



**Universidade Federal da Paraíba - UFPB**

**Centro de Tecnologia – CT**

**Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica**

**Mestrado**

**PARÂMETROS TÉRMICOS DA SOLIDIFICAÇÃO TRANSITÓRIA SOB  
PRESSÃO DE LIGAS Al-10Sn-5(Cu,Si) E CORRELAÇÃO COM A  
MICROESTRUTURA E A MICRODUREZA**

Por

ALFREDO DE ANDRADE ALBUQUERQUE NETO

*Dissertação de Mestrado apresentada à Universidade Federal da Paraíba  
para obtenção do grau de Mestre.*

**João Pessoa – Paraíba**

**Fevereiro, 2020**

**ALFREDO DE ANDRADE ALBUQUERQUE NETO**

**PARÂMETROS TÉRMICOS DA SOLIDIFICAÇÃO TRANSITÓRIA  
SOB PRESSÃO DE LIGAS Al-10Sn-5(Cu/Si) E CORRELAÇÃO COM  
A MICROESTRUTURA E A MICRODUREZA**

Dissertação apresentada ao curso de Pós-Graduação em engenharia mecânica da Universidade Federal da Paraíba, em cumprimento às exigências para obtenção do Grau de Mestre.

**Orientadora: Prof<sup>ª</sup>. Dra. Danielle Guedes de Lima Cavalcante**  
**Coorientador: Prof. Dr. Cláudio Alves de Siqueira Filho**

**Catálogo na publicação**  
**Seção de Catalogação e Classificação**

A345p Albuquerque Neto, Alfredo de Andrade.  
PARÂMETROS TÉRMICOS DA SOLIDIFICAÇÃO TRANSITÓRIA SOB  
PRESSÃO DE LIGAS Al-10Sn-5(Cu,Si) E CORRELAÇÃO COM A  
MICROESTRUTURA E A MICRODUREZA / Alfredo de Andrade  
Albuquerque Neto. - João Pessoa, 2020.  
97 f.

Orientação: Danielle Guedes de Lima Cavalcante  
Cavalcante, Cláudio Alves de Siqueira Filho Siqueira.  
Dissertação (Mestrado) - UFPB/CT.

1. Extração de Calor. 2. Regime Transiente. 3. Liga  
Al-Sn-(Cu/Si). 4. Parâmetros Térmicos. I. Cavalcante,  
Danielle Guedes de Lima Cavalcante. II. Siqueira,  
Cláudio Alves de Siqueira Filho. III. Título.

UFPB/BC

**PARÂMETROS TÉRMICOS DA SOLIDIFICAÇÃO  
TRANSITÓRIA SOB PRESSÃO DE LIGAS Al-10Sn-  
5(Cu,Si) E CORRELAÇÃO COM A MICROESTRUTURA  
E A MICRODUREZA**

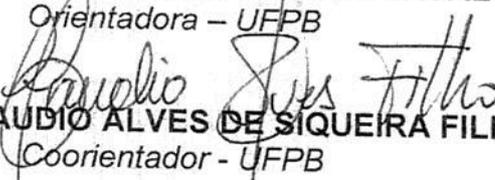
por

**ALFREDO DE ANDRADE ALBUQUERQUE NETO**

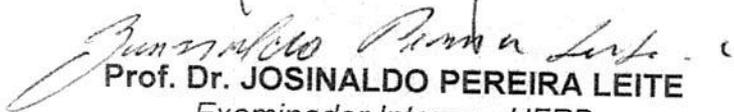
*Dissertação aprovada em 21 de fevereiro de 2020*

  
Prof. Dr. DANIELLE GUEDES DE LIMA CAVALCANTE

*Orientadora - UFPB*

  
Prof. Dr. CLAUDIO ALVES DE SIQUEIRA FILHO

*Coorientador - UFPB*

  
Prof. Dr. JOSINALDO PEREIRA LEITE

*Examinador Interno - UFPB*

  
Prof. Dr. CRYSTOPHER CARDOSO DE BRITO

*Examinador Externo - UNESP*



## DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho primeiramente a Deus;

Aos meus pais,

**Maria Jacilene Cavalcante e Iralfredo Borba de Albuquerque (*in memoriam*);**

Aos meus irmãos,

**Mariene Cavalcante Borba de Albuquerque e Frederico Cavalcante Borba de Albuquerque;**

A minha namorada e parceira,

**Michelle Noely Santos de Araújo;**

## AGRADECIMENTOS

Primeiramente agradeço a Deus, por me dar força e dissenimento nos momento de fraqueça e me fazer seguir em frente;

Agradeço aos meus pais, Jacilene e Iralfredo (*in memoriam*) por permanecerem sempre ao meu lado me dando suporte emocional, conselhos, carinho, amor e força em tudo que fazia e por acreditar em mim sempre;

Aos meus irmãos, Mariene e Frederico, por todo apoio, incentivo, conselhos, torcida e força;

Á minha namorada e parceira, Michelle, que aguentava meus estresses todos os dias e por toda paciência, amor e parceria de toda uma vida;

Aos meus orientadores, Prof. Dr. Cláudio Alves de Siqueira Filho e Prof<sup>a</sup>. Dr<sup>a</sup>. Danielle Guedes de Lima Cavalcante, pelo exemplo de profissional, pela paciência, dedicação e por todo o conhecimento compartilhado para o desenvolvimento deste trabalho;

Ao professor Crystopher Cardoso de Brito – UNESP, por toda colaboração na realização deste trabalho;

Ao Grupo de Pesquisa em Solidificação GPS/FEM/Unicamp por toda colaboração na realização deste trabalho;

Aos amigos que fiz no PPGEM-UFPB, por toda ajuda e conhecimento compartilhado e por todo momento de descontração;

Aos meus amigos Diego, Aline, Robson, Danusa, Elaine, Ivanilda, por toda ajuda que me deram durante a minha pesquisa, que Deus os abençoe;

Aos técnicos dos laboratórios do departamento de Engenharia de Materiais e de Engenharia Mecânica.

Ao técnico do laboratório de siderurgia, Herickson Santos, pelo apoio, atenção e colaboração;

Ao Centro Nacional de Pesquisa (CNPq) que contribuiu com uma bolsa de mestrado e me ajudou plenamente na manutenção e compra de materiais vinculados a pesquisa.

# PARÂMETROS TÉRMICOS DA SOLIDIFICAÇÃO TRANSITÓRIA SOB PRESSÃO DE LIGAS Al-10Sn-5(Cu/Si) E CORRELAÇÃO COM A MICROESTRUTURA E A MICRODUREZA

## RESUMO

As ligas Al-Sn são largamente utilizadas em peças automotivas, como rolamentos e peças internas de motores à combustão. Entretanto, o projeto de motores para cargas e temperaturas mais altas exigirá peças com maiores resistência mecânica e elevadas propriedades tribológicas. Portanto a adição de terceiros elementos para ligas Al-Sn é uma alternativa de possíveis melhorias em suas propriedades, o Cobre e o Silício são apontados como elementos os quais possam contribuir tanto nas propriedades mecânicas quanto as propriedades tribológicas das ligas. Neste trabalho buscou-se avaliar os efeitos dos parâmetros térmicos de solidificação e da adição de Cu e Si sobre a morfologia microestrutural e microdureza de ligas Al-10%Sn. Para realização do presente estudo, foram realizados experimento de solidificação sob pressão (100MPa) em um regime transiente de extração de calor. Para a liga Al-10Sn observou-se uma morfologia celular decorrente a valores da ordem de  $10^2$  de taxas de resfriamento durante o processo de solidificação radial sob pressão, onde para as ligas com adição de Cu ou Si, obteve-se morfologia dendrítica devido a taxas de resfriamento menores comparados a liga binária, devido a um super-resfriamento constitucional (SRC) decorrente de uma rejeição do soluto durante a solidificação, onde foi verificado a formação de intermetálico  $Al_2Cu$  para liga de adição de 5%Cu e partículas de Si em formatos de agulhas grosseiras para liga com adição de 5%Si. Os espaçamentos microestruturais de todas as ligas estudadas cresceram à medida que a frente de solidificação avançou em direção ao centro do lingote juntamente com a diminuição dos valores dos parâmetros térmicos ( $V_L$ ,  $T_R$ ). A microdureza da liga Al-10Sn permaneceu constante (28,5HV) com o avanço da frente de solidificação e direção do centro do lingote, entretanto com adição de 5%Cu ou 5%Si a liga Al-10Sn fez com que ocorresse um aumento nos valores a microdureza devido aos solutos adicionados serem endurecedores de liga, onde para as ligas ternárias o correu uma diminuição da microdureza juntamente com o avanço da solidificação para o centro do lingote e paralelamente a diminuição dos valores dos parâmetros térmicos ( $V_L$ ,  $T_R$ ); A liga com adição de 5%Cu obteve-se maior microdureza quando comparada com as demais ligas estudadas (Al-10Sn, Al-10Sn-5Si).

**Palavras-chave:** Extração de Calor, Regime Transiente, Parâmetros Térmicos, Liga Al-Sn-(Cu/Si).

## **Thermal parameters of the transitional solidification under pressure of alloys Al-10Sn-5 (Cu, Si) and correlation with microstructure and microducture**

### **ABSTRACT**

Al-Sn alloys are widely used in automotive parts, such as bearings and internal parts of combustion engines. However, the design of engines for higher loads and temperatures will require parts with greater mechanical resistance and high tribological properties. Therefore, the addition of third elements to Al-Sn alloys is an alternative for possible improvements in their properties, Copper and Silicon are identified as elements that can contribute to both the mechanical and tribological properties of the alloys. In this work, we sought to evaluate the effects of thermal solidification parameters and the addition of Cu and Si on the microstructural morphology and microhardness of Al-10% Sn alloys. To carry out the present study, a solidification experiment under pressure (100MPa) was carried out in a transient regime of heat extraction. For the Al-10Sn alloy, cell morphology was observed due to values in the order of 102 of cooling rates during the radial solidification process under pressure, where for the alloys with Cu or Si addition, dendritic morphology was obtained due to lower cooling rates compared to binary alloy, due to a constitutional supercooling (SRC) resulting from a solute rejection during solidification, where the formation of Al<sub>2</sub>Cu intermetallic for 5% Cu addition alloy and Si particles in coarse needle shapes for alloy with addition of 5% Si. The microstructural spacing of all studied alloys increased as the solidification front advanced towards the center of the ingot together with the decrease in the values of the thermal parameters (VL, TR). The microhardness of the Al-10Sn alloy remained constant (28.5HV) with the advancement of the solidification front and direction of the ingot center, however with the addition of 5% Cu or 5% Si, the Al-10Sn alloy caused an increase in the microhardness values due to the added solutes being alloy hardeners, where for the ternary alloys there was a decrease in the microhardness together with the advance of solidification towards the center of the ingot and in parallel the decrease of the values of the thermal parameters (VL, TR); The alloy with the addition of 5% Cu obtained greater microhardness when compared with the other studied alloys (Al-10Sn, Al-10Sn-5Si).

**Keywords:** Heat Extraction, Transient regime, Thermal Parameters, Al-Sn-(Cu / Si) Alloy.

## SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS .....	xi
LISTA DE TABELAS.....	xv
LISTA DE EQUAÇÕES .....	xvi
NOMENCLATURA.....	xvii
CAPÍTULO 1 .....	18
1. INTRODUÇÃO .....	18
1.1. Considerações Iniciais .....	18
1.2. Objetivos.....	21
CAPITULO 2 .....	22
2. REFERENCIAL TEÓRICO .....	22
2.1. Transferência de calor no processo de solidificação.....	22
2.2. Parâmetros térmicos de solidificação.....	25
2.3. Squeeze casting (SC) .....	29
2.3.1. Influencia do processo de <i>Squeeze Casting</i> na solidificação.....	30
2.4. Microestrutura.....	31
2.5. Ligas ternarias do sistema Al-Sn .....	35
CAPITULO 3 .....	38
3. MATERIAIS E MÉTODOS .....	38
3.1. Planejamento experimental.....	38
3.2. Materiais e equipamentos utilizados no estudo .....	40
3.3. Metodologias Experimentais .....	41
3.3.1. Procedimentos para obtenção dos lingotes.....	41
3.3.2. Procedimentos para obtenção dos parâmetros térmicos .....	46
3.3.2.1. Tempo de passagem da temperatura <i>Liquidus</i> .....	46
3.3.2.2. Velocidade da isoterma <i>Liquidus</i> ( $V_L$ ).....	47
3.3.2.3. Taxa de resfriamento ( $T_R$ ).....	47
3.3.3. Procedimentos para caracterização estrutural.....	48
3.3.3.1. Caracterização Macroestrutural .....	49

3.3.3.2. Caracterização Microestrutural .....	49
3.3.4. Microdureza Vickers .....	50
CAPITULO 4 .....	51
4. Resultados e Discursões .....	51
4.1. Perfis térmicos .....	51
4.1.1. Curvas de resfriamento.....	51
4.1.2. Parâmetros térmicos de solidificação .....	53
4.2. Microestrutura de solidificação.....	62
4.2.1. Crescimento microestrutural.....	68
4.2.2. Caracterização microestrutural através de microscopia ótica de varredura (MEV) .....	71
4.3. Microdureza – HV .....	74
4.4. Correlações entre parâmetros térmicos ( $V_L$ e $T_R$ ), microestruturais e microdureza. ....	78
4.4.1. Correlação entre os parâmetros térmicos ( $V_L$ e $T_R$ ) com parâmetros microestruturais.....	78
4.4.2. Correlação entre microdureza Vickers e o parâmetros microestruturais.....	83
CAPITULO 5 .....	87
5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	87
5.1. Conclusões .....	87
5.2. Sugestões para trabalhos futuros.....	88
REFERÊNCIAS .....	89

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 – Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde. (Brito, 2016 – Adaptado de Garcia, 2007).....	23
Figura 2.2 - Transferência de calor para os sistemas de solidificação radial (Adaptado de BERTELLI, 2012). .....	25
Figura 2.3 - Desenho esquemático dos deslocamentos das isoterms solidus e liquidus ao longo da interface metal/molde: $T_L$ - isoterma liquidus; $T_s$ - isoterma solidus. (Bertelli, 2012).....	26
Figura 2.4 - Desenho esquemático dos deslocamentos das velocidades das isoterms solidus e liquidus ao longo da interface metal/molde: $T_L$ - isoterma liquidus; $T_s$ - isoterma solidus. (BERTELLI, 2012).....	27
Figura 2.5 - Desenho esquemático do gradiente de temperatura à frente da isoterma liquidus em função da posição. (BERTELLI, 2012) .....	28
Figura 2.6 - Representações esquemáticas da influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – super-resfriamento constitucional; GL – gradiente térmico à frente da interface; VL – velocidade da interface; e $C_0$ – concentração de soluto. (COSTA, 2015) .....	32
Figura 2.7 - Representação dos espaçamentos celulares ( $\lambda_c$ ), espaçamentos dendríticos primários ( $\lambda_1$ ), secundários ( $\lambda_2$ ) e terciários ( $\lambda_3$ ) (Bertelli, 2012).....	33
Figura 2.8 - Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação (Bertelli, 2012).....	35
Figura 3.1 – Fluxograma das atividades desenvolvidas na execução do estudo. ....	39
Figura 3.2 – a) dispositivo de vedação inferior, b) Lingoteira e c) Pulsão.....	40
Figura 3.3 – Desenho esquemático das dimensões da a) lingoteira, b) dispositivo inferior de vedação e c) pulsão. ....	41
Figura 3.4 - Gráfico de passagem da isoterma <i>Liquidus</i> para liga al-10%Sn-5%Cu .....	42
Figura 3.5 – Posicionamento dos furos passantes no dispositivo inferior de vedação .....	43

Figura 3.6 – Representação esquemática do sistema de vedação inferior posicionado na lingoteira.....	44
Figura 3.7 – Representação esquemática da solidificação experimental de fundição por compressão (1) prensa hidráulica; (2) Pulsão; (3) molde cilíndrico; (4) termopares; (5) Registrador de Temperatura; (6) software de aquisição de computadores e dados; (7) manômetro; (8) controle de pressão hidráulica. ....	45
Figura 3.8 - Sequência experimental na determinação das variáveis térmicas. ....	48
Figura 3.9 - Lingote Seccionado.....	49
Figura 4.1 (a) - Curvas de resfriamento da liga Al-10%Sn.....	52
Figura 4.1 (b) - Curvas de resfriamento da liga Al-10%Sn-5%Cu .....	52
Figura 4.1 (c) - Curvas de resfriamento da liga Al-10%Sn-5%Si.....	53
Figura 4.2 (a) - Deslocamento da isoterma liquidus da liga Al-10%Sn, a partir da interface metal/molde (mm). ....	54
Figura 4.2 (b) - Deslocamento da isoterma liquidus da liga Al-10%Sn-5%Cu, a partir da interface metal/molde (mm).....	54
Figura 4.2 (c) - Deslocamento da isoterma liquidus da liga Al-10%Sn-5%Si, a partir da interface metal/molde (mm).....	55
Figura 4.2 (d) - Deslocamento da isoterma liquidus das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si, a partir da interface metal/molde (mm). ....	55
Figura 4.3 (a) - Velocidades das isotermas liquidus a partir da interface metal molde em função da posição da liga Al-10%Sn.....	57
Figura 4.3 (b) - Velocidades das isotermas liquidus a partir da interface metal molde em função da posição da liga Al-10%Sn-5%Cu. ....	57
Figura 4.3 (c) - Velocidades das isotermas liquidus a partir da interface metal molde em função da posição da liga Al-10%Sn-5%Si.....	58
Figura 4.3 (d) - Velocidades das isotermas liquidus a partir da interface metal molde em função da posição das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si.....	58
Figura 4.4 (a) - Taxas de resfriamento em função da posição da interface metal/molde da liga Al-10%Sn.....	60
Figura 4.4 (b) - Taxas de resfriamento em função da posição da interface metal/molde da liga Al-10%Sn-5%Cu. ....	61
Figura 4.4 (c) - Taxas de resfriamento em função da posição da interface metal/molde da liga Al-10%Sn-5%Si.....	61

Figura 4.4 (d) - Taxas de resfriamento em função da posição da interface metal/molde das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si.....	62
Figura 4.5 (a) (b) (c) - Microestruturas de solidificação da liga Al-10%Sn em diferentes posições a partir da interface metal/molde em direção ao centro do lingote.....	64
Figura 4.6 (a) (b) (c) - Microestruturas de solidificação da liga Al-10%Sn-5%Cu em diferentes posições a partir da interface metal/molde em direção ao centro do lingote.....	65
Figura 4.7 (a) (b) (c) - Microestruturas de solidificação da liga Al-10%Sn-5%Si em diferentes posições a partir da interface metal/molde em direção ao centro do lingote.....	67
Figura 4.8 (a) - Evolução do espaçamento celular ( $\lambda_c$ ), em função da interface Metal/Molde para a liga Al-10%Sn.....	69
Figura 4.8 (b) - Evolução do espaçamento dendrítico ( $\lambda_2$ ), em função da interface Metal/Molde para a liga Al-10%Sn-5%Cu .....	69
Figura 4.8 (c) - Evolução do espaçamento Dendrítico ( $\lambda_2$ ), em função da interface Metal/Molde para a liga Al-10%Sn-5%Si.....	70
Figura 4.8 (d) - Evolução do espaçamento dendrítico ( $\lambda_2$ ) para as ligas Al-10%Sn-5%Cu, Al-10%Sn-5%Si e espaçamento celular ( $\lambda_c$ ) para a liga Al-10%Sn em função da interface Metal/Molde.....	71
Figura 4.9 - Imagem de MEV da liga Al-10%Sn .....	72
Figura 4.10 - Imagem de MEV da liga Al-10%Sn-5%Cu.....	73
Figura 4.11 - Imagem de MEV da liga Al-10%Sn-5%Si.....	74
Figura 4.12 (a) - Microdureza Vickers em função da Interface Metal/Molde da liga Al-10%Sn.....	75
Figura 4.12 (b) - Microdureza Vickers em função da Interface Metal/Molde da liga Al-10%Sn-5%Cu.....	76
Figura 4.12 (c) - Microdureza Vickers em função da Interface Metal/Molde da liga Al-10%Sn-5%Si.....	76
Figura 4.12 (d) - Microdureza Vickers em função da Interface Metal/Molde das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Si e Al-10%Sn-5%Cu.....	77
Figura 4.13 (a) - Correlação do espaçamento Celular, $\lambda_c$ , em função da velocidade da isoterma liquidus da liga Al-10%Sn.....	78
Figura 4.13 (b) - Correlação do espaçamento dendrítico secundário, $\lambda_2$ , em função da velocidade da isoterma liquidus da liga Al-10%Sn-5%Si.....	79

Figura 4.13 (c) - Correlação do espaçamento dendrítico secundário, $\lambda_2$ , em função da velocidade da isoterma liquidus da liga Al-10%Sn-5%Cu. ....	79
Figura 4.13 (d) - Correlação do espaçamento micro estruturais das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Si e Al-10%Sn-5%Cu em função da velocidade da isoterma liquidus.....	80
Figura 4.14 (a) - Correlação do espaçamento Celular, $\lambda_C$ , em função da Taxa de Resfriamento da liga Al-10%Sn.....	81
Figura 4.14 (b) - Correlação do espaçamento dendrítico secundário, $\lambda_2$ , em função da Taxa de Resfriamento da liga Al-10%Sn-5%Cu.....	82
Figura 4.14 (c) - Correlação do espaçamento dendrítico secundário, $\lambda_2$ , em função da Taxa de Resfriamento da liga Al-10%Sn-5%Si.....	82
Figura 4.14 (d) - Correlação do espaçamento micro estruturais das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Si e Al-10%Sn-5%Cu em função da Taxa de Resfriamento.....	83
Figura 4.15 (a) – Microdureza Vickers em função do espaçamento Celular, $\lambda_C$ , da liga Al-10%Sn.....	84
Figura 4.15 (b) – Microdureza Vickers em função do espaçamento dendrítico secundário, $\lambda_2$ , da liga Al-10%Sn-5%Cu.....	85
Figura 4.15 (c) – Microdureza Vickers em função do espaçamento dendrítico secundário, $\lambda_2$ , da liga Al-10%Sn-5%Si.....	85
Figura 4.15 (d) - Microdureza Vickers em função do inverso do espaçamento dendrítico secundário das ligas Al-10%Sn-5%Si e Al-10%Sn-5%Si e espaçamento Celular da liga Al-10%Sn.....	86

## LISTA DE TABELAS

Tabela 3. 1 - Composição química dos metais utilizados na elaboração das ligas (% em massa).....	42
Tabela 3. 2 - Pontos de <i>Liquidus</i> das ligas .....	46

**LISTA DE EQUAÇÕES**

Eq. 2.1.....	26
Eq. 2.2.....	27
Eq. 2.3.....	28
Eq. 2.4.....	28
Eq. 4 1.....	81

## NOMENCLATURA

### Letras Latinas

C	Constante	[m <sup>3</sup> /s]
C <sub>o</sub>	Concentração de soluto	[% em peso]
G <sub>L</sub>	Gradiente térmico frente à isoterma <i>liquidus</i>	[k/m]
P	Posição	[m]
T <sub>R</sub>	Taxa de resfriamento	[K/s]
T	Temperatura	[K]
t	Tempo	[s]
t <sub>S</sub>	Tempo de passagem da isoterma <i>solidus</i>	[s]
t <sub>L</sub>	Tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i>	[s]
t <sub>SL</sub>	Tempo local de solidificação	[s]
T <sub>f</sub>	Temperatura de fusão	[K]
T <sub>L</sub>	Temperatura da isoterma <i>liquidus</i>	[K]
T <sub>V</sub>	Temperatura de vazamento	[°C]
V <sub>L</sub>	Velocidade de avanço da isoterma <i>liquidus</i>	[m/s]

### Letras Gregas

$\Delta T_V$	Superaquecimento	[K]
$\alpha$	Fase sólida	[adimensional]
$\lambda$	Espaçamento interfásico	[m]
$\lambda_C$	Espaçamento celular	[m]

$\lambda_1$	Espaçamento dendrítico primário	[m]
$\lambda_2$	Espaçamento dendrítico secundário	[m]
$\lambda_3$	Espaçamento dendrítico terciário	[m]
$\frac{\partial T}{\partial t}$	Taxa de resfriamento	K.s <sup>-1</sup>
$\frac{dP}{dt}$	Velocidade da isoterma <i>liquidus</i>	K.s <sup>-1</sup>

### Subscritos

L	Líquido
SL	Sólido-Líquido

### Abreviações

CFC	Cúbica de faces centrada
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva
MO	Microscópio Ótico
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
SRC	Super-resfriamento constitucional

### Siglas

ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
UFPB	<i>Universidade Federal da Paraíba</i>

# CAPÍTULO 1

## 1. INTRODUÇÃO

### 1.1. Considerações Iniciais

Em meio a uma corrida tecnológica nos setores industriais de diversos ramos, a busca por novas tecnologias é o principal alvo na inovação da engenharia. As investigações de novas ligas e suas propriedades específicas vem sendo cada dia mais realizadas. Alumínio e suas ligas tem grande importância nos setores industriais por apresentar excelentes propriedades e características como a baixa densidade, boa fluidez, boas propriedades mecânicas e a alta resistência à corrosão.

Visando melhorias nos processos de fabricação, os setores industriais, automobilísticos, aeroespaciais, naval, entre outros, vem se modernizando com outras tecnologias, as quais vem trazendo impactos positivos aos setores, destacam-se: a produção de peças mais leves e eficientes; a economia de matéria-prima; a substituição de processos produtivos não energeticamente eficientes; a possibilidade de fabricação próxima ao consumidor. Processos convencionais os quais agregavam melhorias as propriedades finais das peças produzidas, por exemplo, squeeze casting vem sendo trocado por processos de manufatura aditiva, (Impressão 3D), a qual se baseia no princípio de sobreposição de camadas de materiais sobrepostas e unidas, Dessa forma, a manufatura aditiva têm tornado cada vez mais comum a sua aplicação devido as características trazidas, entretanto, ainda existem limitações quanto à qualidade das peças produzidas em comparação com os meios convencionais de produção.

Devido à combinação de resistência mecânica, boa adaptabilidade e importantes características de superfície, as ligas de Al-Sn têm sido utilizadas a fabricação de rolamentos durante muito tempo. O Sn possui excelentes propriedades tribológicas, que

podem reduzir o desgaste e garantir excelentes propriedades finais aos produtos acabado (KOTADIA, 2009). Tendo conhecimento de grande potencial para ligas do sistema Al-Sn, a adição de elementos de liga no sistema Al-Sn, Cobre, Silício, Níquel entre outros, são visto como reforços nas propriedades mecânicas e tribológica. Portanto, a combinação de terceiros elementos em ligas do sistema Al-Sn proporciona.

O controle dos parâmetros térmicos esta relacionado às características intrínsecas dos materiais a serem solidificados decidirá as propriedades finais no material obtido, uma vez que a formação microestrutural das ligas está diretamente ligada diretamente a tais parâmetros. Concentração e redistribuição de soluto ( $C_o$ ), Gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido ( $G_L$ ), taxa de resfriamento ( $\dot{T}$ ) e Velocidade de passagem da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ), são variáveis significativas para o controle da solidificação (GARCIA, 2007). O processo o qual se da à extração de calor no processo de solidificação de ligas metálicas é de bastante importância nas propriedades finais da liga, uma vez que, podem aliar características desejadas as mais variadas aplicações e em peças específicas, conjuntamente, a prevenção de defeitos e/ou falhas.

Entre tantas técnicas de solidificação de metais em sistemas Metal/Molde, o processo squeeze casting tem diferenciais quando comparados com outros processos por ser um processo rápido e bastante eficientes em relação às propriedades das ligas solidificadas, as quais se adequam com exigências do setor industrial; Propriedades mecânicas elevadas, grande diminuição de defeitos internos e porosidades, defeitos de Shinkage, macrosegregação, precisão de dimensões e detalhes em peças, alta produtividades quando comparados com outros processos, sendo estas algumas características proporcionadas por uma fundição sobre pressão. Benefícios como baixa porosidade, alta densidade, refinamento de microestrutura, propriedades mecânicas aprimoradas são características de um processo de solidificação sob pressão, a qualidade das peças fundidas desta maneira é determinada pela temperatura de vazamento, pressão aplicada, temperatura de pré-aquecimento do molde e superaquecimento de metais.

