

INSTITUTO FEDERAL DO PARÁ  
CAMPUS BELÉM  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MATERIAIS  
PPGEMAT



MARIO ANTONIO DE SENA JUNIOR

**ESTUDO DOS PARÂMETROS TÉRMICOS, MICROESTRUTURA, DUREZA, E  
DESGASTE NA LIGA EUTÉTICA AI-33%Cu-3.2%Bi SOLIDIFICADA  
UNIDIRECIONALMENTE EM CONDIÇÕES DE FLUXO DE CALOR TRANSIENTE**

BELÉM-PA  
2024

MARIO ANTONIO DE SENA JUNIOR

**ESTUDO DOS PARÂMETROS TÉRMICOS, MICROESTRUTURA, DUREZA, E  
DESGASTE NA LIGA EUTÉTICA AI-33%Cu-3.2%Bi SOLIDIFICADA  
UNIDIRECIONALMENTE EM CONDIÇÕES DE FLUXO DE CALOR TRANSIENTE**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais – PPGEMAT/IFPA - Campus Belém como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Materiais metálicos  
Orientador: Prof. Dr. Otavio Fernandes Lima da Rocha.

Coorientador: Prof. Dr. Luiz Gabriel da Silva Nascimento.

BELÉM-PA  
2024

MARIO ANTONIO DE SENA JUNIOR

**ESTUDO DOS PARÂMETROS TÉRMICOS, MICROESTRUTURA, DUREZA, E  
DESGASTE NA LIGA EUTÉTICA AI-33%Cu-3.2%Bi SOLIDIFICADA  
UNIDIRECIONALMENTE EM CONDIÇÕES DE FLUXO DE CALOR TRANSIENTE**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais – PPGEMAT/IFPA-Campus Belém como requisito para a obtenção do título de Mestre em Engenharia de Materiais.

Área de Concentração: Materiais metálicos  
Orientador: Prof. Dr. Otavio Fernandes Lima da Rocha.

Coorientador: Prof. Dr. Luiz Gabriel da Silva Nascimento.

Aprovado em: 26/09/2024



---

Prof. Dr. Otavio Fernandes Lima da Rocha – Orientador  
Instituto Federal do Pará/Campus Belém/PPGEMAT

Luiz Gabriel da  
Silva  
Nascimento

Assinado de forma digital  
por Luiz Gabriel da Silva  
Nascimento  
Dados: 2024.09.26 18:44:44  
-03'00'

---

Prof. Dr. Luiz Gabriel da Silva Nascimento – Coorientador  
Instituto Federal do Pará/Campus Belém/PPGEMAT

Documento assinado digitalmente  
**gov.br**  
JEAN DA SILVA RODRIGUES  
Data: 26/09/2024 19:13:21-0300  
Verifique em <https://validar.itil.gov.br>

---

Prof. Dr. Jean da Silva Rodrigues – Membro Interno  
Instituto Federal do Pará/Campus Belém/PPGEMAT

Documento assinado digitalmente  
**gov.br**  
LEONARDO DANTAS RODRIGUES  
Data: 26/09/2024 19:20:39-0300  
Verifique em <https://validar.itil.gov.br>

---

Prof. Dr. Leonardo Dantas Rodrigues – Membro Externo  
Universidade Federal do Pará/PPGEM-Campus Belém

BELÉM-PA  
2024

## **DADOS INTERNACIONAIS DE CATALOGAÇÃO NA PUBLICAÇÃO (CIP)**

---

S475e Sena Junior, Mario Antonio de.

Estudo dos parâmetros térmicos, microestrutura, dureza, e desgaste na liga eutética Al-33%Cu-3.2%Bi solidificada unidirecionalmente em condições de fluxo de calor transiente / Mario Antonio de Sena Junior. – Belém, 2024.

131 p.

Orientador: Otavio Fernandes Lima da Rocha.

Dissertação (Mestrado: Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais – PPGEMAT) – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará – IFPA, 2024.

1. Ligas – solidificação. 2. Microestrutura eutética. 3. Dureza.  
4. Desgaste. 5. ligas AlCuBi. I. Título.

---

**CDD 23. ed.: 620.112**

---

Biblioteca/Instituto Federal do Pará - IFPA/Campus Belém – PA  
Bibliotecária Cristiane Vieira da Silva – CRB-2/0013270

*A quem construiu minha vida, meu caráter e  
meu futuro: meus pais: Mário Antônio de Sena e  
Lenice Farias de Sena!!*

## **AGRADECIMENTOS**

Ao eterno Deus, Rei dos Reis, que me deu vida através de pessoas que nunca me negaram apoio e sempre lutaram para garantir que eu tivesse a mão tudo que precisasse para dedicar toda a minha vida, exclusivamente ao estudo.

Ao Prof. Dr. Otavio Fernandes Lima da Rocha, que nos anos de convivência, muito me ensinou, contribuindo para meu crescimento científico e intelectual.

Ao Prof. Dr. Luiz Gabriel da Silva Nascimento, pela atenção e apoio durante o processo de definição e orientação.

Ao meu filho Mário Antônio de Sena Neto. Minha inspiração a continuar a batalha todos os dias.

Ao amigo Dnilson Silva Braga, pela amizade fortalecida pelos momentos de desespero, alívios e, principalmente, alegria após superação de todos os obstáculos acadêmicos encontrados.

Aos amigos dos grupos de pesquisa [PPGEMAT, GPMet (UFPA) e Grupmat (IFPA)] que me ajudaram e me apoiaram em diversas etapas da construção deste trabalho. Dentre os amigos venho destacar: Fernando Rocha, Hugo Azevedo, Luane Luiza, Suanny Quemel, Rogério Costa, Raquel França, Evaldo Hoffmann, Bruno Yuji, Leonardo Oliveira, Alexandre Gatinho, Helder Caldas e todos os outros amigos que não foram citados.

Ao Instituto Federal de Educação, Ciências e Tecnologia do Pará, pela oportunidade de realização do curso.

E por fim todas as outras pessoas que não foram aqui citadas, mas que também tiveram importância e influência na realização deste trabalho e na minha formação acadêmica.

**MUITO OBRIGADO!**

*“Talvez não tenha conseguido fazer o melhor, mas lutei para que o melhor fosse feito. Não sou o que deveria ser, mas graças a Deus, não sou o que eu era antes”.*

(KING, Martin Luther, 2012)

## RESUMO

Ligas do sistema Al-Cu são materiais indicados para uso nas indústrias automobilísticas e aeronáuticas, especialmente em situações práticas que requerem alta resistência mecânica. A adição de bismuto (Bi) nessas ligas tem como principal finalidade conferir características para aplicações tribológicas. Sabe-se que a microestrutura dos produtos fundidos é afetada pelos parâmetros térmicos da solidificação. Com o objetivo de investigar os efeitos da velocidade de deslocamento da isotermia *líquidus* e da taxa de resfriamento ( $V_L$  e  $T_R$ ) na microestrutura, dureza e resistência ao desgaste a seco de uma liga multicomponente à base de alumínio, foi realizado experimento de solidificação direcional vertical ascendente sob regime transitório de extração com a liga Al-33%Cu-3.2%Bi, utilizando um dispositivo de solidificação refrigerado a água. Foi efetuada a monitorização da temperatura através de termopares localizados no metal líquido a partir da chapa molde refrigerada (interface de transferência de calor), e os dados térmicos gerados foram aproveitados para determinar experimentalmente  $V_L$  e a  $T_R$ . Técnicas de microscopia ótica e eletrônica de varredura foram aplicadas para caracterizar a microestrutura típica de solidificação. O comprimento da escala microestrutural foi quantificado através da medição dos espaçamentos eutéticos ( $\lambda_E$ ). Foram efetuados ensaios de dureza Rockwell B (HRB) bem como de desgaste microabrasivo, utilizando uma esfera rotativa fixa, em amostras solidificadas em posições a partir da interface de transferência de calor. Para os ensaios de desgaste, foram considerados dois tempos iguais a 7min e 28min. Os parâmetros de desgaste avaliados foram o volume desgastado ( $V_D$ ) e a taxa de desgaste ( $T_D$ ). Após os testes mencionados, os valores de HRB,  $V_D$  e  $T_D$  foram correlacionados com os valores medidos em  $\lambda_E$ . Os resultados mostraram que microestruturas mais finas, ou seja, menores  $\lambda_E$ , promoveram maiores valores de HRB. Por outro lado,  $V_D$  e  $T_D$  diminuíram para microestruturas mais grosseiras.

**Palavras-chave:** Processo de solidificação vertical ascendente sob regimento transitório; Microestrutura eutética; Dureza; Desgaste, ligas AlCuBi.

.

## ABSTRACT

Al-Cu alloys are suitable for use in the automotive and aeronautical industries, especially in practical situations requiring high mechanical strength. The main purpose of adding bismuth (Bi) to these alloys is to give them characteristics for tribological applications. It is known that the microstructure of cast products is affected by the thermal parameters of solidification. In order to investigate the effect of growth and cooling rates ( $V_L$  and  $T_R$ ) on the microstructure, hardness and dry wear resistance in an aluminum-based multicomponent alloy, an upward unsteady-state directional solidification experiment was carried out on the Al- 33Cu-3.2Bi (wt.%), using a water-cooled solidification device. Temperature monitoring through thermocouples located in the liquid metal from the cooled mold plate (heat transfer interface) was performed, and the generated thermal data was used to determine experimental  $V_L$  and  $T_R$ . Optical and scanning electron microscopy techniques were applied to characterize the typical solidification microstructure. The length of the microstructural scale was quantified by measuring the eutectic spacings ( $\lambda_E$ ). Rockwell B hardness (HRB) and micro-abrasive wear tests using a fixed rotating sphere, were carried out on solidified samples in positions from the heat transfer interface. For the wear tests, two times were considered equal to 7min and 28min. The wear parameters evaluated were worn volume ( $V_D$ ) and wear rate ( $T_D$ ). After the aforementioned tests, the HRB,  $V_D$  and  $T_D$  values were correlated with the measured  $\lambda_E$  values. The results showed that finer microstructures, that is, smaller  $\lambda_E$ , promoted higher HRB values. On the other hand,  $V_D$  and  $T_D$  decreased for coarser microstructures.

**Keywords:** Unsteady-state upward solidification process; Eutectic microstructural; Hardness; Wear, AlCuBi Alloys.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Processo de nucleação e crescimento	25
Figura 2.2 - Esquema de um sistema metal/molde durante um processo de fundição de metais	27
Figura 2.3 - Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde	27
Figura 2.4 - Representação dos modos de transferência de calor que atuam na interface metal/molde durante a solidificação direcional: (a) Sistema metal/molde, (b) Formação da camada sólida e (c) contato entre as superfícies	28
Figura 2.5 - Macroestruturas de lâminas de turbina de liga à base de níquel, da esquerda para a direita estrutura equiaxial, colunar e monocristalina	30
Figura 2.6 - Esquema com as diversas regiões macroestruturais do processo de solidificação	31
Figura 2.7 - Esquemas de dispositivos de solidificação unidirecional ascendente	32
Figura 2.8 - Dispositivo de solidificação unidirecional descendente	33
Figura 2.9 - Dispositivo de solidificação horizontal com molde maciço	35
Figura 2.10 - Dispositivo de solidificação horizontal refrigerado água	36
Figura 2.11 - Encadeamento de fatores e eventos durante o processo de solidificação	37
Figura 2.12 - Macroestrutura da solidificação	38
Figura 2.13 - Representação esquemática do crescimento de grãos na região coquilhada e do surgimento de grãos colunares a partir dos grãos coquilhados com orientação favorável	39
Figura 2.14 - Representação esquemática dos diferentes tipos de microestruturas típicas de solidificação	41
Figura 2.15 - Esquema dos efeitos do $S_{RC}$ , $V_L$ , $T_R$ e $C_o$ na instabilidade da frente de solidificação e formação das microestruturas	42

Figura 2.16 - Representação dos espaçamentos dendríticos primários ( $\lambda_1$ ), secundários ( $\lambda_2$ ) e terciários ( $\lambda_3$ )	43
Figura 2.17 - Representações esquemáticas de estruturas eutéticas: (a), (b), (c) regulares nas formas lamelar, barras e globular, respectivamente e (d) Irregular na forma acicular	45
Figura 2.18 - Microestruturas eutéticas típicas de solidificação: (a) e (b) regulares lamelar e fibroso ou em forma de Barras, e (c) Regular complexa	45
Figura 2.19 - Microestruturas típicas de solidificação solidificadas direcionalmente sob regime transiente de extração de calor	46
Figura 2.20 - Representação esquemática dos tipos de ensaios de dureza	49
Figura 2.21 - Resultados experimental de durezas HRF e HV em função do espaçamento eutético	51
Figura 2.22 - Elementos constituintes de um sistema tribológico	54
Figura 2.23 - As principais categorias de desgaste	55
Figura 2.24 - Representação esquemática dos mecanismos de desgaste	55
Figura 2.25 - Mecanismos de desgaste adesivo	56
Figura 2.26 - Esquema dos mecanismos de desgaste abrasivo (a) a dois corpos e; (b) a três corpos	58
Figura 2.27 - Os variados mecanismos de desbaste no desgaste abrasivo	59
Figura 2.28 - Máquinas de teste de desgaste por esfera rotativa usado no ramo científico	61
Figura 2.29 - Representação dos esforços atuantes nos ensaios de desgaste	62
Figura 2.30 - Imagens de crateras de desgaste impressas sobre as amostras: a) diâmetro - d; b) profundidade - h; e (c) volume - V	62
Figura 2.31 - Resultados da variação do volume de desgaste com uma função do espaçamento entre partículas de Bi	63

Figura 2.32 - Resultados da variação do volume de desgaste com uma função do espaçamento da liga Al5FeSi	64
Figura 3.1 - Equipamentos, instrumentos, materiais e descrição dos principais aparelhos usados na etapa de elaboração da liga	65
Figura 3.2 - Fluxograma da metodologia	67
Figura 3.3 - Esquema completo do dispositivo de solidificação direcional usado neste trabalho	69
Figura 3.4 - (a) ilustração do aparato para obtenção da curva experimental, e (b) Diagrama de fases da liga Al-33Cu-Bi simulado pela Ferramenta Thermo-Calc	71
Figura 3.5 - Ilustração detalhada da lingoteira bipartida os seis pontos de monitoramento	73
Figura 3.6 - Ilustração da técnica usada para determinação de $V_L$ e $T_R$	75
Figura 3.7 - Lingote produzido da liga Al-33%Cu-3,2%Bi, mostrando as partes seccionadas longitudinalmente	76
Figura 3.8 - Ilustração do corte das amostras para análise microestrutural	77
Figura 3.9 - Registro fotográfico do momento do lixamento e polimento das amostras para análise microestrutural	78
Figura 3.10 - Técnica aplicada para medição de $\lambda_E$	78
Figura 3.11 - Microscópio óptico e analisador de imagem Motic	79
Figura 3.12 - Durômetro de bancada	80
Figura 3.13 - Representação esquemática das regiões no lingote onde foram medidas as durezas	81
Figura 3.14 - Esquemas de testes de desgaste a seco: (a) montagem completa da máquina de desgaste, e (b) detalhe do corte das amostras do lingote fundido, bem como das calotas desgastadas. D é o diâmetro da calota	84
Figura 4.1 - (a) e (b) Pseudo diagrama binário A-I33Cu com variação do Bi e caminho de solidificação teórico, respectivamente, e (c) Curva de resfriamento experimental da liga investigada neste trabalho	86
Figura 4.2 - Perfis de temperatura para os 5 termopares	87

Figura 4.3 - Expressão algébrica da posição em função do tempo $P=f(t)$	88
Figura 4.4 - Variação das velocidades de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> com a posição $V_L=f(P)$	89
Figura 4.5 - Taxas de resfriamento ( $T_R$ ) determinados considerando os perfis experimentais de temperatura $T_R=f(P)$	90
Figura 4.6 - Estruturas típicas de solidificação em escalas: a) macroestrutural,(b) microestrutural longitudinal e (c) microestrutural transversal	91
Figura 4.7 - Análise microestrutural por MEV	92
Figura 4.8 - Análise microestrutural por MEV com microanálise de elementos e mapeamento por EDS	93
Figura 4.9 - Variação dos espaçamentos eutéticos com a posição no lingote solidificado	94
Figura 4.10 - Variação dos espaçamentos eutéticos com os parâmetros térmicos de solidificação: (a) $V_L \times \lambda_E$ , e(b) $T_R \times \lambda_E$	95
Figura 4.11 - Medições de dureza HRB em amostras fundidas em posições de lingote. Efeito de $\lambda_E$ nas medições HRB	97
Figura 4.12 - Variação do diâmetro (D) da calota desgastada com a posição no lingote solidificado.	99
Figura 4.13 Calotas obtidas para algumas posições, após o ensaio de desgaste	100
Figura 4.14 - Variação com os espaçamentos eutéticos	101
Figura 4.15 - Efeito da taxa de resfriamento no volume e taxa de desgaste	101
Figura 4.16 - Variação dos parâmetros de desgaste analisados no presente trabalho em função dos espaçamentos eutéticos: $V_D=f(\lambda_E)$	102
Figura 4.17 - Variação dos parâmetros de desgaste analisados no presente trabalho em função dos espaçamentos eutéticos: $T_D=f(\lambda_E)$	102
Figura 4.18. Micrografias MEV das calotas desgastadas, para duas posições a partir da base refrigerada, indicando a ocorrência dos degastes adesivo (AD) e abrasivo (AB).	105
Figura 4.19 - Microscopia SEM mostrando os glóbulos de Bi para duas amostras fundidas nas posições (a) 5 mm e (b) 10 mm da base arrefecida	107

## **LISTA DE TABELAS**

Tabela 3.1 Composição química (%) dos metais usados na elaboração da liga estudada

## **LISTA DE QUADROS**

Quadro 3.1 Composição química (%) dos metais usados na elaboração da liga estudada 65

## LISTA DE SIGLAS

Al	Alumínio
Al-Cu-Bi	Liga metálica alumínio cobre bismuto
Al-Cu	Liga metálica alumínio cobre
Be	Berílio
Bi	Bi
Cr	Cromo
Cu	Cobre
D	Diâmetro da calota de desgaste
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva
Fe	Ferro
HRB	Dureza Rockell B
kgf	Quilograma-força
Mg	Magnésio
mm	milímetro
MO	Microscopia ótica
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
Ni	Níquel
Pb	Chumbo
R	Raio da esfera de aço
RPM	Rotação por minuto
Si	Silício
S <sub>RC</sub>	Super resfriamento constitucional
S/L	Interface sólido líquido
Ta	Tântalo
T <sub>D</sub>	Taxa de desgaste
Ti	Titânio
T <sub>R</sub>	Taxa de resfriamento
V <sub>L</sub>	Velocidade de crescimento da isoterma
V <sub>D</sub>	Volume de desgaste
W	Velocidade de deslizamento
λ <sub>E</sub>	Espaçamento eutético
λ <sub>1</sub>	Espaçamento dendrítico primário
λ <sub>2</sub>	Espaçamento dendrítico secundário
λ <sub>3</sub>	Espaçamento dendrítico terciário

## **LISTA DE SÍMBOLOS**

$\theta$	Fase gama
$\alpha$	Fase alfa

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO .....</b>	<b>19</b>
1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS .....	19
1.2 OBJETIVOS .....	22
<b>1.2.1 Objetivo Geral .....</b>	<b>22</b>
<b>1.2.2 Objetivos Específicos.....</b>	<b>22</b>
1.3 JUSTIFICATIVA DA LIGA INVESTIGADA NESTE TRABALHO.....	23
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>24</b>
2.1 SOLIDIFICAÇÃO .....	24
2.2 TÉCNICAS DE SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL.....	29
<b>2.2.1 Dispositivo de solidificação vertical ascendente.....</b>	<b>31</b>
<b>2.2.2 Dispositivo de solidificação vertical descendente .....</b>	<b>33</b>
<b>2.2.3 Dispositivo de solidificação horizontal.....</b>	<b>34</b>
2.3 PARÂMETROS TÉRMICOS DE SOLIDIFICAÇÃO.....	36
2.4 ESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO.....	38
<b>2.4.1 Macroestrutura de solidificação.....</b>	<b>38</b>
<b>2.4.2 Microestrutura de solidificação .....</b>	<b>40</b>
2.4.2.1 Microestruturas de ligas eutéticas .....	43
2.5 EFEITO DO Bi EM LIGA DE ALUMÍNIO.....	46
2.6 ENSAIO DE DUREZA.....	48
2.7 DESGASTE.....	52
<b>2.7.1 Desgaste de ligas metálicas .....</b>	<b>52</b>
<b>2.7.2 Os mecanismos de desgaste.....</b>	<b>54</b>
2.7.2.1 Desgaste Adesivo.....	56
2.7.2.2 Desgaste Abrasivo .....	57
2.7.2.3 Desgaste por fadiga superficial .....	59
2.7.2.4 Desgaste por reação triboquímica .....	60
<b>2.7.3 Ensaio de desgaste micro-abrasivo.....</b>	<b>60</b>
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS .....</b>	<b>65</b>
3.1 MATERIAIS.....	65
<b>3.1.1 Equipamentos, auxiliares aos experimentos, e softwares utilizado ...</b>	<b>65</b>
3.2 METODOLOGIA EXPERIMENTAL.....	66
<b>3.2.1 Equipamentos .....</b>	<b>67</b>
3.2.1.1 Dispositivo de solidificação direcional .....	67
3.2.1.2 Produção da liga Al-33%Cu-3.2%Bi .....	69

<b>3.2.2 Solidificação direcional e obtenção dos dados térmicos .....</b>	<b>72</b>
<b>3.2.3 Determinação experimental dos parâmetros térmicos de solidificação (V<sub>L</sub> e T<sub>R</sub>).....</b>	<b>73</b>
<b>3.2.4 Caracterização estrutural em escalas macroestrutural e microestrutural .....</b>	<b>75</b>
<b>3.3 ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL .....</b>	<b>79</b>
<b>3.4 ENSAIO DE DESGASTE .....</b>	<b>81</b>
<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....</b>	<b>85</b>
<b>4.1 ANÁLISE TÉRMICA.....</b>	<b>85</b>
<b>4.2 ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO .....</b>	<b>90</b>
<b>4.3 CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS TÉRMICOS E MICROESTRUTURAL .....</b>	<b>93</b>
<b>4.4 CORRELAÇÃO ENTRE P, VL, TR E <math>\lambda_E</math> COM DUREZA E PARÂMETROS DE DEGASTE .....</b>	<b>96</b>
<b>4.4.1 Análise da Dureza .....</b>	<b>96</b>
<b>4.4.2 Análise do Ensaio de desgaste .....</b>	<b>98</b>
<b>5 CONCLUSÃO .....</b>	<b>109</b>
<b>6 SUGESTÕES PARA TRALHOS FUTUROS .....</b>	<b>111</b>
<b>REFERÊNCIAS.....</b>	<b>112</b>

## 1 INTRODUÇÃO

### 1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

O alumínio é um material com diversas características desejáveis à indústria. No entanto, a sua baixa resistência mecânica a diferentes tipos de esforços, como a resistência à tração (MENDES *et al.*, 2023; DILLON *et al.*, 2022; ALUMINUM ASSOCIATION, 2013; ÇADIRLI, 2013; KHANGHOLI *et al.*, 2021), restringe a sua aplicação como material estrutural e geralmente o limita a componentes de sistemas. Porém acompanhado das altas resistências alcançadas por algumas de suas ligas, permite o design e construção de estruturas leves e resistentes, particularmente vantajosas para quaisquer objetos que se movam, sendo esta uma das principais razões para o uso extenso deste material por indústrias como a automotiva, aeronáutica e aeroespacial (ALUMINUM ASSOCIATION, 2013; DAVIS, 2001; LEPPER *et al.*, 1997; CRUZ, 2010; COSTA *et al.*, 2016; FREITAS *et al.*, 2014; SOARES *et al.*, 2017; KONNO *et al.*, 2021; ZEDAN, *et al.* 2022; FRACCHIA *et al.*, 2021; GRUM, 2003; ASM HANDBOOK, 1992; EL-LABBAN *et al.*, 2014). Este metal, em forma de ligas, já conquistou a muito tempo seu espaço dentro da indústria de transporte, tais como o setor automotivo, naval e aeronáutico, principalmente por avanços nas propriedades mecânicas, visto que o baixo peso dos carros influencia na eficiência de combustão e consequentemente na redução do impacto ambiental (SOARES, 2017; KONNO, 2021; MEDEIROS, 2021).

Um dos aspectos que torna as ligas de alumínio tão atraentes às indústrias, em especial às automobilística e aeronáutica, além do fato do mesmo possuir baixo peso específico, é poder associar-se com a maioria dos metais de engenharia, e formar ligas (CANTÉ, 2009; NASCIMENTO, 2011; GOMES, 2012; SILVA, 2015; CAI, Q. *et al.*, 2021), dentre os principais que se destacam para este propósito estão o silício (Si), magnésio (Mg), manganês (Mn), cobre (Cu) e zinco (Zn). Contudo, nessas indústrias, o desgaste dos materiais é um fenômeno que pode causar danos consideráveis em seus componentes e equipamentos, representando um dos principais fatores de depreciação e fontes de despesas com manutenção. As ligas de alumínio, com adições de solutos de menor dureza, tais como chumbo, bismuto, estanho, índio, etc., tornaram-se amplamente utilizadas em aplicações tribológicas

(CRUZ *et al.*, 2010; COSTA *et al.*, 2016; FREITAS *et al.*, 2014), atendendo, por exemplo, às características desejáveis para ligas com aplicações em mancais de deslizamento.

O cobre é considerado um dos mais importantes elementos nas ligas de alumínio em virtude de sua alta solubilidade e por conferir um aumento substancial à resistência mecânica, tanto na condição bruta de solidificação, como através do efeito de endurecimento obtido por meio de tratamentos térmicos de precipitação (ASM HANDBOOK, 1992). Ligas do sistema Al-Cu são amplamente empregadas na fabricação de componentes da indústria aeronáutica, tais como bordos de ataque de aeronaves e outras peças estruturais (BARROS, 2020; BARROS, 2018), estando diretamente relacionada às características que o cobre confere ao alumínio como, por exemplo, o aumento da resistência mecânica, aumento da tenacidade à fratura, elevação da dureza e melhoria da usinabilidade (OSÓRIO *et al.*, 2011; FARIA *et al.*, 2015).

Durante a solidificação das ligas Al-Cu várias fases intermetálicas podem ser formadas tais como  $\text{Al}_2\text{Cu}$  ( $\theta$ ),  $\text{AlCu}$  ( $\eta_2$ ),  $\text{Al}_3\text{Cu}_4$  ( $\zeta_2$ ) e  $\text{Al}_4\text{Cu}_9$  ( $\gamma_1$ ) (HANSEN e ANDERKO, 1958; REYES *et al.*, 2019; BARROS, 2018), sendo a fase  $\text{Al}_2\text{Cu}$  de alta dureza a mais observada e estudada na pelos respectivos trabalhos. A microestrutura e, consequentemente, as propriedades mecânicas das ligas Al-Cu são sensíveis principalmente à composição química, taxa de resfriamento e tratamento térmico da liga (CAI, Q. *et al.*, 2021; LI, X. *et al.*, 2019), e o foco principal da maioria dos pesquisadores foi em ligas Al-Cu contendo cobre até apenas 10% em peso (QUARESMA *et al.*, 2006; LIU *et al.*, 2004; MURPHY *et al.*, 2013; ZAEN *et al.*, 2013), uma vez que adição de mais cobre melhora substancialmente, por um lado, a resistência e a dureza nas condições tratadas termicamente (QUARESMA *et al.*, 2006; BARROS, 2018; ÇADIRLI, 2013), por outro lado, reduz drasticamente a tenacidade e a usinabilidade dessas ligas à temperatura ambiente (MURPHY *et al.*, 2013; ZAEN *et al.*, 2013).

A maioria dos trabalhos publicados sobre solidificação de ligas binárias Al-Cu com alto teor de Cu são restritas a cristalografia ou análises microestruturais. Logo há pouca pesquisa sobre as ligas eutéticas (33%Cu) e quase eutéticas Al-Cu (QUARESMA *et al.*, 2006; GONZALES *et al.*, 2006). Essas ligas são geralmente solidificadas com uma estrutura eutética lamelar. Geralmente, as propriedades mecânicas das ligas Al-Cu dependem em grande parte do tamanho e morfologia dos

constituintes eutéticos. Nesse sentido, numerosos esforços foram realizados para refinar e modificar os constituintes eutéticos de ligas de Al para melhorar suas propriedades mecânicas (QUARESMA *et al.*, 2006; ARES *et al.*, 2005; YANG *et al.*, 2010; ARES *et al.*, 2008; RATKE *et al.*, 2010). Ligas de composições eutéticas ou quase eutéticas são amplamente empregados em processos de fundição, e soldagem por causa de seus baixos pontos de fusão, boa flexibilidade de conformação e altas propriedades mecânicas (STEFANESCU *et al.*, 1988; CAMPBELL, 2003; KAKITANI *et al.*, 2019).

Investigação com ligas de alumínio contendo Bi vêm sendo desenvolvidas nas últimas décadas devido ao grande potencial que essas ligas apresentam para a fabricação de componentes empregados em diversos setores da indústria aeroespacial e automotiva, submetidos a condições de atrito. Silva (2008), por exemplo, têm reportado que ligas Al-Bi apresentam uma fase rica em bismuto dispersa na matriz rica em alumínio possuem promissoras aplicações na fabricação de componentes com aplicação tribológica. O Bi disperso na matriz apresenta baixo ponto de fusão, o que reduz a dureza do material, porém pode melhorar o desempenho em serviço frente ao desgaste abrasivo, uma vez que pode fluir facilmente em condições de deslizamento, resultando em um comportamento tribológico favorável. Em função dessas características, e devido alto grau de toxicidade que o chumbo apresenta, o Bi vem sendo considerado como potencial substituto para ligas Al-Pb em aplicações de mancais (COSTA *et al.*, 2016; FREITAS *et al.*, 2014; SILVA, 2008). De fato, segundo Costa (COSTA, 2018; COSTA *et al.*, 2019) novas ligas de rolamentos avançadas surgem como alternativas à indústria pelo fato de poder se beneficiar do uso de ligas à base de Al por causa do peso leve resultante das peças. Além disso, tais ligas devem evitar o uso de chumbo, que tem um impacto ambiental prejudicial por causa de seus efeitos devastadores sobre a saúde humana (XAVIER *et al.*, 2020).

Encontra-se muito bem estabelecido na literatura que as propriedades de aplicação de ligas são afetadas pela microestrutura, que é bastante dependente das condições de solidificação, tais como a velocidade da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ) e a taxa de resfriamento ( $T_R$ ). O aumento de taxa de resfriamento durante a solidificação pode propiciar que várias morfologias aconteçam em liga eutética Al-Cu. Estudos identificaram a presença de colônias dendríticas para altas  $T_R$  (ÇADIRLI, 1999), influenciando a medição do espaçamento lamelar ( $\lambda_E$ ). Outros trabalhos mostraram a

presença de colônias eutéticas e dendritas trevo em ligas Al-33Cu-xBe sob a influência das condições de solidificação, tal como a variação da taxa de resfriamento (RODRIGUES *et al.*, 2023). No entanto, são escassos na literatura trabalhos de pesquisa que abordam as relações quantitativas de colônias eutéticas com  $V_L$  e  $T_R$  em condições de solidificação sob regime transitório de extração de calor. Além disso, pouco ainda se conhece sobre o caminho de solidificação de ligas Al-Cu com composição eutética com a presença do Bi como elemento de liga.

## 1.2 OBJETIVOS

### 1.2.1 Objetivo Geral

Em vista do panorama exposto, o presente trabalho tem como objetivo principal elaborar a liga Al-33%Cu-3.2%Bi e desenvolver experimentos de solidificação direcional com a mesma sob regime transitório de extração de calor, visando investigar a influência dos parâmetros térmicos sobre a microestrutura eutética e, consequentemente, na dureza e resistência ao desgaste a seco.

### 1.2.2 Objetivos Específicos

- Estudar os efeitos dos parâmetros térmicos de solidificação, tais como a velocidade e taxa de resfriamento ( $V_L$  e  $T_R$ ) sobre a microestrutura, em especial as fases contidas na mistura eutética;
- Investigar o papel da microestrutura típica de solidificação sobre o desempenho da liga pesquisada quanto ao comportamento de dureza Rockwell (HRB) e desgaste abrasivo a seco;
- Propor uma associação matemática dos espaçamentos eutéticos ( $\lambda_E$ ) como uma função de  $V_L$  e  $T_R$ , e conduzir uma análise comparativa com a tradicional abordagem matemática de Jackson-Hunt;
- Analisar os efeitos de  $V_L$ ,  $T_R$  e  $\lambda_E$  sobre HRB e os parâmetros de desgastes, tais como, volume e taxa de desgaste ( $V_D$  e  $T_D$ ).

### 1.3 JUSTIFICATIVA DA LIGA INVESTIGADA NESTE TRABALHO

A liga estudada no presente trabalho foi Al-33%Cu-3.2%Bi, considerando os seguintes motivos:

- Grande potencial que a liga apresenta para a fabricação de componentes empregados em diversos setores da indústria aeroespacial e automotiva, submetidos a condições de atrito;
- A adição de Bi tem sido revelada como benéfica para o comportamento ao desgaste das ligas de fundição de alumínio, uma vez que reduz o coeficiente de atrito por causa de sua característica autolubrificante;
- Apresenta condições favoráveis para revelação microestrutural, em virtude das maiores facilidades durante as operações de lixamento, polimento e ataque químico;
- Na região do diagrama de fases do sistema Al-Cu com composições ricas em alumínio, a liga Al-33Cu é que apresenta a menor temperatura de fusão de todas as composições, que aliada ao efeito do Bi que possui baixa temperatura de fusão, facilita o processo de solidificação.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 SOLIDIFICAÇÃO

A solidificação é um fenômeno muito bem conhecido que envolve transformação de fases e bem frequente em nosso cotidiano, desde a simples formação de cubos de gelo até a fabricação e utilização de utensílios e componentes. Portanto, qualquer processo que envolva a solidificação de um metal com o propósito de criar uma peça sólida deve atender a requisitos específicos, dependendo de sua futura aplicação, os quais são determinados por aspectos estruturais e geométricos (GARCIA, 2007; SANTOS, 2006; ÇADIRLI, 2013).

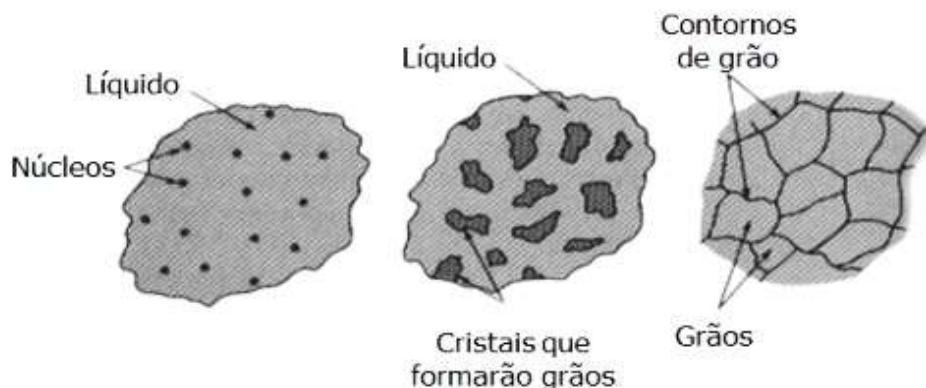
BOYUK (2011) relatou que os processos de solidificação e de fusão são transformações que acontecem entre os estados cristalográficos e não cristalográficos. Essas transformações podem ocorrer em um metal puro ou em uma liga metálica. Tais transformações são evidenciadas em aplicabilidades tecnológicas no meio industrial. As técnicas de lingotamento e processos de solidificação unidirecionais são alguns dos exemplos dessas aplicabilidades. O processo de solidificação é diretamente influenciado por parâmetros que ocorrem durante o processo de solidificação (BARROS, 2018).

Durante o processo de transformação de fases que ocorre na solidificação, ocorre a nucleação e o crescimento dos grãos (GARCIA, 2017; BARROS, 2022). Essas são duas etapas que podem ocorrer de forma homogênea (sem influência de agentes externos) ou heterogênea (com influência de agentes externos) no interior do molde. Na região onde há a maior transferência de calor há a formação de pequenas partículas sólidas, denominadas de núcleo. É nesse núcleo que ocorre o crescimento da região sólida pelo processo de difusão e se expandem até atingir a solidificação (FERREIRA, 2010).

O processo de nucleação é compreendido como a formação de uma nova fase a partir de outra, onde é caracterizado por contornos bem definidos em posições bem específicas. Na solidificação, a nucleação é o processo de formação de partículas sólidas cercados por material líquido. Em seguida após a formação do núcleo sólido, há a formação de uma fase de crescimento, onde os átomos se ligam para a interface de crescimento, por sua vez para que ocorra essa ligação os átomos tendem a se ligar com uma maior ou menor facilidade. Em outras palavras depende da estrutura da

interface sólido/líquido em nível atômico, conforme ilustrado na Figura 2.1 (GARCIA, 2007, FERREIRA, 2010)

Figura 2.1. Processo de nucleação e crescimento



Fonte: Baldam, 2014.

Garcia (2007), também relatou que essa nucleação pode ser homogênea ou heterogênea. Quando a formação do sólido é formada dentro do próprio líquido, sem haver nem um tipo de estimulante energético do meio externo, é a nucleação homogênea. Por outro lado, o sólido pode surgir por meio de uma ação catalizadora devido à presença, no volume do líquido, de superfícies adequadas e de natureza diversa do líquido, tais como partículas sólidas em suspensão, paredes do molde, uma película de óxido na superfície do líquido, ou elementos ou compostos inseridos propositalmente.

Rios (1997), explanou ainda mais a ideia, onde ele nos diz que essa nova fase vai depender muito da reação e que ela tende a se dividir em duas etapas: a nucleação e o crescimento. Essa nucleação se dá pela formação de partículas muito pequenas, seguidas pelo crescimento dessas partículas. Esse avanço de crescimento é relativamente lento. Esse crescimento é o resultado da transferência de átomos individuais através da interface.

Soares (2000) acrescentou que nas regiões mais próximas da parede do molde é onde vai ocorrer a primeira transformação de fases e o tipo de molde afeta a formação da microestrutura de forma direta, por ocasião da influência da taxa de resfriamento. A microestrutura é um fator importante para as propriedades finais mecânicas da liga, onde os grãos mais bem refinados tendem a melhorar as propriedades.

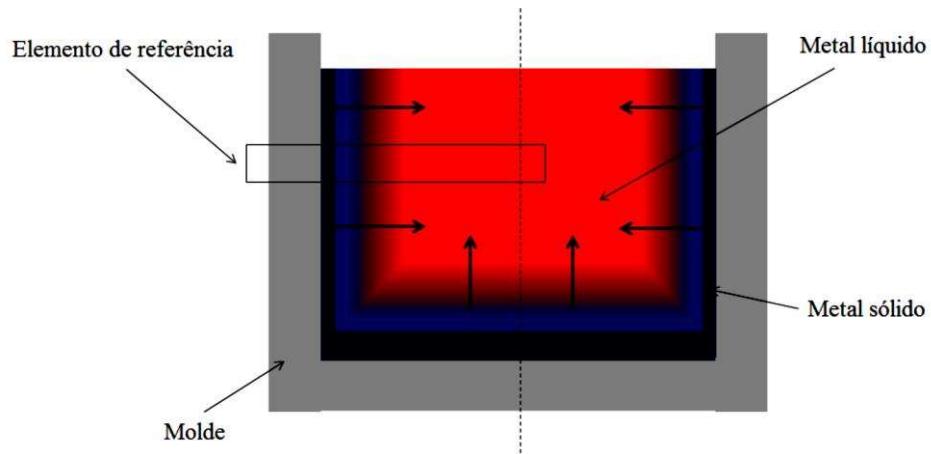
A influência das variáveis (velocidade da isoterma *liquidus*, taxa de resfriamento, gradiente térmico) durante a solidificação, tem uma intervenção direta no preenchimento do molde. Sendo esse o principal meio para que ocorra a transformação sólido/líquido (S/L), assim como absorção de calor, logo é o molde que influencia na velocidade e nas taxas de resfriamento (GARCIA, 2007).

