

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

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO**

**UM ESTUDO EXPERIMENTAL  
DO EFEITO DA ADIÇÃO DE Sn EM  
Al PURO NA FORMAÇÃO DA  
MICROESTRUTURA E MICRODUREZA NO  
PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO  
UNIDIRECIONAL EM CONDIÇÕES DE  
EXTRAÇÃO DE CALOR TRANSIENTE**

**ALUNA: THAMARA CRISTINA SANTOS DE  
OLIVEIRA DA SILVA**

**ORIENTADOR: PROF. Dr. ALEXANDRE  
FURTADO FERREIRA**

**UNIVERSIDADE  
FEDERAL  
FLUMINENSE**



**VOLTA REDONDA**

**2019**

UNIVERSIDADE FEDERAL FLUMINENSE  
PÓLO UNIVERSITÁRIO DE VOLTA REDONDA  
ESCOLA DE ENGENHARIA INDUSTRIAL METALÚRGICA DE VOLTA  
REDONDA

THAMARA CRISTINA SANTOS DE OLIVEIRA DA SILVA

UM ESTUDO EXPERIMENTAL DO EFEITO DA ADIÇÃO DE Sn EM Al PURO, NA  
FORMAÇÃO DA MICROESTRUTURA E MICRODUREZA NO PROCESSO DE  
SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL EM CONDIÇÕES DE EXTRAÇÃO DE  
CALOR TRANSIENTE

Dissertação de mestrado  
apresentada ao Programa de Pós-  
Graduação em Engenharia  
Metalúrgica da Universidade  
Federal Fluminense, como requisito  
para a obtenção do título de Mestre  
em Engenharia Metalúrgica.

Área de concentração:  
Processamento e Caracterização de  
materiais.

Orientador: Prof. Dr. Alexandre Furtado Ferreira

Volta Redonda

2019

THAMARA CRISTINA SANTOS DE OLIVEIRA DA SILVA

UM ESTUDO EXPERIMENTAL DO EFEITO DA ADIÇÃO DE Sn EM Al PURO, NA FORMAÇÃO DA MICROESTRUTURA E MICRODUREZA NO PROCESSO DE SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL EM CONDIÇÕES DE EXTRAÇÃO DE CALOR TRANSIENTE

Dissertação de mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal Fluminense, como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica.

Área de concentração: Processamento e Caracterização de materiais.

Aprovada em 22 de fevereiro de 2019.

BANCA EXAMINADORA

---

Prof. Alexandre Furtado Ferreira, Dr Sc.– Orientador  
Universidade Federal Fluminense

---

Prof. Wesley Luiz da Silva de Assis, Dr.Sc.  
Universidade Federal Fluminense

---

Ingrid Meirelles Salvino Tomaszewski, Dr. Sc  
Faculdade de Tecnologia do Estado de São Paulo – Membro Externo

VOLTA REDONDA

2019

*“Faça ou não faça. Tentativa não há”.*

*Mestre Yoda*

## DEDICATÓRIA

*Dedico este trabalho às pessoas mais importantes da minha vida:  
As minhas filhas Larissa (in memorian) e Catharina, razões do meu viver.  
A minha mãe Luiza, pelo exemplo.  
Ao meu esposo Daniel.  
Aos meus irmãos Leocádio Jr e Anthonionny.*

## AGRADECIMENTOS

A Deus, meu motor, a quem dedico a minha fé. Pelo dom da vida. Por ter me permitido chegar até aqui. Por permitir que tudo desse certo.

A minha mãe Maria Luiza, pelo apoio incondicional durante essa jornada. Por entender meu mau humor muitas vezes.

Ao meu orientador Dr. Alexandre Furtado Ferreira, pelo incentivo, competência e confiança em meu trabalho.

Ao meu esposo Daniel, pelo apoio e por acreditar que eu realizaria este sonho.

Minha filha Catharina, razão do meu viver, pela sua paciência devido as minhas constantes ausências, aos meus estresses. E pelo seu carinho e torcida para o sucesso deste projeto.

Aos meus irmãos Leocadio Junior e Anthonionny que sempre me deram apoio e me ajudaram em momentos em que eu não poderia estar presente

A grande amiga Janayna Passos, pelo apoio tanto na execução das tarefas, quanto pelo ombro amigo, sempre disponível, o que tornou esta jornada mais leve.

À amiga Eliana Dutra, por entender as constantes ausências aos nossos maravilhosos cafezinhos.

À amiga doutoranda Patrícia de Fátima, pelo incentivo a este trabalho e por não me deixar desanimar diante das dificuldades.

À professora Dra. Fabiane, pela disponibilidade e ajuda no laboratório de Preparação de Amostras e de Microscopia Ótica.

À amiga professora Dra. Rafaella Martins, pelo suporte com ensaios mecânicos e por sempre acreditar que eu teria sucesso nessa empreitada.

Aos professores Simara e Caio, da Universidade Estadual do Rio de Janeiro, por possibilitarem a realização do ensaio de microdureza Vickers.

À CSN, por ter permitido assistir às aulas.

À equipe PPGEM, pela disponibilização dos recursos necessários para realizar este trabalho.

## RESUMO

As ligas a base de alumínio têm sido cada vez mais utilizadas em componentes em substituição aos aços, com o principal objetivo de reduzir o peso e, conseqüentemente, o custo. Estes fatores são fundamentais nas suas aplicações mais comuns, como na indústria automobilística e aeronáutica, pois estão diretamente relacionados com o consumo de combustível, e nesse sentido, as ligas a base de alumínio ganham destaque, pois possuem ótima relação resistência mecânica/peso. O trabalho atual tem como foco as ligas Al-Sn, que são conhecidas como as mais apropriadas em aplicações tribológicas, como por exemplo, rolamentos e componentes internos de motores a combustão. No presente trabalho, desenvolve-se um estudo experimental do efeito da adição do estanho no alumínio, em um processo de solidificação unidirecional em regime transitório de extração de calor, onde as variáveis térmicas de solidificação, tais como a velocidade de deslocamento do isoterma *liquidus* ( $V_L$ ), gradiente térmico ( $G_L$ ) e a taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ) foram determinadas experimentalmente, a partir dos perfis de resfriamento. Em diferentes posições do lingote, tanto para o alumínio puro, quanto para a liga Al-10%Sn, a adição de estanho provocou um aumento da cinética de solidificação. Foi constatado que a adição de estanho provoca o desaparecimento da estrutura coquilhada e o aparecimento da TCE na macroestrutura. Os materiais apresentaram morfologia celular e leis experimentais de crescimento microestrutural foram determinadas para a liga. Previsões teóricas de modelos de crescimento celular para regime transitório (Hunt-Lu) e estacionário (Hunt e Trivedi) foram confrontadas com os resultados experimentais. Foi feita também a análise da variação da microdureza Vickers em diferentes posições do lingote. Os resultados mostraram que a adição de estanho aumentou o valor médio da microdureza. Constatou-se também que a microdureza do alumínio puro sofre influência das variáveis térmicas, e a microdureza da liga é influenciada pela solubilidade do soluto.

**PALAVRAS-CHAVE:** alumínio; estanho; solidificação; regime transiente, espaçamento celular, microdureza.

## ABSTRACT

Aluminum-based alloys have been increasingly used in replacement parts for steels, with the aim of reducing weight and hence cost. These factors are fundamental in their most common applications, such as in the automotive and aeronautical industries, since they are directly related to fuel consumption, and in this sense, aluminum-based alloys are highlighted because they have an excellent mechanical strength / weight ratio. The current work focuses on Al-Sn alloys, which are known to be most suitable for tribological applications, such as internal combustion engine bearings and components. In the present work, an experimental study of the effect of tin addition on aluminum is carried out in a unidirectional solidification process under a transient regime of heat extraction, where the solidification thermal variables, such as the displacement velocity of the liquidus isotherm ( $V_L$ ), thermal gradient ( $G_L$ ) and cooling rate ( $\dot{T}$ ) were determined experimentally from the cooling profiles. In different positions of the ingot, both for pure aluminum, and for alloy Al-10% Sn, the tin addition caused an increase in the kinetics of solidification. It was found that tin addition causes the disappearance of the blocked structure and the appearance of TCE in the macrostructure. The materials presented cellular morphology. Experimental laws of microstructural growth were determined for the alloy. Theoretical predictions of cell growth models for transient (Hunt-Lu) and stationary (Hunt and Trivedi) were compared with the experimental results. The Vickers microhardness variation was also analyzed in different positions of the ingot. The results showed that the addition of tin increased the hardness. The results showed that the tin addition increased the mean value of microhardness. It was also verified that the pure aluminum microhardness is influenced by thermal variables and the alloy microhardness is influenced by the solute solubility.

**Keywords:** *aluminium; tin; solidification, transient regime, primary cellular spacing microhardness*

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2-1 - Diagrama de Fases Al-Sn (ASM Handbooks).....	24
Figura 2-2 - Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação (Garcia, 2007).....	25
Figura 2-3 - Representação esquemática da estrutura de solidificação. ....	26
Figura 2-4 - Morfologias de transição colunar-equiaxial solidificado unidirecionalmente sob condições de extração de calor em regime transiente (a) liga Al-5%Cu (Osório, 2004); (b) Al-9%Si (Peres, 2005). ....	28
Figura 2-5 - Fatores de influência na formação das estruturas de solidificação. SRC – grau de super-resfriamento constitucional; GL – gradiente térmico à frente da interface; $V_L$ – velocidade da interface e $C_0$ – concentração de soluto. (Garcia, 2007).....	30
Figura 2-6 - Representação dos espaçamentos celulares ( $\lambda_c$ ), espaçamentos dendríticos primários ( $\lambda_1$ ), secundários ( $\lambda_2$ ) e terciários ( $\lambda_3$ ) (Bertelli, 2012).....	30
Figura 2-7 – Exemplos de morfologias (a) celular (Rosa, 2007) e (b) dendrítica (Cruz, 2008).....	31
Figura 2-8 -Mudança morfológica na estrutura de crescimento à medida que a velocidade é aumentada: (a) crescimento celular regular em baixas velocidades; (b) crescimento celular com alteração na direção de crescimento; (c) transição celular/dendrítica; (d) crescimento dendrítico com início da formação de instabilidades laterais. (Adaptado de Garcia, 2001).....	32
Figura 2-9 - Condições de transição planar/celular/ dendrítica pelo efeito do super resfriamento constitucional (Garcia, 2007).....	32
Figura 2-10 - Representação esquemática da dendrita, mostrando a linha do formato liso assumido pelo modelo de Hunt, (Hunt, 1979). ....	37
Figura 2-11 - Esquema do dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente .....	41
Figura 2-12 - Esquema do ensaio de microdureza Vickers. (Siqueira 2003; Garcia, 2000). ....	42
Figura 3-1 - Fluxograma do procedimento experimental .....	44
Figura 3-2 - Serra Fita (Laboratório de Solidificação -EEIMVR/UFF).....	45

Figura 3-3 – Balança digital de precisão (Laboratório de Solidificação Unidirecional – EEIMVR/UFF).....	46
Figura 3-4 - Forno Mufla (Laboratório de Solidificação – EEIMVR/UFF).....	46
Figura 3-5 – Forno de Solidificação Unidirecional – Laboratório de solidificação – EEIMVR/UFF. ....	47
Figura 3-6 – Molde Bipartido Revestido com Camada de Alumina e Base – Laboratório de Solidificação .....	48
Figura 3-7 Sistema de aquisição de dados.....	48
Figura 3-8 – Perfil térmico (Rocha, 2003) .....	50
Figura 3-9 - Metodologia para a obtenção das variáveis térmicas de solidificação: velocidade do isoterma <i>liquidus</i> (Cruz, 2008) .....	50
Figura 3-10 - Desenho esquemático mostrando um gráfico da velocidade em função da posição e os deslocamentos das isotermas <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> .....	51
Figura 3-11 - Representação do gradiente de temperatura à frente da isoterma <i>liquidus</i> em função da posição (Bertelli, 2012). ....	51
Figura 3-12 - Microscópio Ótico Olympus (Laboratório de Metalografia da EEIMVR/UFF).....	53
Figura 3-13 - Representação esquemática da técnica utilizada para a quantificação dos espaçamentos celulares (Gunduz, 2000) .....	54
Figura 3-14 – Ensaio de microdureza vickers; (a) Microdurômetro localizado no Laboratório de Metalografia da UERJ (b) Critérios utilizados na medição da microdureza.....	55
Figura 4-1 - Curva de resfriamento lento do (a) alumínio puro e (b) da liga Al-10%Sn. ....	56
Figura 4-2 – Perfil Térmico do alumínio puro solidificado unidirecionalmente em condições transientes de extração de calor.....	57
Figura 4-3 - Perfil Térmico da liga Al-10% solidificada unidirecionalmente em condições transientes de extração de calor.....	58
Figura 4-4 - Tempo de passagem do isoterma <i>liquidus</i> do Al puro e da liga binária Al-10%Sn. ....	58
Figura 4-5 - Velocidade do isoterma <i>liquidus</i> em função da posição a partir da base refrigerada .....	59
Figura 4-6 – Evolução da taxa de resfriamento em função da posição. ....	60

Figura 4-7 – Evolução do gradiente térmico em função da posição. ....	60
Figura 4-8 - Macroestrutura do (a) alumínio puro e (b) liga Al-10%Sn .....	61
Figura 4-9 - Microestrutura do alumínio puro obtida em diversas posições dos termopares (a) 5mm, (b) 10 mm (c) 15 mm, (d) 20 mm (e) 60 mm e (f) 85 mm .....	62
Figura 4-10 – Microestrutura da liga Al-10%Sn obtida em diversas posições do lingote. .....	63
Figura 4-11 -Evolução do espaçamento celular ( $\lambda_C$ ) da liga Al-10%Sn ao longo do lingote.....	64
Figura 4-12 – Evolução do espaçamento celular em função da velocidade de deslocamento do isoterma <i>liquidus</i> . ....	65
Figura 4-13 – Correlação entre o espaçamento celular e o gradiente térmico. ....	65
Figura 4-14– Correlação entre o espaçamento celular e a taxa de resfriamento. ....	66
Figura 4-15 - Comparação entre os modelos teóricos de crescimento celular de Hunt e Trivedi, em regime estacionário e os dados experimentais.....	66
Figura 4-16- Comparação entre os modelos teórico de Hunt-Lu de crescimento celular em regime transitório e os dados experimentais. ....	67
Figura 4-17 - Evolução da microdureza Vickers do Alumínio Puro em função da posição. .....	68
Figura 4-18- Evolução da microdureza Vickers do Alumínio Puro em função da posição .....	68
Figura 4-19- Gráfico comparativo dos valores da microdureza Vickers do alumínio puro e da liga Al-10%Sn .....	69
Figura 4-20 - Evolução da microdureza Vickers em função da velocidade de solidificação do alumínio puro .....	69
Figura 4-21 - Correlação entre a microdureza Vickers e a velocidade de deslocamento do isoterma <i>liquidus</i> liga Al-10% Sn. ....	70
Figura 4-22 - Influência da taxa de resfriamento na microdureza Vickers do alumínio puro.....	70
Figura 4-23 - Influência da taxa de resfriamento na microdureza Vickers da liga Al- 10%Sn .....	71
Figura 4-24 - Micrografia indicando a presença de estanho segregado no contorno. ....	71
Figura 4-25 - Evolução da microdureza Vickers da liga hipoeutética Al-10%Sn em função do espaçamento celular. ....	72

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3-1 - Especificações da serra fita utilizada para o corte do alumínio .....	45
Tabela 3-2 – Posição dos termopares ao longo do molde (Autora).....	49
Tabela 3-3 - Composição química do Al comercialmente puro (Cinbal).....	52
Tabela 3-4 - Composição Química do Estanho (Tin Química).....	52
Tabela 3-5– Propriedades Termofísicas das ligas do sistema Al-Sn estudadas (Cruz, 2008, Bouchard-Kirkaldy, 1997) .....	53

## LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

$a_1$	Fator de calibração - $\lambda_1$ ou $\lambda_C$ - Bouchard-Kirkaldy	[adimensional]
$a_2$	Fator de calibração $\lambda_2$ - Bouchard-Kirkaldy	[adimensional]
L	Comprimento do material solidificado	[mm]
TCE	Transição colunar equiaxial (Colular-Equiaxed Transition)	-
$C_0$	Concentração de soluto em equilíbrio	[% em peso]
$G_L$	Gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido	[°C/mm]
$G_{0\epsilon}$	Parâmetro característico	[ $\cong 600 \times 6 \text{ cm}^{-1}$ ]
MO	Microscopia Óptica	-
$D_L$	Difusividade do soluto no líquido	[m <sup>2</sup> /s]
$t_{SL}$	Tempo local de solidificação	-
P	Posição dos termopares	[mm]
S/L	Sólido e Líquido	-
SRC	Super-resfriamento constitucional	-
$T_F$	Temperatura de fusão	[°C]
$T_E$	Temperatura Eutética	[°C]
$T_S$	Temperatura <i>solidus</i>	[°C]
T	Temperatura	[°C]
$t_L$	Tempo de Passagem da Isoterma <i>Liquidus</i> ( $t_L$ )	[s]
$T_L$	Temperatura <i>liquidus</i>	[°C]
$V_L$	Velocidade da interface sólido/líquido	[m/s]
$\lambda_1$	Espaçamento dendrítico primário	[ $\mu\text{m}$ ]
$\lambda_2$	Espaçamento dendrítico secundário	[ $\mu\text{m}$ ]
$\lambda_3$	Espaçamento dendrítico terciário	[ $\mu\text{m}$ ]
$\lambda_C$	Espaçamento celular	[ $\mu\text{m}$ ]
$\Delta T$	Variação de temperatura	[°C]
L	Calor Latente de fusão	[J/kg]
$\rho_s$	Massa específica do metal sólido	[Kg.m <sup>-3</sup> ]
$\sigma$	Tensão superficial na interface	[Mpa]
$\Gamma$	Coefficiente de Gibbs-Thompson	[K.m]
P	Carga	[Kgf]
d	Comprimento da diagonal de impressão	[mm]

$\theta$       Ângulo entre as faces opostas      [°C]  
ASTM *American Society for Testing and Materials*      -

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO .....	18
1.1	CONSIDERAÇÕES INICIAIS .....	18
1.2	OBJETIVOS .....	21
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
2.1	O ALUMÍNIO .....	23
2.2	SISTEMA Al-Sn.....	23
2.3	SOLIDIFICAÇÃO .....	24
2.4	CARACTERIZAÇÃO DA MACROESTRUTURA .....	25
2.4.1	Estrutura Coquilhada .....	26
2.4.2	Estrutura Colunar.....	26
2.4.3	Estrutura Equiaxial .....	27
2.4.4	Transição Colunar-Equiaxial.....	27
2.5	CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA.....	29
2.5.1	Interface celular e dendrítica .....	30
2.5.2	Espaçamento Celular .....	32
2.5.3	Leis de Crescimento Microestrutural .....	33
2.5.4	– Modelos teóricos de crescimento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ) e celular ( $\lambda_C$ ). 35	
2.5.5	Modelo de Hunt (H) .....	36
2.5.6	Modelo de Kurz e Fischer .....	37
2.5.7	Modelo de Hunt e Lu.....	38
2.5.8	Modelo de Trivedi .....	39
2.5.9	Modelo de Bouchard e Kirkaldy .....	39
2.6	SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL ASCENDENTE .....	40
2.7	VARIÁVEIS TÉRMICAS NA SOLIDIFICAÇÃO .....	41
2.8	ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS .....	42

3	METODOLOGIA .....	43
3.1	FLUXOGRAMA .....	43
3.2	EQUIPAMENTOS UTILIZADOS NO PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL 45	
3.2.1	Serra Fita .....	45
3.2.2	Balança de precisão .....	45
3.2.3	Cadinho.....	46
3.2.4	Forno Mufla.....	46
3.2.5	Dispositivo de Solidificação Unidirecional.....	47
3.2.6	Molde.....	47
3.2.7	Sistema de Aquisição de Dados .....	48
3.2.8	Termopares .....	48
3.2.9	Determinação das variáveis térmicas .....	49
3.2.10	Materiais .....	52
3.3	CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURURAL .....	52
3.3.1	Determinação do Espaçamento Celular.....	54
3.4	ENSAIOS MECÂNICOS .....	54
3.4.1	Ensaio de Microdureza .....	54
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES .....	56
4.1	CURVAS DE RESFRIAMENTO LENTO .....	56
4.2	PERFIS TÉRMICOS .....	56
4.2.1	Variáveis Térmicas .....	58
4.3	MACROESTRUTURA .....	60
4.4	MICROESTRUTURA.....	61
4.4.1	Alumínio Puro .....	61
4.4.2	Liga Al-10%Sn.....	62
4.4.3	Leis experimentais de crescimento celular para a liga Al-10%Sn .....	64
4.5	MICRODUREZA VICKERS .....	67

4.5.1	Influência das variáveis Térmicas na Microdureza Vickers.....	67
4.5.2	Influência do Espaçamento Celular na Microdureza Vickers .....	72
5	CONCLUSÕES.....	73
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....	75
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	76
8	PUBLICAÇÕES .....	87

# 1 INTRODUÇÃO

## 1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

A fim de minimizar custos com combustível bem como a emissão e gases poluentes, cada vez mais se procura utilizar metais leves em veículos. Para tal, alumínio e suas ligas têm sido bastante utilizados em detrimento do aço.

O alumínio é o terceiro metal mais abundante e, devido às suas características singulares, tornou-se um concorrente em aplicações de engenharia desde o final do século XIX: excelente resistência à corrosão atmosférica em ambiente marinho, urbano e industrial, baixa densidade e a elevada habilidade de ser submetido a uma vasta gama de tratamentos superficiais. As diversas razões para a escolha da aplicação das ligas a base de alumínio estão listadas a seguir:

- Alta tenacidade, sendo excelente na utilização em componentes automotivos para promover a economia de combustível;
- Resistência a baixas temperaturas, evitando fratura frágil.
- Possui boa resiliência sob cargas estática e dinâmica.
- Facilidade de fabricação e usinabilidade: fundido, laminado, estampado, etc., em diversas formas e espessuras.

A respeito das ligas a base de alumínio cujo fim está relacionado a aplicações onde a resistência ao desgaste e a fadiga são fatores determinantes, as ligas Al-Sn são aquelas utilizadas para este fim, como por exemplo, mancais, buchas, entre outros (Puvvada, 2015).