Quando o processo de solidificação sob pressão é realizado conjuntamente com uma extração de calor radial se faz mais eficiente, que apesar da importância tecnológica, poucos trabalhos têm sido elaborados nesta área. Uma análise teórica e experimental de transferência de calor radial se torna complexa, devido ao fluxo de calor divergente que

provoca uma frente de solidificação, a qual converge para um ponto central. (EID, 2007). Comparando os sistemas de extração de calor radial e o unidirecional vertical ou horizontal, tem-se que os tempos totais de solidificação são menores para uma transferência de calor radial, devido aos fluxos de calor ser mais eficientes. Independente se o sistema tem uma extração de calor radial ou unidirecional horizontal ou vertical, a velocidade inicial de solidificação é a mesma, entretanto, enquanto no sistema unidirecional a velocidade decresce continuamente até o final do processo, no sistema de transferência de calor radial atinge um valor mínimo onde logo após ocorre uma reversão no comportamento e começa a crescer tendendo, teoricamente, a um valor infinito no instante final da solidificação. (SANTOS, 1985).

Atualmente, a literatura disponibiliza que ligas dos sistemas Al-Sn-Cu e Al-Sn-Si têm grande potencial para aplicações tribológicas devido ao fortalecimento da matriz rica de alumínio, graças aos elementos Cu e Si e com o fato de que o estanho é um elemento qual atua como lubrificante no estado sólido. Tendo em vista, a adição do Cu ou Si que apresentam boa resistência mecânica e ductilidade, são vistos como um terceiros elementos interessantes a ser adicionado ao sistema Al-Sn para aumentar a força tênsil e a resistência à fadiga do material e reduzir a probabilidade de falhas.

Existem poucos estudos na literatura que destacam a solidificação sob pressão em regime de extração de calor transitório de ligas ternárias de Al-Sn (Cu ou Si) e a influência de variáveis térmicas na microestrutura e microdureza. Este trabalho contribui com análise experimental para analisar a definição de microestrutura e a relação com microdureza por parâmetros térmicos de solidificação sob pressão, fornecendo informações para o planejamento apropriado dos parâmetros operacionais de solidificação. Portanto, o objetivo deste estudo é avaliar e promover a compreensão dos efeitos da extração térmica transitória sob solidificação sob pressão e a adição de um terceiro elemento (Cu ou Si) às ligas Al-10% Sn na morfologia e microdureza da microestrutura.

## 1.2. Objetivos

O presente estudo visa avaliar os efeitos dos parâmetros térmicos de solidificação e da adição de Cu e Si sobre a morfologia microestrutural e microdureza de uma liga Al-10Sn solidificada sob pressão.

Para o objetivo acima mencionado ser alcançado pretende-se desenvolver uma análise experimental visando as seguintes metas:

- a. Determinar parâmetros térmicos das ligas estudadas ( $V_L$  e  $T_R$ );
- b. Obter ligas ternárias a partir de adição de Cu e Si em liga binária Al-10Sn;
- c. Identificar a formação de intermetálicos e suas influências nas ligas estudadas.
- d. Correlacionar  $V_L$  e  $T_R$  com espaçamento microestruturais das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si;
- e. Correlacionar a microestrutura com microdureza Vickers para as ligas estudadas;

## CAPITULO 2

### 2. REFERENCIAL TEÓRICO

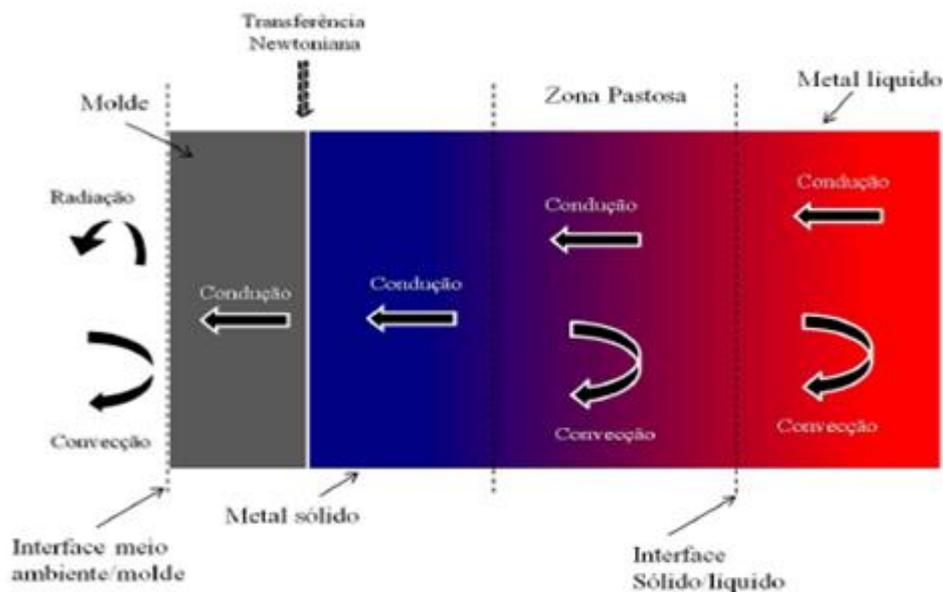
#### 2.1. Transferência de calor no processo de solidificação

A extração de calor durante a solidificação de metais ocorre basicamente através de três mecanismos básicos de transferência: condução, convecção e radiação. Todas as maneiras de transferência de calor podem ocorrer em um único processo de solidificação, desde a temperatura de vazamento até a temperatura externa do molde em relação ao ambiente (MEDEIROS, 1979; VISKANTA, 1988; POIRIER, 1994):

- Convecção e condução no metal líquido;
- Condução na camada de metal solidificada;
- Convecção, radiação e condução na interface metal/molde traduzidas por meio de um coeficiente de transferência de calor metal/molde (Transferência newtoniana);
- Condução através das paredes do molde;
- Convecção e condução na região externa, mantida à temperatura ambiente, utilizada na refrigeração das paredes do molde.

A figura 2.1 que trás os modos de transferências de calor em um sistema Metal/Molde.

Figura 2.1 – Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde. (Brito, 2016 – Adaptado de Garcia, 2007).



Fonte: Brito, 2016 – Adaptado de Garcia, 2007.

Desde o princípio do preenchimento do molde com o metal líquido com uma temperatura de vazamento definida, os mecanismos de convecção e condução agem no fluido atingindo a temperatura de fusão do metal ou a temperatura *liquidus*. Nos instantes iniciais da solidificação, a formação de sólidos a partir da liberação do calor latente de fusão, a condução torna-se responsável pela extração de calor, a qual se dá até a interface metal/molde. Na interface, com o aparecimento de Gaps de ar, inicia-se uma extração newtoniana de calor, que ocorre por conta imperfeição do contato térmico e da contração do metal em relação a parede do molde. Onde o mecanismo de condução volta a atuar unicamente quando o fluxo de calor atravessa o molde, e sendo liberado para o meio ambiente na forma de condução, convecção e radiação (BERTELLI, 2012).

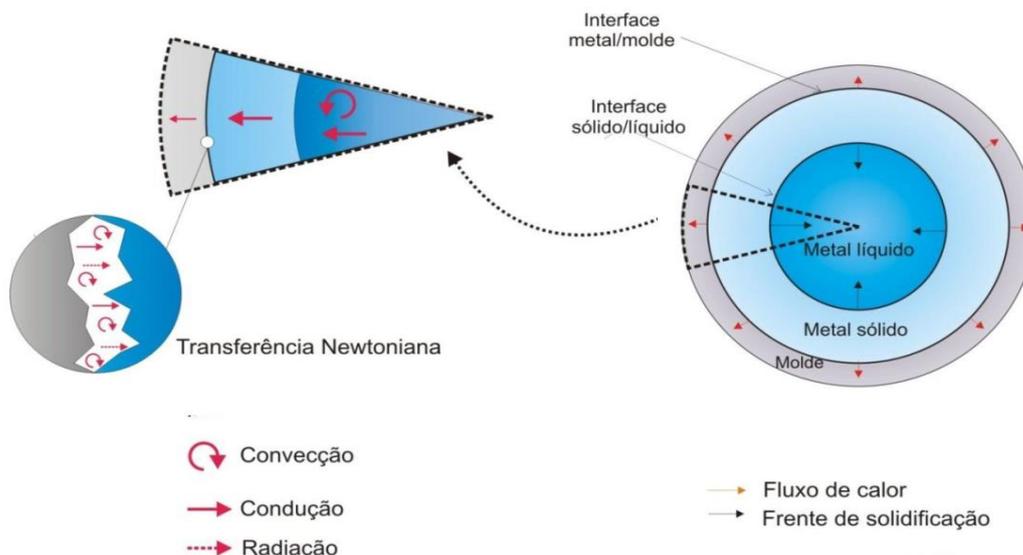
A problemática da extração de calor na solidificação é tratada como um sistema de fronteira móvel com liberação de calor latente, separando duas fases distintas com propriedades diferentes (TARZIA, 2000).

O processo de extração de calor, durante a solidificação dos metais, torna-se bastante complexo na interface metal/molde, onde incumbe enfatizar a imperfeição do contato do metal, já solidificado, com a parede do molde, a qual muda ao longo do tempo (GRIFFITHS, 1999). Com o processo de solidificação a transferência de calor torna-se menor com o passar do tempo, gerando uma resistência térmica na interface metal/molde como consequência, a redução a velocidade no processo de solidificação. No início da solidificação, uma fina camada de metal solidifica próximo à parede do molde e, à medida que o processo avança, um espaço físico (Gap) se forma que separa o metal e o molde, criando resistência térmica à transferência de calor em direção ao molde. (GARCIA, 2007).

Lolou (1999) propôs que a formação de *Gap* de ar se dá através de 5 estágios:

- Estágio 1: A resistência térmica na interface metal/molde é baixa devido à molhabilidade do metal líquido sobre a superfície do molde. Esta molhabilidade é função da tensão superficial do metal líquido e do acabamento da superfície do molde. Dependendo do tipo de acabamento e do fluxo de metal líquido no vazamento, bolhas de ar podem ficar aprisionadas entre o metal líquido e a superfície do molde;
- Estágio 2: A solidificação inicia-se onde a resistência térmica é mínima, isto é, nas protuberâncias devidas à rugosidade da superfície do molde;
- Estágio 3: Várias frentes de solidificação encontram-se ao redor das protuberâncias formando capas sobre as mesmas;
- Estágio 4: Capas solidificadas contraem devido a sua diferença de massa específica em relação ao metal líquido e, desta forma, outros vazios surgem quando começam a se destacar das protuberâncias. Nesta fase, há um aumento da resistência térmica interfacial;
- Estágio 5: Formação de uma casca sólida e o mecanismo da contração é que irá influenciar no aumento da resistência térmica interfacial, além de outros fatores como a presença de filmes de óxidos e a natureza dos gases existentes nessa interface.

Figura 2.2 - Transferência de calor para os sistemas de solidificação radial



Fonte: Adaptado de BERTELLI, 2012.

A existência de um gradiente térmico entre o metal fundido e o meio de absorção de calor propicia condições termodinâmicas para transferência de calor do meio mais quente para o mais frio. A transformação do metal líquido em um sólido envolve a remoção do superaquecimento do líquido, do calor latente de fusão devido à transformação líquido/sólido e do calor sensível. As propriedades térmicas do metal, as características do molde, juntamente com as condições de interface e as condições do meio, determinam o comportamento de extração de calor durante o processo. A fundição sob pressão faz com que o gap de ar formado entre a fina camada de metal solidificado e o molde seja reduzido, ocorrendo assim maior área de contato aumentando a transferência de calor newtoniana. (BERTELLI, 2012).

## 2.2. Parâmetros térmicos de solidificação

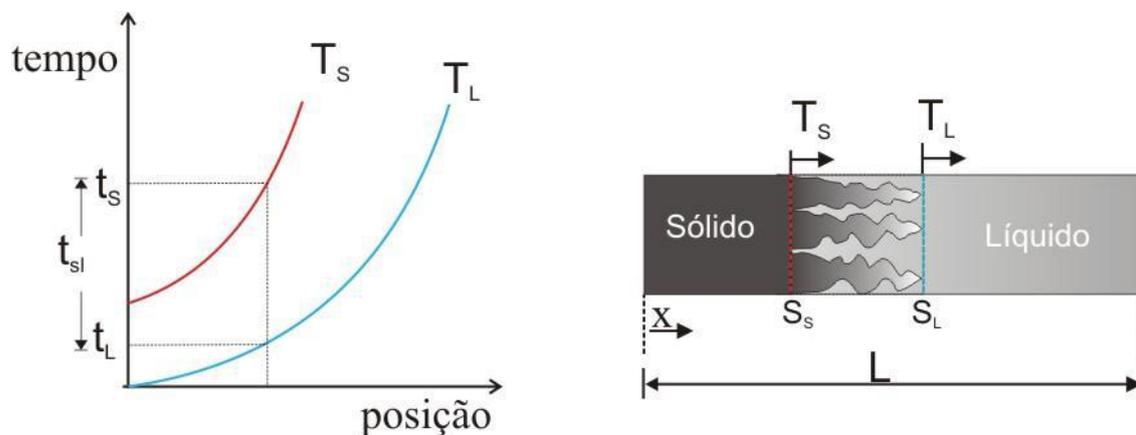
Variáveis térmicas como Tempo de solidificação local ( $t_{SL}$ ), Velocidade de evolução da isoterma *Liquidus* e *Solidus* ( $V_L$  e  $V_S$ ), Gradientes de temperatura ( $G_L$ ) e Taxa de resfriamento ( $T_R$ ) estão diretamente relacionadas com a cinética de solidificação, onde define a morfologia na escala macroestrutural e microestrutural, as quais influencia de maneira significativa nas propriedades mecânicas, portanto, torna-se de grande benefício o estudo da influencia dos parâmetros térmicos na solidificação de ligas metálicas.

➤ **Tempo Local de Solidificação ( $t_{SL}$ )**

O Tempo de Solidificação Local tem por definição a diferença entre o tempo de passagem da isoterma *solidus* ( $t_{sS}$ ) e o tempo de passagem da isoterma *liquidus* ( $t_{sL}$ ) por um determinado ponto da peça em solidificação:

$$t_{SL} = t_{sS} - t_{sL} \quad \text{Eq. 2.1}$$

Figura 2.3 - Desenho esquemático dos deslocamentos das isotermas *solidus* e *liquidus* ao longo da interface metal/molde:  $T_L$ - isoterma *liquidus*;  $T_s$ - isoterma *solidus*.

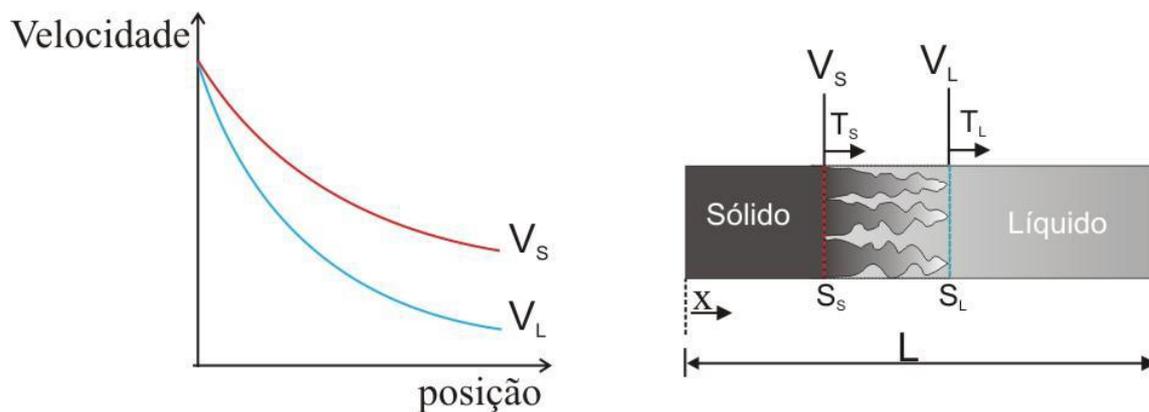


Fonte: BERTELLI, 2012.

➤ **Velocidade de Deslocamento da isoterma *Liquidus* ( $V_L$ )**

Admitindo-se que a temperatura na extremidade da ramificação dendrita primária seja igual à temperatura *liquidus*, a velocidade desta extremidade será igual a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus*, como mostra o esquema da Figura 2.4.

Figura 2.4 - Desenho esquemático dos deslocamentos das velocidades das isothermas *solidus* e *liquidus* ao longo da interface metal/molde:  $T_L$ - isoterma *liquidus*;  $T_s$ - isoterma *solidus*.



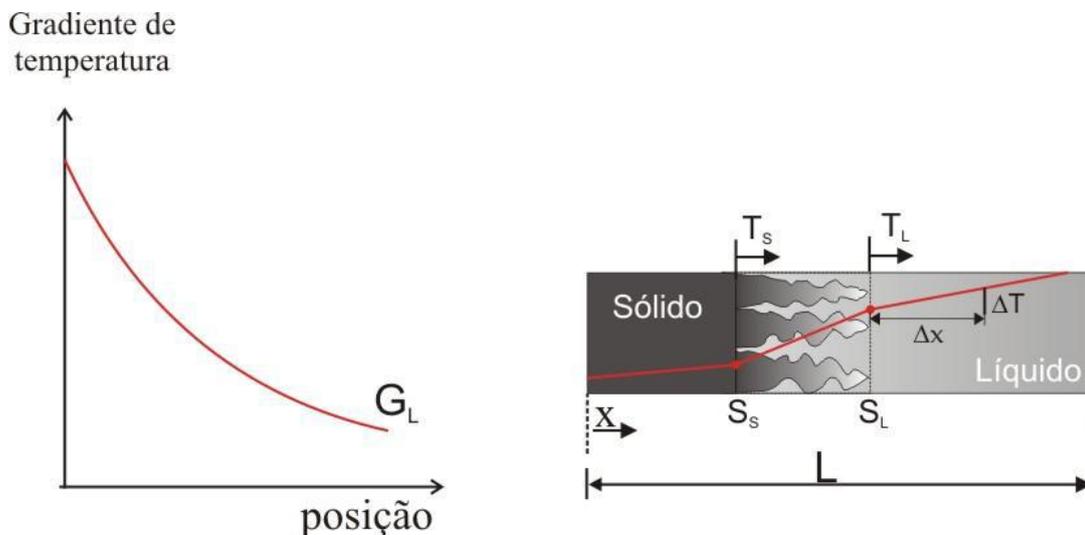
Fonte: BERTELLI, 2012.

### ➤ Gradiente de Temperatura ( $G_L$ )

O gradiente de Temperatura no líquido, junto à isoterma *liquidus*, é definido através da seguinte expressão (GARCIA, 2007):

$$G_L = \frac{\partial T_L}{\partial P} \quad \text{Eq. 2.2}$$

Figura 2.5 - Desenho esquemático do gradiente de temperatura à frente da isoterma *liquidus* em função da posição.



Fonte: BERTELLI, 2012.

➤ **Taxa de Resfriamento ( $T_R$ )**

Segundo Garcia, 2007, a partir da inclinação da curva de resfriamento define-se a taxa de resfriamento ( $T_R$ ) no momento da passagem pela temperatura *liquidus*:

$$T_R = \frac{\partial T_L}{\partial t} = \left( \frac{\partial T_L}{\partial x} \right)_{x=S_L} \cdot \left( \frac{\partial x}{\partial t} \right)_{x=S_L} \quad \text{Eq. 2.3}$$

onde:  $\frac{\partial T_L}{\partial x}$  e  $\frac{\partial x}{\partial t}$  são, respectivamente, o gradiente de temperatura junto à isoterma *liquidus* e a velocidade de deslocamento desta isoterma. Logo, pode-se escrever:

$$T_R = G_L \cdot V_L \quad \text{Eq. 2.4}$$

### 2.3. Squeeze casting (SC)

Na fundição sobre pressão o metal líquido é vazado em um molde aberto, e, só depois de fechado, o metal se solidifica através de alta pressão.

As vantagens atreladas ao processo são: (i) a simplicidade e economia; (ii) o eficiente uso da matéria-prima; (iii) o grande potencial para a operação automatizada em larga escala de produção. O procedimento gera as maiores propriedades mecânicas atingíveis de um produto fundido. O refinamento microestrutural e a integridade dos produtos via SC são características desejáveis em muitas aplicações críticas. (DORCIC; VERMA, 1988).

Yue e Chadwick (1996), ainda acrescentam: (i) são produzidos componentes não contendo porosidades a gás e sem sofrer encolhimento; (ii) não há a necessidade de alimentadores e, portanto, nenhum desperdício de metal ocorre; (iii) eficiente para a produção *near-net-shape* de componentes de engenharia; (iv) como não existem defeitos em componentes perfeitamente produzidos, exames de pós-solidificação por testes não destrutivos não são necessários; (v) a microestrutura pode ser facilmente manipulada pelo controle cuidadoso do processo, tais como a temperatura de vazamento e pressão aplicada, a fim de adquirir as propriedades desejadas.

Algumas desvantagens são: alto custo ferramental, dificuldade na fabricação de protótipos e também no controle de parâmetros importantes, como, por exemplo, temperatura do pré-formado. (JESUS, 1998).

As propriedades mecânicas via *squeeze casting* são melhoradas em virtude da redução nos níveis de porosidade e formação de microestruturas não possíveis em processos de fundição convencionais. A possibilidade de tratamento térmico subsequente é devido à redução de ar aprisionado. (VINARCIK, 2003).

Existem duas formas de processamento via *squeeze casting*: direto e indireto. No processo de SC direto, a pressão é aplicada em toda a superfície do metal líquido durante a solidificação e no processo indireto, o metal é injetado na cavidade do molde por um pistão de pequeno diâmetro, através do qual o mecanismo de pressão também é aplicado durante a solidificação. (YUE; CHADWICK, 1996).

### 2.3.1. Influencia do processo de *Squeeze Casting* na solidificação

Produtos fundidos são elaborados via diferentes processos, cada um com suas respectivas vantagens e desvantagens. Uma grande desvantagem dos processos convencionais desses produtos em relação ao processo com aplicação de altas pressões (*squeeze casting*) é a formação de inúmeros defeitos como bolhas de gás, porosidades e macrosegregações, os quais influenciam de forma determinante nas propriedades mecânicas, integridade e rentabilidade do produto final.

Para Dorcic (1988) e Ferreira (1999), o processo combinam as vantagens das tecnologias de fundição e forjamento, com isso a pressão aplicada e o contato instantâneo do metal na fase líquida com a superfície do molde provoca uma condição de rápida transferência de calor e produz peças livres de poros, e na maioria das vezes de granulação fina. Onde as propriedades mecânicas das peças fundidas são próximas das de um produto forjado, além de combinadas com as formas e o baixo custo.

A técnica de *squeeze casting* permite baixas faixas de solidificação no processamento de ligas, o qual é bastante difícil à obtenção por meio de outros processos de fundição. Com o baixo nível de porosidade das peças fundidas por este processo é favorável para ligas que são passíveis de tratamento térmico de envelhecimento (FRIEDRICH, 2006).

Segundo Hu (1998), o efeito da pressão no processo de solidificação é um parâmetro essencial na fabricação via *squeeze casting*, tais efeitos expressivos no componente através de uma variedade de abordagens que, basicamente, incluem variações na temperatura de solidificação de ligas e aumento nas taxas de transferência de calor entre a interface metal/molde.

A qualidade e a reprodutibilidade das peças produzidas por *squeeze casting* depende da manutenção das variáveis otimizadas do processo, mas, desvios das condições ótimas de operação podem originar defeitos (DORCIC, 1988; FERREIRA, 1999): Porosidade, Inclusões de óxidos, Segregação por extrusão, Segregação pela linha central, Poros superficiais, Trincas a frio e a quente e Aderência.

De acordo com Vinarcik (2003), a pressão exercida durante o processo de solidificação resulta a diminuição da porosidade, que muitas vezes, limita o uso da

fundição convencional e o processo de squeeze casting confere: eliminar ou reduzir a quantidade de gases aprisionados e o encolhimento de solidificação.

Segundo Dorcic e Verma (1988), a pressão aplicada e o contato imediato do metal fundido com a superfície do molde produzem uma condição de transferência de calor rápida, o que produz uma fundição de grãos finos e livre de poros; Ainda ressaltam as vantagens atreladas ao processo como a simplicidade e economia, eficiente uso da matéria-prima, grande potencial para a operação automatizada em larga escala de produção, o procedimento gera as maiores propriedades mecânicas atingíveis de um produto fundido, o refinamento microestrutural e a integridade dos produtos são características desejáveis em muitas aplicações críticas.

Yue e Chadwick (1996), ainda acrescentam: são produzidos componentes não contendo porosidades a gás e sem sofrer encolhimento, ausência de alimentadores e, portanto, nenhum desperdício de metal ocorre, eficiência na produção near-net-shape de componentes de engenharia, com a não existência de defeitos em componentes perfeitamente produzidos, exames de pós-solidificação por testes não destrutivos não são necessários, entretanto, para peças produzidas com pressões inferiores a 50Mpa, necessitasse de averiguações devido a defeitos tipo Shrinkage, os quais podem ser encontrados com pressões a baixo desse valor, a manipulação da microestrutura por meio do controle cuidadoso do processo, tais como a temperatura de vazamento e pressão aplicada, a fim de adquirir as propriedades desejadas.

## **2.4. Microestrutura**

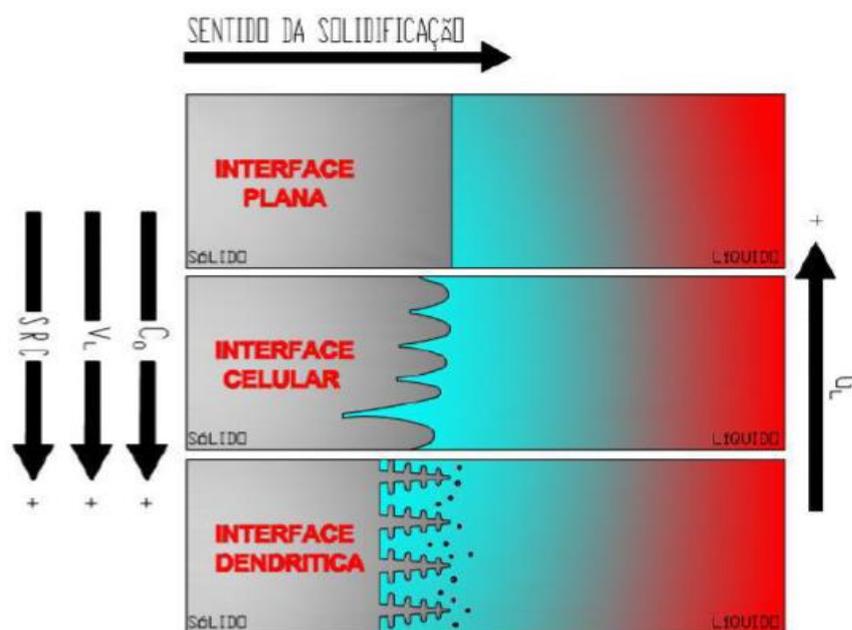
As propriedades mecânicas de uma liga em seu estado bruto de solidificação dependem também do arranjo microestrutural que se define durante o processo de solidificação. Nessas condições, espaçamentos celulares e dendríticos, a forma, o tamanho e o espalhamento de eventual porosidade, produtos segregados e outras fases determinarão o comportamento mecânico da liga representado por tensões/deformações.

A frente de solidificação pode ser plana, celular ou dendrítica. Os metais puros apresentam a frente de solidificação plana e, à medida que, por exemplo, são incorporados elementos de liga, a frente de solidificação tende a se tornar instável devido ao fenômeno conhecido por super-resfriamento constitucional (OHNO, 1988) o qual é um fenômeno formado decorrente de instabilidades formadas junto a frente de solidificação que favorece

a nucleação. A instabilidade da frente de solidificação depende de sua velocidade de avanço e do gradiente de temperatura na frente da interface sólido / líquido. Quanto menor o gradiente de temperatura e a taxa de velocidade de solidificação, maior a instabilidade da frente de solidificação, ou seja, um baixo valor de gradiente térmico e um alto valor de velocidade interfacial promoverão a formação de super-resfriamento constitucional (SRC) e a instabilidade subsequente. Nesse caso, a interface plana é frequentemente móvel e tende a celular e dendrítica.

