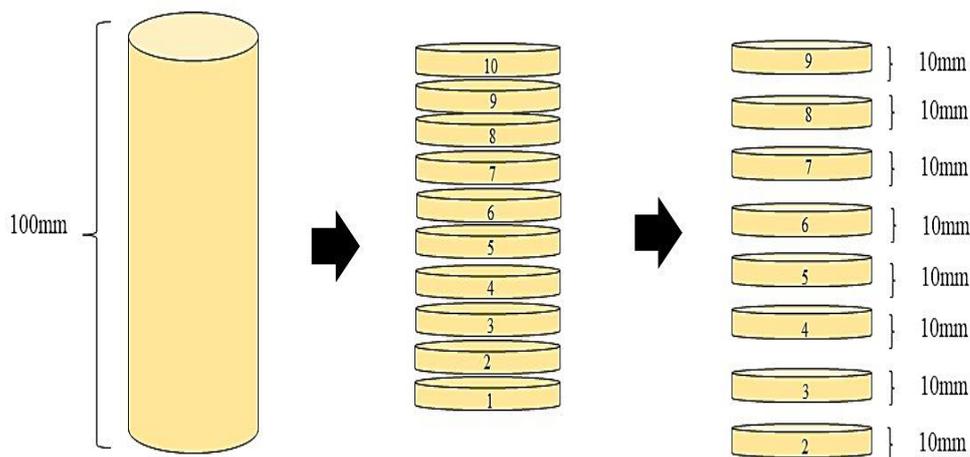
Fonte: Adaptado de ROCHA, (2003).

3.6 Procedimentos para caracterização estrutural

Para cada um dos lingotes gerados, foram feitos cortes transversais em forma de discos com espessuras de 10 mm cada, totalizando 10 discos por lingote. Para as caracterizações estruturais, foram descartadas a primeira e a última peça, pois, nas regiões localiza-se o pulsão superior e dispositivos de vedação inferior, ocorre uma extração de

calor de forma não radial e com isso usou-se oito peças de cada lingote como apresentado na figura 3.15.

Figura 3.15 Ilustração do lingote seccionado.



Fonte: NASCIMENTO, 2020.

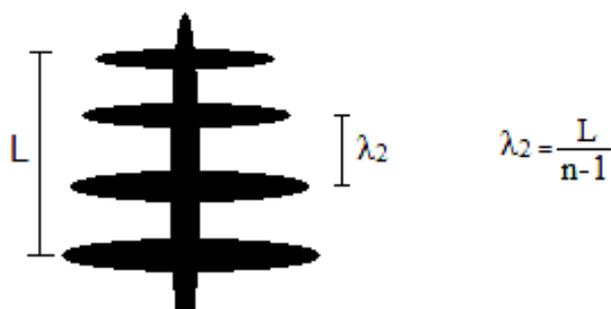
3.7 Procedimentos para Caracterização da Microestrutural

Posteriormente ao seccionamento dos lingotes, todos os corpos de prova foram lixados na sequência de granulação de: 80, 180, 220, 320, 400, 600 e 1200 *mesh*, com uma alteração de ângulo de 90° de uma lixa para outra, com o intuito de gerar uma superfície lisa e uniforme. Após o lixamento, todas as peças passaram por um polimento com alumina usando uma politriz rotativa. Em seguida, para identificação da microestrutura utilizou-se o reagente Ácido Fluorídrico (90 % de água destilada e 10 % HL) juntamente com o processo de imersão com duração de 15 segundos, em seguida limpa com água corrente, esses procedimentos foram realizados para cada corpo de prova.

Logo após ao ataque químico, os corpos de prova foram destinados a quantificação das microestruturas. Para identificação e medições dos parâmetros microestruturais, utilizou-se um microscópio óptico OLYMPUS BX 51 acoplado a um computador que disponibiliza do *software* AnalySIS Imager. Para realização das medições dos espaçamentos dendríticos secundários foram aplicado o procedimento proposto por MCCARTNEY e HUNT (1981) que se baseia em calcular a média das

distâncias entre os braços adjacentes, que são ramificações secundárias de uma ramificação dendrítica primária, sendo n o número de braços secundários com mostrando na figura 3.16. As medições foram realizadas a cada 2mm a partir da interface metal/molde distância até o centro da amostra.

Figura 3.16 Esquema representativo dos métodos empregados para medição dos parâmetros microestrutural espaçamento dendrítico secundário.



Fonte: Adaptado de ROSA, 2004.

Para análises morfológicas das ligas usou-se uma microscopia eletrônica de varredura e Energy-dispersive X-ray spectroscopy (MEV\EDS) e de modo simultâneo realizou-se a captura de imagens a partir da interface Metal/Molde até o centro da peça, realizando assim uma análise mais detalhada. Assim como, avaliou qualitativamente a composição química das amostras e a presença de intermetálicos.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Parâmetros Térmicos

Obteve-se os parâmetros térmicos para cada liga Al reciclado, $Al_{rec}-5\%Si$ e $Al_{rec}-5\%Quasicristal$, através das curvas de resfriamento, determinadas experimentalmente, com isso, alcançou os seguintes parâmetros: o Tempo de passagem da isoterma *Liquidus* (t), as Velocidades de deslocamento da isoterma *Liquidus* (V_L), e as Taxas de Resfriamento (\dot{T}_R).

4.1.1 Curvas de Resfriamentos

Nas figuras 4.1, 4.2 e 4.3 apresentam as curvas de resfriamento referentes as ligas estudadas (Al reciclado, $Al_{rec}-5\%Si$ e $Al_{rec}-5\%Quasicristal$), utilizando o processo, de solidificação sob pressão. Com auxílio de três termopares em posições distintas a partir da interface metal/molde, posicionados na base do dispositivo, com o propósito de registrar o histórico térmico determinados experimentalmente. Nessas curvas destaca-se a Temperatura *Liquidus* (T_L), na qual inicia-se a formação dos primeiros núcleos de solidificação. Observa-se quanto mais próximo o termopar estiver da interface metal/molde, menor será seu tempo para passagem da isoterma *Liquidus* em função da transferência de calor. Conforme aumenta-se a distância, do termopar da interface metal/molde, o tempo de passagem da isoterma *Liquidus*, vai aumentando gradativamente. Pois como o distanciamento da interface metal/molde, uma camada de metal solidificado dificulta a extração de calor ocasionado velocidades mais baixas na região central do lingote.

Figura 4.1 Curvas experimentais de resfriamento correspondentes aos termopares posicionados no interior da lingoteira, para a liga Al-Reciclado, solidificada sob pressão.

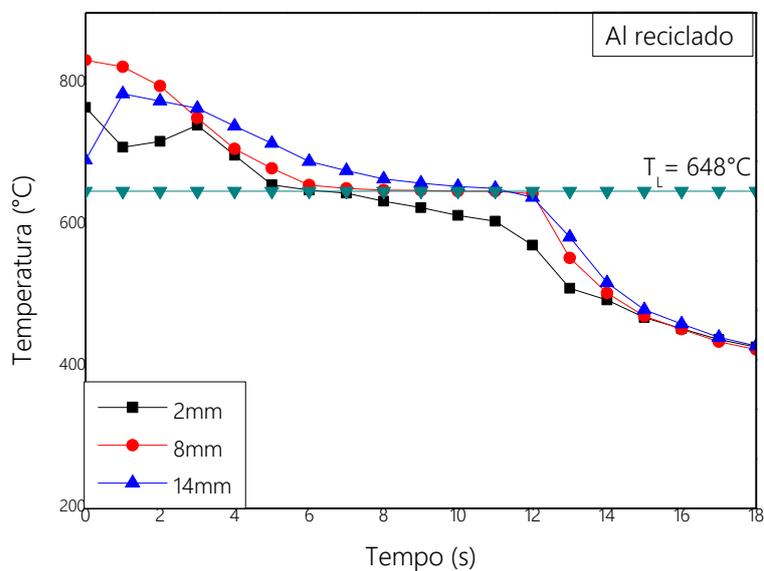


Figura 4.2 Curvas experimentais de resfriamento correspondentes aos termopares posicionados no interior da lingoteira, para a liga Al_{rec}-5% Si, solidificada sob pressão.

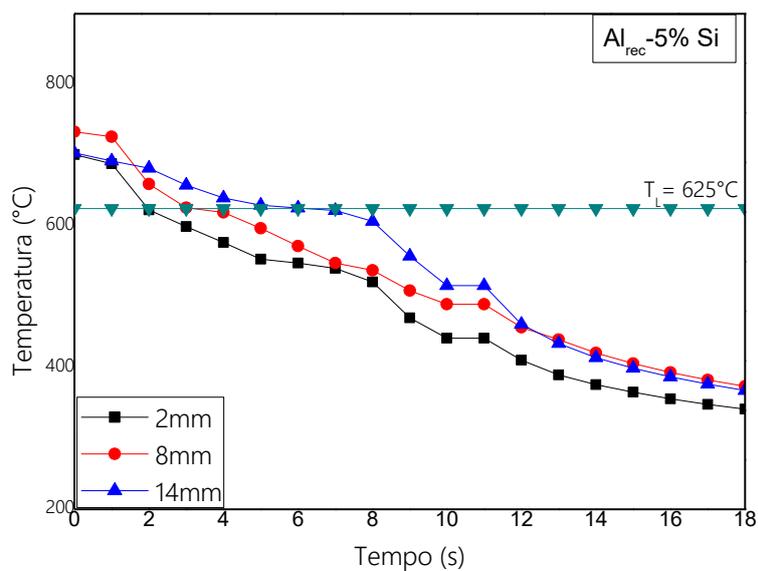
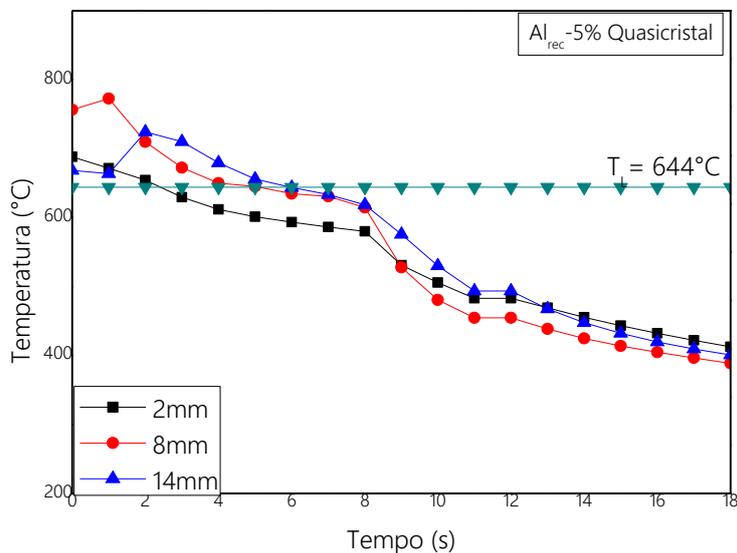


Figura 4.3 Curvas experimentais de resfriamento correspondentes aos termopares posicionados no interior da lingoteira, para a liga $Al_{rec} - 5\%$ Quasicristal, solidificada sob pressão.



4.1.2 Tempo de passagem da isoterma *liquidus* (t)

Os tempos de passagem da isoterma *liquidus* foram obtidos a partir dos pontos de interseções entre a temperatura *Liquidus* e as curvas de resfriamento, apresentados na figura 4.4, 4.5 e 4.6. Para estimar o tempo de passagem da isoterma *liquidus*, em função das posições específicas, utilizou-se uma função potência demonstrada pela equação 4.1, as posições específicas foram medidas em milímetros.

$$P(t) = C * t^x \quad \text{Eq. (4.1)}$$

Figura 4.4 Tempo de passagem da isoterma *liquidus* em função da posição a partir da interface metal/molde para a liga Al reciclado.