O estanho é um metal que possui baixo coeficiente de fricção. Por esta razão, é utilizado em materiais de rolamento, onde a resistência ao desgaste é uma propriedade requerida. Apesar desta propriedade, o estanho é um material pouco resistente. Devido a isso, um terceiro elemento é inserido para minimizar este problema, tal como o antimônio e o cobre. (Puvvada, 2015)

Ligas Al-Sn tem uma longa história para ser usada como material de suporte. Isso ocorre porque essas ligas oferecem uma boa combinação de propriedades de resistência e superfície. A morfologia heterogênea dessas ligas é caracterizada por uma matriz de alumínio ( $\alpha$ -Al) contendo finas partículas de estanho dispersas ao longo da matriz. Esta configuração determina o comportamento tribológico da liga, onde tem-se uma matriz

tenaz, responsável pela resistência mecânica, enquanto que as partículas de estanho possuem o papel de lubrificante sólido (Perrone, 2002, Yuan *et. al*, 2000). Uma vez que a solubilidade sólida do estanho no alumínio é baixa, é esperado que as condições de solidificação rápida interfiram nas propriedades tribológicas do material, por meio da alteração microestrutural.

Embora as ligas Al-Sn sejam bastante empregadas em aplicações de engenharia, estudos para seu desenvolvimento ainda são escassos (Cruz, 2008).

O processo de solidificação pode ser considerado um processo de transferência de calor em regime transitório, no qual ocorre uma mudança de estado físico, do líquido para o sólido e, com a combinação de técnicas de caracterização macro e microestruturais, é possível analisar a influência das variáveis de processo no desempenho dos produtos formados. As propriedades mecânicas são dependentes das estruturas de solidificação tanto em produtos fundidos como em produtos submetidos a tratamentos térmicos. Dessa forma, as variáveis térmicas possuem forte correlação com a cinética do processo de solidificação e são determinantes para a definição da morfologia do material.

É de fundamental importância, a compreensão da relação entre as variáveis de solidificação e a estrutura formada para o desenvolvimento de métodos melhores de solidificação. Este é um complexo processo que envolve calor, transporte de soluto que tem forte influência na formação da macroestrutura. (Okayasu e Takeuchi, 2015).

O controle das variáveis térmicas de solidificação é essencial, pois as características do produto final são determinadas por estas variáveis: temperatura de vazamento, velocidade de solidificação ( $V_L$ ), gradiente térmico a frente da interface sólido/líquido ( $G_L$ ), taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ), que tem influência direta no tamanho de grão, por exemplo, e a concentração e redistribuição de soluto ( $K_o$ ), que interagem por intermédio do super-resfriamento constitucional. Além disso, o molde desempenha um papel importante, que é dar forma ao produto e extrair calor do metal para o ambiente. (Garcia, 2007).

O alumínio é um metal bastante utilizado em aplicações de engenharia, devido a suas propriedades e características, garantindo sua viabilidade. Ele é um dos três metais mais utilizados. Este metal possui boa conformabilidade e pode ser produzido em uma série de formas diferentes: trabalhadas ou fundidas. (Davis, 1993).

As ligas Al-Sn são utilizadas em aplicações onde a resistência ao desgaste é um item exigido. A fabricação destas ligas não é simples e é obtida através de sua fundição. (Pathak e Mohan, 2001). Portanto, o controle do processo é fundamental para a aquisição das melhores propriedades, que são fortemente dependentes do processo de solidificação (Garcia, 2007).

Existem diversos trabalhos acerca de ligas binárias de alumínio, onde se destacam alguns a seguir:

Canté *et.al.* (Canté, 2007) avaliaram a transição colunar-equiaxial durante a solidificação unidirecional das ligas hipoeutéticas Al-Si e Al-Sn e concluíram que existe uma restrita faixa de taxa de resfriamento crítico que define a CET nas ligas de alumínio fundidas.

Cruz *et. al.* (Cruz, 2008) avaliaram ligas Al-Sn com diferentes teores de Sn a fim de verificar a influência das variáveis térmicas no espaçamento interdendrítico e chegaram a várias conclusões, dentre elas que espaçamento dendrítico primário  $\lambda_1$  não aumentou com o aumento do teor de soluto conforme era previsto pelo modelo de Okamoto e Kishitake, um dos modelos utilizados para comparação neste estudo. Já o espaçamento dendrítico secundário diminuiu com o aumento do teor de Sn e de maneira geral, o espaçamento dos braços secundários se aproximou do modelo Bouchard–Kirkaldy.

Valizadeh *et.al.* (Valizadeh, 2013) avaliaram a taxa de resfriamento da liga Al-30%Sn em peso através da utilização de diferentes moldes (areia, latão e latão refrigerado a água) e concluíram que o aumento da taxa de resfriamento contribui para a formação de uma microestrutura com grãos mais refinados bem como maior dureza.

Rocha *et.al.* (Rocha 2003) avaliaram as variáveis térmicas de solidificação da liga Pb-Sn em regime transiente da extração de calor e verificaram que o espaçamento intercelular reduziu quando o teor de Pb atinge aproximadamente 2% e verificaram também que uma mudança brusca ocorre quando a morfologia se modifica de celular para dendrítica. Além disso, o fenômeno não ocorreu conforme o modelo teórico desenvolvido por Hunt–Lu, empregado no estudo.

Cruz *et.al.* 2008 (Cruz, 2008) estudaram o fenômeno da segregação inversa da liga binária Al-23%Sn solidificada unidirecionalmente através do modelo numérico desenvolvido Voller (Voller, 1998) para avaliar a correlação entre espaçamento dendrítico primário e a taxa de crescimento da ponta da dendrita e verificaram que a

concentração máxima de Sn experimental na superfície do material fundido é 50% superior a composição nominal. Este experimento foi realizado também em uma liga Al 10%Sn e neste último caso, a concentração de Sn na superfície foi 100% superior a nominal. Tais experimentos foram previstos pelo modelo numérico empregado no estudo. Eles concluíram, portanto, que este modelo pode ser utilizado nas ligas Al-Sn.

Propõe-se no presente trabalho, avaliar o efeito da adição do estanho no alumínio na macroestrutura, microestrutura, espaçamento interdendrítico e microdureza da liga formada através de um processo de solidificação unidirecional ascendente com extração de calor em regime transiente. A metodologia consiste em avaliar inicialmente os parâmetros do alumínio puro solidificado e, posteriormente, com a adição do estanho. O monitoramento do processo de solidificação será realizado através das curvas de resfriamento geradas. Os parâmetros térmicos, velocidade do isoterma *liquidus*, taxa de resfriamento e gradiente térmico foram determinados experimentalmente.

## 1.2 OBJETIVOS

O presente estudo tem como objetivo geral analisar experimentalmente as variáveis térmicas de solidificação do alumínio comercialmente puro e o seu efeito na macro e microestrutura e microdureza e do alumínio com adição de estanho.

Os objetivos específicos estão relacionados abaixo:

1. Realizar o experimento de solidificação unidirecional vertical ascendente em condições transitórias de extração de calor do alumínio puro e da liga Al-10%Sn por meio da utilização do dispositivo de solidificação;
2. Obter os perfis térmicos de temperatura, em função do tempo de solidificação do alumínio puro e da liga Al-10%Sn no sistema de solidificação unidirecional vertical ascendente;
3. Determinar as variáveis térmicas de solidificação dos materiais: velocidade da frente de solidificação ( $V_L$ ); taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ) e gradiente térmico ( $G_L$ ), a partir dos registros térmicos experimentais e comparar a influência exercida pelo estanho nessas variáveis;
4. Realizar a caracterização macro e microestrutural do alumínio puro e da liga Al-10%Sn;

5. Realizar o mapeamento microestrutural ao longo do lingote e determinar leis experimentais de crescimento celular em função das variáveis térmicas de solidificação.
6. Medir a microdureza ao longo do lingote do alumínio puro e da liga e realizar a análise comparativa entre os dois para verificar a influência da adição do estanho.
7. Estabelecer a correlação entre o espaçamento celular ( $\lambda_C$ ) e a microdureza Vickers da liga.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 O ALUMÍNIO

O alumínio e suas ligas é um dos materiais mais versáteis que existem, devido a suas combinações (únicas) de propriedades. São econômicos, dúcteis e leves e possuem excelente condutividade térmica e elétrica. O alumínio possui densidade de  $2,7 \text{ g/cm}^3$  e boa resistência à corrosão. Como são leves, são bastante vantajosos na construção de aviões e veículos espaciais.

O processamento do alumínio começa com o beneficiamento da bauxita, onde a alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) é retirada que, por sua vez, através do processo de redução, é transformada em alumínio. A produção é constituída por uma série de reações químicas.

O maior desafio das indústrias é melhorar as propriedades mecânicas do alumínio sem prejudicar outras e tais melhorias são feitas através de adição de elementos de liga e/ou tratamentos térmicos. (Davis, 1993).

De acordo com a *Aluminium Association* (Davis, 1993), essas ligas de alumínio são divididas em duas classes: as trabalháveis e as fundidas, que por sua vez, são divididas em várias famílias, de 1xxx a 9xxx, de acordo com o tratamento térmico realizado, se for o caso, e o elemento de liga.

No caso das ligas para fundição, a representação é feita da seguinte forma: o primeiro dígito representa o principal elemento de liga; o segundo e terceiro dígitos se referem ao teor de (alumínio) e o último, a composição das peças fundidas.

### 2.2 SISTEMA Al-Sn

As ligas Al-Sn são da classe 8xxx, ligas de fundição. Possuem teor de estanho da ordem de 0,09% em peso (a solubilidade sólida do Sn no Al é baixa), como pode ser visto no diagrama de fases, mostrado na Figura 2-1 e pequenas quantidades de cobre e níquel costumam ser adicionadas para melhora da sua resistência.

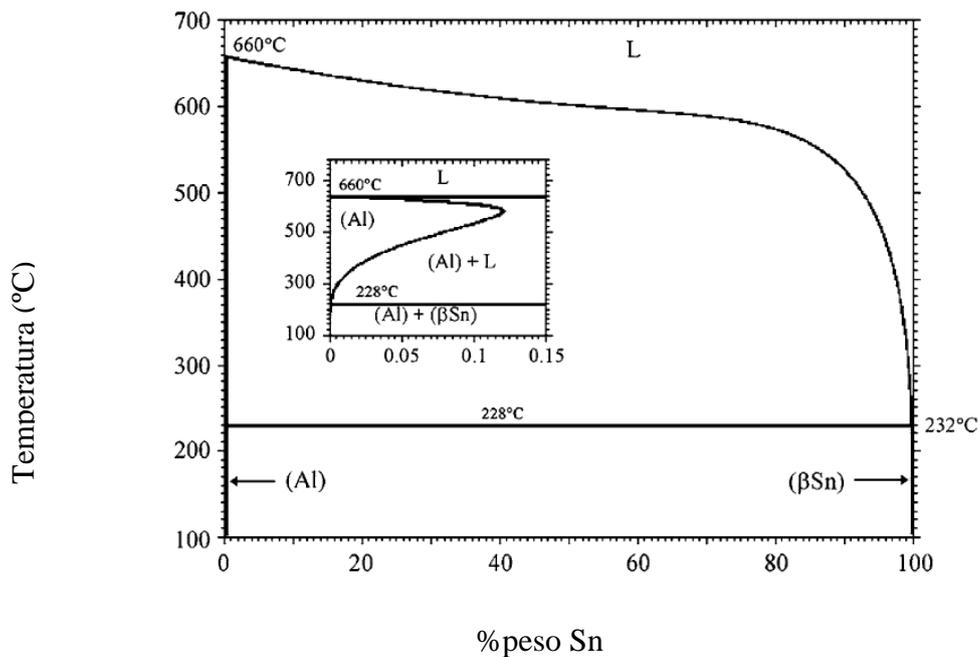


Figura 2-1 - Diagrama de Fases Al-Sn (ASM Handbooks).

Para que estas características sejam atingidas, adicionam-se quantidades de Sn superiores a 0,09% em peso para provocar formação de precipitados na matriz. São estes precipitados os responsáveis pelas características tribológicas da liga, pois estes funcionam como lubrificante sólido (Valizadeh, 2013).

### 2.3 SOLIDIFICAÇÃO

A solidificação, é um fenômeno de transformação de fase onde, mediante condições termodinâmicas favoráveis, o metal passa do estado líquido para o sólido, mediante dois mecanismos básicos: nucleação e crescimento de cristais e a formação da estrutura. A nucleação é o processo de formação de novos grãos e pode ocorrer de duas formas: homogênea e heterogênea. A nucleação homogênea ocorre de maneira aleatória, em qualquer local, onde não exista sítio preferencial para a formação de um núcleo. Este processo é de ocorrência mais difícil, pois todo material possui defeitos e impurezas, que servem como ponto de nucleação. Além disso, a energia superficial para sua formação é relativamente alta. Já a nucleação heterogênea ocorre em locais que possuem sítios preferenciais que favorecem a formação de núcleo, tais como contornos de grão, discordâncias, superfícies, bolhas, impurezas etc. Tais superfícies diminuem a energia

superficial do núcleo, diminuindo assim, a barreira termodinâmica necessária para a formação de um núcleo estável (Garcia, 2007).

Uma vez formados, os núcleos estáveis crescem no metal que está se solidificando, formando cristais, dispostos da mesma maneira, mas com diferentes orientações. Quando a solidificação do metal está completa, os cristais, com diferentes orientações, juntam-se uns aos outros e originam fronteiras nas quais as variações de orientação têm lugar numa distância de alguns átomos. Do metal solidificado contendo muitos cristais, diz-se que é policristalino. Os cristais, no metal solidificado, designam-se por grãos e as superfícies entre eles por limites de grão ou fronteiras de grão, conforme apresentado na Figura 2-2.

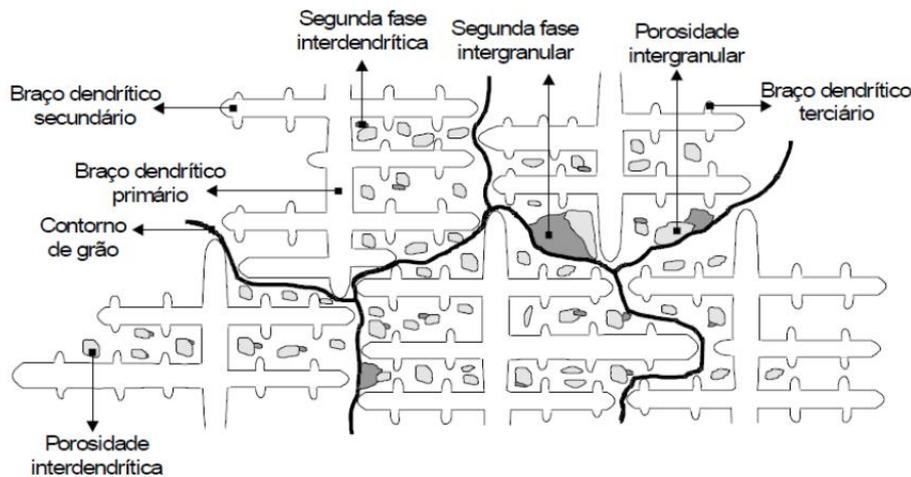


Figura 2-2 - Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação (Garcia, 2007)

A quantidade de sítios de nucleação disponíveis no metal tem influência na estrutura do material. Quanto maior a sua quantidade, mais refinado é o grão. A maioria dos materiais é fabricada de modo a obter esta estrutura de grãos pois à mesma, estão associadas melhores propriedades mecânicas, como dureza e resistência.

## 2.4 CARACTERIZAÇÃO DA MACROESTRUTURA

A solidificação começa a partir da formação de núcleos sólidos na fase líquida, quando as condições termodinâmicas são favoráveis à formação de grãos que definirão a macroestrutura da peça. Essa macroestrutura será caracterizada, portanto pelos seus grãos – dimensões, orientação, forma e distribuição. É possível, a rigor, identificar três regiões macroestruturais distintas (Figura 2-3).

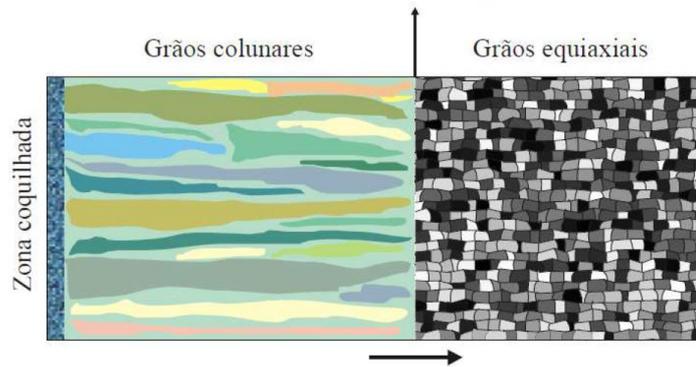


Figura 2-3 - Representação esquemática da estrutura de solidificação.  
Adaptado de Goulart, 2005.

#### 2.4.1 Estrutura Coquilhada

A estrutura coquilhada é constituída por uma camada de grãos de orientações aleatórias, normalmente de pequenas dimensões, localizados junto às paredes do molde, resultante do primeiro contato do metal líquido com o molde frio no vazamento. As altas taxas de resfriamento obtidas irão provocar uma rápida diminuição local da temperatura e favorecer uma nucleação intensa de grãos. Esse decréscimo de temperatura ocasionará um super-resfriamento térmico; com isso, os primeiros grãos começam a se desenvolver de forma e tamanho pequenos, quase sempre uniformes, constituindo uma fina camada de grãos de crescimento aleatório junto às paredes do molde (Flemings, 1974; Garcia,2007).

#### 2.4.2 Estrutura Colunar

Essa estrutura é iniciada a partir da constituição da zona colunar através do crescimento dos grãos formados a partir dos núcleos oriundos do resfriamento acelerado do líquido. É constituída por grãos alongados e alinhados de forma paralela à direção do fluxo de calor. A estrutura colunar possui grãos com direção cristalográfica favorável ao crescimento, que é a mesma do fluxo de calor. Estes grãos tendem a crescer a uma velocidade superior aos outros, bloqueando o crescimento dos grãos coquilhados. Estes grãos possuem dimensões maiores que os grãos da zona coquilhada e direções cristalográficas bem definidas. (Kurz e Fisher, 1992; Chalmers, 1964).

### 2.4.3 Estrutura Equiaxial

Esta estrutura é constituída por uma região central de grãos que não possuem orientação preferencial. Estes grãos são denominados equiaxiais e possuem dimensões relativamente elevadas em relação aos grãos da zona coquilhada. (Garcia, 2007).

Pode ser que as três zonas não estejam presentes em um mesmo material. Porém, quando uma peça fundida contém grãos colunares e equiaxiais, a transição destas morfologias ocorre em uma faixa bem estreita, com as zonas colunar e equiaxial bem distintas. Existem várias literaturas com estudos sobre a formação destas zonas, a fim de obter um entendimento dos mecanismos de formação da macroestrutura durante a solidificação (Biloni e Chalmers, 1968; Bower e Flemings, 1967, Flood e Hunt, 1987, Suri et.al., 1991).

O processo de formação da zona equiaxial é essencial para a determinação da microestrutura de solidificação. Quando a zona equiaxial é inexistente, o metal pode apresentar uma estrutura completamente colunar. Os grãos equiaxiais podem crescer a frente das dendritas colunares e a transição colunar-equiaxial acontecerá quando estes grãos forem suficientemente grandes e em grande número, impedindo desta forma, o avanço da frente colunar. A dimensão da zona equiaxial é o resultado do crescimento competitivo entre os grãos colunares e equiaxiais. Para que ocorra a formação da zona equiaxial, é necessário a presença de núcleo de metal líquido e condições termodinâmicas que promovam o crescimento deste núcleo.

### 2.4.4 Transição Colunar-Equiaxial

As macroestruturas de solidificação podem possuir zonas celulares ou equiaxiais dependendo do processo de solidificação sofrido e da composição química da liga. Entretanto, pode ocorrer a formação de uma estrutura mais complexa que apresenta os dois tipos de zona, a colunar e a equiaxial, que acontecem mais comumente na solidificação em moldes metálicos. Neste caso, os grãos equiaxiais crescem de forma competitiva a frente colunar (Flemings, 1974), de modo que, se os cristais equiaxiais forem pequenos, eles são absorvidos pela frente e passa a crescer de forma colunar. Por outro lado, caso a zona super-resfriada situada à frente da interface colunar for relativamente grande e possuir alta densidade de cristais, estes grãos equiaxiais poderão apresentar uma fração volumétrica suficientemente alta, chegando ao ponto de bloquear o crescimento colunar. A Figura 2-4 mostra macrografias de lingotes solidificados unidirecionalmente, onde a TCE é evidenciada. A determinação do local onde ocorre a

transição colunar-equiaxial é importante para o planejamento adequado do processo e para que seja possível projetar as propriedades mecânicas do produto. É importante salientar que, enquanto a estrutura colunar normalmente apresenta anisotropia de propriedades mecânicas em função da forte orientação de crescimento dos grãos colunares, a estrutura equiaxial é caracterizada pela isotropia de propriedades mecânicas em função do crescimento aleatório dos grãos. (Campos Júnior, 2017).

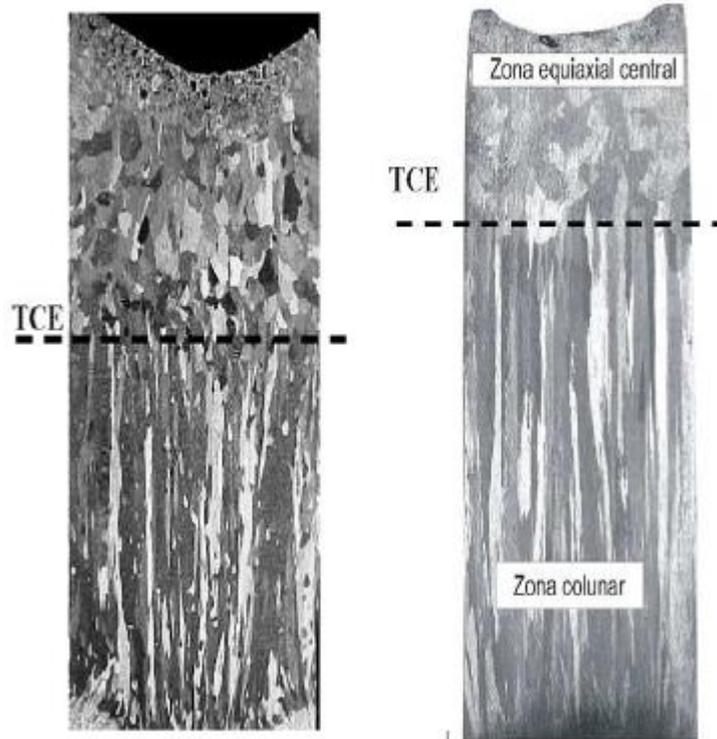


Figura 2-4 - Morfologias de transição colunar-equiaxial solidificado unidirecionalmente sob condições de extração de calor em regime transiente (a) liga Al-5%Cu (Osório, 2004); (b) Al-9%Si (Peres, 2005).