A figura 2.6 mostra o avanço da frente de solidificação e suas diferentes morfologias em função do gradiente térmico ( $G_L$ ), velocidade de deslocamento da fronteira de solidificação ( $V_L$ ), concentração de soluto ( $C_0$ ) e do super-resfriamento constitucional (SRC).

Figura 2.6 - Representações esquemáticas da influência na formação das estruturas de solidificação: SRC – super-resfriamento constitucional;  $G_L$  – gradiente térmico à frente da interface;  $V_L$  – velocidade da interface; e  $C_0$  – concentração de soluto.

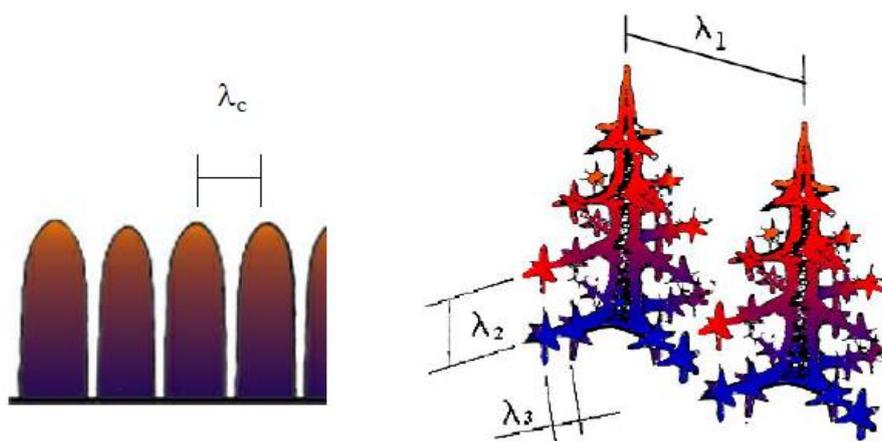


Fonte: COSTA, 2015

Após o surgimento de instabilidades que induzem uma estrutura celular, à medida que a velocidade de crescimento é aumentada ainda mais, começam a surgir perturbações nas laterais (perpendicularmente à direção de crescimento) que são denominadas de

ramificações secundárias, definindo-se a estrutura dendrítica. Também se observa um aumento dos espaçamentos dendríticos da superfície para o centro de peças solidificadas. O fato é associado ao decaimento da taxa de resfriamento com o tempo. A Figura 2.7 mostra os espaçamentos celulares ( $\lambda_c$ ), dendríticos primários ( $\lambda_1$ ), secundários ( $\lambda_2$ ) e terciários ( $\lambda_3$ ).

Figura 2. 7 - Representação dos espaçamentos celulares ( $\lambda_c$ ), espaçamentos dendríticos primários ( $\lambda_1$ ), secundários ( $\lambda_2$ ) e terciários ( $\lambda_3$ ).



Fonte: Bertelli, 2012.

A morfologia estrutural de ligas é atrelada diretamente ao processo e os parâmetros ao qual foi submetido durante a solidificação, onde peças produzidas através de fundição sob pressão (*squeeze casting*) exibem uma estrutura livre de poros e compactada, na grande maioria de granulação fina e quase totalmente equiaxial em comparação com outros tipos de fundição, excelentes propriedades mecânicas, onde essa caracterização de peças produzidas se deve à microestrutura adquirida durante a solidificação. (DORCIC, 1988).

SKOLIANOS et. al. 1997, dispostos a analisarem a influência da pressão sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas, realizaram uma fundição de uma liga de alumínio AA-6061 por processo de *squeeze casting*. Como resultado foi encontrado foi visto que proporcionaram o mesmo aumento da tensão de ruptura em relação a fundição sem pressão. Amostras fundidas por *squeeze casting* após tratadas termicamente, aumentaram a tensão de ruptura devido às modificações microestruturais.

De acordo com Yue e Chadwick (1996) a aplicação da pressão sobre a massa fundida afeta a microestrutura final de duas maneiras diferentes. Por um lado, a temperatura liquidus da liga poderia aumentar, o que acarreta num sub-resfriamento em uma liga superaquecida e aumenta a razão de nucleação na massa fundida, resultando em um tamanho de grão mais fino; Por outro lado, a alta pressão leva ao refinamento do grão devido ao aumento do coeficiente de transferência de calor entre a fusão e a matriz; Dao et al. (2012), acrescenta que a taxa de transferência de calor e de arrefecimento aumenta à medida que a pressão aplicada aumenta e, como resultado, as partículas de  $\alpha$ -Al primárias tornam-se menores e mais próximas de esféricas.

Prabhu (2016) afirma que durante a aplicação da pressão, os grãos, já solidificados, são comprimidos contra uma película do líquido eutético que os envolve. O líquido escoou sob a força de cisalhamento e forma uma passagem entre as estruturas de esqueleto sólido, com isso os grãos sólidos deslizam em todas as direções um ao lado do outro acomodando a tensão durante a deformação; Após uma acomodação, a estrutura passa por uma recristalização dinâmica contínua a qual ajuda o refino dos grãos.

Yue e Chadwick (1996) comentam que a microestrutura de solidificação obtida por meio de fundições sob pressão pode ser facilmente manipulada pelo controle cuidadoso do processo, tais como a temperatura de vazamento e pressão aplicada, a fim de adquirir as propriedades desejadas. Para Reis (2009), no interior dos grãos contém um arranjo de braços dendríticos, os quais são caracterizados por espaçamentos interdendríticos primários, secundários e terciários. Qualificado por meio de baixas concentrações de soluto nas ramificações propriamente ditas, e ricas em soluto redistribuído nos interstícios das ramificações. Reis (2009), ainda destaca a comparação das estruturas dendritas que se forma na solidificação com a aparência de galhos.

Figura 2.8 - Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação.



Fonte: Bertelli, 2012.

De maneira genérica as dendritas e o espaçamento interdendrítico de peças solidificadas com pressão são menores que aqueles de peças fundidas na ausência de pressão (FERREIRA, 1999; SKOLIANOS et. al., 1997). Skolianos et. al. (1997), ainda afirma que a intensidade da pressão aplicada pode modificar a proporção de fases presentes na região interdendrítica, como no caso da liga de alumínio AA- 6061.

## 2.5. Ligas ternárias do sistema Al-Sn

O estanho usado em ligas de fundição de alumínio para reduzir o atrito em aplicações de mancais e buchas. O estanho pode fornecer lubrificação líquida em curto prazo às superfícies de fricção se tais mancais/casquilhos estiverem gravemente sobreaquecidos em serviço (RANA, 2012).

Pola *et al.* (2013) analisaram as vantagens do uso de ligas Al-Sn na resistência ao desgaste em mancais. Neste estudo, as amostras foram geradas através de ultrassom microestruturas refinadas, e o efeito das microestruturas na resistência ao desgaste foi avaliado. Os testes realizados por ensaio de pino-disco mostram que, em condições de estado estacionário, o coeficiente de atrito médio é quase o mesmo para amostras com e

sem ultrassom. No entanto, amostras semi-sólidas atingem o desgaste em estado estacionário mais cedo.

As ligas alumínio-estanho possuem excelentes propriedades tribológicas e mecânicas sendo muito utilizadas para rolamentos deslizantes, rolamentos lisos, pistões e camisas de cilindro para motores de combustão. Estas ligas proporcionam uma boa resistência a corrosão e propriedades superficiais. O estanho possui no alumínio em estado sólido a solubilidade abaixo de 0,09% em peso (OSÓRIO, 2005).

Adições de estanho melhoram a usinabilidade das ligas alumínio-cobre, alumínio-cobre-níquel e alumínio-zinco fundidas em concentrações abaixo de 1% de estanho. Nas ligas alumínio-zinco, pequenos percentuais de estanho são usados como anodos de sacrifício na água salgada (DAVIS, 2007; KAUFMAN, 2004). Cruz (2008) enfatiza o uso intensivo dessas ligas em aplicações técnicas, como mancais de rolamentos e camisas de cilindros, para motores de combustão interna e lembra que o desgaste industrial causa uma grande perda na linha de produção, pois pode levar à paralisação ou quebra da máquina. Intervenções na cadeia produtiva da manufatura.

Nas ligas alumínio-estanho para mancais, são adicionados cobre, níquel e silício quando os mancais requerem alta rotação, carga e temperaturas mais elevadas. O cobre, níquel e silício melhoram a capacidade de suportar a carga e conferem resistência ao desgaste enquanto que a fase macia do estanho confere as propriedades de antifricção (DAVIS, 2007). De acordo com a pesquisa de Kotadia et al. (2009), as ligas ternárias à base de Al-Sn-Cu são utilizadas em aplicações de engenharia há muitos anos, evidenciando seu potencial na produção de mancais de deslizamento, mostrando principalmente excelentes propriedades físicas, tribológicas e mecânicas. Para Bertelli et al. (2015) experimentos com ligas ternárias Al-Sn- (Si; Cu) que, ao escolher uma liga para aplicações tribológicas, além de sua composição química, suas características microestruturais também devem ser consideradas.

Elementos de liga tais como Si, Cu e Sn podem ser dissolvidos na presença de alumínio fundido com distintos graus de solubilidade. Durante o resfriamento da liga formada, os elementos de liga adicionados podem ser retidos na solução sólida substitucional ou precipitados na forma de segunda fase. Distorções provocadas por esses elementos em solução sólida ou na forma de precipitados finos, com interface coerente/semicoerente com a matriz, criam tensões que favorecem o aumento do perfil de

endurecimento da liga, sendo este um dos principais objetivos dessas adições. O Si, quando adicionado em teores mais elevados, além de proporcionar o endurecimento por solução sólida da matriz Al também aumenta a fluidez do Al fundido, favorecendo o melhor preenchimento da matriz e reduz a ocorrência de trincas a quente. Adições de Cu proporcionam um aumento da resistência mecânica através do fortalecimento da solução sólida na matriz de Al, que pode ocorrer com a precipitação de intermetálicos tais como  $Al_2Cu$ , melhorando a resistência à falha por fadiga. (NUNES et al. 2018)

## CAPITULO 3

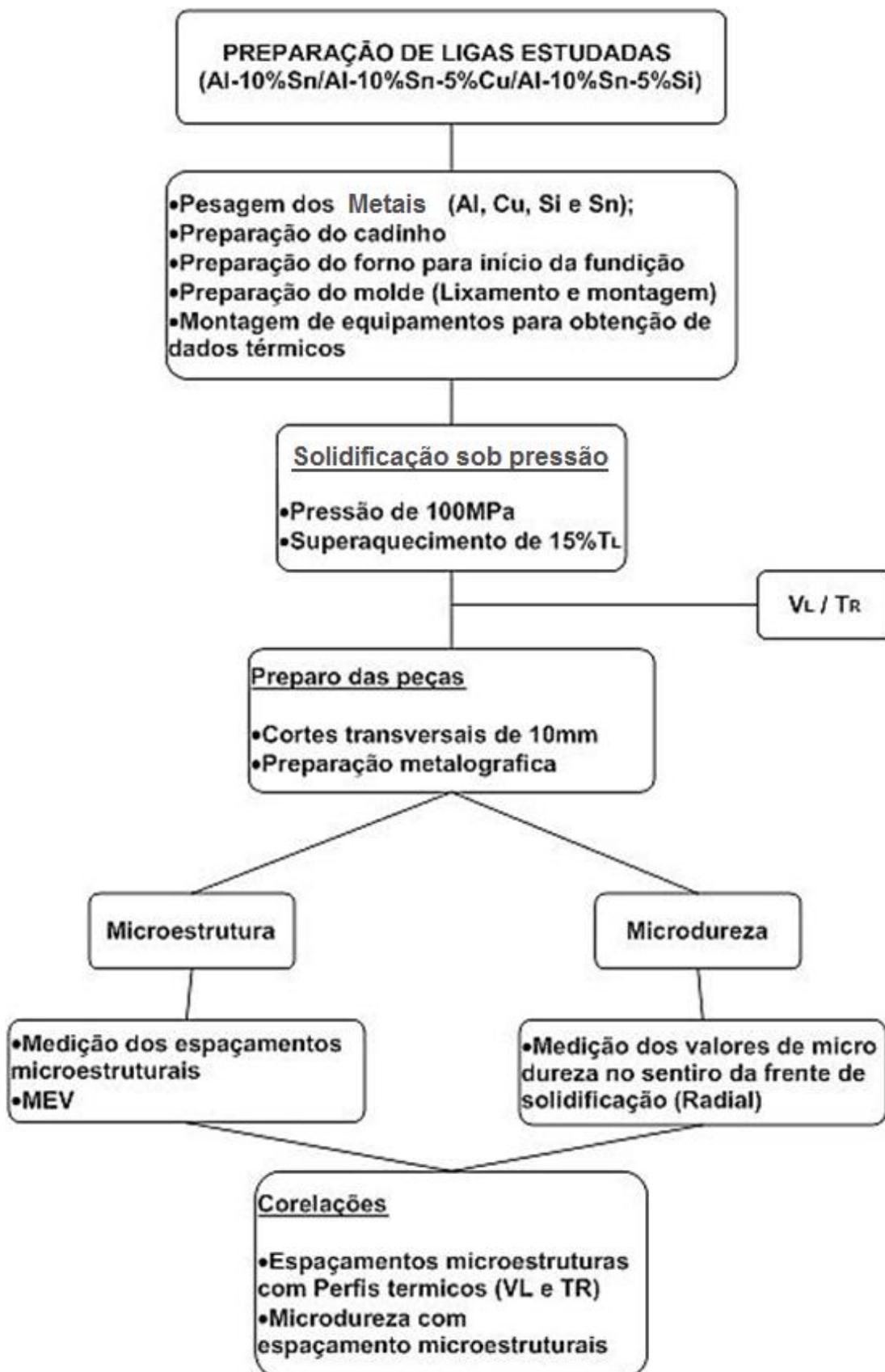
### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1. Planejamento experimental

Neste capítulo serão abordados os procedimentos utilizados, bem como os materiais e equipamentos utilizados para a realização do estudo pretendido; A metodologia utilizada envolveu as seguintes etapas:

1. Cálculo estequiométrico dos componentes (Al, Sn, Cu e Si) para a confecção das ligas (Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Si, Al-10%Sn-5%Cu);
2. Preparo da lingoteira com os termopares posicionados na base e fusão dos materiais;
3. Obtenção dos lingotes solidificados sob pressão de 100 MPa;
4. Registro dos perfis térmicos até a completa solidificação;
5. Determinação dos parâmetros térmicos experimentais ( $V_L$ ,  $\dot{T}_R$ );
6. Preparação metalográfica para à caracterização microestrutural;
7. Realização de ensaio de Microdureza Vickers;
8. Correlação entre parâmetros térmicos e estruturais e microdureza.

Figura 3.1 – Fluxograma das atividades desenvolvidas na execução do estudo.

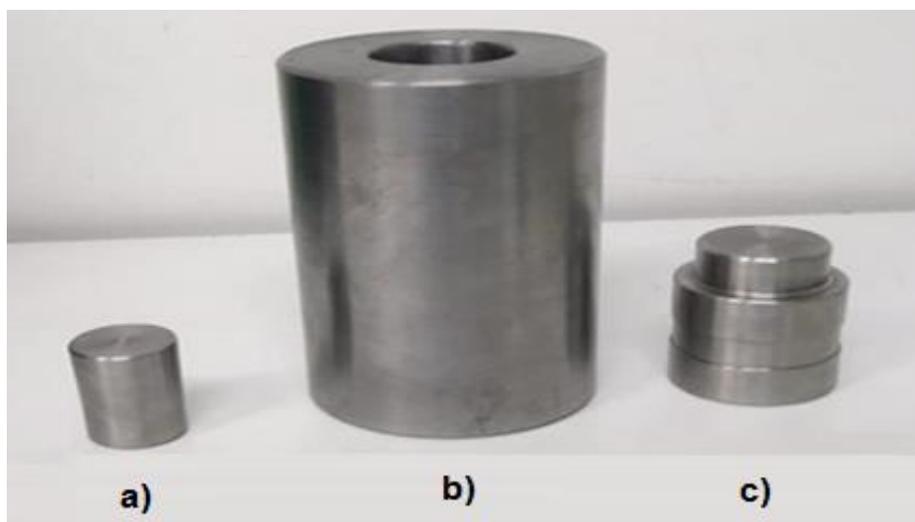


Fonte: Albuquerque Neto, 2020.

### 3.2. Materiais e equipamentos utilizados no estudo

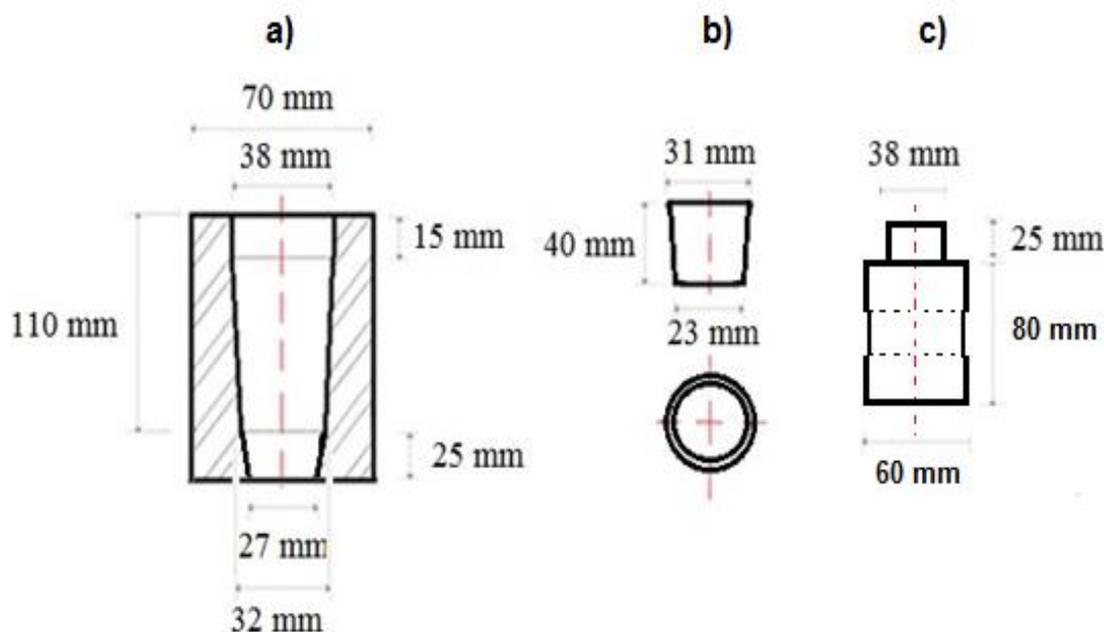
- **Balança** com capacidade máxima de 6,2 Kg modelo UX6200H;
- **Forno mufla digital** com resistência de saída de 6 KW;
- **Cadinho de carbeto de silício** revestido com alumina para evitar possíveis contaminações com a liga;
- **Termopar** tipo K com faixa de utilização que de  $-270\text{ }^{\circ}\text{C}$  a  $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , com diâmetro de 1,6 mm;
- **Registrador de temperatura** tipo almemo modelo 2290-8;
- **Prensa hidráulica semiautomática** de capacidade de 60 Ton;
- **Serra fita** modelo SBS 1018-S;
- **Microscópio ótico** com luz polarizada, modelo BX 51;
- **Politriz** Modelo PLF;
- **Lingoteira** em aço AISI 1020 devidamente usinada (Figura 3.1b) com dimensões propostas na figura 3.2 a;
- **Pulsão e dispositivo de vedação interior** em aço inox AISI 430 com dimensões propostas nas figuras 3.2 (dispositivos de vedação inferior (figura 3.1a) e (PulsãoFigura 3.1c));
- **Microdurômetro** modelo ISH DV 1000

Figura 3.2 – a) dispositivo de vedação inferior, b)Lingoteira e c)Pulsão



Fonte: Albuquerque Neto, 2020.

Figura 3.3 – Desenho esquemático das dimensões da a) lingoteira, b) dispositivo inferior de vedação e c) pulsão.



Fonte: Albuquerque Neto, 2020.

### 3.3. Metodologias Experimentais

#### 3.3.1. Procedimentos para obtenção dos lingotes

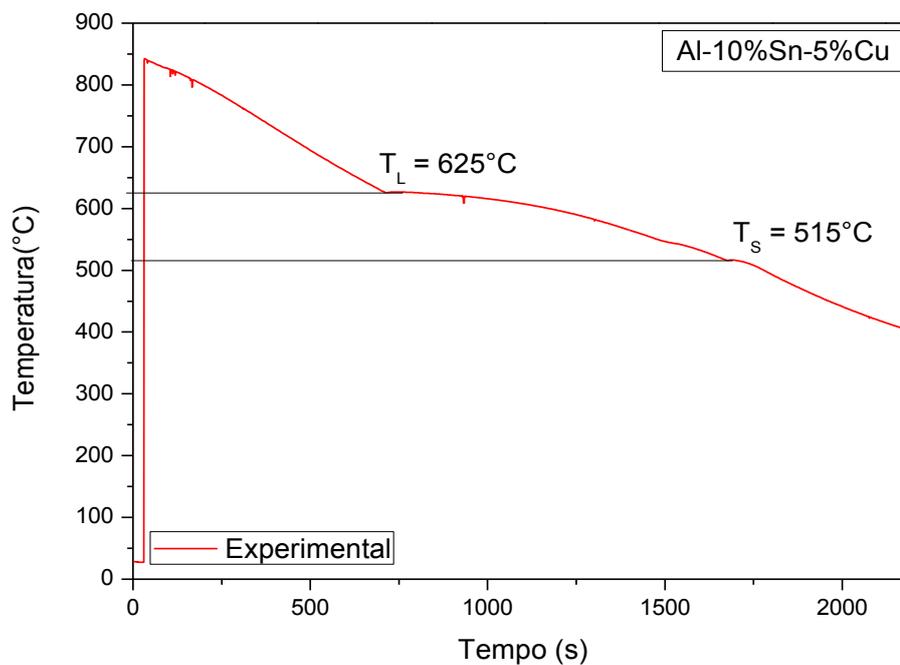
Para elaboração e obtenção das ligas foram utilizados metais comercialmente puros, cujas composições são apresentadas na tabela 3.1, (Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Si e Al-10%Sn-5%Cu, realizaram-se primeiramente os cálculos estequiométricos para obter a quantidade em massa de cada constituinte de acordo com as devidas porcentagens, seguindo então com a pesagem; Logo após, os constituintes foram depositados em um cadinho de carvão de silício devidamente revestido com alumina; Em seguida o cadinho contendo o alumínio sólido foi levado para o Forno Tipo Mufla, com o alumínio completamente fundido, foram adicionados os demais constituintes, para a liga secundária (Al-10%Sn), foi adicionado e homogeneizado, entretanto, para as ligas ternárias (Al-10%Sn-5%Si e Al-10%Sn-5%Cu), foram adicionados primeiro o Silício e o Cobre, em suas respectivas ligas, pelo o fato de terem pontos de fusão muito superiores ao do Estanho ( $P_{f\ Cu} = 1085^{\circ}C$ ,  $P_{f\ Si} = 1414^{\circ}C$ ,  $P_{f\ Sn} = 231,9^{\circ}C$ ), onde a cada 30 minutos foram

homogeneizado, em um total de 2 horas, e só após total homogeneização total foi adicionado o estanho. Todas as temperaturas da passagem da isoterma *Liquidus* ( $T_L$ ) foram obtidas experimentalmente para cada composição estudada, na figura 3.3 observa-se um gráfico de obtenção da  $T_L$  experimental para Al-10%Sn-5%Cu.

Tabela 3. 1 - Composição química dos metais utilizados na elaboração das ligas (% em massa)

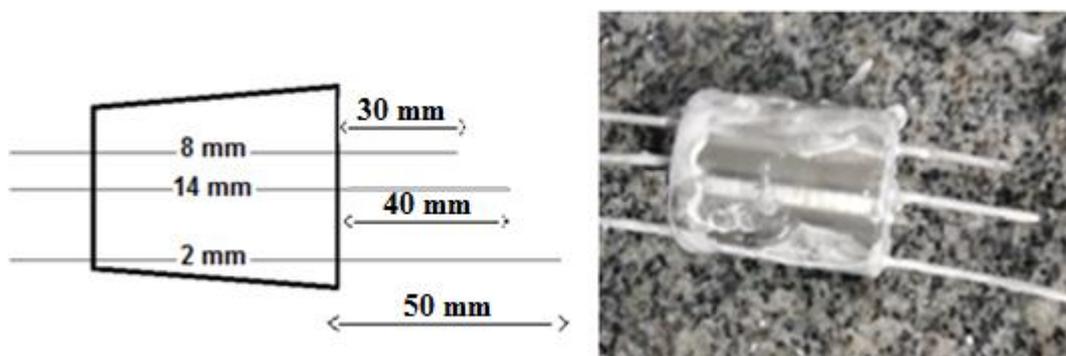
Metais	Composição química							Outros elementos
	Al	Sn	Cu	Si	Fe	Ca	Ni	
Al	99,80	-	0,01	0,03	0,03	-	-	0,03
Sn	<0,01	99,82	<0,01	-	-	-	-	0,16
Cu	-	-	98,70	-	0,12	0,40	-	0,78
Si	0,07	-	-	99,4	0,18	0,01	0,02	0,23

Figura 3.4 - Gráfico de passagem da isoterma *Liquidus* para liga al-10%Sn-5%Cu



A lingoteira e pulsões, foram lixados com lixa de 400 mesh para retirada de possível oxidação, no dispositivo de vedação inferior foi acoplado 3 termopares através de furos passantes de maneira que o acompanhamento do perfil térmico de solidificação da liga ocorresse em posições radiais a partir da interface metal/molde em direção do centro do lingote nas posições intercaladas (2, 8 e 14mm), para diminuir o efeito das ondas convectivas nas medições, na figura 3.5 observa-se o posicionamento dos termopares no pulsão inferior, os termopares foram posicionados em distancias a partir da interface metal/molde diferentes como mostra a figura 3.5 com o proposito de diminuir a barreira no momento que o metal fundido fosse vazado.