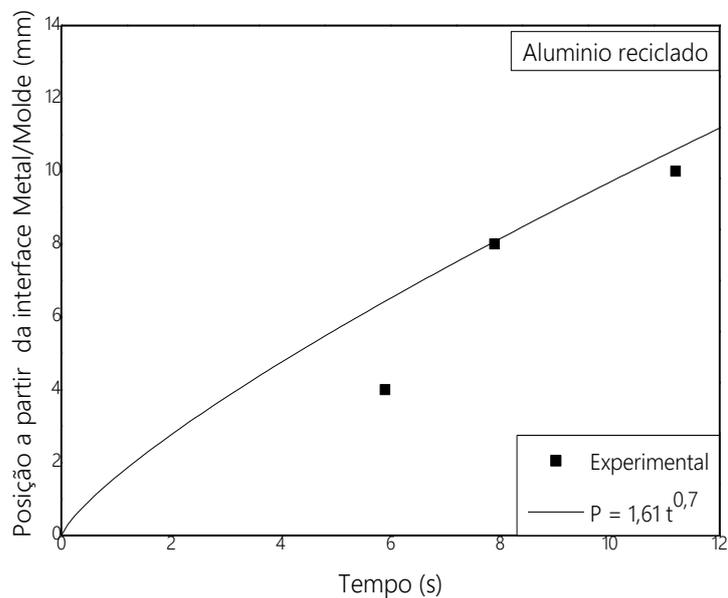


Figura 4.5 Tempo de passagem da isoterma *liquidus* em função da posição a partir da interface metal/molde para a liga $Al_{rec}-5\%Si$

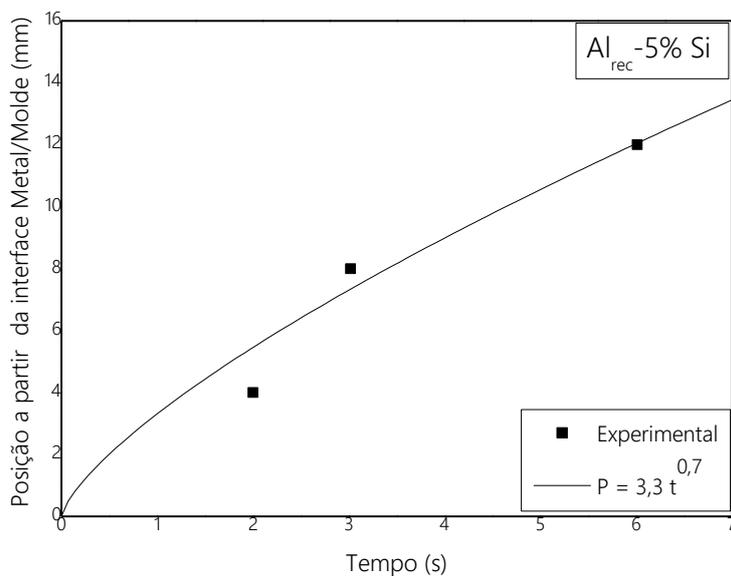
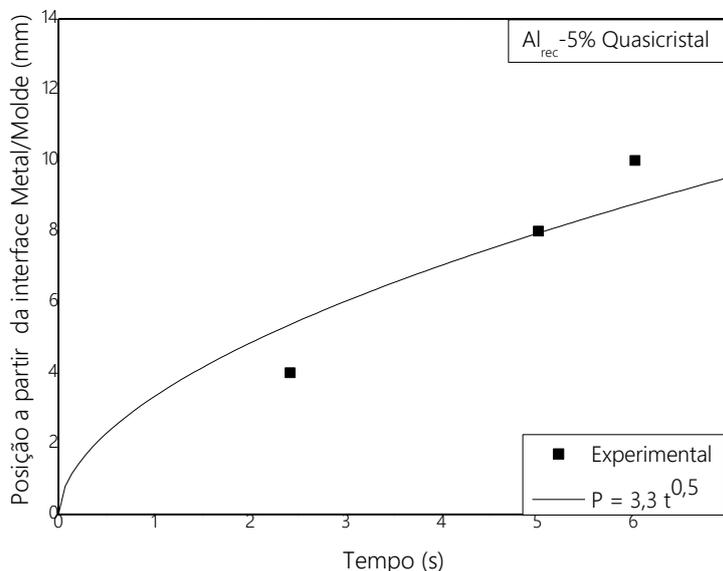


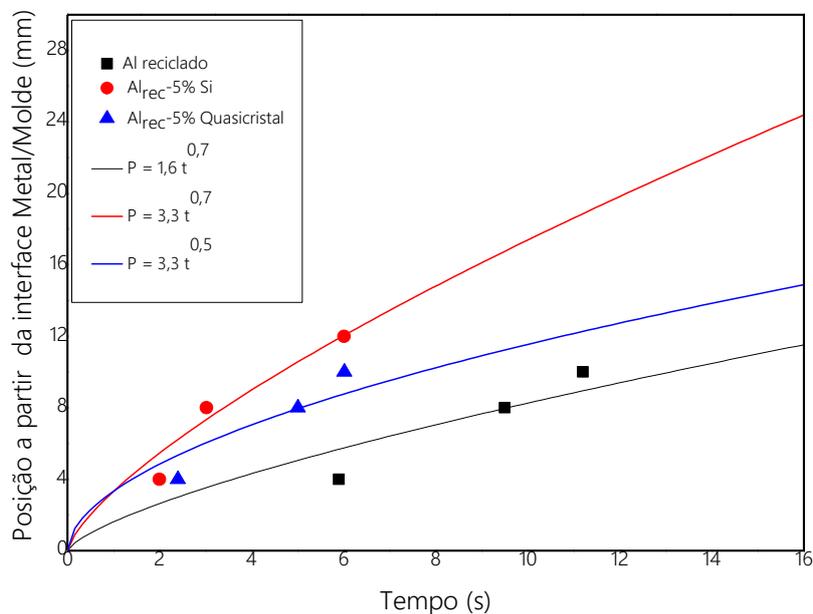
Figura 4.6 Tempo de passagem da isoterma liquidus em função da posição a partir da interface metal/molde para a liga $Al_{rec}-5\%$ Quasicristal.



Comparando as ligas do estudo (figura 4.7), observou-se diferenças no tempo de passagem da isoterma *Liquidus* em todas as posições das ligas. Para as ligas 5% $Al_{rec}-5\%Si$ e $Al_{rec}-5\%$ Quasicristal, notou-se menores tempos de passagem pela isoterma *Liquidus* em relação a liga Al reciclado, esse comportamento pode ser atribuído a adição dos elementos de liga Si e Quasicristal, ou seja, com adição do soluto na liga proporcionou um melhor contato entre o metal líquido e o molde, resultando no melhoramento da extração de calor provocando um em um resfriamento mais rápido, ocasionado maiores valores de V_L e T_R .

De acordo com a literatura, KAKITANI (2017) estudando as ligas Al-11%Si, Al-5%Ni e Al-11%Si-5%Ni, identificou com adição do elemento Níquel (Ni) a liga Al-11%Si resultava-se em menores tempo de passagem da isoterma *Liquidus*, ou seja, facilitando ao metal líquido e o molde refrigerado, resultando em um resfriamento mais rápido e eficaz. Para VICTOR (2019) que liga estudou Al-%Zn- Cu, com o aumento do teor do Cobre (Cu) apresentou o mesmo comportamento do tempo da isoterma *Liquidus*.

Figura 4.7 Tempo de passagem da isoterma *Liquidus* em função da posição a partir da interface metal/molde para as três ligas.



4.1.3 Velocidades de deslocamento da isoterma *Liquidus* (V_L)

A velocidade de deslocamento da isoterma *Liquidus* expressar o avanço da frente de solidificação ao longo do material, sendo determinadas a partir da derivada da função $P = f(t)$, utilizando a equação 3.2. Dessa forma obteve-se os valores experimentais para velocidade da isoterma *Liquidus*, para das ligas Al reciclado, Al_{rec}-5%Si e Al_{rec}-5%Quasicristal, mostradas na figura 4.8, 4.9 e 4.10. Observou-se nas curvas da velocidade da isoterma *Liquidus* um perfil decrescente para as posições mais afastadas da interface metal/molde, ou seja, quanto mais distante, menor são os valores da variável, de modo a apresentar o mesmo comportamento do tempo de passagem da isoterma *Liquidus*. De acordo com GARCIA (2011) a redução na velocidade na solidificação se processa, em decorrência da resistência térmica ocasionada pela camada solidificada, o que reduz a transmissão de energia no material. Logo na regiões mais próximas da interface metal/molde possui uma menor resistência dada a transferência de calor, ou seja, quanto mais distante desta, há um maior volume de metal que proporciona dificuldade a extração de carga térmica, o que traduz-se por velocidades mais baixas de extração de calor (DANTAS,2014).

Figura 4.8 Velocidades das isothermas *Liquidus* a partir da interface metal molde em função da posição da liga Alumínio reciclado.

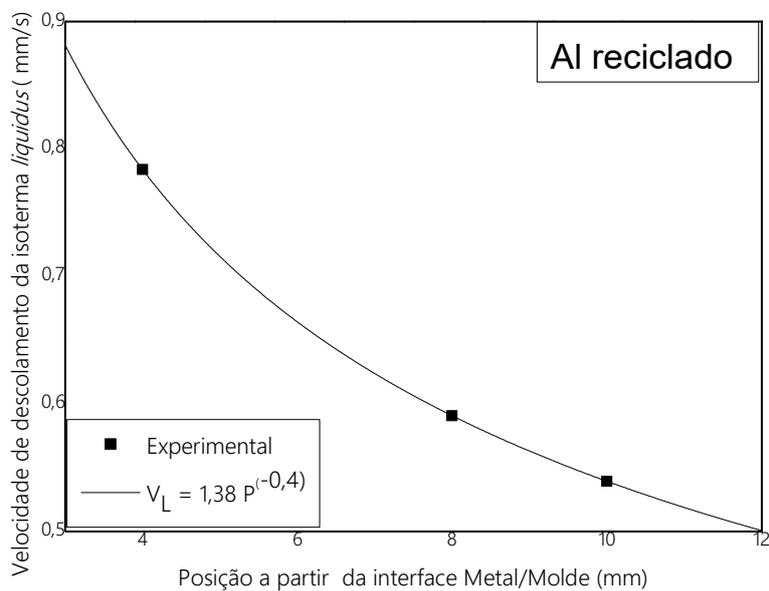


Figura 4.9 Velocidades das isothermas *Liquidus* a partir da interface metal molde em função da posição da liga Al_{rec}-5% Si.

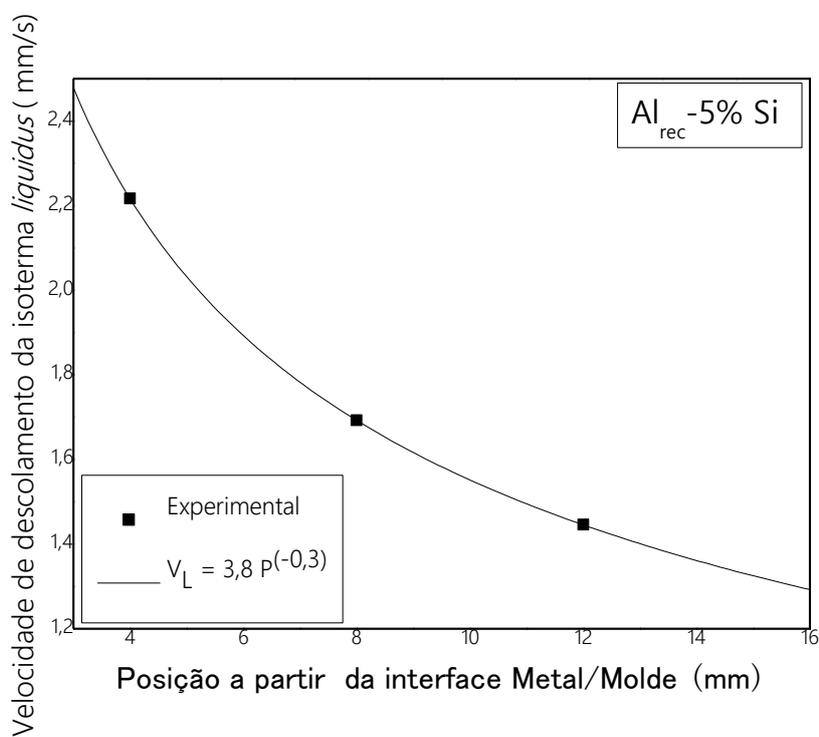
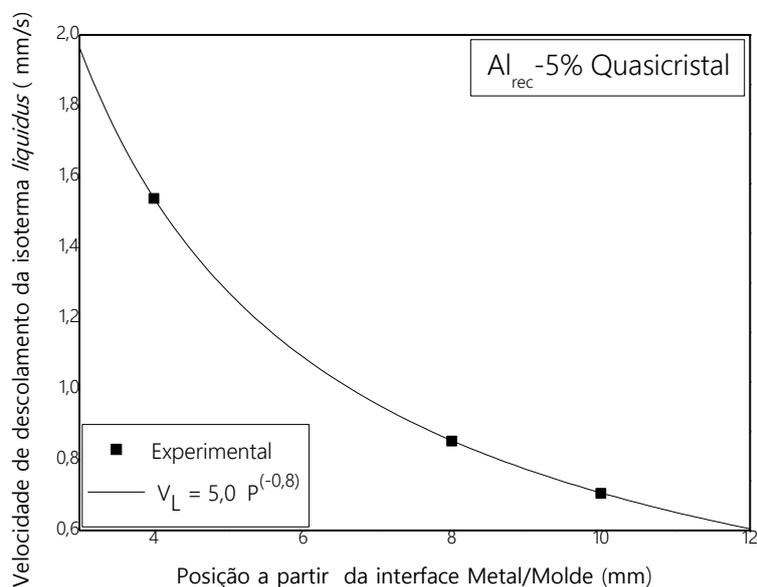
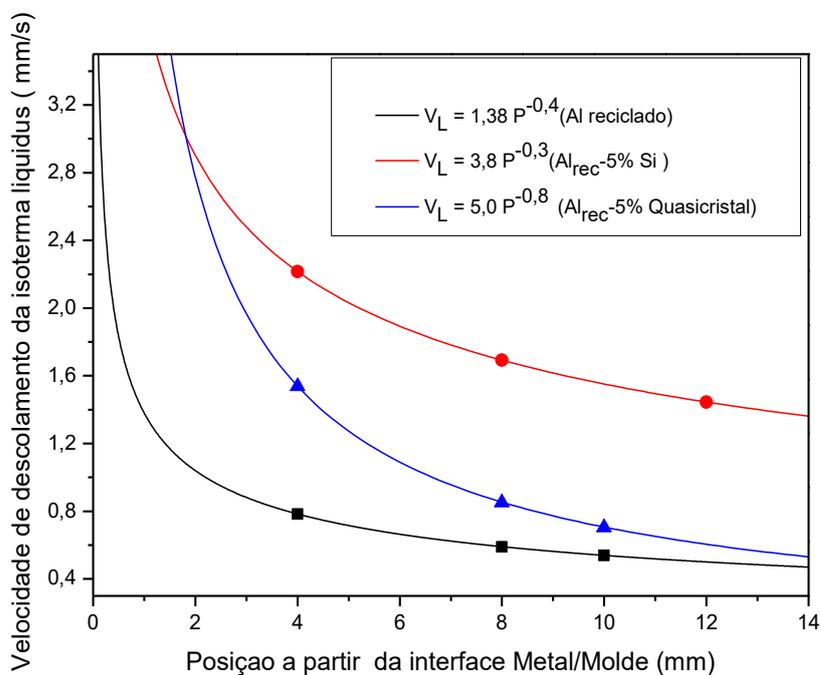


Figura 4.10 Velocidades das isothermas Liquidus a partir da interface metal molde em função da posição da liga Al_{rec}-5% Quasicristal.



