

UNIVERSIDADE SANTA CECÍLIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
MESTRADO EM ENGENHARIA MECÂNICA

WALLACE ALFREDO TRAVASSOS JUNIOR

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES TRIBOLÓGICAS DE LIGAS AL-ZN(BI)
SOLIDIFICADAS EM REGIME TRANSIENTE

SANTOS/SP
2021

WALLACE ALFREDO TRAVASSOS JUNIOR

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES TRIBOLÓGICAS DE LIGAS AL-ZN(BI)
SOLIDIFICADAS EM REGIME TRANSIENTE**

Dissertação apresentada à Universidade Santa Cecília como parte dos requisitos para obtenção de título de mestre no Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, sob a orientação do Prof. Dr. Felipe Bertelli.

SANTOS/SP

2021

Autorizo a reprodução parcial ou total deste trabalho, por qualquer que seja o processo, exclusivamente para fins acadêmicos e científicos.

621.89 Travassos Junior, Wallace Alfredo.

T712a Avaliação das propriedades tribológicas de ligas Al-Zn(Bi) solidificadas em regime transiente.
Wallace Alfredo Travassos Junior - 2021.
93 p.

Orientador: Prof. Dr. Felipe Bertelli

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Santa Cecília,
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Santos,
SP, 2021.

1. ligas Al-Zn-Bi. 2. microestrutura. 3. desgaste
4. dureza

I. Bertelli, Felipe. II. Avaliação das propriedades
tribológicas de ligas Al-Zn(Bi) solidificadas em regime
transiente.

Elaborada pelo SIBi – Sistema Integrado de Bibliotecas – Unisanta

DEDICATÓRIA

*Dedico este trabalho à minha
esposa Regina, aos meus filhos Ma-
rina, Leonardo e Conrado e aos*

*meus saudosos pais, a quem tudo
devo.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador, professor Doutor Felipe Bertelli, pela paciência comigo e pelo compartilhamento de seus conhecimentos.

Agradeço ao corpo docente do Mestrado em Engenharia Mecânica da Universidade Santa Cecília pela seriedade na condução do curso.

Agradeço ao técnico da metalografia Sr. Wilson Roberto de Oliveira Santos e ao técnico mecânico Sr. Sérgio Giangiulio pela presteza e colaboração durante os ensaios.

Agradeço as secretárias do mestrado Sra. Sandra Helena Aparecida de Araújo e Sra. Imaculada Scorza, sempre solícitas e prestativas.

Agradeço ao colega Engº Aldecir Barbosa de Menezes pela companhia, amizade e troca de experiência.

“Quando nada parece dar certo, vou ver o cortador de pedras martelando sua rocha talvez cem vezes, sem que uma única rachadura apareça. Mas, na centésima primeira martelada, a pedra se abre em duas, e eu

sei que não foi aquela que conseguiu isso, mas todas as que vieram antes”

(Jacob Riis)

RESUMO

As ligas metálicas à base de alumínio, como as da família 7xxx, são conhecidas por terem elevadas propriedades mecânicas. A adição de Zn, que é altamente miscível ao Al, garante um aumento nas propriedades de resistência à tração e dureza, além de dar ao alumínio maior resistência à corrosão. Por outro lado, a literatura relata que a adição de elementos moles nas ligas binárias à base de alumínio, como é o caso do estanho em ligas Al-Cu gera uma característica interessante de autolubrificação, que reduz os efeitos do desgaste a seco. A mesma percepção é vista para a adição de outros elementos, como Bi, In e Pb. Considerando uma liga do sistema Al-Zn com alto teor de Zn e a adição de um terceiro elemento como o bismuto, este efeito autolubrificante pode ser interessante do ponto de vista tribológico. Neste trabalho, as ligas de composição Al-20%Zn, Al-20%Zn-2%Bi e Al-20%Zn-5,4%Bi foram solidificadas de forma unidirecional ascendente em condições transitórias de extração de calor a fim de se obter uma ampla faixa de microestruturas brutas de solidificação, as quais foram analisadas quanto às velocidades de deslocamento das isothermas *liquidus*, às taxas de resfriamento, além de serem posteriormente correlacionadas com o desgaste a seco e a dureza. Na análise microestrutural foram identificadas estruturas dendríticas tipo “algas marinhas” (*seaweed*) e uma região de transição para dendritas na liga de maior composição de bismuto. Na comparação entre as ligas ternárias, a dureza diminuiu com o acréscimo de bismuto. A liga Al-20%Zn apresentou a maior dureza e a liga Al-20%Zn-2%Bi apresentou a menor taxa de desgaste.

Palavras-Chave: Ligas Al-Zn-Bi. Microestrutura. Desgaste. Dureza.

ABSTRACT

Aluminum-based metal alloys, such as those of the 7xxx family, are known to have high mechanical properties. The addition of Zn, which is highly miscible with Al, ensures an increase in tensile strength and hardness properties, and gives the aluminum increased resistance to corrosion. On the other hand, the literature reports that the addition of soft elements in binary aluminum-based alloys, such as tin in Al-Cu alloys generates an interesting self-lubricating characteristic, which reduces the effects of dry wear. The same perception is seen for the addition of other elements, such as Bi, In, and Pb. Considering an Al-Zn system alloy with high Zn content and the addition of a third element such as bismuth, this self-lubricating effect may be interesting from a tribological point of view. In this work, Al-20%Zn, Al-20%Zn-2%Bi and Al-20%Zn-5.4%Bi alloys were solidified in an upward unidirectional manner under transient heat extraction conditions in order to obtain a wide range of crude solidification microstructures, which were analyzed the tip growth rates, the tip cooling rates and were subsequently correlated with dry wear and hardness. In the microstructural analysis, dendritic structures of the "seaweed" type and a transition region to dendrites were identified in the alloy with higher bismuth composition. In the comparison between the ternary alloys, the hardness decreased with the addition of bismuth. The Al-20%Zn alloy showed the highest hardness and the Al-20%Zn-2%Bi alloy showed the lowest wear rate.

Keywords: Al-Zn-Bi alloys. Microstructure. Wear. Hardness.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Diagrama de fases do sistema Al-Zn.	23
Figura 2 – Diagrama de fases do sistema Al-Bi.	24
Figura 3 – Diagrama de fases do sistema Zn-Bi.	25
Figura 4 – Transformações invariantes do sistema Al-Zn-Bi.	26
Figura 5 – Macroestrutura com transição colunar-equiaxial.	28
Figura 6 – Evolução microestrutural (a) dendrítica (b) alga marinha.	29
Figura 7 – Interface sólido-líquido da liga de Al-4,5%Cu nos ângulos de desorientação: a) $\theta = 0^\circ$, b) $\theta = 15^\circ$ e c) $\theta = 45^\circ$	30
Figura 8 – Representação do sistema tribológico.	31
Figura 9 – Perda de massa por abrasão versus a dureza Brinell.	32
Figura 10 – Modelo esquemático de dispositivo para ensaio de desgaste.	33
Figura 11 – Ilustração da calota formada pelo ensaio de desgaste.	34
Figura 12 – Fluxograma das atividades.	36
Figura 13 – Cadinho de carbetto de silício.	37
Figura 14 – Forno mufla.	37
Figura 15 – Lingoteira.	38
Figura 16 – (a) Dispositivo de solidificação unidirecional ascendente vertical e (b) painel de controle de temperatura.	38
Figura 17 – Corte esquemático do dispositivo de solidificação 1) Placas refratárias 20 mm 2) Placas refratárias 25 mm 3) Conjunto de resistências 4) Base refrigerada.	39
Figura 18 – Aparato de sustentação do dispositivo de solidificação.	39
Figura 19 – Máquina de desgaste por esfera rotativa.	40
Figura 20 – Projetor de Perfil Mitutoyo.	40
Figura 21 – (a) Diagrama de fases em equilíbrio do sistema pseudo-binário Al-x%Bi-20%Zn (b) Parte do diagrama de fase com indicação do caminho de solidificação das ligas Al-20%Zn-2%Bi e Al-20%Zn-5,4%Bi	43
Figura 22 – Tempos da passagem da isoterma <i>liquidus</i> pelos termopares.	45
Figura 23 – Curva de deslocamento da Isoterma <i>liquidus</i>	45

Figura 24 – a) Derivadas nos cruzamentos das curvas de resfriamento com a T_L b) Taxa de resfriamento em função do tempo c) Taxa de resfriamento em função da posição	46
Figura 25 – Sequências de corte para os ensaios (a) e (b) Corte longitudinal do lingote (b) Secção para macrografia (c) Secção para ensaios mecânicos (d) Amostras longitudinal para micrografia (e) Amostras em formato “meia-lua” para ensaios mecânicos.....	47
Figura 26 – Medição do espaçamento interdendrítico.....	49
Figura 27 – Medições do diâmetro da calota de desgaste (a) posição inicial (b) posição final.	50
Figura 28 – Curva de resfriamento da liga Al-20%Zn.....	51
Figura 29 – Curva de resfriamento da liga Al-20%Zn-2%Bi	52
Figura 30 – Curva de resfriamento da liga Al-20%Zn-5,4%Bi	52
Figura 31 – Curva de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> da liga Al-20%Zn. ..	53
Figura 32 – Curva de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> da liga Al-20%Zn-2%Bi.....	54
Figura 33 – Curva de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> da liga Al-20%Zn-5,4%Bi.....	54
Figura 34 – Comparativo das curvas de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> das ligas.....	55
Figura 35 – Velocidade da isoterma <i>liquidus</i> da liga Al-20%Zn.....	56
Figura 36 – Velocidade da isoterma <i>liquidus</i> da liga Al-20%Zn-2%Bi.....	56
Figura 37 – Velocidade da isoterma <i>liquidus</i> da liga Al-20%Zn-5,4%Bi.....	57
Figura 38 – Comparativo da velocidade da isoterma <i>liquidus</i> das ligas.....	57
Figura 39 – Taxa de resfriamento da liga Al-20%Zn.	58
Figura 40 – Taxa de resfriamento da liga Al-20%Zn-2%Bi.....	58
Figura 41 – Taxa de resfriamento da liga Al-20%Zn-5,4%Bi.....	59
Figura 42 – Comparativo das taxas de resfriamento das ligas.....	59
Figura 43 – Macroestruturas das ligas.	61
Figura 44 – Dendritas tipo algas escurecidas pelo ataque químico ácido. Liga Al-20%Zn. Posição 10 mm.....	64
Figura 45 – Dendritas tipo algas esbranquiçadas pelo ataque químico básico. Liga Al-20%Zn. Posição 40 mm.	64
Figura 46 – Espaçamento interdendrítico da liga Al-20%Zn.	65

Figura 47 – Espaçamento interdendrítico da liga Al-20%Zn2%Bi.	66
Figura 48 – Espaçamento interdendrítico da liga Al-20%Zn5,4%Bi.	66
Figura 49 – Comparativo do espaçamento interdendrítico das ligas.	67
Figura 50 – Espaçamento interdendrítico em função da taxa de resfriamento da liga Al-20%Zn.	68
Figura 51 – Espaçamento interdendrítico em função da taxa de resfriamento da liga Al-20%Zn-2%Bi.	68
Figura 52 – Espaçamento interdendrítico em função da taxa de resfriamento da liga Al-20%Zn-5,4%Bi.	69
Figura 53 – Dureza Rockwell (F) da liga Al-20%Zn.	70
Figura 54 – Dureza Rockwell (F) da liga Al-20%Zn-2%Bi.	70
Figura 55 – Dureza Rockwell (F) da liga Al-20%Zn-5,4%Bi.	71
Figura 56 – Taxa de desgaste da liga Al-20%Zn.	73
Figura 57 – Taxa de desgaste da liga Al-20%Zn-2%Bi.	73
Figura 58 – Taxa de desgaste da liga Al-20%Zn-5,4%Bi.	74
Figura 59 – Interface metal/molde, com ataque básico. Liga Al-20%Zn.	82
Figura 60 – Posição 10 mm, com ataque ácido. Liga Al-20%Zn.	82
Figura 61 – Posição 20 mm, com ataque ácido. Liga Al-20%Zn.	83
Figura 62 – Posição 40 mm, com ataque básico. Liga Al-20%Zn.	83
Figura 63 – Interface metal/molde, com ataque ácido. Liga Al-20%-2%Bi.	84
Figura 64 – Posição 10 mm, com ataque ácido. Liga Al-20%Zn-2%Bi.	84
Figura 65 – Posição 20 mm, com ataque básico. Liga Al-20%Zn-2%Bi.	85
Figura 66 – Posição 35 mm, com ataque básico. Liga Al-20%Zn-2%Bi.	85
Figura 67 – Interface metal/molde, com ataque ácido. Liga Al-20%-5,4%Bi.	86
Figura 68 – Posição 10 mm, com ataque ácido. Liga Al-20%Zn-5,4%Bi.	86
Figura 69 – Posição 25 mm, com ataque ácido. Liga Al-20%Zn-5,4%Bi.	87
Figura 70 – Posição 40 mm, com ataque básico. Liga Al-20%Zn-5,4%Bi.	87
Figura 71 – Posição 10 mm. Liga Al-20%Zn. Ampliação: 500X.	88
Figura 72 – Posição 10 mm. Liga Al-20%Zn. Ampliação: 500X.	88
Figura 73 – Interface metal/molde. Liga Al-20%Zn-2%Bi. Ampliação: 500X.	89
Figura 74 – Posição 15 mm. Liga Al-20%Zn-2%Bi. Ampliação: 500X.	89
Figura 75 – Posição 20 mm. Liga Al-20%Zn-2%Bi. Ampliação: 500X.	90
Figura 76 – Posição 15 mm. Liga Al-20%Zn-2%Bi. Ampliação: 1000X.	90
Figura 77 – Posição 30 mm. Liga Al-20%Zn-2%Bi. Ampliação: 1000X.	91

Figura 78 – Interface metal/molde. Liga Al-20%Zn-5,4%Bi. Ampliação: 500X.	91
Figura 79 – Posição 5 mm. Liga Al-20%Zn-5,4%Bi. Ampliação: 500X.....	92
Figura 80 – Posição 35 mm. Liga Al-20%Zn-5,4%Bi. Ampliação: 500X.....	92
Figura 81 – Marca do penetrador na liga Al-20%Zn. Posição 7,0 mm	93
Figura 82 – Marca do penetrador na liga Al-20%Zn-2%Bi. Posição 7,6 mm....	93
Figura 83 – Marca do penetrador na liga Al-20%Zn-5,4%Bi. Posição 6,8 mm.	93
Figura 84 – Calotas de desgaste das ligas Al-20%Zn e Al-20%Zn-2%Bi.....	94

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classificação das ligas de alumínio.....	22
Tabela 2 – Concentrações em massa dos componentes das ligas.....	41
Tabela 3 – Posições dos termopares nas solidificações das ligas.....	44
Tabela 4 – Posições dos ensaios de dureza das ligas.....	49
Tabela 5 – Posições dos ensaios de desgaste das ligas.	50
Tabela 6 – Microestruturas longitudinais das ligas em relação às posições nos lingotes.....	62
Tabela 7 – Força normal de contato pela distância percorrida pela esfera.	72

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASM	<i>American Society for Metals</i>
DSC	Calorímetro Diferencial de Varredura
FEM	Faculdade de Engenharia Mecânica
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
NBR	Norma Brasileira
TCE	Transição Colunar-Equiaxial
UNICAMP	Universidade de Campinas

LISTA DE SÍMBOLOS

a	Raio da área de contato da esfera rotativa com a amostra
Al	Alumínio
b	Diâmetro médio da calota formada no desgaste abrasivo
BHN	Dureza Brinell
Bi	Bismuto
C	Carbono
Co	Cobalto
Cr	Cromo
Cu	Cobre
d	Distância percorrida pela esfera rotativa, distância interdendrítica
dp/dt	Velocidade da isoterma <i>liquidus</i>
dT/dt	Taxa de resfriamento
F	Fluor
Fe	Ferro
G	Gradiente térmico
h	Comprimento horizontal no projetor de perfis
H	Hidrogênio
HB	Dureza Brinell
HF	Ácido fluorídrico
HR	Dureza Rockwell
HRF	Dureza Rockwell escala F
HV	Dureza Vickers
In	Índio
k	Coeficiente de desgaste específico
λ_i	Espaçamento interdendrítico
L ₁	Líquido 1
L ₂	Líquido 2
Mg	Magnésio
Mn	Manganês
Ni	Níquel
p	Posição
P	Força normal; peso do ensaio de desgaste, posição

Pb	Chumbo
P_i	Posições dos termopares
π	P_i
R	Raio da esfera do ensaio de desgaste abrasivo
R^2	Coeficiente de ajuste da curvas experimentais
Si	Silício
Sn	Estanho
t	Tempo
t_i	Tempos pontuais (i = 1,2,3..)
T	Temperatura
$\dot{T}$	Taxa de Resfriamento
T_L	Temperatura <i>liquidus</i>
θ	Ângulo de desorientação
v	Comprimento vertical no projetor de perfis
V	Volume de material removido no ensaio de desgaste abrasivo
V_L	Velocidade da Isoterma <i>liquidus</i>
Zn	Zinco

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	18
1.1. Objetivo	19
1.2. Objetivos Secundários.....	19
1.3. Justificativa e Relevância do Tema	20
1.4. Organização da Dissertação	20
1.5. Fundamentação Teórica.....	20
1.6. Parâmetros térmicos da solidificação	26
1.7. Macroestrutura	27
1.8. Microestrutura.....	28
1.9. Resistência ao desgaste.....	30
1.10. Ensaio de desgaste microabrasivo	33
1.11. Ensaio de dureza.....	34
2. MATERIAIS E MÉTODOS.....	35
2.1. Parâmetros térmicos.....	44
2.1.1. Tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i> pelos termopares	44
2.1.2. Deslocamento da isoterma <i>liquidus</i>	45
2.1.3. Velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> (V_L).....	45
2.1.4. Taxa de resfriamento ($\dot{T}$)	46
2.2. Estruturas de solidificação	47
2.3. Ensaio mecânicos.....	49
2.3.1. Ensaio de dureza.....	49
2.3.2. Ensaio de desgaste microabrasivo	49
3. RESULTADOS E DISCUSSÕES	51
3.1. Parâmetros térmicos.....	51
3.1.1. Curvas de resfriamento das ligas	51
3.1.2. Tempo de passagem da isoterma <i>liquidus</i>	53
3.1.3. Velocidade de deslocamento da isoterma <i>liquidus</i> (V_L).....	55
3.1.4. Taxa de resfriamento ($\dot{T}$)	57
3.2. Estruturas de solidificação	60
3.2.1. Macrografia	60
3.2.2. Micrografia longitudinal.....	61
3.2.3. Espaçamento interdendrítico	65
3.3. Relação entre espaçamentos interdendríticos e propriedades mecânicas.....	69
3.3.1. Ensaio de dureza.....	70
3.3.2. Ensaio de desgaste microabrasivo	71
4. CONCLUSÕES.....	75
REFERÊNCIAS.....	76
ANEXO 1 – MICROGRAFIAS LONGITUDINAIS	82
ANEXO 2 – MARCAS DO ENSAIO DE DUREZA	93
ANEXO 3 – CALOTAS DE DESGASTE.....	94

1. INTRODUÇÃO

Em razão da competitividade e na busca de mercados, as indústrias em geral concentram esforços na melhoria da qualidade dos seus produtos. A eficiência e a qualidade de um componente mecânico dependem do material que o constitui. De acordo com a aplicação, pode-se exigir do material um conjunto de características, tais como: resistência mecânica ou um comportamento tribológico que lhe garanta uma determinada vida útil (CRUZ, 2008).

O processo de solidificação de ligas metálicas em variados sistemas metal/molde possibilita a obtenção de diferentes taxas de resfriamento, impondo a formação de microestruturas distintas, resultando em uma variedade de propriedades mecânicas. De forma geral, em componentes fundidos, a melhoria das propriedades mecânicas e das características de acabamento superficial estão associadas a uma estrutura com grãos equiaxiais pequenos. Além disso, uma estrutura com distribuição mais homogênea do soluto apresentará uma menor probabilidade de ocorrência de defeitos, tais como: porosidade e segregação (GARCIA, 2007).

Em um nível microscópico pode-se correlacionar as morfologias estruturais com determinadas propriedades mecânicas. Uma microestrutura pode apresentar-se, por exemplo, na forma celular ou dendrítica, com a precipitação de segundas-fases, com formação de intermetálicos metaestáveis na matriz e na região intercelular ou interdendrítica, além de defeitos como micro porosidade e segregação. Dependendo do comportamento térmico durante o processo de solidificação e da concentração de soluto, estas fases precipitadas podem auxiliar na melhoria do comportamento tribológico de determinados componentes, como é o caso das ligas Al-Pb, Al-Bi, Al-Sn e Al-Si (CRUZ ET AL., 2010; AN ET AL., 2006; RAN ET AL., 2006; KABAN ET AL., 2011; SILVA ET AL., 2009b; FREITAS, 2013).