Diversos autores estudaram os efeitos do surgimento da transição colunar-equiaxial, tais como Goulart, 2010; Siqueira *et al.* 2003; Ares e Schvezov, 2000; Gandin, 2000; Suri, El-Kaddah e Berry, 1991; Ziv e Weinberg, 1989; Flood, 1987a; Mahaprata e Weinberg, 1987; Fredriksson e Olsson, 1986; Hunt, 1984, que revelam alguns dos principais fatores que influenciam na transição colunar-equiaxial: Goulart, 2010, Duarte, 2016, cujas conclusões estão listadas a seguir:

- A ocorrência de superaquecimentos crescentes pode impedir completamente ou retardar a formação de zona equiaxial, aumentando assim, o comprimento relativo da zona colunar. Tal efeito também pode ocorrer quando o molde é aquecido;

- quanto maior a capacidade de extração de calor na interface metal/molde ( $i$ ), menor a transição colunar- equiaxial;
- materiais que são solidificados a uma elevada taxa de resfriamento possuem microestrutura predominantemente colunar;
- o teor de soluto influencia no sentido de antecipar a formação da TCE. Entretanto, a medida que o teor de soluto aumenta, maior é a tendência à formação de uma zona equiaxial;

## 2.5 CARACTERIZAÇÃO DA MICROESTRUTURA

As mais variadas formas de microestrutura presentes em uma liga estão fortemente relacionadas com a evolução da forma da interface entre o sólido e líquido durante a solidificação. É possível passar da forma plana dos metais puros para estruturas celulares e dendríticas devido a alterações nos parâmetros térmicos do sistema metal/molde durante o processo de solidificação. Neste processo, o soluto ou o solvente é segregado na interface, provocando uma distribuição não uniforme do líquido a frente da interface e provocando, conseqüentemente, a sua instabilidade. A termodinâmica do processo favorece o surgimento de um fenômeno favorável a nucleação, responsável pela instabilidade gradativa. Tal instabilidade é conhecida como super-resfriamento constitucional (SRC). Diferentes morfologias poderão ser formadas, em função do grau de instabilidade da interface sólido/líquido: planar, celular ou dendrítica. A Figura 2-5 apresenta de forma esquemática, a influência dos fatores como concentração de soluto ( $C_0$ ), velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ), e o gradiente térmico ( $G_L$ ), para a instabilidade da interface S/L e, conseqüentemente, para a formação das microestruturas (Garcia, 2007).

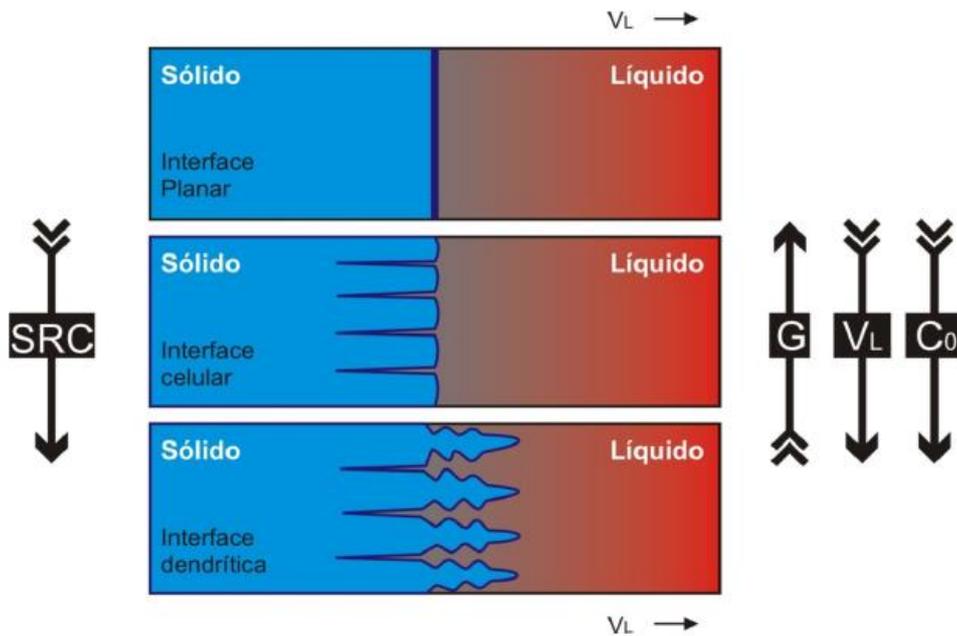


Figura 2-5 - Fatores de influência na formação das estruturas de solidificação. SRC – grau de super-resfriamento constitucional; GL – gradiente térmico à frente da interface;  $V_L$  – velocidade da interface e  $C_0$  – concentração de soluto. (Garcia, 2007)

### 2.5.1 Interface celular e dendrítica

A morfologia celular ocorre quando apenas uma pequena quantidade de super-resfriamento constitucional é desenvolvida. À medida que a instabilidade é aumentada, ocorre o surgimento de uma estrutura mais ramificada, com braços secundários e até terciários, caracterizando a interface dendrítica (Figura 2-6).

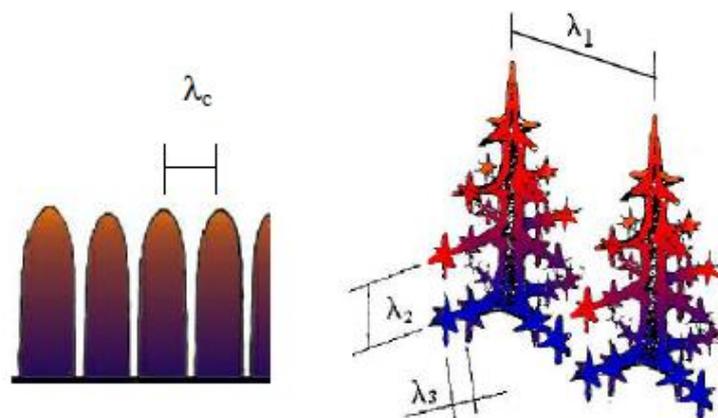


Figura 2-6 - Representação dos espaçamentos celulares ( $\lambda_c$ ), espaçamentos dendríticos primários ( $\lambda_1$ ), secundários ( $\lambda_2$ ) e terciários ( $\lambda_3$ ) (Bertelli, 2012).

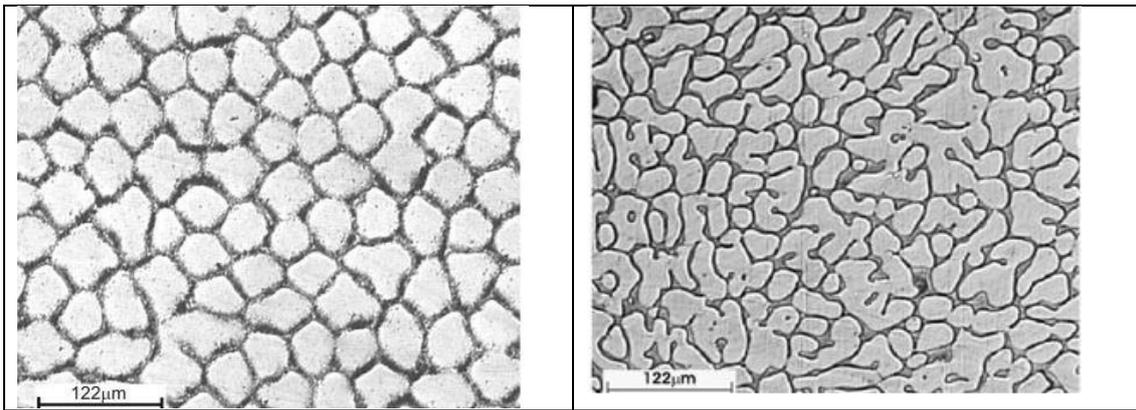


Figura 2-7 – Exemplos de morfologias (a) celular (Rosa, 2007) e (b) dendrítica (Cruz, 2008)

Os espaços entre as células e entre as ramificações ou braços dendríticos são denominados espaçamentos intercelulares e interdendríticos, muito utilizados na caracterização quantitativa da microestrutura formada. A instabilidade tem forte influência na formação da microestrutura, devido aos diferentes valores de SRC. A Figura 2-7 mostra exemplos das morfologias celular (a) e dendrítica (b). Porém a modificação da morfologia da interface plana para a dendrítica depende além do gradiente térmico  $G_L$ , da razão  $G_L/V_L$  que à medida que é reduzido a um valor crítico, a instabilidade é inevitável e estruturas celulares e dendríticas são formadas (Flemings, 1974; Kurz, 1992).

A região super-resfriada então é estendida e a célula passa da forma circular para uma configuração semelhante à cruz de malta (Figura 2-8). Nestas condições de solidificação, o crescimento da microestrutura é bastante influenciado pelos fatores cristalográficos, devido à direção cristalográfica preferencial (Garcia, 2007; Chalmers, 1964).

O crescimento de células regulares ocorre, então, a velocidades baixas e perpendicularmente a interface sólido/líquido e na direção do fluxo de calor, praticamente independente da orientação cristalográfica. À medida que o grau de SRC aumenta, ocorrem instabilidades de maior ordem e com isso, surgem braços secundários que caracterizam a rede dendrítica. Nesse estágio, a transição celular é influenciada por fatores cristalográficos que finalizam com o atingimento da direção preferencial.

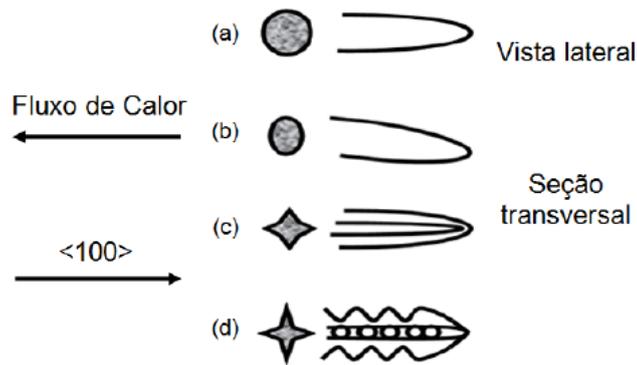


Figura 2-8 -Mudança morfológica na estrutura de crescimento à medida que a velocidade é aumentada: (a) crescimento celular regular em baixas velocidades; (b) crescimento celular com alteração na direção de crescimento; (c) transição celular/dendrítica; (d) crescimento dendrítico com início da formação de instabilidades laterais. (Adaptado de Garcia, 2001).

A Figura 2-9 mostra esquematicamente a influência da razão gradiente/velocidade no grau de instabilidade da interface planar. Para uma liga de composição  $C_0$ , uma vez que haja um aumento gradativo da velocidade de solidificação, a razão  $G_L/V_L$  diminui, favorecendo a formação da morfologia dendrítica.

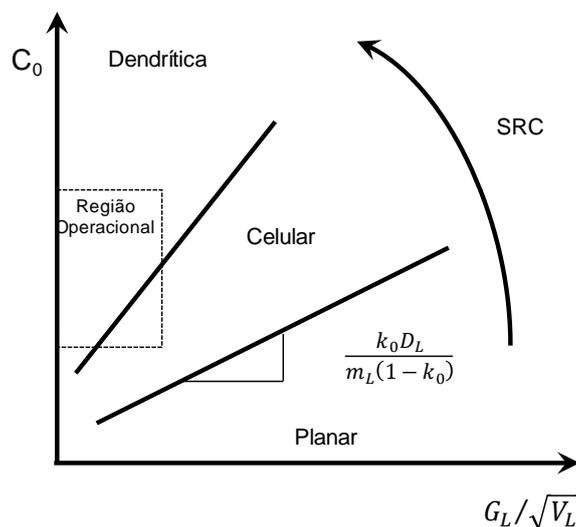


Figura 2-9 - Condições de transição planar/celular/ dendrítica pelo efeito do super resfriamento constitucional (Garcia, 2007)

### 2.5.2 Espaçamento Celular

O avanço da frente de solidificação ocorre em condições que dependem dos critérios de crescimento. Caso haja um pequeno grau de super-resfriamento constitucional

na solidificação de uma liga binária, pode ocorrer uma desestabilização, favorecendo o início e o desenvolvimento da frente de solidificação na forma celular. Com o início deste processo, forma-se uma protuberância que se projeta a partir da interface no líquido super-resfriado, até um ponto onde o super-resfriamento seja necessário o suficiente para manter a força motriz do crescimento. A medida que cresce, a protuberância rejeita o soluto, e a concentração na lateral é superior que qualquer outro ponto do líquido. Dessa forma, a protuberância obtém um formato estável que se prolonga por toda interface que modifica uma interface plana para celular. Sendo assim, o crescimento de células regulares ocorre a baixas velocidades, perpendicular à interface sólido/líquido e na direção da extração do fluxo de calor, praticamente independente da orientação cristalográfica. À medida que aumenta o grau de super-resfriamento constitucional, ocorrem instabilidades de maior ordem, ocasionando o surgimento de braços dendríticos secundários, caracterizando a rede dendrítica. Caracterizar e controlar o crescimento destas microestruturas bem como suas transições durante o processo de solidificação são de grande importância, visto que as propriedades do material dependem fortemente da sua morfologia. A aferição dos espaçamentos entre as células formadas é um importante parâmetro microestrutural prever as características do material. (Hunt, 1979, Rocha 2003A) e fortemente dependente do gradiente térmico à frente de solidificação e da velocidade de deslocamento desse isoterma ( $V_L$ ). Entretanto, ainda são escassas pesquisas acerca do espaçamento celular em condições transitórias da extração de calor. Rocha e colaboradores (Rocha, 2003A, Rocha, 2003B) realizaram experimentos de solidificação das ligas Sn-Pb e foi observado que, em condições transitórias de extração de calor, os espaçamentos celulares diminuiram a medida que o teor de soluto aumentou, até um determinado limite, que se deu a 2% de Pb (Rosa, 2007).

### 2.5.3 Leis de Crescimento Microestrutural

Os espaçamentos intercelulares e interdendríticos possuem forte influência sobre as propriedades mecânicas e químicas dos produtos fundidos. Também influenciam nos processos de tratamento térmico de homogeneização, onde os maiores espaçamentos exigem tratamentos mais demorados para a completa homogeneização da composição química. Para o caso de espaçamentos dendríticos menores, a microestrutura pode ser caracterizada por uma distribuição mais uniforme da segregação microscópica existente entre as ramificações celulares ou dendríticas, sendo favorável ao comportamento mecânico, pois neste caso, os esforços eventualmente aplicados são distribuídos

uniformemente ao longo da microestrutura, permitindo um bloqueio mais efetivo ao movimento das discordâncias. Por esta razão é importante que a especificação dos parâmetros térmicos que controlam estes espaçamentos seja corretamente definida no processo de solidificação. (Campos Junior, 2017).

Ao longo do processo de solidificação unidirecional em condições transientes de extração de calor, os solutos, solventes e/ou impurezas presentes no material são reorganizados a partir da superfície de resfriamento. É inerente ao processo uma rejeição do soluto ou de solvente, que dependerá da composição química e da sua posição em relação ao seu diagrama de fases. Isso tem como consequência um movimento de espécies diretamente relacionado ao processo de transferência de calor que acontece durante a transformação líquido/sólido. A partir de uma fronteira de solidificação, ocorre a redistribuição de soluto. Esta fronteira pode ser considerada macroscopicamente plana quando o processo ocorrer em ligas diluídas ou em um material com baixo grau de impureza ou ainda, constituída por uma região confinada entre as isothermas *solidus* e *liquidus*, quando for o caso de ligas mais concentradas. Em qualquer um dos casos, conhecer a forma pela qual o soluto e/ou impurezas serão distribuídas é fundamental para determinar as propriedades finais da estrutura bruta de solidificação e, conseqüentemente, as propriedades físico-químicas da liga. (Duarte, 2016; Faria, 2015, Castanho, 2013; Goulart, 2010; Garcia, 2007).

Sabe-se que na maioria das condições em que ocorre o processo de solidificação unidirecional, se obtém a morfologia dendrítica. Como as propriedades do material dependem desta morfologia, muitos pesquisadores têm procurado desenvolver modelos matemáticos que permitam prever a microestrutura de solidificação.

Materiais com microestruturas dendríticas refinadas possuem características superiores, o que proporciona materiais com melhor ductilidade e limite de resistência à tração (Osório, 2003; Quaresma *et.al.* 2000). Dessa forma, é preferível a utilização de sistemas de solidificação que permitem condições de resfriamento mais eficazes, o que permitirá a obtenção de microestruturas com espaçamentos menores e com distribuição uniforme.

Muitas pesquisas têm sido realizadas com o objetivo de investigar os parâmetros operacionais e térmicos que influenciam o grau de refino de uma estrutura dendrítica. Dessa forma, uma interessante maneira de estudar o crescimento celular e dendrítico em materiais fundidos é fundamentada na análise de estruturas brutas obtidas a partir de sistemas de solidificação unidirecional. Vários modelos teóricos para ligas binárias foram

desenvolvidos com base nestes sistemas de solidificação, para analisar a influência dos parâmetros térmicos de solidificação nos espaçamentos celulares e dendríticos primários, Okamoto & Kishitake, 1975; Hunt, 1979; Kurz & Fisher, 1984; 1986; 1989; 1992; Trivedi, 1984; Hunt & Lu, 1996; Bouchard & Kirkaldy, 1997), secundários (Kirkwood, 1985), Bouchard-Kirkaldy) e terciários (Sá, 2004).

#### 2.5.4 Modelos teóricos de crescimento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ) e celular ( $\lambda_C$ ).

Dos modelos propostos pela literatura, apenas o desenvolvido por Hunt-Lu e Bouchard-Kirkaldy considera condições transitórias de extração de calor. Os demais consideram o regime estacionário. Tais estudos estabelecem relações entre parâmetros estruturais e térmicos de solidificação na forma generalizada, representada pela equação (2-1):

$$(\lambda_C, \lambda_1, \lambda_2) = C(G_L, V_L, \dot{T})^{-a} \quad (2-1)$$

onde C é uma constante que depende do tipo de liga; a constante “a” é um expoente que tem sido determinado experimentalmente na literatura para uma vasta gama de ligas (Horwath & Mondolfo, 1962; Couthard & Elliot, 1967; Spittle & Lloyd, 1979; McCartney & Hunt, 1981; Billia *et al.*, 1981; Tunca & Smith, 1988; Kirkaldy *et al.*, 1995; Ding *et al.*, 1996; Bouchard & Kirkaldy, 1997; Rios & Caram, 1997; Lapin *et al.*, 1997; Lee *et al.*, 1998; Chen & Kattamis, 1998; Li *et al.*, 1998; Li & Beckermann, 1999; O’Dell, Ding & Tewari, 1999; Feng *et al.*, 1999; Lima & Goldenstein, 2000; Yang *et al.*, 2000; Rocha *et al.*, 2000; 2002; 2003; Çardili & Gunduz, 2000; Drevet *et al.*, 2000; Quaresma *et al.*, 2000; Osório & Garcia, 2002; Moutinho, 2011; Silva, 2007; Canté, 2009; Dias, 2012; Carvalho, 2011; Nogueira, 2011; Nogueira *et al.*, 2012; Kikuchi *et al.*, 2011; Cruz, 2008; Costa, 2013);  $\lambda_C$ ,  $\lambda_1$  e  $\lambda_2$  são, respectivamente, espaçamentos celulares, dendríticos primários e dendríticos secundários;  $G_L$  é o gradiente de temperatura à frente da isoterma *líquidus*;  $V_L$  é a velocidade de deslocamento da isoterma *líquidus*, e;  $\dot{T}$  é a taxa de resfriamento, que pode ser expressa também pelo produto  $G_L.V_L$  (Spinelli, 2005).

Outra forma de analisar o crescimento celular ou dendrítico, é através da avaliação das estruturas brutas de fusão obtidas através de processos de solidificação unidirecional. Vários modelos teóricos foram desenvolvidos para possibilitar a análise da influência das variáveis térmicas nos espaçamentos celulares e dendríticos primários, tanto em condições estacionárias, quanto em transientes da extração de calor. Estes modelos são mostrados a seguir (Vasconcelos, 2013, Rosa, 2007):

### 2.5.5 Modelo de Hunt (H)

O primeiro modelo criado para fazer uma estimativa dos espaçamentos celulares e dendríticos primários foi o modelo de Hunt (Hunt, 1979). Através dele, Hunt correlacionou de maneira satisfatória uma complexa variação da temperatura na ponta da célula ou dendrita com a velocidade de avanço do isoterma ( $V_L$ ) e taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ). Para tal modelo, representado através da equação (2-3), foram assumidas as seguintes premissas: processo de solidificação em regime estacionário de extração de calor; crescimento das dendritas com a morfologia lisa e no formato de uma elipse, também assumida em um trabalho desenvolvido por Burden e Hunt (Burden, 1974), conforme mostrado na Figura 2-10; crescimento das células conforme mostrado na Figura 2-9, onde supõe-se que, durante o seu crescimento, a composição do líquido é homogênea em direção a r (raio do braço da dendrita) e a composição medida no líquido é considerada a composição junto à interface sólido-líquido.

$$\lambda_C \text{ ou } \lambda_1 = 2,83[\Gamma m_L C_0(1 - k_0)D_L]^{1/4} G_L^{-1/2} V_L^{-1/4} \quad (2-2)$$

onde  $\Gamma = \sigma/\Delta S$  é o coeficiente de Gibbs-Thomson, no qual  $\sigma$  é a tensão superficial da interface e  $\Delta S$  é a entropia de fusão por unidade de volume ;  $m_L$  é a inclinação da linha *liquidus*;  $C_0$  é a concentração de soluto;  $K_0$  o coeficiente de redistribuição de soluto;  $D_L$  é a difusividade de soluto no líquido,  $G_L$  é o gradiente térmico e  $V_L$  a velocidade de deslocamento do isoterma *liquidus*.

O modelo de Hunt foi bastante estudado experimentalmente por Lapin *et. al.*, 1997, Çardilli e Gunduz, 2000, Gunduz e Çardilli, 2002 e, através destes estudos, estes pesquisadores concluíram que o espaçamento dendrítico primário sofre mais influência do gradiente térmico do que na velocidade de deslocamento ou composição do soluto. (Cruz, 2008).

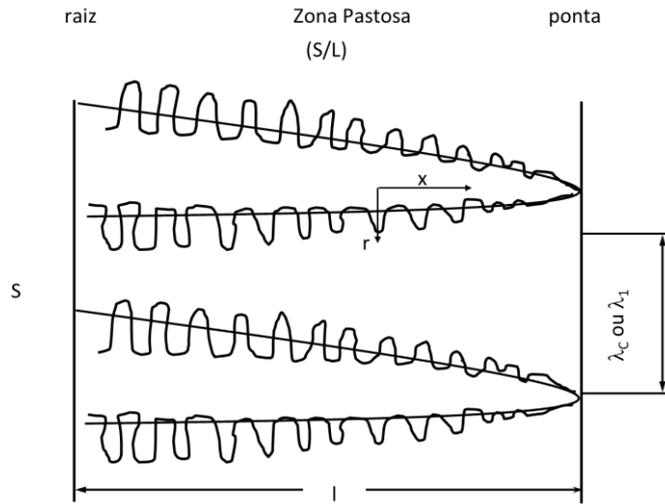


Figura 2-10 - Representação esquemática da dendrita, mostrando a linha do formato liso assumido pelo modelo de Hunt, (Hunt, 1979).