Na figura 4.11 comparando as três ligas em estudo, verificou-se que para as ligas Al_{rec}-5%Si e Al_{rec}-5%Quasicristal apresenta maiores valores de velocidades de deslocamento a isoterma *Liquidus* comparado com a liga Al reciclado. De modo, as ligas com os solutos Silício (Si) e Quasicristal apresentaram um processo de solidificação mais acelerado, proporciona um melhor contato entre o metal líquido e o molde, resultando em V_L mais elevadas.

Figura 4.11 Velocidades das isothermas *Liquidus* a partir da interface metal molde em função da posição das ligas.



4.1.4 Taxa de Resfriamento em função da posição (T_R)

Nas figuras 4.12, 4.13 e 4.14 exibe a evolução das taxas de resfriamento durante a solidificação sob pressão, ou seja, a quantidade de calor que está sendo extraído da peça em um determinado instante do processo de solidificação, sendo obtida experimentalmente através da interseção da reta de temperatura *Liquidus* (T_L), conforme a equação: $T_R = dT/dt$, para as três ligas estudadas.

Para as ligas Al_{rec}-5%Si e Al_{rec}-5%Quasicristal notou-se um perfil decrescente desta variável térmica em direção as posições mais afastadas da interface metal/molde, ou seja, nas regiões mais próximas da interface metal/molde ocorreu uma alta eficiência na extração de calor nos instantes iniciais da solidificação. Percebe-se também, taxas de resfriamento apresentou o mesmo comportamento da velocidade, com a adição do soluto, onde seus valores se acentuaram quando comparados com a liga Al reciclado.

Figura 4.12 Taxas de Resfriamento em função da posição da interface metal/molde da liga Al reciclado.

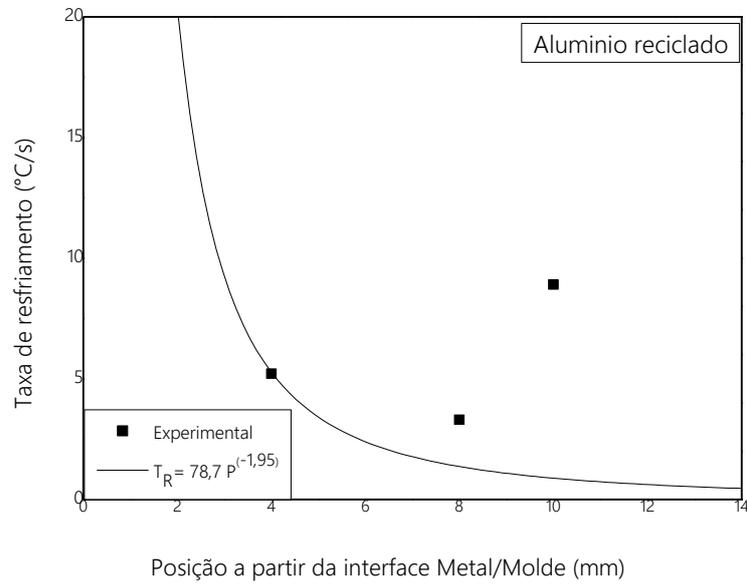


Figura 4.13 Taxas de Resfriamento em função da posição da interface metal/molde da liga Al_{rec}-5%Si.

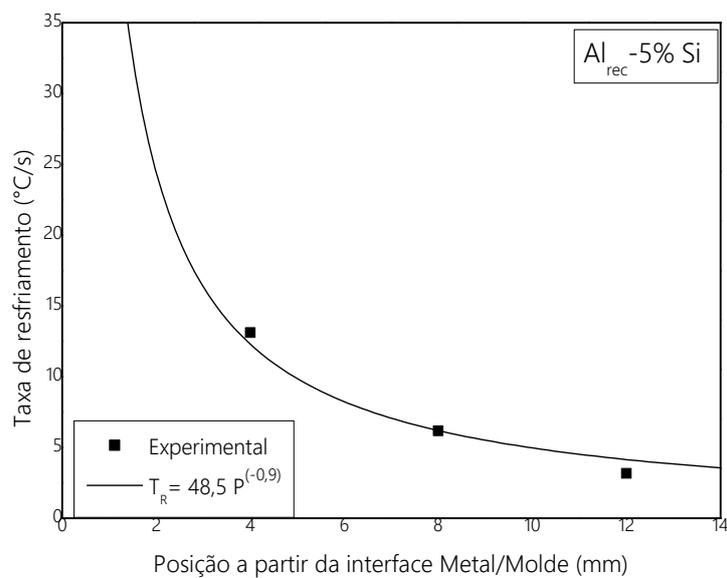
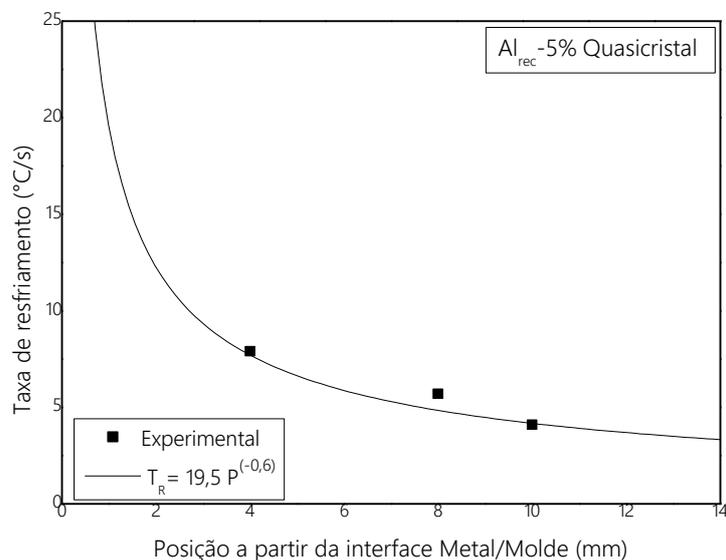


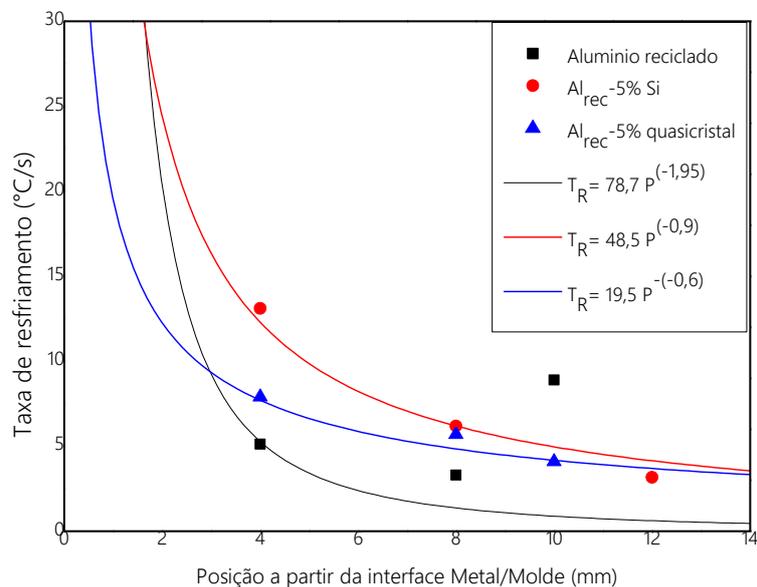
Figura 4.14 Taxas de Resfriamento em função da posição da interface metal/molde da liga Al_{rec}-5% Quasicristal.



Comparando as ligas estudadas (figura 4.15) notou-se que a liga Al reciclado, apresentou taxa de resfriamento com valores acentuados em sentido ao centro do lingote, em relação as ligas com adição dos elementos Si e Quasicristal, ou seja, ocorreu uma reversão na taxa de resfriamento. A reversão em regiões perto do centro do lingote em processos de solidificação radial explica-se pôr as altas taxas de redução de liquido, o que resulta no final, uma linha de liquido envolvido por uma espessa camada de metal solido extraindo calor de forma eficiente por condução, fazendo assim com que as taxas tendam ao crescimento SANTOS (1985). Além disso, a influência do efeito terminal de solidificação, provocam uma aceleração nas velocidades o que influência diretamente nas taxas de resfriamento (SIQUERA,2002).

Na literatura, estudos destinados a solidificação radial com ligas binarias como: Bertelli (2012), com ligas Al-Fe e Pb-Sb; Siqueira (2002), com ligas Al-Cu e Sn-Pb, onde os autores relatam um comportamento semelhante no processo de solidificação.

Figura 4.15 Taxas de Resfriamento em função da posição da interface metal/molde das ligas Al reciclado, $Al_{rec}-5\%Si$ e $Al_{rec}-5\%$ Quasicristal.



4.2 Microestrutura de solidificação

As Tabelas 4.1, 4.2 e 4.3 exibem imagens das microestruturas em posições radiais distintas para as ligas Al reciclado, $Al_{rec}-5\%Si$ e $Al_{rec}-5\%$ Quasicristal, sendo essas imagens associadas com os parâmetros térmicos (V_L e \dot{T}_R) e seus espaçamentos celular e dendríticos (λ_c e λ_2) e registradas com escala de 100 μm . Para as análises das microestruturas, foram extraídas amostras longitudinais para as seguintes posições 4, 8 e 14 mm delimitadas a partir da interface metal/molde. As micrografias foram obtidas com auxílio do microscópio óptico, com intuito de evidenciar a evolução microestrutural com o avanço da solidificação.

Na tabela 4.1 apresenta a liga Alumínio reciclado como uma morfologia celular, nota-se que há uma mudança na sua morfologia com o avanço da frente de solidificação em direção ao centro do lingote apesar de terem a mesma estrutura celular, em regiões próximas a interface metal/molde encontra-se estruturas mais alongadas e nas regiões mais próximas do centro do lingote microestrutura celular mais circulares decorrente da diferença dos valores das taxas de resfriamento.

Para as ligas Al_{rec}-5%Si e Al_{rec}-5%Quasicristal (tabela 4.2 e 4.3) notou-se uma morfologia dendrítica caracterizada pela presença de braços secundários. Nas regiões mais próximas da interface metal/molde, onde encontrasse as maiores velocidades e taxas de resfriamento, de modo, a apresentar um maior refinamento da microestrutura para essas posições, juntamente com o aumento da resistência térmica em função da camada solidificada formada, que implica em um perfil de formação dendrítica crescente ao longo do lingote, com aumento n/os espaçamentos dendríticos conforme distanciamento da interface metal/molde.

Tabela 4.1 Microestruturas de solidificação da liga Al reciclado nas posições 4, 8 e 14 mm a partir da interface metal/molde em direção ao centro do lingote.