Trabalhos recentes mostram esforços pela busca de materiais com aplicação tribológica formados por uma matriz resistente à base de alumínio reforçada com um segundo elemento, como silício, cobre ou magnésio, e ainda, com um terceiro elemento dúctil atuando como lubrificante sólido, como é o caso do bismuto e o estanho (KOTADIA ET AL., 2009; YUAN ET AL., 2003; BERTELLI ET AL., 2015).

Neste sentido, baseando-se na resistência mecânica das ligas à base de alumínio com a adição de silício, cobre e magnésio, as ligas do sistema Al-Zn adicionadas com um elemento mole como o bismuto, tendem a acompanhar as características tribológicas das ligas Al-Si-Sn e Al-Cu-Sn (BERTELLI ET AL., 2015). Uma complexidade maior pode ser atribuída a este sistema, por apresentar reações monotéticas em determinadas composições, tornando-se a análise da evolução da formação das fases presentes mais difícil.

A adição de bismuto é feita comumente para melhorar a usinabilidade de componentes, porém, os glóbulos formados também acabam agindo como um lubrificante sólido, indicando a sua aplicabilidade tribológica.

1.1. Objetivo

O presente trabalho tem como objetivo avaliar a influência da adição de bismuto em uma liga do sistema binário Al-Zn com alto teor de zinco nos parâmetros térmicos de solidificação em regime transitório, na microestrutura resultante e sua correlação com a resistência ao desgaste a seco e dureza.

1.2. Objetivos Secundários

Para atingir o objetivo desta proposta, foram realizadas as seguintes etapas:

Revisão bibliográfica atualizada sobre ligas à base de alumínio e conteúdo zinco e bismuto.

Solidificação transitória ascendente unidirecional das ligas Al-20%Zn, Al-20%Zn-2%Bi e Al-20%Zn-5,4%Bi.

Determinação dos parâmetros térmicos de solidificação a partir do registro térmico, desde a liga fundida até a completa solidificação.

Mapeamento microestrutural em uma ampla faixa de parâmetros térmicos a partir da interface metal/molde.

Determinação das leis de crescimento microestrutural em função dos parâmetros térmicos do processo.

Realização de ensaios de dureza e desgaste a seco e correlação com a microestrutura.

1.3. Justificativa e Relevância do Tema

As ligas metálicas do sistema binário Al-Zn com baixo teor de zinco são conhecidas por apresentarem uma boa resistência mecânica quando associadas a terceiros elementos como magnésio e silício. Já o bismuto é conhecido por melhorar a usinabilidade de aços, bem como melhorar a resistência ao desgaste a seco em ligas à base de alumínio, por ser um elemento mole disperso em glóbulos na matriz rica em alumínio. Existem alguns trabalhos voltados para análises térmicas em condições de equilíbrio termodinâmico com algumas ligas dos sistemas binários Al-Zn e Al-Bi, além de ternários Al-Zn-Bi com baixo teor de zinco (SCHAFFER ET AL., 2008 e ACER ET AL., 2018). Porém, situações de solidificação destas ligas ternárias em condições transitórias de fluxo de calor com teores maiores de zinco não são muito contempladas na literatura, não sendo possível inferir sobre a real influência das microestruturas resultantes nas características e propriedades finais de componentes.

1.4. Organização da Dissertação

Esta dissertação está organizada da seguinte forma:

1. Uma fundamentação teórica, que aborda os principais pontos da avaliação de propriedades específicas adquiridas por ligas metálicas a base de alumínio, contendo zinco e bismuto.
2. Detalhamento experimental utilizado para produção das ligas.
3. Realização de ensaios laboratoriais para mapear a microestrutura e determinação de correlações com propriedades de dureza e desgaste.
4. Apresentação dos resultados, juntamente com as discussões sobre os principais pontos observados durante o estudo do sistema escolhido.

1.5. Fundamentação Teórica

A leveza, boa fluidez e resistência a corrosão são algumas das propriedades que tornaram o alumínio um dos metais mais utilizados na indústria (DAVIS, 2007 e TOTTEN, 2003), sendo empregado na construção de automóveis e aviões, de portas e esquadrias e trocadores de calor.

Quando puro e recozido é um metal leve com peso específico $2,7 \text{ g.cm}^{-3}$, possuindo ponto de fusão de $660,2^\circ\text{C}$, limite de tração 49 MPa, tensão de escoamento 13 MPa, dureza de 25 HB e aproximadamente 40% de

alongamento (LOSEKANN, 2007). Com a adição de elementos de liga ao alumínio, suas propriedades mecânicas aumentam, ampliando sua aplicação (HATCH, 1984). Uma importante vantagem competitiva do alumínio em relação a outros metais extraídos da natureza é a sua reciclagem, contribuindo para a preservação global e o crescimento sustentável (MACHADO ET AL., 2007).

O zinco é um metal branco-azulado, cuja densidade é de $7,1 \text{ g.cm}^{-3}$. Como metal puro, apresenta estrutura cristalina hexagonal compacta e ponto de fusão a $419,5 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Quando laminado à quente, a sua resistência a tração pode atingir o valor de 173 MPa, sua dureza Brinell alcançar 43 HB e 50% de alongamento (CARDARELLI, 2000; VAN VLACK, 1970).

O zinco possui baixo custo em relação a outros materiais e é muito utilizado industrialmente por apresentar ótima precisão dimensional e ser facilmente fundido. Sua principal aplicação industrial é como revestimento anticorrosivo de superfícies metálicas (MAPELLI ET AL., 2014).

Como a resistência à corrosão do zinco em atmosferas úmidas e maiores que $110 \text{ }^{\circ}\text{C}$ não são satisfatórias houve um desenvolvimento das ligas binárias de zinco como Zn-Ni, Zn-Co, Zn-Fe e das ligas ternárias Zn-Co-Cr e Zn-Fe-Mn (KALANTARY, 1994). Estas ligas possuem propriedades superiores quanto à corrosão, resistência mecânica e propriedades elétricas (SHARPLES, 1990). A adição de nanopartículas cerâmicas aos revestimentos de zinco tem mostrado resultados satisfatórios quanto à resistência à corrosão e ao desgaste, em comparação aos revestimentos de zinco puro (MALFATTI, 2005 e MALFATTI, 2007).

O alemão Georgius Agricola (1494-1555) descreveu o bismuto com propriedades intermediárias entre chumbo e o estanho e por isso é confundido com estes elementos, como também, com o antimônio (MAAR, 2008). É um metal quebradiço, de cor prateada com tons rosáceos, coloração iridescente e diamagnético (SCHENCK, 1996). Possui densidade de $9,80 \text{ g.cm}^{-3}$ e ponto de fusão a $271,3 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (VAN VLACK, 1970). Nas ligas metálicas o bismuto sendo um metal não tóxico, é um excelente substituto do chumbo, um dos metais mais perigosos para a saúde humana, sendo o seu uso proibido em alguns países.

As aplicações industriais exigem características específicas que os metais no estado puro não possuem, sendo necessário combinar elementos em forma de ligas para aprimorar as propriedades desejadas. Dentre as ligas

existentes, destacam-se as do alumínio como elemento de maior concentração devido ao seu baixo custo de aquisição, abundância na natureza, reciclagem e facilidade de trabalho (COSTA, 2016)

As ligas à base de alumínio são divididas em duas categorias, as ligas trabalháveis e as ligas fundidas, que adquirem propriedades mecânicas nestas condições. De acordo com as composições da liga, regulada pela norma ABNT NBR ISO 209:2010, as ligas trabalháveis e fundidas se dividem em subclasses, como visualizado na tabela 1.

Tabela 1 – Classificação das ligas de alumínio.

Ligas Trabalháveis		Ligas Fundidas	
Série	Família	Série	Família
1XXX	Mínimo de 99% de Al	1XX.X	Mínimo de 99% de Al
2XXX	Al-Cu e Al-Cu-Mg	2XX.X	Al-Cu
3XXX	Al-Mn	3XX.X	Al-Si-Cu-Mg
4XXX	Al-Si	4XX.X	Al-Si
5XXX	Al-Mg	5XX.X	Al-Mg
6XXX	Al-Mg-Si	6XX.X	Al-Si-Mg
7XXX	Al-Zn-Mg e Al-Zn-Mg-Cu	7XX.X	Al-Zn
8XXX	Outros elementos	8XX.X	Al-Sn
9XXX	Série não usada	9XX.X	Outros elementos de liga

Fonte: Cardarelli, 2000.

Dentre as ligas trabalháveis, as das séries 1XXX, 3XXX, 4XXX (que não contém magnésio) e 5XXX não são endurecidas por envelhecimento. Porém, suas durezas podem ser aumentadas por encruamento. As ligas das séries 2XXX, 4XXX (que contém magnésio), 6XXX, 7XXX e 8XXX podem ser endurecidas por meio do tratamento térmico de envelhecimento (ASKELAND e WRIGHT, 2014)

Umas das primeiras ligas binárias desenvolvidas foram as de alumínio e zinco para fins de proteção eletrolítica contra corrosão. A presença de zinco na matriz de alumínio ocasiona um aumento no potencial elétrico o que torna favorável à sua aplicação em revestimento de proteção e em anodos de sacrifício (ASM HANDBOOK METALS VOL 2, 1992).

O zinco forma com o alumínio um sistema eutético ($L_1 \rightarrow Al' + Zn$), a uma temperatura de 382°C e com a concentração de zinco em 94,9%. A solubilidade máxima do zinco no alumínio é aproximadamente 82,8%, conforme visto na figura 1.

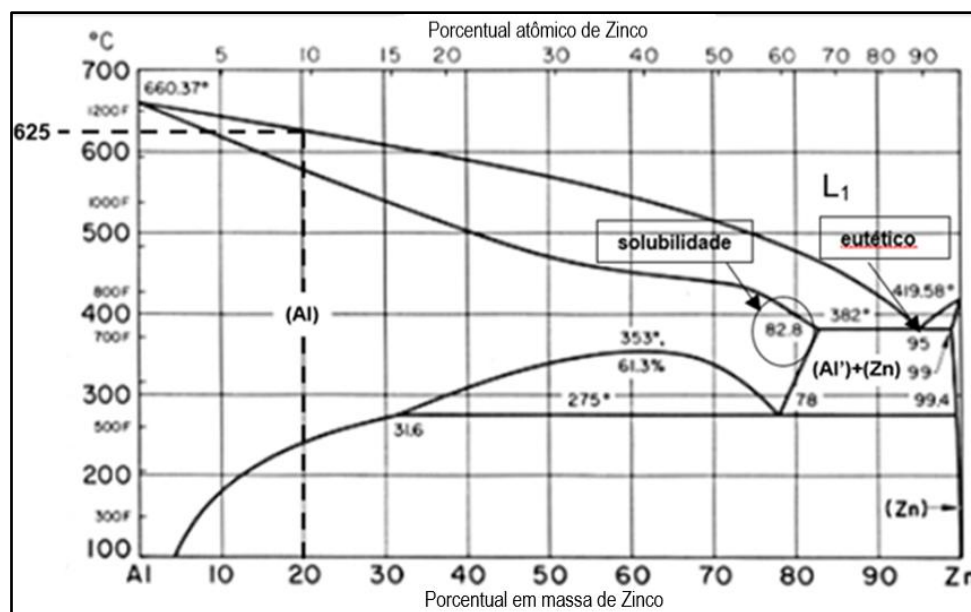


Figura 1 – Diagrama de fases do sistema Al-Zn.

Fonte: modificado de Infomet, 14/04/2021

A alta solubilidade do zinco no alumínio é um fator que propicia uma resistência à tração que o alumínio puro não possui. Nas ligas da série 7XXX, o zinco é adicionado entre 1% e 8% como também baixas quantidades de magnésio. Após tratamento térmico, esta série pode alcançar de média a alta resistência mecânica. As ligas alumínio e zinco desta série apresentam aplicações vantajosas, sendo muito utilizadas nas indústrias automotiva e aeronáutica (ASM HANDBOOK METALS VOL 2, 1992).

Entre as ligas à base de alumínio obtidas por fundição há um grupo, denominado alto zinco, que contém de 15% a 49% de zinco em massa. Elas apresentam uma ampla gama de aplicações, podendo alcançar resistência à tração acima de 200 MPa e dureza até 160 HV (ZHOU ET AL., 2017). Krajewski et al. (2014) mostraram que o refinamento dos grãos impôs uma melhora significativa na ductilidade da liga Al-20%Zn, sem alterar a resistência a tração, ao passo que as alterações na microestrutura causaram aumento na tenacidade, propriedade importante em muitas aplicações industriais.

As ligas Al-20%Sn, Al-1,2%Pb e Al-3,2%Bi caracterizam-se pela imiscibilidade do estanho, chumbo e bismuto no alumínio e as microestruturas nas solidificações proporcionaram às ligas boa resistência ao desgaste (FREITAS ET AL., 2014; CRUZ ET AL., 2008). Freitas (2013) mostrou através da correlação experimental entre a microestrutura e o desgaste em amostras da liga Al-

5,5%In que o volume desgastado diminuiu com o aumento do espaçamento interfásico e do diâmetro dos glóbulos de índio.

As ligas monotéticas de alumínio e bismuto são aplicadas em componentes mecânicos resistentes ao desgaste. Por ser um elemento de baixa fusão, a dispersão do bismuto na matriz de alumínio diminui a dureza dessas ligas e atenua o desgaste, devido à autolubrificação que ocorre no deslizamento entre as peças desses materiais. A união destas características favorece o comportamento tribológico destas ligas, cujo diagrama de fases pode ser visto na figura 2. A reação monotética ($L_1 \rightarrow L_2 + \text{Al}$) ocorre quando a concentração de bismuto é de 3,2% e a na temperatura próxima a 658 °C (BRAGA ET AL., 2016).

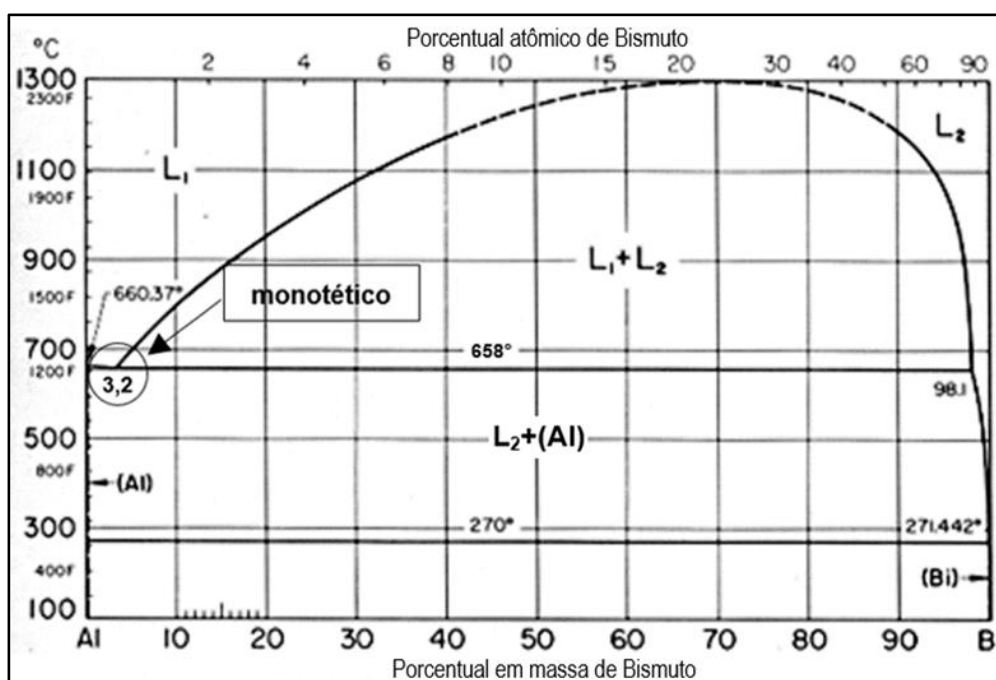


Figura 2 – Diagrama de fases do sistema Al-Bi.

Fonte: modificado de Infomet, 14/04/2021

No processo de solidificação unidirecional em regime transiente das ligas alumínio e bismuto, foi observado que nas ligas hipomonotéticas a morfologia microestrutural manteve-se ao longo do lingote, enquanto que nas ligas monotética e hipomonotéticas houve a presença de glóbulos dispersos na matriz rica em alumínio. Estruturas mais refinadas ocorrem em taxas mais altas de resfriamento e com partículas de menor diâmetro ficando próximas da região de extração de calor (SILVA, 2009 A e B; SILVA ET AL., 2010). A fim de aumentar a resistência mecânica da liga alumínio e bismuto, a adição de um

novo elemento, como o zinco, para reforçar a liga é recomendável (EL-KAHIR ET AL., 2004).

A liga monotética zinco e bismuto, cujo diagrama de fases é visto na figura 3, possui potencial de utilização em componentes automotivos, principalmente em relação à tribologia (RATKE e DIEFENBACH, 1995), pois as dispersões de elementos de baixo ponto de fusão diminuem a dureza e escoam com facilidade em situações de deslizamento (PHANIKUMAR ET AL., 2004).

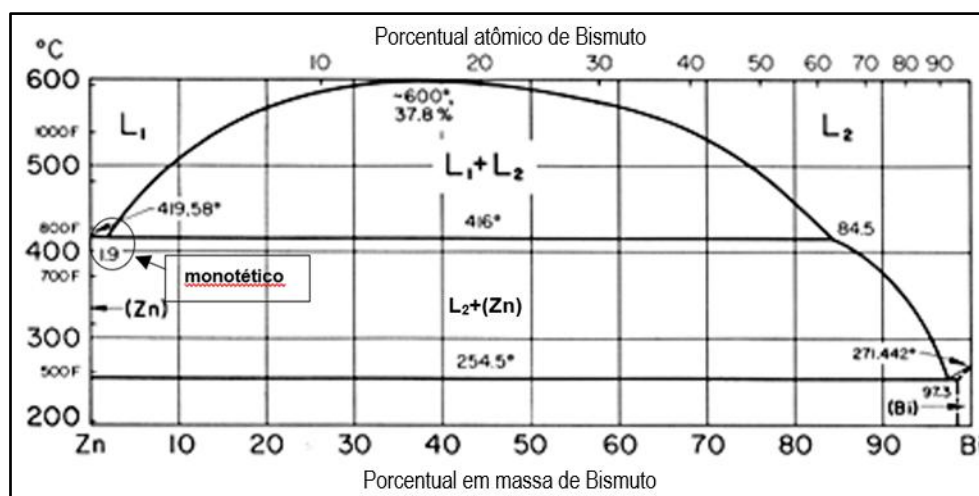


Figura 3 – Diagrama de fases do sistema Zn-Bi.

Fonte: modificado de Infomet, 14/04/2021

Combinando a boa resistência mecânica das ligas do sistema Al-Zn com a imiscibilidade do bismuto nestes dois elementos, as ligas do sistema Al-Zn-Bi tendem a ter comportamento similar às ligas Al-Sn-Si e Al-Sn-Cu. Normalmente, as ligas do sistema Al-Zn-Bi apresentam uma matriz dendrítica rica em alumínio supersaturado de zinco e com o bismuto disperso na matriz na forma globular, agindo como um lubrificante sólido (GRÖBNER ET AL., 2005; RAGHAVAN, 2008; FREITAS ET AL., 2014).

As reações invariantes do sistema Al-Zn-Bi foram demonstradas por estudos de solidificação em equilíbrio termodinâmico, comparadas com diagramas de fases calculados e por análise de DSC (RAGHAVAN, 2008). A figura 4 mostra as reações invariantes do sistema Al-Zn-Bi.

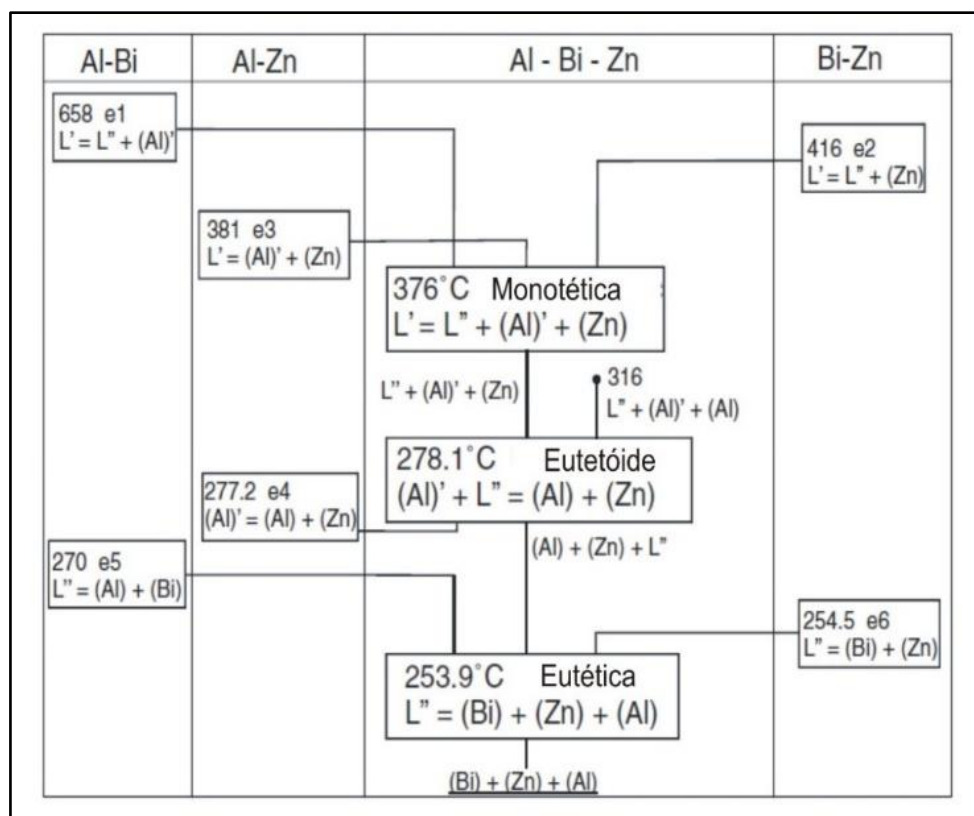


Figura 4 – Transformações invariantes do sistema Al-Zn-Bi.