#### 2.5.6 Modelo de Kurz e Fischer

O modelo teórico desenvolvido por Kurz e Fisher (Kurz, 1981) permite quantificar o espaçamento celular ou dendrítico, considerando as variáveis térmicas velocidade de resfriamento e gradiente térmico, em condições de calor em regime estacionário (Equação 2-4). Segundo estes pesquisadores, as células ou dendritas crescem com morfologia similar a uma elipse e o tronco das mesmas, semelhante a um hexágono.

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

onde  $\Delta T$  é a diferença entre a temperatura *liquidus* e a temperatura *solidus*.

Esse modelo foi comparado aos dados obtidos experimentalmente em condições de extração de calor em regime estacionário para as ligas Pb-Sn (Çardili e Günduz, 2000) e Al-Cu (Günduz e Çardili, 2002) e eles verificaram que os resultados obtidos se afastaram dos dados teóricos calculados a partir deste modelo.

### 2.5.7 Modelo de Hunt e Lu

O modelo proposto por Hunt e Lu (Hunt e Lu, 1996) foi elaborado para prever o crescimento celular e dendrítico em condições de extração de calor em regime estacionário e transitório, para estimar os espaçamentos celular e dendrítico primário. Algumas premissas foram adotadas no desenvolvimento deste modelo: a transferência de calor é considerada um campo de temperatura linear móvel pelo método de diferenças finitas dependente do tempo, a energia de superfície na interface sólido/líquido é incluída no sistema e a difusão no sólido é desprezada (Rosa, 2007). De acordo com este modelo, a equação (2-5) é utilizada para o cálculo dos espaçamentos celulares, e a equação (2-6), para o espaçamento dendrítico primário:

$$\lambda_c = 4,09k_0^{-0,745} \left(\frac{\Gamma}{\Delta T}\right)^{0,41} D_L^{0,59} V_L^{-0,59} \text{ (celular)} \quad (2-4)$$

$$\lambda'_1 = 0,07798 \cdot v^{1(a-0,75)} \cdot (v' \cdot G')^{0,75} \cdot G'^{-0,6028} \quad (2-5)$$

(dendrítico)

Onde  $a = -1,131 - 0,1555 \log(G') - 0,007598 [\log(G')]^2$

e

$$\lambda_1 = \frac{\lambda_1 \Delta T}{\Gamma k_0}, G' = \frac{G_L \Gamma k_0}{\Delta T^2} \text{ e } V' = \frac{V_L \Gamma k_0}{D_L \Delta T}$$

Estes modelos propostos por Hunt e Lu são resultados de um ajuste ao modelo numérico e se baseiam no raio da ponta da célula ou da dendrita. Dessa forma, para que os valores calculados a partir das respectivas equações possam ser comparados com os resultados experimentais, os mesmos precisam ser multiplicados por duas ou quatro vezes, representando um faixa de valores de espaçamentos mínimos e máximos. Alguns estudos experimentais da literatura compararam seus resultados com o referido modelo para ligas de diferentes sistemas metálicos: Pb–Sb (Yu et al., 1999; O’Dell et al., 1999; Ding et al., 1997), Al-Zn (Lin et al., 1999; Feng et al., 1999), Al-Cu (Gundüz e Çardili, 2002; Trivedi et al., 2001; Quaresma et al. 2000), Cu-Sn (Tiedje, 1996), Al-Si-Cu [Rios

e Caram, 1997) e com boas concordâncias entre os dados experimentais e teóricos (Rosa, 2007).

#### 2.5.8 Modelo de Trivedi

O modelo proposto por Trivedi (Trivedi, 1984) foi baseado nas mesmas considerações assumidas por Hunt. Pode-se dizer, então, que o modelo em questão é o modelo de Hunt modificado por uma constante  $L$ , de depende das perturbações harmônicas do sistema, cujo valor assumido pelo autor é igual a 28. O modelo de Trivedi é representado pela Equação (2-7). Este modelo foi comprovado para condições de solidificação em regime estacionário para as ligas Sn-Pb (Çardili e Gunduz, 2000) e para ligas Al-Cu (Gunduz e Çardili, 2002). Com relação a solidificação em regime transitório de extração de calor, este modelo foi validado por Spinelli (Spinelli, 2005) nas ligas Sn-Pb, e os resultados obtidos representaram satisfatoriamente o modelo. O modelo de Trivedi está representado pela Equação (2-7):

$$\lambda_1 = 2\sqrt{2}[L\Gamma m_L C_0(1 - k_0)D_L]^{1/4} G_L^{-1/4} V_L^{-1/4} \quad (2-6)$$

#### 2.5.9 Modelo de Bouchard e Kirkaldy

Bouchard e Kirkaldy (1997) desenvolveram um modelo que denominaram de semiempírico, em que se correlaciona o espaçamento de dendrítico primário apenas, com as variáveis térmicas de solidificação, em condições transitórias de extração de calor. Entretanto, este modelo considera a racionalidade e os parâmetros constitutivos dos modelos teóricos desenvolvidos para condições estacionárias de fluxo de calor. O modelo proposto está representado na Equação (2-8):

$$\lambda_1 = a_1 = \left( \frac{16C_0^{1/2} G_0 \varepsilon \Gamma D_L}{1 - k_0 m_L G_L V_L} \right)^{1/2} \quad (2-7)$$

## 2.6 SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL ASCENDENTE

O fenômeno da solidificação pode ser avaliado de maneira experimental em relação à direção de extração de calor e ao sentido de avanço da frente de solidificação.

Existem diversas literaturas que avaliam a influência de variáveis como, por exemplo, a convecção natural devido a fatores térmicos e composicionais, na formação e nos parâmetros quantificadores das estruturas de solidificação. Tais investigações permitem a obtenção de informações importantes no que concerne a evolução da cinética do processo de solidificação e redistribuição de soluto (macrosegregação e microsegregação) de ligas (Costa, 2013; Moutinho, 2012; Canté, 2009; Cruz, 2009; Osório, 2003).

A solidificação unidirecional vertical em condições transitórias pode ser estudada considerando a direção do fluxo do calor extraído. O avanço da frente de solidificação pode ser ascendente ou descendente. Quando o avanço é ascendente, durante o processo de solidificação, o soluto é rejeitado a frente da interface sólido/líquido e um líquido interdendrítico pode ser formado dependendo do conjugado soluto/solvente. Este líquido é mais denso que o restante do metal líquido presente o que acaba provocando maior instabilidade do processo (Garcia, 2007). Nesse tipo de dispositivo (Figura 2-11), a solidificação ocorre em sentido contrário ao da ação da gravidade e, como consequência, o peso próprio do lingote favorece o contato térmico com a base refrigerada. Dessa forma, o resfriamento do metal ocorre na parte inferior, produzindo um perfil de temperaturas no líquido crescente até o topo da lingoteira e empurrando por essa fronteira de transformação sólido/líquido, minimizando as correntes convectivas tanto por diferenças de temperatura quanto por diferenças de concentração. Nesta condição, como a transferência de calor dentro do lingote ocorre essencialmente por condução térmica unidirecional, a análise experimental e os cálculos teóricos são isentos desse complicador (convecção natural) (Vasconcelos, 2013).

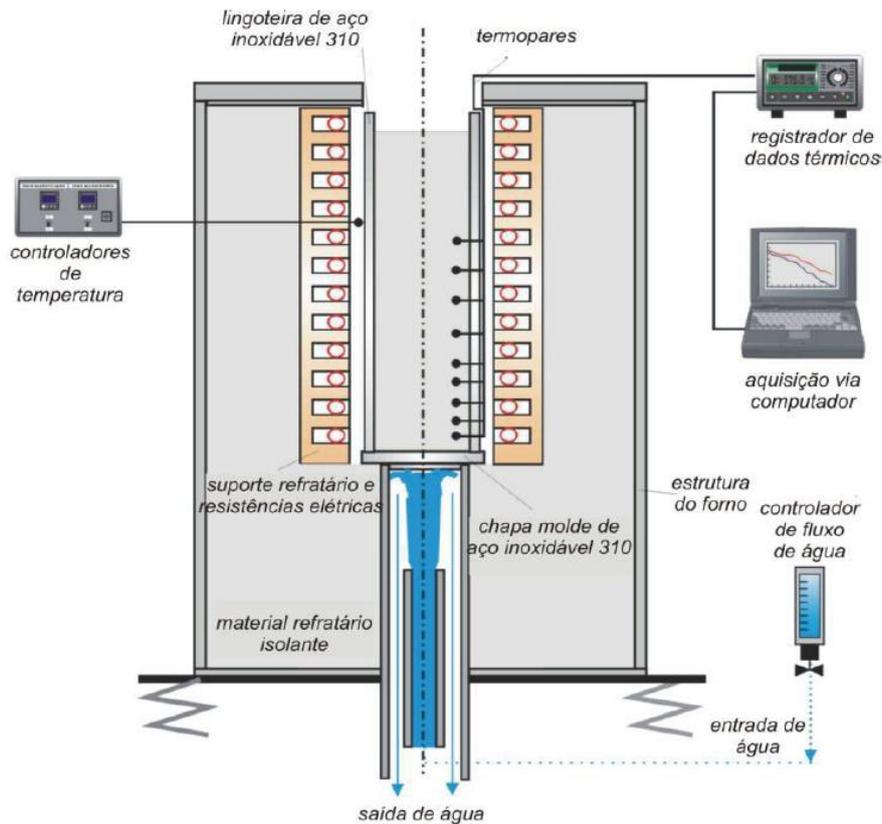


Figura 2-11 - Esquema do dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente (Siqueira 2002, Rocha 2003)

## 2.7 VARIÁVEIS TÉRMICAS NA SOLIDIFICAÇÃO

As indústrias têm buscado cada vez mais materiais com propriedades elevadas e isso requer um conhecimento mais aprofundado do processo de solidificação em metais e ligas metálicas. O vasto campo de aplicações industriais, aliado à importância científica e tecnológica deste processo, a solidificação é caracterizada como mais importante tipo de transformação de fase na cadeia produtiva das indústrias de fundição.

As variáveis térmicas como temperatura de vazamento ( $T_V$ ), gradientes de temperatura ( $G_L$ ), velocidades de evolução das isotermas de transformação *liquidus* e *solidus* ( $V_L$  e  $V_S$ ) e as taxas de resfriamento ( $T_R$ ) estão fortemente relacionadas com a cinética do processo de solidificação e são fatores determinantes para a definição da morfologia e do nível de refino da macroestrutura e da microestrutura (Garcia, 2007; Costa, 2013; Moutinho, 2012). As propriedades mecânicas da liga dependem das estruturas de solidificação formadas, tanto em produtos fundidos como em produtos

submetidos a tratamentos térmicos e termomecânicos. Dessa forma, as variáveis térmicas possuem grande influência sobre a formação da estrutura de solidificação (Rocha, 2003).

## 2.8 ENSAIO DE MICRODUREZA VICKERS

A dureza pode ser definida como uma propriedade mecânica que determina a resistência de um material

O ensaio de microdureza Vickers é utilizado para análise de materiais metálicos, onde se deseja avaliar a dureza em pequenas regiões do corpo de prova, como por exemplo, os microconstituintes de uma estrutura. O ensaio consiste em produzir uma impressão microscópica no corpo de prova, a partir de um penetrador de diamante em forma de pirâmide de base quadrada, com ângulos entre as faces de 136°, conforme mostrado na Figura 2-17. Depois de retirada a carga (P), mede-se a diagonal (L) da impressão. O número de dureza é determinado como a razão entre a carga aplicada e a área da impressão equação abaixo (Eq. 2-25) (Garcia, 2000):

$$HV = 1,8544 \frac{P}{L^2} \left[ \frac{kgf}{mm^2} \right] \quad (2-8)$$

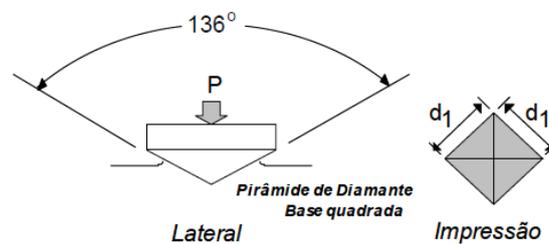


Figura 2-12 - Esquema do ensaio de microdureza Vickers. (Siqueira 2003; Garcia, 2000).

Como resultado do ensaio, apenas a diagonal da impressão é medida, e conhecendo a carga aplicada é possível encontrar o valor da dureza mediante tabelas padronizadas.

O ensaio Vickers utiliza cargas que variam de 1 a 120 kg. A existência de uma carga relativamente pequena e de pouca profundidade de penetração do durômetro condiciona a necessidade de uma preparação minuciosa da superfície: a amostra deve estar polida e sem encruamento. A espessura mínima da amostra a ensaiar deve ser maior que é 1,5 vezes a diagonal para os metais não ferrosos e suas ligas (Souza, 1984).

### 3 METODOLOGIA

#### 3.1 FLUXOGRAMA

Neste item estão descritos os procedimentos e as condições adotadas para a obtenção dos resultados experimentais. O planejamento experimental e a metodologia utilizada na fundição das amostras são apresentadas a seguir.

O desenvolvimento trabalho foi realizado em duas etapas: a primeira, considerando o alumínio puro e a segunda, a liga Al-10% Sn, conforme descrito abaixo:

- Corte do lingote de alumínio;
- Pesagem do material;
- Fusão para a obtenção da curva de resfriamento;
- Obtenção da curva de resfriamento lento e  $T_F$  e  $T_L$ .ou  $T_L$  e  $T_S$ ;
- Re-fusão do material
- Solidificação unidirecional ascendente;
- Obtenção e análise das variáveis térmicas
- Análise da macroestrutura
- Análise da microestrutura: morfologia e espaçamento celular, para o caso da liga
- Ensaio de microdureza Vickers

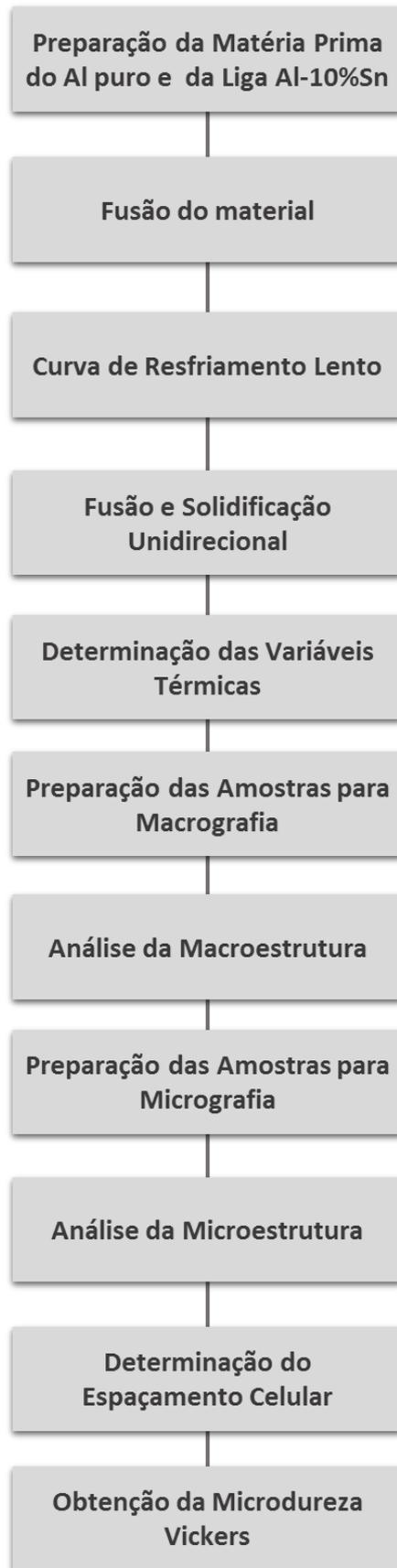


Figura 3-1 - Fluxograma do procedimento experimental

## 3.2 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS NO PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

### 3.2.1 Serra Fita

Na Figura 3-2 é mostrada a serra fita utilizada para o corte do lingote de alumínio e a tabela 3-1 mostra suas características técnicas.



Figura 3-2 - Serra Fita (Laboratório de Solidificação -EEIMVR/UFF)

Tabela 3-1 - Especificações da serra fita utilizada para o corte do alumínio

Características		
Motor de Serra	CV	1,5
Velocidade de Corte	m/min	30-55-80
Dimensões da Fita	mm	3880x27x0,9
Dimensões da Máquina (CxLxA)	mm	1930x1290x430
Peso Aproximado	kg	350

### 3.2.2 Balança de precisão

Para pesagem do lingote de alumínio puro, bem como o estanho em pó, foi utilizada a balança digital de precisão 0,1g Shimadzu UW6200H, (0,5g a 6200g) mostrada na Figura 3-3.



Figura 3-3 – Balança digital de precisão (Laboratório de Solidificação Unidirecional – EEIMVR/UFF)

### 3.2.3 Cadinho

Após a pesagem, o, o alumínio foi introduzido em um cadinho de carbetto de silício, modelo AS 6 da Carbosil, previamente revestido com uma camada de alumina para evitar a contaminação do material e o desgaste do cadinho.

### 3.2.4 Forno Mufla

O cadinho com o material a ser fundido, foi conduzido a um forno tipo Mufla, modelo LF7013, fabricado pela empresa Fornos Jung LTDA (Figura 3-4), com capacidade máxima de temperatura de trabalho de 1200 °C e resfriados lentamente, para a obtenção da curva, a fim de extrair as temperaturas de fusão, para o alumínio puro, e as temperaturas *liquidus* e *solidus* para a liga binária



Figura 3-4 - Forno Mufla (Laboratório de Solidificação – EEIMVR/UFF)

### 3.2.5 Dispositivo de Solidificação Unidirecional

Para o processo de lingotamento, foi utilizado o forno modelo FSD1200V, fabricado pela ForteLab, instalado no Laboratório de Solidificação da EEIMVR/UFF. Tal dispositivo foi projetado para possibilitar a realização de um processo de solidificação unidirecional ascendente (objeto deste estudo) ou descendente. Este dispositivo é composto de uma carcaça de aço. Internamente, tem-se um revestimento de refratários, delimitados por um espaço onde estão localizadas as resistências elétricas, cuja potência é controlada por zonas de aquecimento. Na parte interna, é colocado o molde bipartido (Figura 3-5). Com este dispositivo, é possível obter uma significativa faixa de taxas de resfriamento, conseqüentemente, a faixa de espaçamentos celulares no mesmo lingote. Com isso, é possível estabelecer relações funcionais as quais descrevem a correlação entre os espaçamentos celulares e as variáveis térmicas. O mesmo foi configurado para uma temperatura de vazamento  $T_V$  correspondente a 10% da  $T_L$  (726°C).

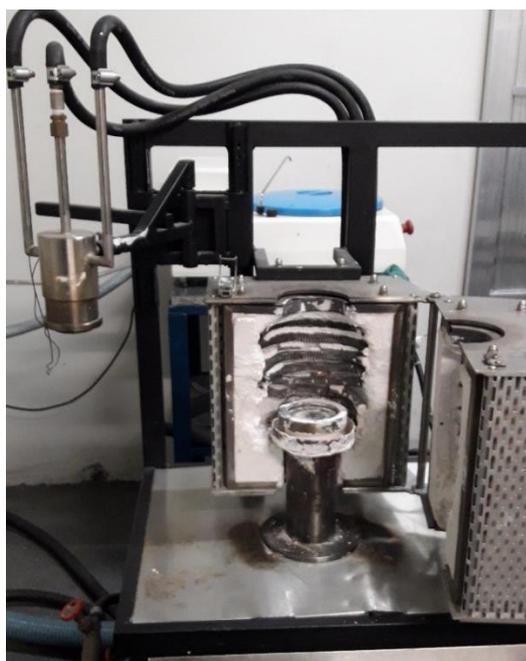


Figura 3-5 – Forno de Solidificação Unidirecional – Laboratório de solidificação – EEIMVR/UFF.

### 3.2.6 Molde

Dentro deste forno, foi colocado um molde bipartido de aço carbono, revestido de uma camada refratária de alumina, conforme mostrado na Figura 3-6, com os termopares fixados.



Figura 3-6 – Molde Bipartido Revestido com Camada de Alumina e Base – Laboratório de Solidificação

### 3.2.7 Sistema de Aquisição de Dados

O sistema de aquisição de dados utilizado na realização dos experimentos é o fabricado pela Lynux de 12 bits, modelo ADS500, acoplado ao microcomputador. Este sistema possui uma placa com 16 canais do tipo K, onde um deles está reservado para a aferição da temperatura ambiente. Os dados foram registrados sob a utilização do software Aqdados (Figura 3-7).



Figura 3-7 Sistema de aquisição de dados

### 3.2.8 Termopares

Os termopares comumente utilizados são identificados conforme a I.S.A (Instrument Society of America) e o padrão adotado é o americano ANSI C93 – 1964. Os termopares utilizados neste experimento são do pote tipo K, conforme a especificação abaixo:

Tipo: K: Chromel (+) – Alumel (-)

Diâmetro: 1,6 mm

Faixa de utilização: (0 a 1260)°C = (0,000 a 50.990) mV

Potência termoelétrica: (4,04mV / 100)°C

Para o processo de solidificação unidirecional os termopares foram posicionados no molde conforme mostrado na Tabela (3-2):

Tabela 3-2 – Posição dos termopares ao longo do molde (Autora).

<b>Termopar</b>	<b>Posição (mm)</b>
<b>0</b>	5
<b>1</b>	10
<b>2</b>	15
<b>3</b>	20
<b>4</b>	35
<b>5</b>	45
<b>6</b>	60
<b>7</b>	85

### 3.2.9 Determinação das variáveis térmicas

A partir das curvas de resfriamento extraídas do procedimento experimental, é traçado o gráfico da posição P do isoterma *liquidus* em função do tempo. A partir da  $T_{liquidus}$  da liga analisada, é traçada uma linha paralela ao eixo dos tempos, conforme mostrado na Figura 3-8 Os tempos correspondentes são obtidos pelas intersecções das retas com as respectivas curvas de resfriamento. Tais tempos se referem aos tempos de passagem do isoterma *liquidus* em cada posição monitorada pelo termopar (Goulart, 2005).