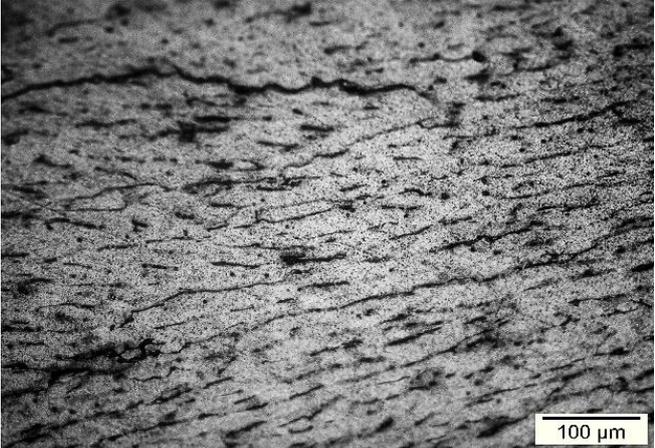
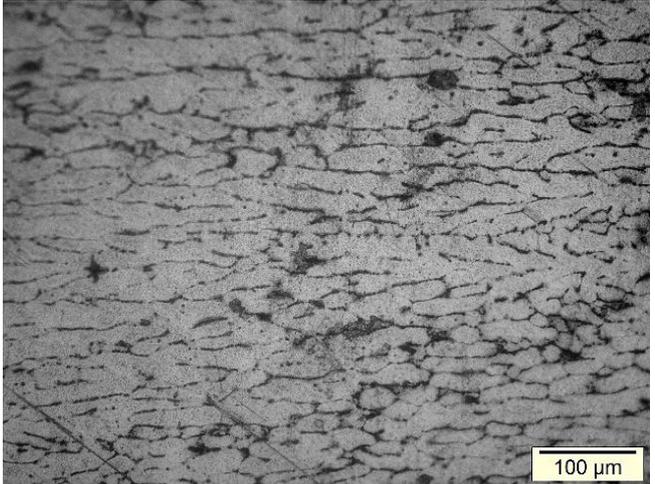
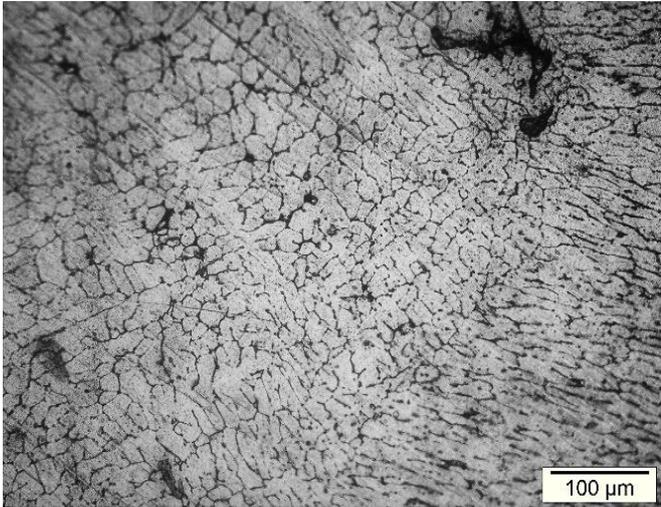
Liga Al reciclado	Parâmetros
	<p>Posição 4mm</p> <p>$V_L: 0,80 \text{ mm/s}$</p> <p>$T_R: 4,91 \text{ } ^\circ\text{C/s}$</p> <p>$\lambda_c: 18,66 \text{ } \mu\text{m}$</p>
	<p>Posição 8mm</p> <p>$V_L: 0,58 \text{ mm/s}$</p> <p>$T_R: 1,27 \text{ } ^\circ\text{C/s}$</p> <p>$\lambda_c: 19,66 \text{ } \mu\text{m}$</p>
	<p>Posição 14 mm</p> <p>$V_L: 0,48 \text{ mm/s}$</p> <p>$T_R: 0,43 \text{ } ^\circ\text{C/s}$</p> <p>$\lambda_c: 20,38 \text{ } \mu\text{m}$</p>

Tabela 4.2 Microestruturas de solidificação da liga Al_{rec}-5% Si nas posições 4, 8 e 14 mm a partir da interface metal/molde em direção ao centro do lingote.

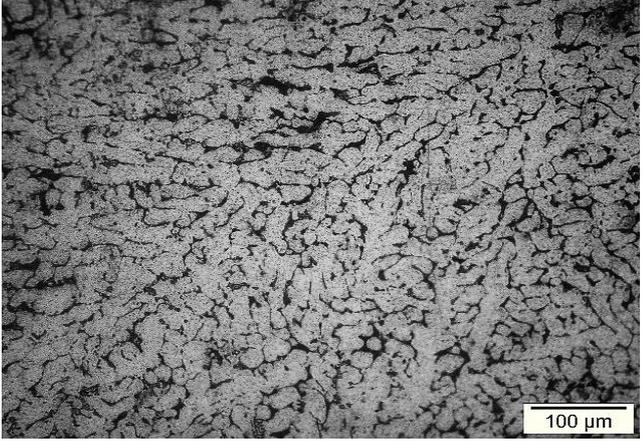
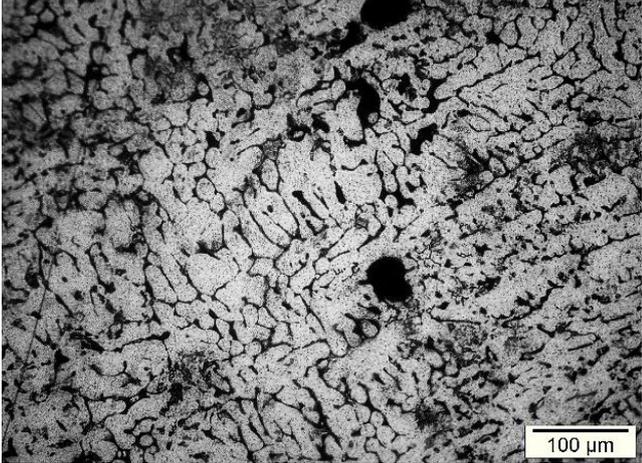
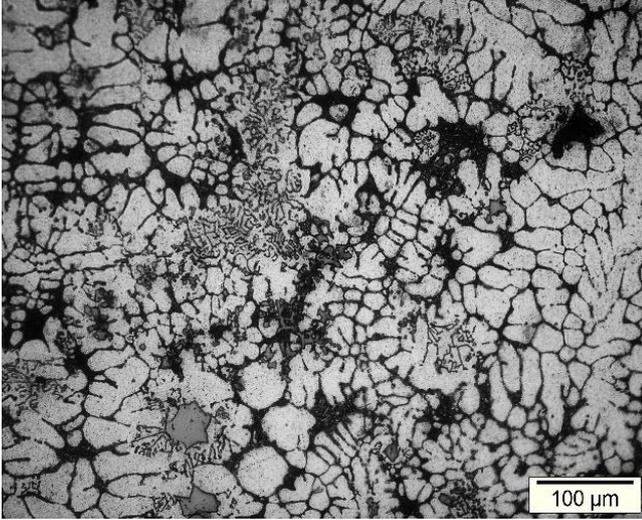
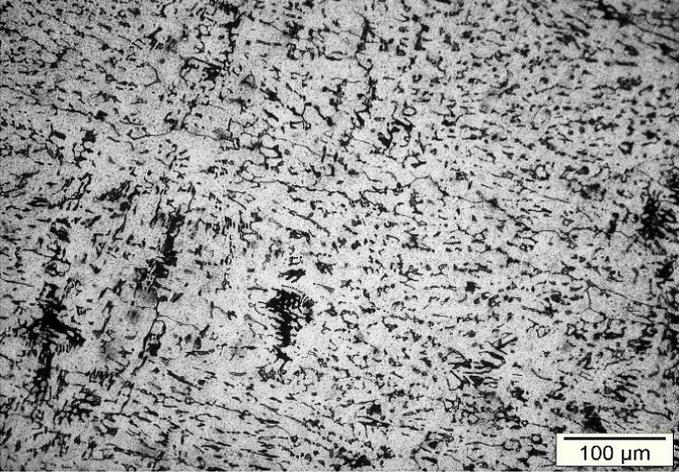
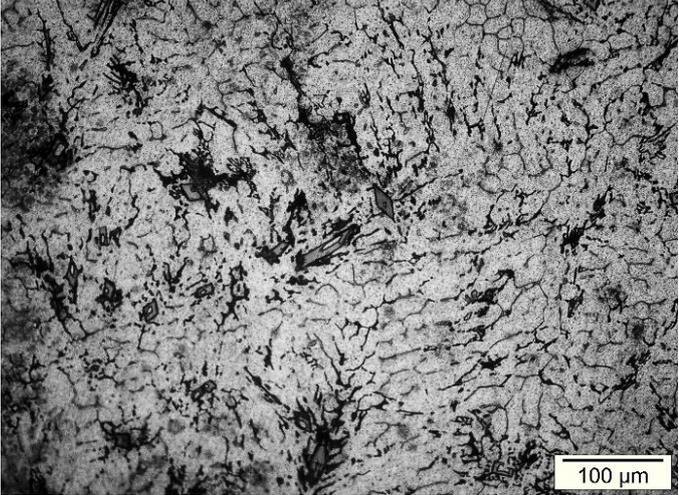
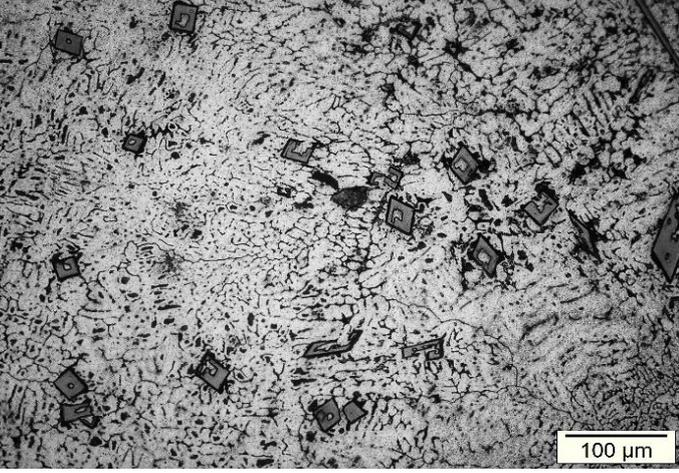
Liga Al _{rec} -5% Si	Parâmetros
	<p>Posição 4 mm</p> <p>V_L: 2,23mm/s</p> <p>T_R: 11,80 ° c/s</p> <p>λ₂:16,29 µm</p>
	<p>Posição 8 mm</p> <p>V_L: 1,67mm/s</p> <p>T_R:6,03 ° c/s</p> <p>λ₂:16,95 µm</p>
	<p>Posição 14 mm</p> <p>V_L: 1,35mm/s</p> <p>T_R: 3,57 ° c/s</p> <p>λ₂:17,87 µm</p>

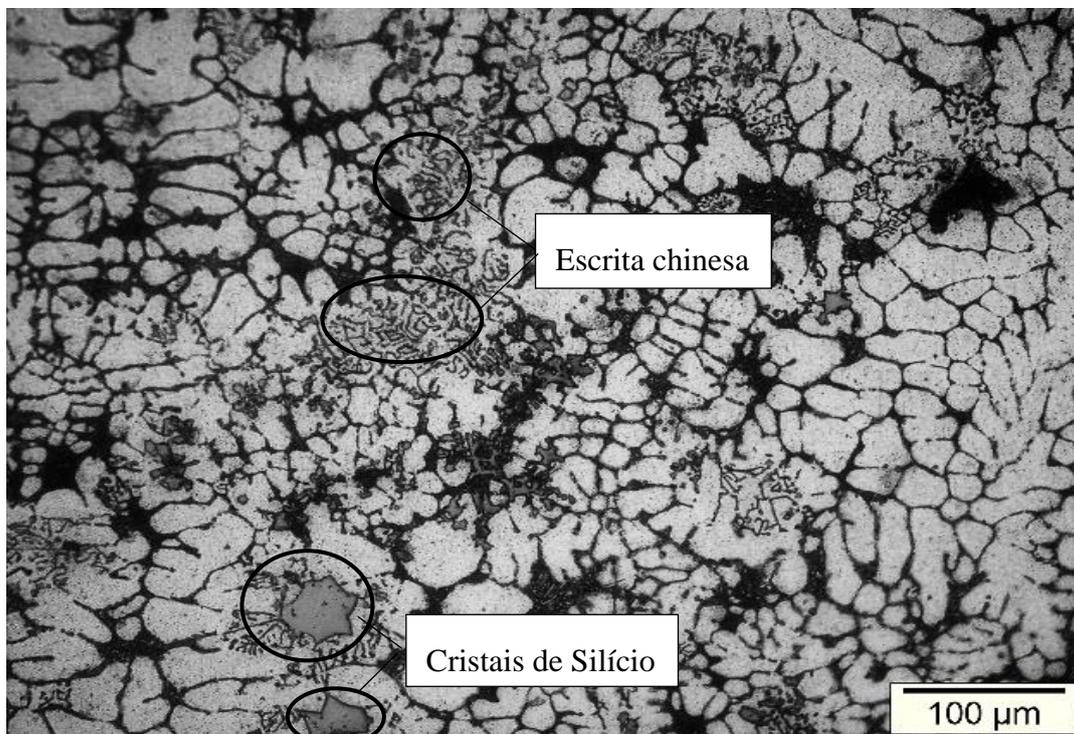
Tabela 4.3 Microestruturas de solidificação da liga Al_{rec}-5% Quasicristal nas posições 4, 8 e 14 mm a partir da interface metal/molde em direção ao centro do lingote.

Liga Al _{rec} -5% Quasicristal	Parâmetros
	<p>Posição 4 mm</p> <p>V_L: 1,48mm/s</p> <p>T_R: 7,64 ° c/s</p> <p>λ_2:11,46 μm</p>
	<p>Posição 8 mm</p> <p>V_L: 0,84mm/s</p> <p>T_R: 4,66 ° c/s</p> <p>λ_2:12,23 μm</p>
	<p>Posição 14 mm</p> <p>V_L: 0,55mm/s</p> <p>T_R: 3,25 ° c/s</p> <p>λ_2:12,83 μm</p>

Para liga Al_{rec}-5%Si observa-se a presença de cristais de silício começam a surgir nas regiões centrais. Essa fase primária de Si não está distribuída de forma homogênea na microestrutura se localizam próximas as ramificações dendríticas (figura 4.16). No estudo KAKITANI (2017) estudando a liga Al-11% Si também identificou que nas regiões centrais onde as taxas de resfriamento são baixas, os cristais de Si encontrassem em maiores quantidades, além de apresentar um aumento no seu tamanho. A quantidade e o tamanho dos cristais primários de Si estão ligados a taxa de resfriamento aplicada durante o processo de solidificação.