Fonte: Gröbner, 2005.

1.6. Parâmetros térmicos da solidificação

Os processos de solidificação de ligas com o objetivo de produzir componentes mecânicos, devem atender às exigências de suas futuras aplicações e de seus aspectos estruturais e geométricos. As propriedades finais de materiais fundidos dependerão das estruturas solidificadas e dos parâmetros térmicos que as controlam como a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L), taxa de resfriamento ($\dot{T}$) e gradiente térmico (G) (GARCIA, 2007; PEIXOTO, 2009).

A velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* é o movimento que a interface sólido/líquido realiza em função do tempo ao longo da solidificação do material, sendo maior próxima ao molde e menor em posições mais afastadas, devido ao aumento da resistência térmica ocasionada pela camada solidificada. O gradiente térmico à frente da interface sólido/líquido é o parâmetro que mostra como a temperatura está distribuída por unidade de comprimento. O aumento do gradiente térmico favorece o aumento de grãos colunares na solidificação unidirecional (GARCIA, 2007).

Já a taxa de resfriamento ($\dot{T}$) refere-se a quanto de calor está sendo re-

movido do processo de solidificação em um instante de tempo e, assim como a velocidade de deslocamento, ela diminui em posições mais afastadas do molde. Como na solidificação em regime transiente, a velocidade de deslocamento (V_L) e o gradiente térmico (G) variam com o tempo, a taxa de resfriamento torna-se fator determinante para a morfologia e microestrutura final da liga, relacionando-se com essas duas variáveis pela equação $\dot{T} = V_L \cdot G$ (GARCIA, 2007).

A solidificação unidirecional tem sido muito utilizada em estudos de caracterização da macroestrutura, microestrutura e na análise da segregação de soluto, sendo dividida em duas categorias de extração de calor: a primeira em condições estacionárias e a segunda em condições transitórias. O Grupo de Pesquisas em Solidificação da Unicamp - GPS é um dos mais renomados grupos de pesquisa no Brasil nesse segundo tipo de estudo, com centenas de trabalhos já publicados em meios científicos, cujo endereço eletrônico sistematiza ao longo dos anos os avanços obtidos para os mais diversos sistemas de ligas metálicas (FEM.UNICAMP, 2021).

1.7. Macroestrutura

Em peças ou lingotes fundidos, dependendo da composição química e do processo de solidificação, podem ocorrer macroestruturas totalmente colunares ou totalmente equiaxiais, como também estruturas mais complexas compostas pelas duas zonas. Isto ocorre quando os grãos equiaxiais nucleiam e crescem à frente da interface colunar gerando uma transição entre essas formas de crescimento, conforme visto na figura 5. A previsão desta região, identificada como transição colunar-equiaxial (TCE), é importante por influenciar as propriedades mecânicas de produtos solidificados (GARCIA, 2005).

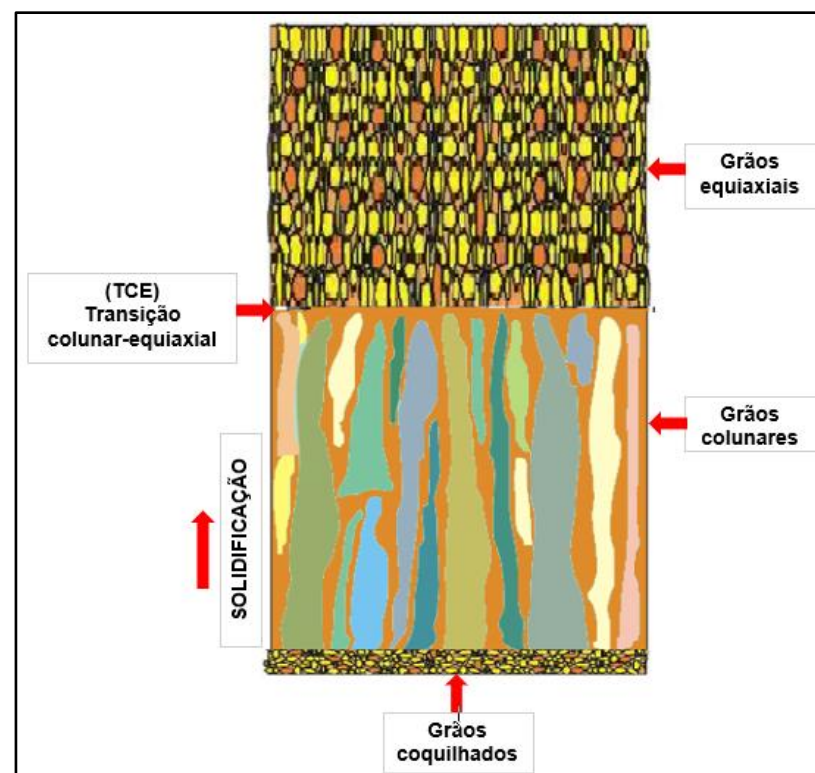


Figura 5 – Macroestrutura com transição colunar-equiaxial.

Fonte: Dantas, 2014.

Componentes mecânicos com macroestrutura totalmente equiaxiais são aplicados onde é necessária a isotropia de propriedades físicas e mecânicas. A anisotropia das estruturas colunares tem aplicações relevantes na indústria aeronáutica onde o crescimento colunar de peças para fabricação de turbinas à jato deve coincidir com a direção de seu esforço máximo (GARCIA, 2005), proporcionando confiabilidade e segurança.

1.8. Microestrutura

As pesquisas na área de materiais metálicos procuram correlacionar os parâmetros térmicos de solidificação com a microestrutura a fim de propor leis experimentais de crescimento microestrutural para posterior correlação com as propriedades mecânicas e tribológicas das ligas estudadas. A formação da microestrutura é resultante das instabilidades durante a solidificação do material provocadas pelos parâmetros térmicos e pelas alterações nos parâmetros constitucionais presentes na fase líquido/sólido. A microestrutura, em função da concentração de soluto e das condições de solidificação, pode passar de interface plana, comum em metais puros, para estruturas celulares ou dendríticas (GARCIA, 2007).

Segundo Assadi et al. (2009), a evolução colunar dendrítica (figura 6a) geralmente ocorre dentro de um padrão de crescimento hierárquico, cujos ramos crescem ao longo da principal direção cristalográfica. Essas direções são favorecidas por pressões capilares mínimas que reduzem a temperatura de fusão na interface sólido/líquido. Alguns estudos mostram que isso não é sempre o que acontece. Em certas ligas, as direções de crescimento dendrítico pode variar continuamente entre diferentes direções cristalográficas, ou seja, a variedade de direções de crescimento pode ser muito maior do que o ditado pela anisotropia cristalográfica nestes materiais. Em alguns materiais, a correlação entre as direções cristalográfica e de crescimento muda completamente sob certas condições de solidificação, gerando uma morfologia densa e irregular, comumente referida como alga marinha (*seaweed*) (figura 6b).

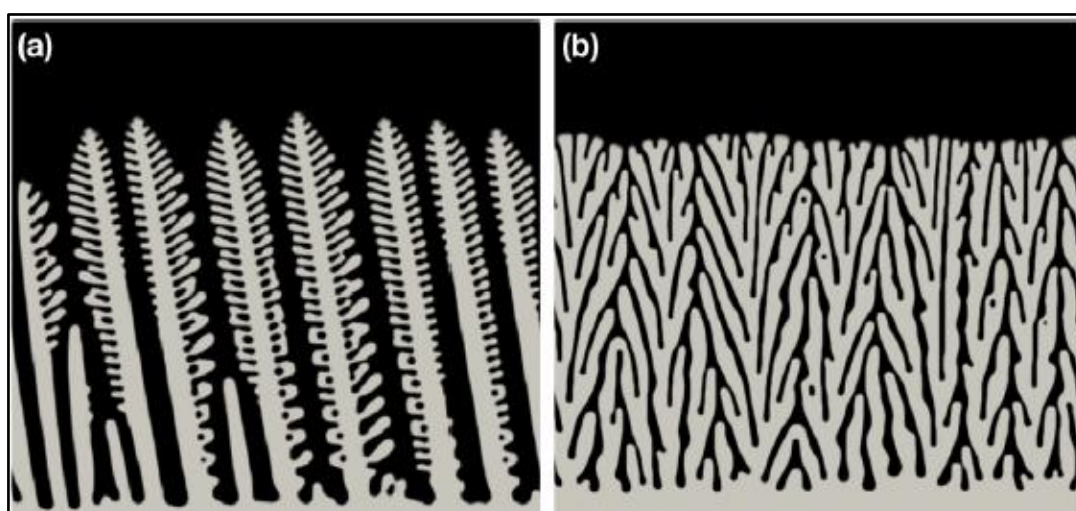


Figura 6 – Evolução microestrutural (a) dendrítica (b) alga marinha.

Fonte: Ankit e Glicksman, 2020.

Akamatsu et al. (1995), demonstraram que a ausência de anisotropia perceptível em certos planos cristalográficos resulta no aparecimento de dendritas tipo algas, assim como, Taguchi et al. (2001) e Beers et al. (2003), demonstraram que o aumento do sub resfriamento provoca uma transição do crescimento dendrítico regular para as dendritas tipo algas. Xing et al. (2019), mostraram através de simulações numéricas que a formação de dendritas tipo algas está relacionada à menor velocidade de crescimento e ao maior gradiente térmico na solidificação direcional. Apesar das dendritas tipo algas serem um padrão de crescimento comum em polímeros, elas podem ocorrer em sistemas metálicos.

A existência de duas direções características, a do gradiente térmico e a da orientação cristalina preferencial, forma um ângulo entre elas denominado ângulo de desorientação (θ). À medida que este ângulo aumenta de 0° para 45° , a morfologia da interface muda de dendrítica simétrica para dendrítica assimétrica inclinada e se a fase de precipitados atuar como obstáculo para diminuir o deslocamento, serão formadas as dendritas tipo algas por meio da divisão das pontas dos ramos primários da frente de solidificação (XING ET AL., 2019).

Alguns padrões típicos de interface sólido-líquido obtidos na solidificação direcional da liga Al-4,5%Cu podem ser vistos na figura 7, onde as morfologias interfaciais se transformam de colunas dendríticas simétricas (figura 7a) para colunas dendríticas inclinadas (figura 7b) e em dendritas tipo algas (figura 7c) quando o ângulo de desorientação é aumentado. Pode-se verificar que o traço característico das dendritas tipo algas é a divisão sucessiva e contínua das pontas (XING ET AL., 2019).

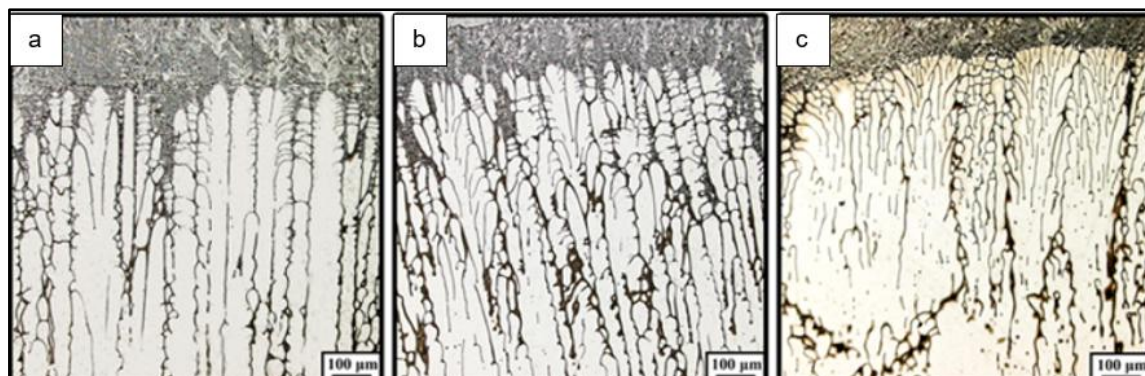


Figura 7 – Interface sólido-líquido da liga de Al-4,5%Cu nos ângulos de desorientação: a) $\theta = 0^\circ$, b) $\theta = 15^\circ$ e c) $\theta = 45^\circ$.

Fonte: Xing, et al, 2019

1.9. Resistência ao desgaste

Para entender o processo de desgaste é necessário caracterizar o sistema tribológico e o comportamento das suas variáveis. A figura 8, de forma simplificada, mostra um sistema tribológico formado por quatro partes: o meio ambiente, o corpo que sofre o desgaste, o contra corpo no estado sólido, gasoso ou líquido e o elemento interfacial que pode ser um lubrificante, um meio abrasivo ou mesmo estar ausente (ZUM-GAHR, 1987).

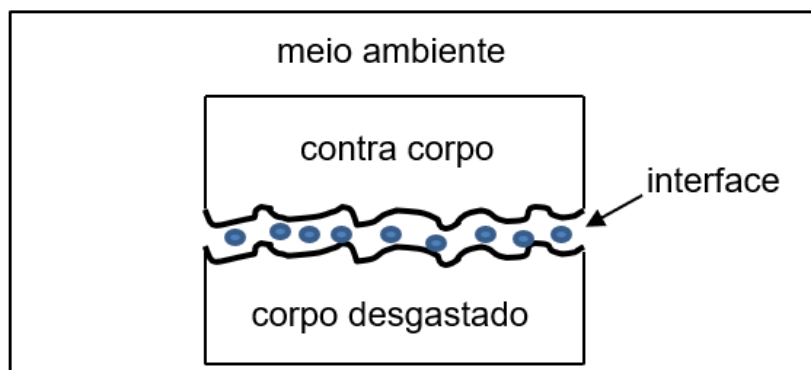


Figura 8 – Representação do sistema tribológico.

Fonte: Zum-Gahr (modificado), 1987.

Segundo Zum-Gahr (1987), os elementos do tribosistema funcionam e interagem por deslizamento, rolagem, oscilação, impacto, erosão ou outros tipos ligados ao estado físico ou ao ângulo de ação do contra corpo. Dependendo do elemento interfacial se pode ter um processo de desgaste a seco ou lubrificado.

A classificação dos principais mecanismos de desgaste se divide em quatro grupos: adesivo, abrasivo, fadiga de contato e reação triboquímica (ZUM-GAHR, 1987). O desgaste abrasivo corresponde a metade das ocorrências nos processos industriais quando comparado aos outros mecanismos de desgaste (HUKUDA, 1993).

Nesta pesquisa foram realizados ensaios de desgaste microabrasivo, em que a remoção de material ocorre devido à passagem de uma partícula dura sobre a superfície de um material sólido (BOWDEN e ROWE, 1956). As partículas duras podem estar entre ou incrustado nos materiais do sistema tribológico e serem provenientes das irregularidades superficiais do material mais duro, de partículas oriundas de desgastes dos outros mecanismos ou de material alheio ao sistema tribológico como particulados suspensos no ambiente (ZUM-GAHR, 1987).

O desgaste abrasivo pode ser tanto útil quanto danoso em processos mecânicos. Na retificação de peças, a remoção de material se dá por desgaste abrasivo, útil por remover material desnecessário, mas, sua ocorrência quando indesejada, é o mais sério problema de desgaste industrial (FERRARINI, 1998).

A microestrutura, elementos de liga, dureza e tenacidade são alguns fatores que determinam a resistência ao desgaste por abrasão. A dureza é uma

das propriedades mecânicas mais importantes dos materiais que sofrem desgaste e muitas vezes considerada como o único fator para o aumento da resistência ao desgaste. Entretanto, Prasad e Kulkani (1991) observaram em amostras de aço com sílica como abrasivo, que as amostras de maior dureza foram as que mais perderam massa, conforme visto na figura 9.

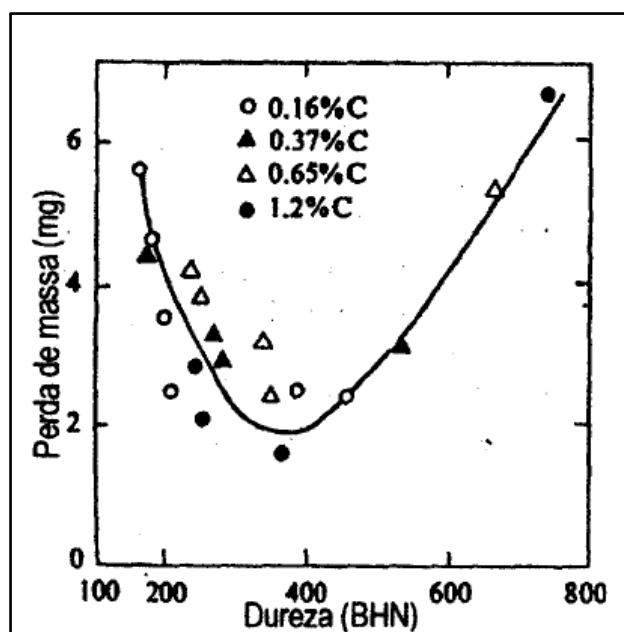


Figura 9 – Perda de massa por abrasão versus a dureza Brinell.
Fonte: Prasad e Kulkani, 1991.

Ojala et al. (2014) também observaram que nem sempre o material mais duro tem menor perda de massa por desgaste e nem o mais macio maior perda e demonstraram que a resistência abrasiva também é influenciada pela microestrutura e elementos de liga do material. As ligas metálicas em que há formação de precipitados, as fases são as responsáveis pelo aumento da resistência ao desgaste e a matriz pela tenacidade e ligação entre as fases (SHACKELFORD, 1996). A tenacidade tem importância no desgaste abrasivo devido à sua capacidade da resistência às deformações do material sem sofrer trincas ou fraturas (RENDÓN, 2009).

Freitas et al. (2014) em estudos da correlação experimental entre os dados de desgaste e características microestruturais mostraram que a morfologia da fase minoritária e o espaçamento interfásico desempenharam um papel significativo no comportamento de desgaste nas ligas monotéticas Al-Bi e Al-Pb.

1.10. Ensaio de desgaste microabrasivo

O ensaio abrasivo por esfera rotativa foi desenvolvido por Rutheford e Hutchings, em 1995, e usado inicialmente para medição de espessuras de revestimento. Hoje em dia, pela significância do ensaio, é aplicado em pesquisas de desgaste abrasivo em materiais metálicos e não metálicos (COZZA, 2006).

Dentre os vários dispositivos de ensaio de desgaste por esfera rotativa existe o modelo esquemático apresentado na figura 10, onde a amostra analisada é fixada em um porta-amostra preso a um braço articulado. O braço possui um contrapeso rosqueado para eliminar a pressão da amostra sobre a esfera rotativa. No porta peso, eixo perpendicular ao porta-amostra, são colocadas as massas utilizadas nos ensaios. A rotação da esfera, determinada previamente, é realizada por motor elétrico e mantida constante durante a realização do ensaio.

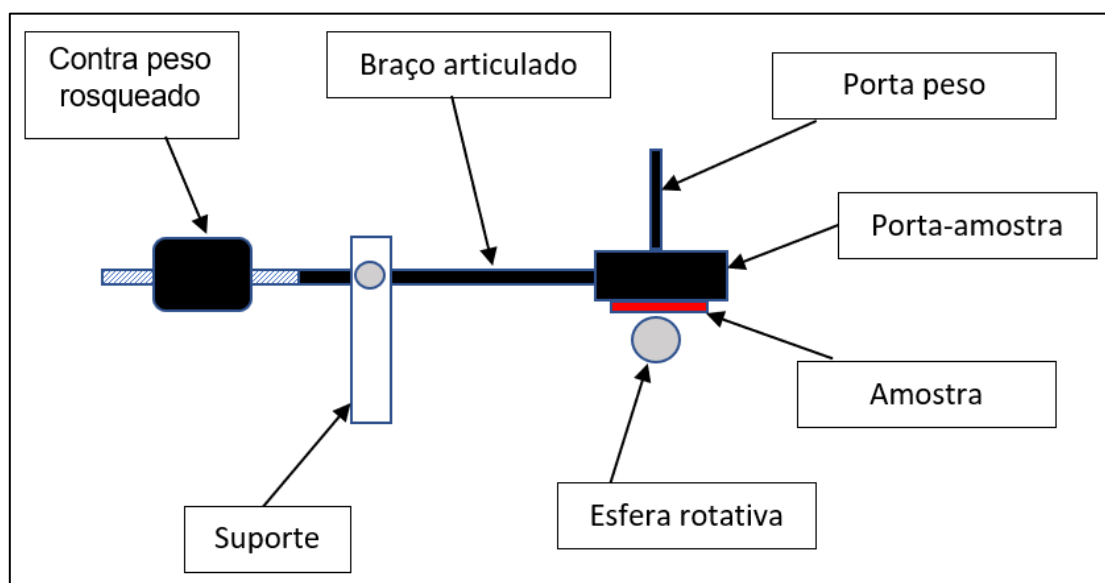


Figura 10 – Modelo esquemático de dispositivo para ensaio de desgaste.