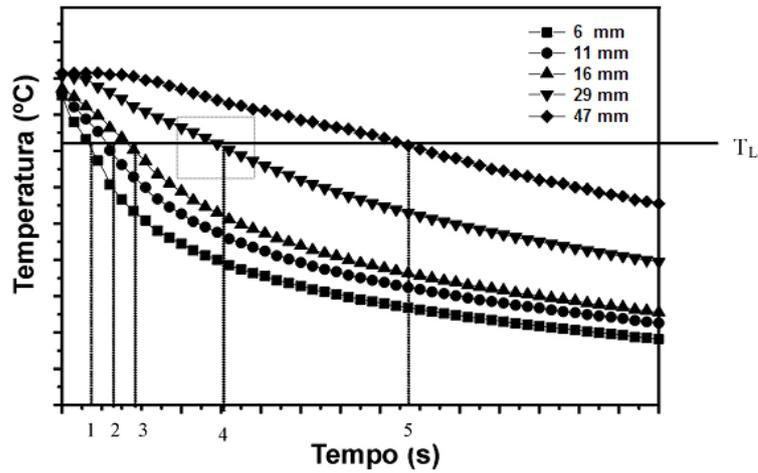


Figura 3-8 – Perfil térmico (Rocha, 2003)

A partir da projeção das intersecções, obtém-se os pares ordenados  $(P,t)$ , definindo o momento exato em que a isoterma *liquidus* atinge determinado termopar (Figura 3-9). Os pares ordenados extraídos, é gerado o gráfico  $P(t)$ , onde se determina a lei experimental do tipo potência  $P = C.t^n$ , que é posteriormente derivada para a obtenção da velocidade em função do tempo ( $V_L = dP/dt$ ), para a obtenção da lei que correlaciona a velocidade com o tempo ( $V_L = C.t^{-n}$ ). Conhecendo as leis  $P = f(t)$  e  $V_L = f(t)$ , determina-se a equação da velocidade em função da posição do termopar, que descreve a evolução da velocidade de solidificação ao longo do lingote (Figura 3-9).

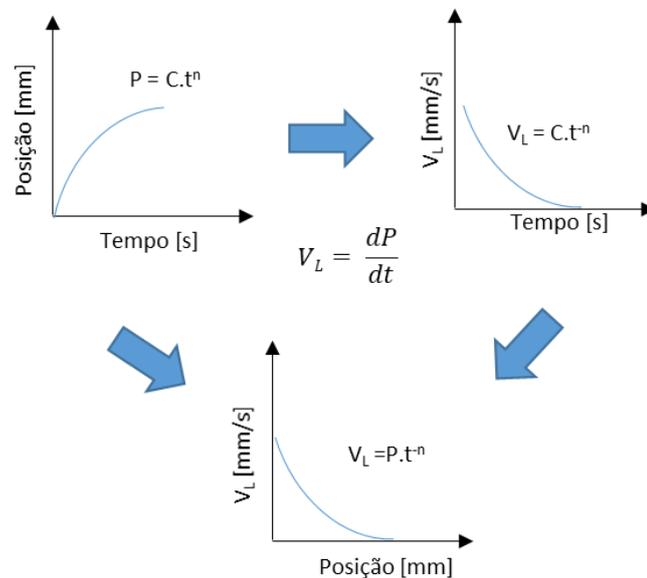


Figura 3-9 - Metodologia para a obtenção das variáveis térmicas de solidificação: velocidade do isoterma *liquidus* (Cruz, 2008)

A velocidade de deslocamento do isoterma *líquidus* pode ser representada esquematicamente conforme mostrado na Figura 3-10.

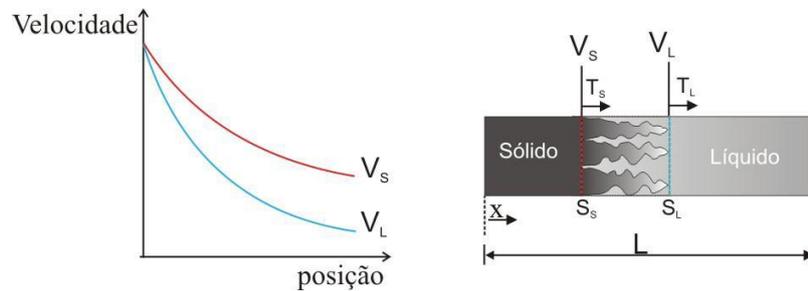


Figura 3-10 - Desenho esquemático mostrando um gráfico da velocidade em função da posição e os deslocamentos das isothermas *solidus* e *liquidus* ao longo de um elemento de volume L: T<sub>L</sub>- isoterma *liquidus*; T<sub>S</sub>- isoterma *solidus*

A taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ) é a variação de temperatura em função da variação do tempo imediatamente antes e depois de T<sub>Liquidus</sub> durante o processo de solidificação. De forma experimental, as taxas de resfriamento são obtidas a partir da posição dos termopares, através da interseção da reta de cada temperatura *liquidus* com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, pela leitura direta do quociente das temperaturas, imediatamente antes e depois da T<sub>L</sub>. (Gomes, 2015). Ou seja (Eq. 3-1):

$$\dot{T} = \frac{dT}{dt} \quad (3-1)$$

O gradiente térmico é a variação da temperatura no líquido, junto ao isoterma *liquidus* e é definido por Eq. (3-2) (Gomes, 2015) e está representado esquematicamente na Figura 3-11.

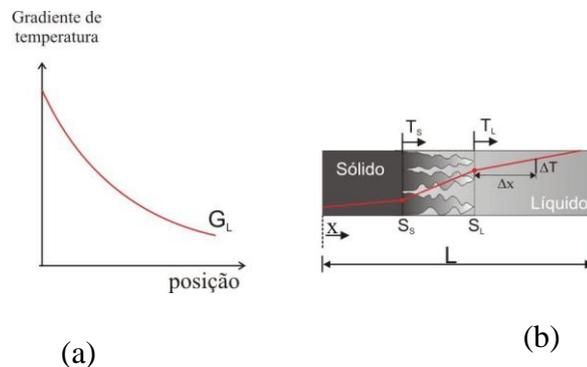


Figura 3-11 - Representação do gradiente de temperatura à frente da isoterma *liquidus* em função da posição (Bertelli, 2012).

$$G_L = \frac{dT}{dx} \quad (3-2)$$

O gradiente térmico também pode ser obtido pelo quociente da taxa de resfriamento e as velocidades experimentais do isoterma *liquidus* ( $V_L$ ). Isto é (Eq. 3-3)

$$G_L = \frac{\dot{T}}{V_L} \quad (3-3)$$

### 3.2.10 Materiais

A composição química dos materiais utilizados neste experimento está listada a seguir. A Tabela (3-3) mostra a composição química do alumínio comercialmente puro e a Tabela (3-4) mostra a composição química do estanho comercialmente puro utilizado para este trabalho.

Tabela 3-3 - Composição química do Al comercialmente puro (Cinbal)

	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Outros
%	99,5	0,25	0,40	0,05	0,05	0,05	0,07	0,05	0,03

Tabela 3-4 - Composição Química do Estanho (Tin Química)

	Sn	Pb	Cu	Fe	Al	Zn	As	Bi	Sb	Cd	Outros
%	99,85	0,05	0,04	0,01	<0,001	<0,001	0,01	0,03	0,03	<0,001	0,03

### 3.3 CARACTERIZAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL

A fim de caracterizar e quantificar a macroestrutura, para avaliar a direção da extração de calor, a amostra foi cortada em sua seção longitudinal. Posteriormente, o material foi lixado e polido para garantir uma análise precisa. Para revelar a macroestrutura, foi utilizado o reagente químico contendo (5 ml de HF, 60 ml de HCl, 30 ml de HNO<sub>3</sub> e 5 ml de água destilada (Vander Voot, 1984). Para a caracterização microestrutural, a fim de identificar a morfologia da microestrutura e realizar uma análise quantitativa, bem como realizar o ensaio de dureza, o lingote foi cortado em sua seção

transversal nas posições correspondentes à localização dos termopares durante o processo de solidificação. As amostras foram lixadas e polidas e no final, atacadas. As micrografias foram analisadas no microscópio óptico Olympus instalado no Laboratório de Metalografia da EEIMVR-UFF e através do software Stream Basic as imagens foram analisadas e os espaçamentos celulares foram determinados. O microscópio está mostrado na Figura 3-12.



Figura 3-12 - Microscópio Óptico Olympus (Laboratório de Metalografia da EEIMVR/UFF)

A Tabela 3-5 apresenta as propriedades termofísicas dos materiais utilizados, as quais foram aplicadas nos modelos teóricos de crescimento celular.

Tabela 3-5– Propriedades Termofísicas das ligas do sistema Al-Sn estudadas (Cruz, 2008, Bouchard-Kirkaldy, 1997)

<b>Propriedades</b>	<b>Al</b>	<b>Sn</b>	<b>Al-10%Sn</b>
$\rho_S$ [Kg/m <sup>3</sup> ]	2550	7166	3011,6
$\rho_L$ [Kg/m <sup>3</sup> ]	2368	6986	2829,8
<b>L</b> [J/kg]	397500	60700	
<b>T<sub>F</sub></b>	660	232	
<b>T<sub>L</sub></b>	-	-	645
<b>T<sub>E</sub></b>	-	-	227
<b>K<sub>0</sub></b>	-	-	0,041
<b>D</b> [m <sup>2</sup> /s]	-	-	3,5 x 10 <sup>-9</sup>
<b>Γ</b> [m.K]	-	-	177,4 x 10 <sup>-9</sup>

### 3.3.1 Determinação do Espaçamento Celular

O mapeamento dos espaçamentos celulares foi realizado por intermédio da utilização do método do triângulo (Gunduz e Çardilli, 2002), conforme esquematizado na Figura 3-13. Foram realizadas 20 medições por posição para a obtenção da média do espaçamento celular.

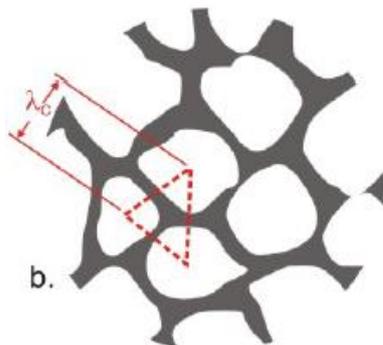


Figura 3-13 - Representação esquemática da técnica utilizada para a quantificação dos espaçamentos celulares (Gunduz, 2000)

## 3.4 ENSAIOS MECÂNICOS

### 3.4.1 Ensaio de Microdureza

Para cada material, levantou-se um perfil de microdureza Vickers em função de cada posição do termopar. O ensaio constituiu na aplicação de uma carga de 100gf durante 15 segundos por meio da utilização do microdurômetro Vickers, TM710 High Technology LTDA, localizado no laboratório de Metalografia da UERJ, conforme mostrado na Figura 3-14 (a). As medidas da dureza foram realizadas conforme o mapeamento mostrado na Figura 3-14 (b).

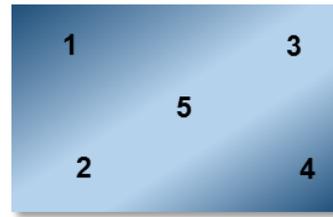


Figura 3-14 – Ensaio de microdureza vickers; (a) Microdurômetro localizado no Laboratório de Metalografia da UERJ (b) Critérios utilizados na medição da microdureza

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 CURVAS DE RESFRIAMENTO LENTO

As Figuras 4-1a e 4-1b mostram, respectivamente, as curvas de resfriamento lento do alumínio puro e da liga Al-10%Sn, obtidas experimentalmente. A taxa de resfriamento inicial do alumínio foi de  $0,047^{\circ}\text{C/s}$ , até o início da liberação de calor latente, que ocorreu a  $659^{\circ}\text{C}$ , onde é observado um patamar. Quando a solidificação termina, o alumínio puro passa a ser resfriado a uma taxa de  $0,42^{\circ}\text{C/s}$ . Com relação a liga, a taxa de resfriamento obtida inicialmente foi de  $0,22^{\circ}\text{C/s}$ , até atingir o patamar de  $645^{\circ}\text{C}$ , onde o processo de solidificação é iniciado. Durante este processo, o material foi solidificando a uma taxa de  $0,14^{\circ}\text{C/s}$ ... até atingir o final do processo. Embora não esteja visível na figura, o processo de solidificação termina ao atingir a temperatura de  $227^{\circ}\text{C}$  (Vasconcelos, 2013).

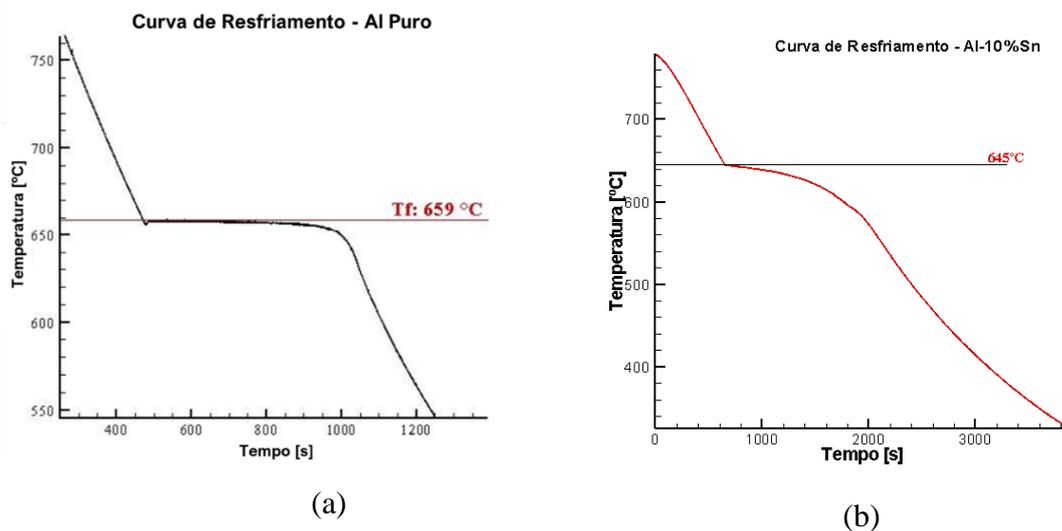


Figura 4-1 - Curva de resfriamento lento do (a) alumínio puro e (b) da liga Al-10%Sn.

### 4.2 PERFIS TÉRMICOS

Os perfis térmicos do alumínio puro e da liga binária Al-10% Sn obtidos experimentalmente durante o processo de solidificação são apresentados nas Figuras 4-2 e 4-3, respectivamente.

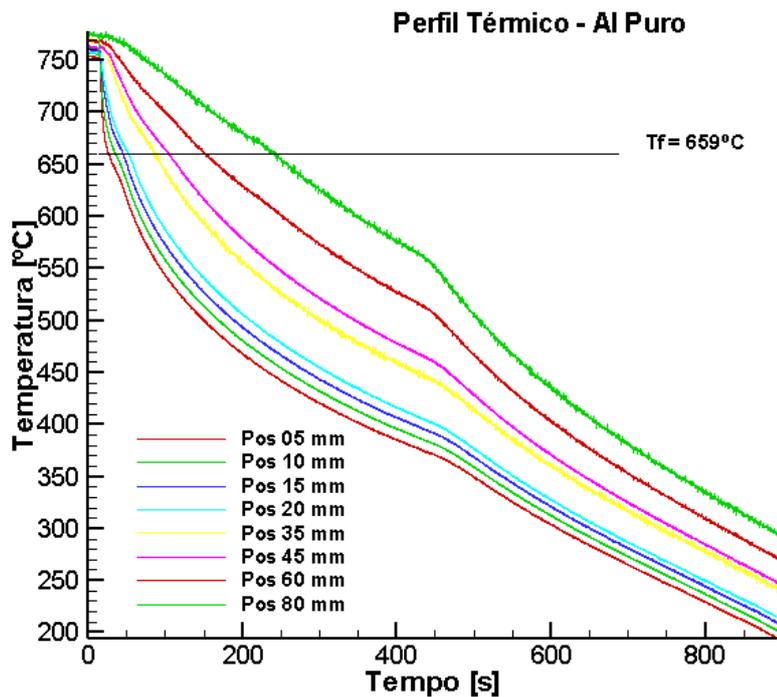


Figura 4-2 – Perfil Térmico do alumínio puro solidificado unidirecionalmente em condições transientes de extração de calor.

A temperatura de vazamento configurada foi de aproximadamente 750°C, para o alumínio puro e de 756°C para a liga a fim de possibilitar a adequada acomodação no líquido no molde antes de iniciar o processo de solidificação. Na região próxima da base refrigerada, as curvas são mais acentuadas, indicando velocidade de solidificação mais elevada. A medida em que se avança ao longo do lingote, a inclinação é reduzida. Nota-se também, conforme mostrado na Figura 4-3, a liga levou cerca de 20 minutos para atingir a  $T_s$ .

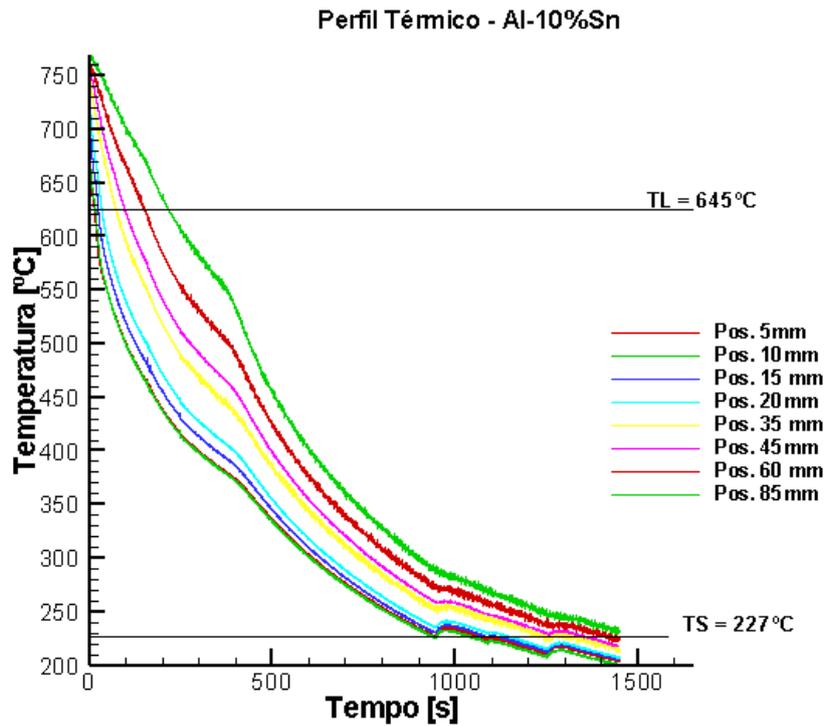


Figura 4-3 - Perfil Térmico da liga Al-10% solidificada unidirecionalmente em condições transientes de extração de calor.

#### 4.2.1 Variáveis Térmicas

A obtenção do tempo de passagem da isoterma *liquidus* foi realizada a partir dos gráficos dos perfis térmicos do Al-puro e da liga Al-10%Sn. O gráfico com os dados extraídos está apresentado na Figura 4-4. Conforme mostrado, quanto mais próximo da base refrigerada, mais rápido o isoterma *liquidus* se desloca ao longo do lingote.

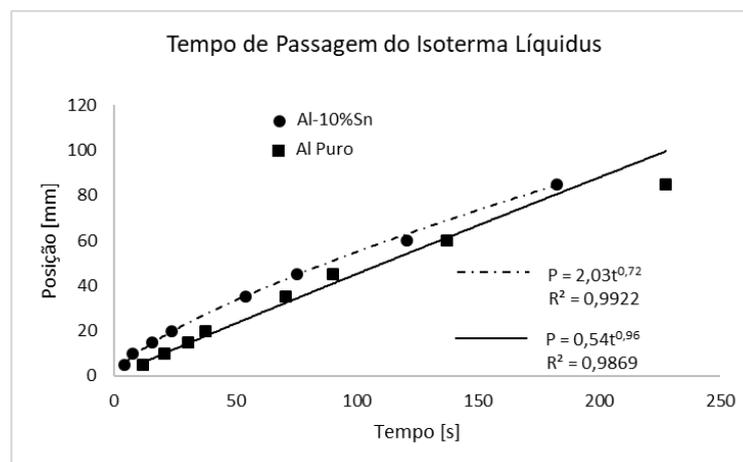


Figura 4-4 - Tempo de passagem do isoterma *liquidus* do Al puro e da liga binária Al-10%Sn.

Nota-se pela figura que os materiais apresentam comportamento similar ao longo do processo. Porém, pode-se verificar que o tempo de deslocamento do isoterma *liquidus* da liga binária é inferior ao do alumínio puro, pois o soluto interfere na cinética do processo.

O gráfico da velocidade do isoterma *liquidus* em função da posição do termopar no lingote é mostrada na Figura 4-5.

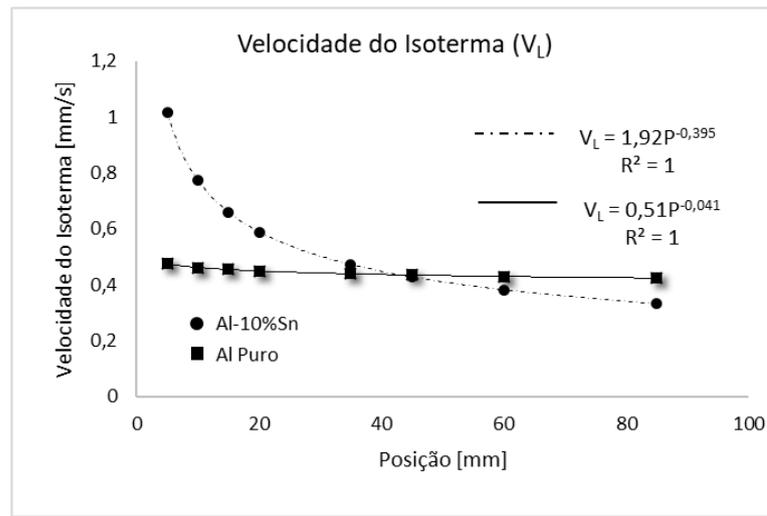


Figura 4-5 - Velocidade do isoterma *liquidus* em função da posição a partir da base refrigerada

Nota-se que o estanho exerce forte a influência na cinética do processo de solidificação. Nas posições iniciais, a velocidade de solidificação da liga é bastante elevada e diminui rapidamente até a posição 35 mm. O alumínio puro comporta-se quase que uma constante, em relação à liga.

A partir da posição 45 mm, o comportamento dos materiais se inverte. Isso se deve a presença de soluto, que age como barreira no processo, fazendo com que a velocidade seja menor.

Um comparativo da taxa de resfriamento do alumínio puro e da liga Al-10%Sn é mostrado na Figura 4-6. Pode-se observar que a taxa de resfriamento ao longo do lingote, tanto do alumínio puro quanto a liga Al-10%Sn é mais alta nas posições próximas à base refrigerada e diminui à medida que avança ao longo do lingote.