Como a liga Al_{rec}-5% Si representa uma liga multicomponente, observou-se a presença de intermetálicos como a “escrita chinesa”. Quando se forma a partir de uma reação pós-dendrítica. Estas características são determinadas pelos teores de Mn e Fe presentes na liga. No entanto, o componente intermetálico pode ter sua morfologia determinada também pela taxa de resfriamento MAKHLOUF e APELIAN (2002).

Figura 4.16 Liga Al_{rec}-5%Si, na posição 14 mm, com destaque os intermetálicos cristais de silício e escrita chinesa.



4.3 Caracterização microestrutural através de microscopia ótica de varredura (MEV/EDS)

Nas figuras 4.17 a 4.19 apresentam microestruturas das ligas Alumínio reciclado, Al_{rec}-5%Si e Al_{rec}-5%Quasicristal, obtidas via microscopia eletrônica de varredura, foram elaborados map-scan, que realiza uma varredura na amostra na ampliação desejada e indica a composição química e as posições onde se concentram os elementos presentes. Cada elemento químico é identificado por uma coloração para fácil observação. Para verificar a distribuição dos elementos foram realizadas análises pontuais da composição química e observado a existência de fases.

As figuras 4.17 (a) exibem as imagens com escala de 60 μm da liga Alumínio reciclado visualização de microestrutura celular pela fase α -Al na matriz. Na figura 4.17 (b) a visualização do mapeamento da composição química, obtida através do recurso Map do EDS, permitindo observar a distribuição de cada elemento de acordo com sua coloração. Nessa amostra foram identificados os elementos: Alumínio (Al), cobre (Cu), ferro (Fe), Manganês (Mn). No ponto 1 apresentou as seguintes composições elementos Al (98,6%), Mg (1,4%). No ponto 2 na região do contorno de grão observou-se a presença de dos elementos Al (93,0%), Mn (1,6%) Fe (4,6%) e Cu (0,6%).

Para liga Al_{rec}-5%Si (figura 4.18 (a)) nota-se a presença uma matriz de Alumínio com fase α -Al, em uma análise pontual destacar-se as diferentes concentrações dos elementos químicos na microestrutura. Como o átomo de Si tem facilidade em se segregar e formar aglomerados, quando a concentração de Si rejeitado pelo Al excede a concentração eutética, a fase primária de Si acaba se precipitando em conjunto com o α -Al (WANG *et al.*, 2012). Com auxílio EDS (figura 4.18 (b)) foram analisando três pontos no ponto 3 localizado nos contornos de grãos apresentou os elementos Alumínio, Mg, Mn, Si, Cu e Fe.

Na figura 4.19 (a) a liga Al_{rec}-5%Quasicristal em sua microestrutura dendrítica, é possível identificar a presença de intermetálicos ao longo do lingote, em sua maioria na posição 14mm a partir da interface metal/molde, apresentando um formato losango. As ligas multicomponentes durante o processo de solidificação, podem ocorrer condições termodinâmicas associadas à interdifusão de soluto, que propiciam a formação de fases secundárias e intermetálicas nos instantes iniciais da solidificação. A formação dessas

fases é crucial, pois ajuda a prever qual será o comportamento mecânico ou superficial de componentes fabricados com essas ligas.

Com auxílio do EDS (figura 4.19 (b)) identificamos composição química em alguns pontos da microestrutura com seus percentuais. Foram encontrados os seguintes componentes químicos: Alumínio (Al), cobre (Cu), ferro (Fe), Manganês (Mn), Silício (Si) e Magnésio (Mg). A liga (Ponto 2) caracteriza a fase α -Al. No Ponto 1 está localizado no intermetálico observa-se a concentração elevada de ferro (8,38%) e Mn (4,82). Esses elementos são oriundos do alumínio reciclado, no entanto o ferro aumentou seu percentual devido adição da liga quasicristalina (Al-25,5Cu-12 Fe), juntamente com o processo de solidificação radial, tais elementos se agruparam com alumínio gerando intermetálicos, ocasionado a fases Al_2Fe_3Mn . Observa-se também (Ponto 3), os intermetálicos Al_2Cu que estão presentes no formato de lamelas contornos de grão.

Figura 4.17 Imagem com escala de 60 μm da liga Alumínio Reciclado b) Imagens do map-scan com escala de 60 μm para o sistema Alumínio Reciclado,

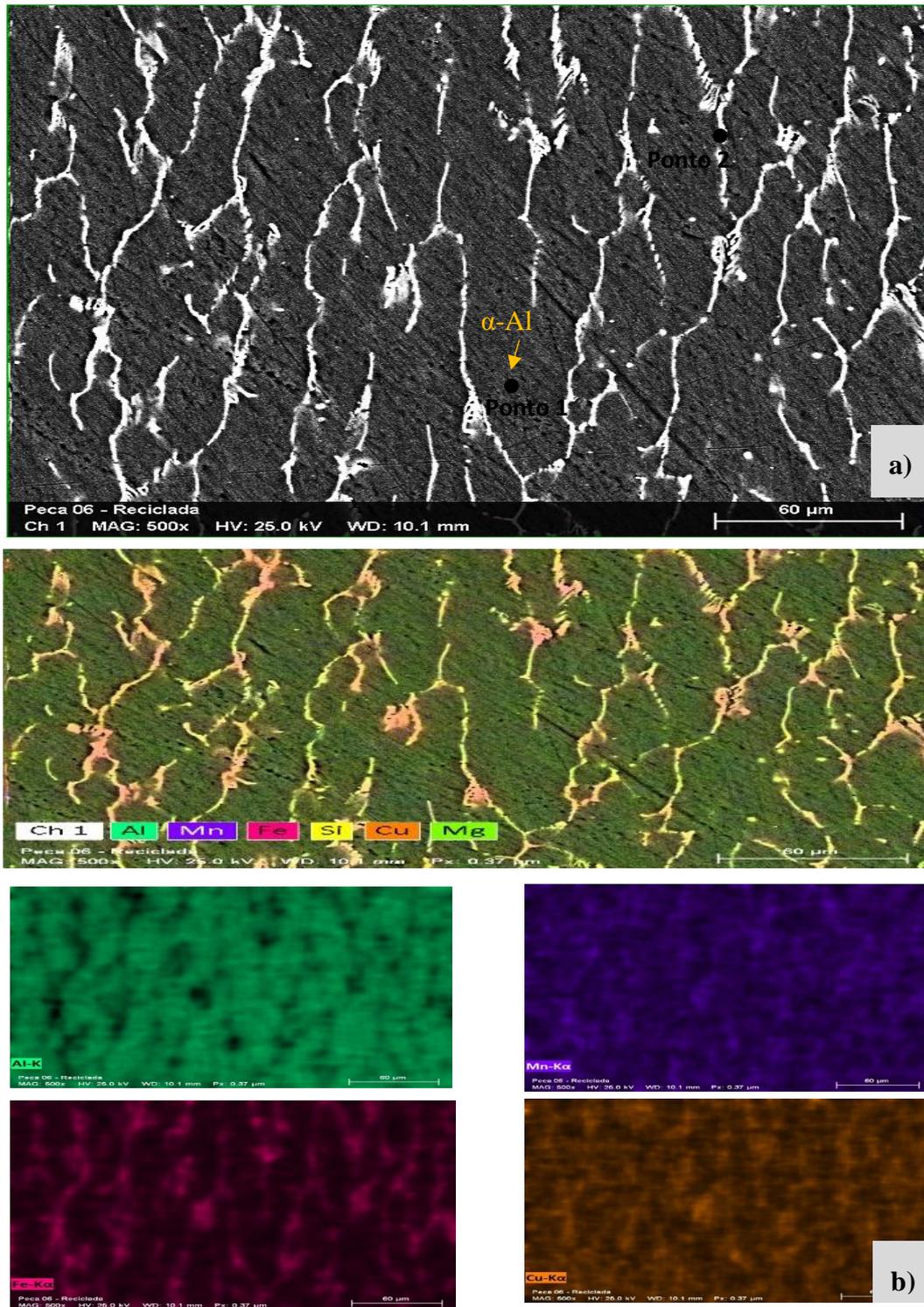
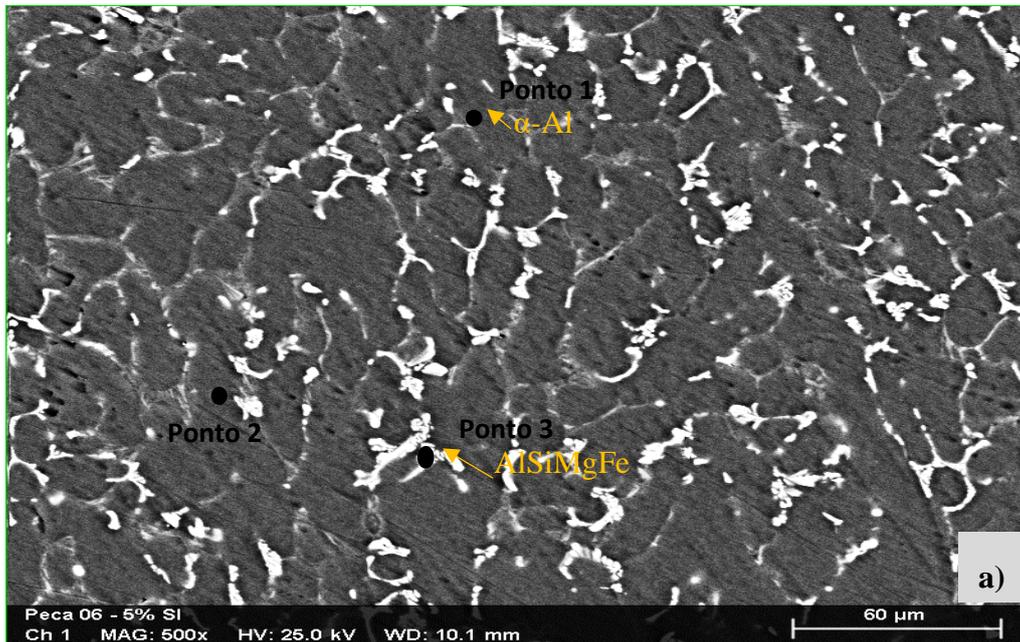


Figura 4.18 (a) Imagem com escala de 60 μm da liga $\text{Al}_{\text{rec}}\text{-5\%Si}$ (b) Imagens do map-scan com escala de 60 μm para o sistema $\text{Al}_{\text{rec}}\text{-5\%Si}$



Pontos	Mg (%)	Al (%)	Si (%)	Mn (%)	Fe (%)	Cu (%)
Ponto 1	0,78	98,30	0,90			
Ponto 2	0,60	98,58	0,80			
Ponto 3	3,47	83,37	5,58	2,53	3,18	1,84