Figura 3.5 – Posicionamento dos furos passantes no dispositivo inferior de vedação

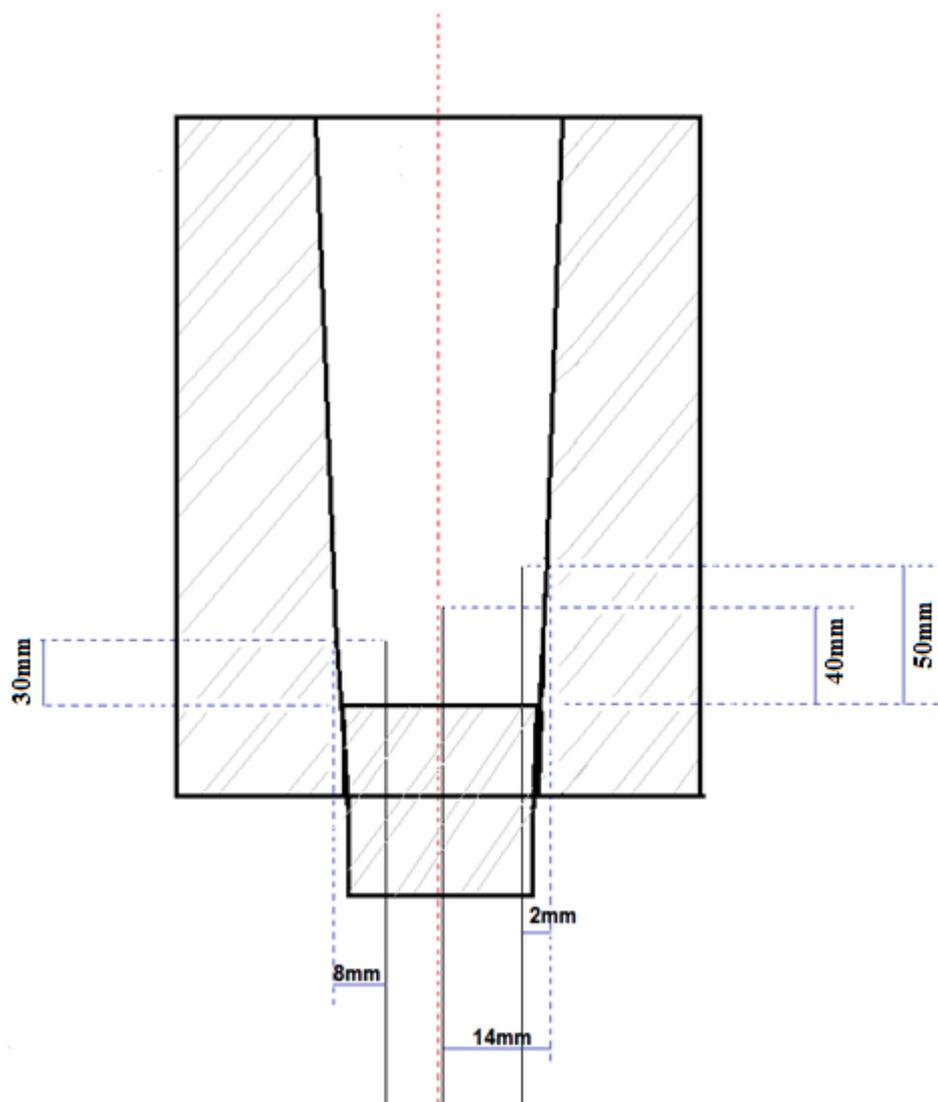


Fonte: Albuquerque Neto, 2020.

Os termopares foram acoplados na parte inferior e não na lateral do molde para evitar a movimentação deles durante a aplicação da pressão, tendo em vista que o sentido da pressão.

Na Figura 3.6 trás uma representação esquemática do dispositivo inferior de vedação atrelado na lingoteira com os termopares acoplados em suas respectivas posições.

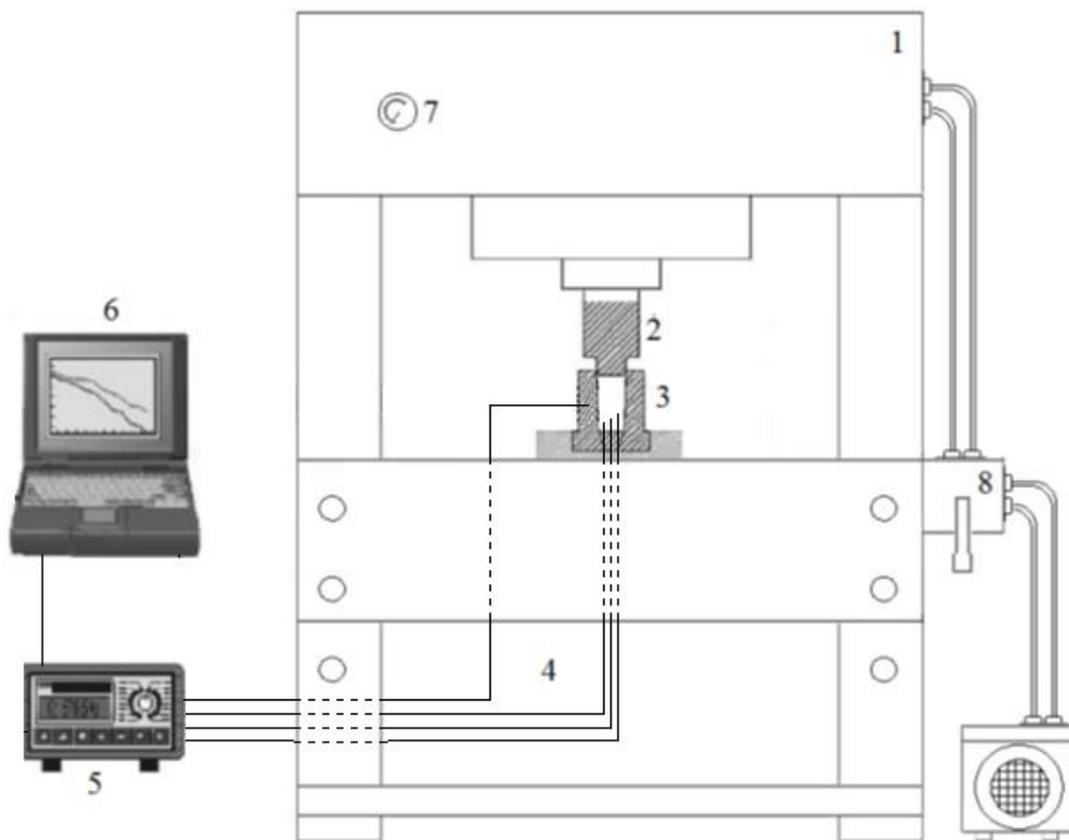
Figura 3.6 – Representação esquemática do sistema de vedação inferior posicionado na lingoteira.



Fonte: Albuquerque Neto, 2020.

Na figura 3.7 observa-se a estrutura esquemática para solidificação no processo de Squeeze casting; O qual consiste na prensa hidráulica semiautomática, a lingoteira devidamente montada com o dispositivo de vedação inferior acoplados com os termopares, o registrador e um notebook para leitura dos dados.

Figura 3. 7 – Representação esquemática da solidificação experimental de fundição por compressão (1) prensa hidráulica; (2) Pulsão; (3) molde cilíndrico; (4) termopares; (5) Registrador de Temperatura; (6) software de aquisição de computadores e dados; (7) manômetro; (8) controle de pressão hidráulica.



Fonte: Adaptado de LIMA, 2019

Com a liga totalmente fundida e homogeneizada, foi aguardado alcançar atingir a temperatura de vazamento ( $T_V$ ), a qual foi adequadamente calculada de maneira que o valor da  $T_V$  tivesse um acréscimo de 15% sobre o valor da temperatura *Liquidus* ( $T_L$ ), ou seja:

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

A tabela 3.2 trás os respectivos valores das temperaturas da isoterma *Liquidus* e a temperatura de vazamento.

Tabela 3. 2- Pontos de *Liquidus* das ligas

	<b>Ligas</b>		
	<b>Al-10%Sn</b>	<b>Al-10%Sn-5%Si</b>	<b>Al-10%Sn-5%Cu</b>
<b>Temperatura Liquidus <math>T_L</math> (°C)</b>	644,7	600	625
<b>Temperatura Vazamento <math>T_V</math> (°C)</b>	740,6	690	718,75

A ser atingido a temperatura de vazamento ( $T_V$ ), o metal liquido foi vertido na lingoteira devidamente posicionada na prensa hidráulica e devidamente aquecida até 200°C, isso para tentar diminuir ao máximo a extração do calor antes da aplicação da pressão, com a liga ainda no estado liquido, acionou-se a pressão de 100 Mpa, a qual foi mantida durante 10 segundos, em seguida foi cessada a pressurização e com o lingote devidamente solidificado e resfriado, desmoldado e preparado para a metalografia; Foram elaborados no total de três lingotes com altura de 100 mm , todos na mesma pressão (100 Mpa) e apenas variando os constituintes (Cu e Si).

### 3.3.2. Procedimentos para obtenção dos parâmetros térmicos

Após o findo do processo de solidificação dos lingotes, todos os dados coletados através do registrador de temperatura e com auxilio dos termopares foram transferidos para o software *OriginPro 8* para obtenção dos perfis de térmicos ao longo de todo o processo; Com a plotagem dos dados e a geração das curvas de resfriamento, os parâmetros térmicos foram obtidos de acordo com os seguintes procedimentos.

#### 3.3.2.1. Tempo de passagem da temperatura *Liquidus*

Os dados obtidos a partir da curva de resfriamento permitem que sejam traçados gráficos experimentais da posição em função do tempo,  $P=f(t)$ , os quais são obtidos com

base na intersecção da temperatura de *Liquidus* ( $T_L$ ) com a curva de resfriamento de cada termopar, cujo tem posições predefinidas a partir da interface Metal/Molde, ou seja, são traçadas retas paralelas ao eixo das temperaturas a começar da intersecção entre  $T_L$  com cada curva de resfriamento e obtêm-se os tempos, os quais definem-se como sendo o tempo correspondente a passagem pela  $T_L$  de acordo com cada posição do termopar de acordo com a parede do molde.

### 3.3.2.2. Velocidade da isoterma *Liquidus* ( $V_L$ )

A velocidade de *Liquidus* se dá através da derivada da função  $P=f(t)$ , ou seja:

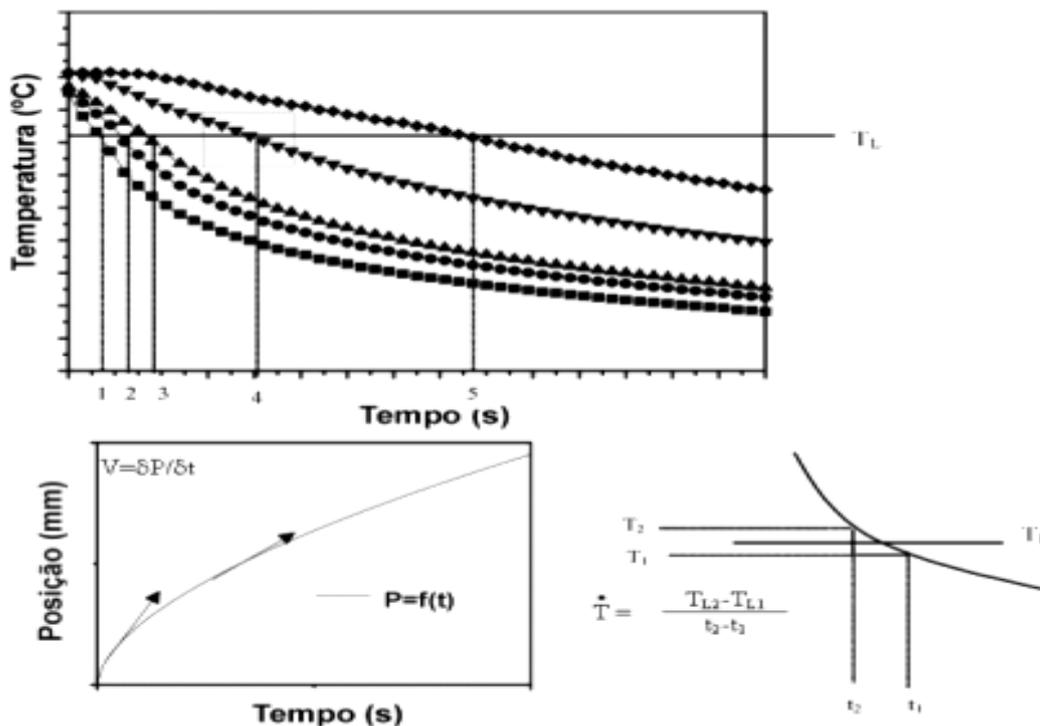
$$V_L = \frac{dP}{dt} \quad \text{Eq 3.2}$$

### 3.3.2.3. Taxa de resfriamento ( $T_R$ )

As taxas de resfriamento foram obtidas experimentalmente através da leitura direta do quociente das temperaturas imediatamente antes e depois de atingir a  $T_L$  com seus respectivos tempos, ou seja:

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

Figura 3.8 - Sequência experimental na determinação das variáveis térmicas.

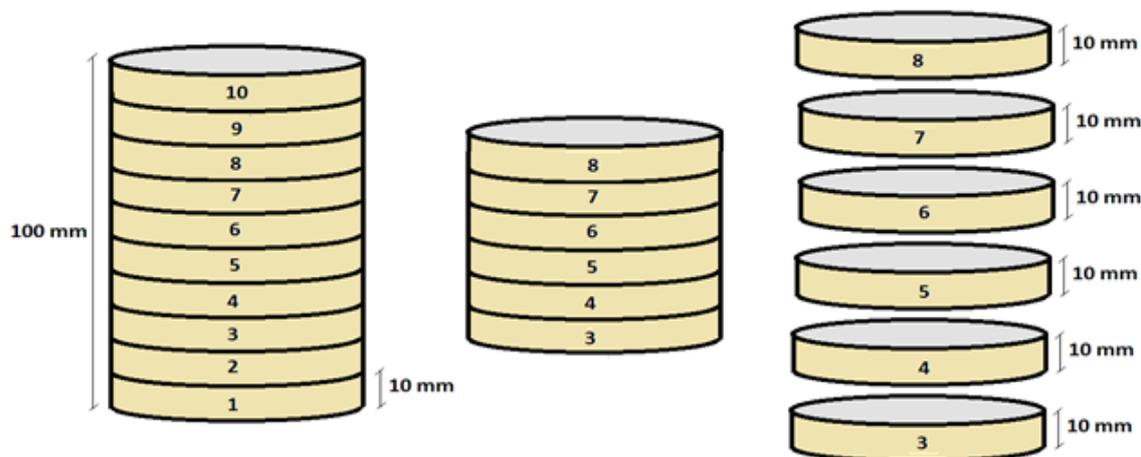


Fonte: adaptado de Rocha, 2003

### 3.3.3. Procedimentos para caracterização estrutural

Todos os lingotes produzidos foram submetidos a cortes transversais, sendo seccionados em forma de discos com espessuras de 10 mm cada, totalizando 10 discos por lingote, entretanto para as caracterizações estruturais foram descartados os dois primeiros e os dois últimos discos, pois como a extração de calor estudada é de forma radial, na região localizada pelos pulsão superior e dispositivos de vedação inferior, ocorre uma extração de calor de forma não radial, sendo assim utilizadas apenas as seis peças centrais de cada lingote.

Figura 3.9 - Lingote Seccionado



Fonte: Albuquerque, 2020.

### 3.3.3.1. Caracterização Macroestrutural

Logo após o seccionamento dos lingotes foi realizado o lixamento na sequência de granulação de: 60, 100, 220, 400, 600 e 1200 *mesh*, com uma alteração de ângulo de 90° de uma lixa para outra. O ataque químico utilizado para revelação da macroestrutura foi o Acido Fluorídrico a 10%, imediatamente as foram todas analisadas e digitalizadas.

### 3.3.3.2. Caracterização Microestrutural

Com o termino da caracterização da macroestrutura, todas as peças foram novamente lixadas onde a sequência de granulação das lixas se deu a partir de 220 *mesh* e seguindo a mesma sequencia utilizada para a caracterização da macroestrutura (220, 400, 600, 1200 *mesh*) e finalizando com a lixa de 1500 *mesh* para acabamento, com uma alteração de ângulo de 90° de uma lixa para outra; Após o lixamento, todas as peças passaram por um polimento com pasta de diamante de granulometria de 1/4 $\mu$ ; Posteriormente as peças foram submetidas a ataque químico, sendo para as ligas Al-10%Sn-5%Si e Al-10%Sn-5%Cu foi utilizado uma solução de Acido Fluorídrico a 1% (v/v) durante 20 segundos, e para liga Al-10%Sn uma solução de NaOH a 0,5% (v/v) durante 50 segundos, imediatamente após a análise de todas as peças, foram digitalizadas e catalogadas; Para obtenção das imagens das microestruturas e posteriores quantificações

dos espaçamentos dendríticos, se fez uso de um microscópio ótico da marca Olimpos, modelo BX41M-LED acoplado diretamente a um computador e com auxílio do software AnalySIS imager. De forma a auxiliar no melhor entendimento da morfologia das ligas estudadas, foram realizadas análises por meio da microscopia eletrônica de varredura (MEV) ZEISS-EVO-MA15 equipado com EDS (OXFORD–X-MAX), onde se realizou captura de imagens a partir da interface metal/molde até o centro e em diferentes alturas do lingote, realizando assim uma análise mais precisa.

#### **3.3.4. Microdureza Vickers**

Para medição da microdureza, foi utilizado microduremetro marca Shimadzu HMV-2T, as mesmas amostras analisadas na caracterização microestrutural foram utilizadas na microdureza, foram realizadas indentações em direções ortogonais, sempre a partir da interface Metal/Molde até o centro da peça com um intervalo de 2 mm entre as indentações, totalizando, por peça, 17 medidas de microdureza. Neste ensaio utilizou-se uma carga de 0,200 kgf para liga de Al-10%Sn e 1,0 kgf para as ligas Al-10%Sn-5%Si e Al-10%Sn-5%Cu, todas com tempo de duração equivalente há 10 segundos; Utilizou-se cargas diferentes, devido a ductilidade da liga Al-10%Sn ser maior do que as demais ligas, onde com o decorrer da análise, gerou-se regiões fora das dimensões de medidas do Microdurômetro.

## CAPITULO 4

### 4. Resultados e Discursões

#### 4.1. Perfis térmicos

A verificação dos perfis térmicos nos processos de solidificação foi realizado através de termopares acoplados na base inferior dos lingotes, permitindo-se a obtenção das curvas de resfriamento, as quais originaram-se dados para determinação experimentalmente dos parâmetros térmicos de solidificação da liga: tempo de passagem da isoterma *liquidus* ( $t$ ), deslocamento da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ) e Taxa de resfriamento ( $T_R$ ).

##### 4.1.1. Curvas de resfriamento

As Figuras 4.1. (a), (b) e (c) apresentam as curvas de resfriamento obtidas das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si, solidificadas radialmente através do processo de squeeze casting. Na Figura 4.1 (a) verifica-se um menor tempo de passagem da isoterma *Liquidus* e como consequência uma maior velocidade de resfriamento quando comparada as ligas Al-10%Sn-5%Cu (Figuras 4.1. (b)) e Al-10%Sn-5%Si (Figura (c)), a adição do soluto, o qual retarda a frente de solidificação decorrente da rejeição de soluto, ocorrendo um acúmulo de soluto que é arrastado junto ao avanço da frente de solidificação em direção ao centro do lingote fazendo assim que ocorra um retardamento na solidificação.

Figura 4.1 (a) - Curvas de resfriamento da liga Al-10%Sn

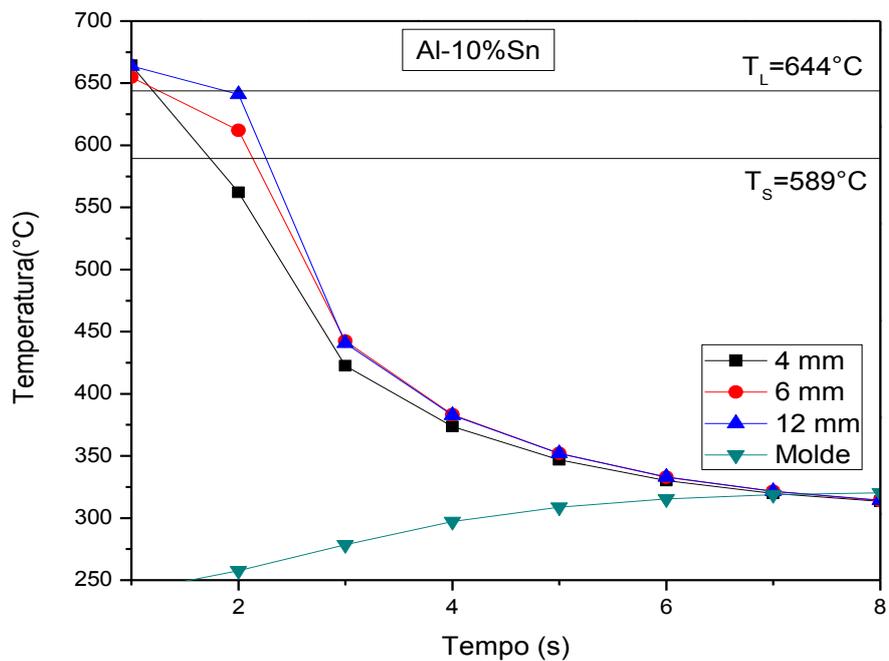


Figura 4.1 (b) - Curvas de resfriamento da liga Al-10%Sn-5%Cu

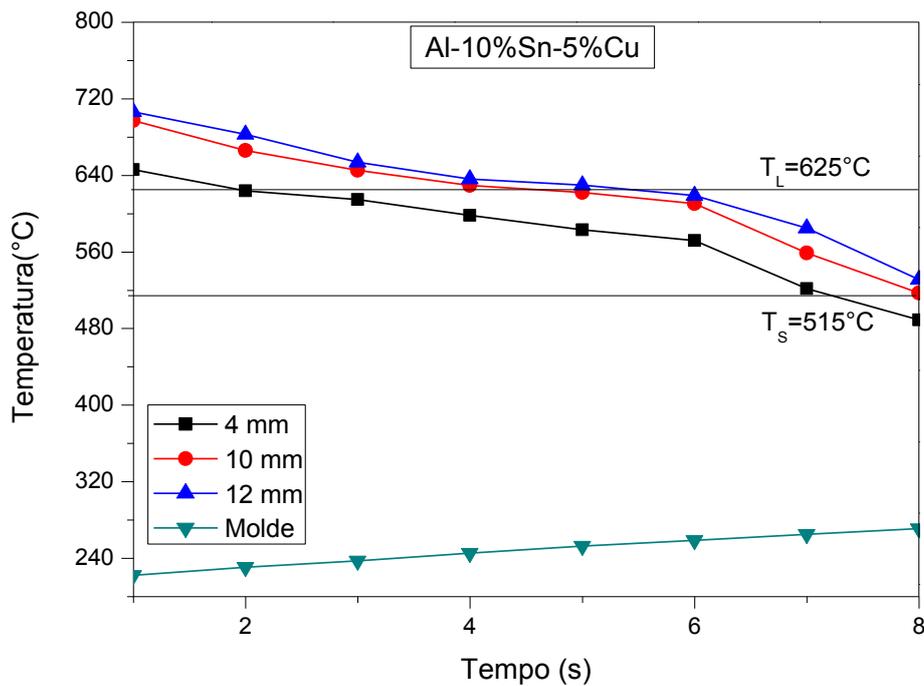
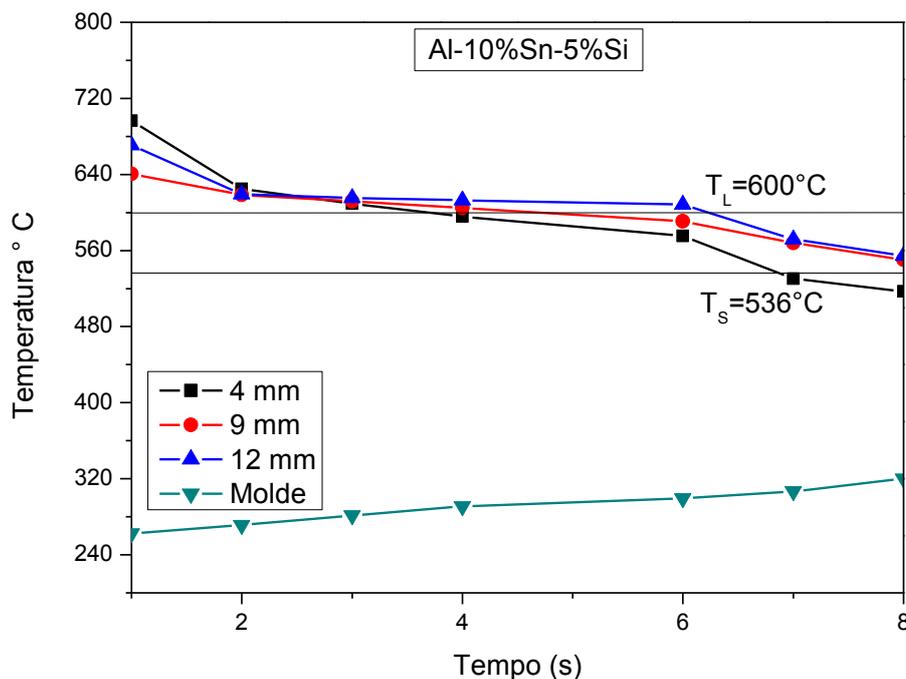


Figura 4.1 (c) - Curvas de resfriamento da liga Al-10%Sn-5%Si



#### 4.1.2. Parâmetros térmicos de solidificação

A Figura 4.2 (a), (b) e (c) das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si, respectivamente, apresenta o resultado experimental da passagem da isoterma *Liquidus* para cada composição.

As ligas analisadas apresentaram perfis diferentes entre si, observa-se que com a adição de 5%Cu e 5%Si em suas respectivas ligas, fez com que o tempo de passagem da isoterma liquidus sofresse um aumento quando comparado com a correspondente liga binária, fato que de acordo com a literatura, ocorre uma rejeição do soluto dificultando assim o avanço da isoterma *Liquidus* (GARCIA, 2001), e no caso em estudo o avanço da isoterma *Liquidus* ocorreu em direção ao centro do lingote.

Figura 4.2 (a) - Deslocamento da isoterma *liquidus* da liga Al-10%Sn, a partir da interface metal/molde (mm).

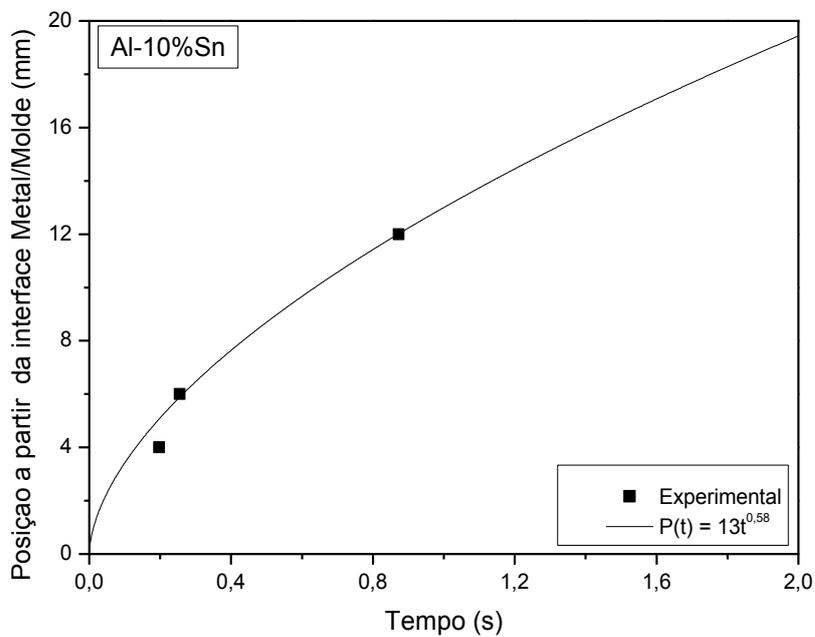


Figura 4.2 (b) - Deslocamento da isoterma *liquidus* da liga Al-10%Sn-5%Cu, a partir da interface metal/molde (mm).