Segundo Santos (2006), no processo de solidificação o sólido resultante de um material puro possui uma estrutura formada por grãos com apenas uma única fase. Já uma solidificação de uma liga metálica pode haver distintas fases sólidas no mesmo estado sólido, denominada de uma estrutura polifásica. Antes de iniciar o processo de solidificação o metal líquido é vazado no molde a uma temperatura superior a temperatura que ocorre a formação dos primeiros núcleos sólidos. O metal fundido preenche completamente o volume do molde.

É no sistema metal/molde que a extração de calor latente ocorre mais intensamente e essa extração de calor é diretamente relacionada com os parâmetros térmicos, como a velocidade de solidificação e com as mudanças que ocorrem na fase sólido líquida. Estes interferem de forma direta nas propriedades, tais como mecânicas e elétricas do produto no processo de solidificação. Dessa forma percebe-se a importância do controle dos parâmetros térmicos durante o processo de solidificação (ROCHA, 2003; GARCIA, 2007; BARROS, 2018).

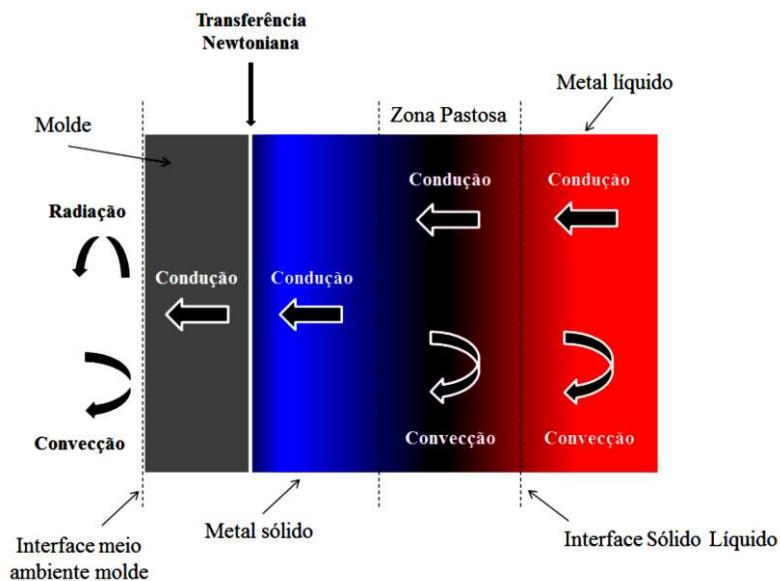
De uma forma mais didática e para uma melhor compreensão da análise sobre a taxa de extração do calor, a Figura 2.3 apresenta as configurações esquemáticas dos modos de transferência de calor que podem ocorrer ao longo do processo de solidificação. A Figura 2.2 mostra o esquema de um sistema metal/molde durante um processo de fundição de metais, apresentando um elemento de referência, o qual se encontra representado esquematicamente na Figura 2.3, indicando os modos de transferência de calor que podem atuar durante o processo, tais como: condução térmica no metal e no molde; transferência newtoniana na interface metal/molde; convecção no metal líquido e na interface molde/ambiente e radiação térmica do molde para o ambiente (GARCIA, 2007). Como exemplo, a Figura 2.4 representa um esquema completo de um sistema metal/molde em processo de solidificação direcional ascendente (Figura 2.4a), contemplando os referidos modos de transferência de calor (Figura 2.4b), incluindo os perfis de temperatura, bem como a transferência de calor Newtoniana que atua na interface de transferência de calor (Figura 2.4c).

Figura 2.2 – Esquema de um sistema metal/molde durante um processo de fundição de metais.



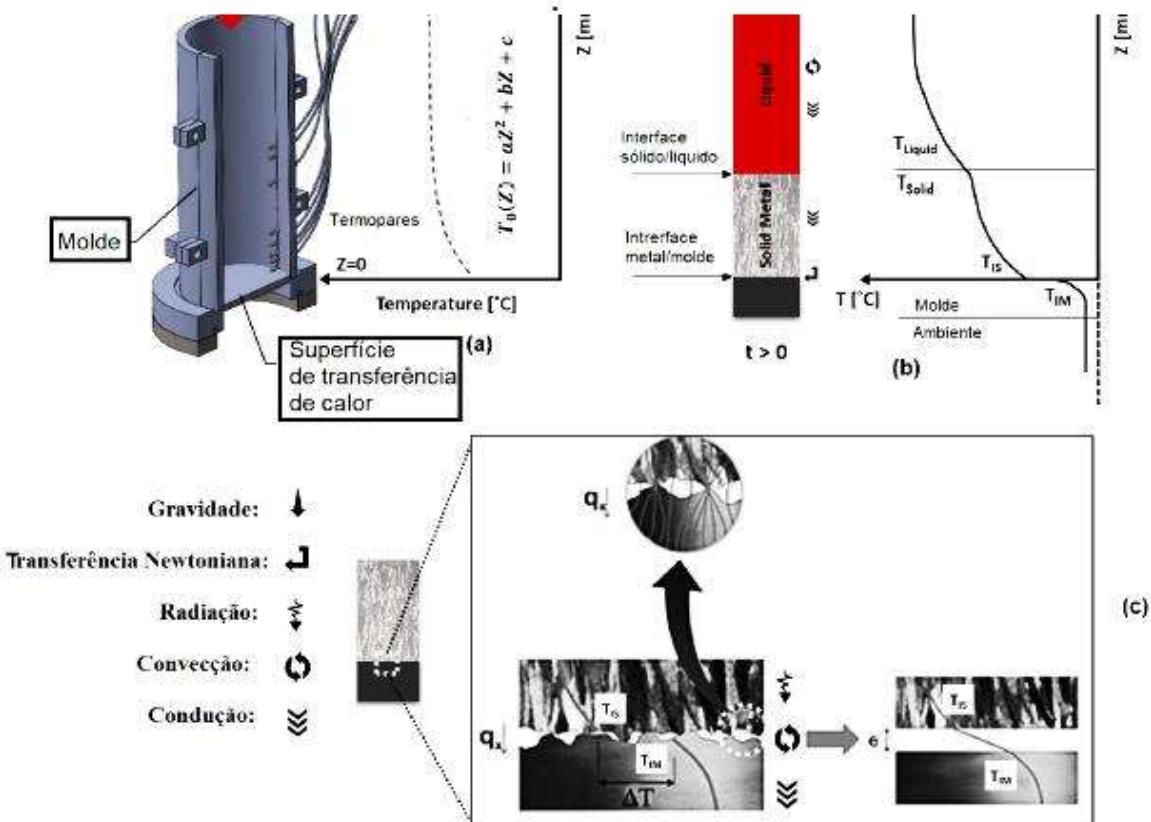
Fonte: Rodrigues, 2017.

Figura 2.3 - Modos de transferência de calor atuantes no sistema metal/molde



Fonte: Rodrigues, 2017.

Figura 2.4 - Representação dos modos de transferência de calor que atuam na interface metal/molde durante a solidificação direcional: (a) Sistema metal/molde, (b) Formação da camada sólida e (c) contato entre as superfícies.



Fonte: Reportado por Rocha et al (2020). Adaptado de: Santos, 2006; Peres, 2005; Spinelli, 2005.

No início da solidificação, uma fina camada de metal se forma junto à parede do molde. Porém, à medida que o processo avança, um espaço físico (gap) é formado separando o metal e o molde, que se desenvolve em consequência de mecanismos associados principalmente à interação físico-química do metal com o molde: contração do metal e expansão do molde. Essa separação física gradativa entre metal e molde resulta em uma resistência térmica à passagem do calor em direção ao molde (SANTOS, 2006; GARCIA, 2007; BARROS, 2018; ROCHA, 2024). Segundo esses autores, o inverso dessa resistência é conhecido como coeficiente de transferência de calor metal/molde ( $h_i$ ). O fenômeno da solidificação pode ser investigado experimentalmente em função da direção na qual o fluxo de calor é extraído e do sentido de avanço da frente de solidificação. A literatura apresenta trabalhos que

avaliam a influência de fatores, como a convecção natural devido a fatores térmicos e composticionais, na formação e nos parâmetros quantificadores das estruturas de solidificação (ROSA, 2007; OSÓRIO, 2004; SIQUEIRA, 2002, ROCHA et al, 2020; ROCHA 2024, BARROS *et al.*, 2018). Essas investigações têm permitido a obtenção de muitas informações relevantes sobre a evolução da cinética do processo de solidificação e sobre a redistribuição de soluto (macrossegregação e microssegregação) de ligas de sistemas metálicos (ROSA, 2007; OSÓRIO, 2004; SIQUEIRA, 2002).

## 2.2. TÉCNICAS DE SOLIDIFICAÇÃO DIRECIONAL

O estudo dos fenômenos de solidificação pode ser verificado de forma experimental em função da direção de crescimento do sólido, onde o fluxo de calor pode ser extraído no sentido contrário ou mesmo sentido do progresso da frente de solidificação, e contra ou a favor da gravidade, tais técnicas são conhecidas como solidificação vertical ascendente e descendente, respectivamente. Além disso, a solidificação pode ocorrer com a direção e sentido da frente de solidificação perpendicular à gravidade, conhecida como solidificação horizontal (BARROS, 2018, ROCHA, 2024). Um aspecto típico dessas técnicas é que, durante o processo de solidificação, o soluto é rejeitado na frente de solidificação durante a movimentação do líquido, e dependendo do par soluto/solvente, pode ocorrer a formação de um líquido interdendrítico mais denso que o restante do volume global de metal líquido

No caso em que a solidificação avança no sentido contrário ao da gravidade, vários estudiosos desenvolveram trabalhos com a finalidade de analisar de forma experimental o processo de solidificação com tal configuração (SIQUEIRA, 2002; ROCHA, 2003; PERES, 2005; SPINELLI, 2005; ROSA, 2007; CANTE, 2009; GOULART, 2010; SILVA, 2011; MEZA, 2012; GOMES, 2012; FREITAS, 2013; ÇADIRLI, 2013; BRITO, 2016; MOURA, 2020; COSTA, 2016; ROCHA, 2024; DANTAS, 2014; ARAÚJO, 2015; FILHO, 2017; CHRISÓSTIMO, 2019; MOURA, 2020; FARIA, 2015; DREVET, 2000).

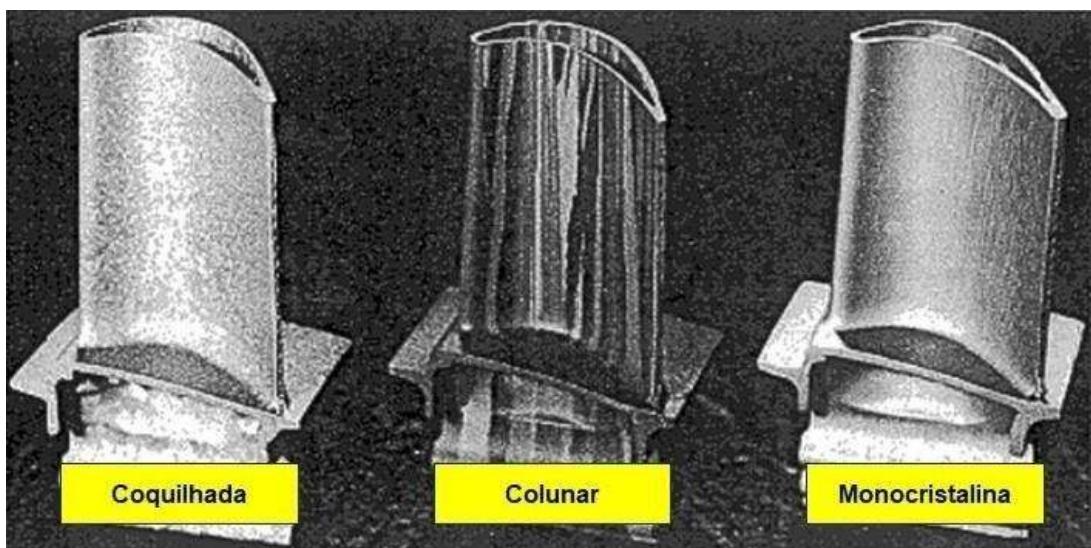
A referida técnica tem sido cada vez mais frequente em estudos que envolvem a caracterização macroestrutural, microestrutural e a análise de segregação. Esta técnica permite obter macroestrutura constituída por grãos colunares alinhados numa única direção (SIQUEIRA, 2002). Nas estruturas colunares, as ramificações

dendríticas primárias, assim como os contornos de grão estão alinhados. Um exemplo típico de utilização de crescimento colunar é o da fabricação de lâminas de turbinas para motores a jato, para uma liga à base de Níquel ( $62\text{Ni}_8,1\text{Cr}_9,2\text{Co}_9,5\text{W}_5,6\text{Al}$   $0,7\text{Ti}_{0,5}\text{Mo}$ ) (NASCIMENTO, 2015). A estrutura colunar é obtida através da imposição de um elevado gradiente de temperatura ao molde (NASCIMENTO, 2015).

A solidificação pode ocorrer em regime estacionário (OGATA, 2017) ou em regime transitório de fluxo de calor (SIQUEIRA, 2002; ROCHA, 2003; PERES, 2005; SPINELLI, 2005; ROSA, 2007; CANTE, 2009; GOULART, 2010; SILVA, 2011; MEZA, 2012; GOMES, 2012; FREITAS, 2013; BRITO, 2016; MOURA, 2020; COSTA, 2016; BARROS; 2002; ROCHA; 2024).

Uma forma de produzir lingotes completamente colunares consiste na utilização de dispositivos de solidificação unidirecional como o mostrado na Figura 2.5. Esse dispositivo deve apresentar um bom isolamento térmico nas laterais para evitar a extração de calor pelas paredes do molde e impedir a possibilidade de nucleação de cristais junto a essas paredes e à frente da interface de crescimento. Se o cristal primário tiver uma densidade maior do que a do metal líquido o dispositivo deve ser refrigerado pela base, provocando uma solidificação vertical ascendente.

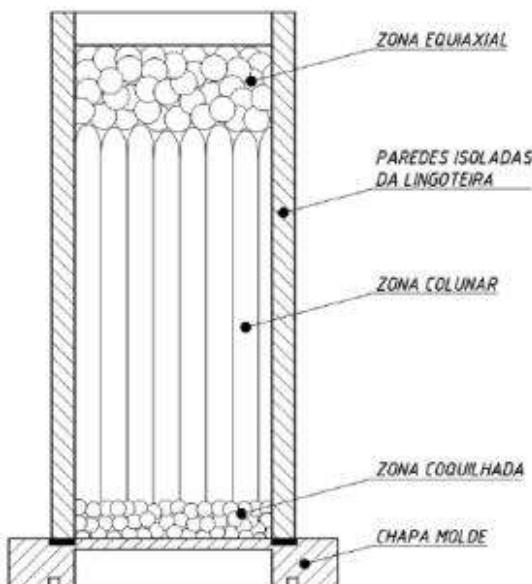
Figura 2.5 - Macroestruturas de lâminas de turbina de liga à base de níquel, da esquerda para a direita estrutura equiaxial, colunar e monocristalina.



Fonte: Svoboda, 1988.

No referido dispositivo, e segundo o autor Svoboda (1988), a solidificação se processa a partir da formação, no líquido, de núcleos sólidos que crescem em função das condições locais de resfriamento. A macroestrutura de um metal solidificado é definida como a caracterização dos seus grãos cristalinos, ou seja, suas dimensões, orientações cristalográficas, forma e distribuição. O aspecto mais importante na formação da macroestrutura de um metal fundido está ligado à sua correlação com as propriedades mecânicas do produto solidificado. De maneira geral, nos materiais policristalinos podem-se identificar três zonas macroestruturais distintas, denominadas: coquihada, colunar e equiaxial, conforme apresentado na Figura 2.6.

Figura 2.6 - Esquema com as diversas regiões macroestruturais do processo de solidificação



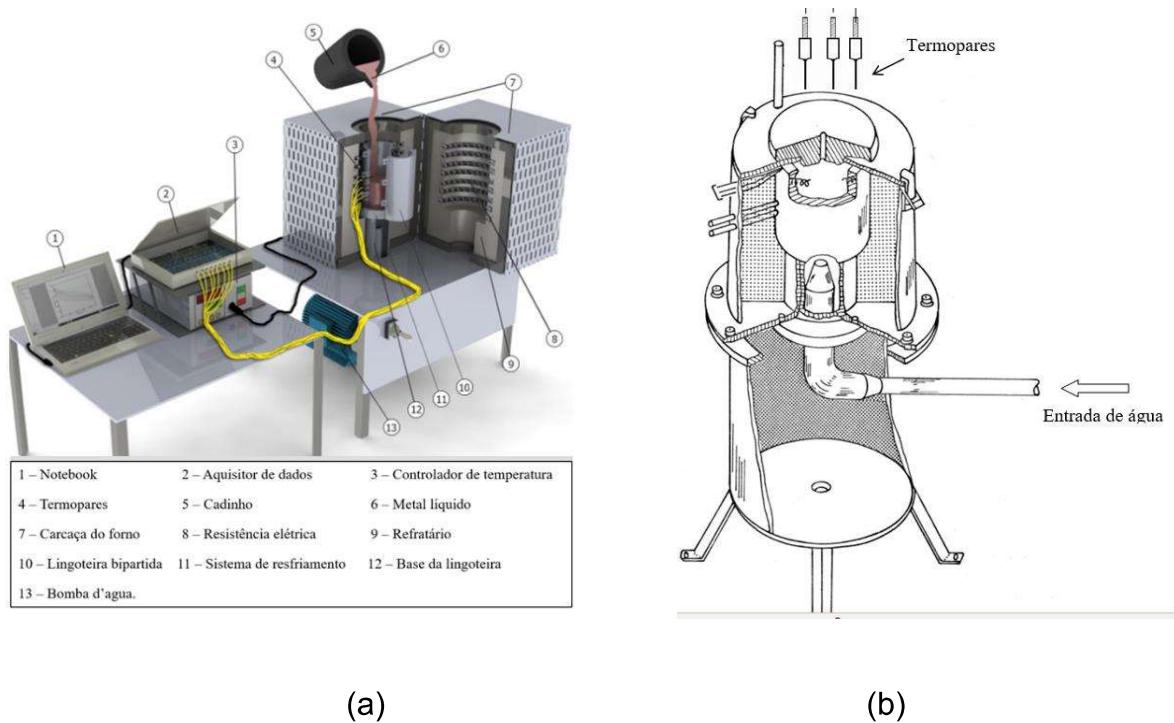
Fonte: Farias, 2015.

### **2.2.1. Dispositivo de solidificação vertical ascendente**

A Figura 2.7 apresenta um esquema do dispositivo de solidificação vertical ascendente, o qual foi usado e descrito em vários estudos (SIQUEIRA, 2002; ROCHA, 2003; PERES, 2005; SPINELLI, 2005; ROSA, 2007; CANTE, 2009; GOULART, 2010; SILVA, 2011; MEZA, 2012; GOMES, 2012; FREITAS, 2013; BRITO, 2016; MOURA, 2020; COSTA, 2016; BARROS, 2022; ROCHA; 2024). Nesse dispositivo, quando a temperatura do metal líquido atinge um determinado valor, inicia-se a solidificação através do acionamento da água de refrigeração na parte inferior do molde. Um

conjunto de termopares inseridos dentro do metal em diferentes posições a partir da base permite o registro da evolução térmica durante todo o processo, que será utilizado posteriormente para a determinação das variáveis térmicas da solidificação. Nesse tipo de dispositivo, a solidificação se processa em sentido contrário ao da ação da gravidade e, consequentemente, o próprio peso do lingote atua no sentido de favorecer o contato térmico com a base refrigerada (GARCIA, 2007).

Figura 2.7 – Esquemas de dispositivos de solidificação unidirecional ascendente



(a)

(b)

Fonte: Faria et al 2015, (b) Garcia, 2007.

Na solidificação unidirecional vertical ascendente isso faz com que a solidificação se processe de forma completamente estável sob ponto de vista de movimentação do líquido (GARCIA, 2007). Como o perfil de temperaturas no líquido é crescente em direção ao topo do lingote, o líquido mais denso localiza-se junto à fronteira de transformação sólido/líquido, e não ocorrem correntes convectivas nem por diferenças de temperatura e nem por diferenças de concentração. Isso permite uma análise experimental e cálculos teóricos isentos deste complicador, já que a

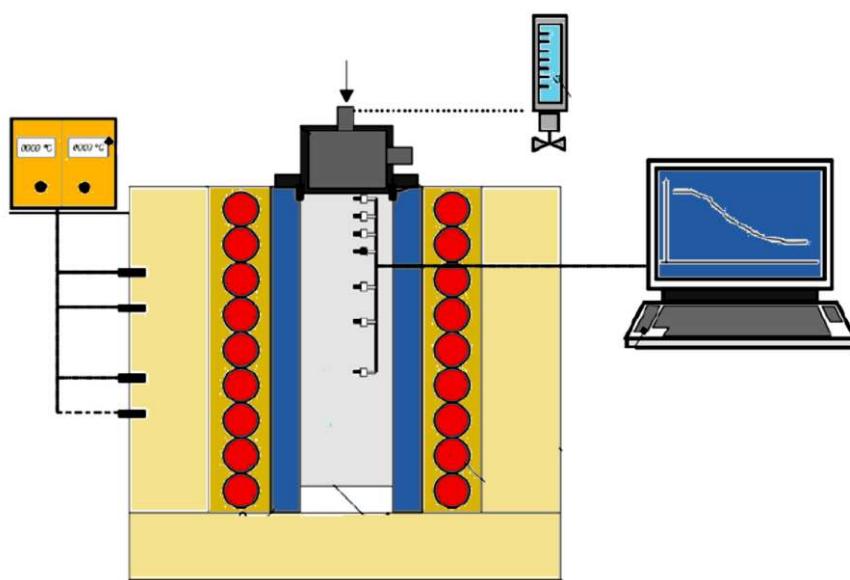
transferência de calor dentro do lingote é realizada essencialmente por condução térmica unidimensional (OSÓRIO, 2004; SIQUEIRA, 2002; ROCHA, 2003).

### 2.2.2. Dispositivo de solidificação vertical descendente

Spinelli (2005) relatou que o dispositivo do tipo descendente, a solidificação unidirecional vertical descendente tem como princípio o acionamento de um sistema de refrigeração similar ao ascendente, contudo localizado na parte superior do molde, dessa forma o processo acontece no sentido vertical de cima para baixo no sentido da ação da gravidade, por conseguinte a força peso atua no sentido de deslocar o material fundido do contato com a base refrigerante. Os movimentos convectivos se fazem presente nesse tipo de solidificação, pois o perfil de temperatura do líquido é crescente em direção a base do lingote, que se encontra isolada termicamente.

Esse tipo de solidificação é muito necessário para estudo de comparações das correntes convectivas e os efeitos que essas correntes têm sobre o arranjo da estrutura de solidificação. A comparação evidencia-se mais adequada quando se usa ligas com composições do par solvente-soluto iguais em proporções (ROSA, 2004; SPINELLI, 2005; GARCIA, 2007; SILVA, 2011). Figura 2.8 apresenta um esquema do dispositivo deste dispositivo.

Figura 2.8 - Dispositivo de solidificação unidirecional descendente



Fonte: Reportado por Dantas (2014). Adaptado de: Garcia, 2005.

Segundo Spinelli (2005), no caso de a frente de solidificação avançar no sentido descendente, ou seja, na mesma direção e sentido da gravidade, a força peso atua no sentido de deslocar o lingote do contato com a base refrigerada, provocando mais precocemente uma situação de maior resistência térmica na interface metal/molde, influenciando na cinética da transformação líquido/sólido. Nesta condição é inevitável o movimento convectivo, e ele estará presente já que o perfil de temperatura do líquido é crescente em direção à base do lingote, que é isolada termicamente. Nesta situação, se o soluto rejeitado provocar um líquido interdendrítico com densidade maior do que aquela correspondente a do líquido na concentração nominal da liga, além da convecção por diferenças de temperaturas, também estará presente a convecção por diferenças de concentração de soluto. Spinelli et al (2005) estudaram o efeito da convecção natural na formação estrutural de ligas do sistema Sn-Pb e constataram que as correntes convectivas influenciam nas variáveis térmicas e na formação da macroestrutura e da microestrutura.

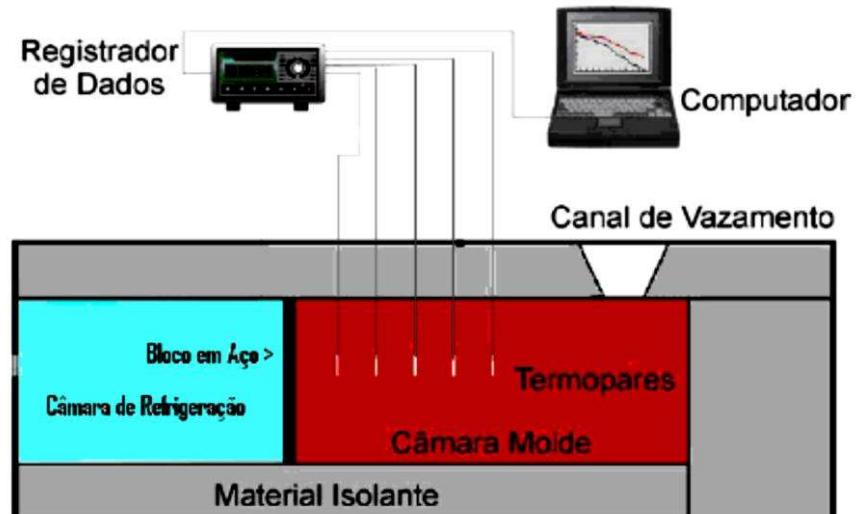
### **2.2.3. Dispositivo de solidificação horizontal**

Esta configuração é sem dúvida a mais complexa sob o ponto de vista de determinação das variáveis térmicas de (QUARESMA, 1999; SPINELLI, 2005; AZEVEDO, 2020; LIMA, 2018; BARBOSA, 2019; BARROS, 2018; DILLON, 2021). Segundo esses autores, o processo pode ser conduzido configurações distintas: A primeira a partir do vazamento do metal líquido dentro do molde isolado termicamente nas laterais e com remoção de calor por apenas uma das extremidades através de um bloco maciço metálico, como mostrado na Figura 2.9. A segunda, através de uma câmara de refrigeração, ou através de sistema semelhante, porém que permita fundir o metal em seu interior até que uma determinada temperatura seja alcançada, a partir da qual a refrigeração se inicia promovendo a solidificação, como apresentado na Figura 2.10.

No primeiro caso, a turbulência do vazamento induz correntes de convecção forçada que levam algum tempo para se dissipar e agem com intensidades diferentes ao longo da seção do lingote. Não se pode afirmar que neste caso esteja ocorrendo rigorosamente uma solidificação unidirecional mesmo com a fonte fria determinando o transporte de calor essencialmente em sua direção.

Na segunda situação, a solidificação direcional é garantida devido a maior estabilidade em relação ao movimento do metal líquido, já que o metal funde no interior da lingoteira. Entretanto, é importante ressaltar que não se podem garantir as mesmas variáveis térmicas de solidificação ao longo de diferentes seções horizontais da base ao topo do lingote, já que instabilidades térmicas e diferenças de densidade no líquido irão induzir correntes convectivas que serão diferentes ao longo destas seções (QUARESMA, 1999; SPINELLI, 2005; AZEVEDO, 2020; LIMA, 2018; BARBOSA, 2019; BARROS, 2018; DILLON, 2021). A Figura 2.9 mostra um esquema de um dispositivo de solidificação unidirecional horizontal com vazamento de metal líquido dentro da câmara do molde e na Figura 10 o dispositivo de solidificação horizontal refrigerado água.

Figura 2.9 - Dispositivo de solidificação horizontal com molde maciço



Fonte: Quaresma, 1999

Figura 2.10 - Dispositivo de solidificação horizontal refrigerado água

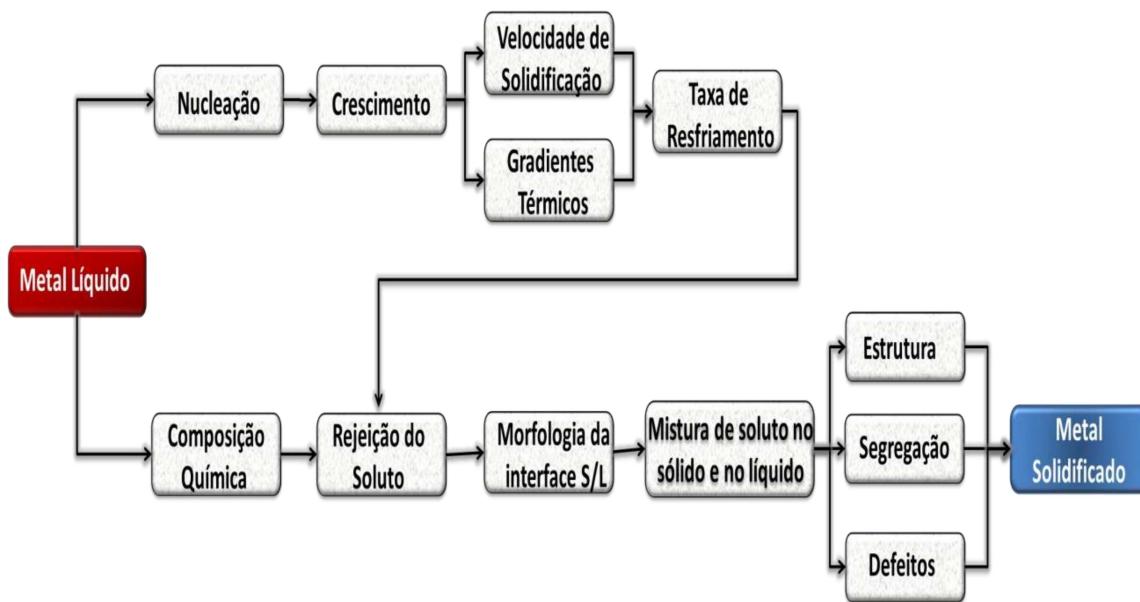


Fonte: Adaptado de: (a) Rodrigues (2021); Barbosa (2019)

### 2.3. PARÂMETROS TÉRMICOS DE SOLIDIFICAÇÃO

Os parâmetros térmicos de solidificação têm relação com a cinética do processo de solidificação. Pode-se destacar como parâmetros: velocidade da isoterma *liquidus* ( $V_L$ ), taxa de resfriamento ( $T_R$ ) e o gradiente de temperatura ( $G_L$ ). Esses são parâmetros determinantes da morfologia das estruturas de solidificação, em escalas microestruturais e macroestruturais (GARCIA, 2007; BARROS, 2018; ROCHA, 2024). As propriedades químicas, de superfícies e mecânicas, como a dureza e resistência ao desgaste têm uma relação direta com a composição da liga e com os parâmetros térmicos supracitados. Na Figura 2.11 mostra-se os fenômenos que ocorrem durante o processo de solidificação de um metal. Baseado nisso compreende o processo e a determinação de distribuição de temperaturas no sistema metal/molde e ainda a cinética envolvida no processo (ROCHA, 2003; GARCIA, 2007; SILVA, 2007; MOUTINHO, 2007; SILVA, 2008; CRUZ, 2010; CARVALHO, 2011; GOMES, 2012; DIAS, 2012; COSTA, 2013; BARROS, 2016; SOUZA, 2016; LIMA, 2018; LIMA *et al.*, 2018; MAGNO, 2018; SOUZA, 2018; SOUZA *et al.*, 2018; BARBOSA *et al.*, 2019).

**Figura 2.11 – Encadeamento de fatores e eventos durante o processo de solidificação**



Fonte: Reportado por Paixão (2019). Adaptado de: Garcia (2007).

Os estudos ligados à solidificação unidirecional envolvem dois tipos principais: aqueles que investigam a solidificação em estado estacionário de fluxo de calor e os de solidificação em estado transiente. No estado estacionária, tanto o gradiente térmico ( $G_L$ ), como a velocidade de solidificação ( $V_L$ ) são controlados de forma independente e mantidos constantes durante o experimento. As técnicas empregadas por Bridgman/Stockbarger são capazes de estabelecer relações quantitativas entre aspectos microestruturais, tais como os espaçamentos interdendríticos, permitindo a análise da influência de cada variável e de forma independente, possibilitando um abrangente mapeamento experimental dos parâmetros microestruturais nesta condição de solidificação (GÜNDÜZ;ÇADIRLI, 2002; KURZ; FISHER, 1981; TAN & ZABARAS, 2007; TRIVEDI, 1984). Na solidificação em condições transientes de fluxo de calor, a velocidade da isotermia liquidus e o gradiente de temperatura variam de forma livre com o tempo e com a posição no interior do metal. O estado transiente é o que ocorre na maioria dos processos industriais que envolvem o processo de solidificação, a análise teórica e experimental da influência dos parâmetros térmicos sobre os parâmetros da macroestrutura e da microestrutura para os diversos sistemas metálicos assume características de extrema relevância (ROCHA, 2003).

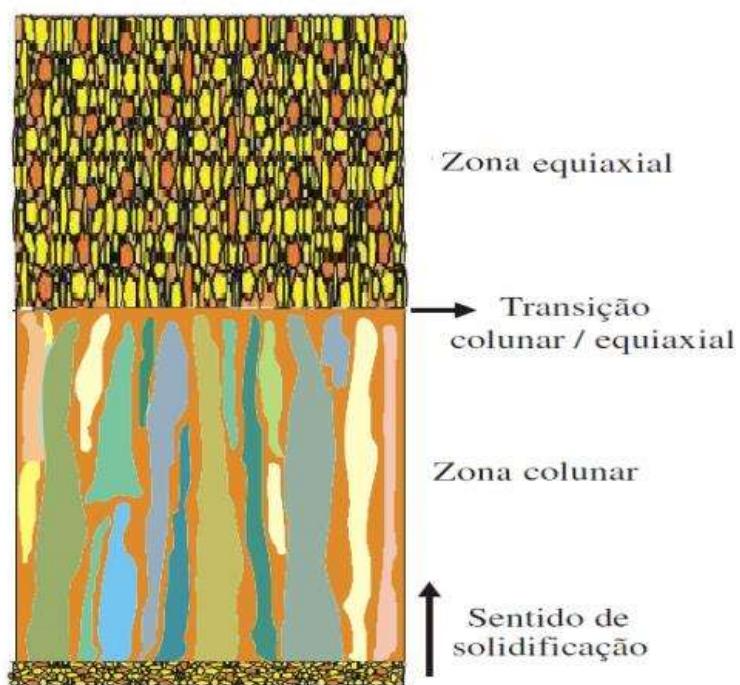
## 2.4 ESTRUTURA DE SOLIDIFICAÇÃO

### 2.4.1 Macroestrutura de solidificação

Peças fundidas apresentam características mecânicas que dependem de aspectos descritos da sua estrutura, como tamanho de grão, espaçamentos dendríticos, lamelares ou fibrosos, e defeitos, como heterogeneidades de composição química, do tamanho e forma das inclusões, da porosidade, que por sua vez são função das condições de solidificação, e que afetam, portanto, as suas propriedades mecânicas (SIQUEIRA, 2002).

A macroestrutura de metais ou ligas metálicas é caracterizada por seus grãos cristalinos visíveis e possui como parâmetros de análise suas dimensões, orientações cristalográficas, forma e distribuição. O aspecto mais importante na formação da macroestrutura de um metal fundido está ligado à sua correlação com as propriedades mecânicas do produto solidificado (DANTAS, 2014). Ela apresenta três zonas distintas: coquinhada, colunar e equiaxial, que dependem dos parâmetros empregados no processo de solidificação, conforme a Figura 2.12.

Figura 2.12: Macroestrutura da solidificação

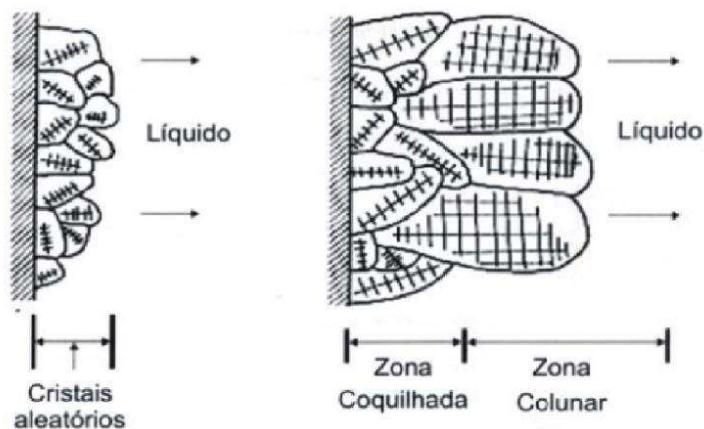


Fonte: Reportado por Dantas (2014). Adaptado de: Carvalho, 2016.

A zona coquinhada possui grãos cristalinos normalmente de pequena dimensão com orientação aleatória, esse tipo de macroestrutura é localizado junto a parede do molde resultado da grande diferença de temperatura do metal líquido em contato com a parede do molde no vazamento (SIQUEIRA, 2002). Segundo Garcia (GARCIA, 2007), o tamanho dessa zona depende de uma série de fatores dentre os quais pode-se citar as propriedades termofísicas do material do molde, o coeficiente de transferência de calor metal/molde e a temperatura de vazamento do metal líquido.

Trabalhos têm reportado (SIQUEIRA, 2002; OSÓRIO, 2004; PERES, 2005) que a zona colunar desenvolve-se a partir da zona coquinhada através da tendência de crescimento preferencial dos grãos, estes são alongados e alinhados paralelamente com a direção do fluxo de calor e a secção transversal aumenta à medida que a frente de solidificação se afasta do molde, como esses núcleos de crescimento preferencial tendem a crescer mais rapidamente, bloqueiam o crescimento dos demais grãos coquinhados que não possuem direção favorável de crescimento. A Figura 2.13 apresenta o esquema de crescimento dos grãos colunares a partir dos coquinhados (GARCIA, 2007).

Figura 2.13: Representação esquemática do crescimento de grãos na região coquinhada e do surgimento de grãos colunares a partir dos grãos coquinhados com orientação favorável.



Fonte: Reportado por Dantas (2014). Adaptado de: Carvalho, 2016.

Garcia (2007) afirma que algumas variáveis como a velocidade de solidificação e taxa de resfriamento do processo de solidificação têm influência decisiva sobre o tamanho da zona colunar, que aumenta à medida que maiores temperaturas de vazamento são utilizadas.

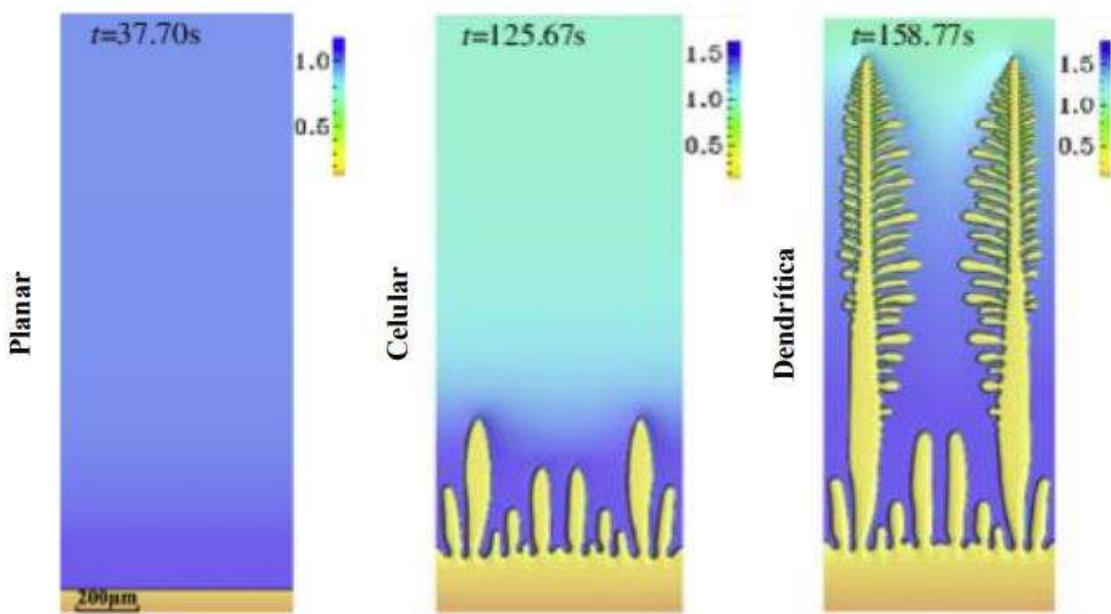
No que se refere à zona equiaxial, ela é formada por grãos sem orientação definida e com maiores dimensões quando comparados a zona coquilha (SIQUEIRA, 2002; OSÓRIO, 2004; PERES, 2005; GARCIA, 2007). De acordo com Santos (2006) a redução do superaquecimento no líquido remanescente, proporciona condição para a nucleação e crescimento de novos grãos que resultarão na formação da zona equiaxial, encerrando o processo de solidificação.