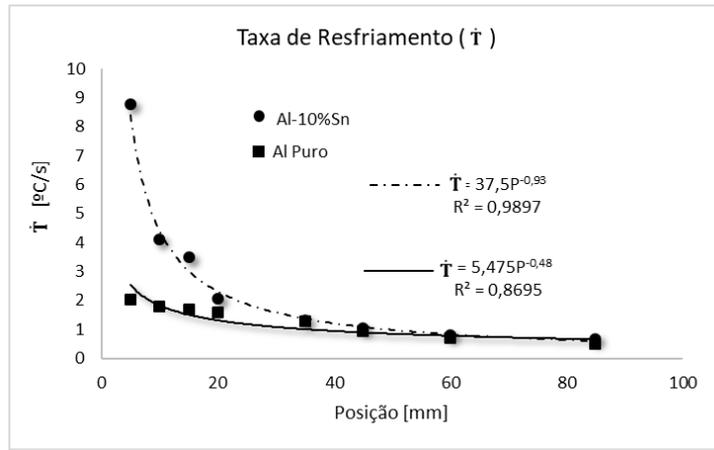


Figura 4-6 – Evolução da taxa de resfriamento em função da posição.

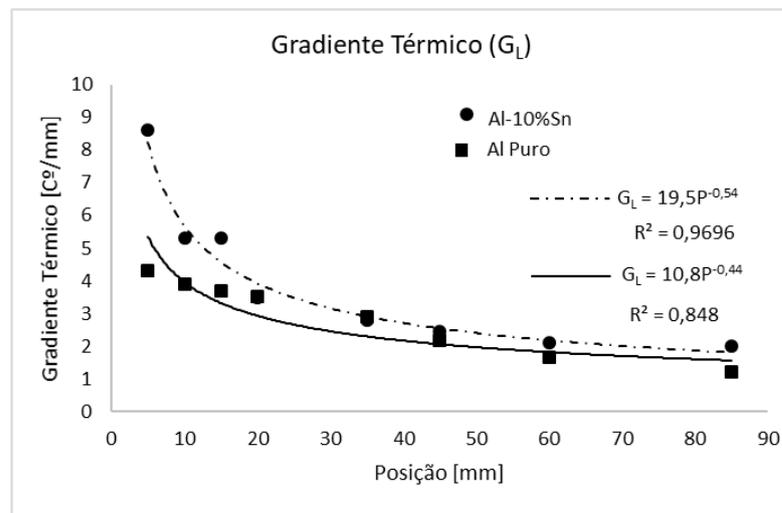


Figura 4-7 – Evolução do gradiente térmico em função da posição.

A comparação do gradiente térmico do alumínio puro e da liga Al-10%Sn é mostrada na Figura 4-7. De forma semelhante, o gradiente térmico tem valores elevados nas posições iniciais do lingote e diminui à medida que o isoterma *liquidus* avança ao longo do lingote. Isto é devido a velocidade de solidificação ser elevada nestes locais.

### 4.3 MACROESTRUTURA

As Figuras 4-8 (a) e 4-8 (b), mostram, respectivamente, as macroestruturas do alumínio puro e a liga Al-10%Sn submetidas a experimentos de solidificação unidirecional vertical ascendente em regime transiente de extração de calor. O alumínio puro apresenta uma morfologia predominantemente colunar, com uma pequena região contendo grãos coquilhados na região próxima da base refrigerada. Já a liga Al-10%Sn também apresentou macro predominantemente colunar e na posição aproximada de 95

cm da base refrigerada, a TCE (Transição Colunar-Equiaxial). Canté (2006) em sua pesquisa, encontrou uma TCE na posição 90mm na solidificação de uma liga Al-11,9%Sn, sob uma taxa de resfriamento de 0,31K/s. O surgimento da transição colunar-equiaxial se deveu à baixa velocidade de deslocamento do isoterma *liquidus* nesta região (Beskow, 2008).

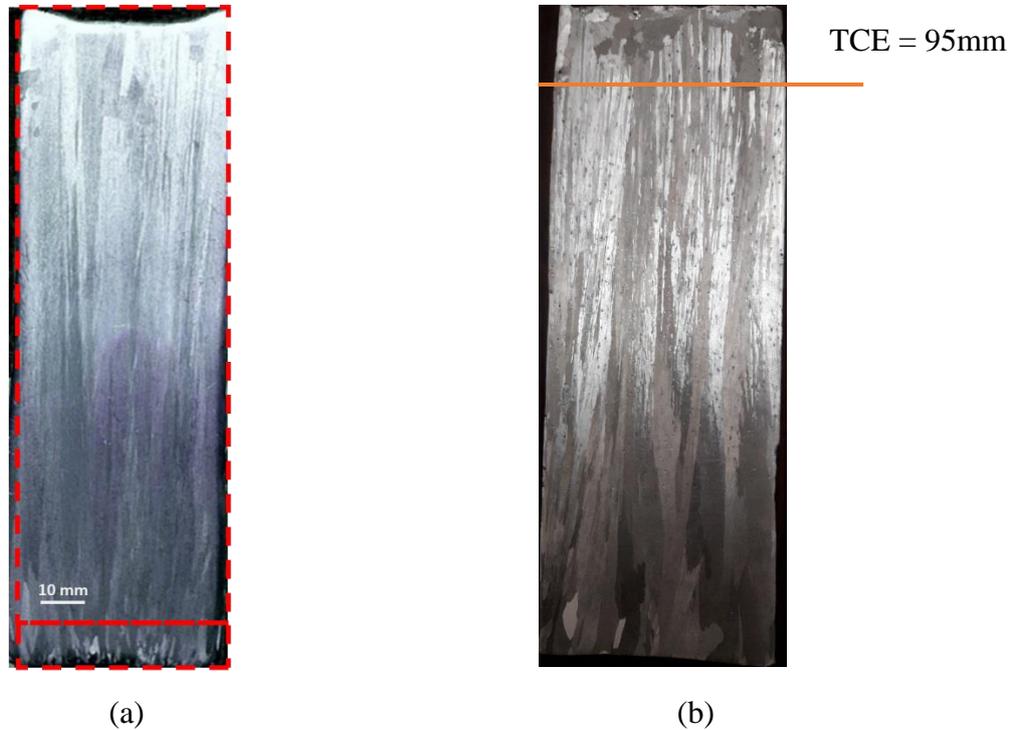


Figura 4-8 - Macroestrutura do (a) alumínio puro e (b) liga Al-10%Sn

#### 4.4 MICROESTRUTURA

##### 4.4.1 Alumínio Puro

A microestrutura do alumínio puro, obtida de posições variadas do termopar está mostrada nas figuras 4-9(a) a (f). O alumínio puro solidificado unidirecionalmente em condições transientes da extração de calor apresenta morfologia predominantemente celular e o tamanho destas células é diretamente influenciado pelas variáveis térmicas de solidificação.

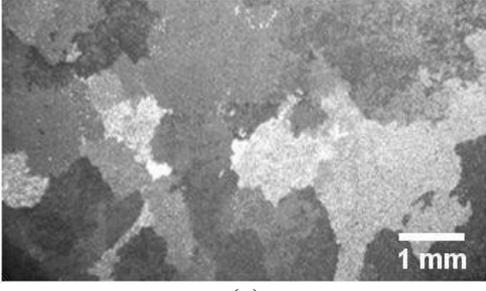
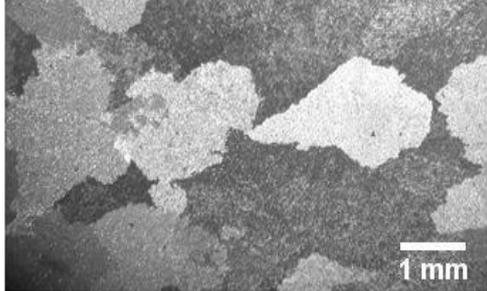
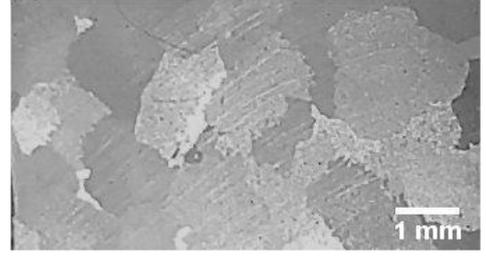
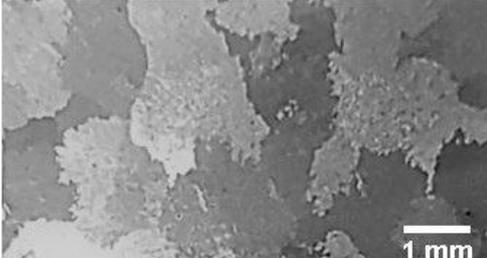
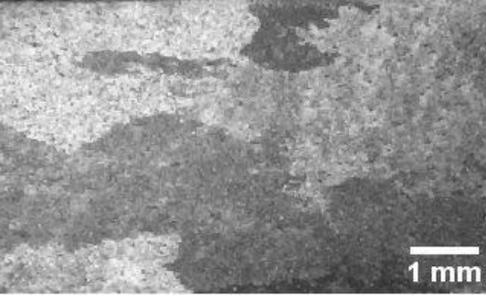
							
(a)	(b)						
P 5mm	V <sub>L</sub> 0,47mm/s	$\dot{T}$ 2,04°C/s	G <sub>L</sub> 4,30°C/mm	P 10mm	V <sub>L</sub> 0,46mm/s	$\dot{T}$ 1,800°C/s	G <sub>L</sub> 3,89 °C/mm
							
(c)	(d)						
P 15 mm	V <sub>L</sub> 0,45 mm/s	$\dot{T}$ 1,68 °C/s	G <sub>L</sub> 3,69°C/mm	P 20 mm	V <sub>L</sub> 0,44 mm/s	$\dot{T}$ 1,57 °C/s	G <sub>L</sub> 3,50 °C/mm
							
(e)	(f)						
P 60 mm	V <sub>L</sub> 0,43 mm/s	$\dot{T}$ 0,71 °C/s	G <sub>L</sub> 1,65 °C/mm	P 85 mm	V <sub>L</sub> 0,42 mm/s	$\dot{T}$ 0,51 °C/s	G <sub>L</sub> 1,21 °C/mm

Figura 4-9 - Microestrutura do alumínio puro obtida em diversas posições dos termopares (a) 5mm, (b) 10 mm (c) 15 mm, (d) 20 mm (e) 60 mm e (f) 85 mm

#### 4.4.2 Liga Al-10%Sn

A microestrutura obtida em diferentes posições do lingote da liga binária Al-10% são mostradas nas Figuras 4.10 (a) a (f) . A liga apresenta uma morfologia tipicamente celular, possuindo matriz composta de fase  $\alpha$ -Al, contendo regiões intercelulares ricas em estanho. Nota-se também precipitados ricos em estanho (fase  $\beta$ -Sn) distribuídos ao longo da matriz, o que confirma a imiscibilidade deste elemento no alumínio. A rede

celular foi aumentando à medida que o isoterma se afastava da base refrigerada, evidenciando a influência das variáveis térmicas na sua formação.

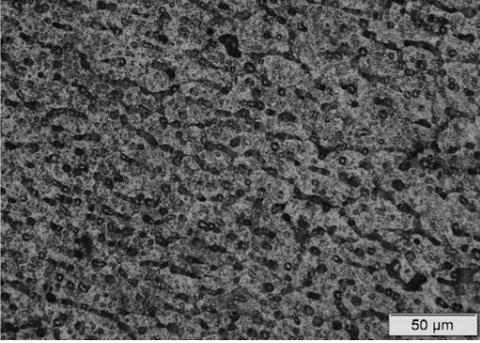
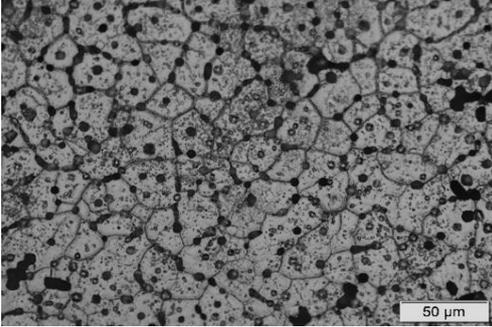
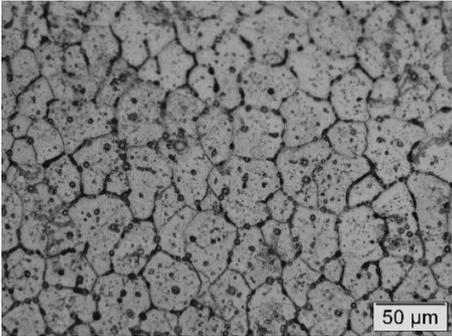
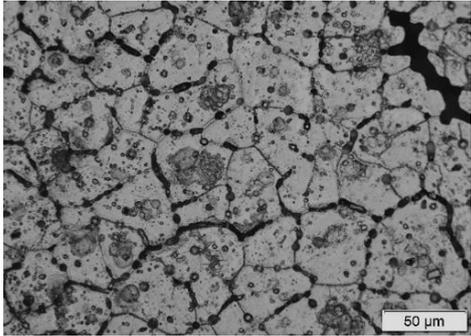
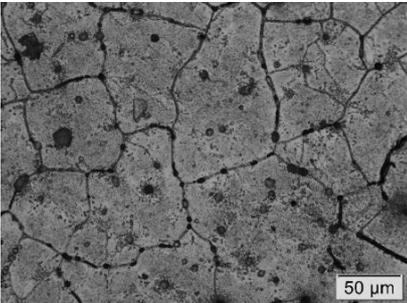
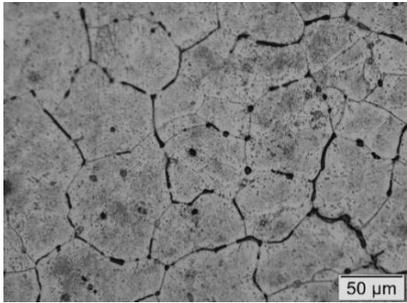
 <p>(a)</p>	 <p>(b)</p>																
<table border="0"> <tr> <td>P</td> <td><math>\dot{T}</math></td> <td><math>G_L</math></td> <td><math>\lambda_C</math></td> </tr> <tr> <td>5 mm</td> <td>8,78 °C/s</td> <td>8,62 °C/mm</td> <td>25,8 <math>\mu\text{m}</math></td> </tr> </table>	P	$\dot{T}$	$G_L$	$\lambda_C$	5 mm	8,78 °C/s	8,62 °C/mm	25,8 $\mu\text{m}$	<table border="0"> <tr> <td>P</td> <td><math>\dot{T}</math></td> <td><math>G_L</math></td> <td><math>\lambda_C</math></td> </tr> <tr> <td>10 mm</td> <td>4,10 °C/s</td> <td>5,29 °C/mm</td> <td>31,9 <math>\mu\text{m}</math></td> </tr> </table>	P	$\dot{T}$	$G_L$	$\lambda_C$	10 mm	4,10 °C/s	5,29 °C/mm	31,9 $\mu\text{m}$
P	$\dot{T}$	$G_L$	$\lambda_C$														
5 mm	8,78 °C/s	8,62 °C/mm	25,8 $\mu\text{m}$														
P	$\dot{T}$	$G_L$	$\lambda_C$														
10 mm	4,10 °C/s	5,29 °C/mm	31,9 $\mu\text{m}$														
 <p>(c)</p>	 <p>(d)</p>																
<table border="0"> <tr> <td>P</td> <td><math>\dot{T}</math></td> <td><math>G_L</math></td> <td><math>\lambda_C</math></td> </tr> <tr> <td>15 mm</td> <td>3,50 °C/s</td> <td>5,31 °C/mm</td> <td>34,2 <math>\mu\text{m}</math></td> </tr> </table>	P	$\dot{T}$	$G_L$	$\lambda_C$	15 mm	3,50 °C/s	5,31 °C/mm	34,2 $\mu\text{m}$	<table border="0"> <tr> <td>P</td> <td><math>\dot{T}</math></td> <td><math>G_L</math></td> <td><math>\lambda_C</math></td> </tr> <tr> <td>20 mm</td> <td>2,1 °C/s</td> <td>3,48 C/mm</td> <td>50,5 <math>\mu\text{m}</math></td> </tr> </table>	P	$\dot{T}$	$G_L$	$\lambda_C$	20 mm	2,1 °C/s	3,48 C/mm	50,5 $\mu\text{m}$
P	$\dot{T}$	$G_L$	$\lambda_C$														
15 mm	3,50 °C/s	5,31 °C/mm	34,2 $\mu\text{m}$														
P	$\dot{T}$	$G_L$	$\lambda_C$														
20 mm	2,1 °C/s	3,48 C/mm	50,5 $\mu\text{m}$														
 <p>(e)</p>	 <p>(f)</p>																
<table border="0"> <tr> <td>P</td> <td><math>\dot{T}</math></td> <td><math>G_L</math></td> <td><math>\lambda_C</math></td> </tr> <tr> <td>60 mm</td> <td>0,80 °C/s</td> <td>2,11 °C/mm</td> <td>87,1 <math>\mu\text{m}</math></td> </tr> </table>	P	$\dot{T}$	$G_L$	$\lambda_C$	60 mm	0,80 °C/s	2,11 °C/mm	87,1 $\mu\text{m}$	<table border="0"> <tr> <td>P</td> <td><math>\dot{T}</math></td> <td><math>G_L</math></td> <td><math>\lambda_C</math></td> </tr> <tr> <td>85 mm</td> <td>0,67 °C/s</td> <td>2,0 °C/mm</td> <td>104,15 <math>\mu\text{m}</math></td> </tr> </table>	P	$\dot{T}$	$G_L$	$\lambda_C$	85 mm	0,67 °C/s	2,0 °C/mm	104,15 $\mu\text{m}$
P	$\dot{T}$	$G_L$	$\lambda_C$														
60 mm	0,80 °C/s	2,11 °C/mm	87,1 $\mu\text{m}$														
P	$\dot{T}$	$G_L$	$\lambda_C$														
85 mm	0,67 °C/s	2,0 °C/mm	104,15 $\mu\text{m}$														

Figura 4-10 – Microestrutura da liga Al-10%Sn obtida em diversas posições do lingote.

#### 4.4.3 Leis experimentais de crescimento celular para a liga Al-10%Sn

Foram obtidas leis experimentais de crescimento celular, sob condições de fluxo de calor em regime transiente com molde refrigerado para a liga Al-10%Sn através da correlação dos espaçamentos e as variáveis térmicas atuantes na solidificação.

O conhecimento destas leis é de suma importância, pois através delas é possível prever a magnitude da estrutura de solidificação do material com base nos parâmetros do processo (velocidade, gradiente e taxa de resfriamento) e, portanto, prever as propriedades mecânicas do mesmo, no caso do presente trabalho, da dureza.

A Figura 4-11 mostra a evolução do espaçamento celular da liga Al-10%Sn solidificada em regime transiente de extração de calor. Por este gráfico, nota-se que o espaçamento celular aumenta à medida que o isoterma *liquidus* avança ao longo do lingote. Isso ocorre devido ao aumento da resistência térmica promovida pela progressiva formação do metal sólido durante o processo.

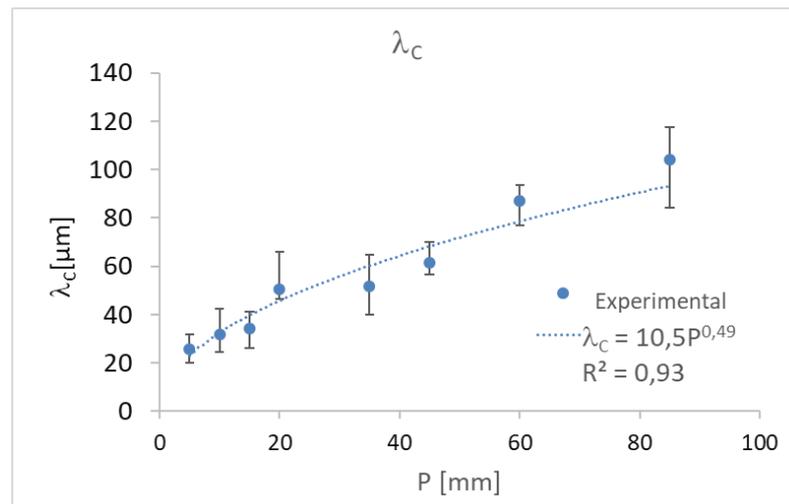


Figura 4-11 -Evolução do espaçamento celular ( $\lambda_c$ ) da liga Al-10%Sn ao longo do lingote.

Na Figura 4-12, é mostrada a evolução do espaçamento celular em função da velocidade de deslocamento do isoterma *liquidus* ao longo do lingote. Este gráfico mostra que o espaçamento aumenta à medida que a velocidade de deslocamento do isoterma diminui. A medida que a interface avança, ocorre um aumento da resistência térmica, provocada pela progressiva formação de metal sólido. Por essa razão, os espaçamentos celulares tendem a crescer à medida que o processo ocorre.

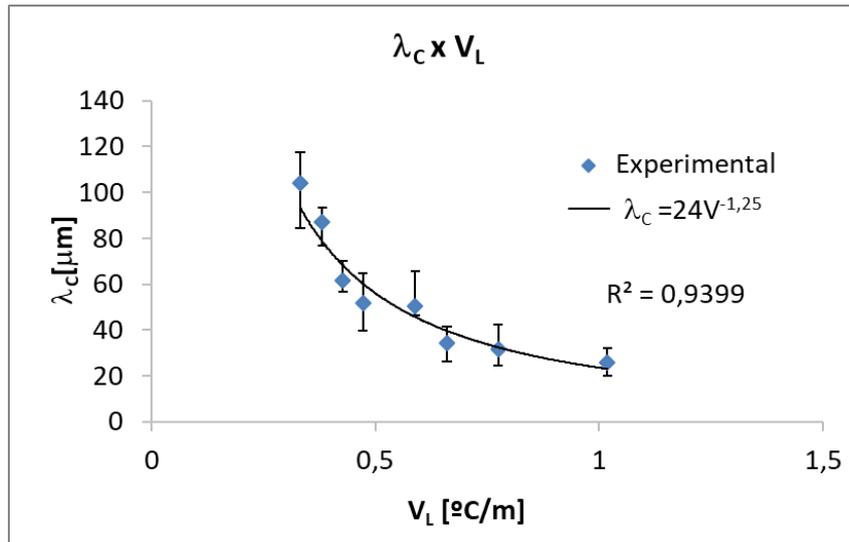


Figura 4-12 – Evolução do espaçamento celular em função da velocidade de deslocamento do isoterma *liquidus*.

As Figuras 4-13 e 4-14 mostram, respectivamente, a correlação entre o espaçamento celular e o gradiente térmico e a taxa de resfriamento. Nota-se nestes gráficos, que o espaçamento celular aumenta à medida que estas variáveis diminuem. Tal comportamento está ligado à dependência do espaçamento da velocidade de deslocamento do isoterma.