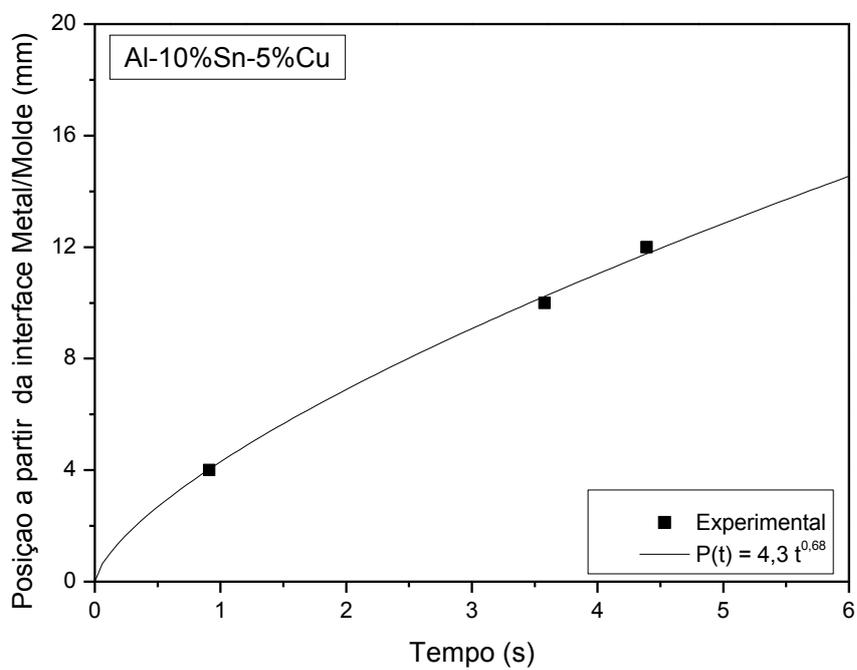
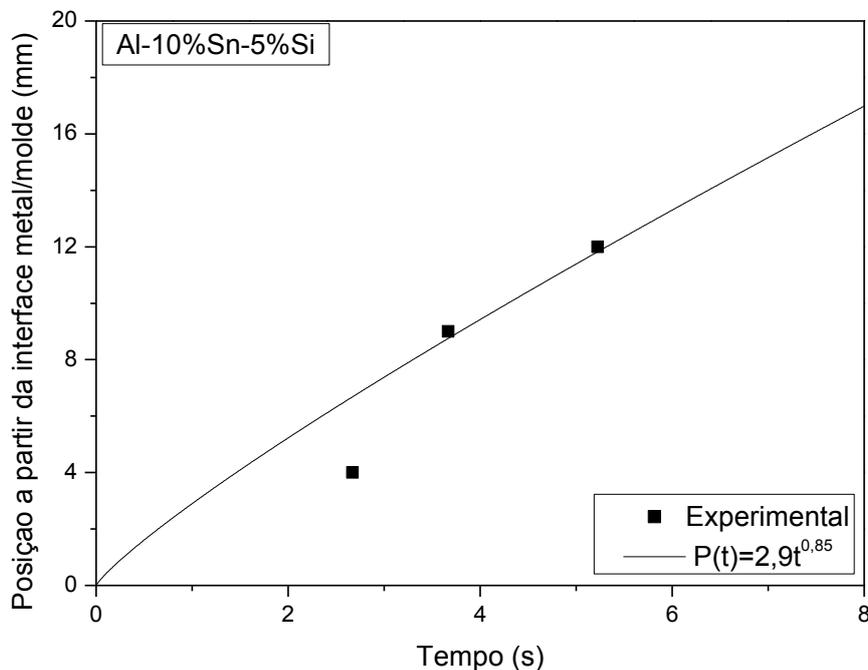
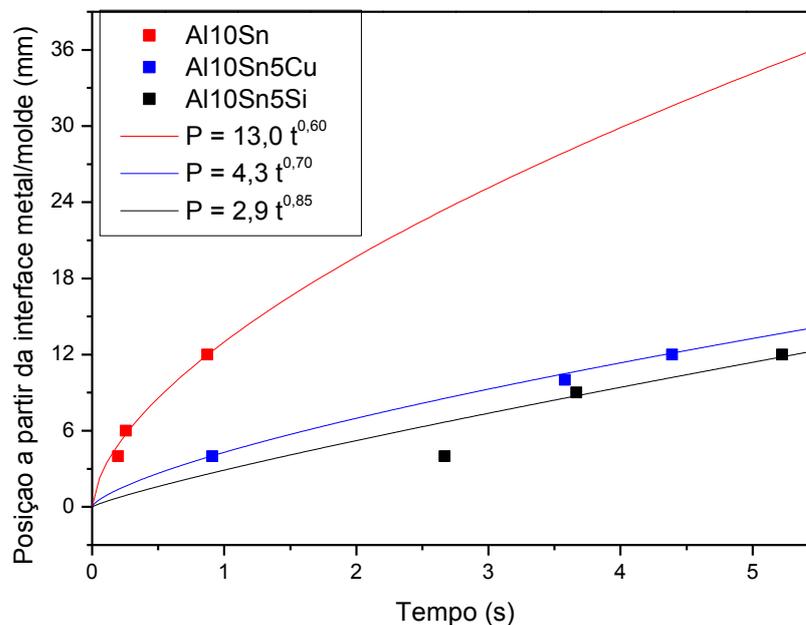


Figura 4.2 (c) - Deslocamento da isoterma *liquidus* da liga Al-10%Sn-5%Si, a partir da interface metal/molde (mm).



A Figura 4.2 (d) trás uma comparação do deslocamento da isoterma Liquidus das três ligas estudadas, o qual nota-se um aumento do tempo de passagem decorrente da presença dos elementos de ligas. A liga com adição de 5%Si obteve valores do tempo de passagem da isoterma *Liquidus* maiores do que a liga com adição do 5%Cu decorrente da rejeição total do soluto, ou seja, nas ligas com adição de Cu o soluto formou intermetálicos,  $Al_2Cu$ , já na liga com adição do Si ocorreu o aparecimento de partículas de Si, tal fato fez com que a frente de solidificação fosse mais lenta.

Figura 4.2 (d) - Deslocamento da isoterma *liquidus* das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si, a partir da interface metal/molde (mm).



As velocidades da isoterma liquidus foram determinadas a partir da derivada das curvas das Figuras 4.2 (a), (b) e (c), com  $V_L = dP/dt$ . As Figuras 4.3 (a), (b) e (c) das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si, respectivamente, mostram as curvas de  $V_L$ . Para as ligas ternárias, observou-se uma diminuição da velocidade da passagem da isoterma *Liquidus*, onde o que já foi visto com o tempo de passagem da isoterma *Liquidus*, quanto maior o tempo para a frente de solidificação passar junto a isoterma liquidus, menor será sua velocidade, tendo em vista que se levará mais tempo para o metal líquido se solidificar, com a rejeição do soluto nas ligas a frente de solidificação sofreu um retardo, levando assim mais tempo para avançar até o centro do lingote, conseqüentemente, uma menor velocidade quando comparado à liga Al-10%Sn

Figura 4.3 (a) Velocidades das isotermas liquidus a partir da interface metal molde em função da posição da liga Al-10%Sn

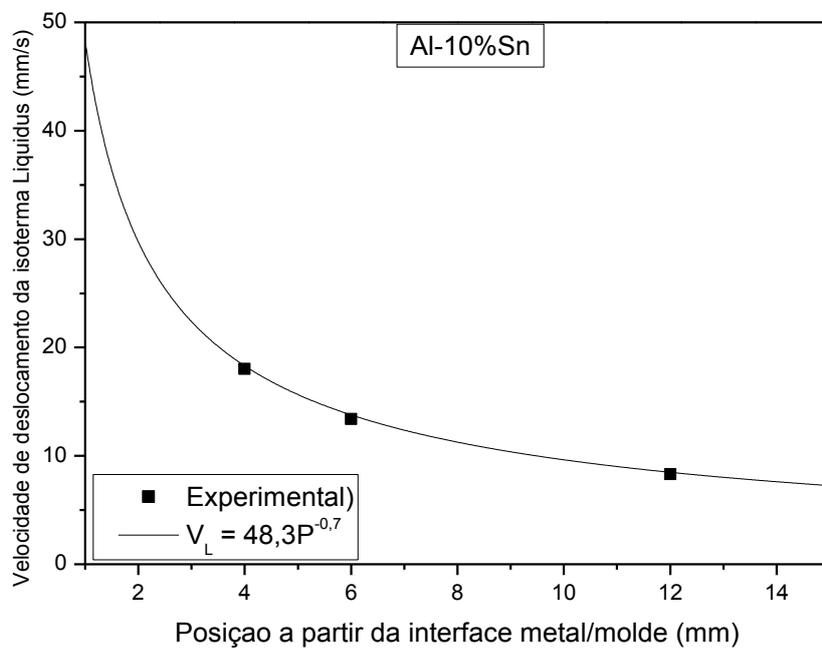


Figura 4.3 (b) - Velocidades das isotermas *liquidus* a partir da interface metal molde em função da posição da liga Al-10%Sn-5%Cu.

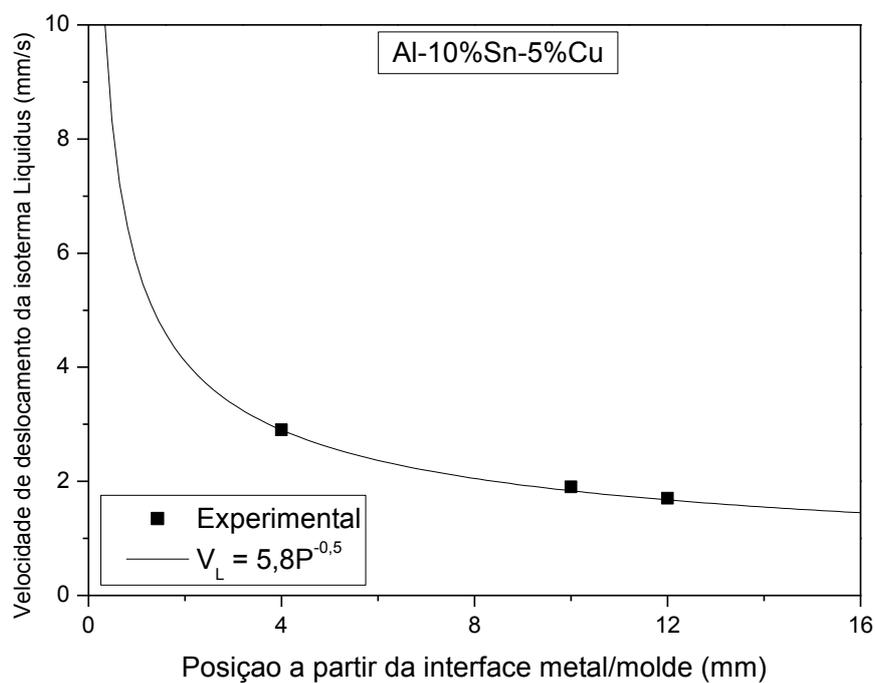
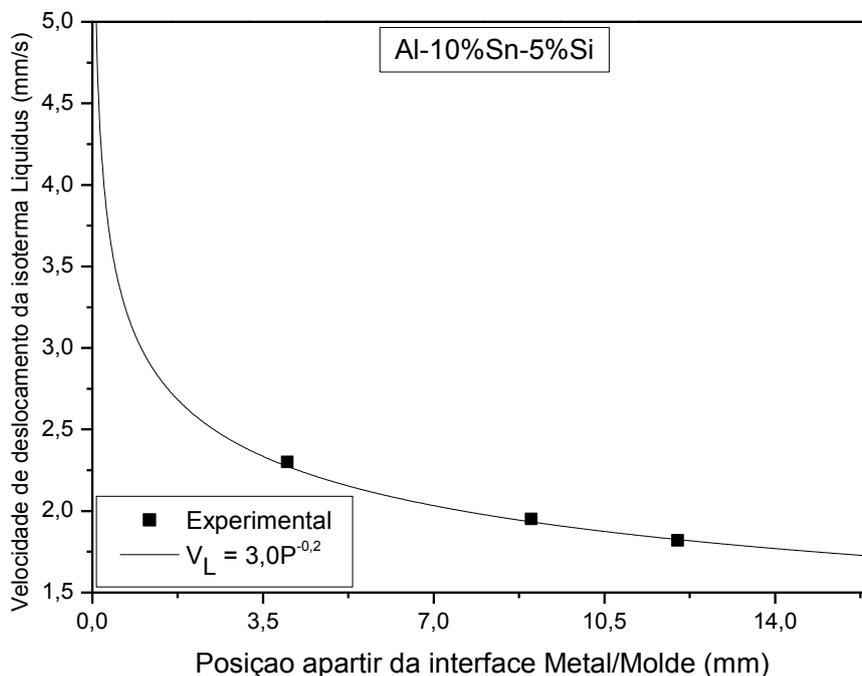
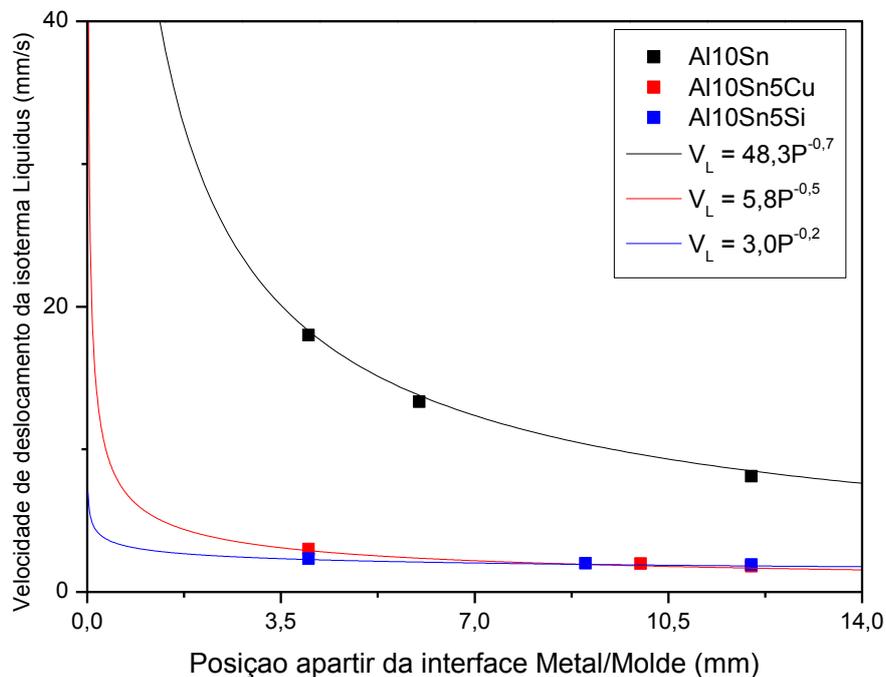


Figura 4.3 (c) - Velocidades das isoterma *liquidus* a partir da interface metal molde em função da posição da liga Al-10%Sn-5%Si.



A Figura 4.3 (d) apresenta um comparativo dos perfis da velocidade da isoterma *Liquidus* para as três ligas estudadas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si, nota-se valores de velocidades muito próximos para as ligas com adição de Cu e Si, os quais são menores do que os encontrados para a liga binária, o que já se foi visto com a diminuição do tempos de passagens da isoterma *Liquidus*.

Figura 4.3 (d) - Velocidades das isothermas *liquidus* a partir da interface metal molde em função da posição das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si.



As taxas de resfriamento foram calculadas a partir da derivada de cada curva de resfriamento no momento da passagem da isoterma liquidus por cada termopar,  $T_R = dT/dt$ . As taxas de resfriamento para cada composição analisada podem ser visto nas Figuras 4.4 (a), (b) e (c) para as ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si, respectivamente. A taxa de resfriamento apresenta valores bem mais altos nos instantes iniciais e um valor exponencialmente menor ao longo da solidificação em direção ao centro do lingote decorrente do crescimento da quantidade de material sólido formado, criando assim uma resistência térmica e dificultando a extração de calor, notou-se também que com a adição do soluto ocorreu uma diminuição das taxas quando comparado com a liga Al-10%Sn. Para a liga Al-10%Sn-5%Si, ocorreu uma reversão de comportamento da taxa de resfriamento próximo ao final da solidificação, ou seja, um aumento junto ao centro do lingote, fato observado também na liga com adição de 5%Cu, entretanto, em menor escala, quase imperceptível. A reversibilidade nos valores das taxas se deu na liga com adição de Si devido ao aparecimento de partículas do soluto, Si, no entre a uma matriz rica em Al e bolsões de Sn, que devido a rejeição durante a solidificação, foi arrastada para

o centro do lingote, que por ter elevado coeficiente de transferência de calor, fez com que o material tivesse uma reversão nos valores das taxas maior do que a liga com adição de 5%Cu, que está presente na liga como intermetálico,  $Al_2Cu$ , e não apenas a presença de um único constituinte, que no caso as partículas de Si.

A reversão em regiões perto do centro do lingote em processos de solidificação radial explica-se pelas altas taxas de redução de líquido, o que resulta no final, uma linha de líquido envolvido por uma espessa camada de metal sólido extraído calor de forma eficiente por condução, fazendo assim com que as taxas tendam ao crescimento (Santos,1985). De acordo com a literatura, estudos de solidificação radial com ligas binárias já foram relatados comportamentos análogos, conforme o estudo de BERTELLI (2012), com ligas Al-Fe e Pb-Sb; SIQUEIRA (2002), com ligas Al-Cu e Sn-Pb, os autores relatam que o efeito terminal de solidificação provoca uma aceleração na velocidades, o que influência diretamente nas taxas de resfriamento.

Figura 4.4 (a) - Taxas de resfriamento em função da posição da interface metal/molde da liga Al-10%Sn.

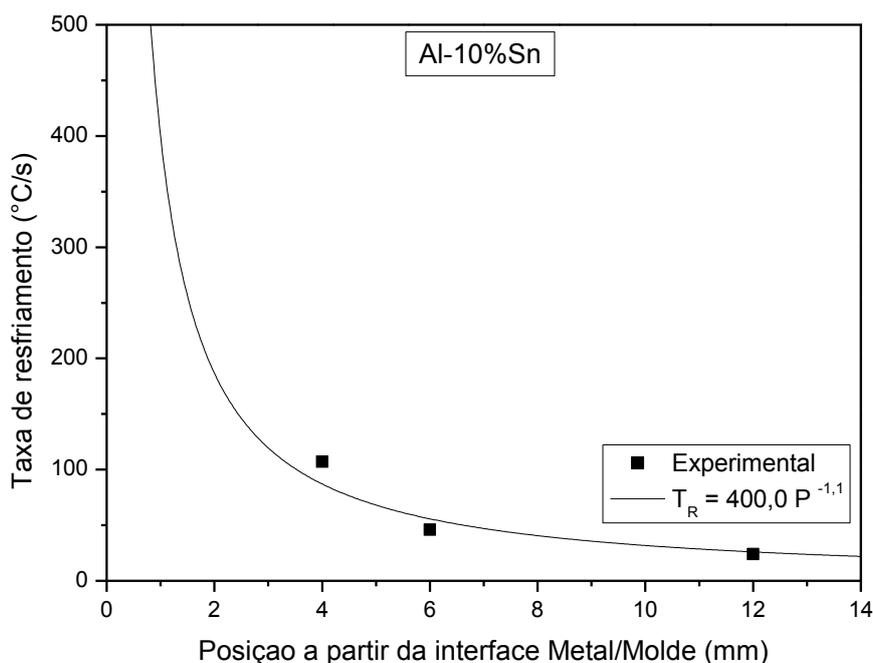


Figura 4.4 (b) - Taxas de resfriamento em função da posição da interface metal/molde da liga Al-10%Sn-5%Cu.

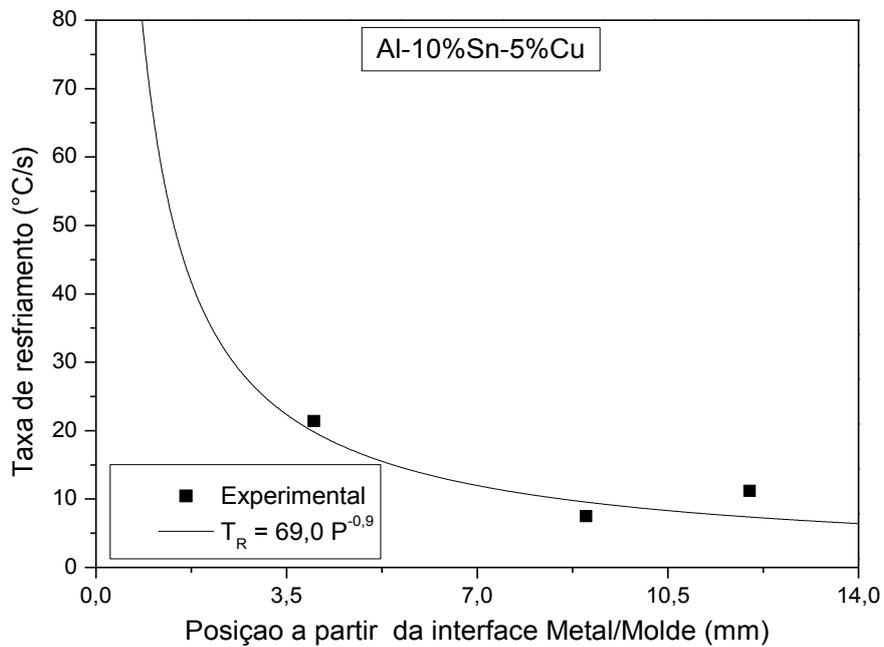
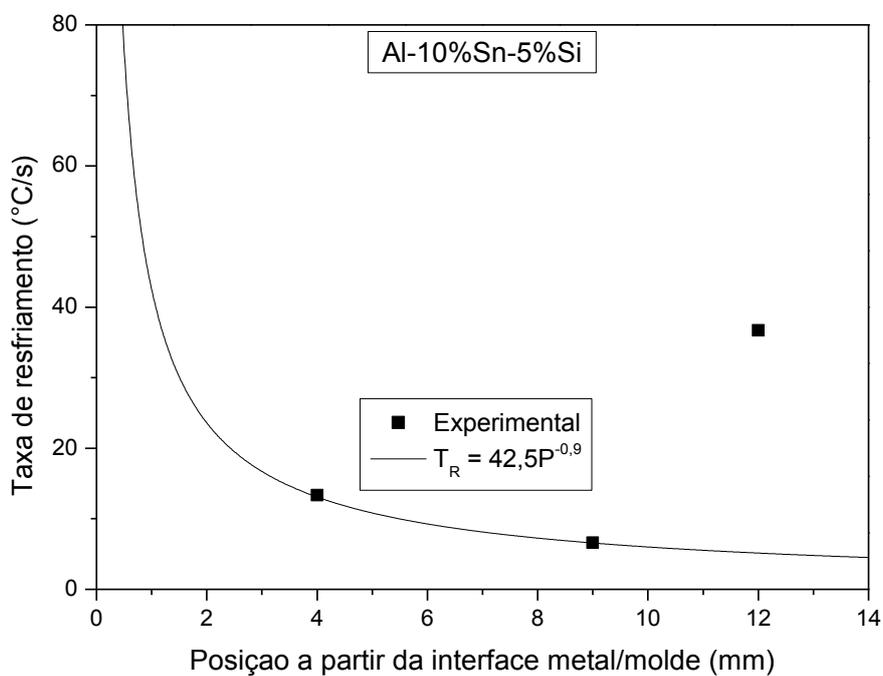
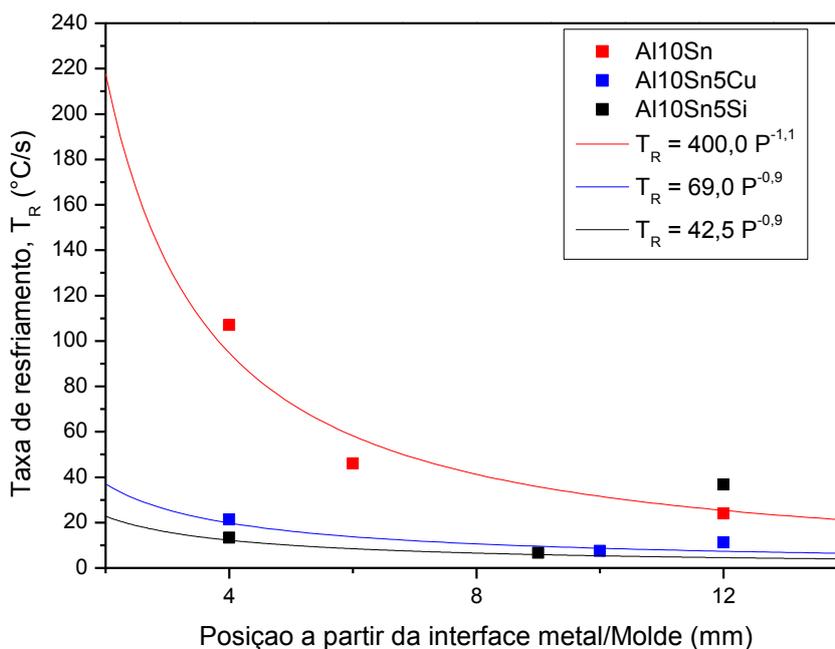


Figura 4.4 (c) - Taxas de resfriamento em função da posição da interface metal/molde da liga Al-10%Sn-5%Si.



A figura 4.4(d) mostra um comparativo dos perfis das Taxas de Resfriamento das três ligas estudadas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si. em função da posição a partir da interface metal/molde, pode-se notar que a adição de soluto na liga Al-10%Sn fez com que diminuísse os valores das taxas de resfriamento.

Figura 4.4 (d) - Taxas de resfriamento em função da posição da interface metal/molde das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si.



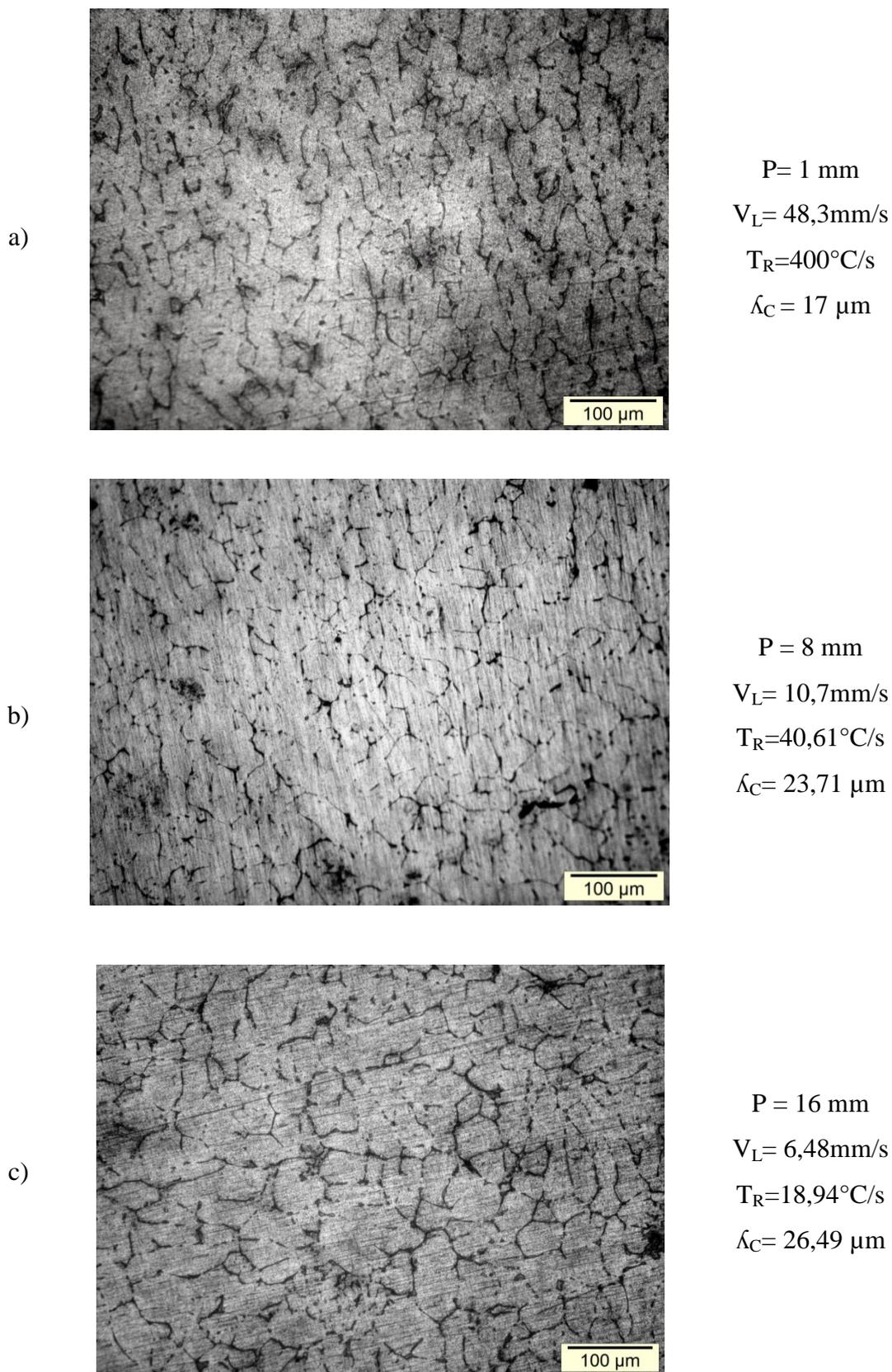
## 4.2. Microestrutura de solidificação

As figuras 4.5, 4.6 e 4.7, mostram as morfologias das microestruturas das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si, respectivamente, para transversais de 1 mm, 8 mm e 16 mm da interface metal/molde, para as peças da liga Al-10%Sn, foi realizado o preparo metalográfico em cortes longitudinais, devido a dificuldade de obtenção da microestrutura contudo, as posições das medições foram mantidas igualmente as peças com cortes transversais. Observou-se para a liga Al-10%Sn uma morfologia celular decorrente da instabilidade da frente de solidificação causada por altos valores de taxas de resfriamento e velocidades, o que facilitam a formação do super-resfriamento

constitucional (COSTA, 2015). Para as ligas Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si, obteve em sua maioria uma morfologia dendrítica decorrente de vários fatores, dentre eles os baixos valores de taxas de resfriamento e velocidade e a adição de soluto fazendo com que aumentasse a instabilidade da frente de solidificação e com isso a interface celular (Al-10%Sn) passa a ser dendrítica com a adição de 5%Cu e 5%Si, portanto, com adição dos elementos de liga ocorre uma rejeição de soluto maior, o qual se acomoda nos espaços entre vãos na matriz rica em Al criando assim uma barreira e dificultando o crescimento microestrutural.