Segundo Peres (PERES, 2005), peças fundidas ou lingotes de materiais metálicos podem apresentar estruturas completamente colunares ou totalmente equiaxiais dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação, tais como relação entre a velocidade da isotermia líquidus e o gradiente de temperatura, ou seja,  $V_L/G_L$ . Entretanto, uma estrutura mais complexa, e que geralmente ocorre na solidificação em moldes metálicos, apresenta os dois tipos de estrutura, constituída por uma mistura de grãos colunares e equiaxais, denominada por transição colunar/equiaxial (TCE) (SIQUEIRA, 2002; OSÓRIO, 2004; PERES, 2005; GARCIA, 2007).

#### **2.4.2 Microestrutura de solidificação**

As possíveis morfologias microestruturais formadas em uma liga fundida dependem diretamente das modificações por meio das quais a frente de solidificação evolui durante a mudança de fase líquido/sólido (BARROS, 2018). A instabilidade da interface sólido/líquido pode originar diferentes morfologias, tais como planar, celular e dendrítica (GARCIA, 2007; BARROS, 2018), as quais se encontram representadas na Figura 2.14 reportada no estudo de Barros (2018).

Figura 2.14. Representação esquemática dos diferentes tipos de microestruturas típicas de solidificação.

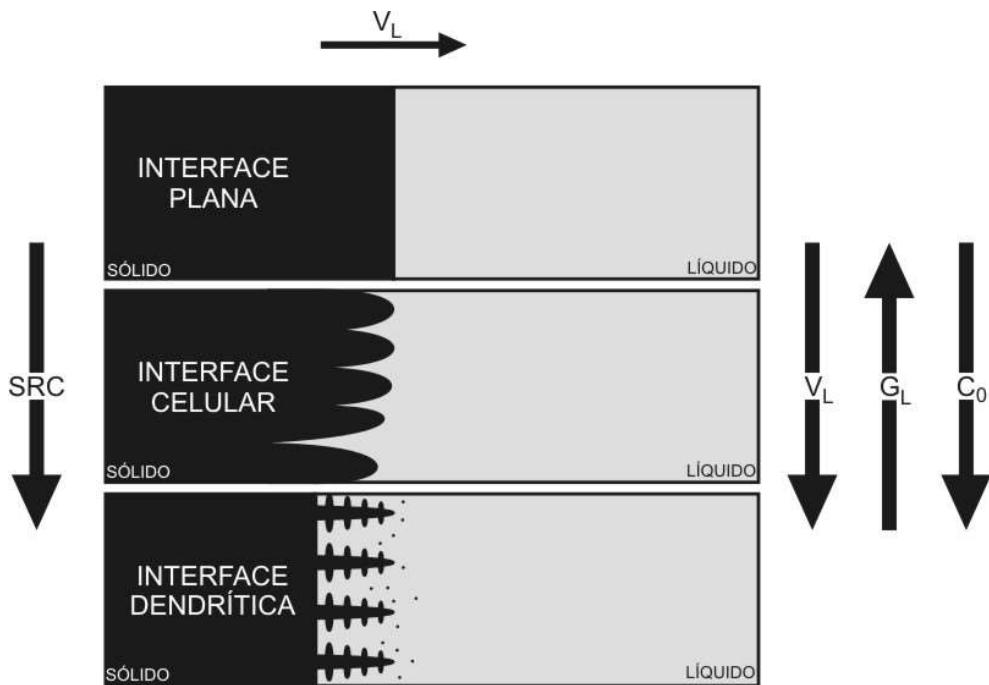


Fonte: Chen et al. (2014), apresentada por Barros (2018).

O acúmulo do teor de soluto à frente da interface sólido/líquido (S/L) é um fator determinante para o surgimento do fenômeno conhecido sempre presente no processo de solidificação, como super-resfriamento constitucional (SRC) cujos efeitos contribuem para a sua consequente instabilidade, pois o líquido na região sob influência do SRC encontra-se instável uma vez que nessa faixa de temperaturas a fase sólida é mais estável que a fase líquida. Assim, há a tendência da desestabilização da interface, inicialmente plana, através da formação de protuberâncias sólidas em frente à mesma que se projetam para o líquido super-resfriado até um ponto em que o super-resfriamento seja apenas necessário para manter a força motriz do crescimento (GARCIA, 2007; BARROS, 2018).

Rocha (ROCHA, 2003) e Garcia (GARCIA, 2007) relataram que o teor soluto ( $C_o$ ) não é o único responsável pelas modificações que ocorrem na interface sólido/líquido, a velocidade de deslocamento da isotermal *liquidus* ( $V_L$ ) e o gradiente de temperatura à frente a esta isotermal ( $G_L$ ) assumem, tal como o  $C_o$ , um papel de elevada importância na instabilidade da interface de solidificação (ROCHA, 2003), tal como mostrado na Figura 2.15. O sentido das setas na Figura 2.15 indicam aumento dos mencionados parâmetros.

Figura 2.15. Esquema dos efeitos do  $S_{RC}$ ,  $V_L$ ,  $T_R$  e  $C_0$  na instabilidade da frente de solidificação e formação das microestruturas.

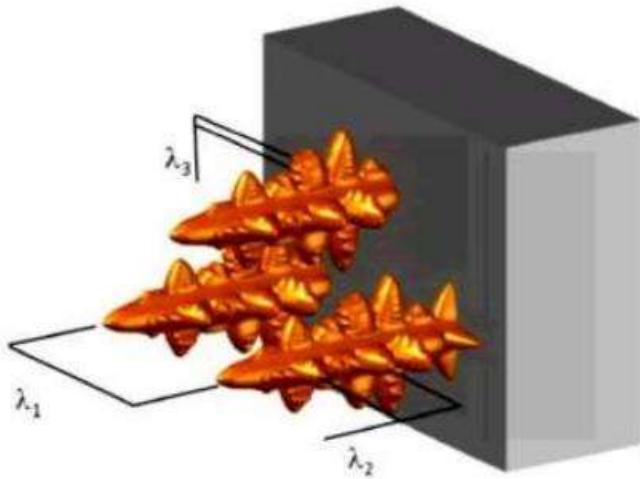


Fonte: Goulart, 2010.

Para Goulart (2010), os tipos de microestruturas presentes em uma liga estão fortemente relacionados com a evolução da forma da interface S/L que ocorre durante a solidificação. Alterações nos parâmetros constitucionais e térmicos do sistema metal/molde que ocorrem durante o processo de solidificação provocam uma instabilidade na interface sólido líquido, dessa forma se tem a origem as microestruturas.

Garcia (2007), sugeriu que a microestrutura predominante na grande maioria dos processos de solidificação é a morfologia dendrítica, onde há medição desse espaçamento interdendrítico. A caracterização utilizada de forma quantitativa para medir esses espaçamentos são as medições dos espaçamentos entre os braços dendríticos primários ( $\lambda_1$ ), secundários ( $\lambda_2$ ) e terciários ( $\lambda_3$ ). Esse método é utilizado para avaliar os efeitos das variáveis térmicas de solidificação sobre a microestrutura formada. Na figura 2.16 estão indicadas esquematicamente a forma como são quantificados  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  e  $\lambda_3$  na microestrutura dendrítica.

Figura 2.16: Representação dos espaçamentos dendríticos primários ( $\lambda_1$ ), secundários ( $\lambda_2$ ) e terciários ( $\lambda_3$ )



Fonte: Reportado por Filho (2017). Adaptado de: Costa, 2013.

#### 2.4.2.1 – Microestruturas de ligas eutéticas

Ligas eutéticas ou com composições próximas são de grande importância para as indústrias de transformações metal/mecânicas, tais como fundição e soldagem, bem como para o meio acadêmico (RIOS, 2020).

Os diagramas eutéticos consideram dois aspectos principais: a completa solubilidade no estado líquido e a parcial solubilidade no estado sólido e os dois pares de linhas *liquidus* e *solidus* apresentando coeficientes de distribuição de soluto ( $k_o$ ) menor do que a unidade (GARCIA, 2007). A temperatura de fusão nessas ligas é mais baixa que cada elemento individualmente. A palavra eutético deriva do grego e significa “de fusão mais fácil” (GARCIA, 2007).

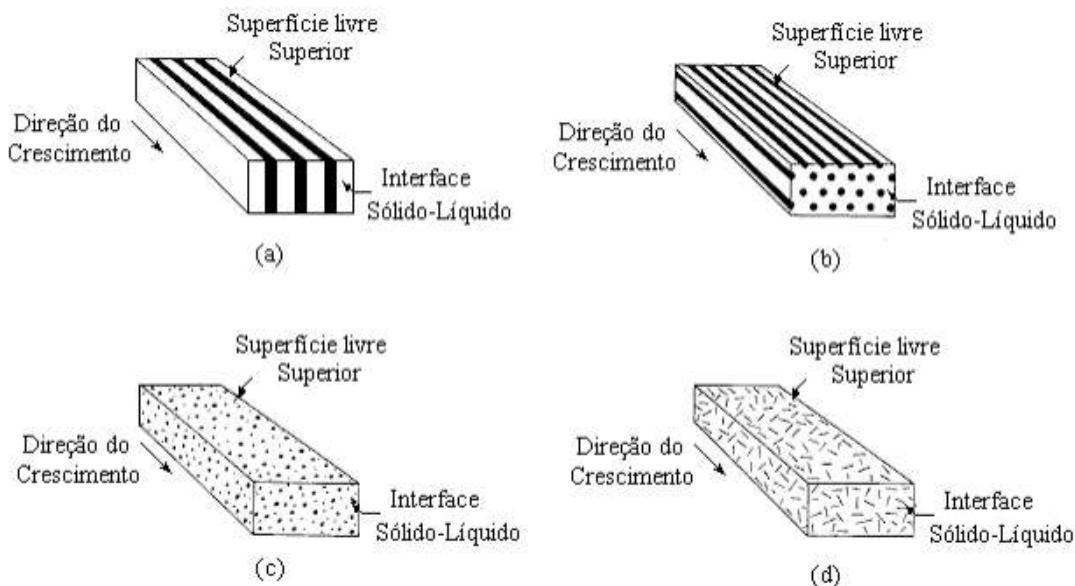
As microestruturas típicas de solidificação de ligas eutéticas têm uma enorme diversificação e por isso podem ser considerados materiais compostos “in situ”. Em Garcia (GARCIA, 2007) elas foram classificadas em três grandes tipos, quais são: regulares, regulares complexas e irregulares. As regulares e irregulares se encontram esquematizadas na Figura 2.17. A regular pode ser encontrada em três morfologia, a primeira regular lamelar constituída de placas paralelas e alternadas das duas fases, tais como observadas em ligas Al-Cu ( $Al_{\alpha}$  e  $\theta-Al_2Cu$ ), como mostrado na Figura 2.17a. A segunda como microestrutura fibrosa (Figura 2.17b) composta de

barras ou lâminas finas de uma das fases envolvida pela fase da matriz. A terceira estrutura é regular globular, como vista na Figura 2.17c. Dependendo da seção de observação, as estruturas fibrosa e globular, podem ser confundidas, sendo necessárias revelá-las nas seções transversal e longitudinal das amostras solidificadas. A Figura 2.17d ilustra a forma para uma microestrutura irregular, consistindo essencialmente de orientações ao acaso de uma das fases com formato acicular.

Garcia (2007) apresentou algumas microestruturas eutéticas típicas de solidificação para vários sistemas de ligas (Al-Cu, Al-Ni e Bi-Pb), as quais se encontram mostradas na Figura 2.18. As Figuras 2.18a e 2.18b representam as microestruturas regulares com morfologias lamelar e fibrosas para ligas dos sistemas Al-Cu e Al-Ni, respectivamente, e a Figura 2.18c apresenta uma microestrutura para o sistema Bi-Sb, composta de duas regiões distintas, conhecidas como estruturas eutéticas complexas, nas quais uma delas apresenta padrão regular repetitivo, igualmente observada nas estruturas regulares, e a outra região com orientação ao acaso, como notada nas estruturas irregulares.

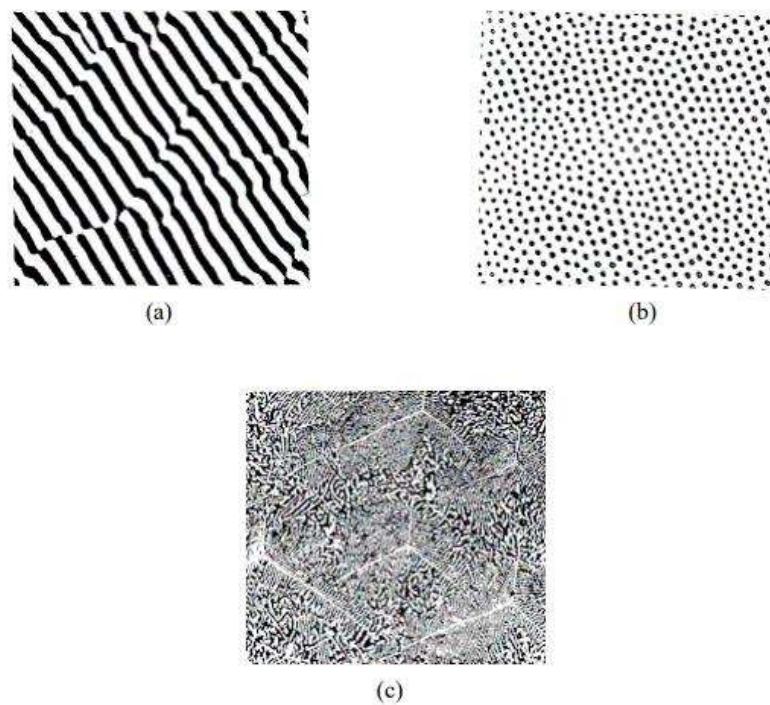
A obtenção de microestruturas regulares com uma uniformidade evidente vai depender de um controle primordial das condições térmicas durante o processo de solidificação, pois qualquer influência pode alterar a estabilidade da estrutura ou até mesmo provocar a formação de estruturas regulares complexas ou irregulares, tal como mostrado na Figura 2.19 para ligas Al-33%Cu-xBe, as quais apresentaram colônias eutéticas para a ligas com  $x=0\%$ Bi, e dendritas com morfologia trevo para ligas com adição de Be.

Figura 2.17: Representações esquemáticas de estruturas eutéticas: (a), (b), (c) regulares nas formas lamelar, barras e globular, respectivamente e (d) irregular na forma acicular



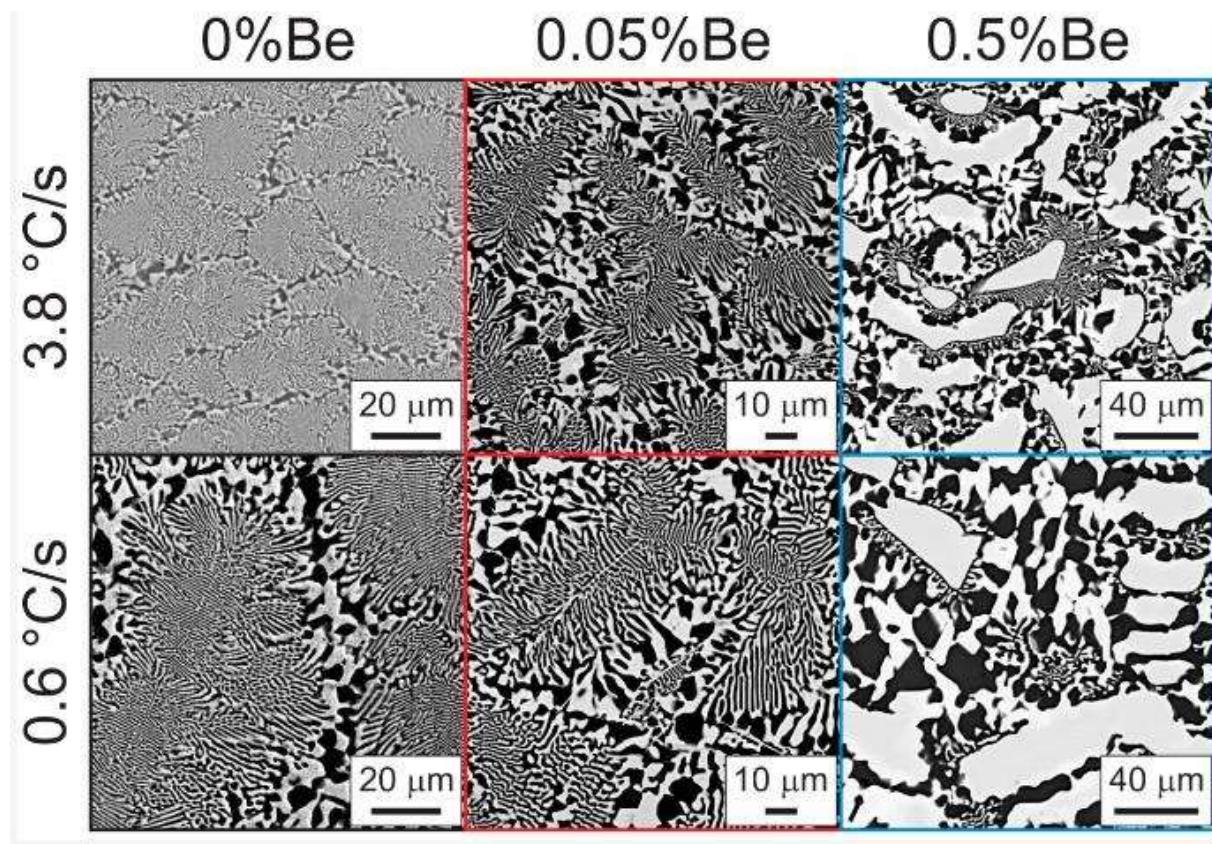
Fonte: Garcia (2007), adaptado de Shewmon, (1969).

Figura 2.18: Microestruturas eutéticas típicas de solidificação: (a) e (b) regulares lamelar e fibroso ou em forma de Barras, e (c) regular complexa.



Fonte: Garcia (2007) e adaptado de Chadwick (1972).

Figura 2.19. Microestruturas típicas de solidificação para ligas Al-33%Cu-xBe solidificadas direcionalmente sob regime transitório de extração de calor.



Fonte: Adaptado de Rodrigues, et al, 2023.

## 2.5 EFEITO DO Bi EM LIGA DE ALUMÍNIO

O diagrama de fases do sistema binário Al-Bi envolve uma reação invariantemente eutética rica em bismuto e outra monotética rica em alumínio representadas pelas correspondentes transformações de fases dadas por  $L1 \rightarrow \alpha + Bi$  e  $L1 \rightarrow \alpha + L2$ , respectivamente (SILVA, 2008; ROCHA, 2024, COSTA; 2016; DERBY & FAVIER, 1983; STOCKER & RATKE, 1999; STOCKER & RATKE, 2000), além de um gap de miscibilidade no líquido. A fase sólida  $\alpha$  é rica em alumínio e o líquido  $L2$  é rico em bismuto que ao solidificar formará também um sólido enriquecido de bismuto (COSTA, 2018, ROCHA, 2024, SILVA, 2008; ROCHA, 2024, COSTA; 2016; DERBY & FAVIER, 1983; STOCKER & RATKE, 1999; STOCKER & RATKE, 2000).

Por outro lado, para ligas monotéticas multicomponentes, as análises das reações invariantes, eutética e monotética, tornam-se mais complexa uma vez que as interações existentes entre os elementos de liga alteram os pares de solubilidade (GRÖBNER e SCHMID-FETZER, 2005; CHEN *et al.*, 2014; KAYA. *et al*, 2003; PERES, *et al.*, 2004; PERES, 2005; ROSA *et al*, 2006; KAYA *et al.*, 2007; CRUZ *et al.*, 2010; CARVALHO; 2013; CARVALHO *et al.*, 2014; GUIMARÃES, 2014; COSTA *et al*; 2019; ROCHA *et al.*, 2020). As ligas monotéticas imiscíveis à base de alumínio têm um potencial significativo para aplicações práticas, tais como incluindo rolamentos autolubrificados, materiais de contato elétrico e fabricação de materiais porosos (RATKE *et al.*, 1995; RATKE, 2010).

Técnica de solidificação direcional tem sido aplicada em vários estudos relacionados às ligas monotéticas à base de Al, para avaliar o impacto inerente dos parâmetros do processo nas características finais da microestrutura (RATKE, *et al*, 1995; RATKE, 2010), tais como o tamanho de grão, morfologia de  $\text{Al}\alpha$ , distribuição de elementos monotéticos, porosidade e inclusões.

A adição do bismuto nessas ligas, por exemplo, corresponde a uma alternativa muito empregada na metalurgia e visa agregar à liga ganhos em propriedades, tal como melhorias tribológicas (COSTA *et al.*, 2016; FREITAS *et al.*, 2014; COSTA *et al.*, 2019; FARAHANY *et al.*, 2016; FARAHANY *et al.*, 2011; FARAHANY *et al.*, 2015). Estudos destacaram que o Bi atua como um lubrificante sólido interno à liga (auto lubrificação), de modo que à medida em que as camadas de material são desgastadas pelo contato e movimento relativo, o Bi é depositado sobre a superfície da liga, alterando os mecanismos de desgaste e reduzindo o volume removido (COSTA *et al.*, 2016; FREITAS *et al.*, 2014).

Resultados com uma liga Al-Si mostraram que a ductilidade foi favorecida após a adição de Sb ou Bi, fato atribuído à morfologia lamelar do silício induzida por presença desses elementos (BARZANI *et al.*, 2013). Além disso, pela característica de imiscibilidade na matriz de alumínio, segundo esses autores o Bi atuou como um lubrificante durante o processo de torneamento e desempenhou adequadamente essa função; uma quantidade maior de Bi foi necessária, quando comparada com adições de Sr ou Sb. Outra pesquisa mostrou que o Bi refina em vez de modificar a estrutura do eutético Si (FARAHANY *et al.*, 2014), e que a adição de 1% em peso de Bi aumentou a resistência à tração, alongamento e energia absorvida para fratura, devido à estrutura de silício eutético refinado. Além das propriedades superlativas de

desgaste que as ligas contendo Bi apresentam, segundo relatos (KONNO, *et al.*, 2021) a reatividade do alumínio com a água para produção de H<sub>2</sub> é mais significativa através da adição de elementos metálicos, como o Bi.

Experimentos de solidificação direcional foram realizados com a liga monotética Al-3,2%-Bi-3%Cu (XAVIER *et al.*, 2020), e os resultados mostraram claramente morfologias celulares e dendríticas de fase Al $\alpha$ . No citado estudo, transições micromorfológicas de dendritos para células foram verificadas para amostras solidificadas a partir de diferentes taxas de (0,025 K/s e 0,01 K/s).

## 2.6 ENSAIO DE DUREZA

As propriedades dos materiais definem o comportamento do material quando sujeito a diversificados tipos de serviços, e no caso específico das propriedades mecânicas em condições de esforços mecânicos, que pode transmitir ou resistir à aplicação de forças externas, dentre as quais se destaca a dureza, definida como deformação permanente quando pressionado por outro material ou resistência a riscos (ÁVILA, 2019). As propriedades mecânicas dos materiais solidificados são normalmente determinadas por meio de ensaios de dureza, pois trata-se de uma técnica bastante simples e fácil de ser executada (KARAKÖSE e KESKIN, 2011; KAYA *et al.*, 2008).

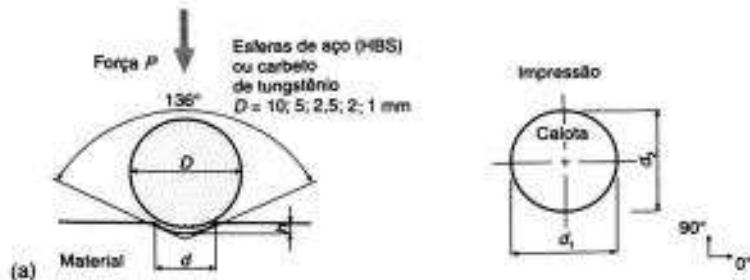
O ensaio de dureza é indicado para o controle de qualidade dos produtos metálicos e consiste na impressão de uma pequena marca feita na superfície da peça pela aplicação de pressão com uma ponta de penetração. A medida da dureza do material é dada em função das características da marca de impressão e da carga aplicada em cada tipo de ensaio de dureza (GARCIA *et al.*, 2012).

Há variadas técnicas de medição de dureza, as principais técnicas utilizam as escalas Brinell, Rockwell e Vickers. A Figura 2.20 apresenta os tipos de ensaio de dureza, destacando as características do tipo de penetração.

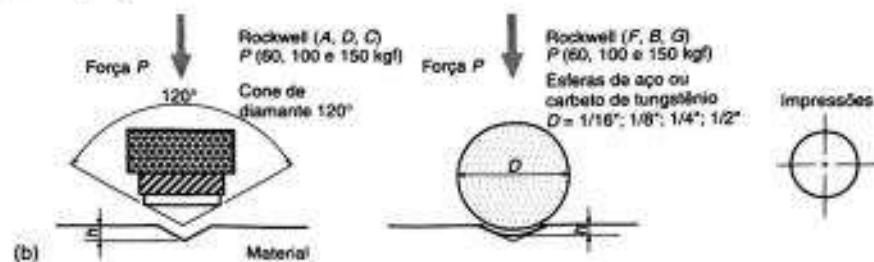
Figura 2.20: Representação esquemática dos tipos de ensaios de dureza.

**BRINNELL HB**

$$HB = \frac{2 \cdot P}{\pi \cdot D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})}; P(\text{kgf}) D, d(\text{mm})$$

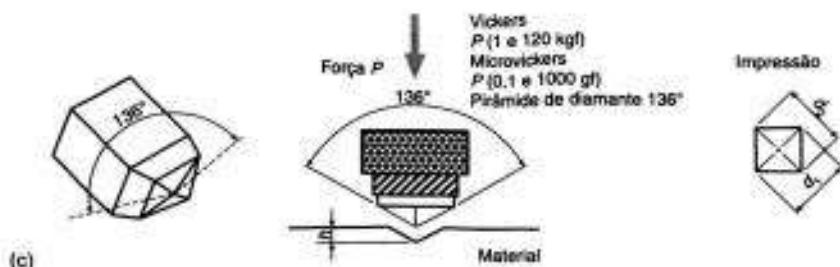


**ROCKWELL (HR)**



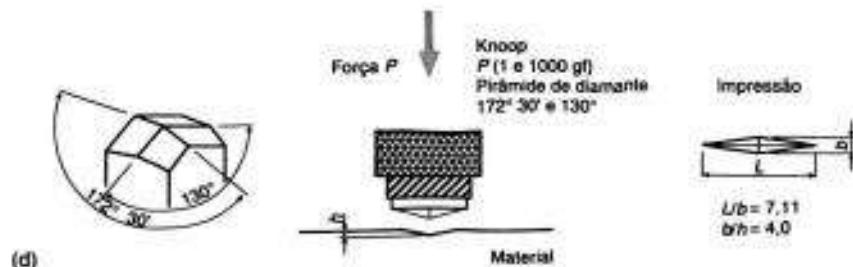
**VICKERS (HV)**

$$HV = 1,89 \cdot \left( \frac{P}{d_i^2} \right); P(\text{kgf}) \text{ e } d_i(\text{mm})$$



**Microdureza KNOOP (HK)**

$$HK = 14,23 \cdot \left( \frac{P}{l^2} \right); P(\text{gf}) \text{ e } l(\mu\text{m})$$

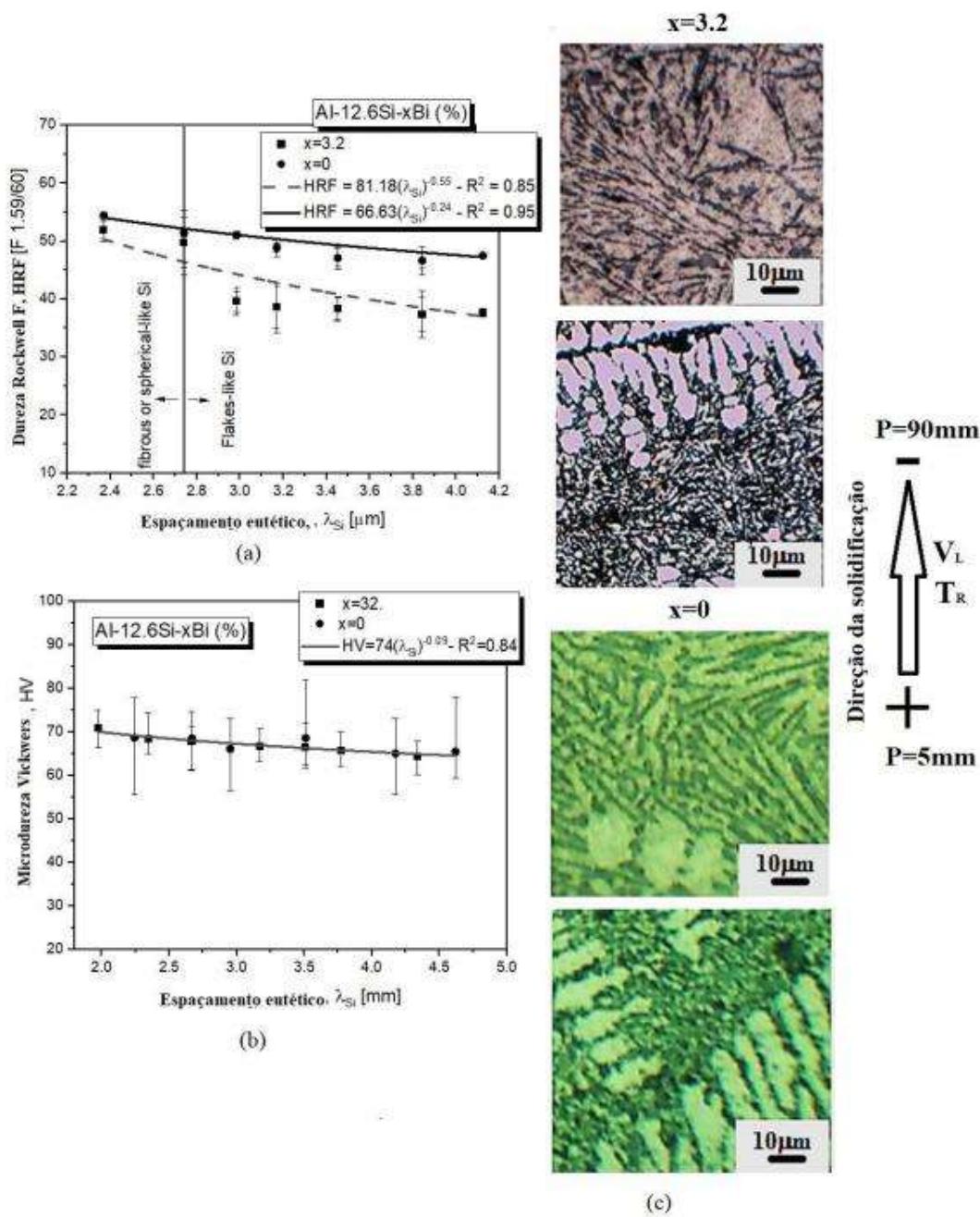


Fonte: Garcia, 2012.

Uma das vantagens dos metais é a capacidade de combinar-se em ligas metálicas e assim aumentar consideravelmente sua dureza com adição de solutos, essas ligas metálicas podem passar por tratamentos térmicos específicos, que viabiliza a obtenção das propriedades mecânicas desejadas (Garcia *et al.*, 2012).

Rocha (2024) estudou a influência da adição de Bi nas durezas Rockwell F (HRF) e Vickers (HV) em uma liga eutética Al-12.6%Si solidificada direcionalmente, usando um sistema de solidificação similar ao do presente trabalho, conforme resultados mostrados na Figura 2.21. Como observado, menores valores HRF e HV foram obtidos para microestruturas eutéticas mais refinadas, ou seja, para menores espaçamentos eutéticos.

Figura 2.21 – Resultados experimental de durezas HRF e HV em função do espaçamento eutético, apresentado por Rocha (2024).



Fonte: Rocha, 2024

## 2.7 DESGASTE

### 2.7.1 Desgaste de ligas metálicas

Quando abordamos desgaste em metais, presume-se de imediato o movimento relativo entre dois componentes, podendo ser um deles fixo, resultando no atrito entre eles. Segundo Costa (COSTA, 2016), entre séculos 14 e 15, Leonardo da Vinci propôs a definição de coeficiente de atrito, adotando como sendo a razão entre a força de atrito e a força normal. Da Vinci foi ainda pioneiro no estudo dos problemas de desgaste em mancais, sendo um dos primeiros a recomendar uma liga metálica que possuiria boa resposta tribológica: Sn-30%Cu (ZUM GAHR, 1987; COSTA, 2016; KATO, 1997). Nesse sentido, o estudo da ciência responsável pelos fenômenos relacionados às interações de superfícies em movimento relativo, a tribologia, vem sendo desenvolvido há séculos, no entanto nas últimas décadas, trabalhos mais aprofundados têm sido realizados visando a otimização de materiais, sobretudo de ligas metálicas (COSTA, 2016).

Costa (2016), tem reportado que na indústria são consideráveis as perdas de capital geradas por interrupções na linha de produção decorrentes do desgaste excessivo de componentes de máquinas rotativas, encarecendo, ou mesmo inviabilizando a cadeia produtiva de um item manufaturado. Sendo assim, a vida útil de uma peça ou equipamento está intimamente ligada à resistência ao desgaste, quando a mesma está sujeita a contato contínuo, ou intermitente. De maneira geral, o desgaste está presente onde há um contato físico entre duas superfícies, um exemplo é o contato que os anéis do pistão exercem sobre a parte interna do cilindro em um motor de combustão, ou o contato de uma ferramenta de corte na usinagem de uma peça. Segundo a norma ASTM G40 – 96, existem vários tipos de desgaste, tais como o desgaste abrasivo (dois ou três corpos) e adesivo.

Segundo Gao (2004) as leis de fricção de Amontons correspondem as versões clássicas das leis de atrito, sendo muito utilizadas por especialistas, técnicos e Engenheiros que atuam utilizando estes fenômenos. Guillaume Amontons tem influência no meio científico, pois ganhou aprovação e reconhecimento nos campos da ciência exata, mas específico na física e na química. Além de ser o inventor de instrumentos para o estudo em questão. Ainda sobre Amontons é aceito como um dos primeiros teóricos que verificou os conceitos de atritos e mostrou as leis de fricção.

Guillaume Amontons é reconhecido no campo da tribologia, pois contribuíram para a dimensão teórica do campo, mas que também promoveram versões práticas e analíticas dos conceitos que, hoje, formam a fundação da tribologia moderna. Junto a Amontons, Da Vinci e Desaguliers, bem como Euler e Coulomb são reconhecidos nos estudos da tribologia. (GAO et al, 2004; OTSUKI e MATSUKAWA, 2013).

Segundo Archard (1957) as leis de Amontons são conhecidas no campo científicos e pode-se listar em três vertentes: 1) o atrito independe da área de contato aparente; 2) o atrito é proporcional à carga normal e 3) o atrito depende da velocidade. Contudo, Gnecco e Meyer, (2015), em seus estudos dizem que os avanços da ciência e o desenvolvimento de novas áreas, como a da nanotribologia, muitos pesquisadores têm eplanado que as leis falham em apresentar corretamente o comportamento observado em escalas menores, onde pouco contato está envolvido. Ainda dizem que grandezas como volume/superfície geram maiores intervenções aos fenômenos de adesão. Dessa forma, ainda segundo Gnecco e Meyer (2015), há uma grande necessidade de estudos que aprofundem os fenômenos de atrito e desgaste, dessa forma esses fenômenos poderão ser quantificados e controlados.

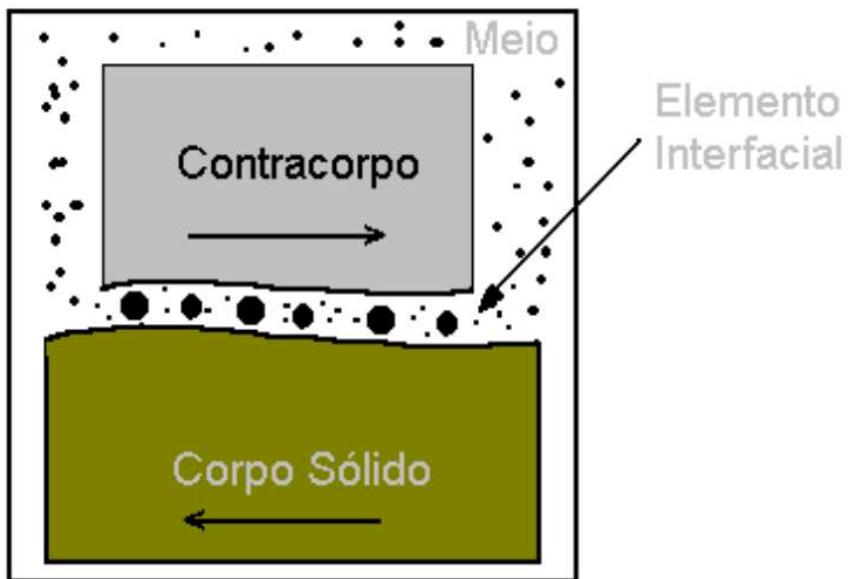
Hoje é evidente os avanços dos mecanismos de desgaste, além no aprimoramento de tecnologias de materiais, na engenharia de superfícies e lubrificantes. E esses avanços têm proporcionado uma grande melhoria na eficácia e eficiência na otimização dos processos e nos custos de vários sistemas integrados da engenharia. Todavia ainda há muito a evoluir o potencial de novas tecnologias e desenvolvimentos. Mas ao que se refere a tribologia e ao desgaste é desafiador para o campo da ciência, é um desafio devido aos poucos trabalhos de pesquisa nas áreas (HUTCHINGS, 2014; GNECCO E MEYER, 2015).

Rutherford e Hutchings (1996) introduziram no período o ensaio de desgaste abrasivo por esfera rotativa. O referido teste a princípio foi idealizado para aplicações e testes em finas camadas de sistemas revestidos. Hoje por sua vez é usualmente utilizado pelo meio científico para uma análise de materiais metálicos e não metálicos. Tal técnica de desgaste é o mencionado e utilizado neste trabalho científico.

Para um melhor entendimento de um sistema tribológico na figura 2.22 uma representação esquemática desse sistema é mostrada. Costa (2016) e Azevedo (2023), diz que determinados sistemas são compostos por quatro elementos: o corpo, que sofre o desgaste; o contracorpo, que pode estar em diferentes estados da matéria (sólido, líquido e gasoso); o elemento interfacial, que pode ser uma solução abrasiva,

uma camada depositada ou até mesmo uma partícula estranha inserida na região de contato e por fim, o ambiente. Por sua vez é no elemento interfacial, que ocorre o ensaio de desgaste, pois age como sendo um lubrificante ou mesmo a seco.