Fonte: Autor.

O ensaio consiste no contato entre a esfera rotativa de aço e a amostra plana, com ou sem um meio abrasivo. Com o giro da esfera ocorre o desgaste em forma de calota esférica na superfície da amostra, sendo possível relacionar o diâmetro da esfera com a quantidade de material removido da amostra (RUTHERFORD e HUTCHINGS, 1995). A massa colocada no porta peso pressiona pela força normal (P) a amostra a ser desgastada contra a esfera rotativa de raio (R) (figura 11a). Ao final do ensaio, devido ao desgaste, é formada uma calota de diâmetro médio (b) (figuras 11b/c).

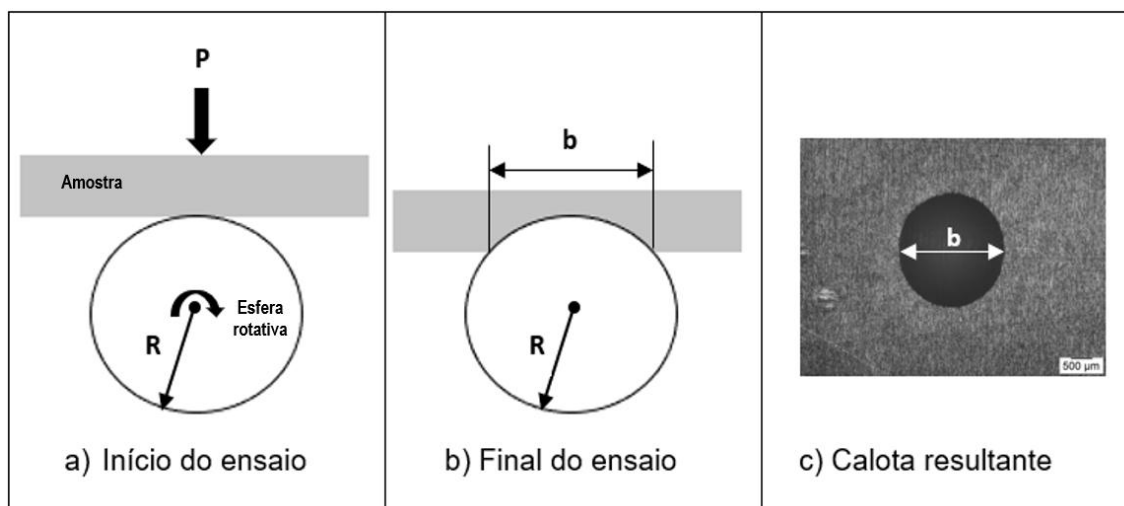


Figura 11 – Ilustração da calota formada pelo ensaio de desgaste.

Fonte: Autor.

O volume (V) da calota esférica, correspondente ao material removido, pode ser calculado, se o diâmetro médio da calota for muito menor que o raio da esfera, de acordo com a Equação 1 (RUTHERFORD e HUTCHINGS, 1995).

$$V = \pi \frac{b^4}{64R^2} \left(R - \frac{b^2}{8R} \right) \approx \frac{\pi b^4}{64R} \quad (1)$$

Segundo Hutchings e Shipway (2017), com o volume removido (V), a carga aplicada (P) e a distância (d) percorrida pela esfera rotativa é determinado o coeficiente de desgaste específico (k), ou taxa de desgaste, dada pela equação 2. Com este coeficiente é possível comparar as taxas de desgaste de diferentes materiais.

$$k = \frac{V}{P \cdot d} \quad (2)$$

1.11. Ensaio de dureza

A dureza é a resistência que um material apresenta ao risco ou à formação de uma marca permanente quando pressionado por marcadores padronizados, sob condições específicas de pré-carga e carga. A área e a profundidade da marca gerada são medidas e correlacionadas com um valor numérico que representa a dureza. Os ensaios podem ser realizados por risco, rebote e penetração (GARCIA ET AL., 2008). Os ensaios de penetração mais utilizados e citados em especificações técnicas são o Brinell, Rockwell e

Vickers (SOUZA, 1982).

O ensaio de dureza Rockwell (HR) é o mais utilizado devido a sua rapidez e facilidade de execução. Possui diversas escalas de ensaios que são escolhidas à partir de combinações entre os penetradores e as cargas aplicadas, permitindo ensaios de metais e ligas desde os mais duros aos mais macios. O ensaio consiste na aplicação de uma pequena carga para garantir um contato firme com a superfície do material e após, é aplicada uma carga maior, cuja profundidade de impressão dada no mostrador da máquina, corresponde à dureza do material (SOUZA, 1982). Já o ensaio de dureza Vickers (HV), é realizado por um penetrador de diamante cuja ponta é uma pirâmide de base quadrada com um ângulo de 136° entre as faces opostas. Quando aplicada a carga, o penetrador deixa uma impressão em forma de losango no corpo de prova. O penetrador por ser praticamente indeformável e como todas as impressões são semelhantes entre si, a dureza Vickers independe da carga, isto é, o seu valor é o mesmo qualquer que seja a carga usada para materiais homogêneos (GARCIA ET AL., 2008).

Como visto por Prasad e Kulkarni (1991), a dureza não é o fator preponderante, mas tem influência no desgaste de ligas metálicas. Costa (2016) mostrou que devido a dureza do índio (8,83 HB) e chumbo (38,3 HB), é necessário que as estruturas das ligas dos sistemas Al-In e Al-Pb sejam mais grosseiras para a formação de um filme contínuo e estável que favoreça a ação autolubrificante destes elementos. Por outro lado, verificou que a maior dureza do bismuto (94,2 HB) exige uma homogeneidade de seus glóbulos ao longo da microestrutura para uma maior eficiência do efeito autolubrificante desse elemento.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para este trabalho, o estudo das ligas solidificadas em condições transitórias de extração de calor, referente aos parâmetros térmicos, microestrutura e propriedades mecânicas seguiu o fluxograma da figura 12.

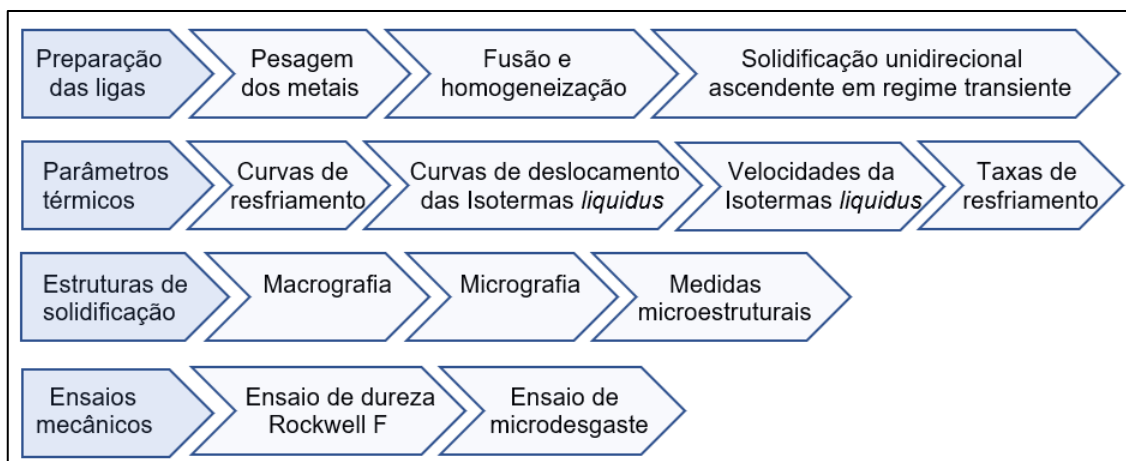


Figura 12 – Fluxograma das atividades.

Para alcançar os objetivos dos experimentos, os trabalhos foram divididos em quatro partes principais:

- a. Solidificação unidirecional vertical ascendente em condições transientes de extração de calor dos lingotes das ligas, com os componentes calculados em percentual de massa.
- b. Registro das temperaturas e determinação dos parâmetros térmicos.
- c. Procedimento metalográfico e caracterização da macroestrutura e microestrutura.
- d. Ensaio de dureza e desgaste para caracterização dos comportamentos tribológico e mecânico.

A realização dos procedimentos experimentais foi feita com os seguintes equipamentos:

- a. Balança digital, modelo SF400, carga máxima de 10000 g e mínima de 1 g, para a pesagem dos componentes das ligas.
- b. Cadinho de carvão de silício de capacidade 800 g de metal (figura 13).



Figura 13 – Cadinho de carbeto de silício.

- c. Haste em aço inoxidável, para homogeneização por agitação das ligas.
- d. Garra metálica para colocação e retirada do cadinho do interior do forno mufla e vazamento das ligas na lingoteira.
- e. Forno mufla, marca Quimis, com temperatura máxima de 1200 °C para fusão total das ligas no cadinho (figura 14).



Figura 14 – Forno mufla.

- f. Lingoteira bipartida, com corpo de aço inoxidável AISI 310 e base (chapa molde) de aço carbono 1020, com diâmetro interno de 60 mm, altura de 150 mm e espessura da parede de 7 mm. Possui na sua lateral sete furos de 1,6 mm para a passagem dos termopares utilizados no registro das temperaturas durante a solidificação das ligas (figura 15).

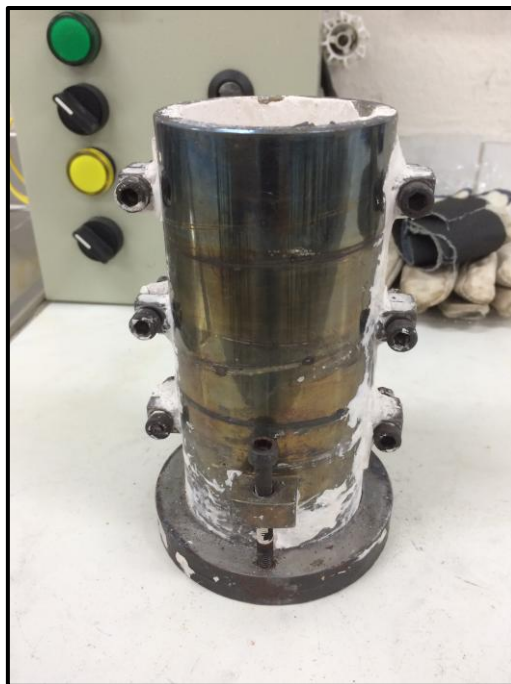


Figura 15 – Lingoteira.

g. Dispositivo de solidificação unidirecional ascendente vertical (figura 16a) com controlador automático de temperatura (figura 16b), projetados e construídos na Universidade Santa Cecília de Santos por Matos e Bertelli (2018), semelhantes ao aparato empregado no grupo GPS da Unicamp. O dispositivo possui um conjunto de placas refratárias, resistências e sistema de refrigeração na base, como podem ser vistos no desenho esquemático da figura 17. A extração de calor da lingoteira, inserida no interior do dispositivo de solidificação, é por meio de jatos de água dirigidos à sua base.

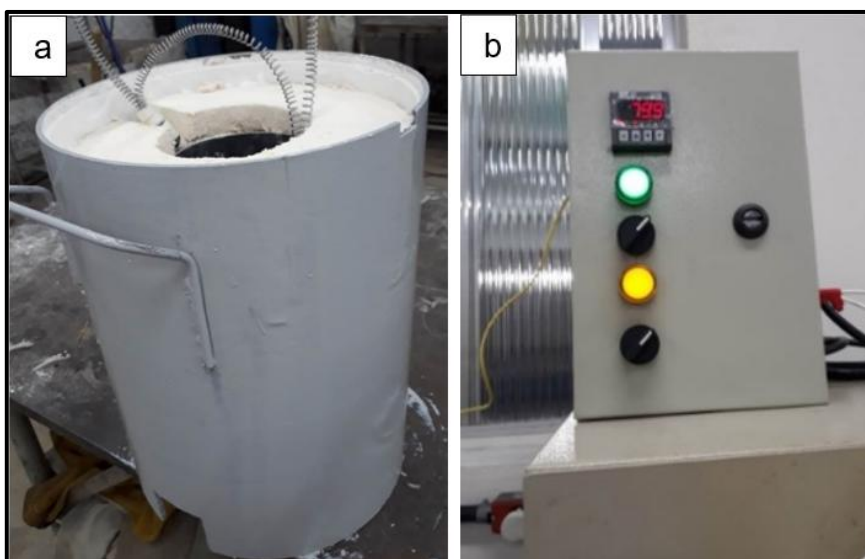


Figura 16 – (a) Dispositivo de solidificação unidirecional ascendente vertical e (b) painel de controle de temperatura.

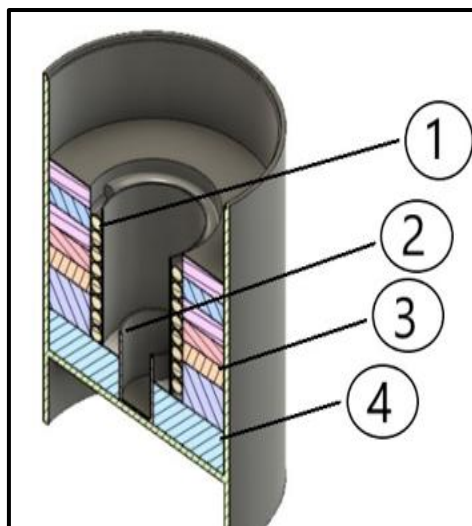


Figura 17 – Corte esquemático do dispositivo de solidificação 1) Placas refratárias 20 mm 2) Placas refratárias 25 mm 3) Conjunto de resistências 4) Base refrigerada.

Fonte: Matos e Bertelli, 2018.

h. Aparato para a sustentação do dispositivo de solidificação, que consiste em um suporte de aço inoxidável com um tubo de água para refrigerar a base da lingoteira (figura 18).



Figura 18 – Aparato de sustentação do dispositivo de solidificação.

i. Termopares tipo K: Chromel – Alumel, marca Ecil, com isolamento mineral e pote, diâmetro 1,6 mm e faixa de utilização: -200 °C a 1260 °C. Os termopares são inseridos nos furos laterais da lingoteira e enviam dados térmicos ao registrador de dados.

j. Registrador de dados da marca Lynx, modelo ADS0500, utilizado para regis-

trar e enviar as variações de temperatura das ligas ao computador, desde o seu vazamento até o final da solidificação.

k. Computador Lenovo, modelo Ideapad 330S, processador Intel Core i5-8250U utilizado para recebimento dos dados térmicos oriundos do registrador de dados.

Os ensaios mecânicos foram feitos com os seguintes equipamentos:

a. Máquina de desgaste por esfera rotativa de aço com diâmetro 25,4 mm, com motor elétrico marca WEG de potência 1 CV e inversor de frequência marca WEG, modelo CFW10 (figura 19).

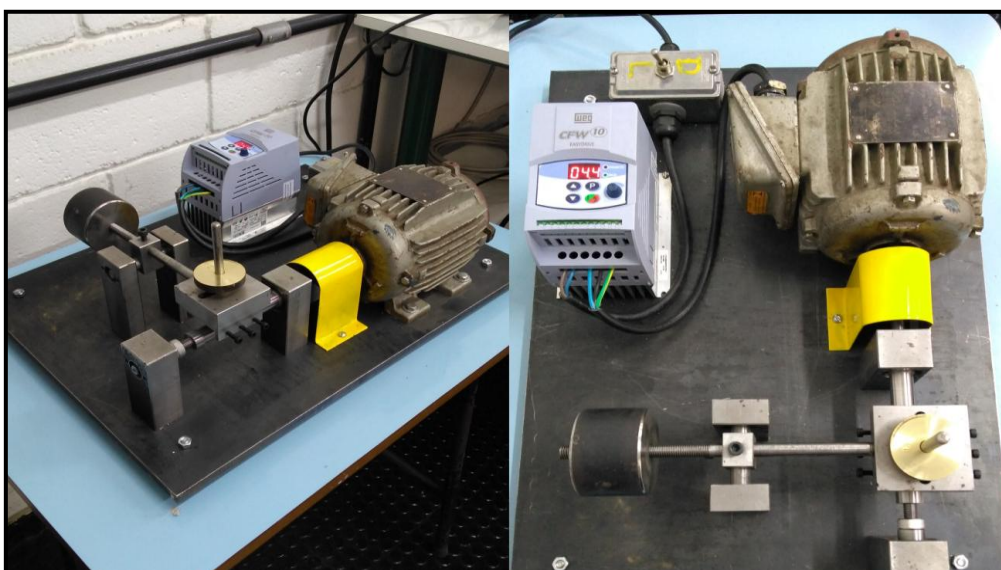


Figura 19 – Máquina de desgaste por esfera rotativa.

b. Projetor de Perfil, marca Mitutoyo, tipo PJ-250, utilizado para a determinação dos diâmetros das calotas geradas no ensaio de desgaste (figura 20).



Figura 20 – Projetor de Perfil Mitutoyo.

c. Durômetro, marca Fritz Heckert.

- d. Serra horizontal semiautomática, marca Starrett, modelo S4220/S4230, utilizada para o corte longitudinal dos lingotes.
- e. Serra de bancada marca Starrett, modelo S1101, utilizada para corte transversal dos lingotes.
- f. Lixadeira metalográfica, marca Buehler, modelo Handmet Roll Grinder, manual com quatro pistas de 240, 320, 400 e 600 *mesh* de granulometria, com fluxo de água para eliminação das ranhuras grosseiras das amostras.
- g. Lixas de 1200 e 2000 *mesh* de granulometria para eliminação das ranhuras finas das amostras.
- h. Politriz metalográfica, marca Buehler, modelo Ecomet Grinder, utilizada com pastas de diamante de 3 μ m e 1 μ m, aplicadas sobre pano de *nylon*, para polimento das amostras.
- i. Reagente químico composto de 0,5 ml de ácido fluorídrico (HF) e 50 ml de água destilada para a revelação metalográfica.
- j. Reagente químico hidróxido de sódio 5% para a revelação metalográfica.
- k. Microscópio ótico marca Olympus, modelo BX60M, como câmera fotográfica acoplada marca Sony, modelo DXC-151A, para análise micrográfica.

Os seguintes programas computacionais foram utilizados para a sistematização dos resultados experimentais:

- a. *Microsoft Excel*, para tabulações e confecção de gráficos utilizando os dados levantados durante a pesquisa.
- b. *Honestech 2.5*, para captura das imagens metalográficas das amostras.
- c. *ImageJ 1.52A*, para medição dos espaçamentos interdendríticos observados na micrografia.

As matérias primas utilizadas na solidificação das ligas foram o alumínio, zinco e bismuto comercialmente puros, com suas concentrações em massa indicadas na tabela 2.

Tabela 2 – Concentrações em massa dos componentes das ligas.

Ligas	Alumínio	Zinco	Bismuto
Al-20%Zn	80%	20%	-
Al-20%Zn-2%Bi	78%	20%	2%
Al-20%Zn-5,4%Bi	74,6%	20%	5,4%

As ligas Al-20%Zn, Al-20%Zn-2%Bi e Al-20%Zn-5,4%Bi foram obtidas

em um dispositivo com solidificação unidirecional vertical ascendente e em condições transitórias de extração de calor. Nesta técnica, a solidificação se dá no sentido contrário à ação gravitacional, com o peso do metal líquido favorecendo o contato térmico com a base refrigerada. Com os dados térmicos coletados nos três experimentos foi possível estabelecer leis da evolução da microestrutura em função dos parâmetros térmicos para uma gama de posições no lingote a partir da interface metal/molde refrigerado.

De acordo com o diagrama de fases do sistema binário Al-Zn apresentado na figura 1 a temperatura *liquidus* da liga Al-20%Zn é de aproximadamente 625°C. As composições de bismuto das ligas ternárias Al-20%Zn-2%Bi e Al-20%Zn-5,4%Bi encontram-se delimitadas com as linhas pontilhadas em vermelho na figura 21, de onde se extrai a temperatura *liquidus* admitida também como sendo de aproximadamente 625 °C para ambas.

O processo para a obtenção das três ligas pesquisadas foi idêntico. Inicialmente, foi realizada a pesagem de cada elemento em balança digital e depois colocados no cadinho, que foi revestido internamente com camadas de alumina para evitar a contaminação do banho de metal líquido. O cadinho foi levado ao forno mufla e aquecido a aproximadamente 750 °C. Após a fusão total dos metais, o cadinho foi retirado do forno, removidos os óxidos da superfície líquida e realizada a homogeneização da liga.