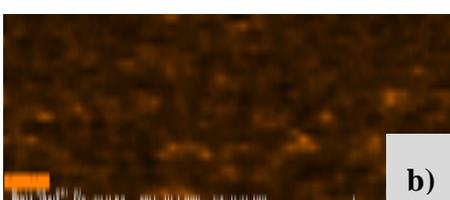
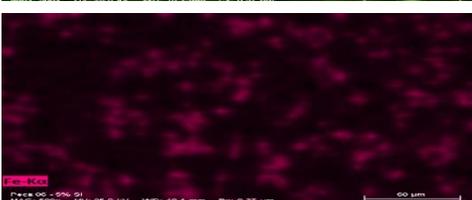
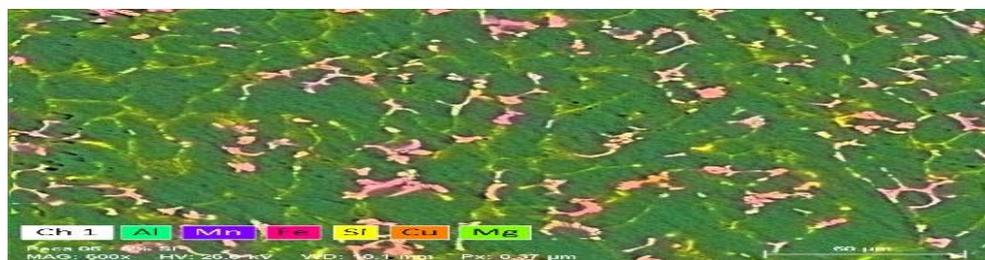
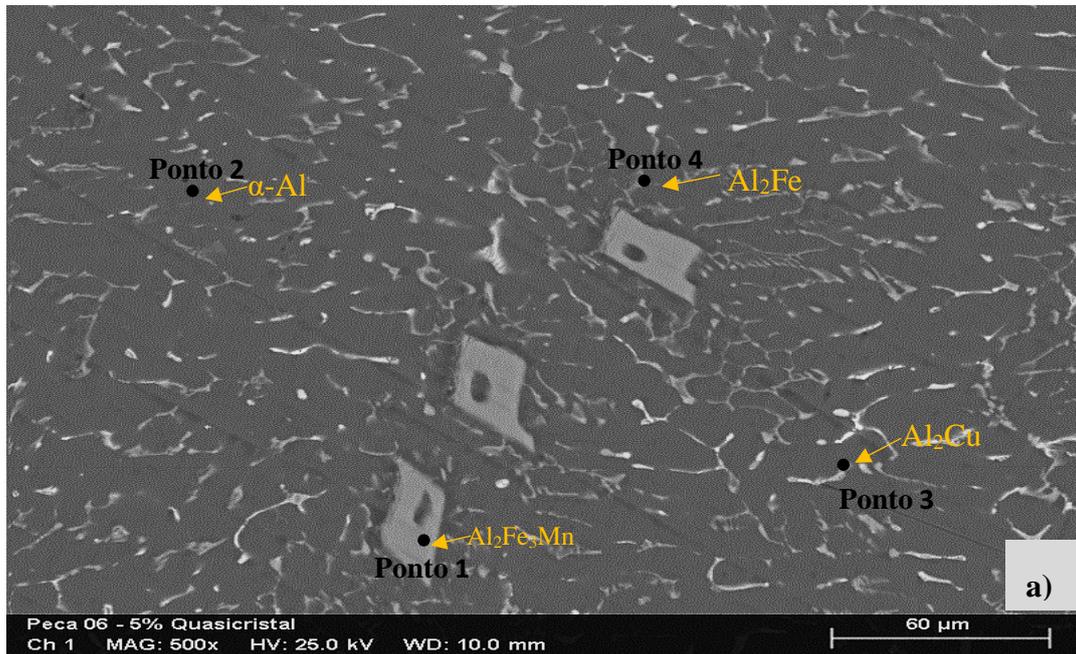
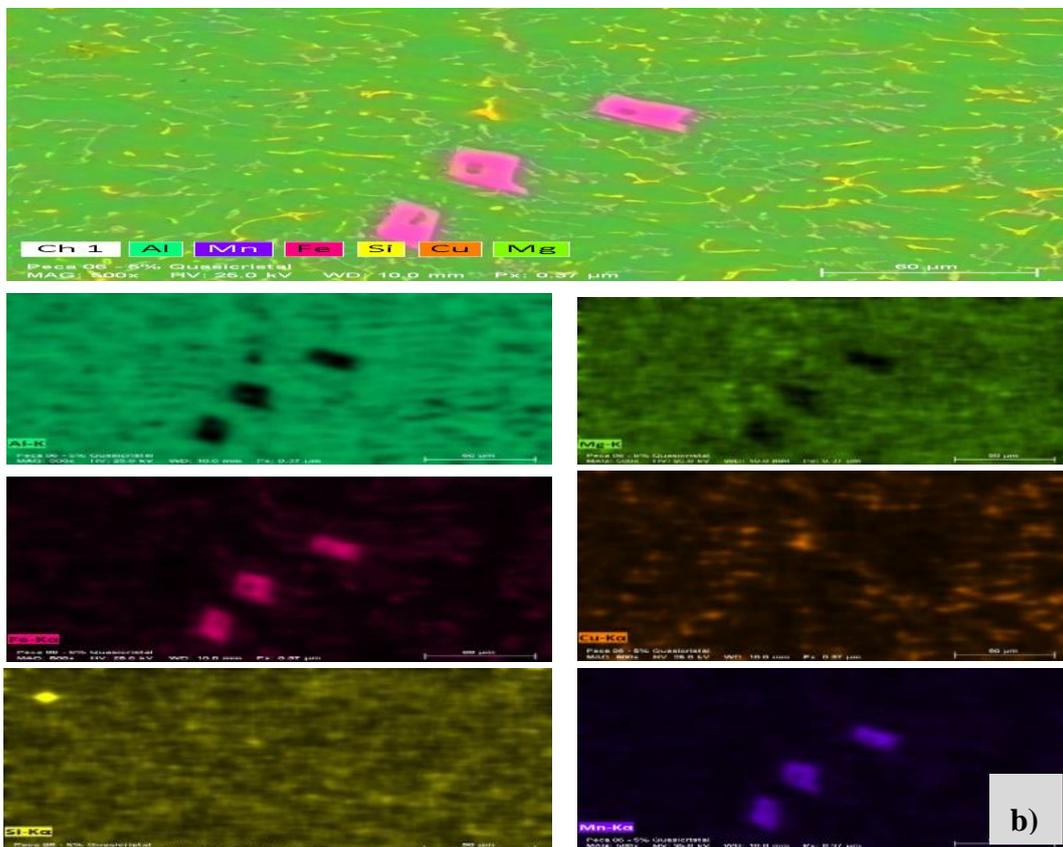


Figura 4.19 (a) Imagem com escala de 60 μm da liga Alrec-5% Quasicristal. (b) Imagens do map-scan com escala de 60 μm para o sistema Alrec-5% Quasicristal.



Pontos	Mg(%)	Al (%)	Si (%)	Mn (%)	Fe (%)	Cu(%)
Ponto 1		86,47		4,82	8,38	0,31
Ponto 2		99,34				0,65
Ponto 3	2,22	90,47	0,91			6,38
Ponto 4		95,11		0,99	3,18	0,70



4.4 Parâmetros microestruturais: Espaçamento celular (λ_c) e Espaçamento dendrítico (λ_2)

Nas figuras 4.20, 4.21 e 4.22 apresenta-se espaçamentos celular (λ_c) e dendrítico secundário (λ_2) das ligas estudadas (Al reciclado, Al_{rec}-5%Si e Al_{rec}-5%Quasicristal), as medições foram realizadas a cada 2mm a partir da interface metal/molde até o centro do lingote. Para cada uma das medidas experimentais são apresentados os desvios máximo e mínimo em relação à média. Como esperado, tanto os valores médios medidos, para os espaçamentos celular e os espaçamentos dendríticos secundários, observou-se uma tendência de crescimento dos espaçamentos no sentido da interface metal/molde durante toda frente de solidificação, ou seja, quanto maior a posição, menor o refino da microestrutura.

Figura 4.20 Espaçamentos celular em função da posição para a liga Al reciclado.

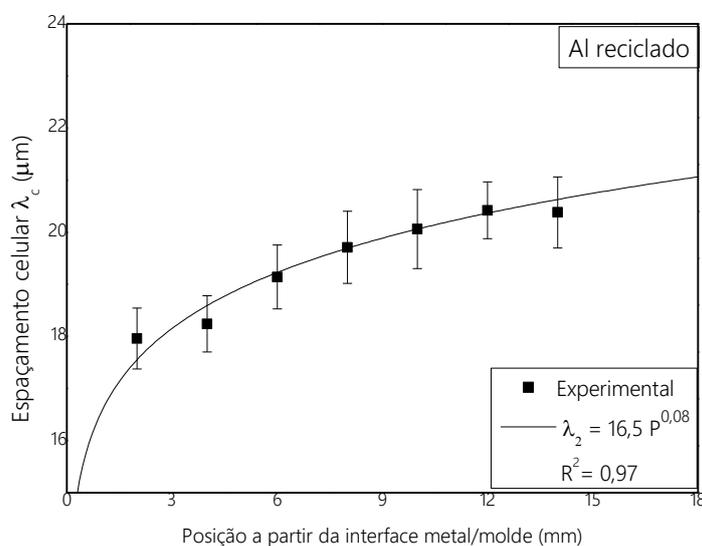


Figura 4.21. Espaços dendrítico secundário em função da posição para a liga $\text{Al}_{\text{rec}}-5\% \text{Si}$.

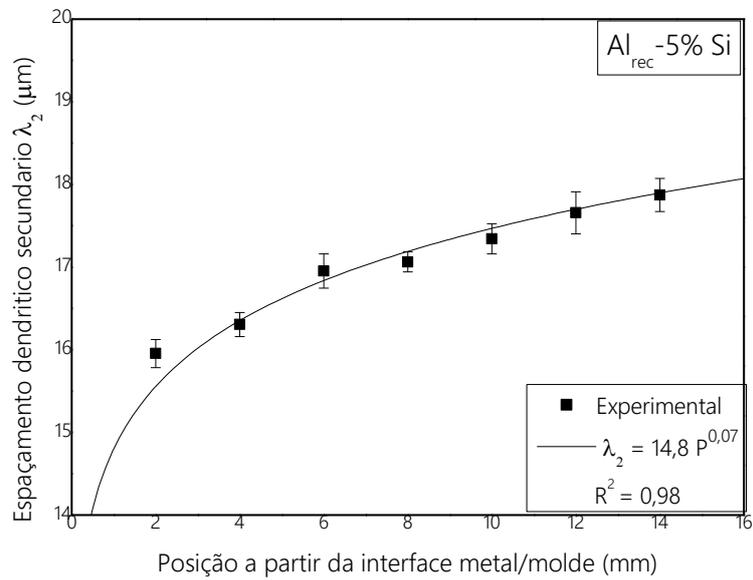
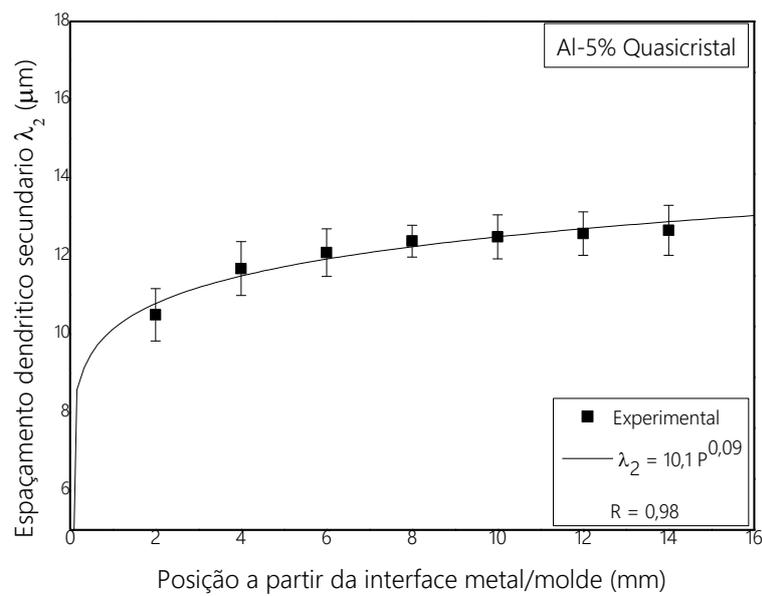
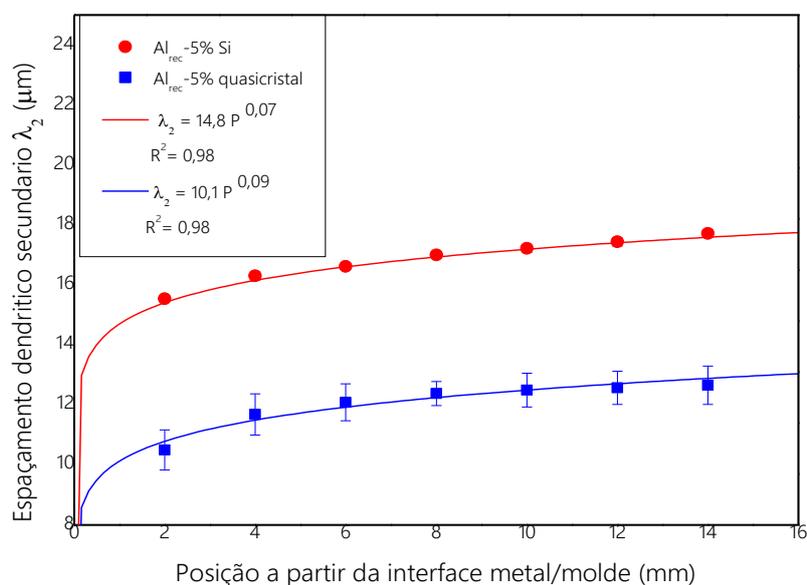


Figura 4.22 Espaços dendrítico secundário em função da posição para a liga $\text{Al}_{\text{rec}}-5\% \text{Quasicristal}$.



Comparando os resultados encontrados para as ligas em estudo (figura 4.23), observa-se que as ligas $Al_{rec}-5\%Si$ e $Al_{rec}-5\%$ quasicristal, que apresentam uma diferença nos valores do espaçamento, onde a liga com adição de 5% quasicristal apresentou menores valores de espaçamento em relação a liga com adição de 5% Si, essa tendência pode ser atribuída a potencialização da rejeição de soluto, que favorece a obtenção de menores espaçamentos, em função da acentuação da difusão lateral de soluto para os canais interdendríticos.

Figura 4.23 Espaçamentos dendrítico secundário em função da posição para as ligas $Al_{rec}-5\%Si$ e $Al_{rec}-5\%$ Quasicristal.



4.5 Correlações dos parâmetros térmicos (V_L e T_R) e parâmetros microestruturais (λ_c e λ_2)

Nas seções anteriores, foram analisando os espaçamentos celular e dendríticos das ligas Al reciclado, $Al_{rec-5\%Si}$ e $Al_{rec-5\%Quasicristal}$ notou-se um aumento dos espaçamentos a medidas do distanciamento da interface metal/molde, esse crescimento está diretamente relacionado aos parâmetros térmicos a Velocidade de descolamento da isoterma *Liquidus* e a taxa de resfriamento, com isso, nesse tópico foram abordadas as correlações experimentais, dos parâmetros térmicos e microestruturais.

Nas figuras de 4.24 e 4.25 observa-se as correlações entre os espaçamentos celulares (Al reciclado) e dendríticos secundários ($Al_{rec-5\%Si}$ e $Al_{rec-5\%Quasicristal}$) em função da velocidade para as ligas em estudo. Percebe-se quanto maior os valores das velocidades de solidificação, menores são os espaçamentos microestruturais, ou seja, quanto mais rápido for à solidificação, menos tempo para se formar a microestrutura terá, o que ocasionará um menor espaçamento microestrutural. Esse perfil decrescente da curva indicando que as mais altas eficiências na extração de calor são obtidas em posições mais próximas à interface metal molde, em instantes iniciais da solidificação.