Figura 2.22 - Elementos constituintes de um sistema tribológico



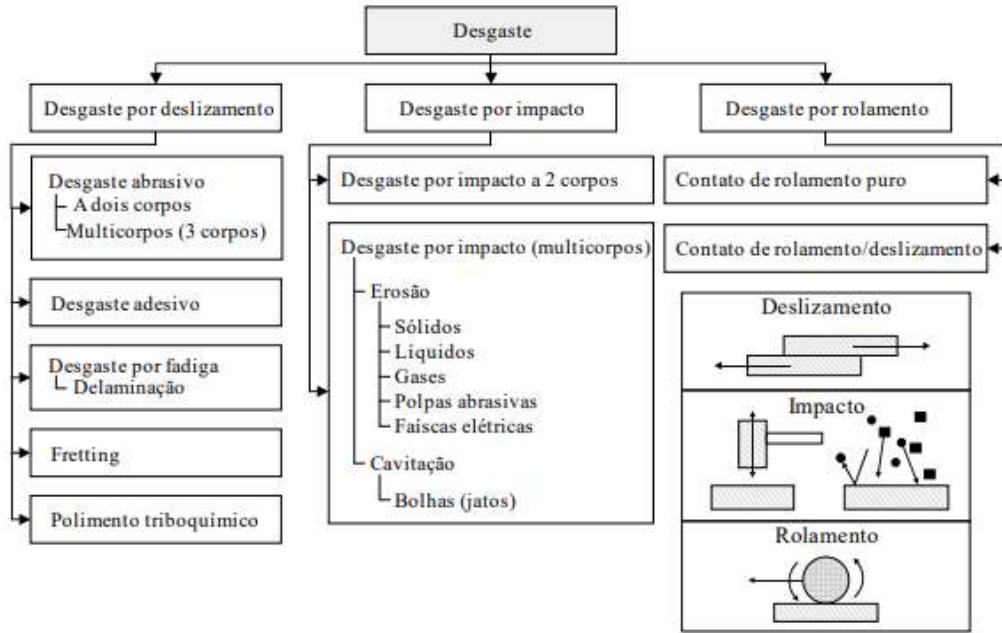
Fonte: Costa, 2016 – Adaptado de Zum Ghar, 1987

Segundo Costa (2016), variam bastante a ação dos elementos do sistema tribológico e a forma que eles interagem. Essa interação pode ser por: deslizamento, rolagem, oscilação, impacto e erosão. Ainda, as ações mencionadas são fundamentadas na cinética do sistema tribológico

### 2.7.2 Os mecanismos de desgaste

Scott (1979) definiu que comportamento de desgaste não se resume a uma característica de apenas de um material, mas sim de uma propriedade de um sistema. A partir disso, entende-se que o desgaste pode adquirir diferentes e variadas formas, que depende da geometria e do ambiente das superfícies que interagem. Essas variadas formas de desgaste podem ocorrer de forma isolada e/ou combinada; o que torna ainda mais complexa o entendimento dos fenômenos e a classificação do desgaste. Blau (1998), citado em Azevedo (2023), sugeriu uma classificação para os diferentes tipos de desgaste, como é mostrado na figura 2.23.

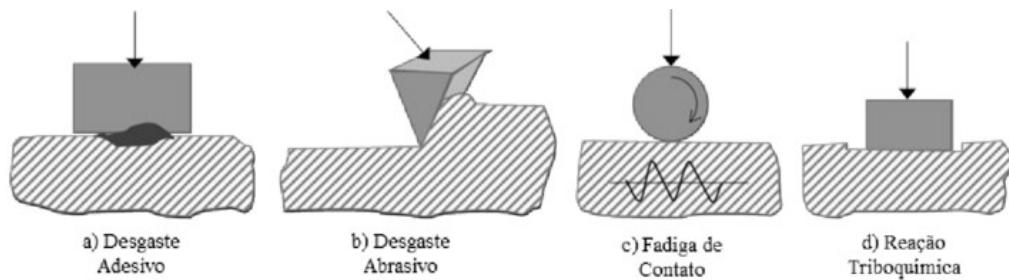
Figura 2.23 - As principais categorias de desgaste



Fonte: Reportado por Azevedo (2023), Adaptado de BLAU, 1998

Azevedo (2020) reportou que é a classificação de Zum Ghar (1987) que é a mais utilizada e considerada para o estudo científico, apesar de muitos estudiosos não considerarem a classificação mais completa, por não ser abrangente o suficiente. Zum classifica em quatro tipos: Desgaste adesivo; Desgaste abrasivo; Fadiga superficial; Reação triboquímica. Tal classificação é parametrizada na norma DIN 50320 (1979), conforme a figura 2.24.

Figura 2.24 - Representação esquemática dos mecanismos de desgaste

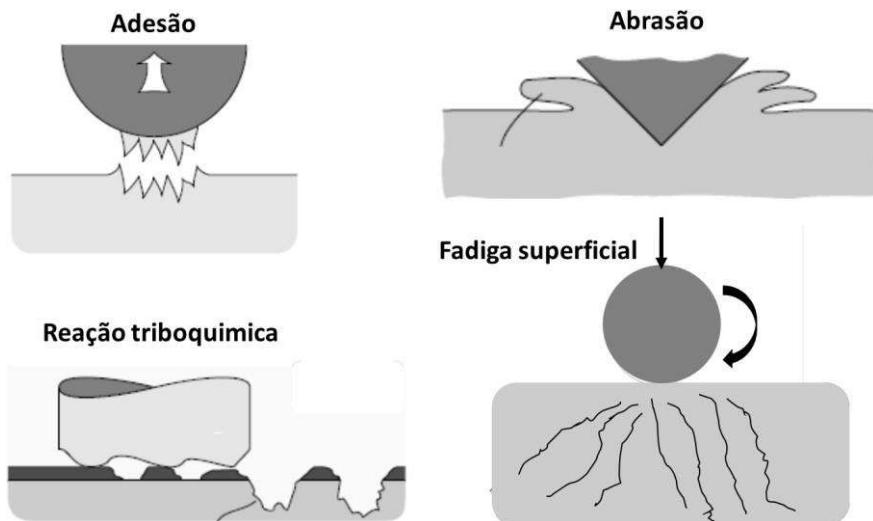


Fonte: Costa, 2016 – Adaptado de Cruz, 2008

### 2.7.2.1 Desgaste Adesivo

O desgaste adesivo pode ser entendido como o desgaste que ocorre por transferência de uma superfície para outra superfície durante o movimento relativo, e sob uma determinada carga, ocasionado por um processo de soldagem no estado sólido. Partículas que são retiradas de uma superfície acabam sendo temporária ou permanentemente aderidas a outra superfície (DAVIS, 2001a). Esse tipo de desgaste ocorre quando duas superfícies que estão em contato ficam sujeitas a forças Inter atômicas e intermoleculares nas zonas de contato real. Por sua vez, se essas zonas de contato estiverem polidas, limpas e livres de películas contaminantes, e submetidas a uma intensa pressão localizada, as forças entre átomos e moléculas aumentaram, resultando na formação de ligações adesivas. O mecanismo descrito está ilustrado na Figura 2.25.

Figura 2.25 - Mecanismos de desgaste adesivo.



Fonte: COSTA, 2016 – Adaptado de CRUZ, 2008

Rabinowicz (1995), diz que a ruptura ocorre próxima a interface e depende da resistência dessa interface. Com base nisso gerando desgaste em um dos elementos do par. Esse tipo de situação se dá quando a resistência da interface é maior é maior do que os elementos do par tribológico.

O desgaste adesivo é um tipo de remoção de material muito agressivo, que se destaca por altas taxas de desgaste e variações significativas no coeficiente de atrito do sistema tribológico. A falta de lubrificação adequada em componentes deslizantes

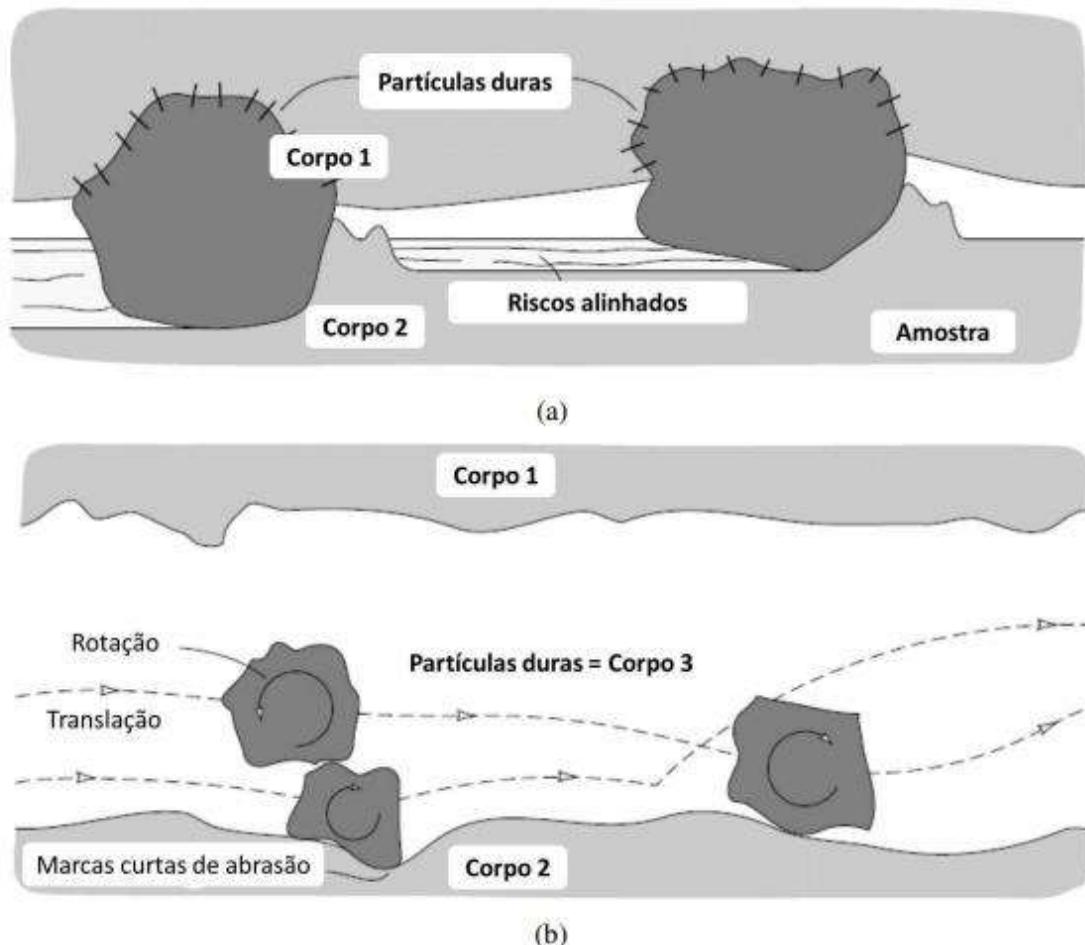
frequentemente resulta em desgaste adesivo, pois, quando o filme lubrificante se rompe, não há barreira para evitar o contato e a adesão entre os materiais deslizantes (STACHOWIAK e BATCHELOR, 2001).

#### 2.7.2.2 Desgaste Abrasivo

Segundo Cruz (2008), Cruz et al. (2010) e Freitas (2013), o desgaste abrasivo tem sido bastante estudado nos últimos anos, a partir de vários tipos de ensaios, que têm como objetivo principal determinar os parâmetros quantificadores da resistência ao desgaste ou o fator de desgaste. Estudos recentes, realizados em ligas monotéticas dos sistemas Al-In (FREITAS et al., 2013) e Al-Bi/Al-Pb (FREITAS et al., 2014 A), comprovam a relação existente entre os parâmetros microestruturais e a resistência ao desgaste, em que a resistência ao carregamento é conferido pela matriz de alumínio, enquanto as fases macias, apresentando-se com morfologia globular, atuam como o agente de auto lubrificação da liga.

O desgaste abrasivo ocorre quando material é removido devido à presença de partículas rígidas, seja através de desgaste abrasivo de dois ou três corpos, ou devido a protuberâncias duras presentes em uma ou ambas as superfícies que estão em contato, conforme mostrado na Figura 2.26.

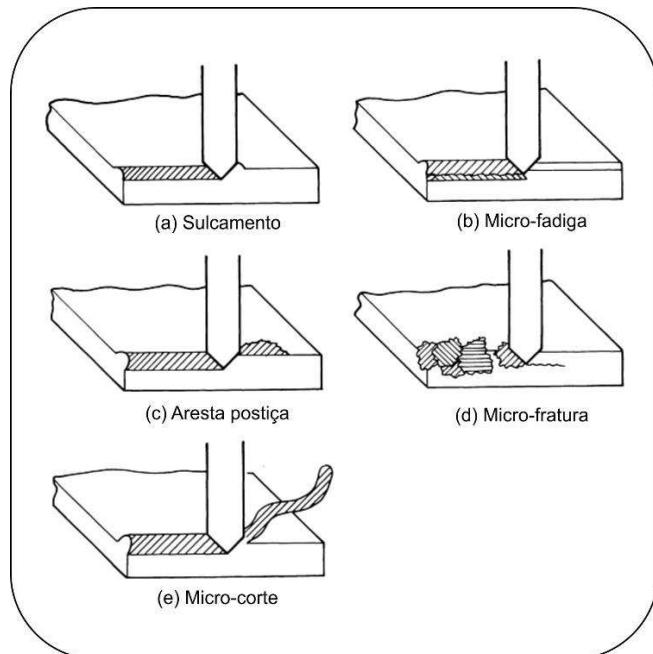
Figura 2.26 – Esquema dos mecanismos de desgaste abrasivo (a) a dois corpos e; (b) a três corpos.



Fonte: Reportado por COSTA (2016). Adaptado de STACHOWIAK e BATCHELOR, 2001.

Variados mecanismos foram propostos para explicar a forma que o material é removido da superfície durante o desgaste abrasivo. No entanto nenhum mecanismo é apto para definir a totalidade do material perdido. A Figura 2.27 evidencia os processos que ocorrem quando a ponta abrasiva percorre uma determinada superfície. São elas sulcamento, microfadiga, amostra postiça, micro-fratura e micro-corte.

Figura 2.27 – Os variados mecanismos de desbaste no desgaste abrasivo



Fonte: Adaptado de ASM INTERNATIONAL, 1990.

Em geral, quando uma superfície é desgastada por atrito entre dois corpos, ela mostra sulcos paralelos, que são um sinal de que partículas duras se encontravam uma das superfícies do sistema tribológico (AZEVEDO, 2020).

#### 2.7.2.3 Desgaste por fadiga superficial

O desgaste por fadiga superficial refere-se à situação em que ocorrem trincas ou fraturas nas camadas de um material devido à carga repetida atuante nas superfícies dentro do sistema tribológico. Esse tipo de desgaste pode ser ocasionado pelo contato de deslizamento, rolagem ou impacto. Além disso, o desgaste por fadiga superficial pode se manifestar quando há presença de um elemento líquido ou gasoso na interface tribológica (COSTA, 2016).

Essa fadiga superficial pode acontecer no sequenciamento de deformações elásticas e plásticas ou no encruamento por deformação, nucleação e propagação de trincas (AZEVEDO, 2020).

#### **2.7.2.4 Desgaste por reação triboquímica**

Reação triboquímicas ocorre quando produtos resultam de interações entre os elementos de um tribosistema devido à ação tribológica, desencadeando reações químicas (ZUM GHAR, 1987). Dessa forma, desgaste por reação triboquímica acontece quando há a exposição do sistema tribológico a um determinado ambiente reativo. Esse ambiente reativo é responsável pela remoção contínua do material produzido sobre as superfícies do par tribológico. Dessa forma ocorre a formação de material nessa camada (AZEVEDO, 2020).

A quebra dessa camada superficial que ocorre pela reação do ambiente nas superfícies de contato, gerando os microfragmentos de desgaste (*wear debris*). Esses microfragmentos são formados por partículas metálicas e não-metálicas, o que eleva a ação abrasiva do desgaste (COSTA, 2016).

#### **2.7.3 Ensaio de desgaste micro-abrasivo**

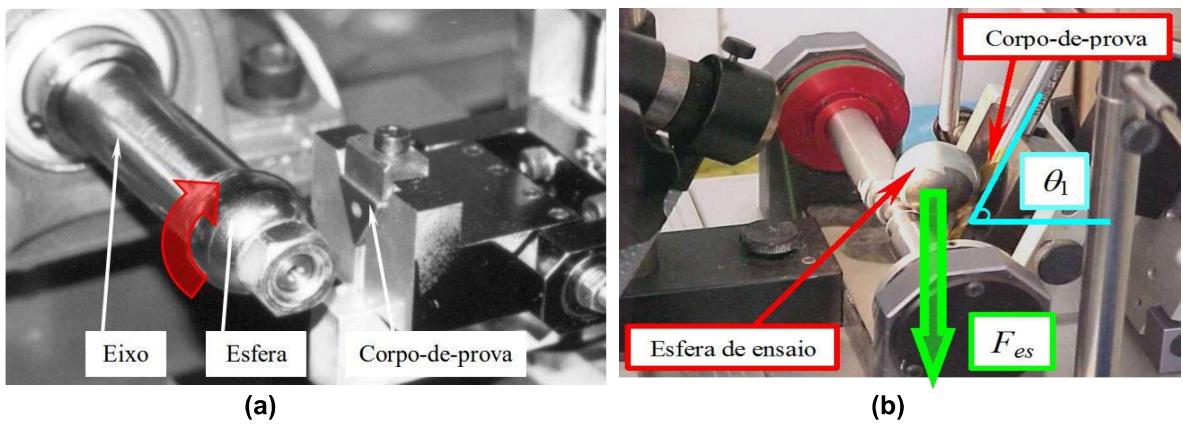
Rutherford e Hutchings (1996) introduziram no período o ensaio de desgaste abrasivo por esfera rotativa. E a partir da implementação por Rutherford e Hutchings o desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa fixa vem sendo amplamente utilizado no meio científico. Cozza, Suzuki e Schön (2014), completam dizendo que essa aceitação pelo método de Rutherford e Hutchings é devido a confiabilidade dos resultados gerados para avaliação, comparação e predição do comportamento de desgaste micro-abrasivo de ligas metálicas. Dessa forma essa confiabilidade foi a motivação diversos estudos a cerca desse tipo de ensaio (MONTEIRO JUNIOR, 2017; SANTOS *et al.*, 2015; COZZA, 2011; SOUZA, 2019; COZZA; SUZUKI; SCHÖN, 2014; CHENG; BROWNE; HECKERMAN, 2011; CAMERINI *et al.*, 2011), e mais recentemente tem sido aplicada por diversos autores (COSTA, 2016; VASCONCELOS *et al.*, 2021; REYES *et al.*, 2019; AZEVEDO 2023).

Kusano e Hutchings (2005), referem-se ao novo método de ensaio como sendo inicialmente um ensaio de caracterização do comportamento do desgaste de finas camadas de sistemas revestidos. Por sua vez há um enorme potencial desta técnica e por isso vem sendo aplicada eficazmente em avaliações do desgaste abrasivo de materiais metálicos e não metálicos a partir de condições nos ensaios. No entanto ainda não há uma parametrização que normalize o ensaio em questão; mas estudos

recentes e inovadores podem alcançar essas parametrizações (GEE *et al.*, 2003, 2004, 2005).

Estudos vêm avançando acerca da utilização dos ensaios de desgaste micro-abrasivos devido ao fato desse ensaio permitir uma análise dos mecanismos de desgastes atuantes no sistema tribológico e pela praticidade do ensaio. Por tais motivos equipamentos com diferentes configurações no posicionamento do motor, sistemas de transmissão de potência e posicionamento da esfera têm sido empregados na literatura científica. A figura 2.28 evidencia esses tipos de estudos.

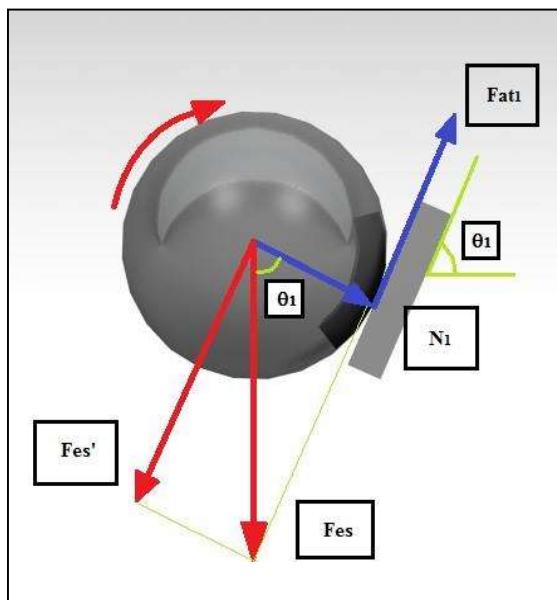
Figura 2.28 - Máquinas de teste de desgaste por esfera rotativa usado no ramo científico: (a) Equipamentos de esfera rotativa e (b) Execução do ensaio de desgaste com ilustração dos esforços atuantes.



Fonte: COZZA *et al.*, 2014; CRUZ, 2008.

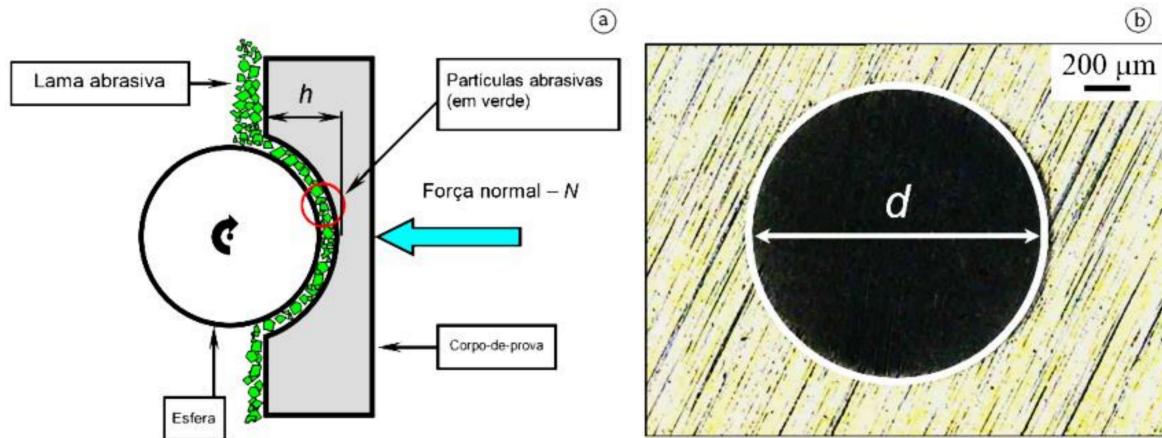
Azevedo (2020) diz que a técnica dos ensaios de desgaste micro-abrasivos baseia-se em uma esfera rotativa que é posta em contato com o corpo de prova a ser caracterizado, na presença ou não de uma solução abrasiva. A esfera, então, ao rotacionar, produz uma impressão no formato de uma calota na superfície da amostra. Esta calota é avaliada qualitativa e quantitativamente, gerando dados que identificam a resistência ao desgaste da amostra testada. Através da Figura 2.29 mostra o mecanismo onde pode-se ver os esforços atuantes no sistema do ensaio. E na figura 2.30 traz exemplos de calotas de desgaste impressas nas amostras ao fim do ensaio. Assim como a profundidade e o volume desgastado.

Figura 2.29 - Representação dos esforços atuantes nos ensaios de desgaste



Fonte: COZZA et al, 2014

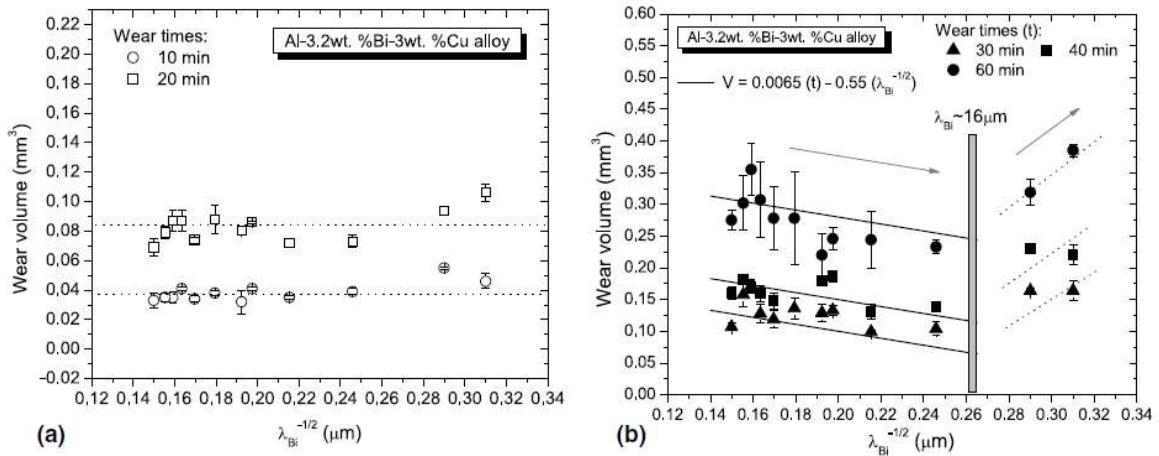
Figura 2.30 - Imagens de crateras de desgaste impressas sobre as amostras: a) diâmetro - d; b) profundidade - h; e (c) volume - V



Fonte: COZZA, 2011.

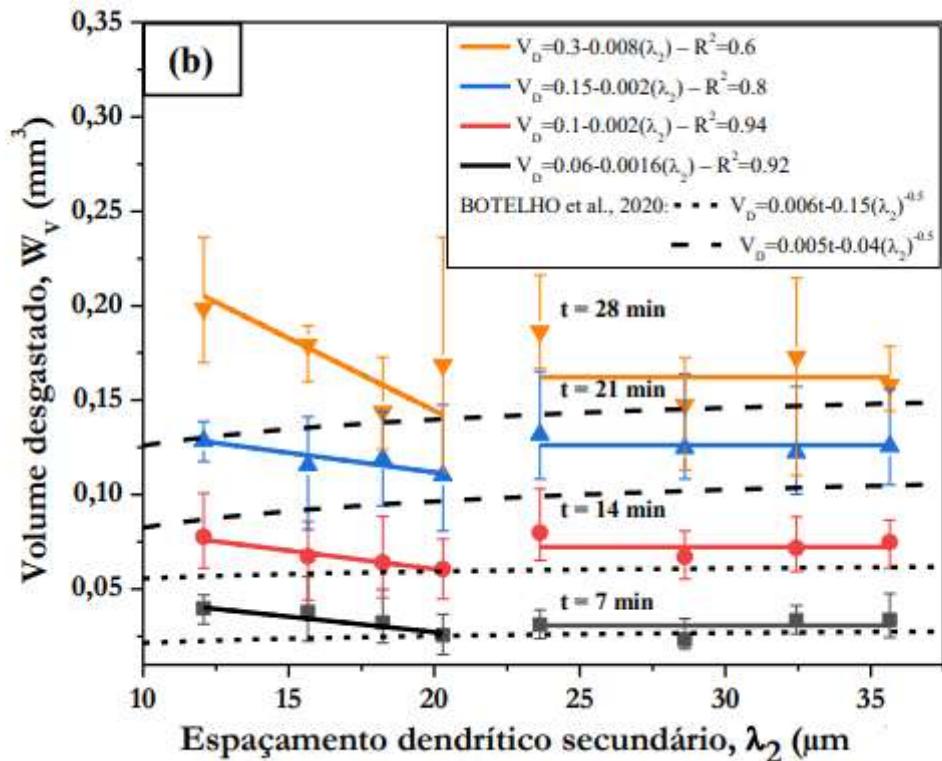
Reyes et al. (2019) e Vasconcelos (2022) publicaram resultados de desgaste para ligas terciárias Al-F-Si e ligas terciárias Al-Cu-Bi, respectivamente solidificadas na direção horizontal, os quais correlacionam o volume de desgaste ( $V_D$ ) em função do  $\lambda_2$ , os quais se encontram mostrados nas Figuras 2.31 e 2.32.

Figura 2.31 Resultados da variação do volume de desgaste com uma função do espaçamento entre partículas de Bi.



Fonte: REYES *et al.*, 2019.

Figura 2.32 Resultados da variação do volume de desgaste com uma função do espaçamento da liga Al5FeSi



Fonte: VASCONCELOS (2022).

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 MATERIAIS

A Tabela (Quadro) 3.1 traz a composição dos elementos alumínio, cobre e bismuto utilizados na elaboração da liga estudada.

Tabela (Quadro) 3.1 - Composição química (%) dos metais usados na elaboração da liga estudada

Metal	Al	Fe	Ni	Cu	Si	Mg	Cr	Bi	Zn	Ti
Al	Bal.	0,175	0,0148	0,0242	0,103	0,0011	-	-	-	-
Cu	-	-	-	Bal.	0,09	-	0,27	-	-	<0,074
Bi	-	-	-	-	-	-	-	99,9	0,01	-

Fonte: Adaptado de Barros (2018) e Costa (2016).

#### 3.1.1 Equipamentos, auxiliares aos experimentos, e softwares utilizados.

A Figura 3.1 apresenta registros fotográficos dos principais equipamentos auxiliares aos experimentos assumidos neste trabalho, por conseguinte as suas respectivas discriminações.

Figura 3.1: Equipamentos, instrumentos, materiais e descrição dos principais aparelhos usados na etapa de elaboração da liga.



Fonte: Próprio autor

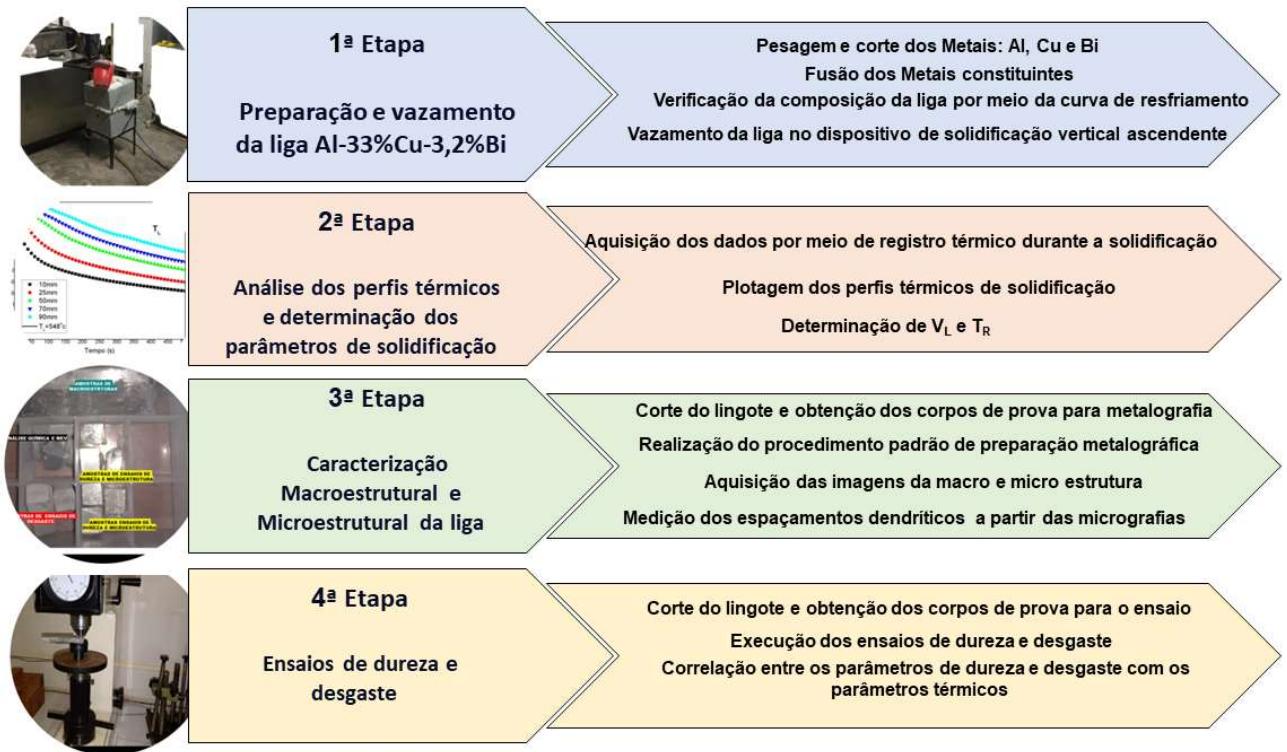
A parir da Figura 3.1, podemos destacar os seguintes equipamentos: (a) Balança eletrônica de alta precisão (0,01g); (b) Cadinho de carbeto de silício: utilizados para armazenar os metais a serem fundidos no forno tipo mufla; (c) Garra: utilizada para transportar o cadinho com metal líquido para o forno de solidificação vertical ascendente; (d) Haste de aço pintada com alumina: utilizada para homogeneização do metal líquido dentro do cadinho; (e) Serra fita: para corte dos lingotes pré e pós solidificação vertical ascendente; (f) Termopares tipo K: utilizados para aquisição das temperaturas de transformação, este tipo de termopar resiste a oxidação em uma ampla faixa de temperatura, que é entre -200°C e 1260°C; (g) Arco de serra: para cortes mais precisos das amostras oriundas do lingote resultante; (h) Alumina em suspensão: utilizada para revestir a haste de aço, cadinho e a lingoteira internamente para evitar contaminações e facilitar no desmolde; (i) Forno tipo mufla: forno da marca BRASIMET, utilizado para fundir os metais contidos dentro do cadinho de carbeto de silício; (j) Lingoteira: de dimensões 160x60x60mm utilizada para moldar e receber o metal líquido; (k) Chapa molde: chapa em aço inoxidável utilizada como superfície de troca de calor entre o fluxo de água que faz os resfriamentos forçado, e permite a solidificação unidirecional do metal líquido; (l) Modulo de aquisição de dados: FieldLogger utilizado para aquisição dos dados no momento da solidificação horizontal e para aquisição da curva de resfriamento. Possui 8 entradas analógicas configuráveis por software para sinais de tensão, corrente, termopares, Pt100 e Pt1000. Dispõe ainda de 2 saídas a relé e 8 portas digitais individualmente configuráveis como entrada ou saída.

### 3.2. METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Na parte experimental apresenta a liga estudada, os materiais utilizados, os equipamentos empregados e a metodologia adotada durante a realização das atividades experimentais deste trabalho, os quais foram sendo abordados conforme etapas estabelecidas no fluxograma mostrado na Figura 3.2. Os experimentos de solidificação, caracterização da macro e microestrutura, e o ensaio de dureza da liga, foram realizados nos laboratórios específicos do Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará – IFPA-Campus Belém. No entanto, o ensaio de desgaste, por sua vez, foi realizado no laboratório de usinabilidade e desgaste do

Programa de Pós-graduação Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pará – UFPA.

Figura 3.2: Fluxograma da metodologia



Fonte: Próprio autor

### 3.2.1 – Equipamentos

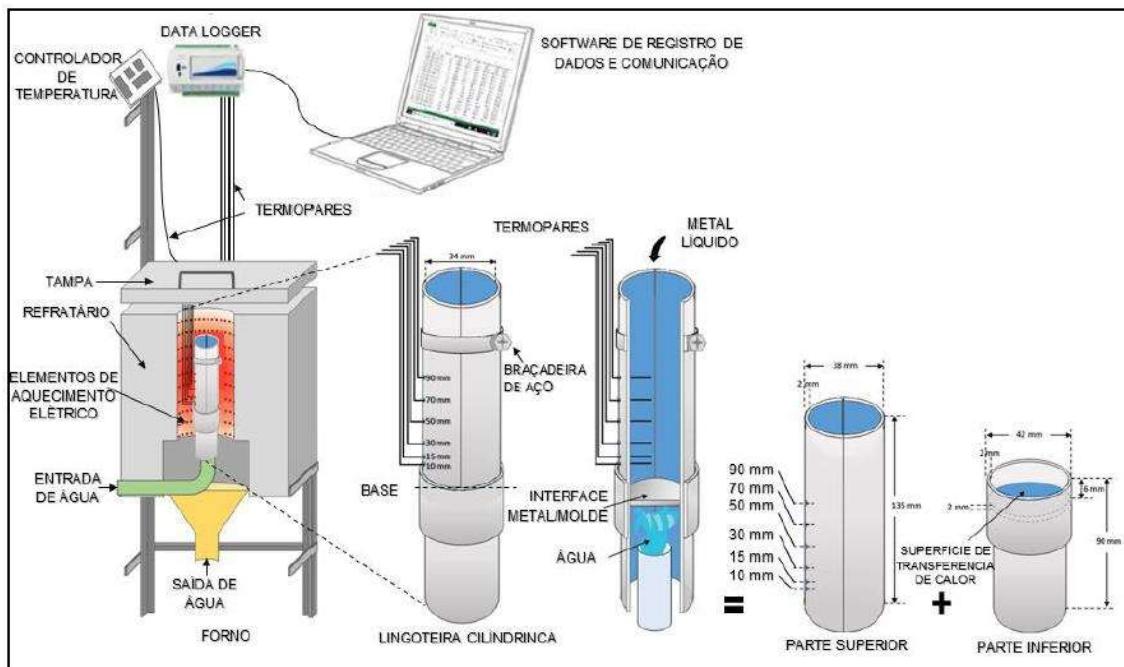
#### 3.2.1.1. Dispositivo de solidificação direcional

O dispositivo de solidificação direcional refrigerado a água utilizada na realização deste trabalho foi usado no estudo de Corrêa *et al.* (2021), o qual se encontra apresentado na Figura 3.3. Como descreve Corrêa *et al.* (2021), o dispositivo foi constituído de resistência elétrica, montadas em uma peça refratária cilíndrica, com potência controlada, para a realização de um processo de solidificação unidirecional vertical no sentido ascendente. O mesmo é equipado com um controlador de temperatura que é ajustado para manter o metal no estado líquido, bem como para garantir o superaquecimento da liga. Ele possui uma lingoteira de aço inoxidável,

medindo 30 mm de diâmetro interno, altura de 160 mm e 3 mm de espessura da parede, com 06 (seis) pontos para monitoramento da temperatura nas posições 10, 15, 30, 50, 70 e 90 mm. A referida lingoteira é montada sobre uma chapa molde, também de aço inoxidável, a qual funciona como a superfície de transferência de calor que compõe o sistema metal/molde. O dispositivo foi projetado para que a unidirecionalidade de extração de calor ocorresse pela base da lingoteira (chapa molde refrigerada), discriminada também como interface ou superfície de transferência de calor, enquanto as demais paredes laterais do dispositivo são revestidas com camadas de revestimento térmico, com resistências elétricas embutidas nas mesmas. Induziu-se, portanto, um fluxo de extração de calor no sentido longitudinal para baixo, com a solidificação avançando direcionalmente para cima, em sentido contrário à ação de gravidade.

O conjunto completo do dispositivo de solidificação, tem acoplado um sistema de aquisição de dados que durante o experimento de solidificação foi configurado de modo a registrar o valor das temperaturas indicadas pelos termopares a cada 0,2 segundos. No total, foram utilizados 5 termopares tipo K (Cromel-Alumel) posicionados a, 10, 20, 50, 70 e 90 mm a partir da base (superfície de transferência de calor) refrigerada do molde.

Figura 3.3 - Esquema completo do dispositivo de solidificação direcional usado neste trabalho.