O metal líquido foi vazado no interior da lingoteira, também revestida com camadas de alumina, que já se encontrava pré-aquecida a 450 °C no dispositivo de solidificação. A chapa molde da base da lingoteira foi lixada até a granulometria 600 *mesh* e não foi recoberta com alumina. Foi estipulado um tempo máximo de até dez segundos após as ligas serem vazadas na lingoteira para acionamento do jato de água de resfriamento da chapa molde, a fim de evitar a rápida segregação de zinco no fundo da lingoteira logo nos instantes iniciais.

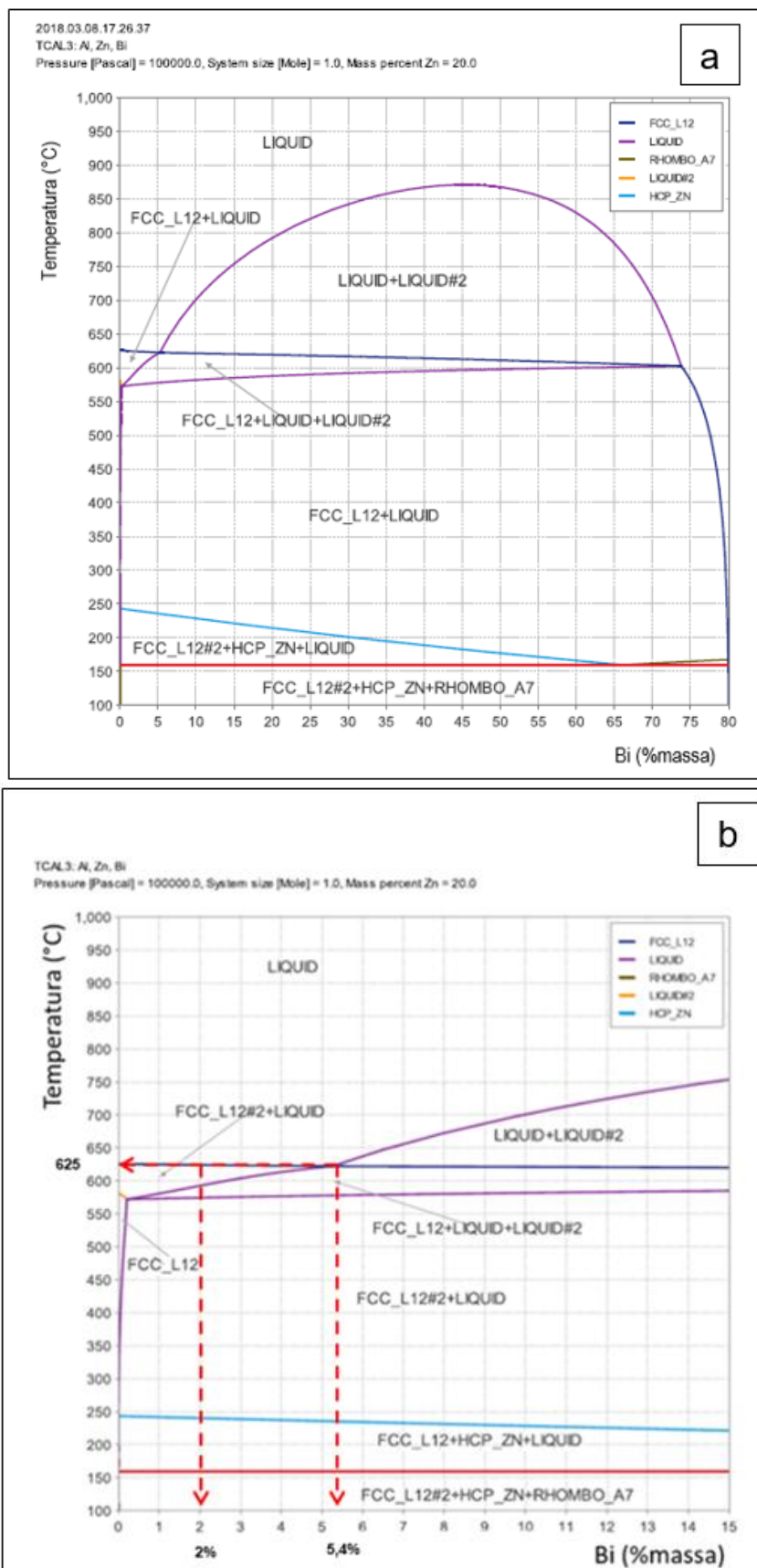


Figura 21 – (a) Diagrama de fases em equilíbrio do sistema pseudo-binário Al-x%Bi-20%Zn (b) Parte do diagrama de fase com indicação do caminho de solidificação das ligas Al-20%Zn-2%B e Al-20%Zn-5,4%B

Fonte: Thermocalc (modificado).

Nas ligas Al-20%Zn e Al-20%Zn-2%Bi as temperaturas do processo foram obtidas por seis termopares tipo K: Chromel – Alumel, posicionados na lateral da lingoteira e ligados ao registrador de dados. Na liga Al-20%Zn-5,4%Bi as temperaturas do processo foram obtidas por cinco termopares devido a perda do sinal do último termopar. Na tabela 3 está indicada as posições dos termopares durante as solidificações das ligas.

Tabela 3 – Posições dos termopares nas solidificações das ligas.

Ligas	Posições (mm)					
Al-20%Zn	3,0	7,0	11,0	15,0	19,0	43,0
Al-20%Zn-2%Bi	3,0	7,0	11,0	15,0	19,0	43,0
Al-20%Zn-5,4%Bi	3,0	7,0	11,0	15,0	19,0	---

2.1. Parâmetros térmicos

Os parâmetros térmicos do resfriamento das três ligas foram determinados a partir das temperaturas obtidas pelos termopares e enviadas, a cada 0,2 segundos, a um registrador de dados de marca LINX ADS0500IP conectado a um computador. Os dados de cada termopar foram gravados em um bloco de notas em forma de pares ordenados (tempo, temperatura), importados por planilha *Excel* e geradas as curvas de resfriamento. Com estas curvas foram determinadas a posição da isoterma *liquidus* em relação à interface metal/molde em função do tempo, a velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L) e a taxa de resfriamento ($\dot{T}$).

2.1.1. Tempo de passagem da isoterma *liquidus* pelos termopares

Os tempos de passagem da isoterma *liquidus* ($t_1, t_2...$) foram determinados nos gráficos de resfriamento pelas intersecções da reta horizontal que passa pela temperatura *liquidus* (T_L) com as curvas de resfriamento de cada termopar ($P_1, P_2...$), como visto na figura 22.

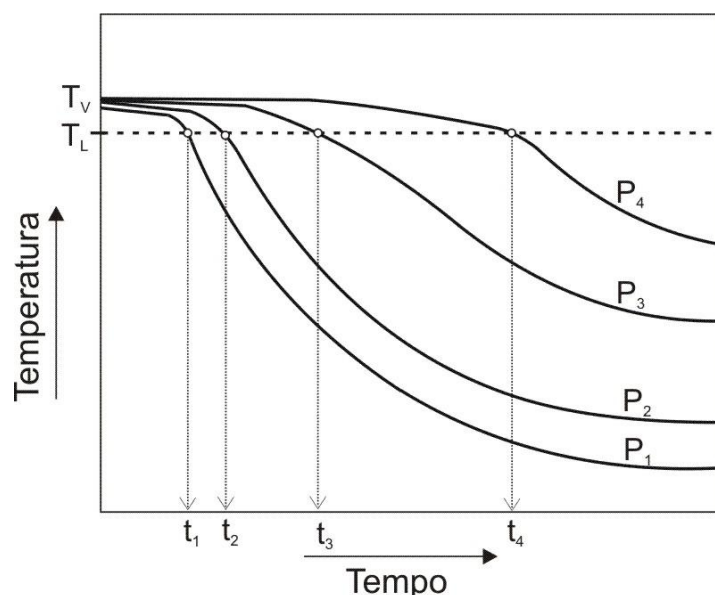


Figura 22 – Tempos da passagem da isoterma *liquidus* pelos termopares.
Fonte: Septimio, 2019.

2.1.2. Deslocamento da isoterma *liquidus*

Os pares ordenados formados pelas posições dos termopares e os tempos de passagem da isoterma *liquidus* por eles foram tabelados no *software Excel* e gerada a curva de deslocamento da isoterma em função do tempo (t). As curvas foram ajustadas na forma exponencial $p(t) = a.t^b$, onde “a” e “b” são constantes reais, seguindo o modelo visto na figura 23.

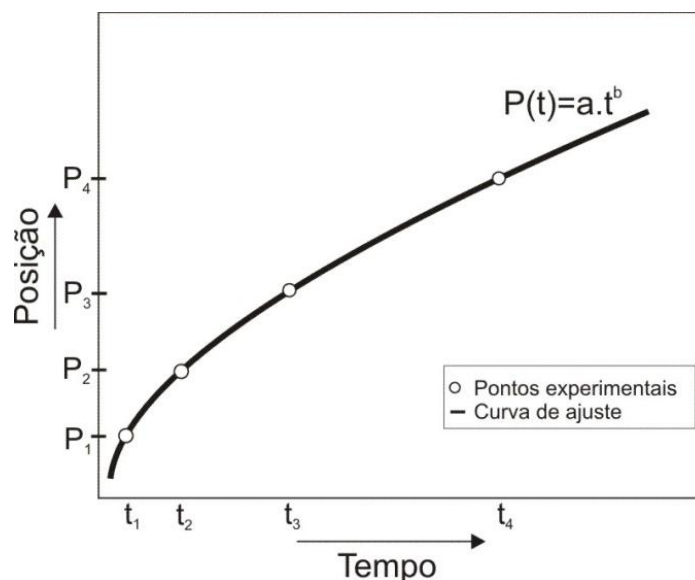


Figura 23 – Curva de deslocamento da Isoterma *liquidus*.
Fonte: Septimio, 2019.

2.1.3. Velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L).

A determinação do gráfico da velocidade de deslocamento da isoterma

liquidus em função do tempo (t) é feita derivando-se a curva de deslocamento da isoterma *liquidus* no instante da sua passagem em cada termopar. A velocidade em função da posição (p) no lingote é obtida em composição com a função $p(t) = a \cdot t^b$, referente à passagem da isoterma *liquidus*.

2.1.4. Taxa de resfriamento ($\dot{T}$)

A taxa de resfriamento foi determinada pelas derivadas de pequenas funções de ajuste das curvas de resfriamento de cada termopar ao redor do ponto de cruzamento com a temperatura *liquidus* de 625°C, ou seja, $\dot{T} = dT/dt$, conforme visto na figura 24a. As derivadas e as posições dos termopares foram tabeladas no *software Excel* e gerado o gráfico da taxa de resfriamento em função do tempo (t) e da posição (p), como visto nas figuras 24b e 24c. As taxas de resfriamento em função da posição (p) foram ajustadas na forma exponencial $\dot{T}(p) = a \cdot p^b$, onde “a” e “b” são constantes reais.

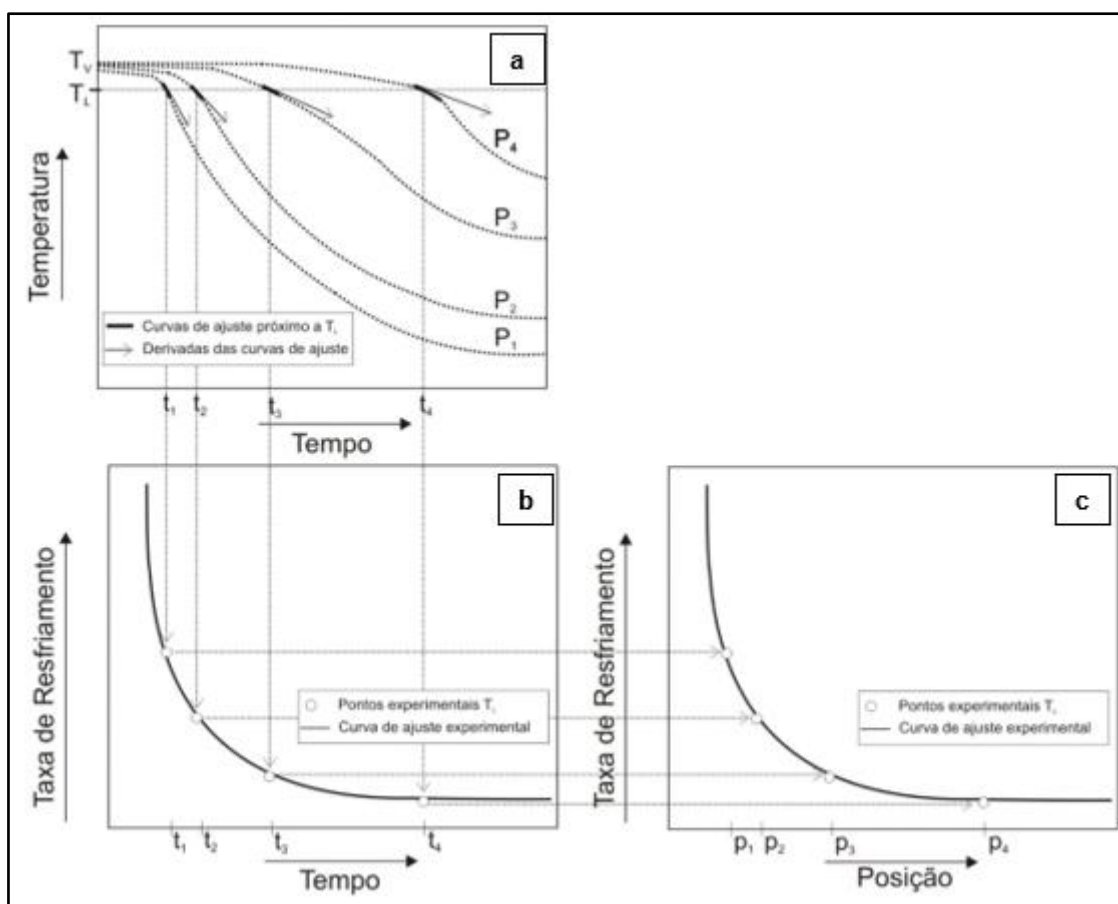


Figura 24 – a) Derivadas nos cruzamentos das curvas de resfriamento com a T_L b) Taxa de resfriamento em função do tempo c) Taxa de resfriamento em função da posição

Fonte: Septimio, 2019.

2.2. Estruturas de solidificação

Para a observação e registro da análise metalográfica das ligas foi necessário definir os cortes dos lingotes. Na figura 25 estão indicadas as sequências dos cortes realizadas para a caracterização da macroestrutura e da microestrutura das três ligas.

Cada lingote, conforme figura 25a, foi seccionado no sentido longitudinal, sendo a metade representada pela figura 25b reservada primeiramente para a macrografia. A peça da figura 25c foi dividida, a partir da base do início da solidificação, em sete amostras em formato de “meia-lua” como visto na figura 25e para utilização nos ensaios de desgaste e de dureza. A peça da figura 25b, após a macrografia, foi seccionada e dividida em três partes conforme figura 25d e utilizadas as duas primeiras amostras, a partir da interface metal/molde, para a análise da micrografia longitudinal.

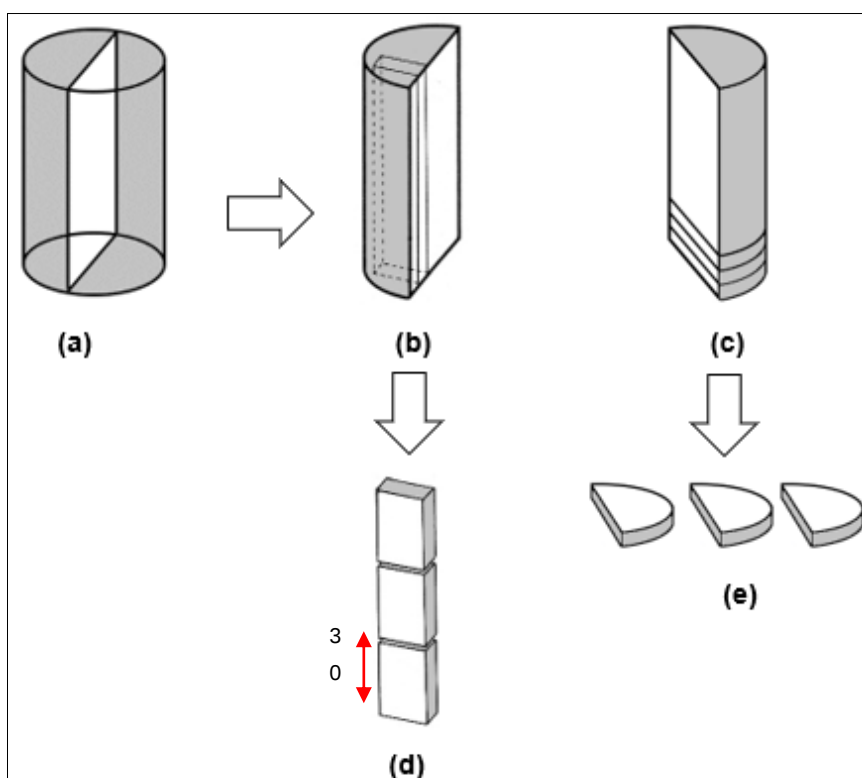


Figura 25 – Sequências de corte para os ensaios (a) e (b) Corte longitudinal do lingote (b) Secção para macrografia (c) Secção para ensaios mecânicos (d) Amostras longitudinal para micrografia (e) Amostras em formato “meia-lua” para ensaios mecânicos.

Para a análise e caracterização da macroestrutura de cada liga, a face plana indicada na figura 25b, foi lixada até granulometria 600 *mesh*. Após o lixamento, foi feita a revelação com reagente químico preparado com 0,5 ml de ácido fluorídrico e 50 ml de água destilada.

A análise microestrutural foi realizada no sentido longitudinal desde a interface metal/molde até aproximadamente a posição 55 mm, nas amostras cortadas com 30 mm de comprimento, conforme figura 25d. As amostras foram lixadas nas granulometrias 180, 240, 320, 600, 1200 e 2000 *mesh*, invertendo a posição da amostra em 90° a cada mudança de lixa e polidas na politriz Buehler com pastas de diamante de 3 e 1 μm em pano de *nylon*. Após o polimento foram feitos ataques químicos utilizando, alternadamente, o reagente ácido com 0,5 ml de ácido fluorídrico e 50 ml de água destilada e o reagente básico de hidróxido de sódio (5%), visando uma melhor visualização na análise micrográfica.

As análises microestruturais foram realizadas em um microscópio óptico Olympus, utilizando ampliações de 50 a 1000 vezes. As regiões mais significativas das amostras foram fotografadas pela câmera Sony, acoplada no microscópio, e as imagens capturadas pelo software Honestech 2.5.

Com o *software ImageJ* foram medidos os espaçamentos interdendríticos (λ_i) das amostras, a cada 5 mm, desde a interface metal/molde até a posição 55 mm. Os espaçamentos interdendríticos (λ_i) foram determinados pela média da distância entre centros (d) de cinco dendritas adjacentes, conforme visto na figura 26. O método utilizado para o cálculo de um espaçamento foi o do intercepto, com a medida da distância dividido pelo número de braços dendríticos (GÜNDÜZ e ÇADIRLI, 2002), ou seja, $\lambda_i = d/4$. Para cada posição foram realizadas ao menos vinte medições.

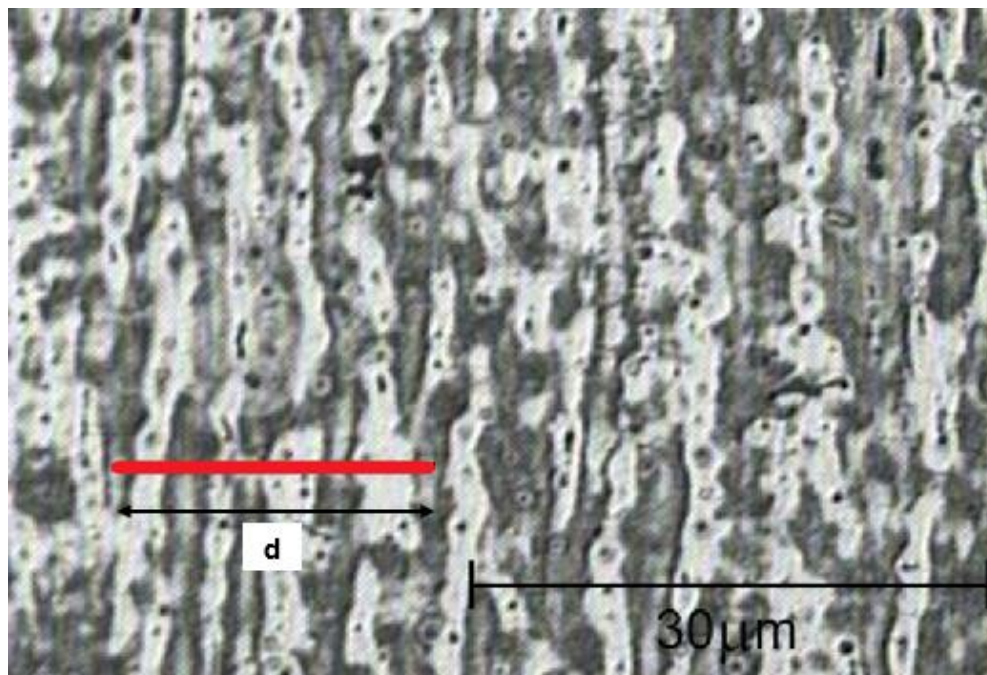


Figura 26 – Medição do espaçamento interdendrítico.