Figura 4.24 Evolução do espaçamento celular (λ_c) e em função da velocidade interface Metal/Molde para a liga Al reciclado.

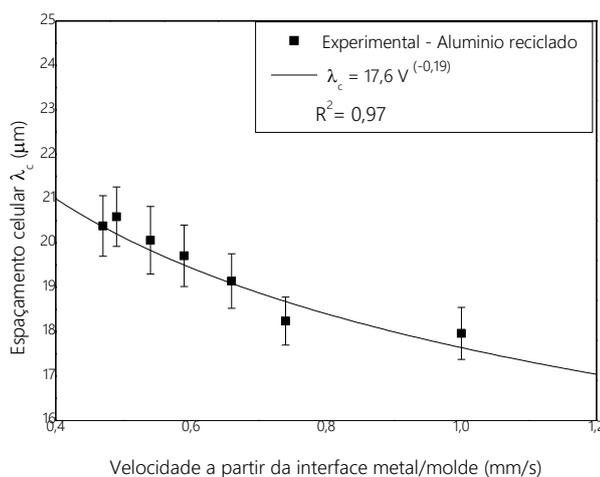
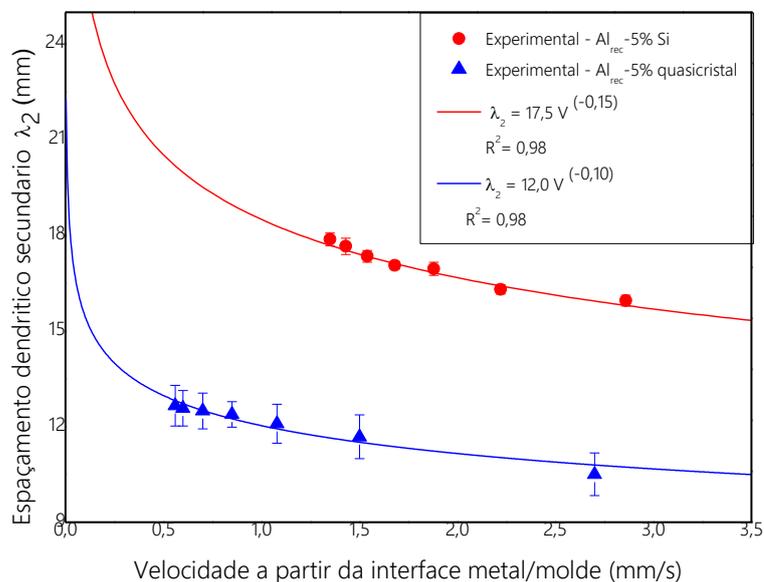


Figura 4.25 Evolução do espaçamento dendrítico (λ_2) e em função da velocidade interface Metal/Molde para a liga Al_{rec} -5%Si e Al_{rec} -5%Quasicristal.



Para as correlações entre os espaçamentos celular e dendríticos secundários (Al_{rec} -5%Si e Al_{rec} -5%Quasicristal) e as taxas de resfriamento representados nas figuras 4. 26 e 4.27. Constatou-se o mesmo comportamento da velocidade que mostra que os espaçamentos diminuem com o aumento da taxa de resfriamento, pois as regiões próximas da interface metal/molde foram submetidas a condições endotérmicas mais fortes, enquanto as posições mais distantes da interface foram submetidas a condições menos severas de extração de calor. Para GOULART (2010) a diminuição espaçamentos dendríticos com o aumento dos parâmetros térmicos (V_L e T_R) no sistema de solidificação que favoreçam essas condições devem em princípio contribuir para a obtenção de produtos de melhor resistência mecânica.

Figura 4.26 Correlação do espaçamento Celular, (λ_c), em função da taxa de resfriamento da liga Alumínio reciclado.

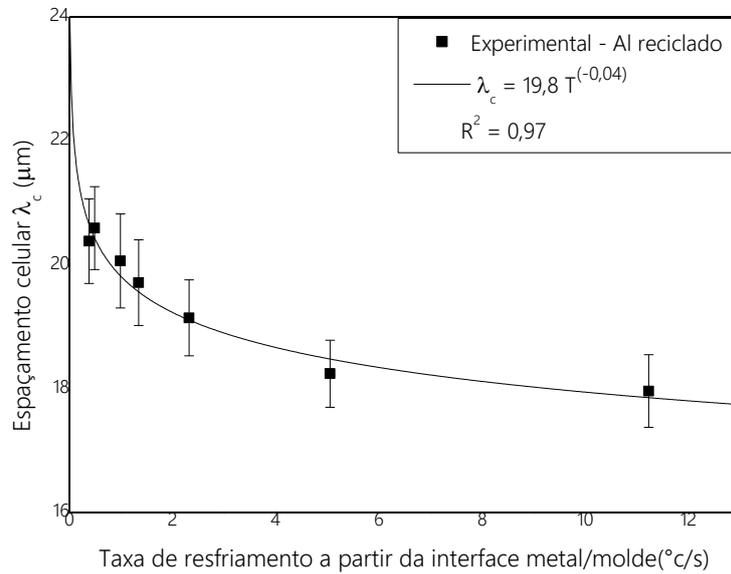
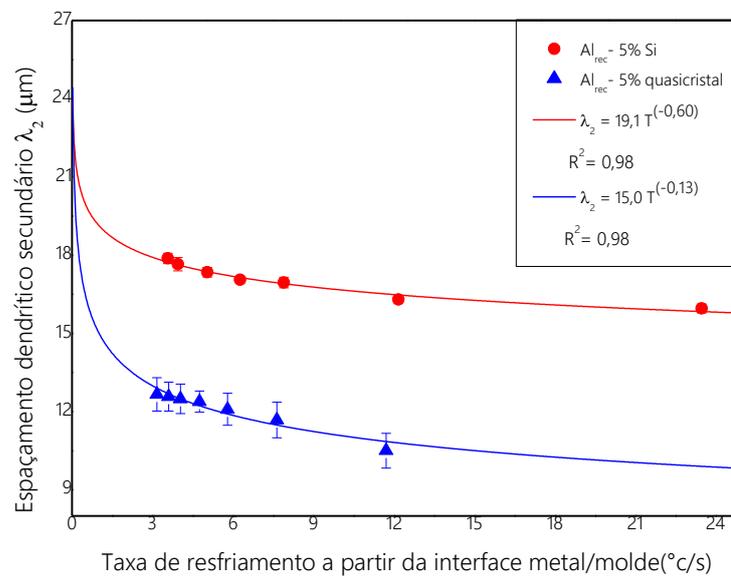


Figura 4.27 Correlação do espaçamento dendrítico (λ_2), em função da taxa de resfriamento das ligas $\text{Al}_{\text{rec}}-5\%\text{Si}$ e $\text{Al}_{\text{rec}}-5\%\text{Quasicristal}$.



5 CONCLUSÕES

Com a análise dos dados experimentais obtidos nesse estudo, tal como, as correlações dos trabalhos contidos na literatura relacionado a solidificação concluir-se a respeito da liga estudada:

- Para todas as ligas estudadas uma diminuição dos valores dos parâmetros térmicos (V_L e T_R) com o avanço da isoterma *liquidus* ou seja, quanto mais afastado da interface metal/molde, menores serão os valores desses parâmetros experimentais;
- Observou-se que para nas ligas com adição do soluto ($Al_{rec}-5\%Si$ e $Al_{rec}-5\%Quasicristal$) apresentaram maiores parâmetros térmicos (V_L , \dot{T}_R) em comparação com a liga de Alumínio reciclado, ou seja, adição dos elementos Silício e Quasicristal facilitou a extração de calor, de modo, a proporcionar uma solidificação mais rápida;
- Para a liga Alumínio reciclado verificou-se uma morfologia celular, porém para as ligas $Al_{rec}-5\%Si$ e $Al_{rec}-5\%Quasicristal$ apresentou uma morfologia dendríticas. A formação de dendríticas, deu-se a ação dos elementos de ligas o qual sofreu uma rejeição do soluto durante a solidificação;
- Na liga $Al_{rec}-5\%Quasicristal$ identificou-se a presença de intermetálicos na região central do lingote, formando fase Al_2Fe_3Mn , a formação de intermetálicos está diretamente ligado com as condições termodinâmicas à interdifusão de soluto, nos instantes iniciais da solidificação.
- Percebe-se que os espaçamentos (λ_c e λ_2) diminuem como o aumento da Velocidade de deslocamento da isoterma *Liquidus* (V_L) e da Taxa de Resfriamento (T_R), pois nas regiões próximas a interface/molde ocorre uma extração de calor mais intensa.

5.1 Sugestões para trabalhos futuros

- Dar continuidade a trabalhos investigativos de acordo com a natureza desse trabalho, através, por exemplo, da variação do teor de Silício e Quasicristal nas ligas do sistema Alumínio reciclado, para avaliar a influência desse elemento sobre as propriedades mecânicas;
- Realizar ensaios de corrosão das ligas estudadas, assim como correlacionar a influência dos parâmetros microestruturais com a resistência à corrosão;
- Utilizar os mesmos experimentos variando as pressões e analisar a influência desse parâmetro sobre os elementos de liga.
- Realizar ensaio de microdureza e correlacionar com a microestrutura obtidas.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALBUQUERQUE, A. A. **Parâmetros térmicos da solidificação transitória sob pressão de ligas Al-10Sn-5(Cu/Si) e correlação com a microestrutura e a microdureza.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2019.

APELIAN D. **Aluminum cast alloys: Enabling tools for improved performance.** NADCA, 2009

ARAÚJO, A. P. M. **Manufatura aditiva da liga reciclada Al-Fe-Cr-Ti formadora de fase quasicristalina.** 2020. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de São Carlos, São Paulo, 2020.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE ALUMÍNIO. ABAL. **Fundamentos e aplicações do alumínio.** São Paulo: ABAL, 2007. 68 p.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE ALUMÍNIO. ABAL. **Guia técnico do alumínio: tratamento térmico do alumínio e suas ligas.** vol 6. 2 ed. São Paulo: ABAL, 2011.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE ALUMÍNIO. ABAL. **Sustentabilidade: Reciclagem.** 2019. Disponível em: <http://abal.org.br/sustentabilidade/reciclagem/latinhas-campeas/>. Acesso em: 01 out. 2020.

BERTELLI, F. **Modelagem numérica e análise experimental de parâmetros térmicos e microestruturais na solidificação radial de ligas binária.** 2012. Tese (Doutorado em Engenharia Materiais) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, 2012.

BRITO, C. C. **Parâmetros térmicos e microestruturais na solidificação transitória de ligas Al-Mg e Al-Mg-Si e correlação com resistências mecânicas e à corrosão / 2016.** Tese (Doutorado em Engenharia de Manufatura e Materiais) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, 2016.

CALDERLL T. W; W:CAMPAGNA, A. J; FLEMINGS, M.C e MEHRABIAN, R. **Refinement od dendrite Arm Spacings in Aluminum Ingots Through Heat Flow Control**, *Metallurgical Transactions B*, v. 8B, n. 3 pp261-270 -1977.

CANTÉ, M. V. **Solidificação transitória, microestrutura e propriedades de ligas Al-Ni**. 2009. 204 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, 2009.

COUTINHO, M. M. **Correlação entre as propriedades mecânicas e microestruturais da liga Al0,4%Nb em diferentes condições de solidificação**. 2018. 89 f. Dissertação (Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia) – Universidade de Brasília, Brasília, 2018.

CRUZ, K. S.; MEZA, E. S.; FERNANDES, F. A.P.; QUARESMA, J. M.V.; CASTELETTI, L. C.; GARCIA, A. Dendritic Arm Spacing Affecting Mechanical Properties and Wear Behavior of Al-Sn and Al-Si Alloys Directionally Solidified under Unsteady-State Conditions. **Metallurgical And Materials Transactions A**, [S.L.], v. 41, n. 4, p. 972-984, 20 jan. 2010. Springer Science and Business Media LLC. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-009-0161-2>.

DAI, W.; XUE, S. B.; JI, F.; LOU, J.; SUN, B.; WANG, S. Q. Brazing 6061 aluminum alloy with Al-Si-Zn filler metals containing Sr. **International Journal Of Minerals, Metallurgy, And Materials**, [S.L.], v. 20, n. 4, p. 365-370, abr. 2013. Springer Science and Business Media LLC. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/s12613-013-0736-1>.

DANTAS, P. P. **Caracterização de ligas hipereutéticas de Al-Ni solidificadas unidirecionalmente**. 2014. 85 f. Dissertação (Mestrado em Integridade de Materiais de Engenharia) – Universidade de Brasília, Brasília, 2014.

DIAS FILHO, J. M. S. **Análise Teórico-Experimental dos Espaçamentos Dendríticos Primários e Secundários da Liga Al-6%Cu Solidificada Unidirecionalmente sob Condições Transitórias de Extração de Calor**. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais) – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará, Belém, Pará, 2012.

DORCIC, J. L.; VERMA, S. K. **ASM Handbook**, vol 15, 9 ed, Ohio: ASM Internacional, 1988. pp. 323-327.

DUBOIS, J. M. **Useful Quasicrystals I**. Singapura: World Scientific, 2005.