A Figura 4.5 (a) (b) (c) mostra a microestrutura de solidificação da liga Al-10%Sn em posições radiais da interface metal/molde em direção ao centro do lingote, nota-se um aumento e uma mudança na sua morfologia com o avanço da frente de solidificação em direção ao centro do lingote apesar de terem a mesma estrutura celular, em regiões próximas a interface metal/ molde observa-se estruturas mais alongadas e nas regiões mais próximas do centro do lingote células mais circulares decorrente da diferença dos valores das taxas de resfriamento, onde se obteve diferença da ordem de  $10^2$  quando comparados valores próximos a interface metal/Molde e o centro do lingote.

Figura 4.5 (a) (b) (c) - Microestruturas de solidificação da liga Al-10%Sn em diferentes posições a partir da interface metal/molde em direção ao centro do lingote.



As figuras 4.6 (a) (b) (c) e Figura 4.7 (a) (b) (c) mostra a microestrutura de solidificação das ligas Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si respectivamente em posições radiais da interface metal/molde em direção ao centro do lingote, observou-se que apresentaram estruturas dendríticas.

Figura 4.6 (a) (b) (c) - Microestruturas de solidificação da liga Al-10%Sn-5%Cu em diferentes posições a partir da interface metal/molde em direção ao centro do lingote.

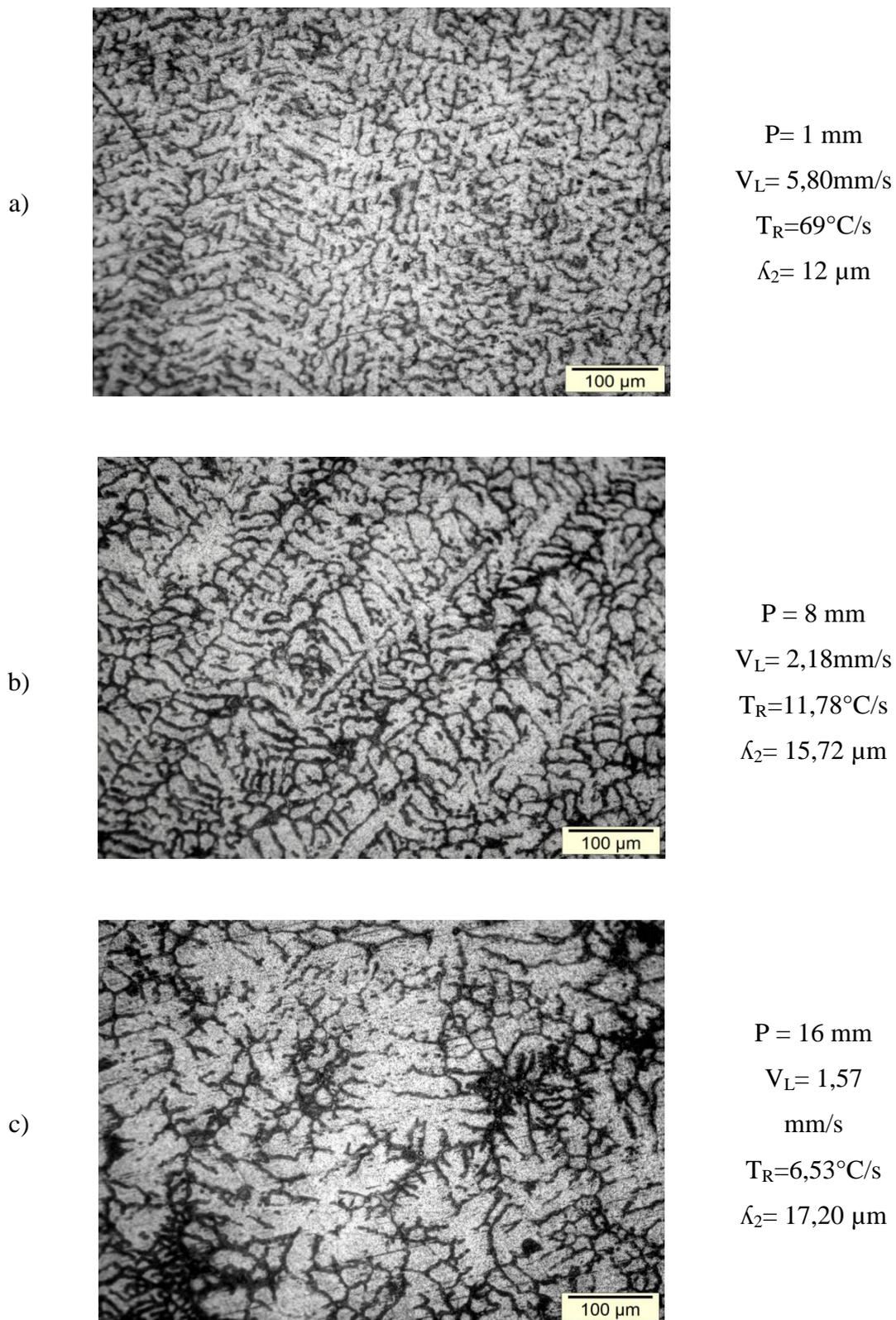
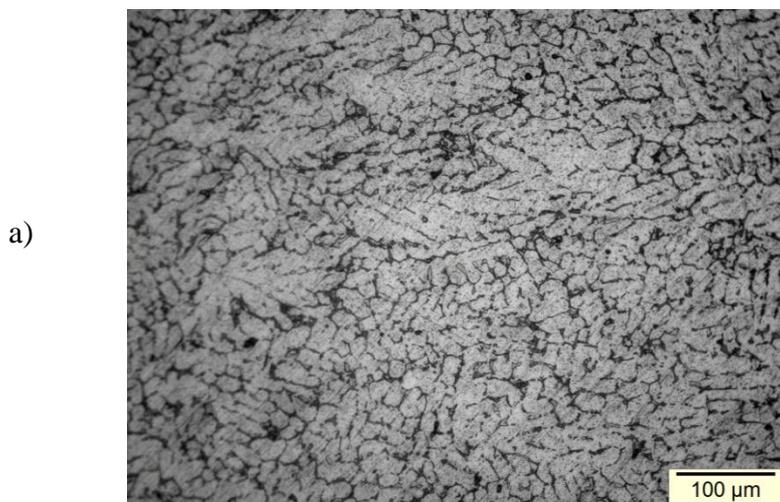
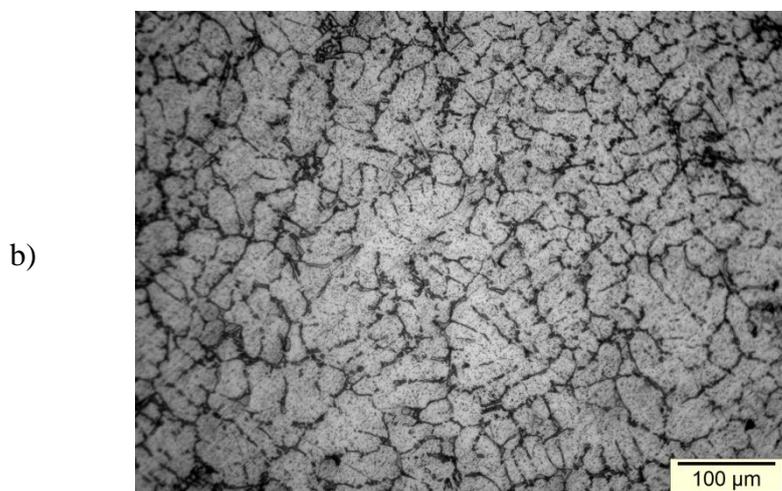


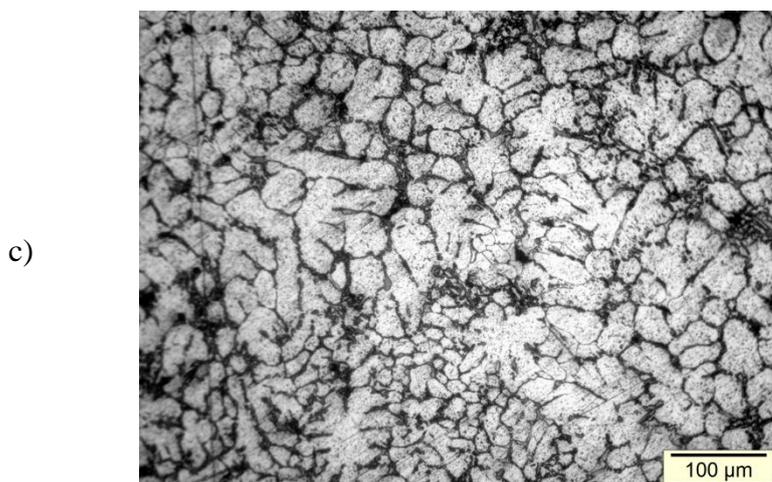
Figura 4.7 (a) (b) (c) - Microestruturas de solidificação da liga Al-10%Sn-5%Si em diferentes posições a partir da interface metal/molde em direção ao centro do lingote.



$P = 1 \text{ mm}$   
 $V_L = 2,97 \text{ mm/s}$   
 $T_R = 42,5^\circ \text{C/s}$   
 $\lambda_2 = 12 \text{ } \mu\text{m}$



$P = 8 \text{ mm}$   
 $V_L = 2,06 \text{ mm/s}$   
 $T_R = 7,25^\circ \text{C/s}$   
 $\lambda_2 = 17,08 \text{ } \mu\text{m}$



$P = 16 \text{ mm}$   
 $V_L = 1,82 \text{ mm/s}$   
 $T_R = 4,02^\circ \text{C/s}$   
 $\lambda_2 = 19,22 \text{ } \mu\text{m}$

#### 4.2.1. Crescimento microestrutural

As Figuras 4.8 (a), (b) e (c) apresentam crescimento dos espaçamentos microestruturais das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si respectivamente. Todas as composições sofreram uma tendência a crescimento no espaçamento com o distanciamento da interface metal/molde, entretanto, na liga binária, Al-10%Sn, ocorreu uma diminuição até uma distancia de 6mm da interface de contato, o que se explica por altas taxas de resfriamento no início da solidificação, que a partir da posição de 8mm da interface metal/molde houve uma diminuição de cerca de 50% nas taxas de resfriamento quando comparados com valores iniciais, o que ocasionou uma tendência de crescimento dos espaçamentos celulares, essa reversão no crescimento celular foi notada em estudos de solidificação radial realizados por BERTELLI (2012), o qual também notou uma reversão em pontos os quais as taxas de resfriamento eram muito altas, portanto a maneira a qual se da a transferência de calor na solidificação tem influencia direta na microestrutura das ligas.

Para as ligas ternárias, observou-se uma tendência ao aumento dos espaçamentos dendríticos secundários praticamente durante toda frente de solidificação.

Figura 4.8 (a) - Evolução do espaçamento celular ( $\lambda_c$ ), em função da interface Metal/Molde para a liga Al-10%Sn.

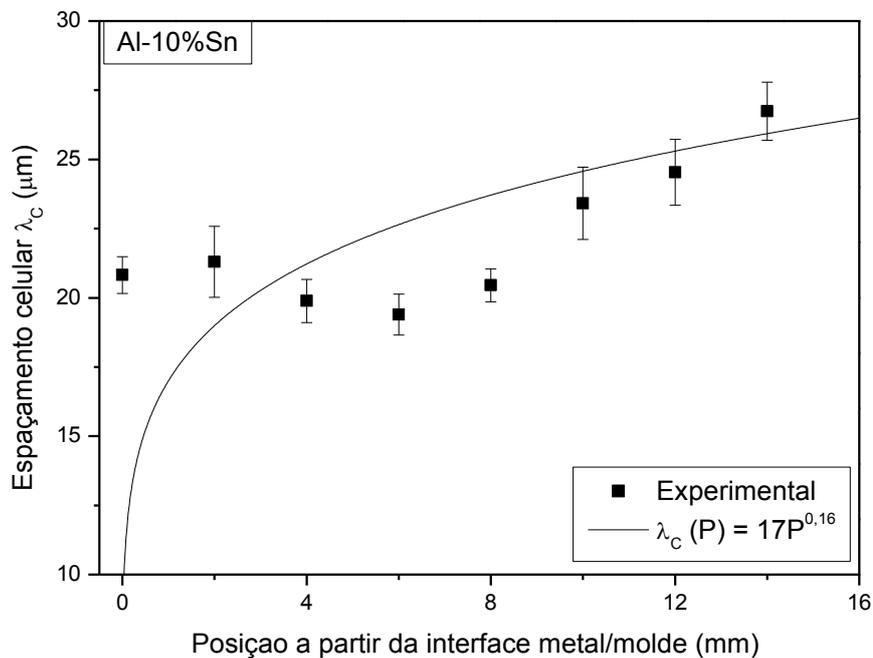


Figura 4.8 (b) - Evolução do espaçamento dendrítico ( $\lambda_2$ ), em função da interface Metal/Molde para a liga Al-10%Sn-5%Cu

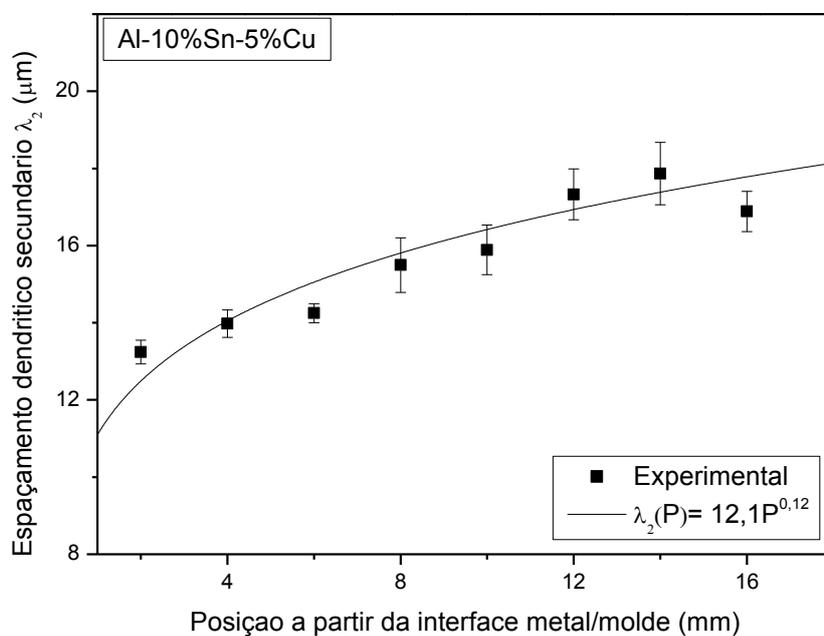
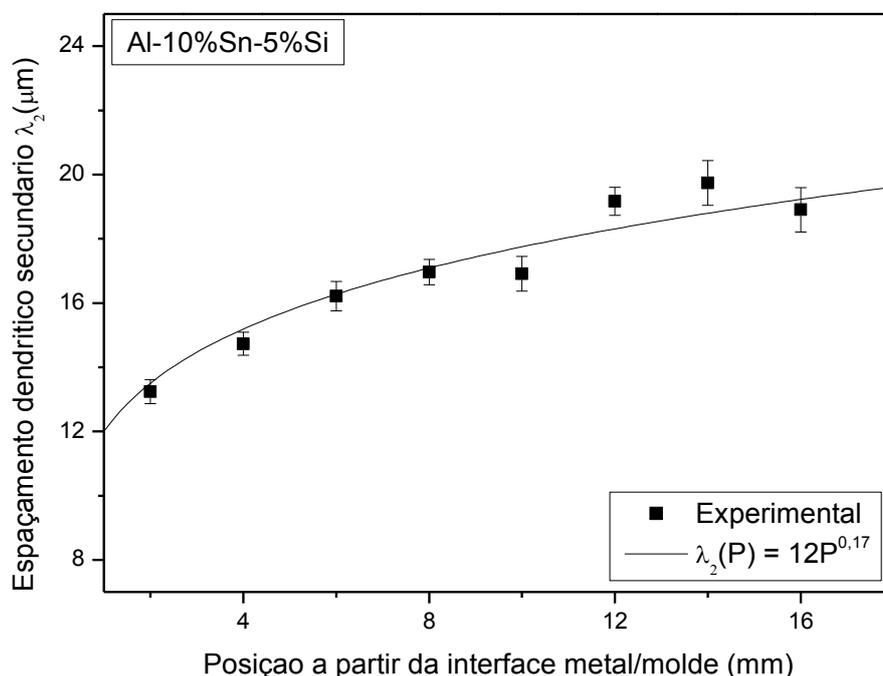
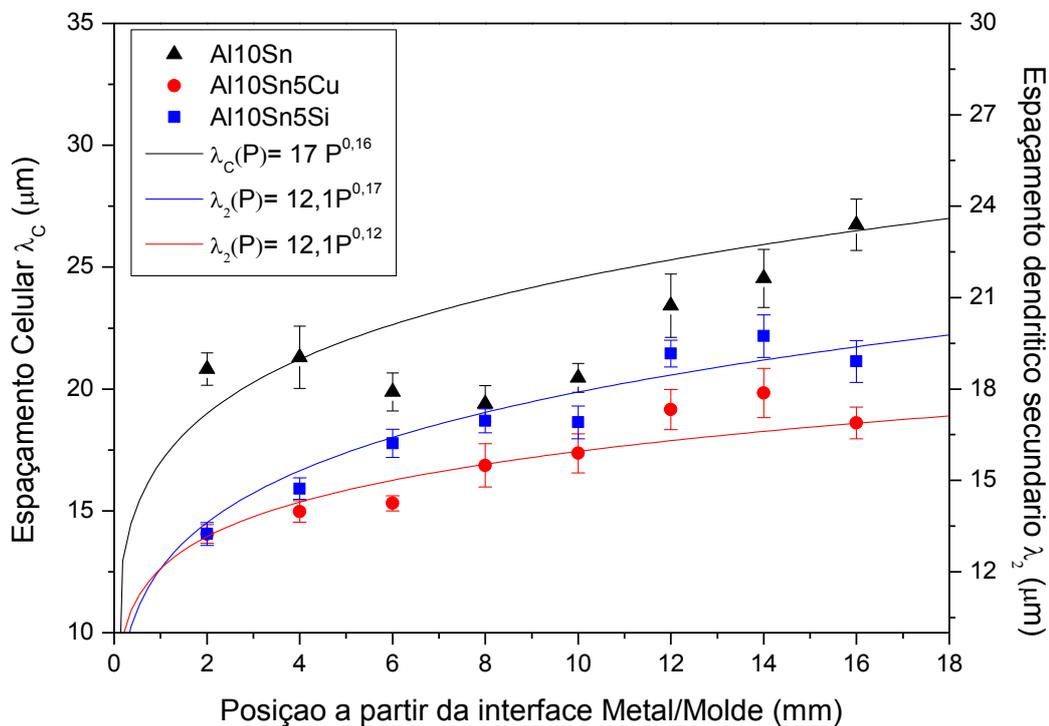


Figura 4.8 (c) - Evolução do espaçamento Dendrítico ( $\lambda_2$ ), em função da interface Metal/Molde para a liga Al-10%Sn-5%Si.



Na figura 4.8 (d), nota-se que a liga com adição de 5%Cu apresentou menores valores de espaçamentos dendríticos do que a ligas com adição de 5%Si, a formação de intermetálicos,  $\text{Al}_2\text{Cu}$ , presentes nos espaços interdendríticos e de maneira diluída na matriz de Al, onde para a liga com adição de 5%Si ocorreu o aparecimento de partículas de Si não diluídas na matriz rica em Al, fato o qual fez com que a rejeição do soluto fosse maior e assim ocupasse um maior espaço interdendrítico e como consequência um maior espaçamento dendrítico secundário. Observa-se também, que as ligas ternárias obtiveram tendências ao crescimento nos espaçamentos dendríticos secundários muito parecidos o que também se repetiu igualmente com as velocidades da isoterma *Liquidus* e as Taxas de Resfriamento.

Figura 4.8 (d) - Evolução do espaçamento dendrítico ( $\lambda_2$ ) para as ligas Al-10%Sn-5%Cu, Al-10%Sn-5%Si e espaçamento celular ( $\lambda_c$ ) para a liga Al-10%Sn em função da interface Metal/Molde.



#### 4.2.2. Caracterização microestrutural através de microscopia ótica de varredura (MEV)

As figuras 4.9, 4.10 e 4.11, apresentam as morfologias das microestruturas através do microscópio eletrônico de varredura (MEV) das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si, respectivamente, em todas as ligas verificou-se que os grãos cresceram em uma matriz rica em  $\alpha$ -Al, região mais escura, e bolsões de partículas de Sn, região esbranquiçada.

Na liga Al-10%Sn, figura 4.9, os bolsões de estanho encontra-se nos contornos dos grãos distribuídos em toda peça de maneira bastante uniforme; Para liga com 5%Cu, figura 4.10, observou-se a formação de uma segunda fase,  $Al_2Cu$ , que igualmente a Campos (2017), corresponde às fases cinza, as quais se localizaram entre os bolsões de Sn e a matriz  $\alpha$ -Al. Com a adição do soluto nas ligas, 5%Cu, se observou que os bolsões de Sn

foram aglomerados nos contornos interdendriticos, devido a rejeição do intermetálico  $Al_2Cu$  distribuído nos contornos de grão, região a qual antes ocupada pelos bolsões de Sn fazendo assim que os bolsões de Sn fossem aglomerados. Segundo a literatura ligas com concentrações entre 4% à 6% de cobre atua como endurecedor de liga (SILVA, 2017).

Figura 4.9 - Imagem de MEV da liga Al-10%Sn.