2.3. Ensaaios mecânicos

2.3.1. Ensaio de dureza

Em relação aos ensaios de dureza, a escala Rockwell normalmente é aplicada em materiais mais duros, como aços, e para a medição da dureza de ligas de alumínio é utilizada a escala Vickers. Considerando que o único equipamento possível de utilização nos laboratórios onde este projeto foi desenvolvido, utilizou-se a escala F do Rockwell, apropriada para metais moles como ligas de alumínio (GARCIA ET AL., 2008).

Foram realizadas cinco medições de dureza em cada face das amostras, com penetrador esférico de tungstênio de 1/16 polegadas e carga de 60,0 kgf. Os ensaios de dureza em cada liga foram realizados nas posições, a partir da interface metal/molde, citadas na tabela 4.

Tabela 4 – Posições dos ensaios de dureza das ligas.							
Ligas	Posições (mm)						
Al-20%Zn	3,4	5,0	7,0	8,6	11,9	18,3	39,3
Al-20%Zn-2%Bi	2,6	4,4	7,6	9,4	11,0	19,5	37,3
Al-20%Zn-5,4%Bi	3,2	5,0	6,8	8,6	11,9	17,9	34,0

2.3.2. Ensaio de desgaste microabrasivo

Os desgastes microabrasivos foram realizados a seco nas amostras vis-

tas esquematicamente na figura 25e, em máquina de desgaste por esfera rotativa de 25,4 mm de diâmetro, com a rotação ajustada pelo inversor de frequência em 258 rpm e carga de 0,6 N. As posições ensaiadas de cada liga, a partir da interface metal/molde, estão detalhadas na tabela 5.

Tabela 5 – Posições dos ensaios de desgaste das ligas.							
Ligas	Posições (mm)						
Al-20%Zn	3,4	5,0	7,0	8,6	11,9	18,3	39,3
Al-20%Zn-2%Bi	2,6	4,4	7,6	9,4	11,0	19,5	37,3
Al-20%Zn-5,4%Bi	3,2	5,0	6,8	10,1	11,9	17,9	34,0

Nas posições citadas na tabela 5, as amostras foram desgastadas nos tempos de 15, 25 e 40 min e em cada tempo foram realizados três ensaios, totalizando cento e oitenta e nove testes.

As calotas geradas pelos desgastes tiveram seus diâmetros medidos diretamente no Projetor de Perfis Mitutoyo, em duas posições (h) e (v) a 90° uma da outra, conforme a figura 27. Após as medições, foi calculado o diâmetro médio (b), de todas as calotas, ou seja, $b = (h + v)/2$ e finalmente, calculados os volumes removidos e as taxas de desgaste das ligas pelas equações 1 e 2, citadas anteriormente.

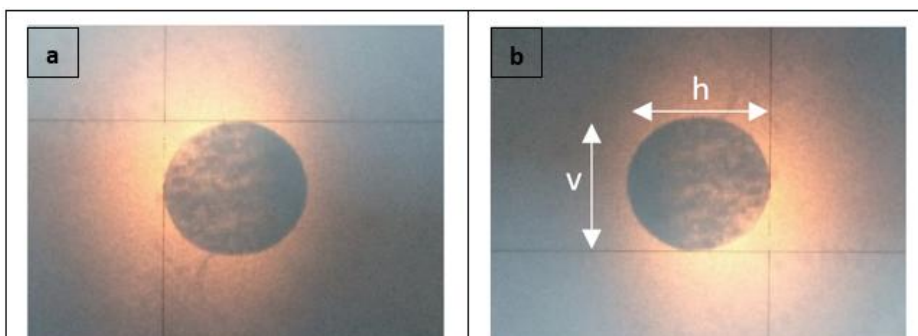


Figura 27 – Medições do diâmetro da calota de desgaste (a) posição inicial (b) posição final.

Os resultados dos ensaios de dureza e de desgaste microabrasivo das três ligas, com ênfase aos valores médios, estão apresentados em função dos espaçamentos interdendríticos.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1. Parâmetros térmicos

3.1.1. Curvas de resfriamento das ligas

Através de termopares posicionados ao longo do lingote, foram registrados os dados térmicos das solidificações das ligas Al-20%Zn, Al-20%Zn-2%Bi e Al-20%Zn-5,4%Bi. As curvas de resfriamentos das três ligas estão apresentadas nas figuras 28 a 30.

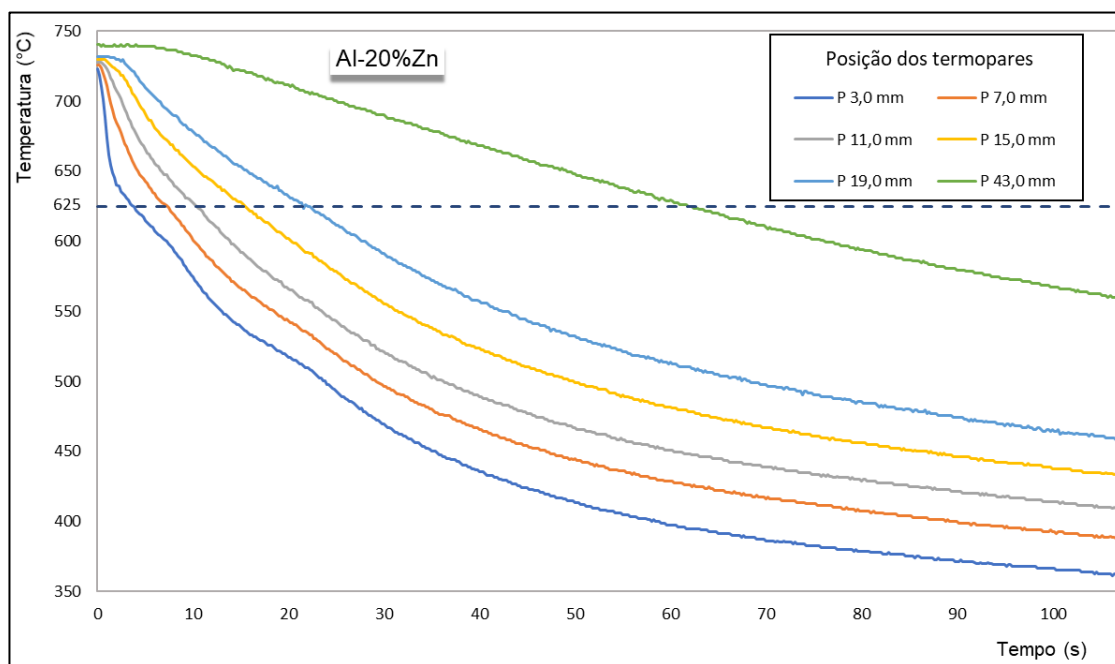


Figura 28 – Curva de resfriamento da liga Al-20%Zn

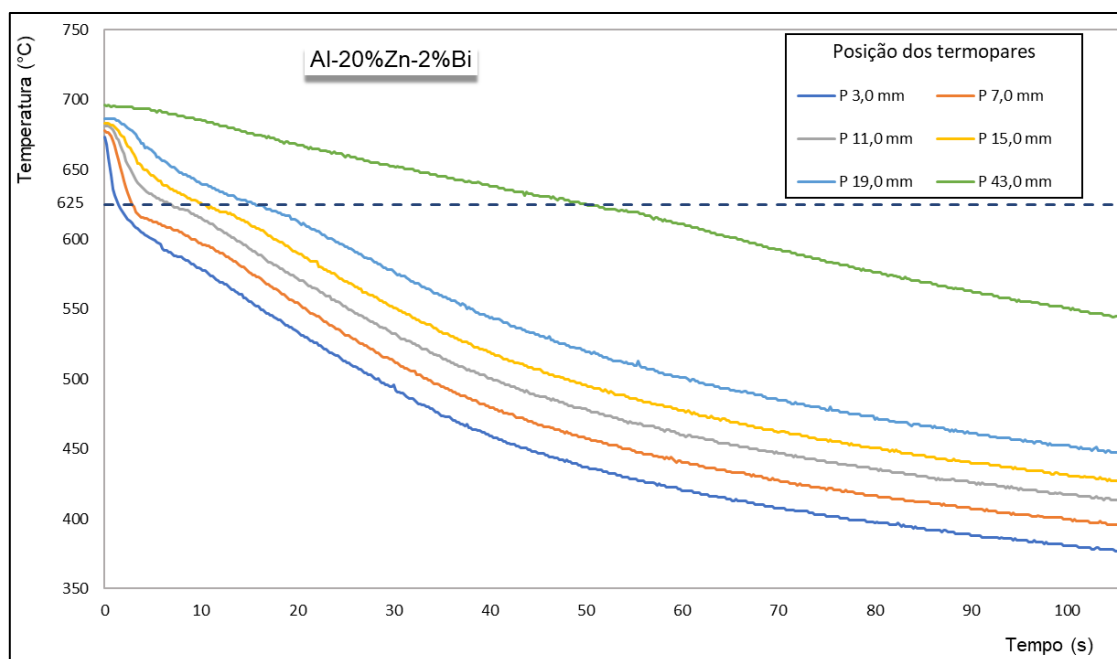


Figura 29 – Curva de resfriamento da liga Al-20%Zn-2%Bi

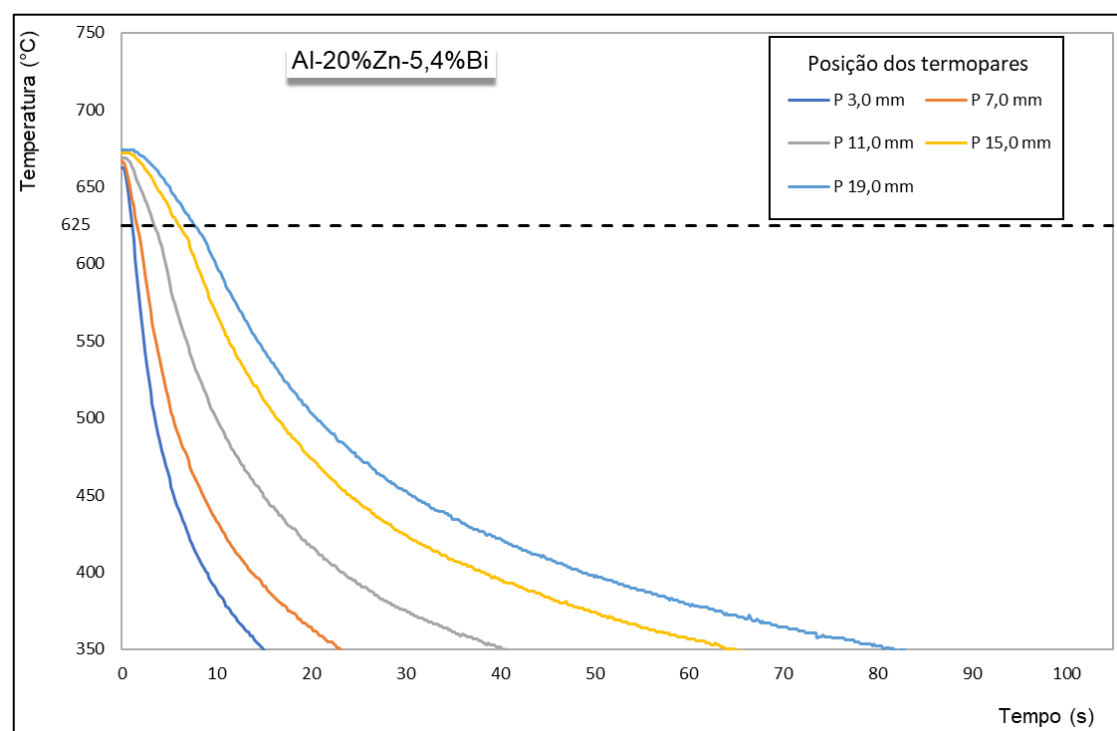


Figura 30 – Curva de resfriamento da liga Al-20%Zn-5,4%Bi

Os lingotes das ligas Al-20%Zn e Al-20%Zn-2%Bi estavam com seis termopares posicionados enquanto o da liga Al-20%Zn-5,4%Bi estava com cinco termopares. Nota-se que na maioria dos termopares próximos à interface metal/molde registraram uma queda acentuada de temperatura, com a interface sólido-líquido passando por eles em menos de 20 s. No sexto termopar das

ligas Al–20%Zn e Al–20%Zn–2%Bi a passagem da interface teve um tempo maior devido à resistência térmica causada pelo aumento da camada solidificada em relação à base de onde se extrai o calor.

Considerando que a lingoteira estava pré-aquecida no momento do vazamento das ligas, uma diferença na temperatura inicial foi observada para as curvas de resfriamento, sendo que a maior temperatura inicial foi obtida para a liga binária. A influência desta condição nos parâmetros térmicos de solidificação será traduzida em termos da taxa de resfriamento, que engloba o gradiente e a velocidade de solidificação.

3.1.2. Tempo de passagem da isoterma *liquidus*

Pelo cruzamento da reta horizontal da temperatura *liquidus* (T_L) com as curvas de resfriamento das ligas, como indicado nas figuras 28 a 30, determinou-se os tempos de passagem da isoterma *liquidus* em relação às posições dos termopares. As curvas dos deslocamentos das isoterms *liquidus* das ligas estão apresentadas nas figuras 31 a 33 de forma individual com as respectivas equações experimentais e na figura 34, todas juntas, para uma visão comparativa.

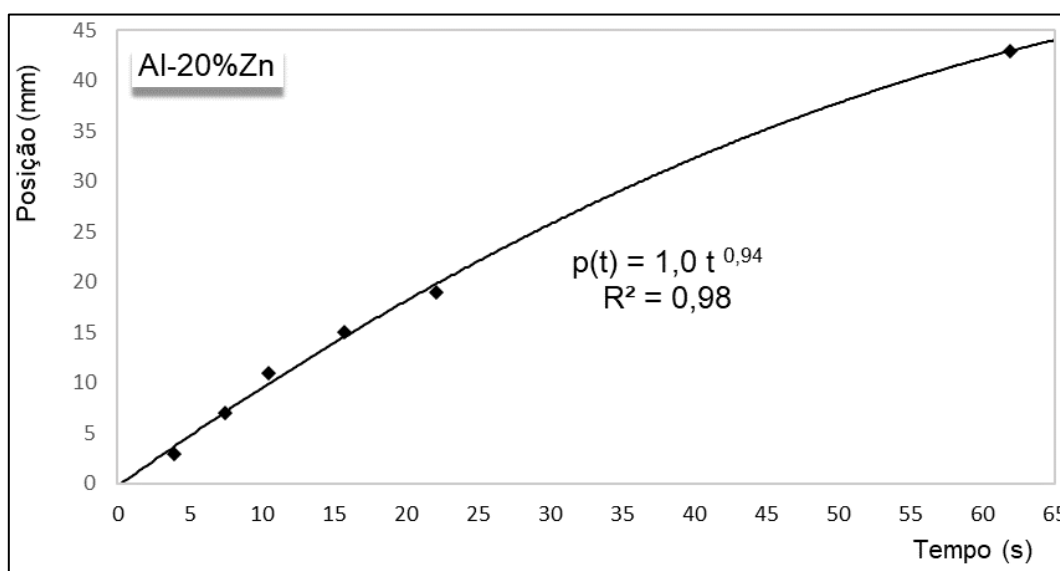


Figura 31 – Curva de deslocamento da isoterma *liquidus* da liga Al-20%Zn.

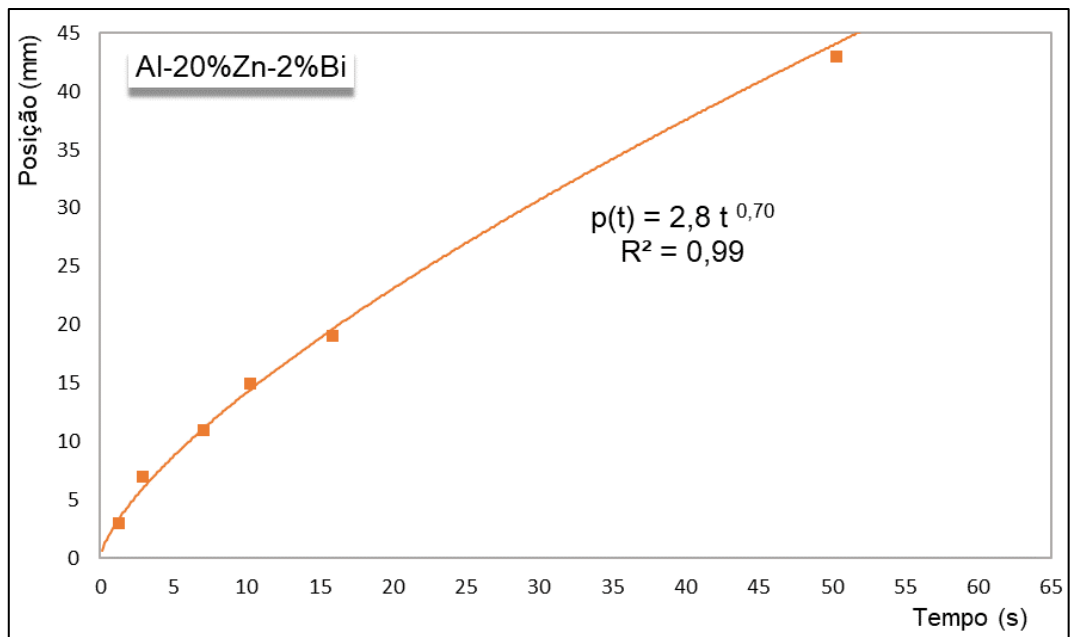


Figura 32 – Curva de deslocamento da isoterma *liquidus* da liga Al-20%Zn-2%Bi.

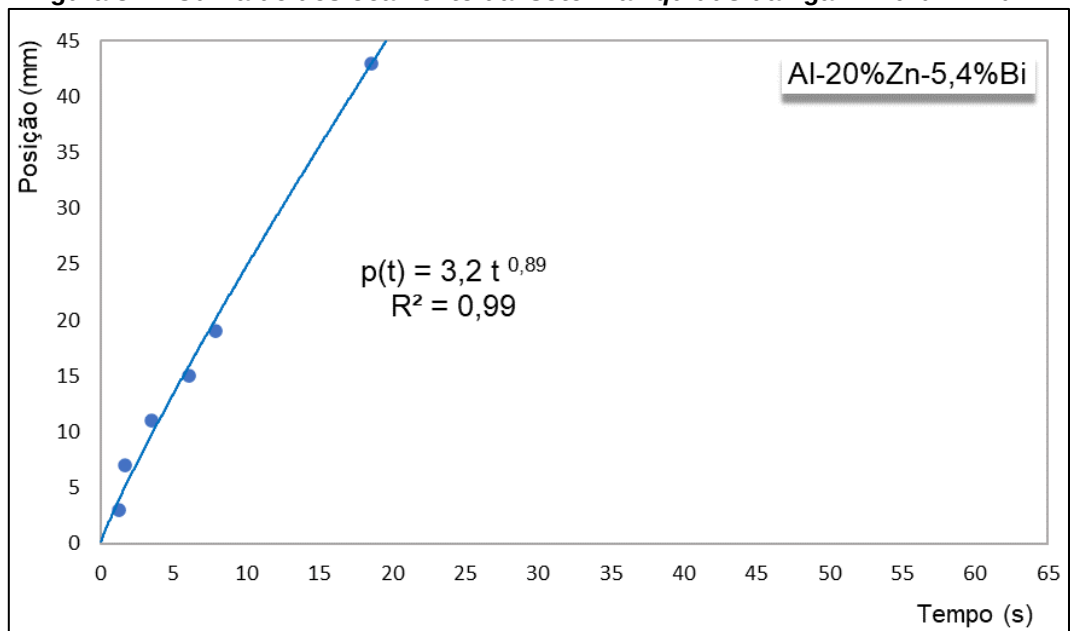


Figura 33 – Curva de deslocamento da isoterma *liquidus* da liga Al-20%Zn-5,4%Bi.