Fonte: Corrêa et al (2021)

### 3.2.1.2 Produção (elaboração) da liga Al-33%Cu-3.2%Bi

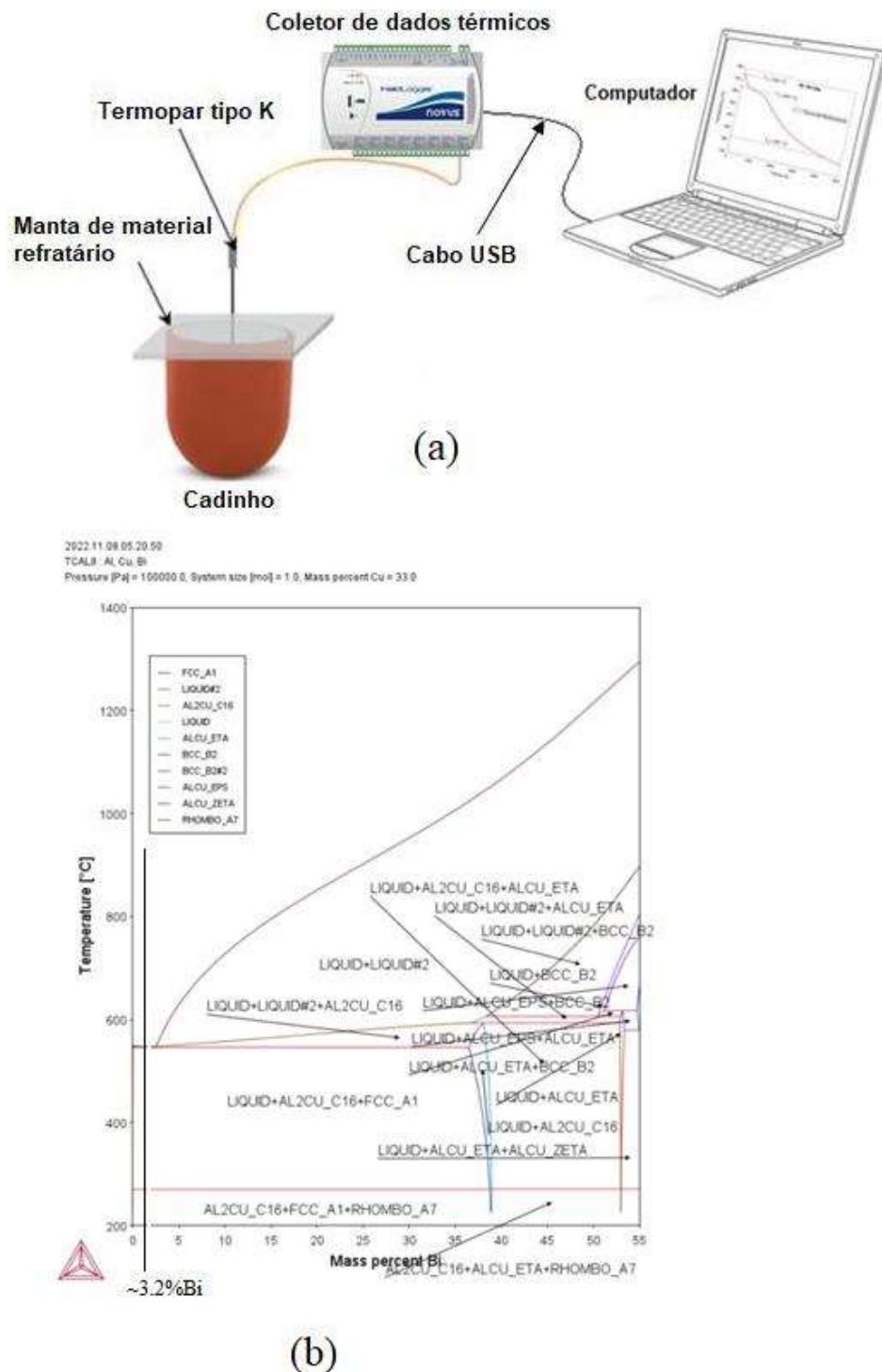
A liga investigada foi produzida a partir dos elementos puros (Al, Cu e Bi), mostrados na Tabela 1. Lingotes desses elementos foram cortados em pequenas quantidades em uma serra de fita (Figura 3.3g), obedecendo a um cálculo estequiométrico que considerou o volume da lingoteira e a capacidade do cadinho. Estas quantidades foram então pesadas em uma balança eletrônica analítica com precisão de 0,01g (Figura 3.3a). Antes da fusão dos elementos para obtenção da liga desejada, o cadinho (Figura 3.3b) foi devidamente limpo, bem como revestido internamente por uma camada de tinta à base de alumina para evitar a contaminação. Por sua vez, o alumínio foi introduzido manualmente no referido cadinho e, em seguida, conduzido até um forno tipo mufla (Figura 3.3i). Devido à baixa temperatura de fusão do Bi, há tendência de formação de óxidos podendo ocorrer perdas da massa desse elemento durante a fusão da liga (COSTA 2016). Nesse sentido, segundo orientação de Costa (COSTA 2016) que produziu ligas de alumínio com Bi e Sn, foi necessário adicionar uma quantia de Bi (~50%) além da calculada

estequiométricamente para a obtenção de uma liga com a composição química desejada.

Após a fusão total do alumínio, o cadinho foi retirado do forno sendo então o cobre adicionado ao alumínio líquido, homogeneizado no líquido, e novamente retornado ao forno mufla a fim de permitir a fusão completa do Cu. Em seguida, após a completa fusão do cobre, o cadinho foi novamente retirado do forno para elaboração da liga ternária Al-Cu-Bi, com adição do terceiro elemento, o Bi. Nesta etapa, a fim de aferir as composições químicas da liga, seguindo as orientações de Barros (BARROS, 2018), um termopar conectado a um registrador de temperaturas foi inserido no líquido a fim de monitorar o resfriamento natural à temperatura ambiente. Esta técnica experimental possibilitou a obtenção das correspondentes curvas de resfriamento através das quais foi possível comparar o valor da temperatura *liquidus* ( $T_L$ ) da referida liga, com aquela especificada teoricamente pelo respectivo diagrama de fases, como mostrado na Figura 3.4. Após análise comparativa entre as curvas, a  $T_L$  foi assumida para ser igual a 548°C

O objetivo desta etapa foi a obtenção de uma curva experimental de resfriamento mais próxima do equilíbrio para a verificação das mencionadas temperaturas da liga, além de possibilitar a confirmação da sua composição através da comparação dos valores destas temperaturas críticas obtidas experimentalmente com aquelas obtidas anteriormente de forma teórica no software Thermo-Calc, cujo procedimento foi realizado em trabalho recente para checagem da composição da liga Sn-Ni (PAIXÃO *et al.*, 2024). Após esta etapa, o cadinho contendo a liga retornou ao forno objetivando a fusão completa da mesma, possibilitando dessa maneira o seu vazamento no dispositivo de solidificação para a obtenção do lingote da liga em questão.

Figura 3.4. (a) ilustração do aparato para obtenção da curva experimental, e (b) Diagrama de fases da liga Al-33Cu-3.2Bi simulado pela Ferramenta Thermo-Calc.

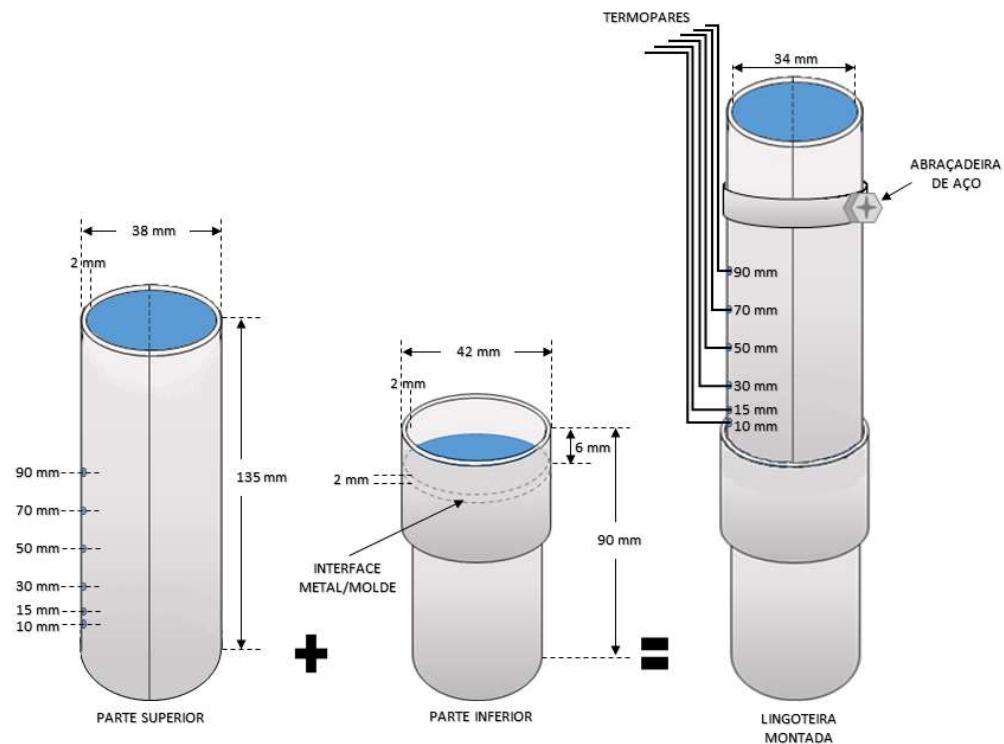


Fonte: (a) Corrêa *et al.* (2021), e (b) Thermo-Calc.

### 3.2.2 Solidificação direcional e obtenção dos dados térmicos

Nesta etapa, o metal líquido com a liga produzida foi vazado na lingoteira do dispositivo de solidificação vertical (Figura 3.5). O controlador de temperatura do dispositivo foi ajustado para garantir um nível de superaquecimento de aproximadamente 10% acima da  $T_L$  da liga ternária, ou seja, próximo dos 602 °C. Ao se atingir esta temperatura, no primeiro termopar, foi iniciado a solidificação, ou seja, foram desligadas as resistências elétricas, e deu-se início ao resfriamento por meio do acionamento da água de refrigeração. Tal procedimento ocorreu pelo fluxo de água injetado por baixo da chapa molde do dispositivo. Durante o experimento, curvas de resfriamento foram obtidas por meio do registrador de temperaturas FieldLogger, configurado para registrar através de até 6 termopares inseridos no metal, em posições previamente definidas a partir da superfície de transferência de calor, como mostrado na Figura 3.5, a qual representa de forma detalhada a lingoteira cilíndrica usada no experimento de solidificação. Em seguida, os dados térmicos coletados pelo registrador de temperaturas foram transferidos para um computador e, por sua vez, as informações do histórico térmico foram devidamente tratadas em um software específico (Origin 2016), a partir do qual foram traçados os perfis térmicos observados durante.

Figura 3.5 – Ilustração detalhada da lingoteira bipartida os seis pontos de monitoramento.



Fonte: Corrêa et al (2021)

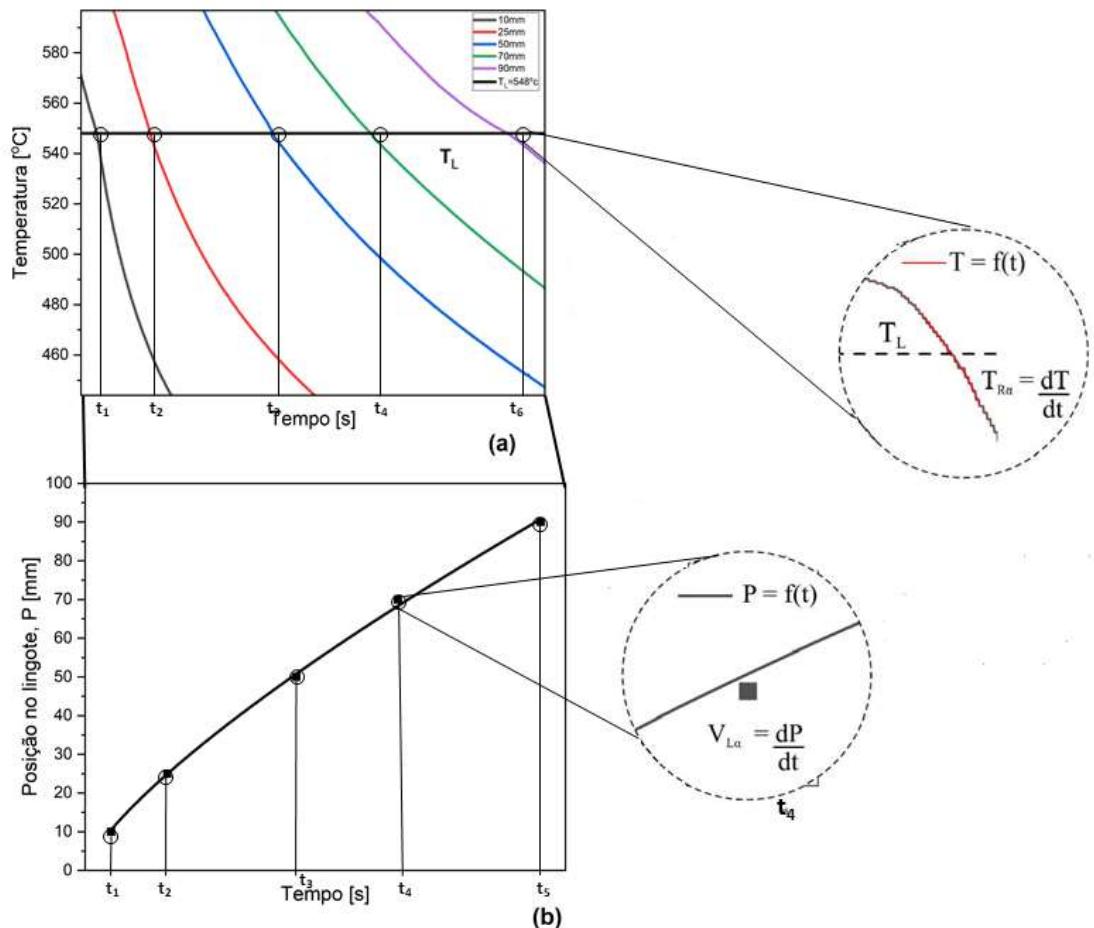
### 3.2.3 – Determinação experimental dos parâmetros térmicos de solidificação ( $V_L$ e $T_R$ )

Este procedimento cumpre um papel fundamental na elaboração de resultados em análises que correlacionam microestrutura-propriedades-desempenho dos materiais (MENDES et al., 2023; DILLON et al., 2022; COSTA et al., 2016; FREITAS et al., 2014; SOARES et al., 2017; KONNO et al., 2021; ZEDAN et al., 2022; FARAHANY et al., 2016; ACER et al., 2017; SPINELLI et al., 2005; SILVA et al., 2012; COSTA et al., 2021; SILVA et al., 2018; BARROS et al., 2020; BÖYÜK, 2012; ZHU et al., 2000; WANG et al., 2010).

A técnica aplicada para determinação dos parâmetros térmicos de solidificação se encontra esquematizada na Figura 3.6. Consistiu em usar os dados térmicos [ $T=f(t)$ ] obtidos durante a solidificação, conforme descrito na etapa anterior. Segundo Barros (BARROS, 2018), com base na temperatura *liquidus* observada, traça-se uma

reta horizontal no gráfico de  $T = f(t)$ , e a partir da interseção, indicativa da  $T_L$  com as curvas de resfriamento geradas, obtendo pares ordenados ( $P, t$ ), os quais foram processados no software Origin 2023, tendo sido determinada uma equação na forma de potência que melhor se ajustou aos pontos experimentais da posição da isoterma liquidus em função do tempo. A velocidade experimental da isoterma liquidus ( $V_L$ ), foi determinada através da derivada das funções  $P = f(t)$ , ou seja,  $V_L = dP/dt$ . A função  $P = f(t)$  indica o tempo de passagem da isoterma liquidus e foi obtida experimentalmente a partir das interseções da reta da temperatura liquidus ( $T_L$ ) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, obtendo-se o tempo correspondente. A taxa de resfriamento ( $T_R$ ), foi obtida experimentalmente a partir das interseções das retas de cada temperatura liquidus ( $T_L$ ) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares, e pelo resultado da derivada de equação obtida através da leitura direta do quociente das temperaturas imediatamente antes e depois da  $T_L$  e dos tempos correspondentes, isto é,  $T_R = dT/dt$ . Para tanto, o primeiro passo foi selecionar pequenos intervalos de tempo, cujos limites inferiores e superiores foram pontos imediatamente anteriores e posteriores, respectivamente, ao ponto de interseção entre a curva de resfriamento e a reta  $T_L$ , para cada uma das 5 posições, tal como relatado em trabalhos recentes (COSTA *et al.*, 2019; AZEVEDO, 2023; ROCHA, 2024). Em seguida, foram geradas oito curvas de ajuste nestes intervalos determinados, uma para cada posição, na forma de curvas polinomiais de primeiro ou segundo grau, dependendo do melhor encaixe. As derivadas destas curvas retornaram o valor de  $T_R = f(t)$  para cada uma das posições analisadas.

Figura 3.6 – Ilustrações da técnica usada para determinação de  $V_L$  e  $T_R$ : (a) e (b) perfis de temperatura e posição em função do tempo.



Fonte: Adaptado de Azevedo (2020).

### 3.2.4 – Caracterização estrutural em escalas macroestrutural e microestrutural

Para revelação das macroestruturas da liga estudada, o lingote solidificado foi seccionado longitudinalmente, resultando em duas partes iguais, como mostrado na Figura 3.7. Em seguida, uma das partes foi lixada, utilizando-se lixas d'água de carbeto de silício com granulometrias crescentes correspondentes a 60, 120, 180, 320, 400, 600 e 1200 mesh. Em seguida a macroestrutura bruta de solidificação da liga foi revelada por meio do ataque químico imposto pela aplicação do Poulton (60%

HCl a 37%; 30% HNO<sub>3</sub> a 65%; 5% HF a 50% e 5% de H<sub>2</sub>O) sobre a superfície lixada da peça.

Figura 3.7. Lingote produzido da liga Al-33%Cu-3,2%Bi, mostrando as partes seccionadas longitudinalmente.

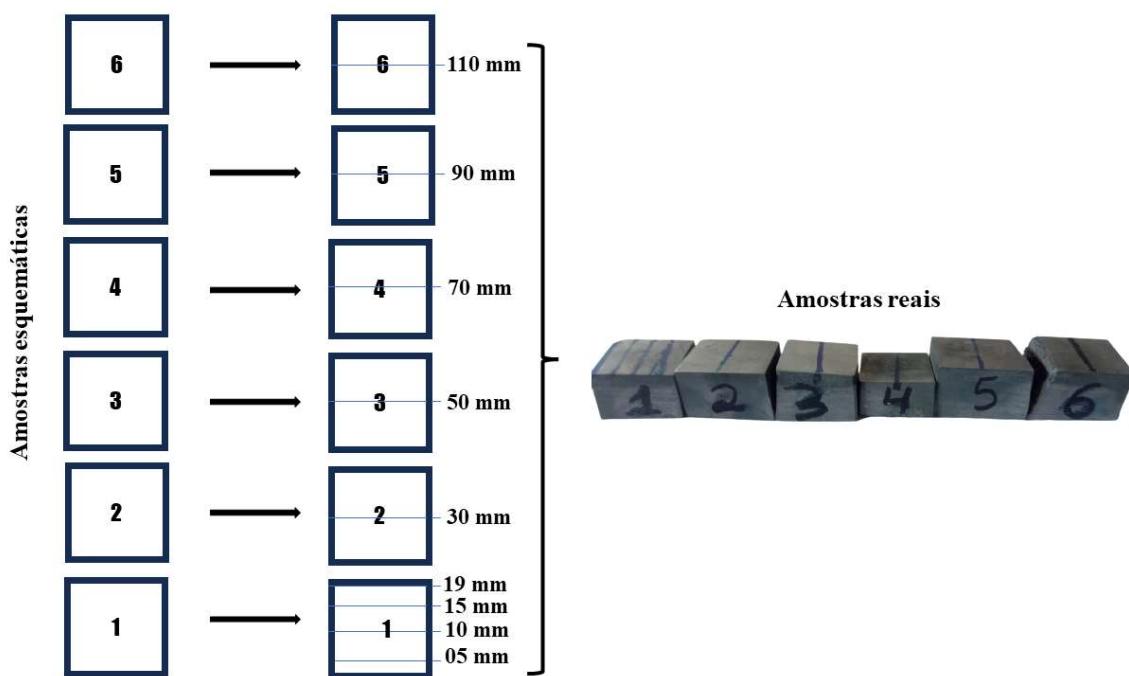


Fonte: Próprio autor

Com a utilização da serra fita, a outra parte do lingote foi usada para preparação de amostras para análise microestrutural, como mostrado na Figura 3.8, bem como para serem submetidas, posteriormente, aos ensaios de dureza e desgaste. Por sua vez, as amostras foram mais uma vez submetidas ao processo de lixamento, com granulometrias crescentes correspondentes a 60, 120, 180, 320, 400, 600 e 1200 mesh, nessa ordem, seguida de polimento com alumina, em pano para polimento de 1 µm, como pode ser notado pelo registro mostrado na Figura 3.9, e finalmente, o ataque químico, para o qual se utilizou o reagente Keller (15 ml de HNO<sub>3</sub>, 10 ml de HCl, 5 ml de HF e 70 ml de H<sub>2</sub>O), permitindo-se um tempo de imersão de aproximadamente 15 segundos. Uma vez revelada as microestruturas típicas de solidificação, a escala microestrutural foi quantificada por meio de medições dos espaçamentos pelos espaçamentos eutéticos ( $\lambda_E$ ). O método utilizado baseou-se em metodologias na literatura (REYES *et al.*, 2019; ROCHA, 2024), tal como representada

na Figura 3.10. Consistiu na média das distâncias entre as lamelas adjacentes ao longo do comprimento "L". No mínimo 20 medições foram realizadas, sendo que a média aritmética foi o valor experimental adotado. Esse comprimento "L" representa o comprimento pré definido da reta de referência e n é o número de interseções ao longo da distância L. Dessa forma foi possível obter uma média dos valores para cada posição analisada e um intervalo de dispersão.

Figura 3.8 - Ilustração do corte das amostras para análise microestrutural.



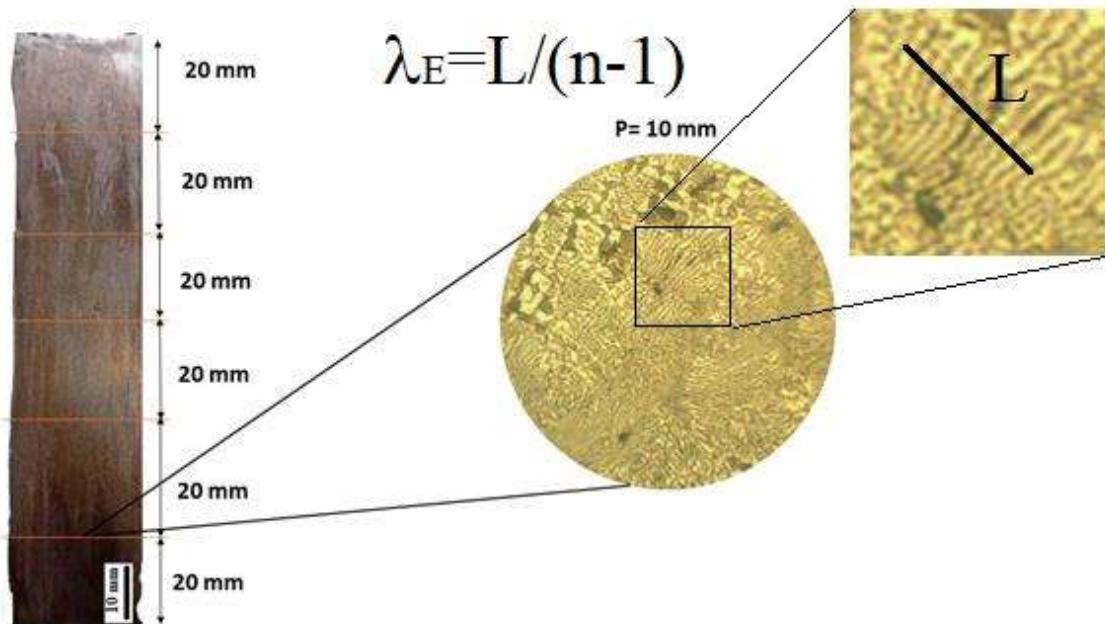
Fonte: Próprio autor

Figura 3.9 – Registro fotográfico do momento do lixamento e polimento das amostras para análise microestrutural



Fonte: Próprio autor

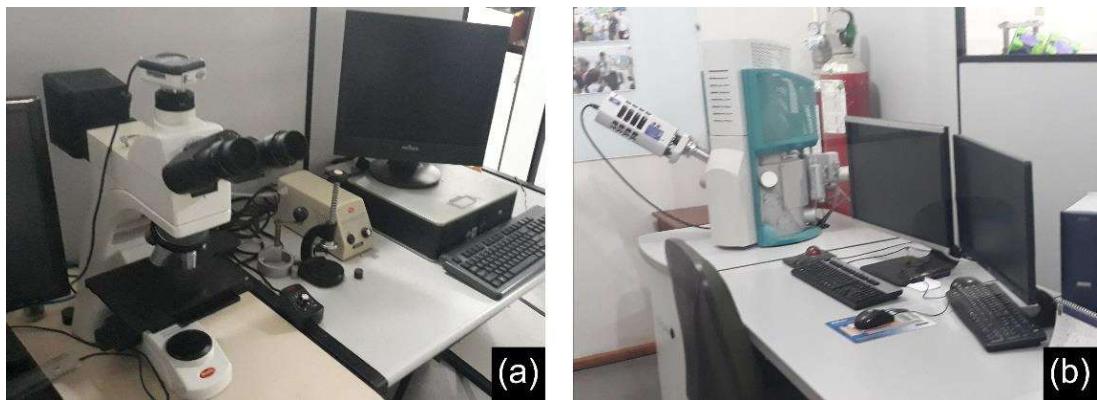
Figura 3.10 - Técnica aplicada para medição de  $\lambda_E$



Fonte: Próprio autor

A caracterização e quantificação da microestrutura foram realizadas por meio da microscopia óptica com auxílio do microscópio óptico da Motic Microscopes e o software ImageJ, como mostrado na Figura 3.11a, bem como por meio do microscópio eletrônico de varredura equipado com um espectrômetro de energia dispersiva (MEV TESCAN VEGA LMU/ EDS AZTec Energy X -Act, Oxford), como visto na Figura 3.12b. A quantificação dos espaçamentos eutéticos foi feita por meio do software de processamento de imagens ImageJ.

Figura 3.11 - Microscópio óptico e analisador de imagem Motic



Fonte: (a) Registros fotográficos do Laboratório de caracterização do IFPA-Campus Belém. (b) Registros fotográficos do Laboratório de microscopia eletrônica de varredura do IFPA-Campus Belém.

### 3.3 – ENSAIO DE DUREZA ROCKWELL

O referido ensaio foi desenvolvido pela indústria Rockwell, dos Estados Unidos, o que justifica seu nome (GARCIA, 2012).

O ensaio de dureza seguiu os padrões da norma norte-americana *ASTM-e18* (e NBR NM-146 (GARCIA, 2012) que trata sobre os métodos de teste padrão para dureza Rockwell de materiais metálicos. É o método mais utilizado internacionalmente. É baseado no uso da profundidade da impressão causada por um penetrador sob a ação de uma carga aplicada em dois estágios (pré-carga e carga suplementar) (GARCIA, 2012). O ensaio foi realizado em um durômetro de bancada (Figura 3.12), marca Pantec Prinzel, em cada região R1 a R6 (Figura 3.13), do lingote foi realizada cinco marcações. Os parâmetros do ensaio utilizam-se uma pré-carga de

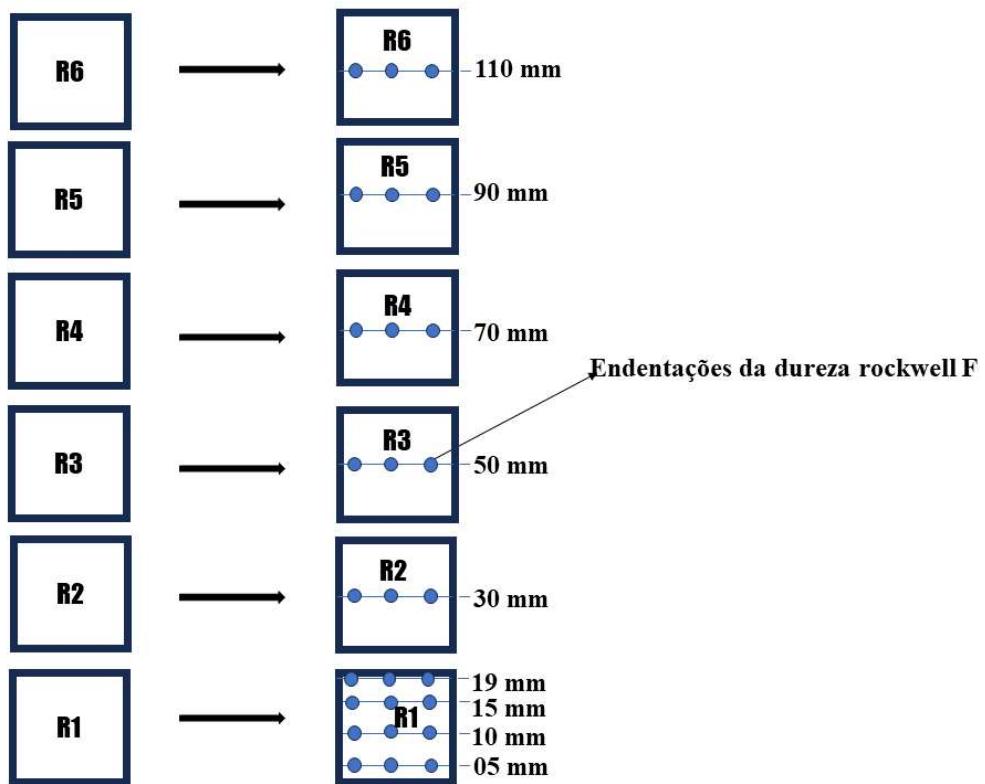
10 kgf, e carga maior de 100 kgf, esfera de aço 1,5875mm, conforme a referida norma. Como a dureza promove deformação plástica localizada, foram realizadas 3 medidas em cada região desejada com espaçamento entre as impressões mantido em 4 vezes o diâmetro da impressão de forma que garanta uma distância não inferior a 2 mm, bem como foi mantida uma distância de 2,5 vezes o diâmetro da esfera em relação a borda da amostra, tal como recomendado pelas normas (GARCIA, 2012), e o valor adotado foi a média aritmética entre as mesmas, considerando também na plotagem dos resultados os valores mínimos e máximos. A Figura 3.13 apresenta esquematicamente as regiões nas amostras solidificadas onde foram realizadas as medidas da dureza.

Figura 3.12 – Durômetro de bancada



Fonte: Próprio autor

Figura 3.13 – Representação esquemática das regiões no lingote onde foram medidas as durezas



Fonte: Próprio autor

### 3.4 – ENSAIO DE DESGASTE

Para os ensaios de desgaste foi usada uma máquina de desgaste microabrasiva por esfera fixa rotativa, mostrada esquematicamente na Figura 3.14a. A montagem completa e os parâmetros operacionais de funcionamento da máquina de desgaste foram baseados em estudos publicados na literatura (CRUZ, 2010; COSTA, 2016; COSTA et al., 2019; FREITAS et al., 2014; AZEVEDO, 2023). Segundo esses autores, o primeiro passo para o estudo da resistência ao desgaste da liga será a preparação dos corpos de prova a serem submetidos ao teste de desgaste micro-abrasivo. A princípio, serão selecionadas 3 posições próximas à interface metal/molde (3, 6, e 9mm), onde se tem uma maior variação dos parâmetros de solidificação, e 2 posições (70 e 100mm) mais afastadas da base refrigerada, como pode ser visto no esquema da Figura 3.14b. As referidas ilustrações das posições realizadas para amostra do desgaste foram seccionadas nas referidas medições e logo após lixadas até

alcançar as medições necessárias para permitir o contato da esfera. As amostras solidificadas foram retiradas da seção transversal em relação ao fluxo de extração de calor, apresentando uma área de dimensões de 15 × 20 mm para permitir o contato da esfera. As respectivas dimensões das amostras garantem a realização dos testes, bem como são suficientes para obter o desgaste das crateras em uma posição plana no lingote fundido com o desejado. Cada uma destas amostras metálicas obtidas passou pelos procedimentos metalográficos padrão de lixamento em lixas d'água de granulometria de 600 a 1200 mesh e polimento com suspensão de alumina em um pano de polimento de 1 µm.

Os testes foram executados sob condições de deslizamento a seco, ou seja, ao ar e sem a adição de soluções abrasivas, evitando-se assim a influência de qualquer elemento externo no comportamento tribológico do material ensaiado. No total, cada amostra foi ensaiada duas vezes, em razão de dois tempos ( $t$ ) adotados para os testes, iguais a 7 e 28 minutos, a partir dos quais serão definidas as distâncias percorridas ( $D_p$ ) pela esfera rotativa fixa, ou distâncias de deslizamento, sendo estas iguais a 206,7 e 826,7 m, respectivamente. O volume e a taxa de desgaste ( $V_D$  e  $T_D$ ) foram os parâmetros avaliados e determinados experimentalmente de acordo com as Equações (1) a (3), respetivamente (COSTA, 2016; COSTA et al., 2016; FREITAS et al., 2014):

$$V_D = \frac{\pi \cdot D^4}{64R} \quad (1)$$

$$T_D = \frac{V_D}{D_p} \quad (2)$$

$$D_p = W \cdot t \cdot 2\pi \cdot R \quad (3)$$

Onde:

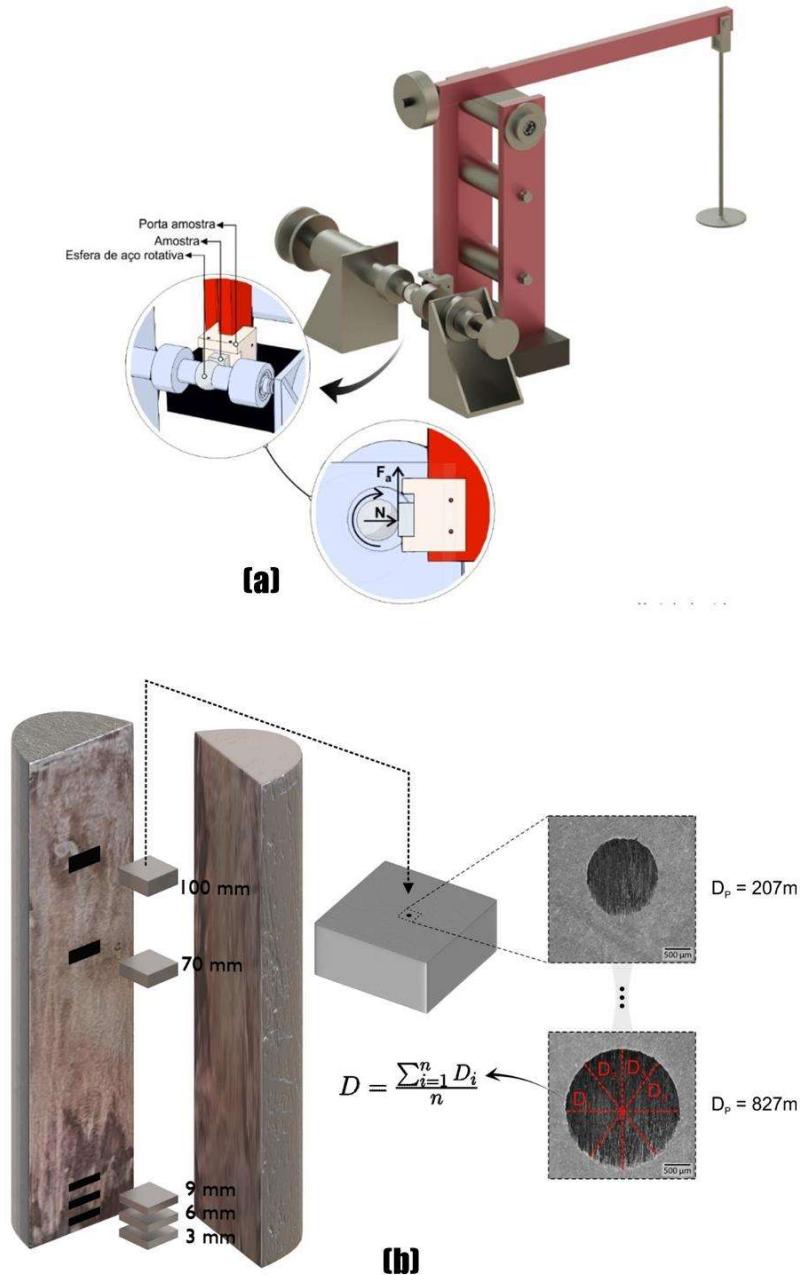
D: é o diâmetro da calota de desgaste;

R: o raio da esfera de aço e

W: é a velocidade de deslizamento.

Para a execução dos testes, as amostras foram posicionadas no porta amostras e fixadas com o auxílio de parafusos de fixação. Então, em uma das extremidades da máquina, na bandeja porta carga, foi disposta a carga predeterminada, de 0,2 N, e na outra extremidade foi inserido as portas amostras com o corpo de prova metálico já fixado, sendo a máquina um sistema pendular. As esferas fixas utilizadas no ensaio são compostas por aço AISI 52100, apresentam microdureza de 850 HV e uma polegada (25,4 mm) de diâmetro. A velocidade de deslizamento ( $W$ ) adotada foi de 370 RPM (0,49 m/s). Importante destacar que uma esfera única foi utilizada para cada grupo de testes e, para evitar qualquer influência da trilha de desgaste gerada na própria esfera durante os testes, a mesma foi girada em aproximadamente 30° após cada um deles. Por sua vez, a fim de se evitar que qualquer lubrificante ou abrasivo indesejável viesse a interferir nos resultados obtidos, a superfície da esfera e a da amostra foram limpas com álcool etílico 99% entre os ensaios. Além disso, a fim de se evitar interferências nos resultados causadas por eventuais irregularidades nas calotas de desgaste observadas, foram realizadas duplicatas dos ensaios e o diâmetro final para cada uma das posições e tempos assumidos foi estabelecido por meio da média aritmética dos resultados. Em casos em que ocorreu uma grande disparidade entre o primeiro ensaio e a sua duplicata, foi realizada uma triplicata, e aquela calota cujo diâmetro mostrou maior desvio foi descartada. A nova média, então, foi tomada entre os 2 ensaios restantes.

Figura 3.14. Esquemas de testes de desgaste a seco: (a) montagem completa da máquina de desgaste, e (b) detalhe do corte das amostras do lingote fundido, bem como das calotas desgastadas. D é o diâmetro da calota.



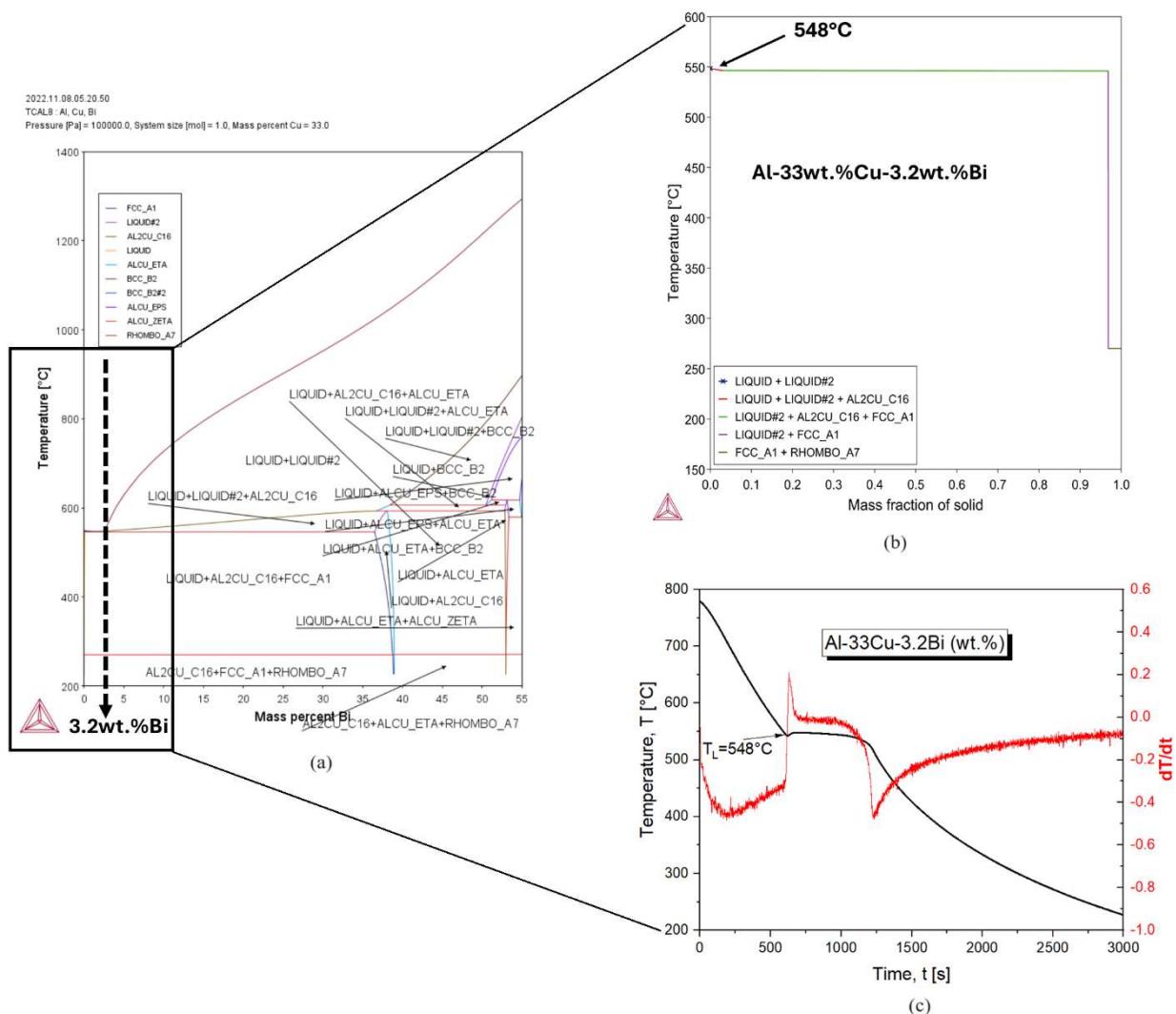
Fonte: Adaptada de Costa et al., 2016; Freitas *et al.*, 2014

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1 ANÁLISE TÉRMICA

A Figura 4.1 apresenta para a liga estudada o pseudo diagrama de equilíbrio de fase (Figura 4a) para o sistema Al-Cu-Bi com variação Bi gerado pela ferramenta termodinâmica Thermo-Calc (banco de dados TCAL8), como mostrado na Figura 4.1a, bem como os caminhos de solidificação simulado pela referida ferramenta termodinâmica e experimental, conforme vistos nas Figuras 4.1b e 4c, respectivamente. Como pode ser notado, foi encontrada uma aproximação muito boa entre as temperaturas *liquidus* simulada e experimental ( $T_L \sim 548^\circ\text{C}$ ). A curva representada pela linha vermelha indicada na Figura 4.1c foi obtida pela primeira derivada da curva experimental (cor preta), que mostra as inflexões de transformações de fases durante o resfriamento, e principalmente aquela que indica a  $T_L$  da liga estudada. Esses resultados confirmam que os cálculos estequiométricos, bem como a pesagem dos elementos, foram eficazes na produção da liga desejada. Assim como foi considerado a perda de Bi, devido ao seu baixo ponto de fusão, há tendência de formação de óxidos podendo ocorrer perdas da massa desse elemento durante a fusão da liga.