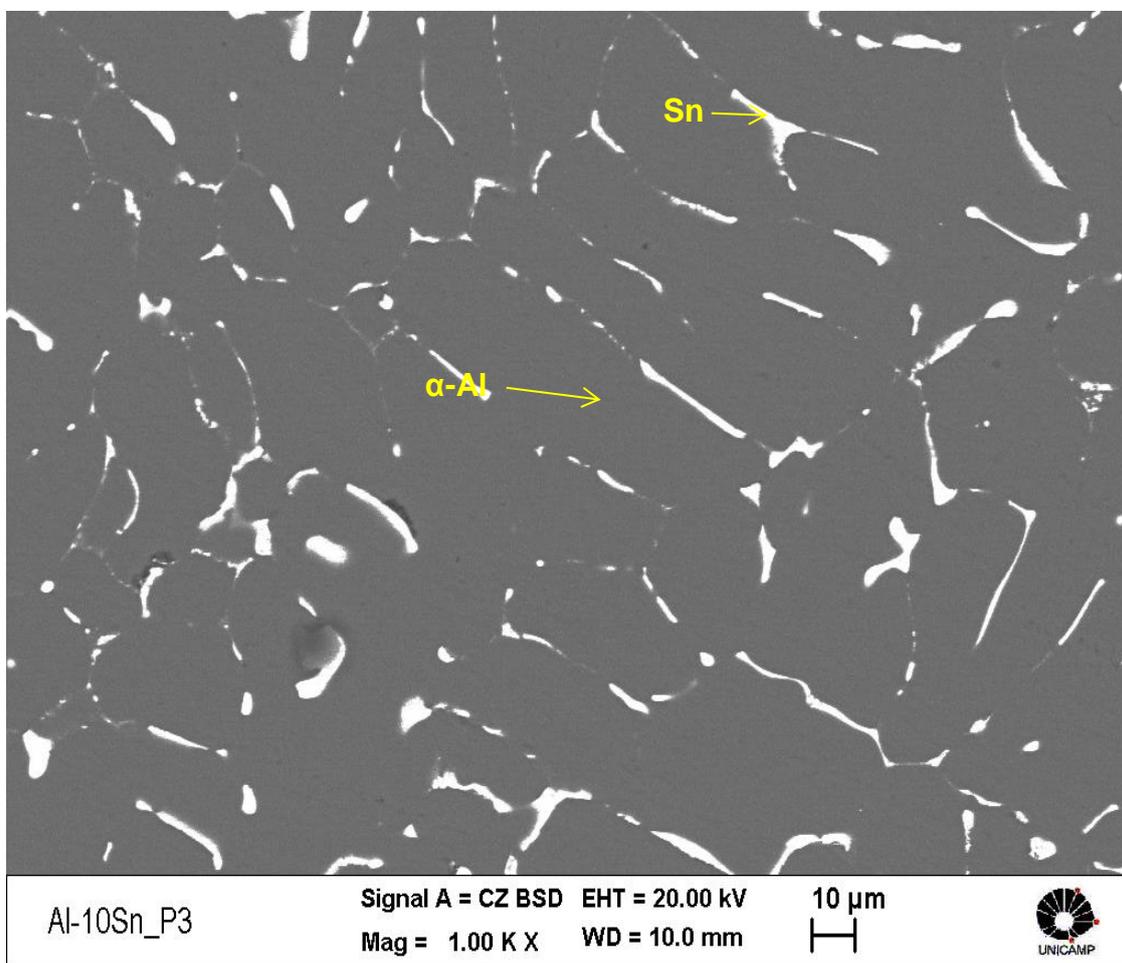
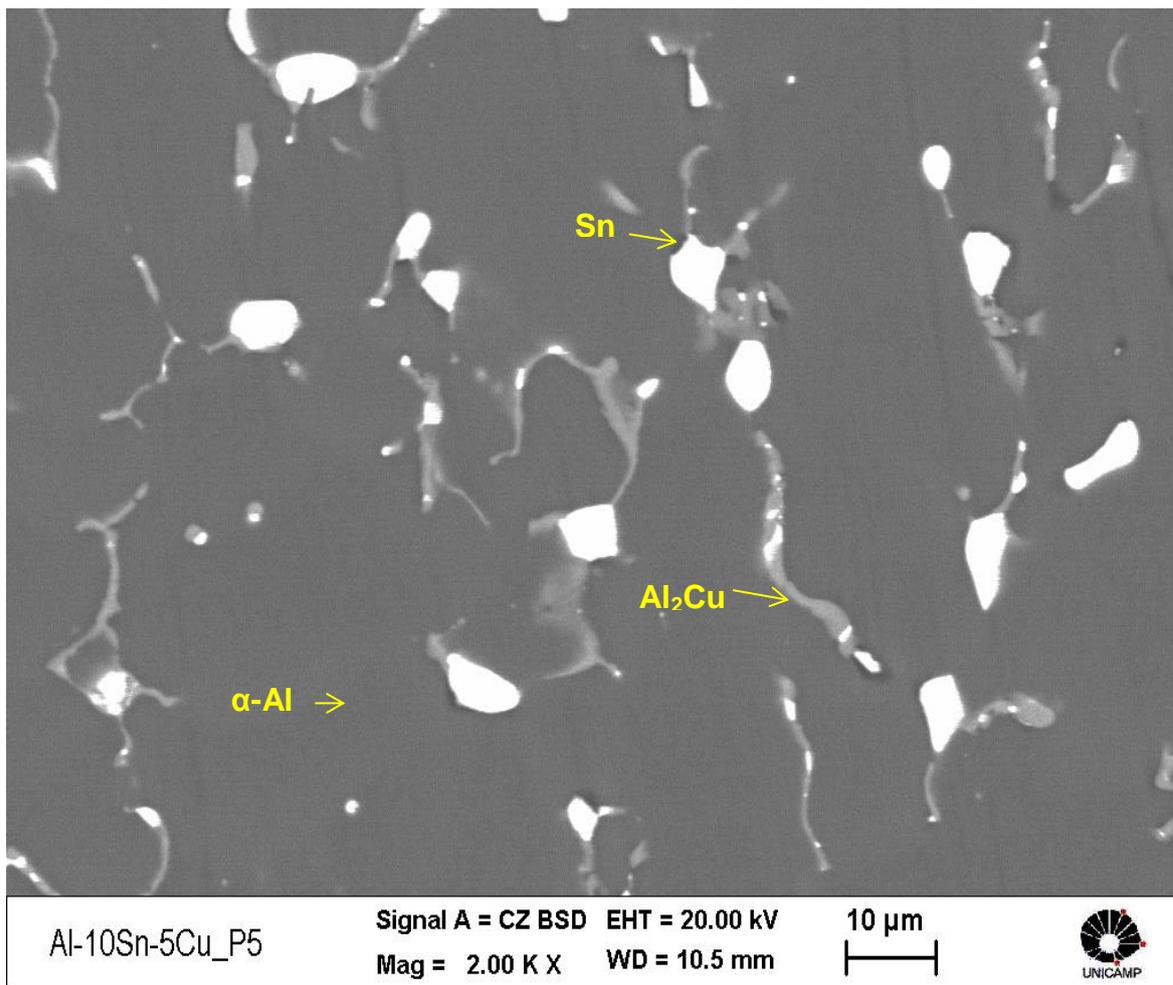
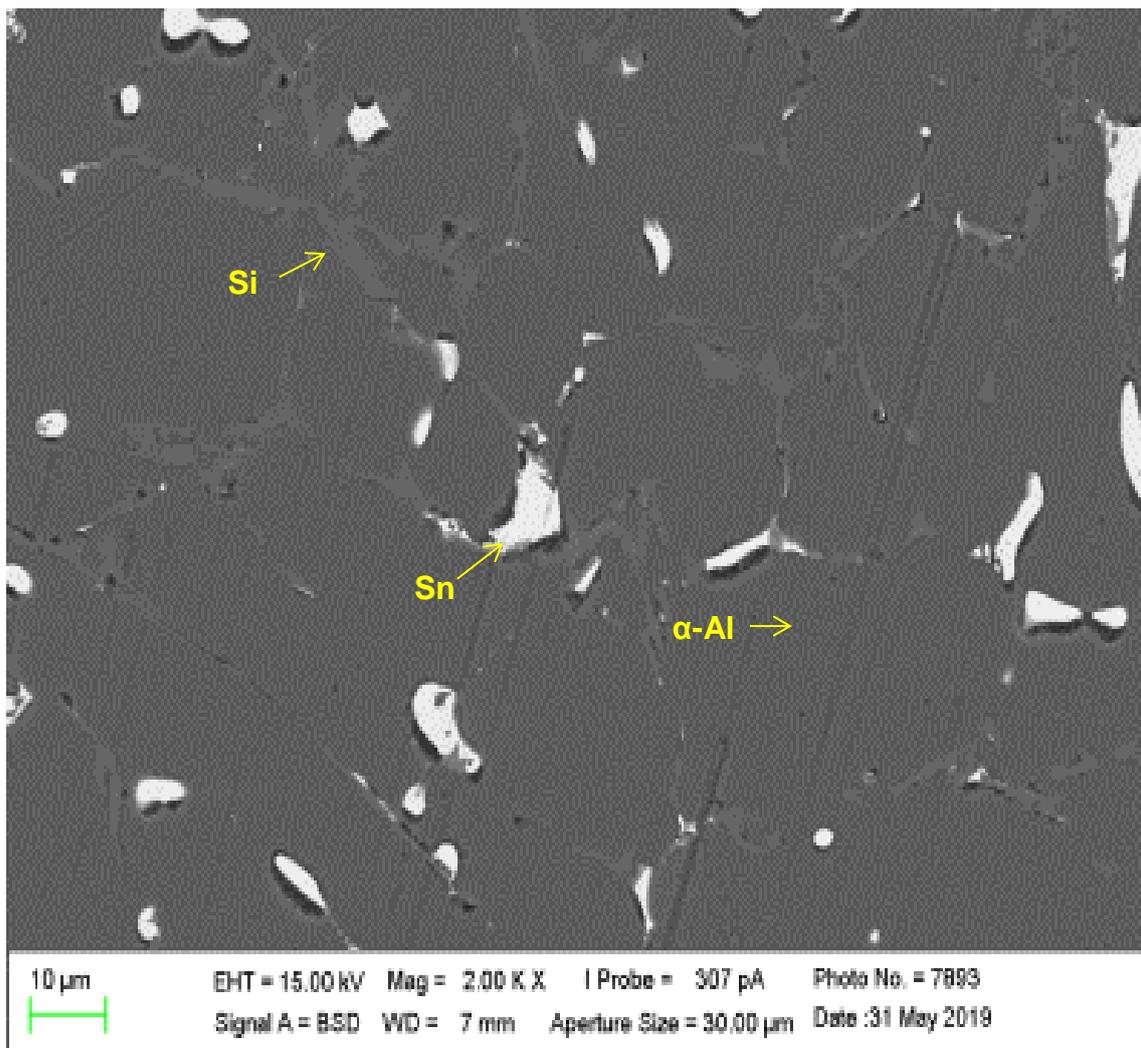


Figura 4.10 - Imagem de MEV da liga Al-10%Sn-5%Cu.



Na figura 4.11, a liga Al-10%Sn-5%Si, observa-se também uma matriz dendrítica rica em  $\alpha$ -Al, e formações de bolsões de Sn, entretanto, verificou-se a presença de partículas de Si no formato de agulhas grosseiras nos contornos de grãos. O surgimento de uma segunda fase interdendrítica de Silício, segundo a literatura, é de elevada dureza que contribuem fortemente para a diminuição da ductilidade do material, entretanto, com elevada fragilidade, ou seja, esta nova fase se apresenta como concentradores de tensão, funcionando como barreiras as discordâncias e assim melhorando nas propriedades mecânicas da liga (FERRARINI, 2005).

Figura 4.11 - Imagem de MEV da liga Al-10%Sn-5%Si.



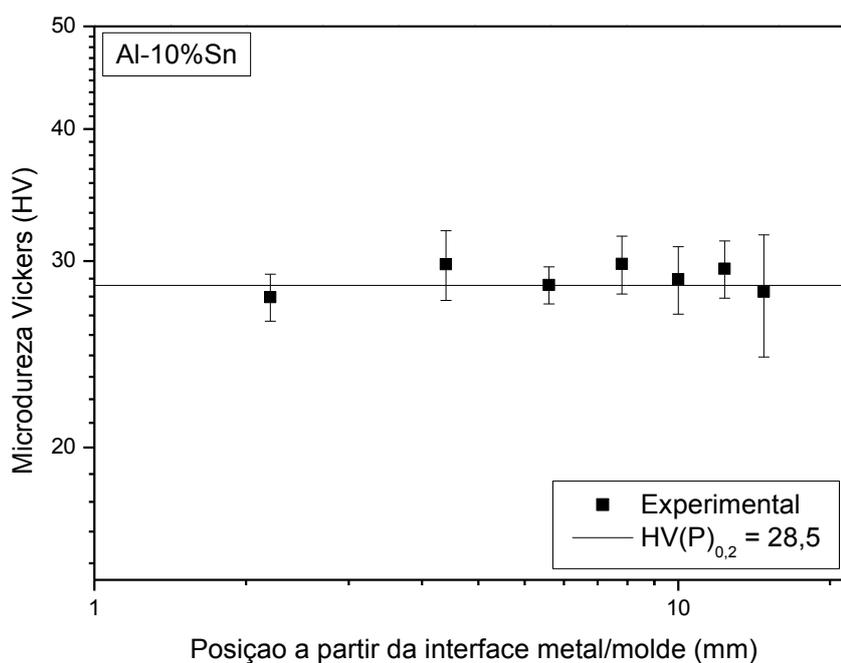
### 4.3. Microdureza – HV

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers com o intuito de avaliar a influência da adição de 5%Cu e 5%Si na modificação microestrutural e nos valores de microdureza.

As figuras 4.12 (a), (b) e (c) apresentam resultados obtidos nos ensaios de microdureza Vickers para as ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si, respectivamente; Na figura 4.12 (a), notou-se que obteve valores constantes em torno de 28,5HV para a microdureza com o distanciamento da interface metal/molde até o centro do lingote, decorrente a uma distribuição do estanho de maneira uniforme durante toda a

frente de solidificação, além disso, o estanho tem elevada ductilidade e é considerado um lubrificante sólido quando considerado elemento de liga, o que faz com que a dureza da liga se mantenha praticamente constante.

Figura 4.12 (a) - Microdureza Vickers em função da Interface Metal/Molde da liga Al-10%Sn.



Nas figuras 4.12(b) e (c) notou-se uma diminuição dos valores da microdureza com o distanciamento da interface metal/molde decorrente do aumento dos espaçamentos dendrítico que tende a aumentar a matriz  $\alpha$ -Al. Nota-se também que a adição de 5%Cu e 5%Si na liga Al-10%Sn fez com que a microdureza da liga sofresse um aumento, isso pelo fato da formação de intermetálico  $Al_2Cu$  e partículas de Si nos contornos de grão, os quais sofreram rejeição durante a solidificação dificultando assim as discordâncias no material.

Figura 4.12 (b) - Microdureza Vickers em função da Interface Metal/Molde da liga Al-10%Sn-5%Cu.

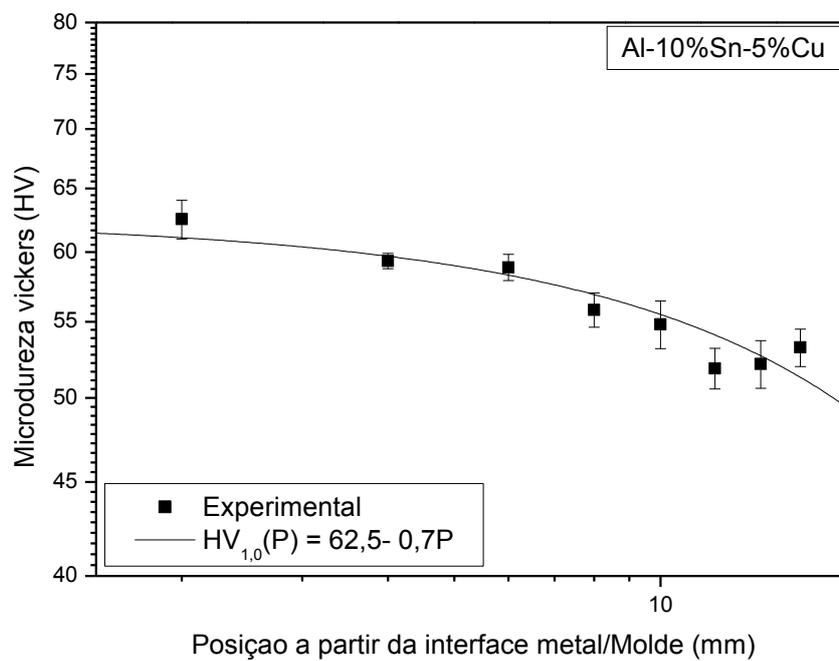
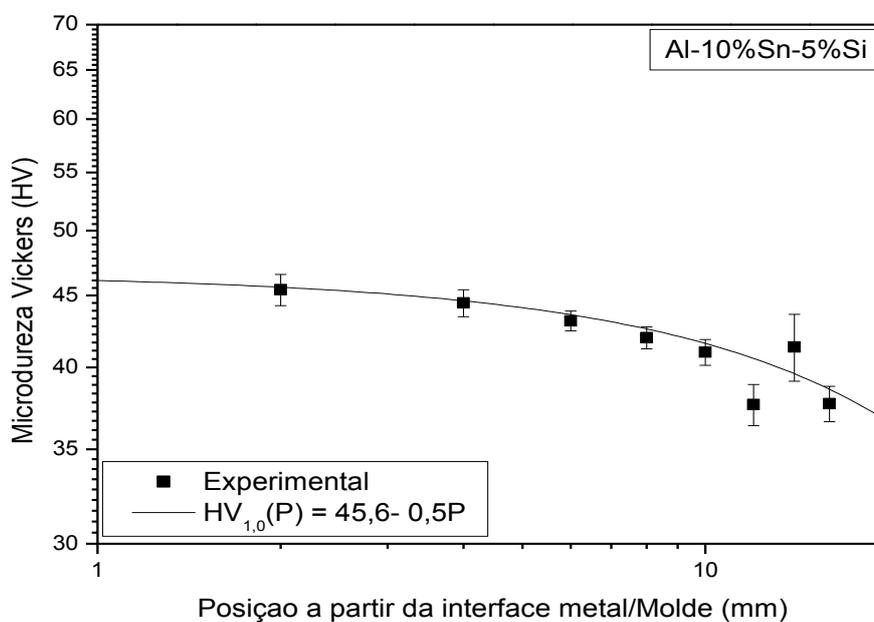
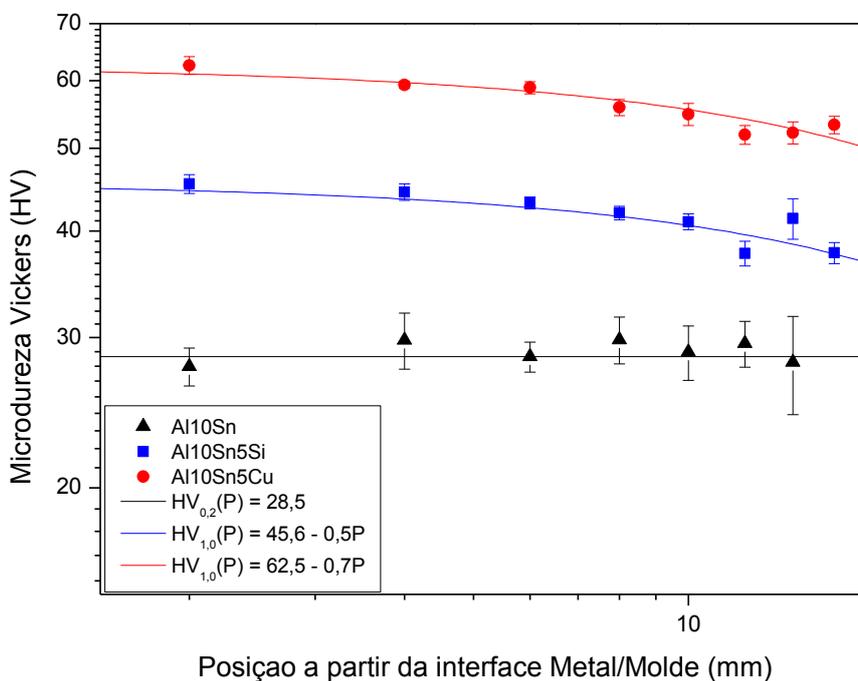


Figura 4.12 (c) - Microdureza Vickers em função da Interface Metal/Molde da liga Al-10%Sn-5%Si.



A figura 4.12 (d) apresenta um comparativo dos valores da microdureza em função da posição a partir da interface metal/ molde para as três ligas estudadas. Observa-se que para a liga Al-10%Sn-5%Cu, os valores de microdureza são maiores que as demais ligas, Al-10%Sn e Al-10%Sn-5%Si, pois o Cu atua como endurecedor de liga, apesar de que a adição do Si atuar também como endurecedor de liga, as partículas de Si são bastante frágeis, o que deixa o material duro porem bastante quebradiço. Segundo a literatura, a dureza do alumínio puro pode variar de 5-45HV enquanto a dureza do Duralumínio pode chegar até 140HV (COUTINHO, 1980). Portanto observa-se que a microdureza está ligada diretamente entre os elementos de liga e microestrutura de solidificação.

Figura 4.12 (d) - Microdureza Vickers em função da Interface Metal/Molde das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Si e Al-10%Sn-5%Cu.-



#### 4.4. Correlações entre parâmetros térmicos ( $V_L$ e $T_R$ ), microestruturais e microdureza

##### 4.4.1. Correlação entre os parâmetros térmicos ( $V_L$ e $T_R$ ) com parâmetros microestruturais

As figuras 4.13 (a), (b) e (c) apresenta correlação entre as microestruturas (Celular e dendrítica secundária) com relação à velocidade da isoterma *Liquidus* ( $V_L$ ) para as ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si. A partir dos resultados experimentais dos espaçamentos ( $\lambda_C$ ,  $\lambda_2$ ), observa-se que os espaçamentos aumentam de acordo que a frente de solidificação avança em direção ao centro do lingote, ou seja, para posições mais afastadas da superfície de extração de calor (interface metal/molde).

Figura 4.13 (a) - Correlação do espaçamento Celular,  $\lambda_C$ , em função da velocidade da isoterma liquidus da liga Al-10%Sn

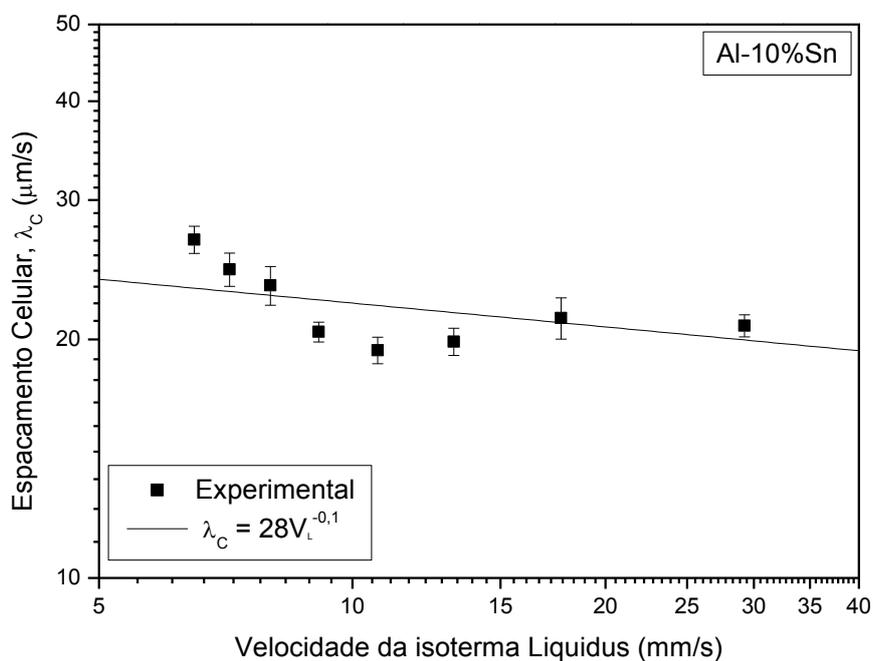


Figura 4.13 (b) - Correlação do espaçamento dendrítico secundário,  $\lambda_2$ , em função da velocidade da isoterma liquidus da liga Al-10%Sn-5%Si.

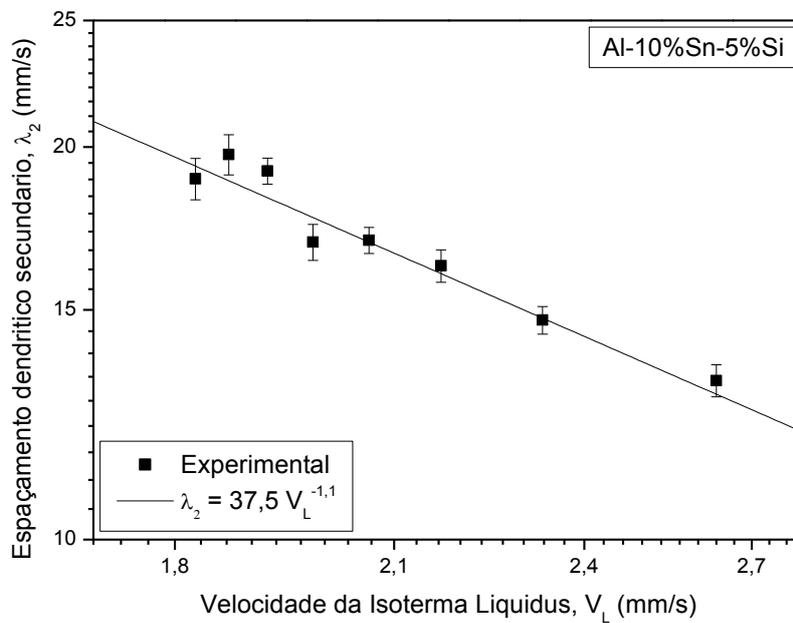
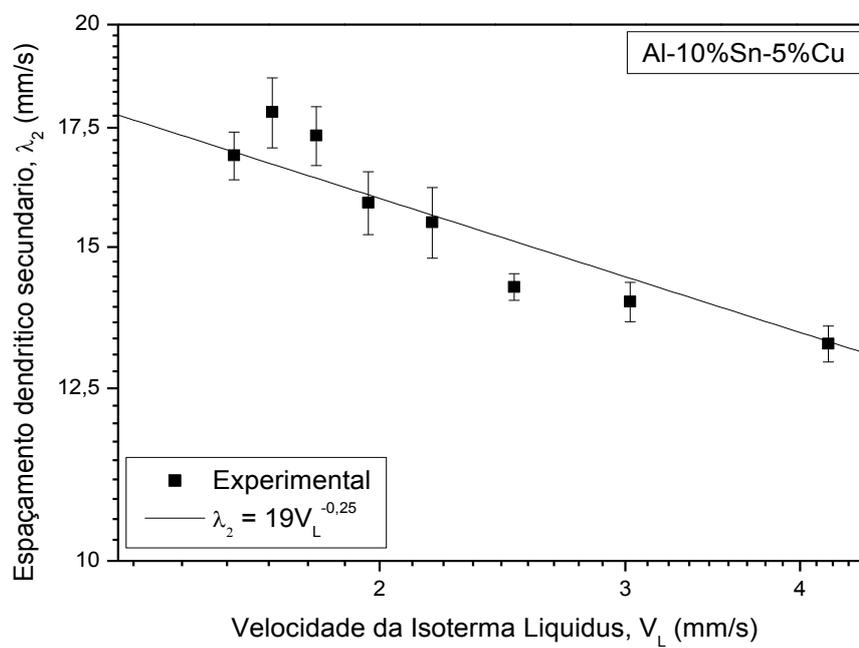
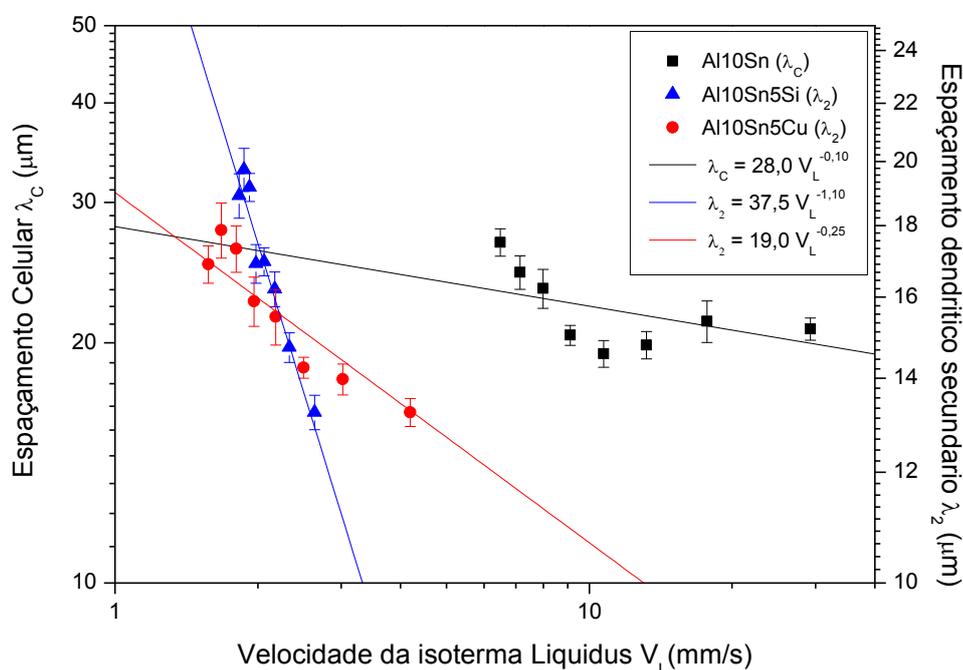


Figura 4.13 (c) - Correlação do espaçamento dendrítico secundário,  $\lambda_2$ , em função da velocidade da isoterma liquidus da liga Al-10%Sn-5%Cu.



A figura 4.13 (d) apresenta um comparativo das velocidades da isoterma *Liquidus* em função aos espaçamentos microestruturais das três ligas estudadas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Si e Al-10%Sn-5%Cu. Nota-se que quanto maior os valores das velocidades de solidificação, menores são os espaçamentos microestruturais, ou seja, quanto mais rápido for à solidificação, menos tempo para se formar a microestrutura terá, o que ocasionará um menor espaçamento microestrutural; Observa-se também que as ligas com adição de 5%Cu e 5%Si obtiveram menores valores de velocidades e como consequência menores valores de espaçamentos microestruturais quando comparados à liga Al-10%Sn.

Figura 4.13 (d) - Correlação do espaçamento micro estruturais das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Si e Al-10%Sn-5%Cu em função da velocidade da isoterma liquidus.



As figuras 4.14 (a), (b) e (c) a correlação com a taxa de resfriamento ( $T_R$ ) em função da microestrutura das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si; Observa-se que as curvas tem uma tendência a diminuir, ou seja, valores menores de espaçamentos com maiores valores de taxas de resfriamento igualmente aos perfis vistos nas figuras 4.13 (a), (b) e (c), a taxa de resfriamento tem influência diretamente com a morfologia e formação das microestruturas. Segundo Garcia (2001), os valores dos expoentes das funções traçadas juntos aos dados

experimentais devem seguir a equação abaixo, ou seja, os valores dos expoentes da Taxa de Resfriamento ser sempre a metade dos valores obtidos nos expoentes da Velocidade da isoterma *Liquidus*. Entretanto, foram utilizados expoentes diferentes do que é porposto na literatura.

$$T_R = (L \cdot d_S / K_S) \cdot V_L^2 \quad \text{Eq. 4 1}$$

Figura 4.14 (a) - Correlação do espaçamento Celular,  $\lambda_C$ , em função da Taxa de Resfriamento da liga Al-10%Sn

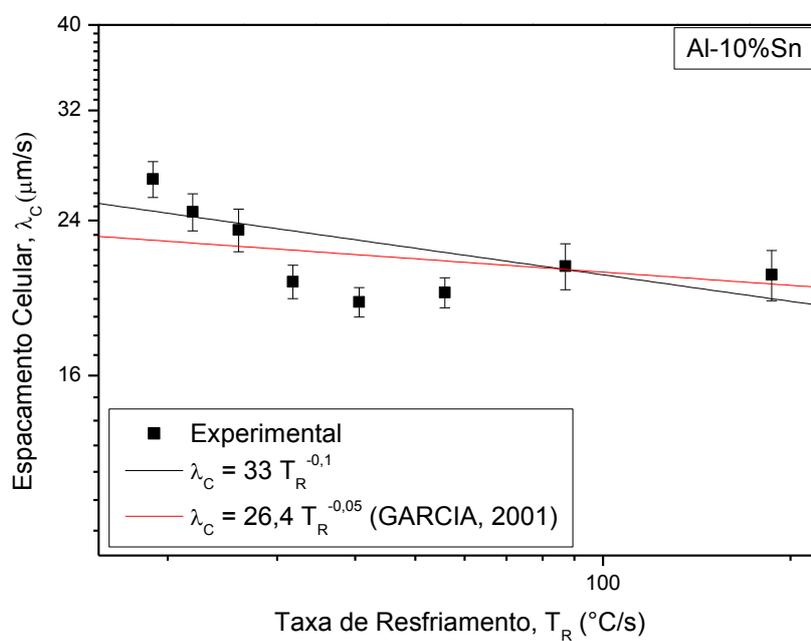


Figura 4.14 (b) Correlação do espaçamento dendrítico secundário,  $\lambda_2$ , em função da Taxa de Resfriamento da liga Al-10%Sn-5%Cu.