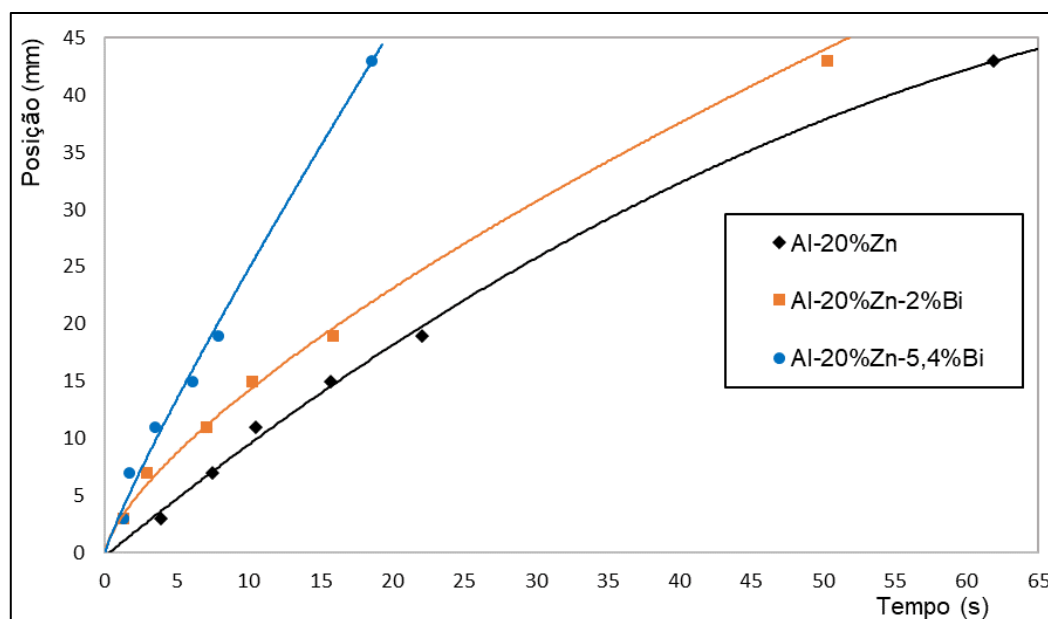


Figura 34 – Comparativo das curvas de deslocamento da isoterma *liquidus* das ligas.

Observa-se na figura 34 que a maior inclinação dentre as curvas apresentadas foi do sistema com maior composição de bismuto, indicando que este apresentou um menor tempo para o mesmo deslocamento, em comparação com os outros dois sistemas. A adição de bismuto na liga Al-20%Zn alterou o contato do metal líquido com a interface metal/molde facilitando a extração de calor e tornando o deslocamento mais rápido como observado pelas suas curvas das ligas ternárias em relação a curva da liga binária.

3.1.3. Velocidade de deslocamento da isoterma *liquidus* (V_L)

Nas figuras 35 a 37 estão apresentadas as velocidades de deslocamento das isotermas *liquidus* ao longo dos lingotes, com suas respectivas equações determinadas pelas derivadas das equações dos deslocamentos das isotermas *liquidus* em função do tempo e, após composição, em função da posição. Na figura 38, as velocidades de deslocamento das isotermas *liquidus* aparecem juntas, permitindo uma comparação entre elas.

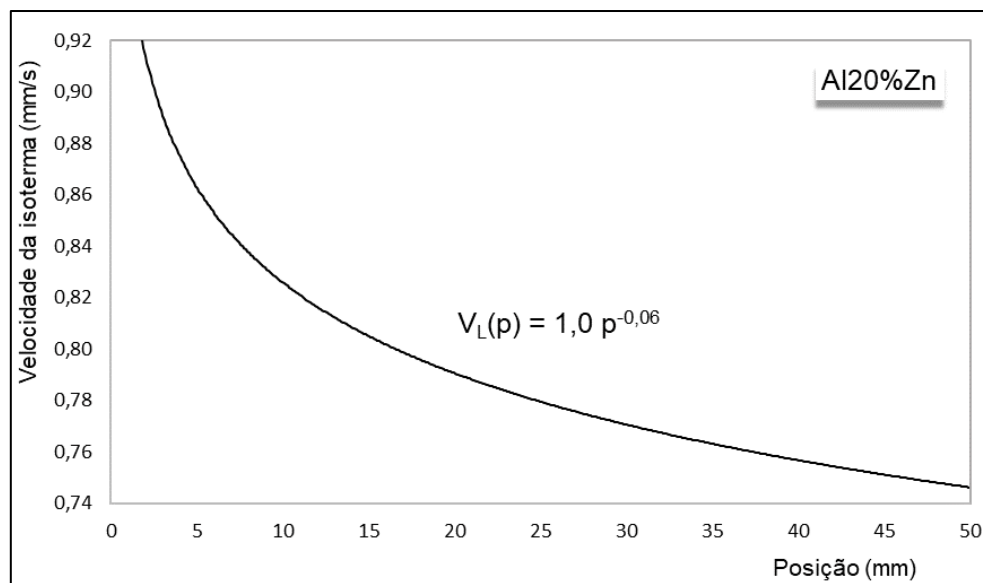


Figura 35 – Velocidade da isoterma *liquidus* da liga Al-20%Zn.

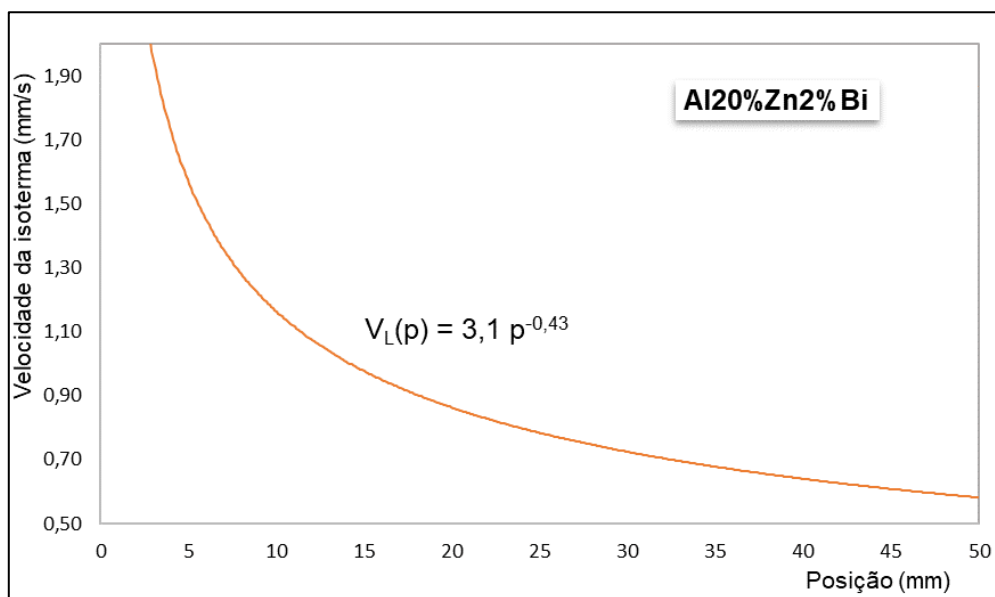


Figura 36 – Velocidade da isoterma *liquidus* da liga Al-20%Zn-2%Bismuth.

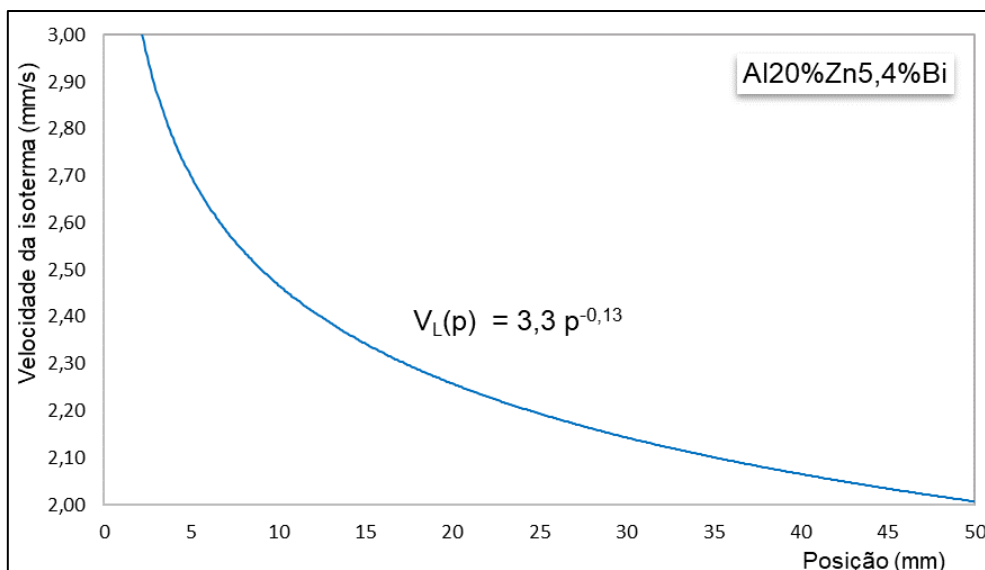


Figura 37 – Velocidade da isoterma *liquidus* da liga Al-20%Zn-5,4%Bis.

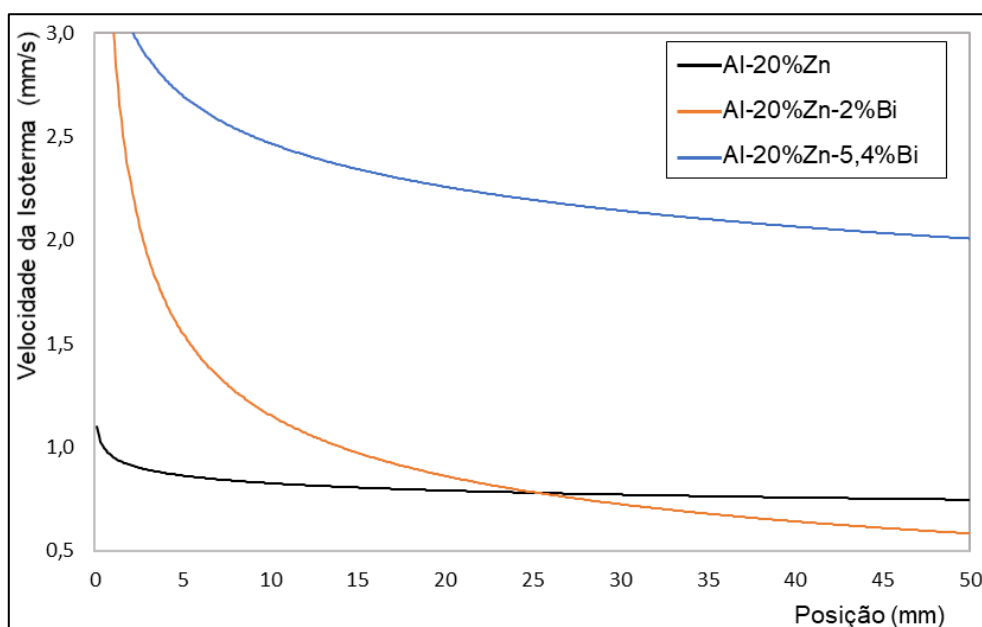


Figura 38 – Comparativo da velocidade da isoterma *liquidus* das ligas.

Nota-se que as velocidades das três ligas são compatíveis com as respectivas curvas de deslocamento das isotermas *liquidus* vistas anteriormente. A liga Al-20%Zn apresentou a velocidade mais baixa e praticamente constante; a liga Al-20%Zn-5,4%Bis, a velocidade mais alta com uma queda suave. A liga Al-20%Zn-2%Bis apresentou uma queda mais acentuada da velocidade, ficando menor que a da liga Al-20%Zn a partir da posição 25 mm.

3.1.4. Taxa de resfriamento ($\dot{T}$)

As derivadas de cada curva de resfriamento das figuras 28 a 30 no instante em que cruza com a reta horizontal das temperaturas *liquidus* de 625 °C

geraram os gráficos das taxas de resfriamento em função das posições, com suas respectivas equações experimentais, vistos nas figuras 39 a 41.

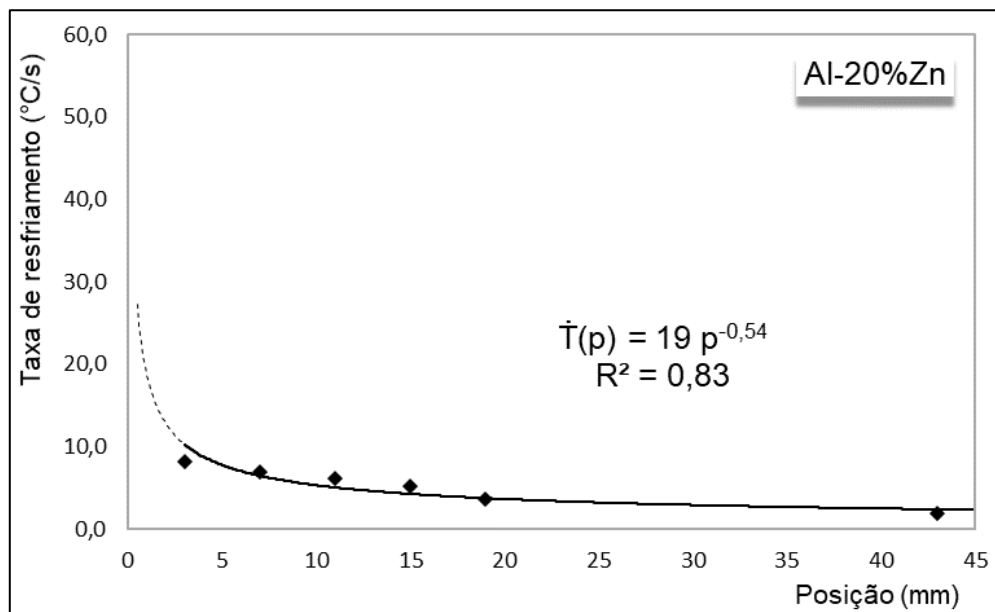


Figura 39 – Taxa de resfriamento da liga Al-20%Zn.

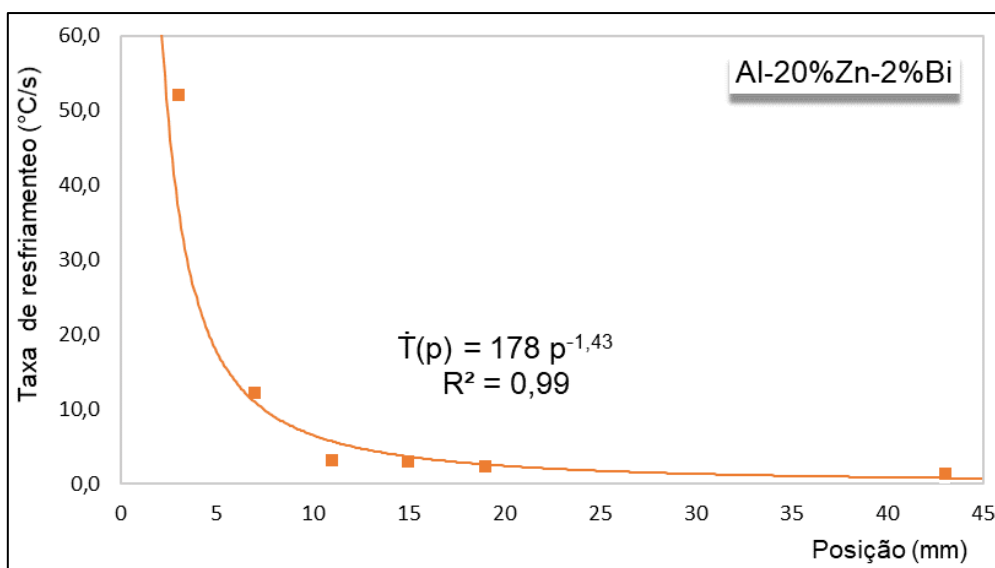


Figura 40 – Taxa de resfriamento da liga Al-20%Zn-2%Bi.

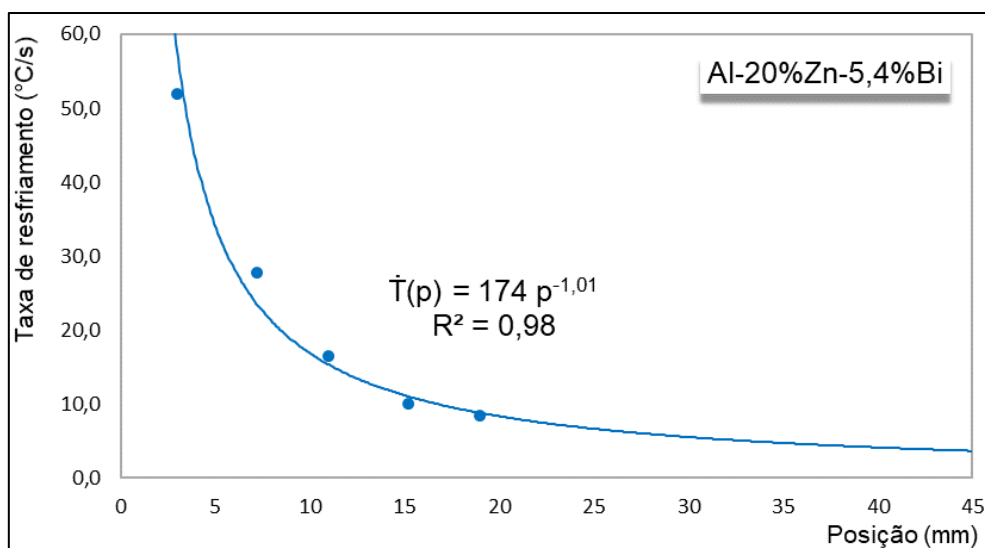


Figura 41 – Taxa de resfriamento da liga Al-20%Zn-5,4%Bí.

Na figura 42 estão representadas as três taxas de resfriamento em conjunto para uma visão comparativa.

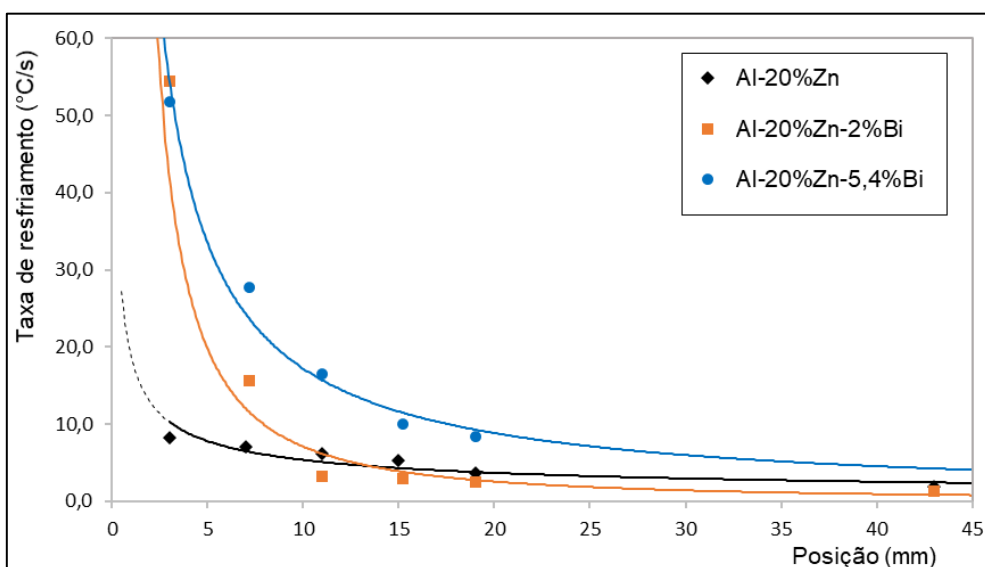


Figura 42 – Comparativo das taxas de resfriamento das ligas.

Comparando as taxas de resfriamento das ligas verificou-se que a taxa da liga Al-20%Zn é a mais baixa e estabilizada a partir da posição 13 mm e, desta posição, ficando praticamente igual a taxa da liga Al-20%Zn-2%Bí. As curvas das ligas Al-20%Zn-2%Bí e Al-20%Zn-5,4%Bí apresentaram a mesma tendência, com a taxa de resfriamento da segunda liga um pouco superior que a da primeira liga. Como houve vários valores de taxas de resfriamento infere-se que existam amplas variações microestruturais nas ligas.

3.2. Estruturas de solidificação

3.2.1. Macrografia

Na figura 43 são vistas as macrografias após lixamento até 600 mesh de granulometria e ataque com reagente químico preparado com 0,5 ml de ácido fluorídrico e 50 ml de água destilada. Elas apresentaram estruturas colunares ao longo de todo o lingote, com exceção da liga Al–20%Zn–5,4%Bi que apresentou estrutura colunar até a região próxima a posição 30 mm da interface metal/molde e um crescimento de dendritas gêmeas como “desvio do crescimento colunar” concomitante com o crescimento colunar a partir da posição aproximada de 30 mm. Na figura 43 são vistas estruturas dendríticas facetadas em forma de leque que ocorrem esporadicamente na solidificação unidirecional de ligas de alumínio, cuja formação está relacionada com altos valores de gradiente térmico e velocidade de solidificação (SALGADO-ORDORICA, 2008). Para fins de avaliação de propriedades tribológicas, optou-se por avaliar as regiões adjacentes que não possuem essa característica, restringindo-se apenas à região de estrutura colunar regular.

As posições destacadas em pontilhado vermelho representam as regiões analisadas em escala microestrutural no sentido longitudinal.