Figura 4.1 – (a) e (b) Pseudo diagrama binário Al-33Cu com variação do Bi e caminho de solidificação teórico, respectivamente, e (c) Curva de resfriamento experimental da liga investigada neste trabalho.

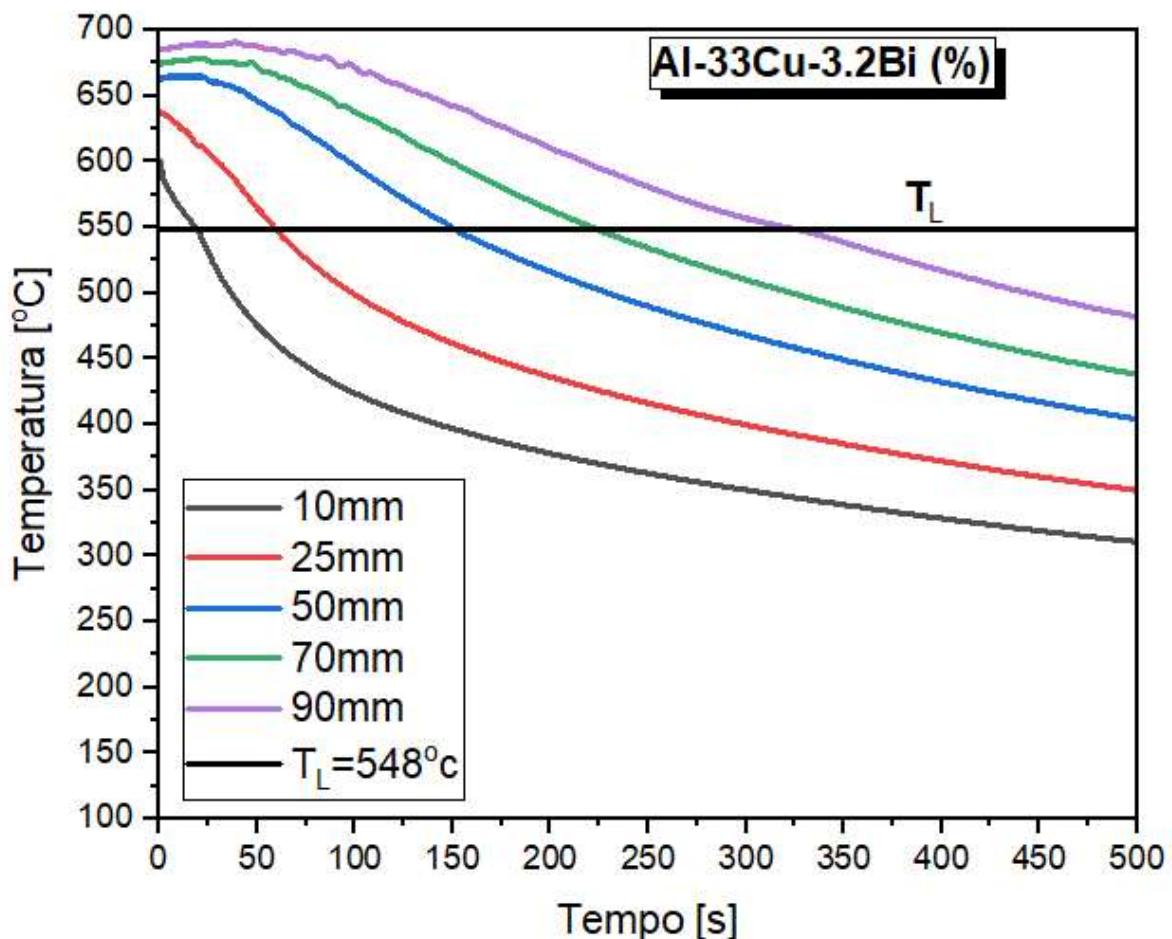


Fonte: Autoria própria; (a) e (b) Thermo-Calc/TCAL8.

A Figura 4.2 mostra as curvas experimentais de resfriamento da liga Al-33%Cu-3,2%Bi, correspondente aos termopares inseridos no interior da lingoteira nas posições 10, 15, 25, 50 e 70 mm a partir da base refrigerada durante o experimento de solidificação. Como reportado no Capítulo 3, para a determinação dos parâmetros térmicos de solidificação  $V_L$  e  $T_R$ , que variam tanto em função do tempo como da posição durante a solidificação, as leituras dos termopares foram utilizadas para gerar um gráfico da posição da interface metal/molde em função do tempo correspondente

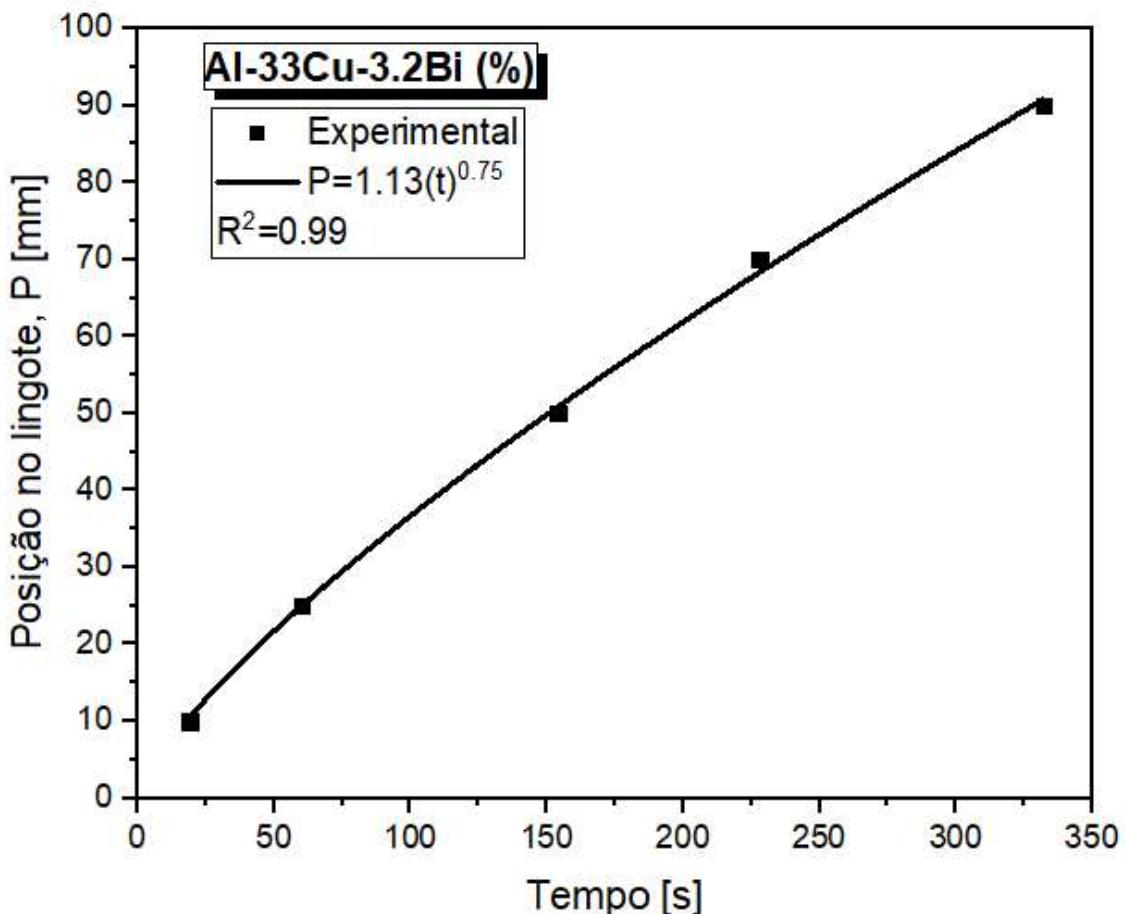
à passagem da frente *liquidus* pelos termopares. Os tempos experimentais foram obtidos a partir das interseções das retas de cada temperatura *liquidus* ( $T_L$ ) com as curvas de resfriamento, para cada posição dos termopares. Uma técnica de ajuste por curva a esses pontos experimentais gerou uma expressão algébrica da posição em função do tempo, como pode ser visto na Figura 4.3.

Figura 4.2 – Perfis de temperatura para os 5 termopares.



Fonte: Próprio autor

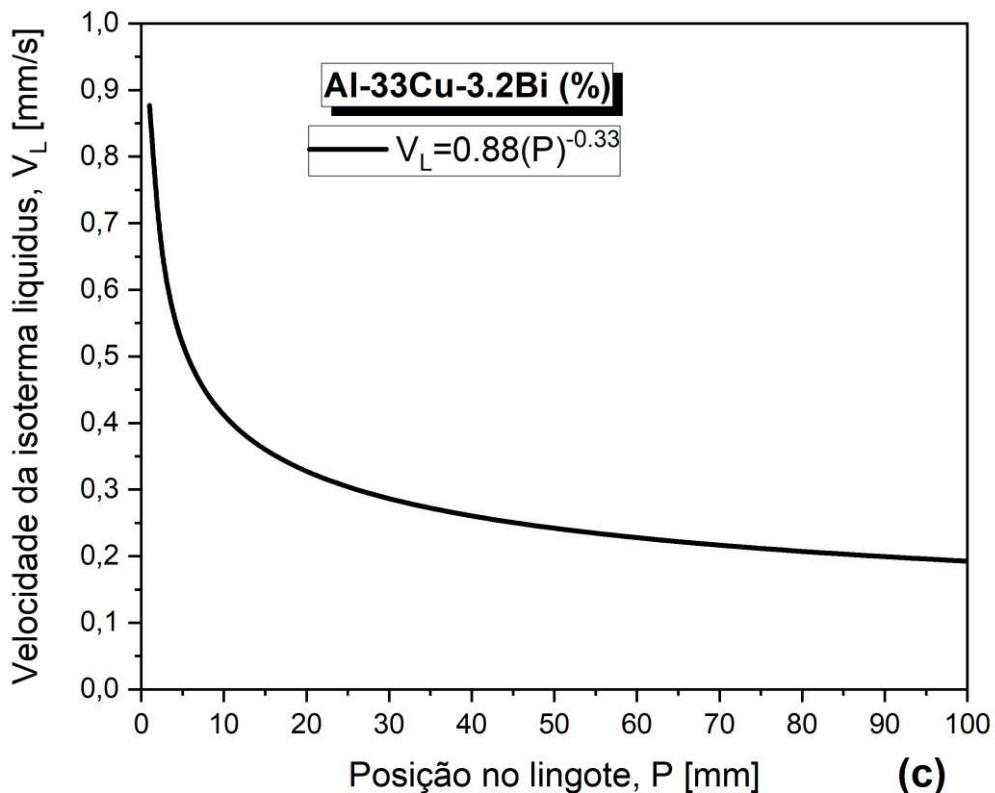
Figura 4.3 – Expressão algébrica da posição em função do tempo  $P=f(t)$ .



Fonte: Próprio autor

A partir da Figura 4.3, a derivada da função potência da posição com relação ao tempo, ou seja,  $V_L = d(1,13t^{0,75})/dt$ , permitiu calcular os valores experimentais da variação das velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus* com a posição no lingote, a partir da superfície de transferência de calor, em função do tempo, como mostrado na Figura 4.4. Observou-se, portanto, que o sistema de refrigeração imposto pelo dispositivo permitiu alcançar mais altos valores de  $V_L$  para posições mais próximas à base refrigerada da lingoteira cilíndrica. Por outro lado, à medida que a solidificação progrediu formou-se uma camada sólida crescente, aumentando a resistência térmica por condução de calor que influenciou na diminuição da  $V_L$ , como pode ser evidenciado pela função decrescente  $V_L=f(P)$  mostrada na Figura 4.4

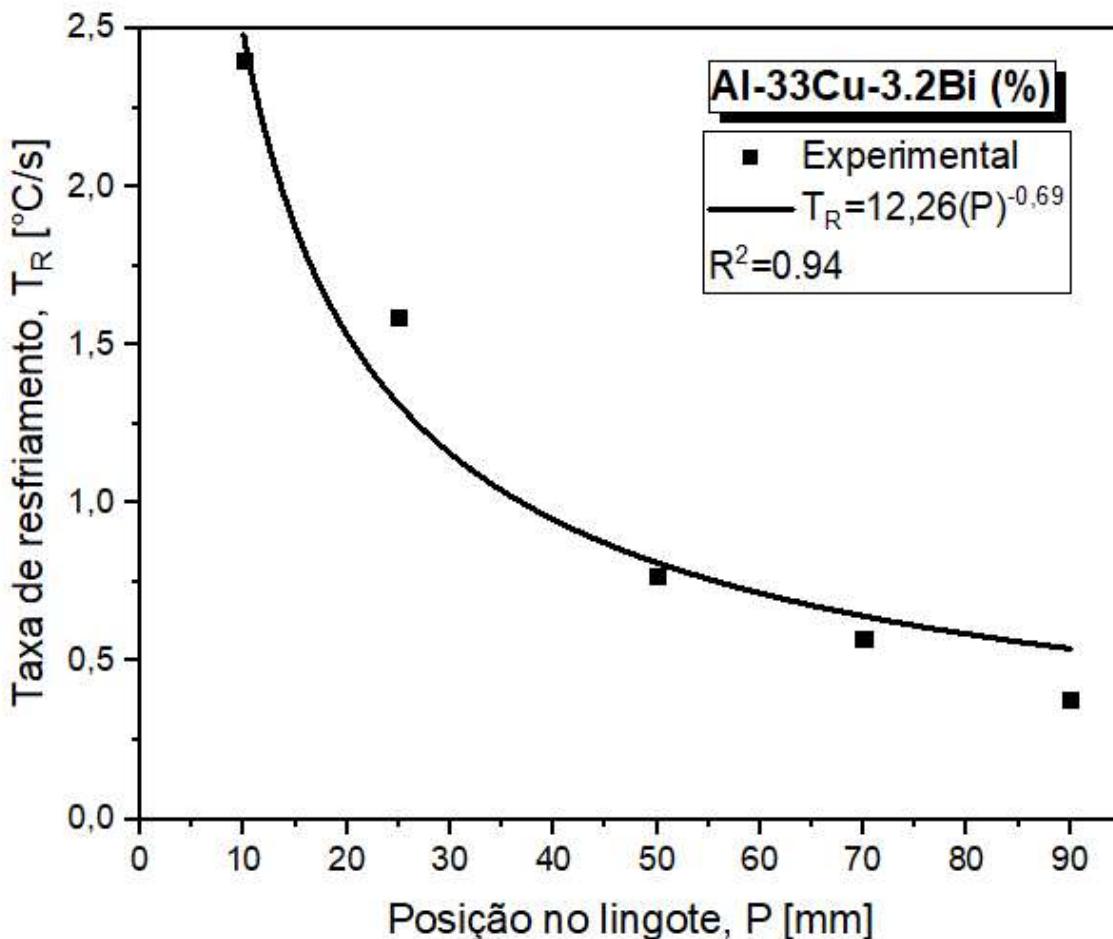
Figura 4.4 – Variação das velocidades de deslocamento da isoterma *liquidus* com a posição  $V_L=f(P)$ .



Fonte: Próprio autor

As análises térmicas resultantes do processo de solidificação direcional da liga, a partir dos registros de temperaturas, também foram usadas para determinação da taxa de resfriamento conforme técnica apresentada na Figura 3.6, resultando numa expressão matemática de  $T_R$  como uma função da posição no lingote dada pela seguinte expressão  $T_R=12,26(P)^{-0,69}$ , para a liga Al-33%Cu-3,2%Bi, como mostrado na Figura 4.5. Tal como notado para  $V_L=f(P)$  altas  $T_R$  foram obtidas em posições mais próximas à superfície de transferência de calor (chapa molde refrigerada), e à medida que se afasta desta superfície  $T_R$  diminuiu gradativamente devido também à resistência térmica por condução de calor imposta pela formação da camada sólida que se forma com o avanço da solidificação direcional ascendente no sentido da base ao topo do lingote.

Figura 4.5 – Taxas de resfriamento ( $T_R$ ) determinados considerando os perfis experimentais de temperatura  $T_R=f(P)$ .



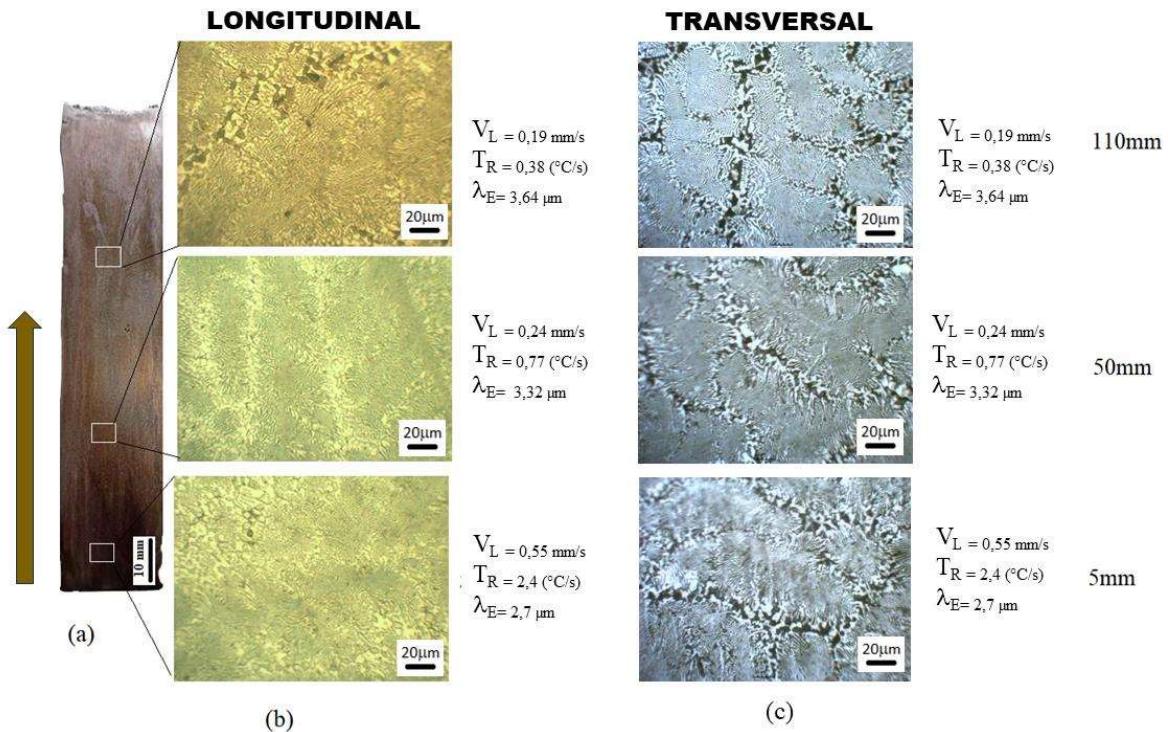
Fonte: Próprio autor

#### 4.2 ESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO

A Figura 4.6 apresenta as estruturas típicas de solidificação, em escalas macroestrutural (Figura 4.6a) e microestrutural (Figuras 4.6b e 4.6c). No que se refere a macroestrutura, constatou-se que os níveis de valores alcançados para  $T_R$ , ou seja, 0,38 a 2,4  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  (Figura 4.5), sob as condições de solidificação assumidas no presente trabalho, influenciaram para o lingote resultante ser constituído totalmente por grãos colunares, como mostrado na Figura 4.6a. Quanto a microestrutura observada ao longo do comprimento do lingote da liga investigada a mesma foi constituída por colônias de dendritas eutéticas, composta pelo crescimento cooperativo de lamelas de fases intermetálicas  $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$  e  $\text{Al}_{\alpha}$ . Notou-se também que amostras solidificadas

próximas à base refrigerada do lingote apresentaram microestruturas eutéticas mais refinadas, como vistas nas micrografias de amostras transversais e longitudinais apresentadas nas Figuras 4.6b e 4.6c.

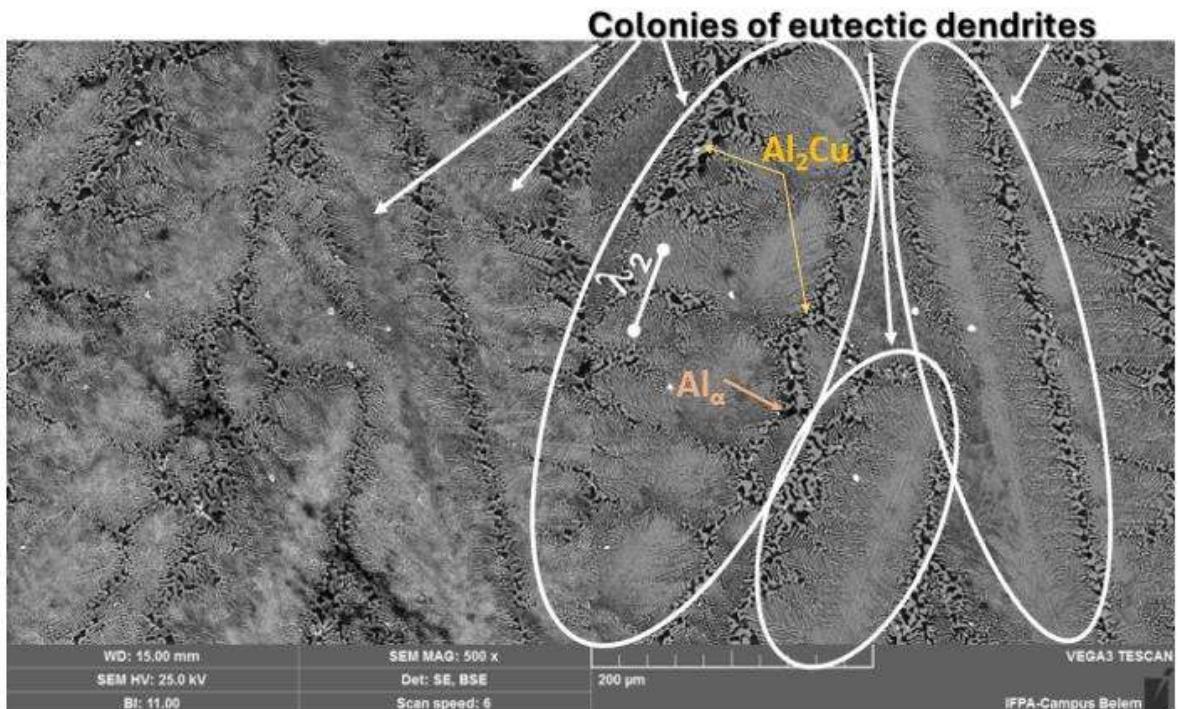
Figura 4.6 - Estruturas típicas de solidificação em escalas: a) macroestrutural, (b) microestrutural longitudinal e (c) microestrutural transversal.



Fonte: Próprio autor

Como visto, as microestruturas típicas de solidificação observadas ao longo do comprimento do lingote foram constituídas por colônias de misturas de dendritas eutéticas, bem como por constituintes lamelares de fases  $\theta$ -Al<sub>2</sub>Cu e Al<sub>α</sub> contidos no interior das referidas dendritas, além da presença de partículas de glóbulos Bi dispersas nas mesmas, como se pode ser melhor observada por meio das análises por microscopia eletrônica de varreduras e microanálise por EDS (MEV/EDS) mostradas nas Figuras 4.7 e 4.8, para uma das amostras na posição a 10 mm a partir da superfície de transferência de calor. Microestruturas similares às da solidificação do presente trabalho foram observadas nas ligas Al-33%Cu e Al-33%Cu-x%Be, solidificadas direccionalmente sob regime transitório de extração de calor (RODRIGUES et al, 2023).

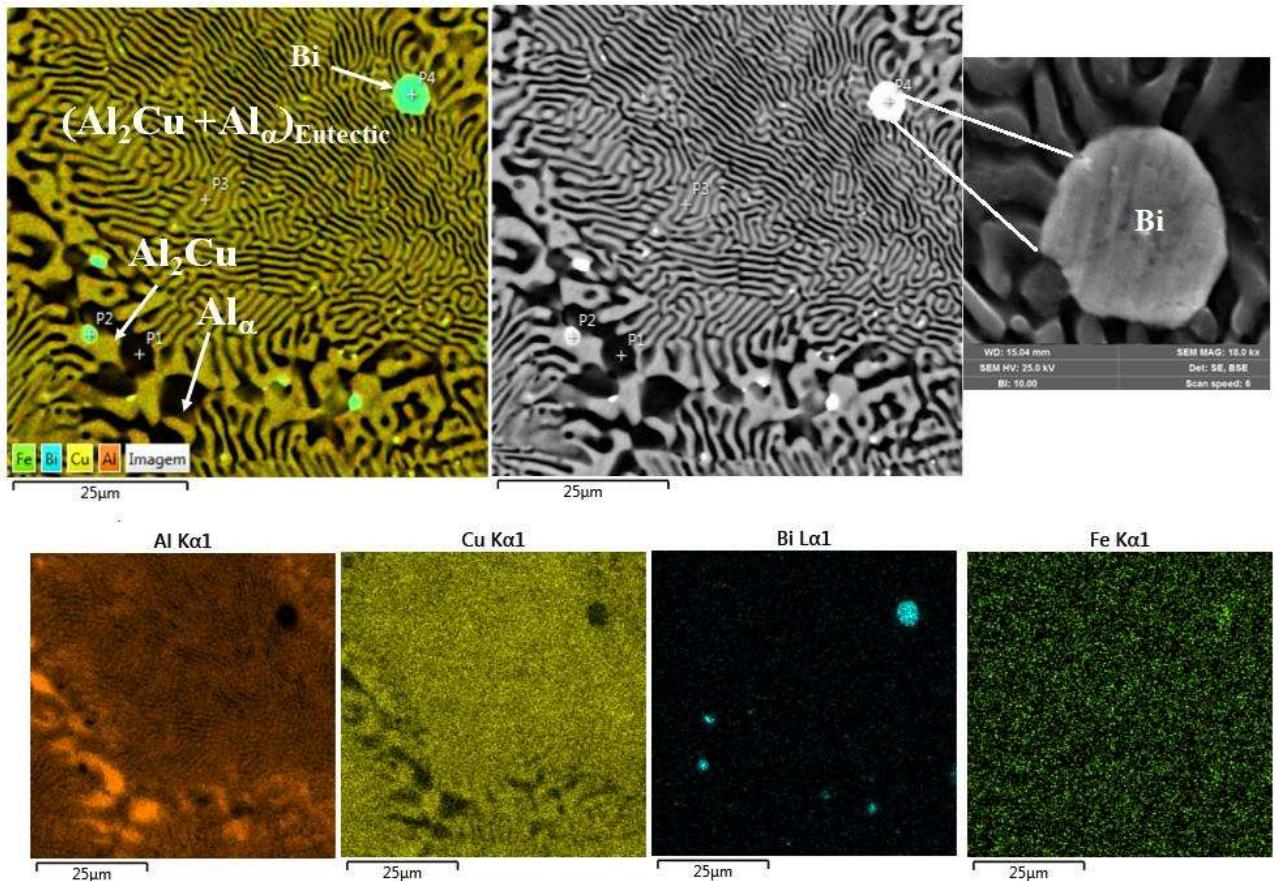
Figura 4.7. Análise microestrutural por MEV



Fonte: Próprio autor

Em uma análise concomitante entre a Figura 4.1, que prevê o caminho de solidificação da liga investigada, com a Figura 4.8, que mostra a microestrutura final resultante do processo de solidificação nas condições assumidas no presente trabalho, verificou-se que os níveis de temperatura onde ocorrem as reações eutética e monotética são quase coincidentes, uma vez que aproximadamente na temperatura de 548°C foram observadas as seguintes transformações de fase: Líquido1 → Líquido2 + Al<sub>2</sub>Cu + (Al<sub>a</sub>+ Al<sub>2</sub>Cu)<sub>estético</sub>, como notadas as Figuras 4.1a e 4.1b. A simulação (Figura 4.1b) sugere o composto intermetálico Al<sub>2</sub>Cu como sendo a fase sólida primária, seguida pela mistura eutética (Al<sub>a</sub>+Al<sub>2</sub>Cu). Por sua vez, à medida que o resfriamento da liga progride, o líquido2 rico em Bi solidifica como glóbulos de Bi a aproximadamente 272°C.

Figura 4.8. Análise microestrutural por MEV com microanálise de elementos e mapeamento por EDS para uma amostra solidificada numa posição igual a 10 mm da superfície de transferência de calor.



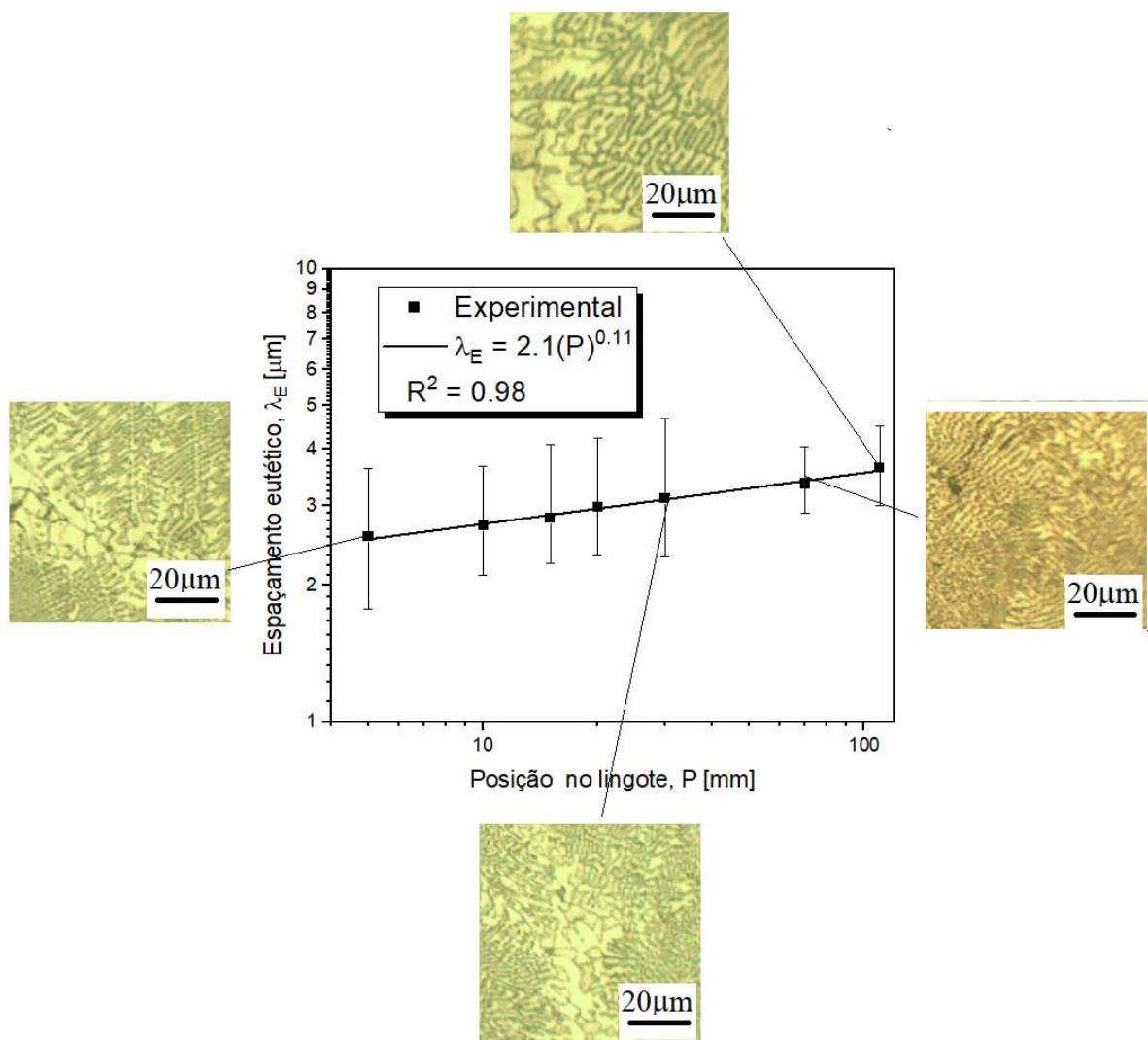
Fonte: Próprio autor

#### 4.3 CORRELAÇÃO ENTRE PARÂMETROS TÉRMICOS E MICROESTRUTURAL

As Figuras de 4.9 e 4.10 apresentam os resultados experimentais da variação do espaçamento eutético ( $\lambda_E$ ) em função da posição no lingote solidificado (P),  $V_L$  e  $T_R$ , respectivamente, caracterizada por meio de expressões matemáticas do tipo potência, dadas por expressões matemáticas do tipo  $\lambda_E = \text{Cte.}(P, V_L \text{ e } T_R)^n$ . Tendo em vista ao gradiente de temperatura ao longo do comprimento da lingoteira, promovendo uma grande diferença de temperatura entre a superfície de transferência de calor (base refrigerada) e o metal ainda no estado líquido, elevados valores  $V_L$  e  $T_R$  são encontrados no início do processo de solidificação, como foram observados nas Figuras 4.4 e 4.5, e a consequência disso foi o refinamento da microestrutura, ou seja, menores foram os valores de  $\lambda_E$  para posições próximas à referida superfície, tal como

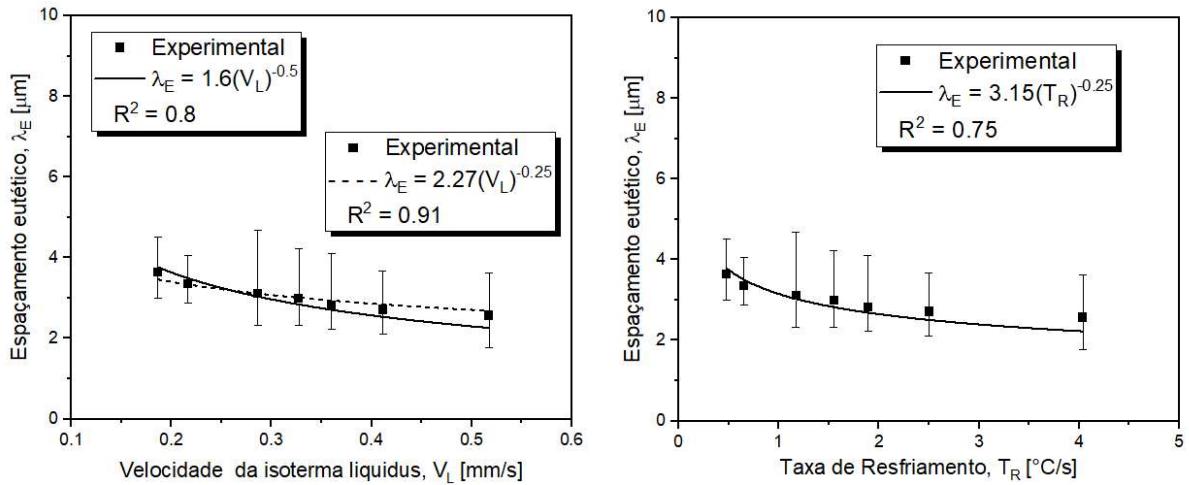
apresentado na Figura 4.9. Por outro lado, o inverso acontece a partir da formação gradativa da camada sólida, isto significou que em posições mais afastadas da base refrigerada os valores de  $V_L$  e  $T_R$  diminuíram, e microestruturas mais grosseiras foram obtidas, resultando em maiores valores de  $\lambda_E$ , como pode ser notado na Figura 4.10, a qual apresenta a variação dos espaçamentos eutéticos em função dos parâmetros térmicos estudados, ou seja,  $V_L$  e  $T_R$ . As incertezas apresentadas no gráfico, representam os valores mínimos e máximos das medidas efetuadas em cada posição.

Figura 4. 9 - Variação dos espaçamentos eutéticos com a posição no lingote solidificado



Fonte: Próprio autor

Figura 4.10 - Variação dos espaçamentos eutéticos com os parâmetros térmicos de solidificação: (a)  $V_L \times \lambda_E$ , e (b)  $T_R \times \lambda_E$



Fonte: Próprio autor

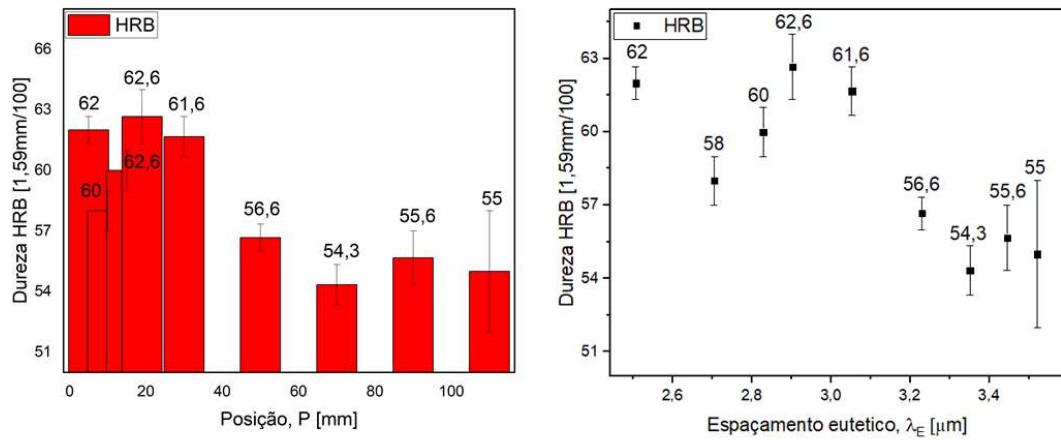
Como evidenciado na Figura 4.10, os expoentes adotados ( $n$ ) nas expressões matemáticas que representam a variação de  $\lambda_E$  em função dos respectivos parâmetros térmicos, isto é,  $n=-0.5$  ou  $-0.25$  ( $V_L \times \lambda_E$ ) e  $n=-0.25$  ( $T_R \times \lambda_E$ ), foram adotados para as melhores condições dos respectivos coeficientes de determinação matemática ajustados no Origin ( $R^2 \geq 0.7$ ). Importante destacar que os valores se apresentam em plena concordância com a teoria clássica do crescimento eutético dada pela relação matemática  $\lambda_E = Cte.V_L^{-1/2}$ , proposta por Jackson-Hunt (JH) (1998) para eutéticos regulares ou fibrosos que sugeriram satisfatoriamente sua aplicação também para eutéticos irregulares, como os das ligas Al-Si. (REYES et al, 2016; ROCHA, 2024) que propuseram para ligas Al-xSi hipereutéticas ( $x=15$  e  $18\%$ ) e Al-12.6Si-xBi ( $x=0$  e  $3.2\%$ ) solidificadas verticalmente no sentido ascendente, tal como assumido no presente trabalho, uma única lei experimental para o crescimento eutético dada por  $\lambda_E=1.3(V_L)^{-1/2}$  e  $\lambda_E=2.4(T_R)^{-1/4}$  (REYES et al, 2016), e  $\lambda_E=1.76(V_L)^{-1/2}$  e  $\lambda_E=3.9(T_R)^{-1/4}$  (ROCHA, 2024). Observou-se que os valores das constantes igual a 1.6 e 3.15 propostos neste trabalho foram muito próximos dos sugeridos pela literatura para ligas Al-Si solidificadas direcionalmente.