EID, M. A. **Análise da solidificação sob fluxo de calor radial cilíndrico**. 2007. 89f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, 2007.

FERRARINI, C. F. **Microestrutura e propriedades mecânicas de ligas Al-Si hipoeutéticas conformadas por spray**. 2005. 108 f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de São Carlos, São Paulo, 2005.

FERREIRA, J. M. G. de C. **Tecnologia da Fundição**. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1999. p. 507-518.

FIGUEIREDO, F. F. A contribuição da reciclagem de latas de alumínio para o meio ambiente brasileiro. **Revista electrónica de recursos en Internet sobre Geografía y Ciencias Sociales**. n° 127, 2009. Disponível em: <http://www.ub.edu/geocrit/aracone/aracone-127.htm>. Acesso em: 01 out. 2020.

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

FREDRIKSSON H., ÅKERLIND U. **Solidification and crystallization processing in metals and alloys**. 1 ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2012.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. 2. Ed. Campinas, SP: Editora da Unicamp, 2007.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e aplicações**. 2. Ed. Campinas, SP: Editora da Unicamp, 2011.

GHOMASHCHI, M.R.; A VIKHROV,. Squeeze casting: an overview. **Journal Of Materials Processing Technology**, [S.L.], v. 101, n. 1-3, p. 1-9, abr. 2000. Elsevier BV. DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/s0924-0136\(99\)00291-5](http://dx.doi.org/10.1016/s0924-0136(99)00291-5).

GOMES, L G. **Microestrutura Dendrítica, Macrossegregação e Microporosidade na Solidificação de Ligas Ternárias Al-Si-Cu**. Tese (Doutorado em Engenharia de Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, 2009.

GOMES, M. R BRESCIANI FILHO. E. **Propriedades e uso de metais não-ferrosos**. São Paulo. ABM, 1976.

GOULART, P. R. **Caracterização da Microestrutura de Solidificação de Ligas Al-Fe e Correlação com Propriedades Mecânicas**. 2010. 160 f. Tese (Doutorado em Engenharia de Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, 2010.

GOULART, P. R.; SPINELLI, J. E.; OSÓRIO, W. R.; GARCIA, A. Mechanical properties as a function of microstructure and solidification thermal variables of Al-Si castings. **Materials Science And Engineering: A**, [S.L.], v. 421, n. 1-2, p. 245-253, abr. 2006. Elsevier BV. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.01.050>.

GRIFFITHS, W. D.. The heat-transfer coefficient during the unidirectional solidification of an Al-Si alloy casting. **Metallurgical And Materials Transactions B**, [S.L.], v. 30, n. 3, p. 473-482, jun. 1999. Springer Science and Business Media LLC. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/s11663-999-0081-y>.

HAO, Y.; GAO, B.; TU, G.F.; LI, S.W.; DONG, C.; ZHANG, Z.G.. Improved wear resistance of Al-15Si alloy with a high current pulsed electron beam treatment. **Nuclear Instruments And Methods In Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms**, [S.L.], v. 269, n. 13, p. 1499-1505, jul. 2011. Elsevier BV. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.nimb.2011.04.010>.

HOSCH, T.; ENGLAND, L. G.; NAPOLITANO, R. E.. Analysis of the high growth-rate transition in Al–Si eutectic solidification. **Journal Of Materials Science**, [S.L.], v. 44, n. 18, p. 4892-4899, 30 jul. 2009. Springer Science and Business Media LLC. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-009-3747-6>.

HU, H.. Squeeze Casting of Magnesium Alloys and their Composites,. **Journal Of Materials Science**, [S.L.], v. 33, n. 6, p. 1579-1589, 1998. Springer Science and Business Media LLC. DOI: <http://dx.doi.org/10.1023/a:1017567821209>.

ISAEV, E.I.; VEKILOV, Y. K. **Quasicrystals: Structure and Properties**. **Kristallografiya**, v.52, p. 966-972, 2007.

JENKS, C, J.; THIEL, P. A. **Quasicrystals: A Short Review**: from a Surface Science Perspective, Chemistry Publications, Langmuir, v. 14, p. 1392-1397, 1998.

JESUS, E. R. B. **Obtenção, usinagem e desgaste de materiais compósitos de matriz metálica processados via metalurgia do pó**. 1998. 84f. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1998.

KAKITANI, R. **Solidificação Transitória das Ligas Al-11%Si e Eutética Al-11%Si-5%Ni: parâmetros Térmicos, Microestrutura e Propriedades Mecânicas**. 2017. 127 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, São Paulo, 2017.

KAYA, H.; ÇADRLI, E.; GÜNDÜZ, M.; ULGEN, A.. Effect of the Temperature Gradient, Growth Rate, and the Interflake Spacing on the Microhardness in the Directionally Solidified Al-Si Eutectic Alloy. **Journal Of Materials Engineering And Performance**, [S.L.], v. 12, n. 5, p. 544-551, 1 out. 2003. Springer Science and Business Media LLC. DOI: <http://dx.doi.org/10.1361/105994903100277201>.

KUMAR, S.; BABU, N. H.; SCAMANS, G. M.; ESKIN, D. G.; FAN, Z. Solidification behaviour of an AA5754 Al alloy ingot cast with high impurity content. **International**

Journal Of Materials Research, [S.L.], v. 103, n. 10, p. 1228-1234, 1 out. 2012. Walter de Gruyter GmbH. DOI: <http://dx.doi.org/10.3139/146.110760>.

KURZ, W.; FISHER, D.J.. Dendrite growth at the limit of stability: tip radius and spacing. **Acta Metallurgica**, [S.L.], v. 29, n. 1, p. 11-20, jan. 1981. Elsevier BV. DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160\(81\)90082-1](http://dx.doi.org/10.1016/0001-6160(81)90082-1).

LIAO, H.C.; ZHANG, M.; BI, J.J.; DING, K.; XI, X.; WU, S.Q.. Eutectic Solidification in Near-eutectic Al-Si Casting Alloys. **Journal Of Materials Science & Technology**, [S.L.], v. 26, n. 12, p. 1089-1097, dez. 2010. Elsevier BV. DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/s1005-0302\(11\)60006-6](http://dx.doi.org/10.1016/s1005-0302(11)60006-6).

LIMA, Diego Ferreira *et al.* **influência da pressão na macroestrutura e microestrutura da liga Zn-Al solidificada pelo processo squeeze casting** 2014.

LIMA, J, P. **Estudo do comportamento mecânico da liga de alumínio ASTM/ABNT 1200 em função das condições de solicitação mecânica**. Trabalho de Conclusão de Curso em Engenharia de Materiais IFMG. 2016.

LIU, Y; DING, C.; LI, Y.-X.. Grain refining mechanism of Al-3B master alloy on hypoeutectic Al-Si alloys. **Transactions Of Nonferrous Metals Society Of China**, [S.L.], v. 21, n. 7, p. 1435-1440, jul. 2011. Elsevier BV. DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/s1003-6326\(11\)60878-9](http://dx.doi.org/10.1016/s1003-6326(11)60878-9).

MAKHLOUF, M. M., APELIAN, D. Casting Characteristics of Aluminum Die Casting Alloys. The Advanced Casting Research Center Worcester Polytechnic Institute Worcester, Massachusetts, 2002, p. 5-18.

McCartney D. G. and Hunt J. D. Measurements of cell and primary dendrite arm spacing in directionally solidified aluminium alloys, *Acta Metallurgica*, v. 29, pp. 1851-1863, 1981.

MENUSHENKOV, A. P.; Rakshun, Ya., V. EXAFS (**Extended X-Ray Absorption Fine Structure**) Spectroscopy of Quasicrystals. *Crystallography Reports*, v. 52, p. 1006- 1013, 2007.

MEZA, E. S. **Modelagem Analítica e Numérica da Solidificação de Ligas Binárias: Análise de Fatores de Influência**. 2012. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, 2012.

MILLER, J.D.; POLLOCK, T.M.. Stability of dendrite growth during directional solidification in the presence of a non-axial thermal field. *Acta Materialia*, [S.L.], v. 78, p. 23-36, out. 2014. Elsevier BV. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2014.05.040>.

OJHA, K.V.; TOMAR, A.; SINGH, D.; KAUSHAL, G.C. Shape, microstructure and wear of spray formed hypoeutectic Al–Si alloys. *Materials Science And Engineering: A*, [S.L.], v. 487, n. 1-2, p. 591-596, jul. 2008. Elsevier BV. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2007.10.032>.

OLIVEIRA, R. F.; GAMBÔA, F.A.R.; SANTOS, F.R.S. **Conceitos de logística reversa e colaboração aplicados à indústria de especialidades químicas**. Simpósio de Engenharia de Produção. São Paulo, 2003.

OSÓRIO, W. R.; GARCIA, A.. Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn–Al alloys as a function of solidification conditions. *Materials Science And Engineering: A*, [S.L.], v. 325, n. 1-2, p. 103-111, fev. 2002. Elsevier BV. DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093\(01\)01455-1](http://dx.doi.org/10.1016/s0921-5093(01)01455-1).

PERES, M. D. **Desenvolvimento da Macroestrutura e da Microestrutura na Solidificação Unidirecional Transitória de Ligas Al-Si**. 2005. 151p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia Mecânica. Universidade Estadual de Campinas, 2005.

QUARESMA, J. M. V.; SANTOS, C. A.; GARCIA, A. Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings, and mechanical properties of Al-Cu

alloys. **Metallurgical And Materials Transactions A**, [S.L.], v. 31, n. 12, p. 3167-3178, dez. 2000. Springer Science and Business Media LLC. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-000-0096-0>.

RANA, R. S., PUROHIT, R., DAS, S. **Reviews on the Influences of Alloying elements on the Microstructure and Mechanical Properties of Aluminum Alloys and Aluminum Alloy Composites**. International Journal of Scientific and Research Publications, Vol. 2, Issue 6, 2012, p. 1-7.

ROCHA, O. F. L. **Análise Teórico-Experimental da Transição Celular/Dendrítica na Solidificação Unidirecional: Caracterização da Microestrutura Dendrítica e da Evolução da Morfologia na Solidificação em Condições de Fluxo de Calor Transitório**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas – SP. 2003.

ROCHA, O. L.; DIAS FILHO, J. M.; COSTA, T. A.; VASCONCELOS, A. J.; MOREIRA, A. L.; KIKUSHI, R. **Coefficiente De Transferência De Calor Na Interface Metal/Molde E Variáveis Térmicas Na Solidificação Direcional Horizontal Da Liga Al-6%Cu**. **Holos**, [S.L.], v. 5, p. 28-39, 14 nov. 2013. Instituto Federal de Educacao, Ciencia e Tecnologia do Rio Grande do Norte (IFRN). DOI: <http://dx.doi.org/10.15628/holos.2013.1483>

ROSA, D. M. **Estruturas celulares, transição celular/dendrítica e estruturas dendríticas na solidificação unidirecional transitória**. 2007. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo, 2007.

ROSA, D. M., **Caracterização da microestrutura dendrítica na solidificação vertical descendente de ligas Al-Cu**, Dissertação de Mestrado – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas – SP, 2004.

SANTOS, C. A.; SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A.; QUARESMA, J. M.V.; SPIM, J. A.. **Metal–mold heat transfer coefficients during horizontal and vertical Unsteady-State**

solidification of Al–Cu and Sn–Pb Alloys. **Inverse Problems In Science And Engineering**, [S.L.], v. 12, n. 3, p. 279-296, jun. 2004. Informa UK Limited. DOI: <http://dx.doi.org/10.1080/10682760310001598706>.

SANTOS, R. G. **Solidificação sob condições de fluxo de calor radial**. 1985. Tese (Livre docência em Materiais e Metalurgia) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo, 1985.

SHAITURA, D. S.; ENALEEVA, A. **A Frabrication of Quasicrystalline Coatings: A Review**. **Cristallography Reports**, v. 52, p. 945-952, 2007.

SILVA. A, A, O. **A logística reversa das latas de alumínio e seus efeitos ao meio ambiente**. Faculdade de Ciências Sociais Aplicadas – FASA. Brasília-DF.2007.

SIQUEIRA, C. A.; CHEUNG, N.; GARCIA, A.,. Solidification thermal parameters affecting the columnar-to-equiaxed transition. **Metallurgical And Materials Transactions A**, [S.L.], v. 33, n. 7, p. 2107-2118, jul. 2002. Springer Science and Business Media LLC. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-002-0042-4>.

TIEDJE, N. S.; TAYLOR, J. A.; EASTON, M. A., **Feeding and Distribution of Porosity in Cast Al-Si Alloys as Function of Alloy Composition and Modification**, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 43, n. 12, p. 4846–4858, 2012.

VICTOR. R, S. Caracterização microestrutural e mecânica de ligas Al-Zn-Cu solidificadas unidirecionalmente. Dissertação de Mestrado- Universidade de Brasília – UnB. 2019.

WANG, S. et al., **Growth mechanism of primary silicon in cast hypoeutectic Al-Si alloys**, **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 22, n. 6, p. 1264–1269, 2012.

YOKOYMA, Y., FUKAURA, K., SUNADA, H., NOTE, R., HIRAGA, K., INOUE, A., **“Production of sinle Al₆₄Cu₂₃Fe₁₃ icosahedral quasicrystal with the Czochralski method”**. **Materials science and Engineering**, 294-296, 2000.