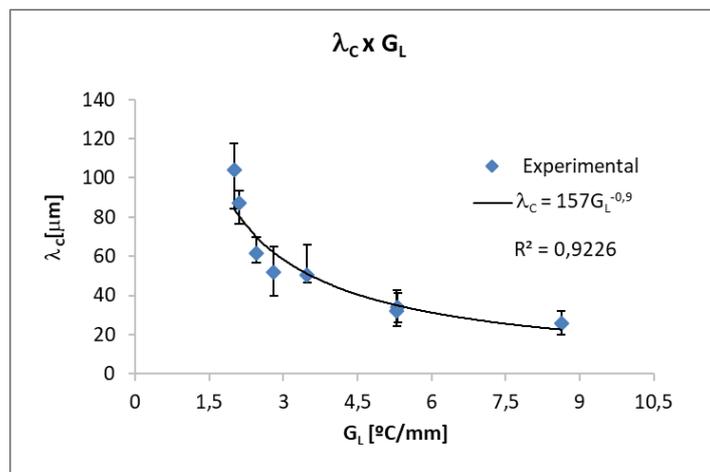


Figura 4-13 – Correlação entre o espaçamento celular e o gradiente térmico.

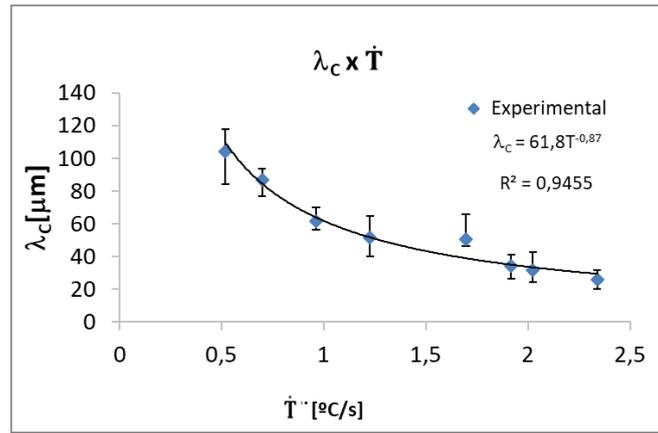


Figura 4-14– Correlação entre o espaçamento celular e a taxa de resfriamento.

Os dados experimentais obtidos neste trabalho foram comparados com os modelos teóricos de crescimento celular encontrados na literatura, com o objetivo de verificar a aderência destes resultados. Nas Figuras 4-15 e 4-16 são apresentadas a comparação dos dados experimentais deste trabalho com os modelos teóricos em regime estacionário e transitório de extração de calor, respectivamente.

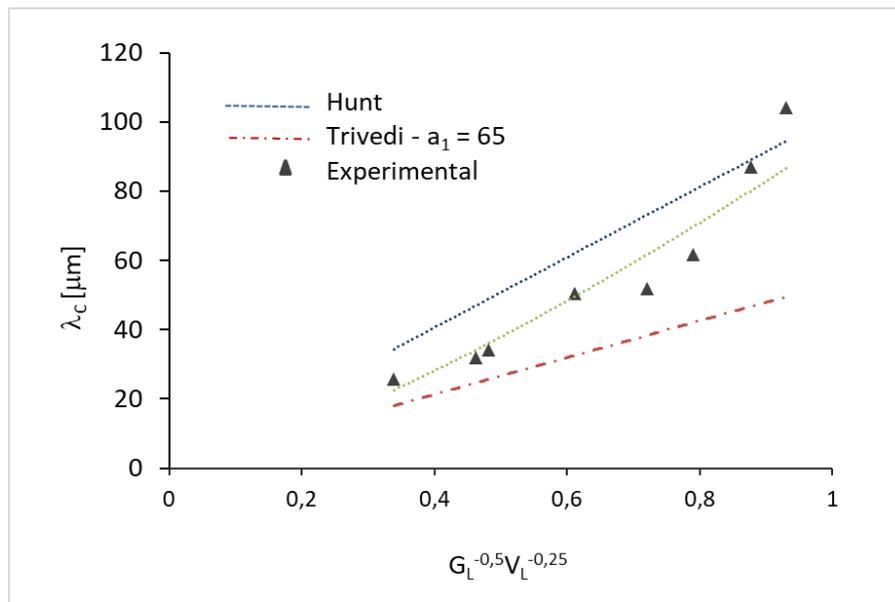


Figura 4-15 - Comparação entre os modelos teóricos de crescimento celular de Hunt e Trivedi, em regime estacionário e os dados experimentais

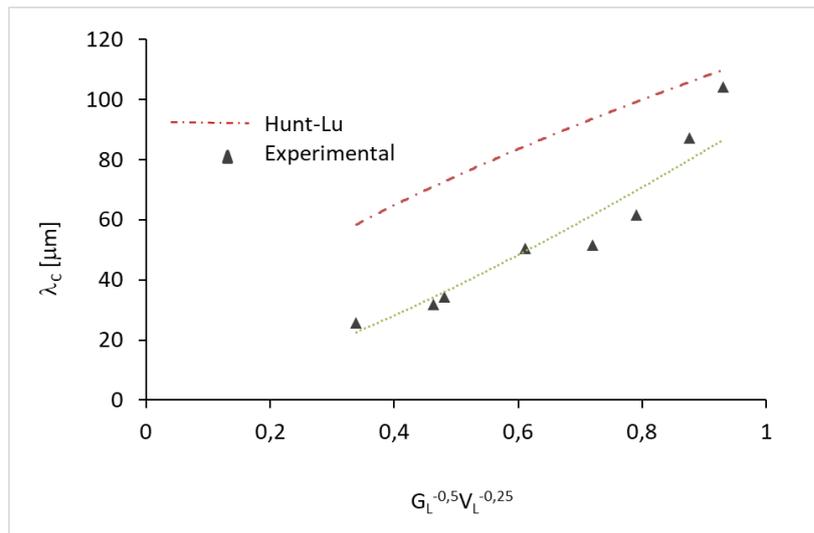


Figura 4-16- Comparação entre os modelos teórico de Hunt-Lu de crescimento celular em regime transitório e os dados experimentais.

Comparando a evolução do espaçamento celular com os modelos teóricos desenvolvidos para o regime estacionário de extração de calor, nota-se que o comportamento da liga estudada segue uma tendência irregular crescente e é subestimado pelo modelo desenvolvido por Hunt (1979) e superestima o modelo de Trivedi. Já com relação ao modelo teórico desenvolvido para o regime transitório, o comportamento da liga é subestimado pelo modelo em questão.

## 4.5 MICRODUREZA VICKERS

### 4.5.1 Influência das variáveis Térmicas na Microdureza Vickers

As Figuras 4-17 e 4-18 mostram, respectivamente, a evolução da microdureza Vickers do alumínio puro e da liga binária Al-10%Sn ao longo do lingote. Para o caso do alumínio puro, à medida em que se avança ao longo do lingote, o valor da microdureza é reduzido. Isso ocorre devido a essa propriedade estar diretamente relacionada às variáveis térmicas de solidificação, onde, nas posições iniciais, o processo ocorre mais rapidamente, provocando o aparecimento de grãos refinados, que são responsáveis pelo alto valor da microdureza. À medida que o isoterma *liquidus* avança, o valor da microdureza diminui, pois nessa região tem-se grãos mais grosseiros. Já no caso da liga, o valor da microdureza praticamente não sofreu alterações. Isso se deve à baixa solubilidade do estanho no alumínio.

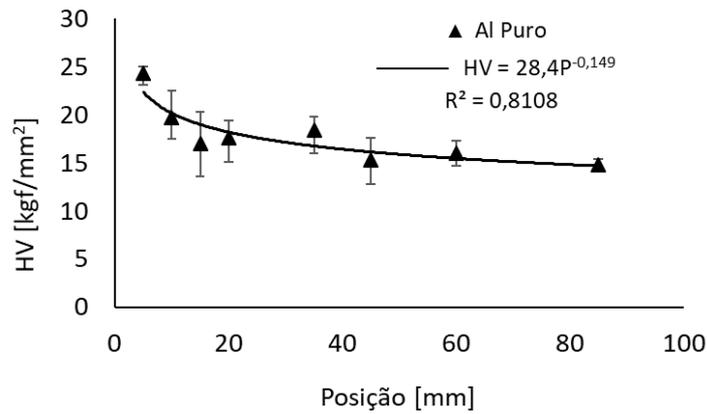


Figura 4-17 - Evolução da microdureza Vickers do Alumínio Puro em função da posição.

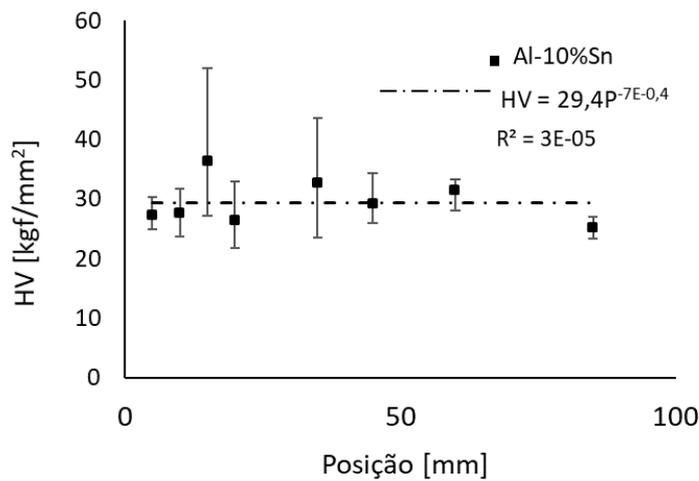


Figura 4-18- Evolução da microdureza Vickers do Alumínio Puro em função da posição

A Figura 4-20 mostra um comparativo entre os valores da microdureza Vickers do alumínio puro e a liga Al 10% Sn. Pode-se observar que a adição do estanho provocou uma alteração no perfil da curva, de decrescente para constante. Isso é devido à limitada solubilidade do estanho no alumínio e isso independe da posição. Além disso, o estanho causou um aumento o valor médio da microdureza do material em aproximadamente São João Del Rei, Minas Gerais 65%.

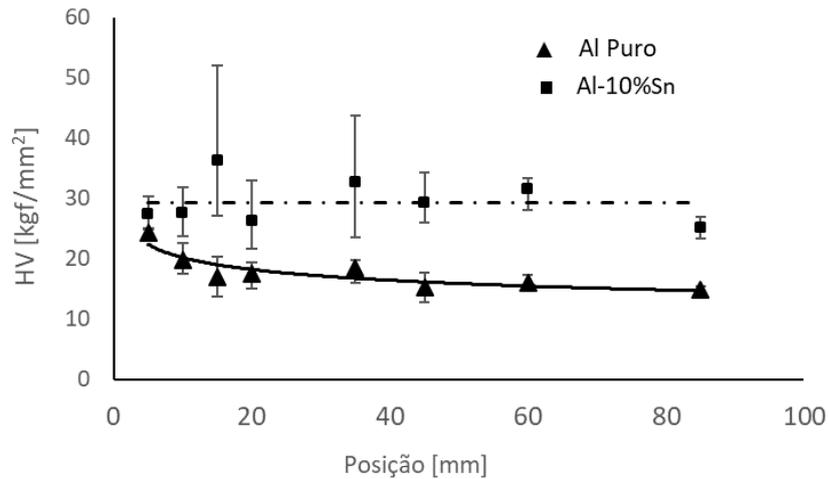


Figura 4-19- Gráfico comparativo dos valores da microdureza Vickers do alumínio puro e da liga Al-10%Sn

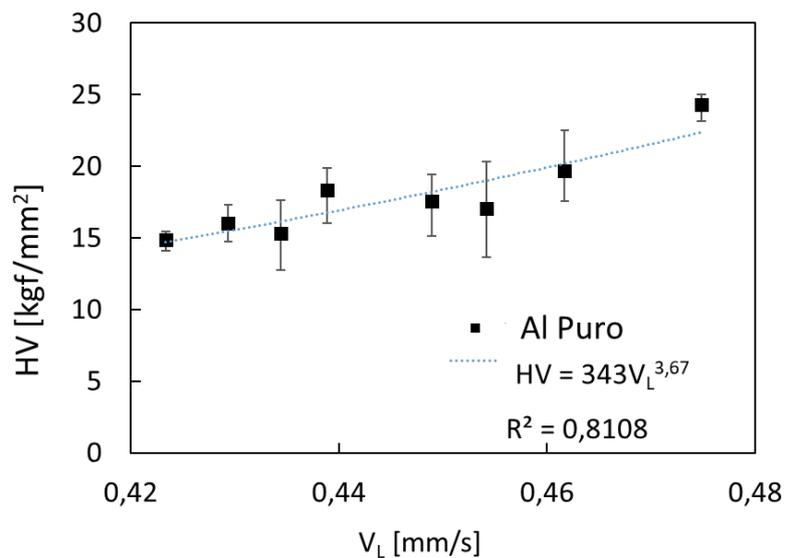


Figura 4-20 - Evolução da microdureza Vickers em função da velocidade de solidificação do alumínio puro

As Figuras 4-21 e 4-22 mostram, respectivamente, a relação entre a velocidade de deslocamento do isoterma *liquidus* e a microdureza Vickers, do alumínio puro e da liga Al-10%Sn. O primeiro gráfico mostra que o valor da dureza aumenta à medida o valor da velocidade aumenta. Já a liga binária apresentou um perfil praticamente constante ao longo do lingote.

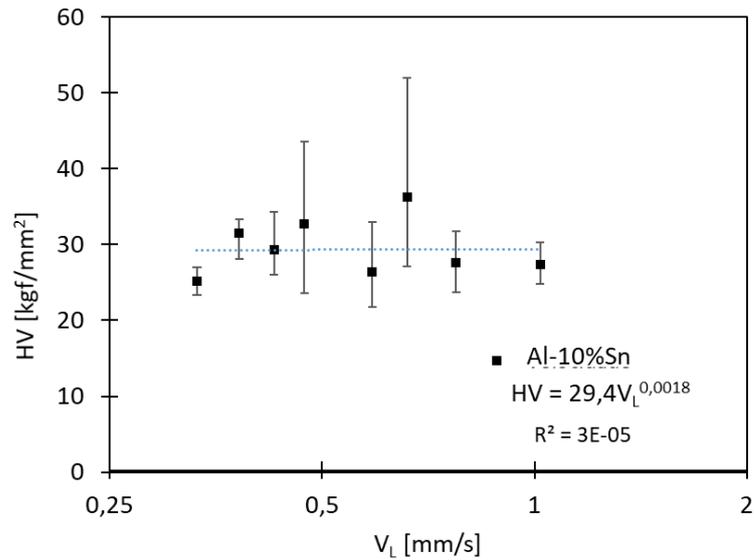


Figura 4-21 - Correlação entre a microdureza Vickers e a velocidade de deslocamento do isoterma *liquidus* liga Al-10% Sn.

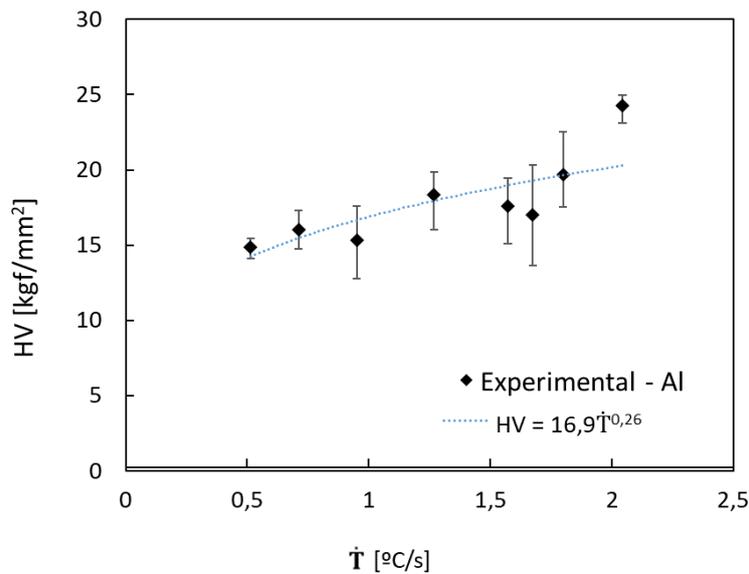


Figura 4-22 - Influência da taxa de resfriamento na microdureza Vickers do alumínio puro.

As Figuras 4-23 e 4-24 mostram a correlação entre a taxa de resfriamento e o valor da microdureza do alumínio puro e da liga Al-10%, respectivamente. Nota-se que, o valor da microdureza aumenta com o aumento da taxa de resfriamento. Acerca da liga binária, o valor da sofreu pouca variação, sendo que esta independe ou das variáveis térmicas.

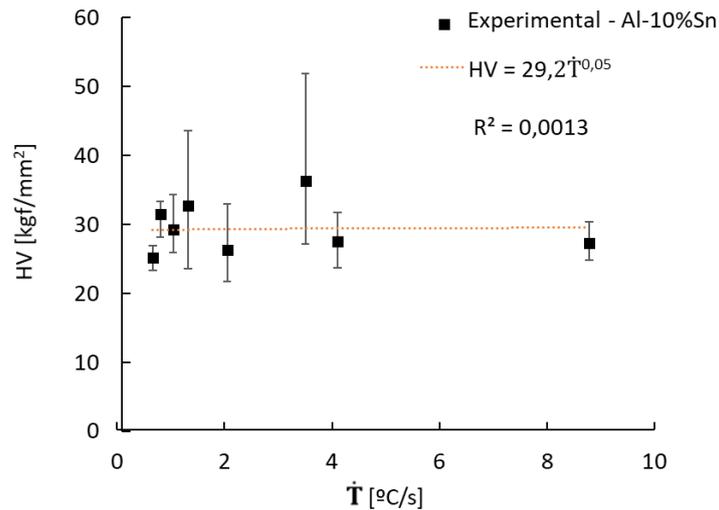


Figura 4-23 - Influência da taxa de resfriamento na microdureza Vickers da liga Al-10%Sn

A microdureza da liga Al-10%Sn teve pouca variação pois a baixíssima solubilidade do Sn no alumínio torna inviável a formação de qualquer composto intermetálico que seria responsável pelo aumento da resistência do material. (Brito, 2016). A imiscibilidade que existe entre o alumínio ( $2,73 \text{ g/cm}^3$ ) e o estanho ( $7,29 \text{ g/cm}^3$ , associada à diferença de densidade entre eles indica a formação de zonas de acúmulo de soluto durante o processo de solidificação (Figura 4-25), o que pode interferir na morfologia microestrutural quanto nos perfis de segregação de longo alcance (Silva, 2008). Dessa forma, não há formação de intermetálicos suficientes que poderiam provocar a elevação da microdureza do material.

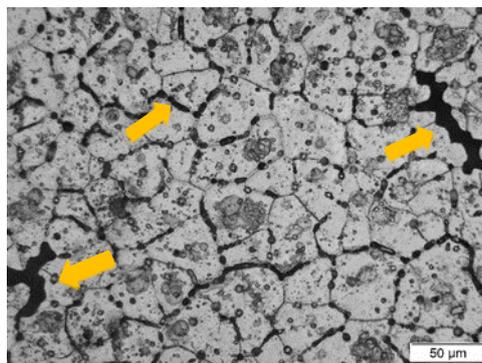


Figura 4-24 - Micrografia indicando a presença de estanho segregado no contorno.

#### 4.5.2 Influência do Espaçamento Celular na Microdureza Vickers

Foi investigada a influência do espaçamento celular no valor da microdureza Vickers da liga hipoeutética Al-10%Sn e os resultados estão mostrados na Figura 4-26. O valor da microdureza sofre um pequeno decréscimo com o aumento do espaçamento celular. Esta diminuição está relacionada às variáveis térmicas, que influenciam o espaçamento celular. Por outro lado, a pouca variação da microdureza se deve à baixa solubilidade do estanho no alumínio.

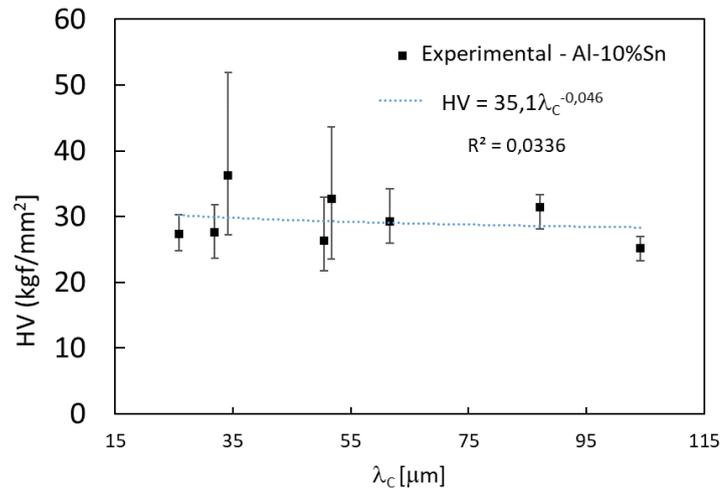


Figura 4-25 - Evolução da microdureza Vickers da liga hipoeutética Al-10%Sn em função do espaçamento celular.

## 5 CONCLUSÕES

Com base nos resultados experimentais deste trabalho e tendo como referência estudos obtidos das literaturas acerca deste assunto, podem ser extraídas as seguintes conclusões:

1. A adição do estanho no alumínio influenciou de maneira significativa todas as variáveis térmicas do processo de solidificação unidirecional vertical ascendente em regime transiente de extração de calor, provocando o seu aumento, ou seja, elevando a cinética do processo;
2. A direcionalidade da solidificação foi comprovada, em ambos os casos, ao analisar a macroestrutura, onde os grãos se apresentaram predominantemente colunares. Entretanto, o estanho provocou o surgimento da TCE e o desaparecimento da estrutura coquilhada;
3. Tanto o alumínio puro quanto a liga hipoeutética Al-10%Sn apresentaram morfologia celular;
4. A microestrutura caracterizou-se por uma matriz rica em alumínio, com precipitados muito pequenos da fase  $\beta$ Sn distribuídos ao longo da matriz. Além disso, devido à imiscibilidade da liga, o material apresentou várias regiões contendo soluto segregado no contorno do grão;
5. O crescimento celular da liga Al-10%Sn em função da posição ao longo do lingote obedece às seguintes leis de crescimento:

$$\lambda_C = 10,4P^{0,45}$$

$$\lambda_C = 24V_L^{-1,25}$$

$$\lambda_C = 157G_L^{-0,9}$$

$$\lambda_C = 61,8\dot{T}^{-0,87}$$

6. A adição do estanho no alumínio ocasionou um aumento de 65% no valor médio da microdureza Vickers do Al puro;
7. O valor da microdureza do alumínio puro é fortemente influenciado pelas variáveis térmicas de solidificação. Já no caso da liga, seu valor é

praticamente invariável, devido à imiscibilidade dos materiais envolvidos, provocando a segregação de soluto, ao invés da formação dos intermetálicos que serviriam de agente endurecedor do material.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nas análises teóricas e experimentais desenvolvidas nesse trabalho, são sugeridas as seguintes abordagens de pesquisa para a realização de trabalhos futuros:

1- Analisar a influência dos parâmetros microestruturais em condições transitórias de extração de calor nas características tribológicas da liga Al-10%Sn de tal forma a constatar as vantagens da sua utilização para este fim.