## 4.4 CORRELAÇÃO ENTRE P, V<sub>L</sub>, T<sub>R</sub> E $\lambda_E$ COM DUREZA E PARÂMETROS DE DEGASTE.

### 4.4.1 – Análise da Dureza

Com o objetivo de avaliar os efeitos dos parâmetros térmicos e microestruturais da solidificação na dureza Rockell B (HRB), as medições de HRB foram correlacionadas com a posição no lingote, bem como com os espaçamentos eutéticos, como mostrado na Figura 4.11. Este fato evidenciou valores mais elevados de HRB para as amostras nas posições mais próximas da interface de transferência de calor. Desta forma, confirmou-se, portanto, que V<sub>L</sub> e T<sub>R</sub> tiveram um papel fundamental no controle das estruturas típicas de solidificação, como mostraram os resultados da Figura 4.10, que por sua vez influenciaram significativamente a dureza, considerando que maiores valores de HRB foram alcançados para microestruturas eutéticas mais finas, ou seja, menores  $\lambda_E$ , como observado na Figura 4.11. É bem conhecido que o refinamento do grão ou uma microestrutura dendrítica ou eutética mais fina é considerado um dos principais mecanismos de endurecimento (BARROS et al, 2020). Neste caso, as fases lamelares eutéticas funcionam como obstáculos para o movimento de discordâncias. Esse comportamento pode ser atribuído aos resultados encontrados no presente trabalho, uma vez que a microestrutura eutética mais fina promoveu maior resistência à deformação plástica, devido exatamente ao aumento da dureza. Observou-se que a dureza aumentou em aproximadamente 13% (55 a 62 HRB) das microestruturas mais grosseiras para as mais finas.

Figura 4.11 - Medições de dureza HRB em amostras fundidas em posições de lingote. Efeito de  $\lambda_E$  nas medições HRB



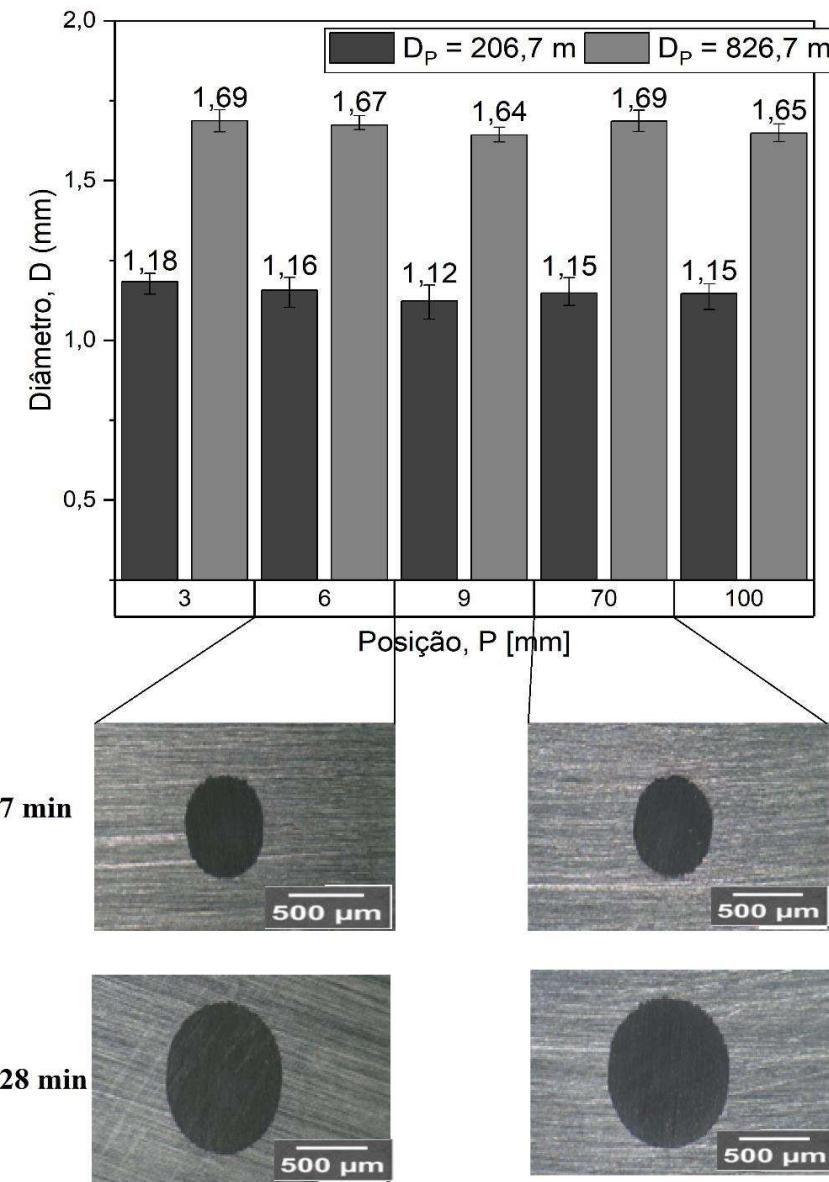
Fonte: Próprio autor

#### 4.4.2 – Análise do Ensaio de desgaste

Os resultados encontrados para as condições de solidificação e ensaio de desgaste assumido no presente trabalho são apresentados nas Figuras 4.12 a 4.19.

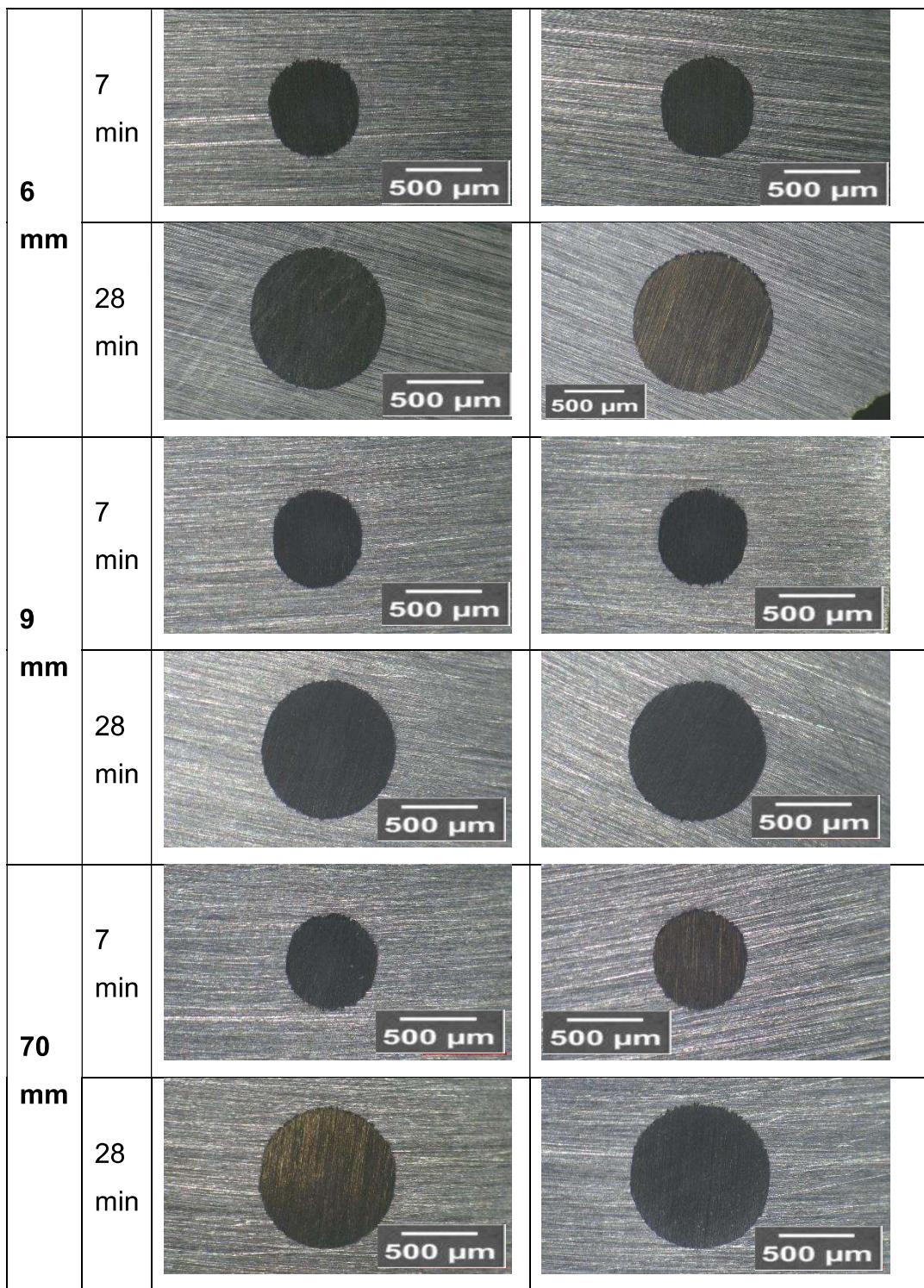
As Figuras 4.12 e 4.13 representam a variação dos diâmetros médios ( $D$ ) com a posição no lingote solidificado, produzidas pelas impressões da esfera giratória na superfície da amostra solidificada. Observou-se um comportamento esperado, onde todas as calotas produzidas pelos ensaios mais longos, ou seja, 28 minutos ( $D_P=826,7$  m), apresentaram valores de  $D$  maiores do que as crateras desgastadas produzidas durante os ensaios de 7 minutos ( $D_P=206,7$  m). É importante ressaltar que o desgaste mais acentuado é esperado para tempos maiores devido aos maiores valores de crateras produzidas após os ensaios, tal como pode ser constado para algumas crateras produzidas e apresentadas na Figura 4.13, e consequentemente, maiores distâncias de deslizamento ( $D_P$ ). Este fato está de acordo com os resultados obtidos noutros sistemas de ligas de Al solidificadas (CRUZ *et al.*, 2010; COSTA *et al.*, 2016; FREITAS *et al.*, 2014; REYES *et al.*, 2019; BOTELHO *et al.*, 2020; AZEVEDO *et al.*, 2020; VASCONCELOS *et al.*, 2021). Obviamente, os resultados das medidas do diâmetro  $D$  correlacionadas com os espaçamentos eutéticos, permitiram mostrar que microestruturas mais refinadas, ou seja, menores  $\lambda_E$ , produziram maiores impressões de crateras desgastadas para os dois tempos investigados, como mostrado na Figura 4.14. Esses resultados desempenharam um papel fundamental nos volumes e taxas de desgaste, cujos resultados se encontram apresentados nas Figuras 4.15 a 4.17.

Figura 4.12 - Variação do diâmetro ( $D$ ) da calota desgastada com a posição no lingote solidificado.



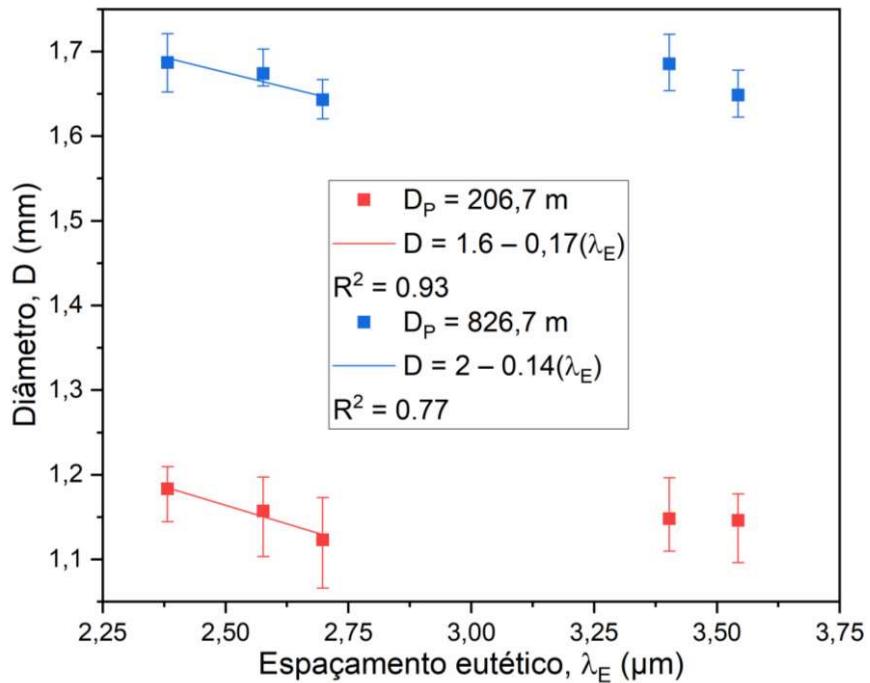
Fonte: Próprio autor

Figura 4.13. Calotas obtidas para algumas posições, após o ensaio de desgaste.



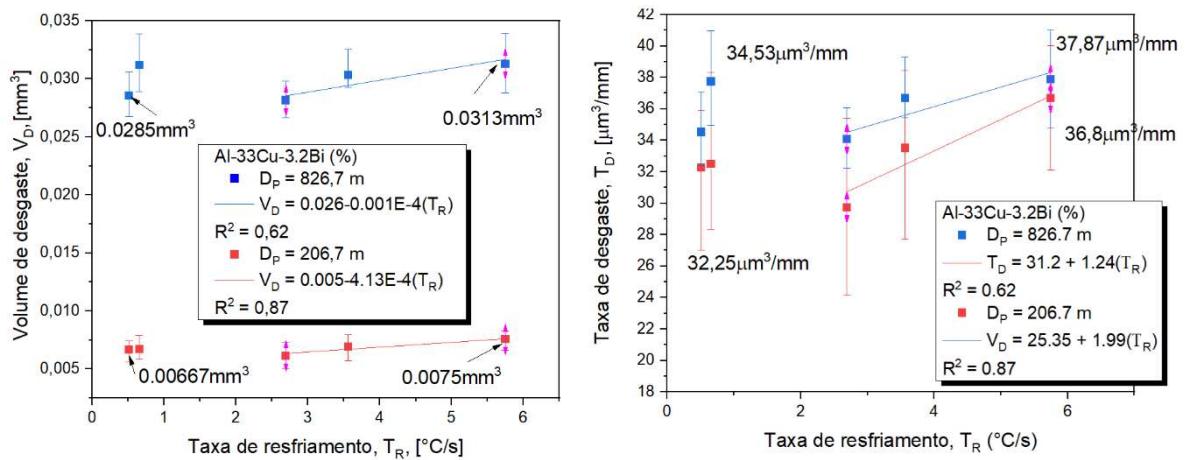
Fonte: Próprio autor

Figura 4.14 - Variação de D com os espaçamentos eutéticos



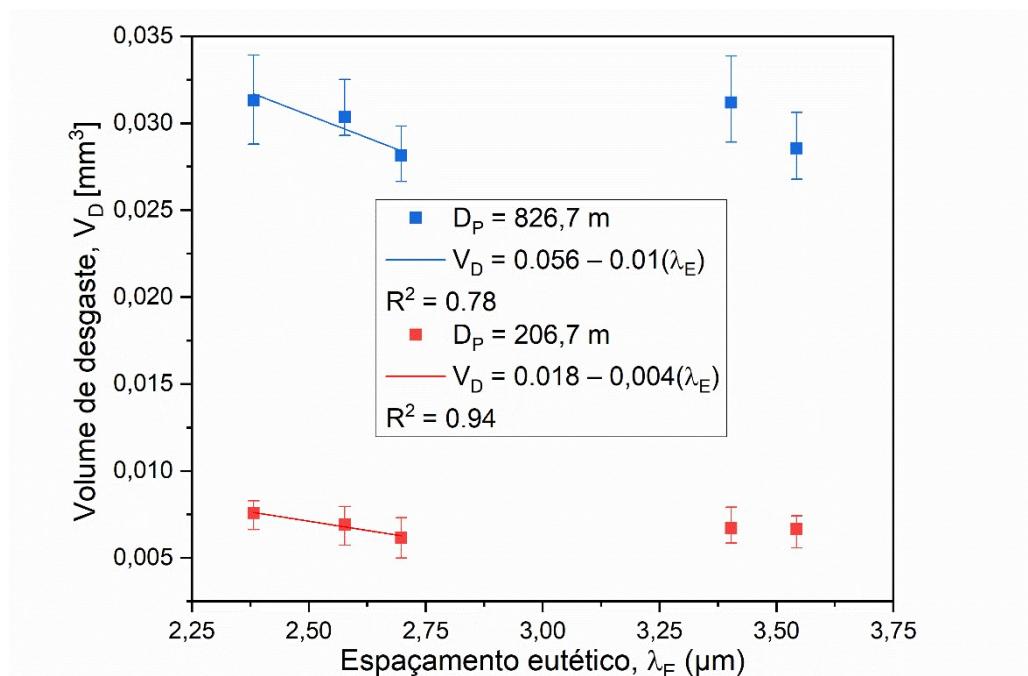
Fonte: Próprio autor

Figura 4.15 - Efeito da taxa de resfriamento no volume e taxa de desgaste.



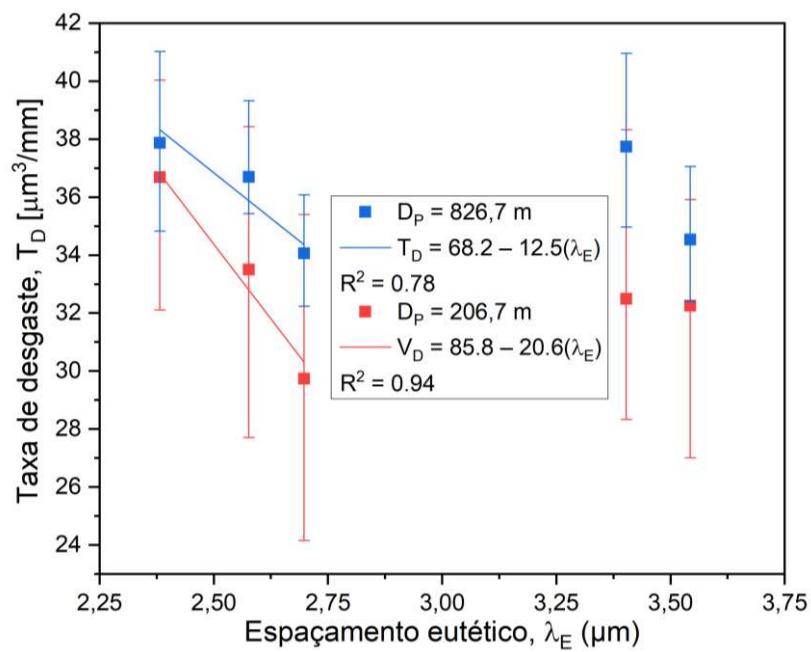
Fonte: Próprio autor

Figura 4.16 - Variação dos parâmetros de desgaste analisada no presente trabalho em função dos espaçamentos eutéticos:  $V_D = f(\lambda_E)$ .



Fonte: Próprio autor

Figura 4.17 - Variação dos parâmetros de desgaste analisados no presente trabalho em função dos espaçamentos eutéticos:  $T_D = f(\lambda_E)$ .



Fonte: Próprio autor

Como reportado, os resultados encontrados para D refletiram-se nos valores de  $V_D$  e  $T_D$  que foram mais elevados para maiores  $V_L$  e  $T_R$  e consequentemente menores  $\lambda_E$ , tal como pode ser evidenciado, uma vez que microestruturas eutéticas mais finas, ou seja, menores  $\lambda_E$ , produziram maiores diâmetros de crateras desgastadas, afetando desta maneira os resultados obtidos para o volume e taxa de desgaste. Como pode ser notado na Figura 4.14 uma relação matemática linear de  $D=f(\lambda_E)$  foi possível de ser proposta para microestrutura mais refinadas (menores  $\lambda_E$ ). A análise nos gráficos e as devidas equações são feitas nos pontos mais próximos da base refrigerada para analisar o melhor efeito das maiores taxas de resfriamento.

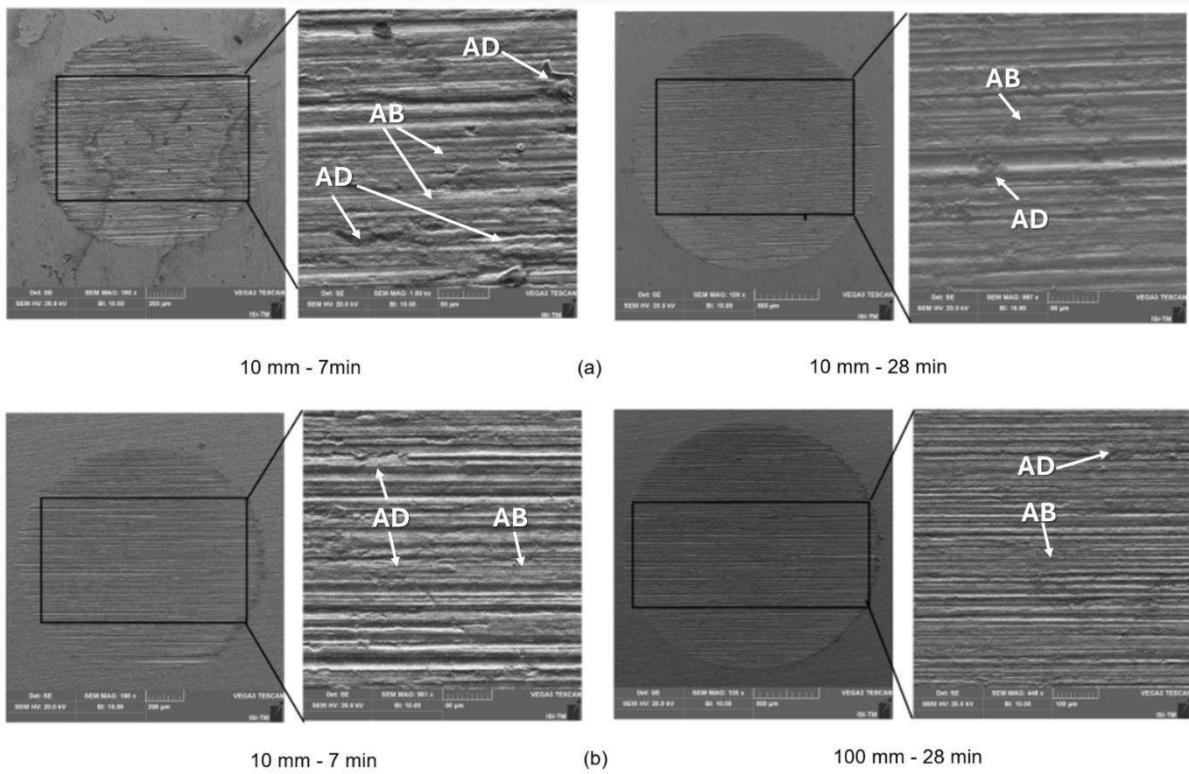
O comportamento da resistência ao desgaste parece apresentar comportamento diferente para outros sistemas de ligas e condições de solidificações, uma vez que os resultados alcançados neste trabalho foram diferentes aos encontrados para a liga Al3Ni1Bi (%) (Botelho et al., 2020) solidificada horizontalmente, nos quais ambos  $V_D$  e  $T_D$  aumentaram com o aumento do espaçamento dendrítico primário ( $\lambda_1$ ). Contudo, os resultados deste trabalho concordaram com o comportamento de  $V_D$  variando com  $V_L$  e  $T_R$  e  $\lambda_2$  reportado por Azevedo et al (2020) para uma liga AlSiMg solidificada horizontalmente, mas contrariaram quando  $V_D$  variou com  $\lambda_2$  para amostras da mesma liga tratada termicamente por T6. Por outro lado, Reyes et al. (2019) solidificaram direcionalmente a liga Al-3.2Bi-3Cu (%) e avaliaram a influência do espaçamento entre partículas de Bi ( $\lambda_{Bi}$ ) no volume desgastado, e os resultados mostram que para tempos de ensaios menores (10 e 20 min)  $V_D$  não variou com Bi, porém para tempos maiores (30, 40 e 60min)  $V_D$  diminuiu para  $\lambda_{Bi}$  até o valor de 16 $\mu\text{m}$ , depois  $V_D$  aumentou para Bi>16 $\mu\text{m}$ .

Convém destacar que na direção vertical ascendente a gravidade atua no sentido de estabilizar a movimentação de soluto frente à interface sólido/líquido, minimizando os efeitos da convecção devido o soluto que é rejeitado para frente desta interface. Por outro lado, a gravidade atuante na solidificação horizontal tanto solutos mais densos quanto menos densos do que o líquido, induzirão correntes convectivas por decantação ou flutuação do líquido rico em soluto rejeitado (BARROS, 2018; GARCIA, 2007), a qual pode afetar diretamente tanto na formação das estruturas de solidificação como no comprimento da mesma, tanto em nível macroestrutural como microestrutural (BARROS, 2022; HACHANI et al., 2012). Quase sempre a macroestrutura típica da solidificação horizontal, devido as correntes convectivas,

produz a presença de uma transição macroestrutura de grãos colunares para equiaxial (TCE), e consequentemente, dendritas colunares e equiaxiais estarão presentes, como apresentada nos trabalhos de solidificação que usaram a configuração horizontal (CARVALHO, 2013; AZEVEDO, et al., 2020; BARROS, 2018; AZEVEDO 2023; BARROS et al., 2020; COSTA et al., 2021; LIMA et al., 2018; SOUZA et al., 2019; VASCONCELOS, 2022; VASCONCELOS et al., 2021).

Como notado nas Figuras 4.15 a 4.17, o comportamento de desgaste contrário ao observado para os resultados de dureza foi evidente, uma vez que os valores mais baixos de  $V_D$  e  $T_D$ , os quais representam maior resistência ao desgaste, foram alcançados para microestruturas eutéticas mais grosseiras, ou seja, maiores  $\lambda_E$ . Este fato pode ser atribuído aos maiores tamanhos dos glóbulos de partículas de Bi obtidos para valores mais baixos de  $V_L$  e  $T_R$ , tal como observado pelas características superficiais das calotas desgastadas mostradas nas micrografias MEV da Figura 4.18 para duas amostras a partir da superfície de transferência de calor da lingoteira solidificada, em que contatou-se superfícies com desgaste mais severo na posição próxima a base refrigerada (10 mm). A maior eficiência lubrificante de partículas de Bi de maior tamanho pode estar influenciando os resultados encontrados para o menor volume e taxa de desgaste apresentados. Num estudo recente (REYES et al, 2019), o espaçamento entre as partículas de Bi ( $\lambda_{Bi}$ ) assumiu um papel fundamental no comportamento de desgaste.

Figura 4.18. Micrografias MEV das calotas desgastadas, para duas posições a partir da base refrigerada, indicando a ocorrência dos degastes adesivo (AD) e abrasivo (AB).

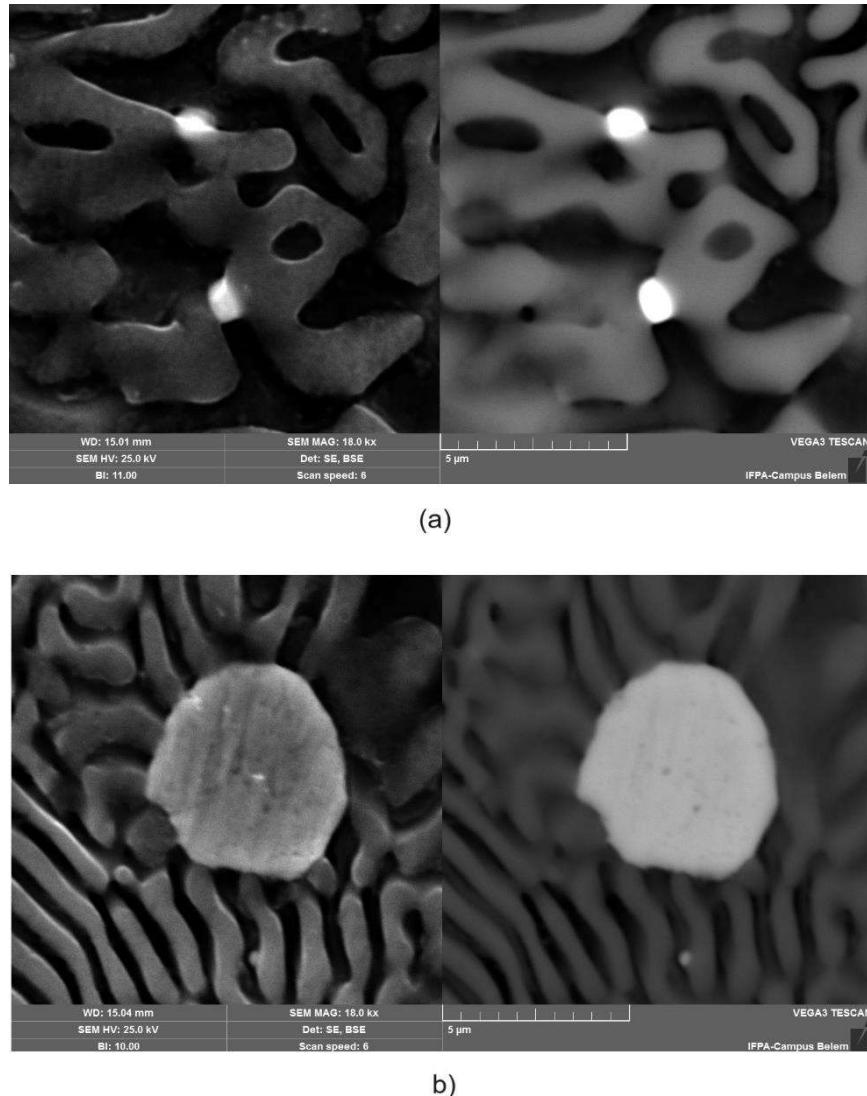


Fonte: Próprio autor

Como reportado, o desgaste adesivo (AD) consiste em um mecanismo severo de remoção de material, caracterizado por altas taxas de desgaste, elevada instabilidade do coeficiente de atrito e intensos danos causados sobre a superfície dos materiais que compõem o sistema tribológico (STACHOWIAK, 2001; 2006; COSTA, 2016). No decorrer do processo de desgaste da liga investigada neste trabalho, sob as condições do ensaio adotadas, pode ter ocorrido a adesão de partículas da fases presentes na microestrutura típica de solidificação, tais como Al<sub>2</sub>Cu, Bi e intermetálicos de Fe, durante o contato inicial entre a esfera rotativa e a superfície das amostras testadas, similarmente como visto no esquema apresentado na Figura 2.25, e que durante o ensaio, as partículas de Bi que são moles/macias, recobriram a superfície desgastada, as quais podem ter sido distribuídas ao longo da superfície das crateras desgastadas, atuando como lubrificantes sólidos, enquanto que as partículas mais duras constituídas pela fases intermetálicos de Fe e Al<sub>2</sub>Cu foram arrancadas e juntaram-se na superfície, devido pressões altas localizadas decorrente do desgaste

adesivo. A espessura da camada de Bi que se formou, e que atua como lubrificante, entre a esfera e a superfície da amostra, dependente da distribuição e do tamanho dos glóbulos de Bi, sendo mais fina para microestruturas refinadas (menores  $\lambda_E$ ), e mais espessas para microestruturas mais grosseiras (maiores  $\lambda_E$ ), como mostra na Figura 4.19. As referidas partículas duras ficam soldadas na superfície da esfera contribuindo para a ocorrência de um outro tipo de desgaste conhecido como abrasivo (AB), cujo mecanismo de desgaste provocou o contato entre essas partículas e a superfície da calota. No entanto, devido a formação de camadas mais espessas de Bi para maiores  $\lambda_E$ , pelo primeiro mecanismo de desgaste (adesivo), essas atuam como um sistema de lubrificação sólido mais eficiente, reduzindo tanto o volume e a taxa de desgaste, aumentando, portanto, a resistência ao desgaste para microestrutura mais grosseiras, tal como foi mostrado pelos resultados da Figura 4.16 e 4.17.

Figura 4.19 - Microscopia SEM mostrando os glóbulos de Bi para duas amostras fundidas nas posições (a) 5 mm e (b) 10 mm da base arrefecida.



Fonte: Próprio autor

Vale ressaltar que as variáveis envolvidas no processo de solidificação, tais como parâmetros térmicos, tamanho de escala microestrutural e composição da liga, desempenham um papel fundamental no comportamento ao desgaste, uma vez que diferentes resultados foram encontrados na literatura, como para as ligas AlNiBi (BOTELHO et, 2020) e AlSiMg (AZEVEDO et al, 2020) solidificadas horizontalmente, nas quais menores valores de  $V_D$  e  $T_D$  corresponderam a microestruturas mais finas. Por outro lado, os resultados deste trabalho concordam com os obtidos para a liga AlSiMgFe fundida (AZEVEDO et al, 2020), na qual valores mais altos de  $V_D$  e  $T_D$

também foram observados para espaçamentos dendríticos secundários menores (VASCONCELOS *et al*, 2021).

Nesse sentido, observou-se a presença dos mecanismos de desgaste adesivo (AD) e abrasivo (AB) que atuaram para a liga Al-33%Cu-3,2%Bi durante os ensaios realizados para todas as distâncias percorridas, tal como mostrado nas imagens das de micrografias das Figura 4.19, bem como pelos resultados de análises SEM/EDS em crateras desgastadas apresentados na literatura (COSTA, 2016; COSTA *et al*, 2016; AZEVEDO *et al*, 2020; VASCONCELOS *et al*, 2021), os quais elaboram estudos usando o mesmo tipo de ensaio assumido no presente trabalho. Os resultados dos referidos autores mostraram superfícies rugosas geradas pelo “destacamento” de material aderido à superfície da esfera e pela existência de riscos paralelos na direção de deslizamento da esfera.

## 5. CONCLUSÃO

Com base nos resultados dos estudos experimentais efetuados ao longo deste trabalho e nas comparações feitas com outros estudos da literatura sobre o assunto, podem ser tiradas as seguintes conclusões:

1. O sistema de refrigeração impôs elevados  $V_L$  e  $T_R$  nos momentos iniciais da solidificação, influenciando a obtenção de microestruturas eutéticas mais finas em amostras próximas à superfície de transferência de calor.
2. O expoente da correlação matemática dada por  $\lambda_{EX} V_L^{1/2} = 1.6$  obtido para a liga investigada neste trabalho foi absolutamente concordante com a teoria clássica de crescimento eutético dada pela relação matemática  $\lambda_E = \text{Constant.} (V_L)^{-1/2}$ , proposta por Jackson-Hunt.
3. Os níveis de  $V_L$  e  $T_R$  alcançados no processo de solidificação direcional produziram uma macroestrutura constituída completamente de grãos colunares.
4. Da mesma forma, os níveis de  $V_L$  e  $T_R$  alcançados resultaram numa microestrutura típica de solidificação constituída por colônias de dendritas eutéticas, contidas em seu interior por constituintes lamelares das fases  $\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$  e  $\text{Al}_{\alpha}$ , além da presença de partículas de Bi do tipo glóbulo dispersas na mistura eutética.
5. Espaçamentos lamelares mais finos atuaram como mecanismos de aumento de resistência, uma vez que menores valores de  $\lambda_E$  proporcionaram maiores valores de dureza.
6. Por outro lado, comportamento oposto ao da dureza foi observado para os parâmetros de desgaste estudados, uma vez que maiores  $\lambda_E$  foram responsáveis por maior resistência ao desgaste, devido a microestruturas mais grosseiras resultando em menores valores de  $V_D$  e  $T_D$ . Isso pode ser atribuído ao maior tamanho dos glóbulos das partículas de Bi para menores valores de  $V_L$  e  $T_R$ .
7. A partir das análises realizadas nas crateras formadas resultantes do ensaio sob as condições assumidas, evidenciou-se a presença dos mecanismos de desgaste adesivo (AD) e abrasivo (AB) atuando simultaneamente.

8. Finalmente, como recomendação para uso da liga investigada para aplicações nas indústrias que exigem produtos fundidos com melhores características tribológicas, recomenda-se a partir dos resultados obtidos deste trabalho microestruturas com espaçamentos eutéticos maiores por apresentaram menores volumes e taxas de desgastes.

## 6. SUGESTÕES PARA TRALHOS FUTUROS

1. Avaliar os efeitos dos parâmetros térmicos de solidificação na produção de Hidrogênio
2. Analisar o efeito dos parâmetros de desgastes (volume e taxa) para tempos intermediários entre 7 e 28 min.
3. Investigar o efeito dos parâmetros térmicos na microestrutura, dureza e desgaste para uma composição de Bi abaixo de 1%.
4. Estudar para o sistema de liga investigado no presente trabalho (Al-33Cu-xBi) a influência dos parâmetros térmicos e microestrutura na usinabilidade.

## **REFERÊNCIAS**

ALUMINUM ASSOCIATION. **Aluminum standards and data.** The Aluminum Association, Inc., 2013.

ACER, E. et al. **Effects of Growth Rates and Compositions on Dendrite Arm Spacings in Directionally Solidified Al-Zn Alloys.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 48, p. 5911-5923, out. 2017. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-017-4337-x>.

ARCHARD, J. F. **Elastic deformation and the laws of friction. Proceedings of the Royal Society of London.** Series A. Mathematical and Physical Sciences, v. 243, n. 1233, p. 190–205, dez. 1957. DOI: <https://doi.org/10.1098/rspa.1957.0214>.

ARES, A. E. et al. **Analysis of solidification parameters during solidification of lead and aluminum base alloys.** Journal of Crystal Growth, v. 275, p. 319-327, dez. 2005. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jcrysGro.2004.10.115>.

ARES, A. E. et al. **Correlation between thermal parameters, structures, dendritic spacing and corrosion behavior of Zn-Al alloys with columnar to equiaxed transition.** Journal of Crystal Growth, v. 310, p. 1355-1361, abr. 2008. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jcrysGro.2007.11.169>.

ARAÚJO, E. C. C. **Solidificação direcional horizontal de uma liga Al-Cu-Si: interrelação entre parâmetros térmicos, microestrutura e microdureza.** 2015. Dissertação (Mestrado em Engenharia Industrial) – Faculdade de Engenharia Industrial, Universidade Federal do Pará, Belém, 2015.

ASM HANDBOOK. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials.** ASM International (American Society for Metals), Materials Park, v. 2. USA: Ohio, 1992.

ÁVILA, N. V. **Ciência dos materiais.** Rio de Janeiro: Fundação Cecierj, 2019. E-book.

AZEVEDO, H. A. M. **Efeito dos parâmetros térmicos e microestruturais na resistência ao desgaste micro-abrasivo da liga Al-7%Si-0.3%Mg.** 2020. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia de Materiais) – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará, Belém, 2020.

AZEVEDO, H. A. M. et al. **Study of Dry Wear Behavior and Resistance in Samples of a Horizontally Solidified and T6/Heat-Treated Automotive AlSiMg Alloy.** Tribology Letters, v. 68, n. 2, p. 60, abr. 2020. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11249-020-01302-z>.