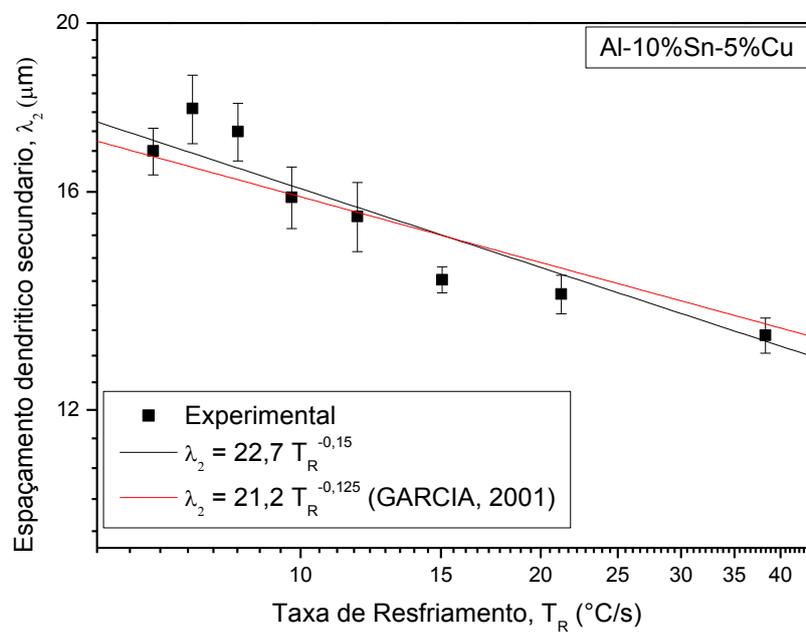
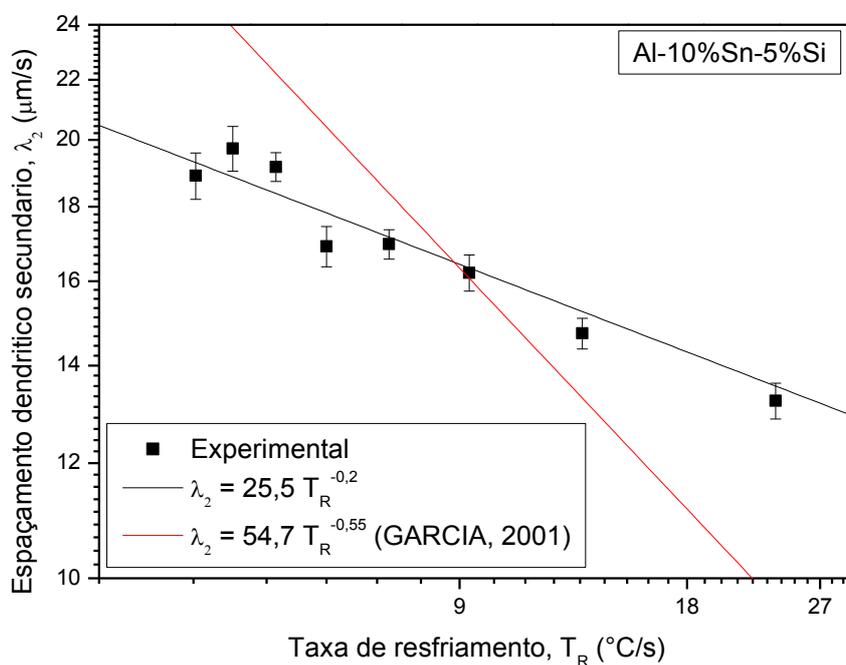
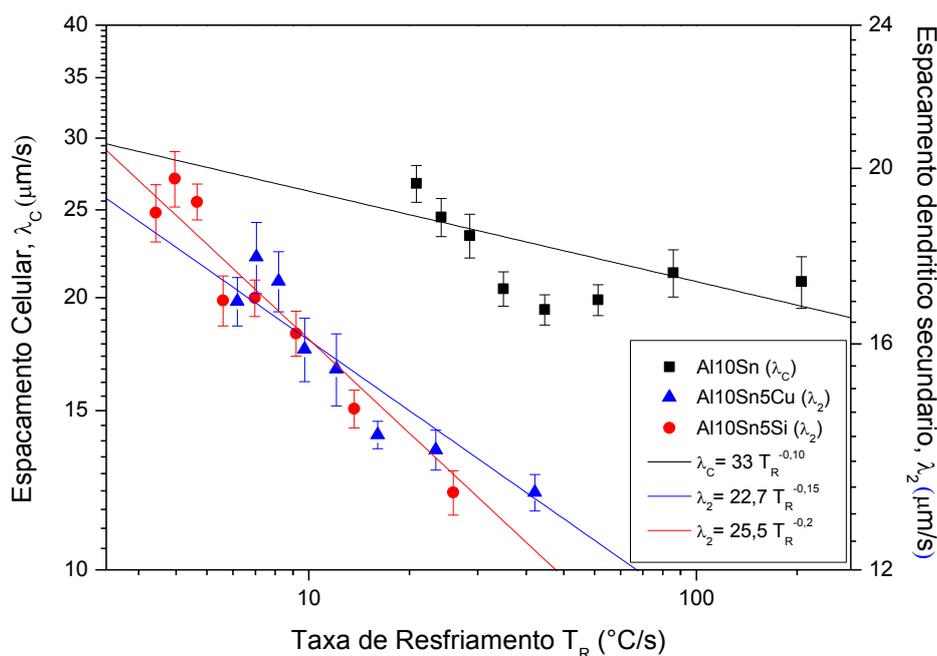


Figura 4.14 (c) - Correlação do espaçamento dendrítico secundário,  $\lambda_2$ , em função da Taxa de Resfriamento da liga Al-10%Sn-5%Si.



Na figura 4.14 (d) apresenta um comparativo com as três ligas estudadas entre os espaçamentos microestruturais e a taxa de resfriamento pode-se notar curvas de tendências muito parecidas entre as ligas 10%Sn-5%Si e 10%Sn-5%Cu e com valores inferiores a liga 10%Sn.

Figura 4.14 (d) - Correlação do espaçamento micro estruturais das ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Si e Al-10%Sn-5%Cu em função da Taxa de Resfriamento.



#### 4.4.2. Correlação entre microdureza Vickers e o parâmetros microestruturais

As figuras 4.15 (a), (b) e (c) mostram os resultados obtidos para a correlação entre os valores da microestrutura com a microdureza Vickers para as ligas Al-10%Sn, Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si. Podemos correlacionar a microdureza com os espaçamentos celulares através da equação Hall–Petch, onde com menores espaçamentos temos maiores durezas (BOSCHETTO, 2007), (OLIVEIRA FILHO, 2017), (JAHANGIRI, 2017) et all (RAJI E KHAN ,2006), para Araujo (2015) Observa-se que leis experimentais dos tipos potência e de Hall-Petch permitem verificar valores mais elevados de microdureza para menores espaçamentos dendríticos secundários.

Observa-se que com o aumento da microestrutura favorece a diminuição da microdureza decorrente ao aumento da região  $\alpha$ -Al, nota-se também que a liga binária obteve menor relação entre a microestrutura em função da microdureza quando comparados com as ligas ternárias, o que já era esperado, pois com a adição do Cu e Si na liga já havia sido constatado um aumento da microdureza por conta do surgimento do intermetálico  $\text{Al}_2\text{Cu}$  e as partículas de Si presentes nos espaços interdendríticos devido a rejeição do soluto durante o processo de solidificação.

Figura 4.15 (a) – Microdureza Vickers em função do espaçamento Celular,  $\lambda_C$ , da liga Al-10%Sn.

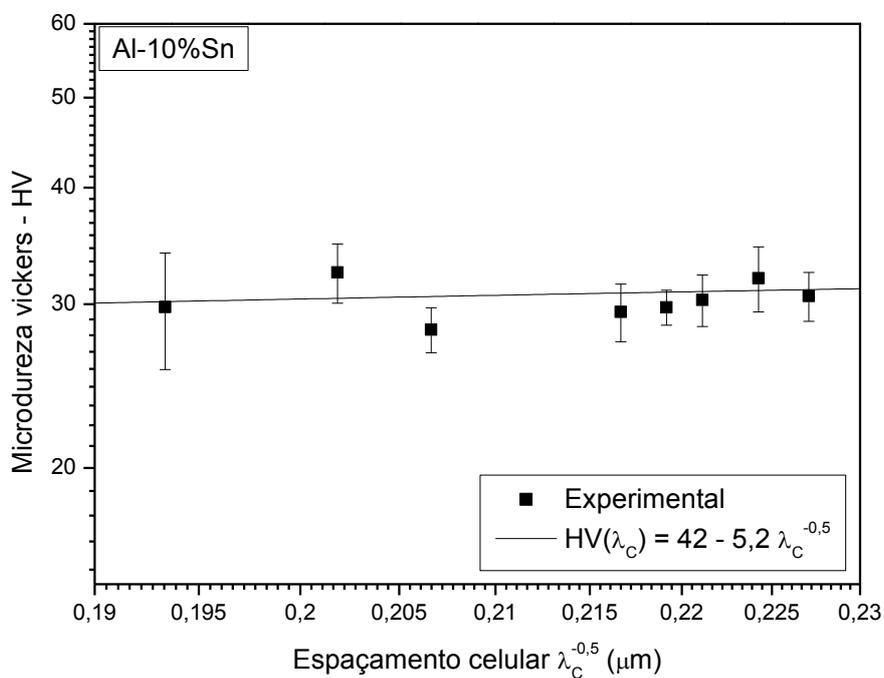


Figura 4.15 (b) – Microdureza Vickers em função do espaçamento dendrítico secundário,  $\lambda_2$ , da liga Al-10%Sn-5%Cu.

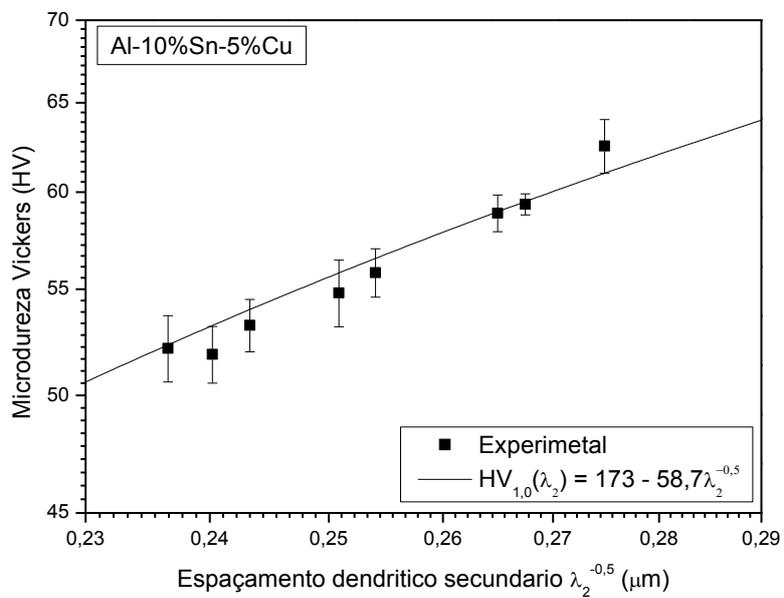
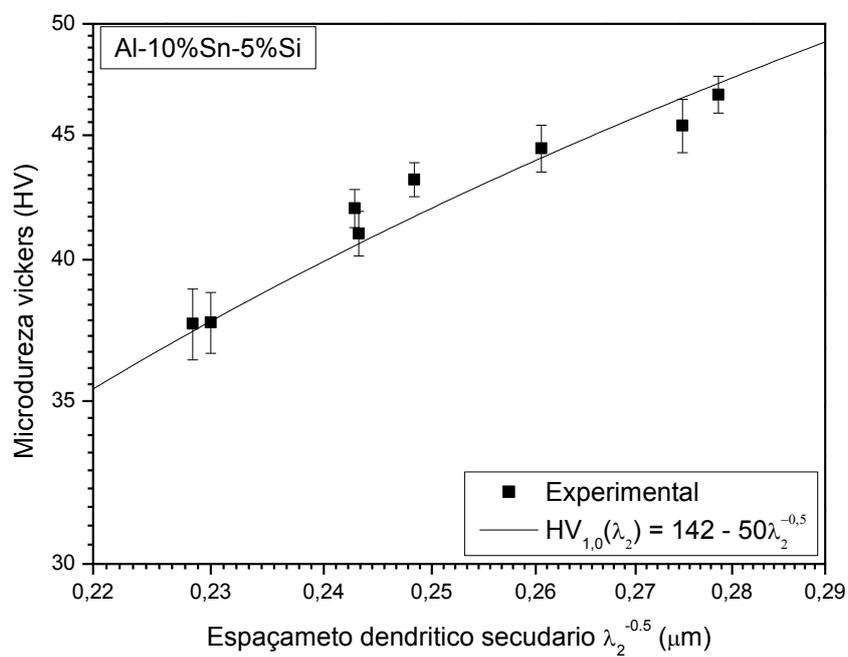
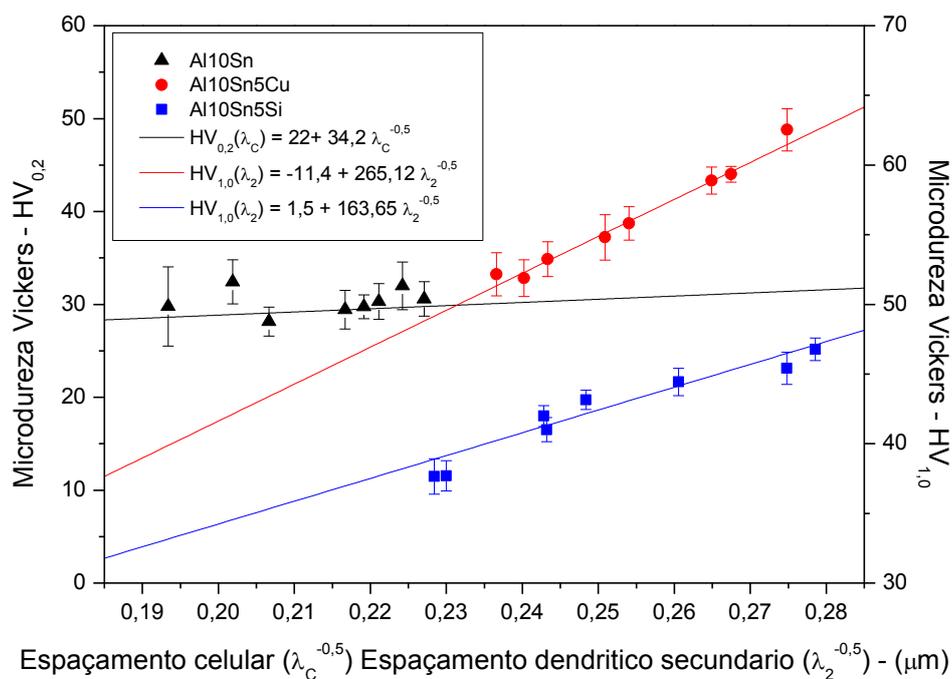


Figura 4.15 (c) – Microdureza Vickers em função do espaçamento dendrítico secundário,  $\lambda_2$ , da liga Al-10%Sn-5%Si.



Na figura 4.15 (d), observa-se um comparativo com as três ligas estudadas, que facilita a fácil observação dos maiores valores de microdureza em função da diminuição do espaçamento microestrutural.

Figura 4.15 (d) - Microdureza Vickers em função do inverso do espaçamento dendrítico secundário das ligas Al-10%Sn-5%Si e Al-10%Sn-5%Si e espaçamento Celular da liga Al-10%Sn.



## CAPITULO 5

### 5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

#### 5.1. Conclusões

- A morfologia da liga Al-10%Sn mostrou-se celular, composta de células alongadas devido as altas taxas de resfriamento no inicio da solidificação, entretanto as ligas Al-10%Sn-5%Cu e Al-10%Sn-5%Si obtiveram morfologia essencialmente dendrítica, devido a adição dos elementos de liga, o qual sofreu uma rejeição durante a solidificação e depositou-se entre os braços dendríticos.
- Ligas com adição de 5%Cu e 5%Si evidenciou-se menores espaçamentos microestruturais em relação a liga Al-10%Sn, devido o surgimento de intermetálicos e um aumento da rejeição do soluto durante a solidificação;
- Com a adição de 5%Cu e 5%Si fez com que os valores da microdureza aumentassem em relação aos valores obtidos na liga Al-10%Sn, pois Cu e Si atuam como endurecedores de liga.
- A liga com adição 5%Cu obteve maior valor de microdureza em relação à liga com adição de 5%Si, devido à formação do intermetálico  $Al_2Cu$  presente nos contornos de grão que se encontra diluída na matéria de Al o que diminui as tensões decorrentes das discordâncias sofridas pelo material, também pelo fato de que nas ligas com adição de Si surgiram partículas de Si que apesar de serem de dureza elevada, tem grande fragilidade;
- Adição de 5%Cu e 5%Si no sistema Al-Sn fez com que as taxas de resfriamentos e velocidade da isoterma liquidus diminuíssem em consequência ao superresfriamento constitucional, comprovando assim que com a adição do Cu ou do Si fez com que diminuíssem os valores dos parâmetros térmicos;

- As equações experimentais obtidas para  $\lambda_2$  nas ligas ternárias em função de  $P$ ,  $V_L$  e  $T_R$  permitem concluir que os espaçamentos micro estruturais aumentam com o avanço da solidificação para o centro do lingote, isto é, para posições da isoterma liquidus mais afastadas da interface metal/molde, onde os valores de  $V_L$  e  $T_R$  são menores.

## 5.2. Sugestões para trabalhos futuros

1. Dar continuidade a trabalhos investigativos de acordo com a natureza desse trabalho, através, por exemplo, avaliar a influência da adição do Cu e Si sobre as propriedades mecânicas.
2. Tendo em vista o potencial de aplicações tribológicas das ligas, analisar o efeito de parâmetros da microestrutura em situações de ação simultânea de desgaste e corrosão.
3. Realizar experimentos e analisar a influência da variação de concentrações de Cu e Si acima de 5% na liga Al-10%Sn bem como a variação de teores de Sn.
4. Realizar os mesmos experimentos variando as pressões e analisar a influencia dele sobre os elementos de liga.

## REFERÊNCIAS

ARAÚJO, E.C.C. SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL HORIZONTAL DE UMA LIGA Al-Cu-Si: INTERRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS TÉRMICOS, MICROESTRUTURA E MICRODUREZA. 2015. 96 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Industrial, Centro de Tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2015.

BERTELLI, F. Modelagem numérica e análise experimental de parâmetros térmicos e microestruturais na solidificação radial de ligas binárias / Felipe Bertelli. --Campinas, SP: [s.n.], 2012.

BERTELLI, F; BRITO, C.; FERREIRA, I.L.; REINHART, G.; NGUYEN-THI, H.; MANGELINKNOEL, N.; CHEUNG, N.; GARCIA, A.: Cooling thermal parameters, microstructure, segregation and hardness in directionally solidified Al-Sn-(Si;Cu) alloys. *Materials and Design*. v72, p. 31-42, 2015.

BRITO, C. C. D. (2016). Parâmetros térmicos e microestruturais na solidificação transitória de Ligas Al-Mg e Al-Mg-Si e correlação com resistências mecânicas e à corrosão. Tese de Doutorado. Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas-SP, 2016.

ASTM E384-17, Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.

CAMPOS, A. A. Parâmetros Térmicos de Solidificação, Microestrutura e Propriedades em Tração de Liga Ternária Al-Sn-Cu. 2017. 110 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2017.

COUPARD, D., GONI, J. and SYLVAIN, J. F., Fabrication and squeeze casting infiltration of graphite/alumina preforms, *Journal of Materials Science*. 34, p. 5307- 5313, 1999.

COSTA, T.A.; FREITAS, E.S.; DIAS, M.; BRITO, C.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. Monotectic Al-Bi-Sn alloys directionally solidified: Effects of Bi content, growth rate and cooling rate on the microstructural evolution and hardness. *Journal of Alloys and Compounds*. v. 653, p. 243-254, 2015.

CRUZ, K. A. S. Microestrutura de Solidificação, Resistências Mecânica e ao Desgaste de Ligas Al-Sn e Al-Si. 2008. 186p. Tese (Doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas.

DAO, V.; ZHAO, S.; LIN, W.; ZHANG, C. Effect of process parameters on microstructure and mechanical properties in AlSi9Mg connecting-rod fabricated by semi-solid squeeze casting. *Materials Science & Engineering A*, p.95-102, 2012.

DAVIS, Joseph. R. Aluminum and aluminum alloys. 6 ed. Ohio: ASM International, 2007. 784p.

DORCIC, J. L. and VERMA, S. K., ASM Handbook, vol 15, “Casting”, 9a edition, pp. 323-327, 1988.

EID, Marco Antonio. Análise da solidificação sob fluxo de calor radial cilíndrico. 2007. 89f. Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP. Disponível em: <<http://www.repositorio.unicamp.br/handle/REPOSIP/265184>>

FERREIRA, J. M. G. de C., Tecnologia da Fundição, Fundação Calouste Gulbenkian, pp. 507-518, 1999.

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

FRIEDRICH HE, MORDIKE BL. Magnesium Technology: Metallurgy, Design Data, Automotive Applications. Springer Science & Business Media; 2006.

GARCIA, A. Solidificações: fundamentos e aplicações. Editora da Unicamp, Campinas, SP. 2001.

GHOMASHCHI, M.R.; VIKHROV, A. Squeeze Casting: an Overview. Journal of Materials Technology, v. 101, p.1-9, 2000.

GOULART, P. R. Caracterização da microestrutura de solidificação de ligas Al-Fe e correlação com propriedades mecânicas. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas –SP, 2010.

GRIFFITHS, W.D. The heat-transfer coefficient during the unidirectional solidification of an Al-Si alloy casting, Metallurgical and Materials Transactions B, v. 30B, 1999, p. 473-482.

HALL, E. O., Proc. Phys. Soc. B 64, 742 (1951).

HONG, C. P., SHEN, H. F. and CHO, I. S., Prevention of macrosegregation in squeeze casting of an Al - 4.5 wt pct Cu alloy, Metallurgical and Materials Transactions. 29A, p. 339-349, 1998.

HU, H. Squeeze Casting of magnesium alloys and their composites. Journal of Materials Science, v. 33, p.1579-1589, 1998.

JESUS, E. R. B. Obtenção, usinagem e desgaste de materiais compósitos de matriz metálica processados via metalurgia do pó. 1998. 84f. Tese (Mestrado em Tecnologia

Nuclear - Materiais) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 1998.

KANICKI, D. P., ASM Handbook, vol 3, “Casting”, 9a edition, pp. 305, 1988.

KAUFMAN, Gilbert J.; ROOY, Elwin L. Aluminum alloy casting: properties, processes and applications,. 1 ed. Ohio: ASM Internacional, 2004. 337p.

KOTADIA, H.R.; DOERNBERG, E., PATEL, J.B.; FAN, Z., SCHMID-FETZER, R., R.Metall. Materials Transactions, A 40, p. 2202–2211, 2009.

LIMA, D. R. S.; YURGEL, C. C.; SCHAEFFER, L. Caracterização da evolução da microdureza vickers no processo de forjamento de alumínio. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre – RS, 2010.

LIPCHIN T.N., BYKOV P.A., Russian Casting Prod. (1972) 34.

LOLOU, T., ARTYUKHIN, E.A., BARDON, J.P. Estimation of thermal contact resistance during the first stages of metal solidification process: I- experiment principle and modelisation, Internation journal of heat mass transfer, v.42, 1999, pp.2129-2142.

MARTINS, J.E.A. Efeito da Aplicação de Ultrassons ao Processo Squeeze Casting. 2013. 118 f. Dissertação (Mestrado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade do Minho, Braga, 2013.

MEDEIROS, M. D. Influência do Superaquecimento no Comportamento Térmico de Sistemas Metal/Molde Durante a Solidificação, Dissertação de Mestrado, Unicamp, Campinas, 1979.

NUNES, L.F.; PELEGRINI, P.V.; BALTHAZAR, L.B.; Oliveira, J.C.S.; PAULA, A.S.; MONTEIRO, S.N. .SOLUBILIZAÇÃO E ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO EM LIGAS QUATERNÁRIAS DE Al-Si-Cu-Sn \*, p. 3282-3291. In: *73º Congresso Anual da ABM*, São Paulo, 2018. ISSN: 2594-5327 , DOI 10.5151/1516-392X-31564

OSÓRIO, W. R.; SPINELLI, J. E.; CHEUNG, N.; GARCIA, A.. Secondary dendrite arm spacing and solute redistribution effects on the corrosion resistance of Al–10 wt% Sn and Al–20 wt% Zn alloys. Elsevier Ltd., Campinas, n. 420, p.179-186, Jul 2005.

OHNO, A. Solidificação dos metais; tradutores Paulo da Silva Pontes, Nivaldo Lemos Cupini. São Paulo : Livr. Ciências e Tecnologia, 1988.

POLA, A.; MONTESANO, L.; GELFI, M.; ROBERTI, R.; Semisolid processing of Al-Sn-Cu alloys for bearing applications, Solid State Phenomena Vols. 192-193, p. 562-568, 2013.

POIRIER, D.R.; POIRIER, E.J. Heat Transfer Fundamentals for Metals Casting, The Minerals, Metals and Materials Society, 1994.

PRABHU, T. R. Microstructure and mechanical properties of a thixoforged (semi solid state forged) Al–Cu–Mg alloy. Archives of civil and mechanical engineering, v. 16, p.335-343, 2016.

PRAKASAN, K. and SESHAN, S., Microstructure and properties of squeeze cast Cu-carbon fibre metal matrix composite, J. Mater. Sci. 34, p. 5045-5049, 1999.

RANA, R. S.; PUROHIT R.; DAS, S. Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites. International journal of scientific and research publications, India, v. 2, n. 6, Jun 2012.

REIS, B. P.; “Influência da estrutura de solidificação nas condições de solubilização da liga Al-4,0%Cu”, Dissertação de mestrado, PUC-RS, Porto Alegre, RS, Brasil. 2009

SANTOS, R. G.. Solidificação sob condições de fluxo de calor radial. 1985, Tese de livre docência, Unicamp, Campinas, 1985.

SKOLIANOS, S. M, KIOURTSIDIS, G. and Xatzifotiu, Effect of applied pressure on the microstructure and mechanical properties of squeeze-cast aluminum AA6061 alloy, Mater. Sci. Eng. A231, pp. 17-24, 1997.

SIQUEIRA, C. A.; Influencias dos parâmetros térmicos de solidificação na transição colunar/equiaxial. 2002. 205 f. Tese (Doutorado) - Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2002.

SIQUEIRA, C. A.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. The Colunar to Equiaxed Transition during Solidification of Sn-Pb Alloys. Journal of Alloys and Compounds, v. 351, p. 126-134, 2003.

SMITH G., Squeeze casting of pure Al/Si alloys, Ph.D. Project, University of Southampton, UK, 1986.

TARZIA, D. A. A bibliography on moving-free boundary problems for the heat-diffusion equation- The Stefan and related problems. Conferencias, Seminarios y Trabajos de Matemática, Faculdade de Ciencias Empresariales, Universidade Austral, Rosario, Argentina, 2000.

VARGEL, C. Corrosion of Aluminium. Elsevier, p.63. 2004.

VINARCIK, E. J. High Integrity Die Casting Processes. New York: John Wiley & Sons, 2003.

VISKANTA, R. Heat transfer during melting and solidification of metals, Journal of Heat Transfer; v.110, pp.1205-1219, 1988.

YUE, T. M.; CHADWICK, G. A. Squeeze casting of light alloys and their composites. Journal of Materials Processing Technology, v. 58, p.302-307, 1996.