2- Avaliar a TCE de ligas Al-Sn com diferentes teores de estanho, correlacionar com o tempo local de solidificação e verificar sua influência nas propriedades mecânicas;

3- Avaliar a influência do teor de estanho no coeficiente global de transferência de calor;

4- Avaliar a influência do teor de Sn na microsegregação da liga Al-Sn.

5- Estudar a resistência à corrosão da liga Al-Sn em ambientes industriais.

## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AFS Transactions, vol. 99, pp. 187-191, 1991.

ARES, A. E.; SCHVEZOV, C. E.; **Solidification parameters during the columnar-to-equiaxed transition in lead-tin alloys.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 31A, p. 1611-1625, 2000

ASM Handbook Committee, **Alloy Phase Diagrams**, in ASM Handbook. vol 3 (ASM International, Ohio, 1992)

BERTELLI, FELIPE. **Modelagem numérica e análise experimental de parâmetros térmicos e microestruturais na solidificação radial de ligas binárias.** 204p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2012

BESKOW, ARTHUR BORTOLIN, **Estudo da Solidificação Unidirecional Ascendente Para Obtenção de Estruturas Colunares Grosseiras.** 136p. Dissertação de Mestrado. Faculdade de Engenharia, Pontifícia Universidade Católica do Rio Grande do Sul

BILLIA, B.; JAMGOTCHIAN, H. and CAPELLA L. **Unidirectional solidification of dilute Pb-Bi alloys.** Acta Metallurgica, v. 29, pp. 1785-1789, 1981.

BILONI, H.e CHALMERS, B., **Predendritic Solidification**, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, vol. 233 (2), pp.373, 1965.

BRITO, CRYSTOPHER CARDOSO DE, **Térmicos e Microestruturais na Solidificação Transitória de Ligas Al-Mg e Al-Mg-Si e Correlação com Resistências Mecânica e à Corrosão.** 205P. Tese de Doutorado – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2016.

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

- BURDEN, M., HUNT, J.D., **Celular and dendritic growth I**, Journal of Crystal Growth, v.22, pp. 99-108, 1974.
- CAMPOS JUNIOR, A. A. D. **Parâmetros térmicos de solidificação, microestrutura e propriedades em tração de liga ternária Al-Sn-Cu**, Dissertação de Mestrado – Faculdade de Engenharia Mecânica – UNICAMP, Campinas, 2017.
- CANTÉ, M. V., **Solidificação Transitória, Microestrutura e Propriedades de Ligas Al-Ni** - Tese de doutorado, Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, 2009
- CANTÉ, M.V., Kleber S. Cruz, José E. Spinelli, Noé Cheung, Amauri Garcia, **Experimental analysis of the columnar-to-equiaxed transition in directionally solidified Al-Ni and Al-Sn alloys**, Materials Letters V.61, p. 2135-2138, 2007;
- ÇARDILI, E, Gunduz, M., **The directional solidification of Pb-Sn alloys**, Journal of Materials Science, v.35, pp.3837-3848-2000.
- CARVALHO, DIEGO DE LEON BRITO. **Espaçamentos dendríticos primários da liga Al-3%Si solidificada unidirecionalmente sob condições transientes de extração de calor**. 2011. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Mecânica) – Universidade Federal do Pará, Belém, Pará, 2011.
- CASTANHO, MANUEL ANTÓNIO PIRES. **Solidificação unidirecional transitória de ligas peritéticas do sistema Pb-Bi**. 202p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2013.
- CHALMERS B. **Principles of solidification**. 2ª Edição, Ed. John Wiley & Sons, 1964, pg. 20-89
- CHEN, M.; KATAMMIS, T. Z. **Dendrite coarsening during directional solidification of Al-Cu-Mn alloys**. Materials Science Engineering A, v. 247, pp. 239-247, 1998.

- COUTHARD J. O.; ELLIOTT R., **The dependence of the cellular interface structure in dilute binary alloys on solidification conditions**, Journal of the Institute of Metals, v. 95, pp. 21-23, 1967.
- COSTA, T. A. P. DE SOUZA. **Solidificação horizontal transitória da liga Al-6%Cu-8%Si: microestrutura e dureza. 2013.** Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Mecânica), Universidade Federal do Pará, Belém, Pará, 2013.
- COSTA, T. A. P. DE SOUZA, **Microestruturas de Solidificação e Resistência ao Desgaste de Ligas Monotéticas Al-Bi-Sn.** Tese de Doutorado, Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, 2016.
- COUTHARD, J. O.; ELLIOTT R. The dependence of **the cellular interface structure in dilute binary alloys on solidification conditions**, Journal of the Institute of Metals, v. 95, pp. 21-23, 1967.
- CRUZ, K.S., FERREIRA, I.L. SPINELLI, J.E., CHEUNG, N., GARCIA, A.; **Inverse segregation during transient directional solidification of an Al-Sn alloy: Numerical and experimental analysis**, Materials Chemistry and Physics. 16, 21, 2009 (A)
- CRUZ, K.S., SPINELLI, J., FERREIRA, I.L., CHEUNG, N., GARCIA, A., **Microstructural development in Al-Sn alloys directionally solidified under transient heat flow conditions**, Materials Chemistry and Physics, p.89-98, 2008;
- CRUZ, S. A. K, CHEUNG, N., GARCIA, A., **Parâmetros Térmicos, Macroestrutura e Microestrutura na Solidificação Direcional da Liga Al-20%Sn**, Tecnologia em Metalurgia e Materiais, 2009 (B)
- DAVIS, J., **Aluminum and Aluminum Alloys**, (Ed.). ASM Specialty Handbook OH, EUA, 1993
- DING, G.; HUANG W. D; HUANG X.; LIN X.; ZHOU Y. **On primary dendritic spacing during unidirectional solidification**, Acta Materialia, v. 44, n. 9, pp. 3705-3709, 1996.

- DING, G. L.; TEWARI, S. N. **Dendritic Morphologies of Directionally Solidified Single Crystal Along Different Crystallographic Orientations**. Journal of Crystal Growth, v. 236, p. 420-428, 2002.
- DREVET, B.; THI, H. N.; CAMEL, D.; BILLIA, B.; DUPOUY, M. D. **Solidification of aluminium-lithium alloys near the cell/dendrite transition-influence of solutal convection**, Journal of Crystal Growth, v. 218, p. 419-433, 2000.
- DUARTE, R.N., **Solidificação Unidirecional Transitória, Microestrutura e Propriedades Termofísicas e Mecânicas de Ligas Al - Ag – (Cu)**, Tese de Doutorado, Universidade Estadual de Campinas, 2016.
- FARIA, J.D., BRITO, C.C, COSTA, T.A.P., VERÍSSIMO, N.C., SANTOS, W.L.. FILHO, J.M.S., GARCIA, A. CHEUNG. N., **Influência na microestrutura e na microdureza decorrente da adição de 4%Ag na liga Al-4%Cu solidificada unidirecionalmente**, Revista Matéria (ANO)
- FENG, J.; HUANG, W. D.; LIN, X.; PAN, Q. Y.; LI, T.; ZHOU, Y. H. **Primary cellular/dendrite spacing selection of Al-Zn alloy during unidirectional solidification**, Journal of Crystal Growth, v.197, pp. 393-395, 1999.
- FEURER, U.; Wunderlin, R. cited by W. Kurz and D.J. Fisher: **Fundamentals of Solidification**, Trans Tech Publications Ltd., Aedermannsdorf –Switzerland, Appendix 8: 214-216, 1986.
- FLEMINGS, M. C., **Solidification Processing**, Nova York: McGraw Hill, 1974
- FLOOD, S. C.; HUNT, J. D.; **Columnar and Equiaxed Growth I. A Model of a Columnar Front with a Temperature Dependent Velocity**. Journal of Crystal Growth, v. 82, p. 543-551, 1987A.
- FLOOD, S. C.; HUNT, J. D.; **Columnar and equiaxed growth II. Equiaxed growth ahead of a columnar front**. Journal of Crystal Growth, v. 82, p. 552-560, 1987B.

- FREDRIKSSON, H.; OLSSON, A.; **Mechanism of transition from columnar to equiaxed zone in ingots.** Materials Science and Technology, vol. 2, p. 508-516, 1986.
- GANDIN, C.A.; **From Constrained to Unconstrained Growth During Directional Solidification,** Acta Materialia, v. 48, p. 2483-2501, 2000.
- GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações.** Editora UNICAMP. Campinas, SP. 2007;
- GARCIA, A., SPIM, J. A., SANTOS, C. A. **Ensaio dos Materiais – LTC,** Livros Técnicos e Científicos Editora S. A., 2000.
- GOMES, LAÉRCIO GOUVEA. **Microestrutura Dendrítica, Macrossegregação e Microporosidade na Solidificação de Ligas Ternárias Al-Si-Cu.** 2012. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade de Campinas, Campinas, 2012.
- GOULART, P. R. **Variáveis térmicas de solidificação, microestrutura e propriedades mecânicas de ligas hipoeutéticas Al-Si,** Dissertação de Mestrado, Unicamp, Campinas, SP, 2005.
- GOULART, P. R., **Caracterização da Microestrutura De Solidificação de Ligas Al-Fe e Correlação com Propriedades Mecânicas.** 178p. Tese (Doutorado) Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2010.
- GRUGEL, R. N. **Secondary and ternary dendrite arm spacing relationships in directionally solidified Al-Si alloys,** Journal of Materials Science, v. 28, pp. 677-683, 1993.
- GÜNDÜZ M.; Çardili, E. **Directional of aluminium-copper alloys.** Materials Science and Engineering A, v. 327, pp. 167-185, 2002.
- HORWATH, J. A.; Mondolfo L. F. **Dendrite growth,** Acta Metallurgica, v. 10, pp. 1037-1042, 1962.

- HUNT, J. D.; **Cellular and Primary Dendrite Spacings**, International Conference on Solidification and Casting of Metals, London, Metals Society, p. 3-9, 1979.
- HUNT, J. D.; LU, S. Z. **Numerical modeling of cellular array growth: spacing and structure predictions**, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 27A, p. 611-623, 1996.
- KIKUCHI, R. H. L.; VASCONCELOS, A. J.; SILVA, F. P.; DIAS FILHO, J. M. S.; ROCHA, O. F. L. **Estudo da transição colunar/equiaxial na liga Al-6%Cu sob condições de solidificação direcional e transitória de extração de calor**. Congresso de Pesquisa e Inovação da Rede Norte e Nordeste de Educação Tecnológica, Natal – RN, 2011
- KIRKWOOD, D. H. A **Simple model for dendrite arm coarsening during solidification**. Materials Science and Engineering, v.73, L1-L4, 1985.
- KURZ, W. FISHER, D.J. **Fundamentals of solidification**. 3ª Edição, Trans Tech Publications, 1992, pp. 1-15
- LAPIN J., KLIMOV A., VELISEK R., KURSA, M., **Directional solidification of Ni-Al-Cr-Fe alloy**, Scripta Materialia, v.37, n. 1, pp.85-91, 1997.
- LEE, S. M.; O'REILLY, K. A. Q.; CANTOR, B.; HONG, C. P. **Microstructural transitions in Al-Cu ribbons manufactured by planar flow casting**, Materials Science and Engineering A, v. 249, pp.233-240, 1998.
- LI, J.; YANG, G.; ZHOU, Y. **Mode of dendrite growth in undercooled alloy melts**. Materials Research Bulletin, v. 33, n. 1, pp. 141-148, 1998.
- LI, Q.; BECKERMANN, C. **Evolution of the siderbranch structure in free dendritic growth**, Acta Materialia, v. 47, n. 8, pp. 2345-2356, 1999.
- LIMA, M. S. F.; GOLDENSTEIN, H. **Morphological instability of the austenite growth front in a laser remelted iron-carbon-silicon alloy**, Journal of Crystal Growth, v. 208, pp. 709-716, 2000

- MAHAPATRA R. B.; WEINBERG F.; **The Columnar to Equiaxed Transition in Tin-Lead Alloys**, Metallurgical Transactions B, v. 18B, p. 425-432, 1987;
- 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.
- MEZA, S. E. **Modelagem Analítica e Numérica da Solidificação das Ligas Binárias: Análise de Fatores de Influência**. Tese de Doutorado. Universidade Estadual de Campinas. Campinas SP 2012.
- MOUTINHO, D.J.C. **Análise da evolução microestrutural e da formação de macrossegregação e microporosidades na solidificação unidirecional transitória de ligas ternárias Al-Cu-Si**. Tese de doutorado – UNICAMP, Universidade Estadual de Campinas. Campinas, 2012
- MOUTINHO, DANIEL JOAQUIM DA CONCEIÇÃO. **Influência dos parâmetros térmicos de solidificação na transição colunar/equiaxial em ligas do sistema Sn-Pb sob condições transitórias de extração de calor**. 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Universidade de Campinas, Campinas, 2007
- O'DELL, S. P.; DING G. I. and TEWARI, S. N. **Cell/Dendrite distribution directionally solidified hypoeutectic Pb-Sb alloys**, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 30A, pp. 2159-2165, 1999.
- OKAMOTO, T.; KISHITAKE, K. **Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin, and zinc base binary alloys**. Journal of Crystal Growth, v. 29, p. 137-146, 1975.
- OKAYASU, M., TAKEUCHI, S. **Crystallization characteristics of cast aluminum alloys during unidirectional solidification process**, Materials Science and Engineering A, V. 633, p. 112-120, 2015;
- OSÓRIO, W. R. R.; Santos, C. A.; QUARESMA, J. M. V.; GARCIA, A. **Mechanical properties as a function of thermal parameters and microstructure of Zn-**

**Al castings.** Journal of Materials Processing Technology, v.143/44, n.C, p.703 - 709, 2003

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

PATHAK, J.P.; MOHAN, S. **Tribological Behavior of Conventional Al-Sn and equivalent Al-Pb alloys under lubrication.** Bulletin on Materials Science, v. 26, n. 1, p. 315-20, Jan.-Dec. 2003.

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

PERRONE, A., ZOCCO, A., DE ROSA, H., ZIMMERMANN, R., BERSANI, M., **Al-Sn Thin Films Deposited by Pulsed Laser Ablation,** Materials Science and Engineering C, v.22, pp, 465-468, 2002.

PUVVADA, S.L., KUMAR, D.A., **Studies on Wear Behavior of Aluminium-Tin Alloy,** Tese de Doutorado, National Institute of Technology, Department of Metallurgical and Materials Engineering, National Institute of Technology Rourkela, 2015.

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

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

ROCHA, O. F. L.; SIQUEIRA, C. A. Garcia A. **Análise teórico-experimental dos espaçamentos celulares na solidificação unidirecional da liga Sn-Pb,** Anais do CBECIMAT/2000 (CD-ROM). Águas de São Pedro-SP, pp. 31301-31312, 2000. 63

- ROCHA, O. F. L.; SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A. **Teoretical-Experimental analysis of the cellular/dendrite transition during unidirectional solidification of Sn-Pb alloys**, Materials Research, v. 5, n. 3, pp. 391-397, 2002.
- ROCHA, O. L.; SIQUEIRA C. A.; GARCIA, A. **Cellular/dendritic transition during unsteady-state unidirectional solidification of Sn-Pb alloys**, Materials Science Engineering A, v. 347, n. 1-2, p. 59 - 69, 2003b.
- ROCHA, O. L.; SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A. **Heat Flow Parameters Affecting Dendrite Spacings During Unsteady State Solidification of Sn-Pb and Al-Cu Alloys**. Metallurgical and Materials Transactions A, v.34A, p. 995-1006, 2003c.
- ROCHA, OTÁVIO FERNANDES LIMA DA. **Análise Teórico-Experimental da Transição Celular/Dendrítica e da Evolução da Morfologia Dendrítica na Solidificação Unidirecional em Condições de Fluxo de Calor Transitório**. 2003. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade de Campinas, Campinas, 2003d.
- ROCHA, O. L.; SIQUEIRA, C.; GARCIA, A. **Cellular Spacings in Unsteady-state directionally solidified Sn-Pb alloys**, Materials Science and Engineering A, v.361, p.111 - 118, 2003a;
- ROSA, D. M. **Estruturas celulares, transição celular/dendrítica e estruturas dendríticas na solidificação unidirecional transitória**. Tese de Doutorado – UNICAMP, Universidade Estadual de Campinas. Campinas. 2007.
- SÁ, F. A. **Influência das variáveis de solidificação transitória no surgimento e evolução dos espaçamentos dendríticos terciários**. Campinas, SP: Universidade Estadual de Campinas, 2004. Tese (Doutorado).
- SILVA, Maria Adriana Paixão de Souza, **Solidificação Transitória de Ligas Hipomonotética e Monotética do Sistema Al-Bi**, Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, 2008
- SILVA, JOSÉ NAZARENO SANTOS DA. **Projeto, Construção e Aferição de um Dispositivo de Solidificação Unidirecional Horizontal Refrigerado à Água**.

2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Pará, Belém, 2007.

SIQUEIRA, C. A.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. **Solidification thermal parameters affecting the columnar-to-equiaxed transition.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 33A, p. 2107-2118, 2002

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

SOUZA, S.A., **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos - Fundamentos Teóricos de Práticos,** 5ª Edição, Ed. Edgard Blucher, 1984

SPINELLI, JOSÉ EDUARDO. **Influência da Convecção no Líquido nas Variáveis Térmicas e Estruturais na Solidificação Descendente de Ligas Sn-Pb.** 2005. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Universidade de Campinas, Campinas, 2005.

SPITTLE, J. A.; LLOYD, D. M. **Dendrite arm spacing in hypoeutectic Pb-Sb alloys directionally solidified under steady and non-steady conditions,** Proc. International Conference on Solidification and Casting of Metals, v.40, pp. 15-20, 1979.

SURI, V. K.; EL-KADDAH, N.; BERRY, J. T.; **Control of Macrostructure in Aluminum Casting, Part I: Determination of Columnar/Equiaxed Transition for Al-4,5%Cu Alloy.** AFS Transactions, v. 99, p. 187-191, 1991.

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

TRIVEDI, R. **Interdendritic Spacings. A Comparison of theory and experiment.** Metallurgical and materials , A, v. 15A, n. 6, p. 977-982, 1984.

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

- VALIZADEH, A.,GHARAVOL, M. H. A., RASHID, K.A, KARIMI, E.Z., The **Influence of Cooling Rate on the Microstructure and Microsegregation in Al-30Sn Binary Alloy**, *Metallography Microstructure and Analysis*, p.107-112, 2013;
- VANDER VOORT, G.F. *Metallography: Principles and practice*, 1984.
- VASCONCELOS, ANGELA DE JESUS, **Variáveis Térmicas e Microestrutura da Liga Al-5,5%Sn Solidificada Direcionalmente**, Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Pará, Belém, 2013.
- VASCONCELOS, A.J. SILVA, C. V.A., MOREIRA, A.L.S., SILVA, M.A.P.S., ROCHA, O.F.L., **Influence of thermal parameters on the dendritic arm spacing and the microhardness of Al-5.5wt.%Sn alloy directionally solidified**, *Metallurgy and Materials, REM: R. Esc. Minas, Ouro Preto*, 67(2), 173-179, apr. jun, 2014
- VOLLER, V.R., **A numerical scheme for solidification of an alloy**, *Canadian Metallurgical Quarterly*, V.37, p. 169-177, 1998.
- YANG, S.; HUANG, W.; LIN, X.; SU, Y.; ZHOU, Y. **On cellular spacing selection of Cu-Mn alloy under ultra-high temperature gradient and rapid solidification condition**, *Scripta Materialia*, v. 42, pp. 543-548, 2000.
- YUAN, G.C., LI, Z.J., LOU, Y.X., ZHANG,X.M., **Study on Crystallization and Microstructure for New Series of Ak-Sn-Si Alloys**, *Materials Science and Engineering A*, v.280, pp.108-115, 2000.
- ZIV, I.; Weinberg F.; **The columnar-to-equiaxed transition in Al 3 Pct Cu**, *Metallurgical Transactions B*, v. 20B, pp. 731-734, 1989

## 8 PUBLICAÇÕES

### Congressos

**SILVA, T.C.S.O. DA**, SOUSA, T.A., FERREIRA, A.F., PASSOS, J.J., GARÇÃO, W.J.L., CHRISÓSTIMO, W.B., SALES, R.C., “Um estudo experimental da adição de estanho em alumínio na formação da macro/microestrutura na solidificação unidirecional ascendente em condições transientes de extração de calor”, In: CONEM, 2018, Salvador, Bahia.

PASSOS, J.J., FERREIRA, A.F., SALES, R.C. **SILVA. T.C.S.O. DA**, SOUSA, T.A., GARÇÃO, W.J.L., CHRISÓSTIMO, W.B., “Estudo Experimental da Adição de Cobre no Alumínio e seus Efeitos na Macro/Microestrutura Formada”. In: CONEM 2018, Salvador, Bahia.

GARÇÃO, W.J.L., FERREIRA, A.F., GUIMARÃES, N.A., SALES, R.C., SOUSA, T.A., PASSOS, J.J., **SILVA. T.C.S.O. DA**, CHRISÓSTIMO, W.B., “Análise experimental das variáveis térmicas durante a solidificação unidirecional e seu efeito no tamanho de grão do alumínio comercialmente puro” In: CONEM 2018, Salvador, Bahia

**SILVA, T.C.S.O. DA**, SOUSA, T.A., FERREIRA, A.F., PASSOS, J.J., GARÇÃO, W.J.L., CHRISÓSTIMO, W.B., SALES, R.C., “Um Estudo Experimental da Adição de Estanho em Alumínio na Formação da Macro/Microestrutura na Solidificação Unidirecional Ascendente em Condições Transientes de Extração de Calor” In: CBECIMat 2018, Foz do Iguaçu, Paraná

PASSOS, J.J., FERREIRA, A.F., SALES, R.C. **SILVA. T.C.S.O. DA**, SOUSA, T.A., GARÇÃO, “Estudo Experimental da Adição de Cobre no Alumínio e seus Efeitos na Macro/Microestrutura Formada” In: CBECIMat 2018, Foz do Iguaçu, Paraná.

CHRISÓSTIMO, W.B., FERREIRA, A.F., GARÇÃO, W.J.L., SOUSA, T.A., **SILVA, T.C.S.O. DA**, PASSOS, J.J., “Efeito das variáveis do superaquecimento na formação macro e microestrutural da liga Al-4%Cu”, In: CIEEMat 2018, Angra dos Reis, Rio de Janeiro