AZEVEDO, H. A. M. **Efeito dos parâmetros de solidificação do tratamento térmico T6 na microestrutura, microdureza, desgaste e condutividade elétrica da liga Al-3%Cu-5%Nb.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2023.

BALDAM, R. L.; VIEIRA, E. A. **Fundição: Processos e Tecnologias Correlatas.** 2. ed. São Paulo: Érica, 2014.

BARBOSA, C. R. *et al.* **Tailoring of Processing Parameters, Dendritic Microstructure, Si/Intermetallic Particles and Microhardness in As-cast and HeatTreated Samples of Al<sub>7</sub>Si0.3Mg Alloy.** Metals and Materials International, v. 26, p. 370-383, jun. 2019. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12540-019-00334-y>.

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

BARROS, A. *et al.* **Length scale of solidification microstructure tailoring corrosion resistance and microhardness in T6 heat treatment of an Al–Cu–Mg alloy.** Corrosion Engineering, Science and Technology, v. 55, p. 471-479, mar. 2020. DOI: <https://doi.org/10.1080/1478422X.2020.1742410>.

BARROS, A. *et al.* **Thermal Parameters, Tertiary Dendritic Growth and Microhardness of Directionally Solidified Al-3wt%Cu Alloy.** Materials Science Forum. v. 869, p. 452-457, ago. 2016. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.869.452>.

BARROS, A. S. **Effects of solidification microstructure on the hydrogen generation performance of Al-Zn-Sn alloys.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2022.

BLAU, P. J. **Wear Testing.** In: Metals Handbook Desk Edition. ASM International: p. 1342-1347, 1998. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.mhde2.9781627081993>.

BOTELHO T.M. *et al.* **Effect of solidification process parameters on dry sliding wear behavior of AlNiBi alloy.** V. 30, p. 582-594, mar. 2020. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(20\)65237-2](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(20)65237-2).

BOYUK, U.; ENGIN, S.; MARAŞLI, N. **Microstructural characterization of unidirectional solidified eutectic Al–Si–Ni alloy.** Materials Characterization: v 62, n. 9, p. 844-851, set. 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2011.05.010>.

BÖYÜK, U. **Physical and Mechanical Properties of Al–Si–Ni Eutectic Alloy.** Metals and Materials International, v. 18, p. 933-938, dez. 2012. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12540-012-6004-5>.

BARZANI, M. M. et al. **The Influence of Bismuth, Antimony, and Strontium on Microstructure, Thermal, and Machinability of Aluminum-Silicon Alloy.** Materials and Manufacturing Processes, v. 28, p. 1184-1190, nov. 2013. DOI: <https://doi.org/10.1080/10426914.2013.792425>.

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

CAI, Q. et al. **Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of die-cast Al-Cu-Si-Mg alloys.** Journal of Alloys and Compounds, v. 881, n. 10, p. 160559, nov. 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160559>.

ÇADIRLI E.; ULGEN A.; GUNDUZ M. **Directional solidification of the aluminium–copper eutectic alloy.** Materials Transactions, JIM, v. 40, n. 9, p. 989–996, set. 1999. DOI: <https://doi.org/10.2320/matertrans1989.40.989>.

ÇADIRLI, E. **Effect of Solidification Parameters on Mechanical Properties of Directionally Solidified Al-Rich Al-Cu Alloys.** Metals Materials International, v. 19, p. 411-422, mai. 2013. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12540-013-3006-x>.

CAMPBELL J. **Castings.** 2<sup>nd</sup> Edition. Butterworth-Heinemann, 2003. E-book.

CAMERINI, R. V. et al. **Ball cratering test on ductile materials.** Wear, v. 271, n. 5, p. 770–774, jun. 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2011.03.013>.

CANTÉ, M. V. **Solidificação transitória, microestrutura e propriedades de ligas Al-Ni.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2009.

CARVALHO, R. S. **A influência do cobre nas microestruturas e propriedades mecânicas de uma liga Al-2%Ni solidificadas com fluxo de calor unidirecional e transiente.** Dissertação (Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia) – Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, Distrito Federal, 2016.

CARVALHO, D. L. B. **Correlação entre Parâmetros Térmicos e Espaçamentos Dendríticos Primários de Ligas Al-Si durante a Solidificação Direcional Horizontal.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2013.

CARVALHO, D. L. B. *et al.* **Characterization of the Al-3wt.%Si alloy in unsteady-state horizontal directional solidification.** Materials Research, v. 16, n. 4, p. 874-883, 2013. DOI: <https://doi.org/10.1590/S1516-14392013005000072>.

CARVALHO, D. L. B. *et al.* **Solidification Thermal Parameters and Dendritic Growth During the Horizontal Directional Solidification of Al-7wt.%Si alloy.** Revista Escola de Minas, v. 67, n. 3, p. 265-270, set. 2014. DOI: <https://doi.org/10.1590/S0370-44672014000300004>.

CASTANHO, M. A. P. *et al.* **Steady and unsteady state peritectic solidification.** Materials Science and Technology, v. 01, p. 105-114, abr. 2014. DOI: <https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000616>.

CHADWICK, G. A. **Metallography of phase transformations.** London: Butterworth & Co. Publishers, 1972.

CHEN, R.; SHI, Y.; XU, Q.; LIU, B. **Effect of cooling rate on solidification parameters and microstructure of Al-7Si-0.3Mg-0.15Fe alloy.** Trans. Nonferrous Met. Soc. China, v. 24, p. 1645-1652, 2014.

CHRISÓSTIMO, W. B. **Efeito do superaquecimento na microssegregação, formação macro e microestrutural da liga hipoeutética al-4%cu.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Industrial e Metalúrgica) – Escola de Engenharia Industrial Metalúrgica de Volta Redonda, Universidade Federal Fluminense, Volta Redonda, 2019.

CORRÊA, E. G. **Estudos dos parâmetros térmicos, microestruturais e dureza após os processos de solidificação e tratamento térmico T6 da liga Al3%Cu-3%Ni solidificada direcionalmente.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais (PPGEMAT/IFPA), Belém, 2021.

CORRÊA, E. G. *et al.* **Solidification thermal parameters, microstructural evolution and dendritic growth in an AlCuNi alloy.** Philosophical Magazine Letters, v. 101, n. 1, p. 21-29, DOI: <https://doi.org/10.1080/09500839.2020.1837980>.

COSTA, T. A. *et al.* **The effect of microstructure length scale on dry sliding wear behaviour of monotectic Al-Bi-Sn alloys.** Journal of Alloys and Compounds, v. 689, p. 767-776, dez. 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.08.051>.

COSTA, T. A. P. S. **Microestruturas de solidificação e resistência ao desgaste de ligas monotéticas Al-Bi-Sn.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) -

Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP, 2016.

COSTA, T. A. P.S. et al. **Measurement and interrelation of length scale of dendritic microstructures, tensile properties, and machinability of Al-9 wt% Si-(1 wt% Bi) alloys**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology volume, v. 105, p. 1391-1410, set. 2019. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04211-1>.

COSTA, M. O. et al. **Thermal analysis via horizontal solidification of Al<sub>3</sub>Cu<sub>2</sub>Si (mass%) alloy: thermal and microstructural parameters, intermetallic compounds and microhardness**. Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, v. 146, p. 2059-2071, jan. 2021. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10973-020-10419-1>.

COSTA, T. A. P. S. **Solidificação horizontal transitória da liga al-6%cu-8%si: microestrutura e dureza**. Trabalho de Conclusão de Curso (Bacharelado em Engenharia de Mecânica) – Universidade Federal do Pará, Belém, 2013.

COZZA, R. C. **Estudo do desgaste e atrito em ensaios micro-abrasivos por esfera rotativa fixa em condições de força normal constante e pressão constante**. 2011. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica de Projeto de Fabricação) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.

COZZA, R. C. et al. **Projeto, construção e validação de um equipamento de ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa livre para a medição do coeficiente de atrito**. Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração, v. 11, n. 2, p. 117–124, 2014. DOI: <https://doi.org/10.4322/tmm.2014.018>.

CHENG, Y. H.; BROWNE, T.; HECKERMAN, B. **Mechanical and tribological properties of CrN coatings deposited by large area filtered cathodic arc**. Wear, v. 271, n. 5, p. 775–782, 22, jun. 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2011.03.011>.

CRUZ, K. A. S. **Microestrutura de solidificação, resistência mecânica e ao desgaste de ligas Al-Sn e Al-Si**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, São Paulo, 2008.

CRUZ, K. S. et al. **Dendritic arm spacing affecting mechanical properties and wear behavior of Al-Sn and Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 41, p. 972-984, jan. 2010. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-009-0161-2>.

DAI, R. et al. **Liquid immiscibility and core-shell morphology formation in ternary Al–Bi–Sn alloys**. Materials Characterization, v. 81, p. 49-55, abr. 2013. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.04.006>.

DANTAS, P. P. **Caracterização de ligas hipereutéticas de Al-Ni solidificadas unidirecionalmente.** Dissertação (Mestrado em Integridade de Materiais da Engenharia) – Faculdade UnB Gama/FT/Universidade de Brasília, Distrito Federal, 2014.

DAVIS, J. R. (Org.). **Alloying: understanding the basics.** Materials Park, OH: ASM International, 2001.

DAVIS, J. R. **Surface engineering for corrosion and wear resistance.** Materials Park, OH: ASM International, 2001.

DERBY, B.; FAVIER, J. J. **A Criterion for the Determination of Monotectic Structure.** Acta Metallurgica, v. 31, n. 7, p. 1123-1130, jul. 1983. DOI: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(83\)90208-0](https://doi.org/10.1016/0001-6160(83)90208-0).

DIAS FILHO, J. M. et al. **Influência das Variáveis Térmicas Sobre os Espaçamentos Dendríticos Terciários durante a Solidificação Direcional Horizontal da Liga Al-6%Cu.** Revista Matéria, v. 20, n. 01, p.47-63, mar. 2015. DOI: <https://doi.org/10.1590/S1517-707620150001.0008>.

DILLON, T. M. O. **Desenvolvimento e Caracterização Térmica, Microestrutural e Mecânica de uma Liga Al-3%Cu-0,5%Nb Solidificada Horizontalmente e Endurecida por Precipitação.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) Instituto Federal do Pará, Belém, 2021.

DILLON, T. et al. **Effects of Growth and Cooling Rates Via Horizontal Solidification of an AlCuNb Alloy:** A Thermal, Microstructural and Mechanical Analysis. Transactions of the Indian Institute of Metals, v. 75, p. 1429-1439, jan. 2022. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12666-021-02501-5>.

DREVET, B. et al. **Solidification of aluminium-lithium alloys near the cell/dendrite transition-influence of solutal convection.** Journal of Crystal Growth, v. 218, p. 419-433, set. 2000. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(00\)00567-4](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(00)00567-4).

EL-LABBAN, H. F.; MAHMOUD, E. R. I. **Modification of microstructures for hypoeutectic, eutectic and hypereutectic Al-Cu binary alloys.** International Journal of Cast Metals Research, v. 28, N. 2, p. 81-88, set. 2014. DOI: <https://doi.org/10.1179/1743133614Y.0000000136>.

FARAHANY, S. et al. **Role of bismuth on solidification, microstructure and mechanical properties of a near eutectic Al-Si alloys.** Metals and Materials International, v. 20, p. 929-938, set. 2014. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12540-014-5019-5>.

FARAHANY, S. et al. **Effect of Primary and Eutectic Mg<sub>2</sub>Si Crystal Modifications on the Mechanical Properties and Sliding Wear Behaviour of an Al–20Mg<sub>2</sub>Si–2Cu–xBi Composite.** Journal of Materials Science & Technology, v. 32, p. 1083-1097, jan. 2016. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.01.014>.

FARAHANY, S. et al. **Effect of bismuth on microstructure of unmodified and Srmodified Al-7Si-0.4Mg alloys.** Transactions of Nonferrous Metals Society of China, v. 21, p. 1455-1464, jul. 2011. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(11\)60881-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(11)60881-9).

FARAHANY, S. et al. **Flake-fibrous transition of silicon in near-eutectic Al-11.7Si1.8Cu-0.8Zn-0.6Fe-0.3Mg alloy treated with combined effect of bismuth and strontium.** Journal of Alloys and Compounds, v. 656, p. 944-956, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.10.074>.

FARIA, J. D. **Correlações entre variáveis térmicas, microestrutura e propriedades mecânicas das ligas Al-4%Cu e Al-4%Cu-4%Ag solidificadas em regime transitório.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, 2015.

FARIA, J. D. et. al. **Influência na microestrutura e na microdureza decorrente da adição de 4%Ag na liga Al-4%Cu solidificada unidirecionalmente.** Rev. Mat, v. 20, n. 04, p. 992-1007, junho, 2015. DOI: <https://doi.org/10.1590/S1517-707620150004.0103>.

FERREIRA, J. M. **Tecnologia da Fundição.** 3. ed. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 2010.

FERREIRA, I. L. et al. **Theoretical and Experimental Analysis of Inverse Segregation During Unidirectional Solidification of an Al6.2wt%Cu alloy.** Scripta Materialia, v.49, p. 339-344, ago. 2003. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(03\)00242-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(03)00242-2).

FERREIRA, I.L.; SPINELLI, J.E.; GARCIA, A. **Gravity-driven inverse segregation during transient upward directional solidification of Sn–Pb hypoeutectic alloys.** Journal of Alloys and Compounds v, 475 p. 396–400, mai. 2009. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2008.07.024>.

FENG, J. et al. **Primary cellular/dendritic spacing selection of Al—Zn alloy during unidirectional solidification.** Journal of Crystal Growth, v. 197, n. 1-2, p. 393-395, fev. 1999. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(98\)00916-6](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(98)00916-6).

FILHO, R. M. O. **Correlações entre os parâmetros estruturais e microdureza em ligas Al-Si-Cu obtidas através do processo squeeze casting.** Dissertação

(Mestrado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2017.

FRACCHIA, E.; GOBBER, F. S.; ROSSO, M. **Effect of Alloying Elements on the Sr Modification of Al-Si Cast Alloys.** *Metals*, v. 11, n. 2, p. 342, fev. 2021. DOI: <https://doi.org/10.3390/met11020342>.

FREITAS, E. S. *et al.* **Inter-relation of microstructural features and dry sliding wear behavior of monotectic Al-Bi and Al-Pb alloys.** *Tribology Letters*, v. 55, n. 1, p. 111-120, 2014. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11249-014-0338-8>.

FREITAS, E. S. F. **Desenvolvimento de correlações entre microestruturas de solidificação e resistências ao desgaste e à corrosão.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, 2013.

FREITAS, E. S. *et al.* **Microstructure-wear behavior correlation on a directionally solidified Al-In monotectic alloy.** *Tribology International*, v. 66, p. 182–186, 2013.

FREITAS, E. S. *et al.* **Interrelation of microstructural features and dry sliding wear behavior of monotectic Al-Bi and Al- Pb alloys.** *Tribology Letters*, v. 55, p. 111–120, 2014(a).

FREITAS, E.S. *et al.* **Mechanical and corrosion resistances of a Sn-0.7 wt% Cu lead-free solder alloy.** *Microelectron*, v. .54, 1392–1400, 2014(b).

GAO, J. *et al.* **Frictional Forces and Amontons'Law: From the Molecular to the Macroscopic Scale.** *The Journal of Physical Chemistry B*, v. 108, n. 11, p. 3410–3425, mar. 2004. DOI: <https://doi.org/10.1021/jp036362l>.

GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações.** 2. ed. Campinas-SP: Editora da Unicamp, 2007.

GARCIA, A.; SPIM, J. A.; SANTOS, C. A. **Ensaios dos materiais.** Rio de Janeiro: LTC, Rio de Janeiro, 2012.

GARCIA, A. **Influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades decorrentes.** *Projeções*, v. 23, p. 13-32, jan./dez. 2005. DOI:

GEE, M. G. *et al.* **CRATER: Interlaboratory exercise-description, procedure and results.** National Physical Laboratory, United Kingdom, NPL Report MATC (A), p. 168, 2004.

GEE, M. G. et al. **Progress towards standardization of ball cratering**. Wear, v. 255, n. 1-6, p. 1-13, ago. 2003. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(03\)00091-7](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(03)00091-7).

GEE, M. G. et al. **Results from an interlaboratory exercise to validate the micro-scale abrasion test**. Wear, v. 259, n. 1-6, p. 27-35, jul. 2005. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.wear.2005.02.092>.

GEYING, A.; LIXIN, L. **Dendrite spacing in unidirectionally solidified Al-Cu alloy**. Journal of Crystal Growth, v. 80 p. 383-392, fev. 1987. DOI: [https://doi.org/10.1016/0022-0248\(87\)90085-6](https://doi.org/10.1016/0022-0248(87)90085-6).

GNECCO, E.; MEYER, E. **Fundamentals of Friction and Wear on the Nanoscale**. 2. ed. Springer International Publishing, 2015. E-book.

GUIMARÃES, C. B. **Análise da usinabilidade da liga Al-7%Si solidificada em um sistema unidirecional horizontal**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2014.

GOMES, L. G. **Microestrutura dendrítica, macrosegregação e microporosidade na solidificação de ligas ternárias Al-Si-Cu**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, 2012.

GOULART, P. R. **Caracterização da microestrutura de solidificação de ligas Al-Fe e correlação com propriedades mecânicas**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, São Paulo, 2010.

GONZALES, F.; RAPPAZ, M. **Dendrite growth directions in aluminum-zinc alloys**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 37, p. 2797-2806, set. 2006. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02586112>.

GRÖBNER, J.; SCHMID-FETZER, R. **Phase transformations in ternary monotectic aluminum alloys**. Jom, v. 57, p. 19-23, set. 2005. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-005-0110-5>.

GRUM, J.; KISIN, M. **Influence of microstructure on surface integrity in turning—part I: the influence of the size of the soft phase in a microstructure on surface-roughness formation**. International Journal of Machine Tools and Manufacture, v. 43, p. 1535-1543, set. 2003. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0890-6955\(03\)00199-8](https://doi.org/10.1016/S0890-6955(03)00199-8).

GÜNDÜZ, M.; ÇARDILI, E. **Directional Solidification of Aluminium–Copper Alloys.** Materials Science and Engineering A, v. 327, n. 2, p. 167-185, abr. 2002. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01649-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01649-5).

HACHANI, L. et al. **Experimental analysis of the solidification of Sn-3wt.%Pb alloy under natural convection.** International Journal of Heat and Mass Transfer, v. 55, n. 7-8, p. 1986-1996, mar. 2012. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2011.11.054>.

HANSEN, M.; ANDERKO, K. **Constitution of Binary Alloys.** 2. Ed., McGraw-Hill, New York, p. 989, 1958

HUTCHINGS, I. M. **The Challenge of Wear.** In: STACHOWIAK, G. W. (Org.). Wear - Materials, Mechanisms and Practice. Chichester, England: John Wiley & Sons Ltd, 2014. p. 1–7. E-book.

HWANG, W. Y. et al. **Multiple Representation Skills and Creativity Effects on Mathematical Problem Solving Using a Multimedia Whiteboard System.** Educational Technology & Society, v. 10, n. 2, p. 191-212, 2007. DOI:

JACKSON, K. A.; HUNT, J. D. **Lamellar and rod eutectic growth.** In: Dynamics of Curved Fronts. Academic Press, p. 363-376, 1988.

JESUS, W. B. S. et al. **Thermal and Microstructural Characterization of the Multicomponent Alloy Al33wt%Cu1wt%Ni-1.2wt%Ta Solidified with Transient Heat Flow.** Trends in Sciences, v. 21, n. 12. DOI: <https://doi.org/10.48048/tis.2024.8029>.

KAKITANI, R. et al. **Thermal analysis during solidification of an Al–Cu eutectic alloy: interrelation of thermal parameters, microstructure and hardness.** Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, v. 137, p. 983-996, jan. 2019. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10973-018-07992-x>.

KHANGHOLI, S. N. et al. **Effects of natural aging and pre-aging on the strength and electrical conductivity in Al-Mg-Si AA6201 conductor alloys.** Materials Science and Engineering: A, v. 820, p. 141538, jul. 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141538>.

KARAKÖSE E.; KESKİN M. **Structural investigations of mechanical properties of Al based rapidly solidified alloys.** Materials & Design, v. 32, n. 10, p. 4970-4979, dez. 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.05.042>.

KAYA, H. et al. **Variation of micro in dentation hardness with solidification and microstructure parameters in the Al based alloys.** Applied Surface Science, v. 255, n. 5, p. 3071-3078, dez. 2008. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2008.08.080>.

KAYA, H. et al. **Effect of the temperature gradient, growth rate, and the interflake spacing on the microhardness in the directionally solidified Al-Si eutectic alloy.** Journal of Materials Engineering and Performance, v. 12, n. 5, p. 544-551, set. 2003. DOI: <https://doi.org/10.1361/105994903100277201>.

KAYA, H.; ÇADIRLI, E.; GÜNDÜZ, M. **Dendritic growth in an aluminum-silicon alloy.** Journal of Materials Engineering and Performance, v. 16, p. 12-21, fev. 2007. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-006-9002-2>.

KATO, K. **Wear Mechanisms**, in New Direction in Tribology (ed I. Hutchings). Mechanical Engineering Publications, London, p. 39–56, 1997.

KONNO, C. et al. **Solidification microstructure-dependent hydrogen generation behavior of Al-Sn and Al-Fe alloys in alkaline medium.** International Journal of Hydrogen Energy, v. 46, n. 24, p. 12654-12671, abr. 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2021.01.078>.

KURZ, W.; FISHER, J. **Dendrite Growth at the Limit of Stability: Tip and Spacing,** Acta Metallurgica, v. 29, p. 11-20, jan. 1981. DOI: [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(81\)90082-1](https://doi.org/10.1016/0001-6160(81)90082-1).

KUSANO, Y., HUTCHINGS, I.M., VAN ACKER, K. **Methods of data analysis for the micro-scale abrasion test on coated substrates.** Surface and Coatings Technology, v. 183, p. 312– 327, 2004. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2003.10.010>.

LEPPER, K. et al. **Sliding behavior of selected aluminum alloys.** Wear, v. 203-204, p. 46-56, mar. 1997. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(96\)07475-3](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(96)07475-3).

LIMA, A. C.; FERRARESI, V. A. **Análise da Resistência ao Desgaste de Revestimento Duro Aplicado por Soldagem em Facas Picadoras de Cana-de-Açúcar.** Soldagem & Inspeção, São Paulo, v. 15, n. 2, p. 94-102, Abr/Jun 2010. DOI: <https://doi.org/10.1590/S0104-92242010000200003>.

LIMA, J.O. et al. **Microstructural evolution during unsteady-state horizontal solidification of Al-Si-Mg (356) alloy.** Transactions of Nonferrous Metals Society of China, v. 28, n. 6, p. 1073-1083, jun. 2018. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(18\)64751-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(18)64751-X).

LI, X. et al. **Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of a Composite Made of Al-Si-Cu-Mg Aluminum Alloy Reinforced with SiC Particles.** Metals, v. 9, n. 11, p. 1205, nov. 2019. DOI: <https://doi.org/10.3390/met9111205>.

LIU, B. et al. **The solidification of Al–Cu binary eutectic alloy with electric fields.** Journal of Crystal Growth, v. 271, p. 294-301, set. 2004. <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2004.06.009>.

MAX, H.; ANDERKO, K.; SALZBERG, H. W. **Constitution of Binary Alloys.** 2. ed. McGraw-Hill Companies, Inc., New York, 1958.

MAGNO, I. A. B. **Parâmetros térmicos e espaçamentos dendríticos primários da liga Al-8%Cu solidificada horizontalmente.** Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia de Materiais), Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará, Belém, 2015.

MEDEIROS, B. **Efeito dos parâmetros de processo na microestrutura, porosidade e micro Dureza da liga A356 solidificada em lingoteira industrial.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia do Pará. Belém. p. 84. 2021.

MENDES, G. et al. **The Cu/Nb Ratio Influencing Microstructure, Mechanical and Electrical Properties in As-cast Al-3Cu-xNb Alloys.** Transactions of the Indian Institute of Metals, v. 76, p. 1453-1465, jan. 2023. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12666-022-02863-4>.

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

MONTEIRO JUNIOR, P. L. **Construção e aferição de um equipamento de ensaio de desgaste micro-abrasivo por esfera rotativa fixa.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Pará. Faculdade de Engenharia mecânica, Belém, 2016.

MOURA, D. A. **Correlação entre parâmetros térmicos e estruturais na solidificação transitória de ligas hipomonotéticas do sistema Al-Bi-Cu.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Curso de Pós-Graduação em engenharia mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2020.

MOURA, I. T. L. et al. **Cellular to dendritic transition during transient solidification of a eutectic Sn–0.7 wt%Cu solder alloy.** Materials Chemistry and Physics, v. 132, n. 01, p. 203-209, jan. 2012. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2011.11.033>.

MURPHY, A. G. et al. **Combined in situ X-ray radiographic observations and post-solidification metallographic characterisation of eutectic transformations in Al-Cu alloy systems.** Acta Materialia, v. 61, n. 12, p. 4559-4571, mai. 2013. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.04.024>.

NASCIMENTO, L. G. S. **Estudo das Propriedades Mecânicas de Ligas Hipoeutéticas Al-Ni Solidificadas Unidirecionalmente em Condições Transitórias de Fluxo de Calor.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto de Tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2011.

NASCIMENTO, L. G. S. **Influência da adição de nanotubos de carbono nas propriedades mecânicas da liga al-2%ni solidificada direcionalmente.** Tese (Doutorado em Engenharia de Recursos Naturais da Amazônia) – PRODERNA/ITEC, da Universidade Federal do Pará, Universidade Federal do Pará, Belém, 2015.

OGATA, C. T. **Correlações entre Microestrutura, Parâmetros Térmicos e Propriedades Mecânicas de Ligas de Alumínio da Série 5XXX Solidificadas Unidirecionalmente.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Paulo, 2017.

OTSUKI, M.; MATSUKAWA, H. **Systematic Breakdown of Amontons' Law of Friction for an Elastic Object Locally Obeying Amontons' Law.** Scientific Reports, v. 3, n. 1, p. 1586, dez. 2013. DOI: <https://doi.org/10.1038/srep01586>.

OSÓRIO, W. R. et al. **Electrochemical corrosion characterization of Al-Ni alloys in a dilute sodium chloride solution.** Electrochimica Acta, v. 55, n. 13, p. 4078-4085, mai. 2011. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2010.02.029>.

OSÓRIO, W. R. et al. **Mechanical Properties as Functionof Thermal Parameters and Microstructure of Zn-Al Castings.** Journal of Materials Processing Technology, v. 143, p. 703-709, dez. 2004. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(03\)00355-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(03)00355-8).

PAIXÃO, J. L. **Influência da Adição de Antimônio na Liga Hipoeutética Sn52%Bi Solidificada Direcionalmente: Parâmetros Térmicos, Microestruturais e Resistência Mecânica.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Programa de Pós-graduação em Engenharia de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande do Norte, 2019.

PAIXÃO, J. L. et al. **Role of Zn in the Microstructure, Segregation, and Cytotoxicity of Sn-0.2 Ni Solders.** National Library of Medicine, v. 9, n. 8, p. 8829-8845, fev. 2024. DOI: <https://pubs.acs.org/doi/10.1021/acsomega.3c06305>.

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

PERES, M. D.; SIQUEIRA, C.; GARCIA, A. **Macrostructural and microstructural development in Al–Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions.** Journal of Alloys and Compounds, v. 381, n. 1-2, p. 168-181, nov. 2004. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2004.03.107>.

QUARESMA, J. M. V.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. **The effect of solidification thermal variables on surface quality of Al–Cu ingots.** Journal of Alloys and Compounds, v. 428, n. 1-2, p. 130-138, abr. 2006. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.03.054>.

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

RABINOWICZ, E. **Friction and wear of materials.** 2. ed. New York: Wiley, 1995.

RATKE, L. et al. **Monotectic Alloys and their Growth Morphologies.** Materials Science Forum, v. 649, p. 137-142, mai. 2010. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.649.137>.

RATKE, L. et al. **Multi-droplet Marangoni motion in immiscible Al-Si-Bi alloys—Results of a D-2 experiment.** Advances in Space Research, v. 16, n. 7, p. 185-190, 1995. DOI: [https://doi.org/10.1016/0273-1177\(95\)00157-A](https://doi.org/10.1016/0273-1177(95)00157-A).

REYES, R. V. et al. **Processing, As-Cast Microstructure and Wear Characteristics of a Monotectic Al-Bi-Cu Alloy.** Journal of Materials Engineering and Performance, v. 28, p. 1201-1212, jan. 2019. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3851-3>.

REYES, R. et al. **Cooling thermal parameters, microstructural spacing and mechanical properties in a directionally solidified hypereutectic Al–Si alloy.** Philosophical Magazine Letters, v. 96, n. 6, p. 228-237, 2016.

RIOS C. T.; CARAM R. **Primary dendrite spacing as a function of directional solidification parameters in na Al-Si-Cu.** Journalof Crystal Growth, v. 174, n. 1-4, p. 65-69, abr. 1997. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(96\)01061-5](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(96)01061-5).

RIOS, C. T. **Obtenção, crescimento direcional e caracterização das estruturas eutéticas Al<sub>3</sub>Nb-Nb<sub>2</sub>Al.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Campinas, São Paulo, 2020.

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

**ROCHA, F. S. et al. Transient heat flow parameters and microstructure of the upward solidified eutectic Al–Si alloy:** a theoretical and experimental study. Philosophical Magazine, v. 100, n. 21, p. 2659-2676, jul. 2020. DOI: <https://doi.org/10.1080/14786435.2020.1785646>.

**ROCHA, F. S. Adição de bismuto na liga eutética al-12,6%si solidificada direcionalmente: análises térmica e microestrutural, dureza e usinabilidade.** Tese (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2024.

**ROCHA, O. L.; SIQUEIRA, C.; GARCIA, A. Heat flow parameters affecting dendrite spacings during unsteady-state solidification of Sn-Pb and Al-Cu alloys.** Metallurgical and Materials Transactions A, v. 34, p. 995-1006, jan. 2003. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-003-0229-3>.

**RODRIGUES, A. V. Correlações entre Microestruturas de Solidificação e Resistências Mecânica e à Corrosão de Ligas Al-Cu-Ni.** Tese (Doutorado em Engenharia de Manufatura e Materiais) – Departamento de Engenharia de Manufatura e Materiais, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo, 2017.

**RODRIGUES, A. V. et al. Microstructure and Tensile/Corrosion Properties Relationships of Directionally Solidified Al–Cu–Ni Alloys.** Metals and Materials International. Metals and Materials International, v. 24, p. 1058-1076, set. 2018. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12540-018-0116-5>.

**RODRIGUES, A. V. et al. Influence of Minor Additions of Be on the Eutectic Modification of an Al-33wt.%Cu Alloy Solidified under Transient Conditions.** Metals, v. 13, n. 1, p. 1-18, jan. 2023. DOI: <https://doi.org/10.3390/met13010094>.

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

**ROSA, D. M. Estruturas Celulares, Transição Celular/Dendrítica e Estruturas Dendríticas na Solidificação Unidirecional Transitória.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo, 2007.

ROSA, D. M.; SPINELLI, J. E.; GARCIA, A. **Tertiary dendrite arm spacing during downward transient solidification of Al–Cu and Al–Si alloys**. Materials Letters, v. 60, n. 15, p. 1871-1874, jul. 2006. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2005.12.040>.

ROSA, D. M. et al. **Cellular/dendritic transition and microstructure evolution during transient directional solidification of Pb-Sb alloys**. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 39, p. 2161-2174, mai. 2008. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-008-9542-1>.

RUTHERFORD, K. L.; HUTCHINGS, I. M. **A micro-abrasive wear test, with particular application to coated systems**. Surface and Coatings Technology, v. 79, n. 1, p. 231–239, fev. 1996. DOI: [https://doi.org/10.1016/0257-8972\(95\)02461-1](https://doi.org/10.1016/0257-8972(95)02461-1).

SANTOS, R. G. **Transformações de fases em materiais metálicos**. Campinas: Editorada Unicamp, 2006.

SANTOS, W. C. et al. **Desenvolvimento de dispositivo e estudo do comportamento ao microdesgaste abrasivo do aço AISI 420 temperado e revenido**. Revista Matéria, v. 20, p. 304-315, jun. 2015. DOI: <https://doi.org/10.1590/S1517-707620150002.0031>.

SANTOS JUNIOR, G. E. M. **Solidificação transiente de metais puros e eutéticos: solução analítica exata para sistemas unidimensionais semi-infinitos**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, Pará, 2004.

SCOTT, D. (Org.). **Wear: Treatise on Materials Science and Technology**. v. 13. New York: Academic Press, 1979.

SHEWMON, P. G. **Transformations in Metals**. New York: McGraw-Hill, 1969.

STACHOWIAK, G. W. **Wear Materials, Mechanisms and Practice, Tribology in Practice Series**. John Wiley & Sons Ltda., p. 9-17, 2006.

STACHOWIAK, G. W.; BATCHELOR, A. W. **Engineering Tribology**. 2 ed., Butterworth-Heinemann, Boston, p. 533-549, 2001.

STEFANESCU, D. M.; ABBASCHIAN, G. J.; BAYUZICK, R. J. **Solidification processing of eutectic alloys**. Warrendale: Metallurgical Society, p. 12-15, out. 1988. DOI:

STÖCKER, C.; RATKE, L. **A new Jackson–Hunt model for monotectic composite growth**. Journal of crystal growth, v. 203, n. 4, p. 582-593, jun. 1999. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(99\)00127-X](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(99)00127-X).

STÖCKER, C.; RATKE, L. **Monotectic composite growth with fluid flow.** Journal of crystal growth, v. 212, n. 1-2, p. 324-333, 2000. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(00\)00014-2](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(00)00014-2).

SILVA, A. P. et al. **On the growth of the minority phase during downward transient directional solidification of hypomonotectic and monotectic Al-Pb alloys.** Journal of Materials Science, v. 47, p. 5581-5589, abr. 2012. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10853-012-6450-y>.

SILVA, M. A. P. S. **Solidificação Transitória de Ligas Hipomonotética e Monotética do Sistema Al-Bi.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo, 2008.

SILVA, M. B. **Interrelação entre parâmetros térmicos, espaçamentos dendríticos terciários e microdureza da liga Al-3%Cu-3%Si, solidificada direcionalmente.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Departamento de Engenharia Industrial, Universidade Federal do Pará, Belém, 2015.

SILVA, M. A. P. S. **Solidificação Transitória de Ligas dos Sistemas Monotéticos Al-Bi, Al-Pb e Al-In.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo, 2011.

SILVA, M. A. P. S. **Solidificação transitória de ligas hipomonotética e monotéticos do sistema Al-Bi.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas, São Paulo, 2008.

SILVA, C. A. P. et al. **Influence of thermal parameters, microstructure, and morphology of Si on machinability of an Al-7.0wt.%Si alloy directionally solidified.** Advances in Materials Science and Engineering, v. 413, ago. 2018. DOI: <https://doi.org/10.1155/2018/9512957>.

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

SIQUEIRA, C. A. **Influência de parâmetros térmicos de solidificação na transição colunar/equiaxial.** Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, São Paulo, 2002.

SOARES, D. L. et al. **The Role of Thermal and Microstructural Parameters on Corrosion Resistance of Unsteady-State Horizontally Solidified Aluminum-Copper Hypoeutectic Alloys**. International Journal of Electrochemical Science, v. 12, n. 1, p. 413-428, dez. 2017. DOI: <https://doi.org/10.20964/2017.01.63>.

SOARES, G. **Fundição: Mercado, Processo e Metalurgia**. Rio de Janeiro: Coppe/UFRJ, 2000.

SOUZA, F. V. A. **Variáveis Térmicas, Micoreestrutura e Microdureza de uma Liga Hipoeutéica Al-Cu Sodificada Direcionalmente**. Trabalho conclusão de curso (Bacharel em Engenharia de Materiais) – Instituto Federal do Pará, Belém, 2016.

SOUZA, F. A. et al. **Unsteady-State Horizontal Solidification of an Al–Si–Cu–Fe Alloy: Relationship Between Thermal Parameters and Microstructure with Mechanical Properties/Fracture Feature**. Metals and Materials International, v. 25, n. 1, p. 18– 33, jan. 2019. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12540-018-0174-8>.

SPINELLI, J. E.; PERES, M. D.; GARCIA, A. **Thermosolutal convective effects on dendritic array spacing in downward transient directional solidification of Al-Si alloys**. Journal of Alloys and Compounds, v. 403, n. 1-2, p. 228-238, nov. 2005. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2005.06.010>.

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

SVOBOBA, J. M. **Nickel and Nickel Alloys in Casting**: metals handbook. Ohio: ASM International, Metals Park, v.15, p.815, 1988.

TAN, L.; ZABARAS, N. A. **Level set simulation of dendritic solidification of multicomponent alloys**. Journal of Computational Physics, v. 221, n. 1, p. 9–40, jan. 2007. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jcp.2006.06.003>.

TRIVEDI, R. **Interdendritic spacings**: A comparison of theory and experiment. Metallurgical and Materials Transactions A, v. 15, n. 6, p. 977-982, jun. 1984. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-092523-3.50038-1>.

WANG, W.; CHEN, D. M.; YANG, K. **Investigation on microstructure and hydrogen generation performance of Al-rich alloys**. International Journal of Hydrogen Energy, v. 35, n. 21, p. 12011-12019, nov. 2010. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2010.08.089>.

WANG C. P. et al. **Phase equilibria in Fe-Cu-X (X: Co, Cr, Si, V) ternary systems.** Journal of Phase Equilibria, v. 23, n. 3, p. 236-245, jun. 2002. DOI: <https://doi.org/10.1361/105497102770331712>.

WANG, H.; CAO, C.; WEI, B. **Rapid monotectic solidification during free fall in a drop tube.** Chinese Science Bulletin, v. 49, n. 3, p. 220, fev. 2004. DOI: <https://doi.org/10.1360/03ww0140>.

WANG, N.; WEI, B. **Phase Separation and Structural Evolution of Undercooled Fe-Sn Monotectic Alloy.** Materials Science and Engineering A, v. 345, n. 1-2, p. 145-154, mar. 2003. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00471-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00471-9).

VASCONCELOS, A. J. **Efeitos da adição de ferro nos parâmetros térmicos, microestrutura e propriedades da liga a356 solidificada horizontalmente sob regime transitório de fluxo de calor.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá, 2022.

VASCONCELOS, A. et al. **Influence of the dendritic microstructure and  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi phase on the wear characteristics in a horizontally solidified Al-7Si-0.4Mg-1.2Fe alloy.** Materials today communications, v. 26, p. 102099, mar. 2021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102099>.

WANG, Q.; HAO, O.; YU, W. **Effect of Strontium Modification on Porosity Formation in A356 Alloy.** International Journal of Metalcasting, v. 13, p. 944-952, fev. 2019. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40962-018-00300-1>.

XAVIER, M. G. C. et al. **Combined growth of  $\alpha$ -Al and Bi in a Al-Bi-Cu monotectic alloy analyzed by in situ X-ray radiography.** Journal of Crystal Growth, v. 536, p. 125592, abr. 2020. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2020.125592>.

YANG, C. et al. **Studies of microstructures made of Zn-Al alloys using microcasting.** The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 46, p. 173-178, mai. 2010. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-009-2098-4>.

ZAEN, A. M.; Yin H.; FELICELLI, S. D. **Modeling dendritic solidification of Al-3%Cu using cellular automaton and phase-field methods.** Applied Mathematical Modelling, v. 37, n. 5, p. 3495–350, mar. 2013. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.apm.2012.08.005>.

ZEDAN, Y. et al. **Assessment of the Influence of Additives on the Mechanical Properties and Machinability of Al-11%Si Cast Alloys: Application of DOE and**

**ANOVA Methods.** Materials, v. 15, n. 9, p. 3297, maio 2022. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma15093297>.

ZHU, M. et al. **Improvement of the wear behaviour of Al-Pb alloys by mechanical alloying.** Wear, v. 242, n. 1-2, p. 47-53, jul. 2000. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(00\)00397-5](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(00)00397-5).

ZUM GAHR, K. **Microstructure and wear of materials.** In: Tribology Series. Institute of Materials Technology, University of Siegen, Siegen, Federal Republic of Germany, v. 10, p. 1-560, 1987.