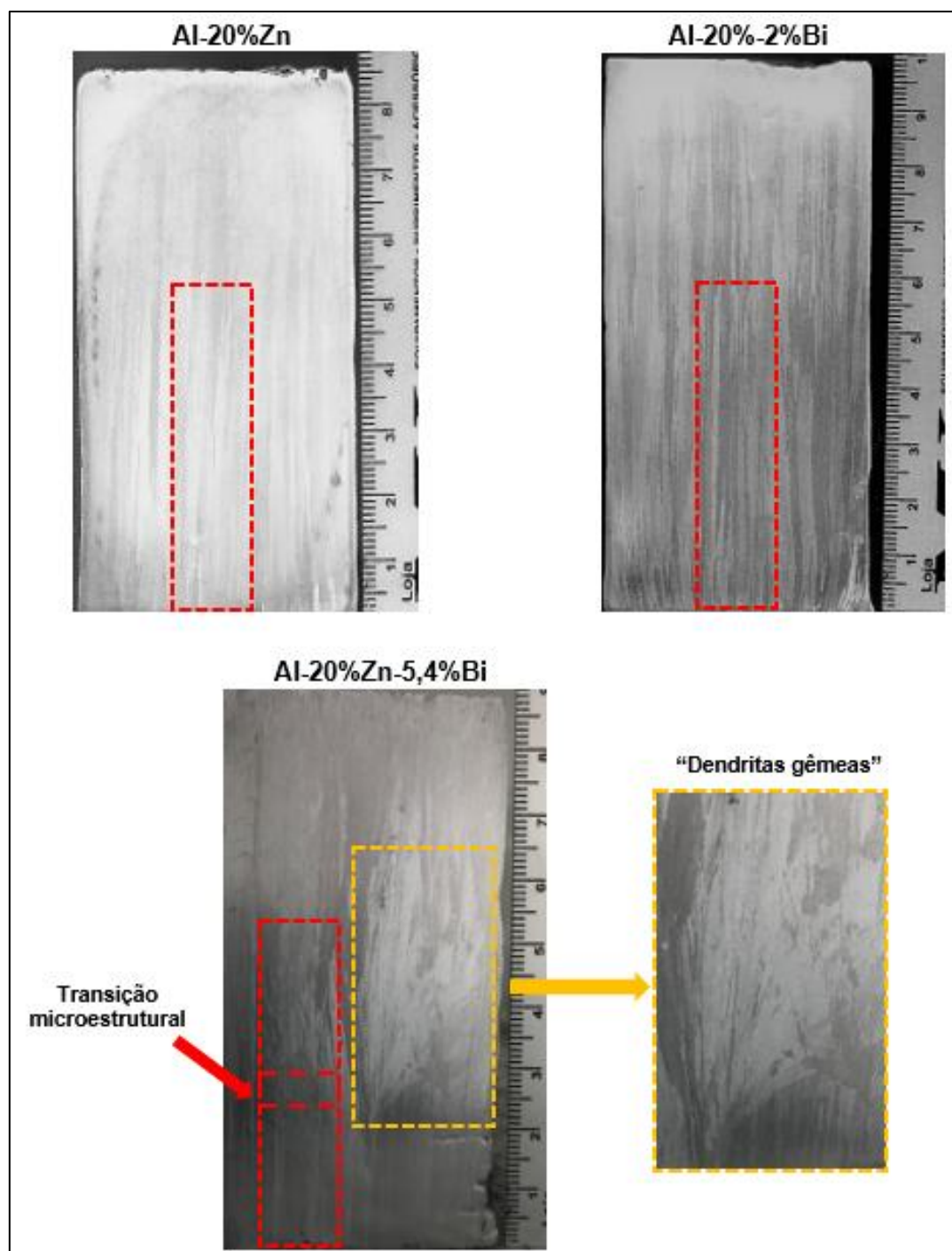


Figura 43 – Macroestruturas das ligas.

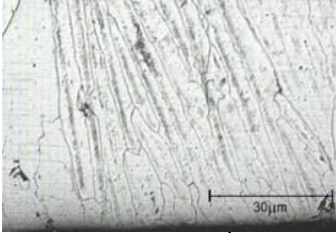
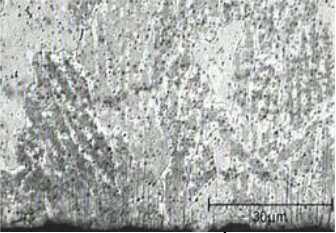
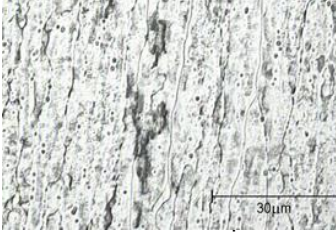
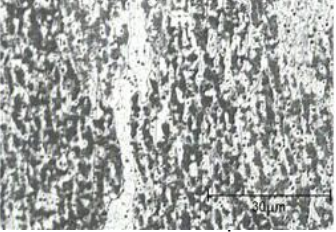
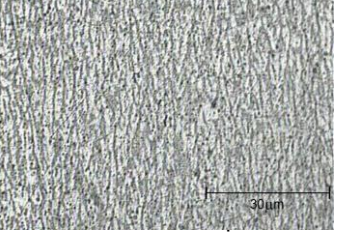
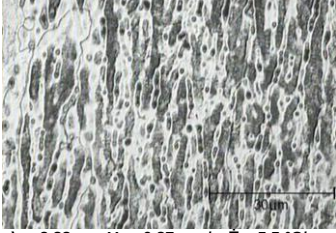
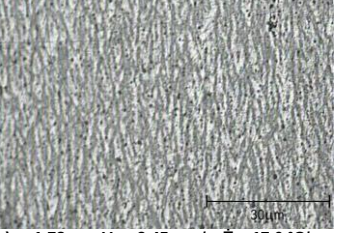
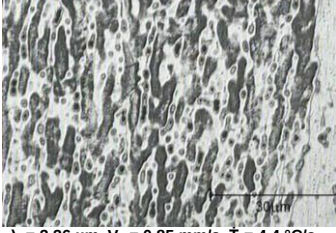
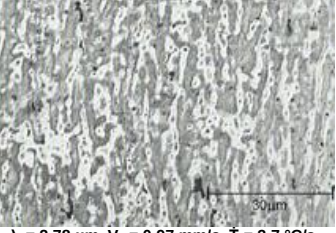
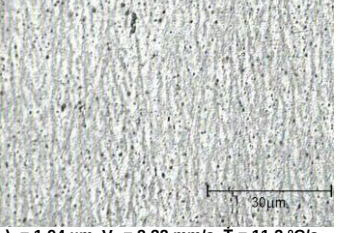
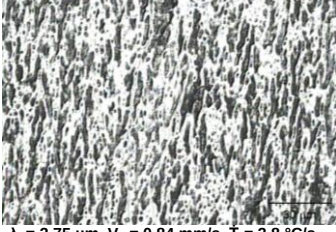
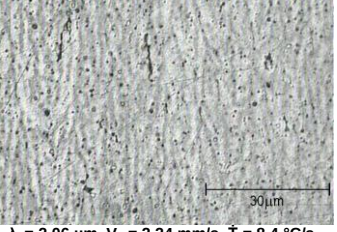
3.2.2. Micrografia longitudinal

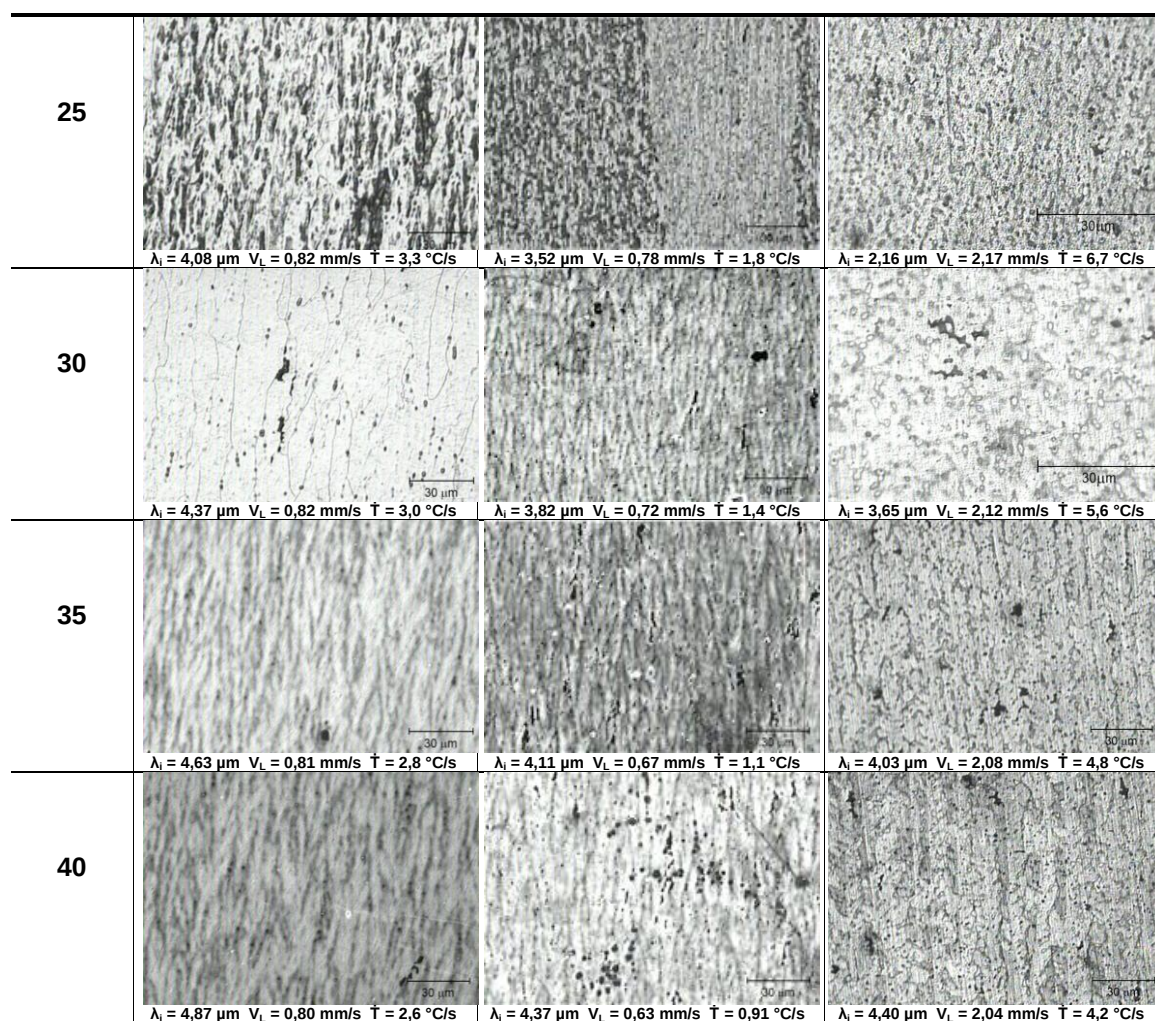
As microestruturas no sentido longitudinal das ligas podem ser vistas na tabela 6 com as indicações das posições das amostras em relação a interface metal/molde.

Além da tabela 6, para fins de análise complementar e interpretação visual mais bem definida, o Anexo 1 apresenta uma variedade de imagens obti-

das em diferentes posições com ampliações variadas, a fim de destacar com maior clareza o que se discute nesse parágrafo, de modo separado do corpo da dissertação. Como as micrografias foram feitas apenas por microscopia óptica, a identificação das fases presentes se baseou na comparação entre microestruturas da liga binária com as ligas ternárias.

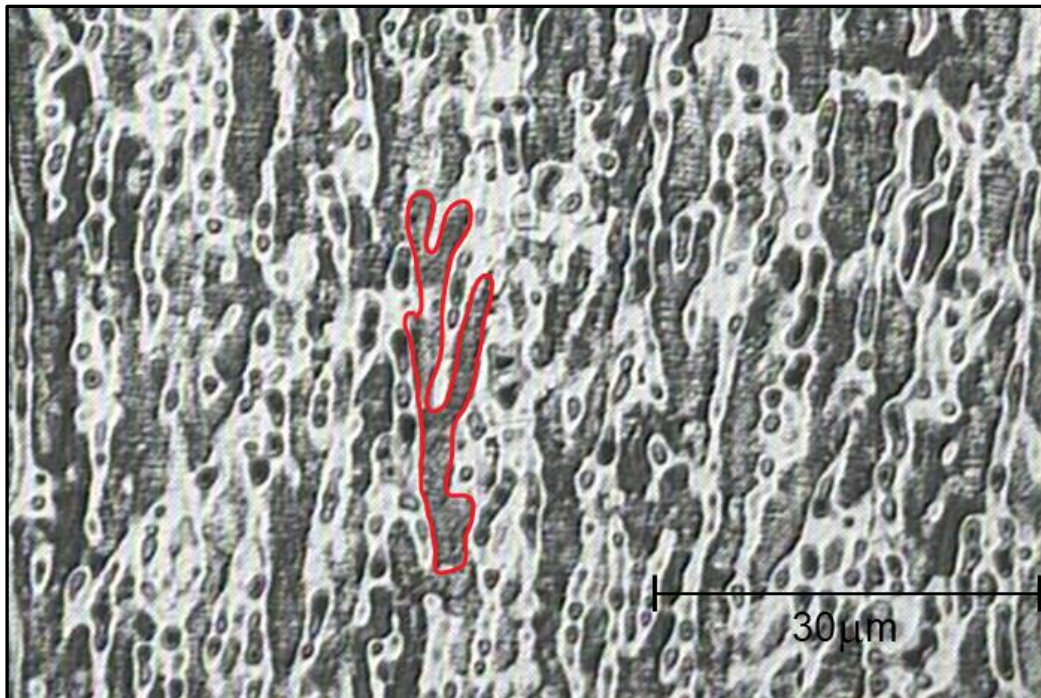
Tabela 6 – Microestruturas longitudinais das ligas em relação às posições nos lingotes.

Posição (mm)	Al-20%Zn	Al-20%Zn-2%Bi	Al-20%Zn-5,4%Bi
Interface metal molde	 $\lambda_l = 1,20 \mu\text{m}$ $V_l = 1,00 \text{ mm/s}$ $\dot{T} = 19,0 \text{ }^\circ\text{C/s}$	 $\lambda_l = 0,80 \mu\text{m}$ $V_l = 3,10 \text{ mm/s}$ $\dot{T} = 178,0 \text{ }^\circ\text{C/s}$	 $\lambda_l = 1,10 \mu\text{m}$ $V_l = 3,30 \text{ mm/s}$ $\dot{T} = 174,0 \text{ }^\circ\text{C/s}$
5	 $\lambda_l = 2,21 \mu\text{m}$ $V_l = 0,91 \text{ mm/s}$ $\dot{T} = 8,0 \text{ }^\circ\text{C/s}$	 $\lambda_l = 1,68 \mu\text{m}$ $V_l = 1,55 \text{ mm/s}$ $\dot{T} = 17,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$	 $\lambda_l = 1,54 \mu\text{m}$ $V_l = 2,68 \text{ mm/s}$ $\dot{T} = 34,2 \text{ }^\circ\text{C/s}$
10	 $\lambda_l = 2,88 \mu\text{m}$ $V_l = 0,87 \text{ mm/s}$ $\dot{T} = 5,5 \text{ }^\circ\text{C/s}$	 $\lambda_l = 2,31 \mu\text{m}$ $V_l = 1,15 \text{ mm/s}$ $\dot{T} = 6,6 \text{ }^\circ\text{C/s}$	 $\lambda_l = 1,78 \mu\text{m}$ $V_l = 2,45 \text{ mm/s}$ $\dot{T} = 17,0 \text{ }^\circ\text{C/s}$
15	 $\lambda_l = 3,36 \mu\text{m}$ $V_l = 0,85 \text{ mm/s}$ $\dot{T} = 4,4 \text{ }^\circ\text{C/s}$	 $\lambda_l = 2,78 \mu\text{m}$ $V_l = 0,97 \text{ mm/s}$ $\dot{T} = 3,7 \text{ }^\circ\text{C/s}$	 $\lambda_l = 1,94 \mu\text{m}$ $V_l = 2,32 \text{ mm/s}$ $\dot{T} = 11,3 \text{ }^\circ\text{C/s}$
20	 $\lambda_l = 3,75 \mu\text{m}$ $V_l = 0,84 \text{ mm/s}$ $\dot{T} = 3,8 \text{ }^\circ\text{C/s}$	 $\lambda_l = 3,17 \mu\text{m}$ $V_l = 0,85 \text{ mm/s}$ $\dot{T} = 2,5 \text{ }^\circ\text{C/s}$	 $\lambda_l = 2,06 \mu\text{m}$ $V_l = 2,24 \text{ mm/s}$ $\dot{T} = 8,4 \text{ }^\circ\text{C/s}$



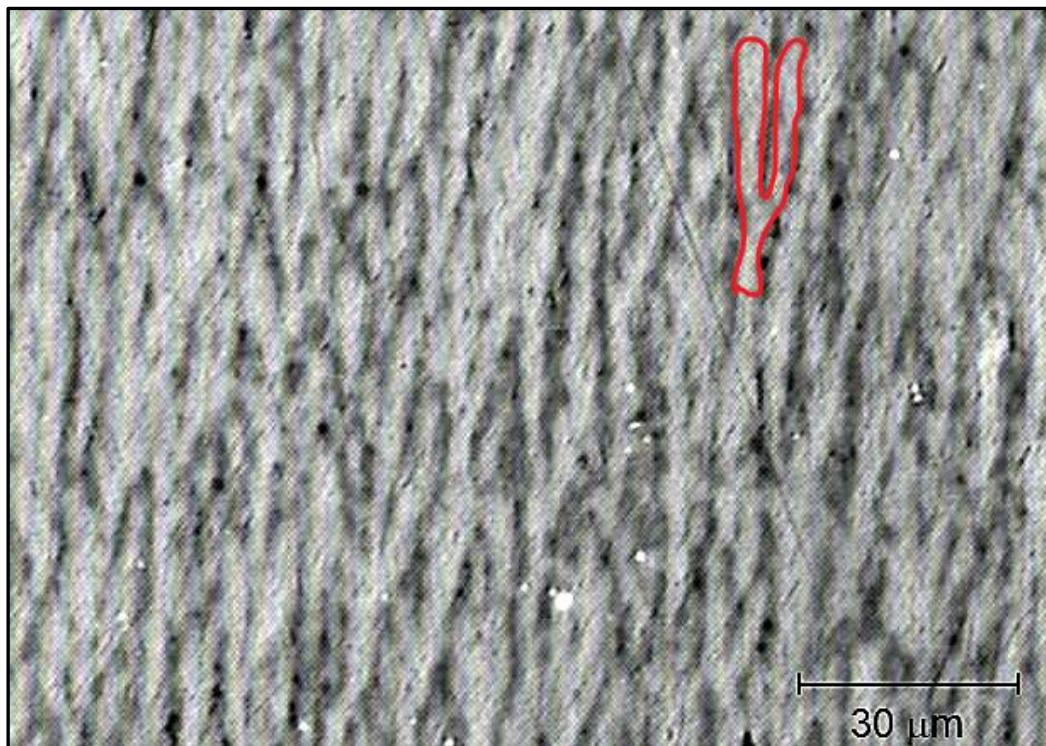
Verifica-se que para taxas de resfriamento mais altas as microestruturas das três ligas são mais refinadas e à medida que a taxa diminui se tornam mais grosseiras. Na microestrutura longitudinal observa-se majoritariamente a formação de dendritas tipo algas. Já a liga Al-20%Zn-5,4%Bi, nas posições 35 e 40 mm, apresentou uma transição de dendritas tipo algas para microestrutura dendrítica.

Nas estruturas das ligas ternárias, foram observadas fases de bismuto arredondadas, envoltas de zinco na região interdendrítica. Para interpretação dos resultados acima vale ressaltar que, quando as amostras foram atacadas com solução ácida, as dendritas tipo algas ficaram escuras, ressaltando os contornos esbranquiçados compostos de fase rica em zinco ou, no caso das ternárias, rica em zinco e bismuto precipitado. A figura 44 apresenta a morfologia típica de uma dendrita tipo alga encontrada com ataque químico ácido.



**Figura 44 – Dendritas tipo algas escurecidas pelo ataque químico ácido.
Liga Al-20%Zn. Posição 10 mm.**

Quando as amostras foram atacadas com solução básica, os contornos ficaram acinzentados, com as dendritas tipo algas se destacando mais esbranquiçadas, como visto na figura 45.



**Figura 45 – Dendritas tipo algas esbranquiçadas pelo ataque químico básico.
Liga Al-20%Zn. Posição 40 mm.**

3.2.3. Espaçamento interdendrítico

Na solidificação unidirecional vertical, próximo à interface metal/molde, ocorrem as maiores taxas de resfriamento da liga, diminuindo em posições mais afastadas da interface de resfriamento, devido ao crescimento da resistência térmica causado pelo aumento da camada solidificada (GARCIA, 2007). Isto influi na microestrutura das ligas, pois quanto mais perto da base refrigerada mais refinados são os arranjos microestruturais e, quanto mais afastados, mais grosseiros.

Com o auxílio do computador Lenovo e do *software Honestech 2.5* foram realizadas as medições dos espaçamentos interdendríticos (λ_i) em função da posição a partir da interface metal/molde. Nas figuras 46 a 48 estão apresentados os resultados dos espaçamentos interdendríticos das três ligas com as respectivas equações experimentais e na figura 49, apresentam-se juntos para uma análise comparativa.

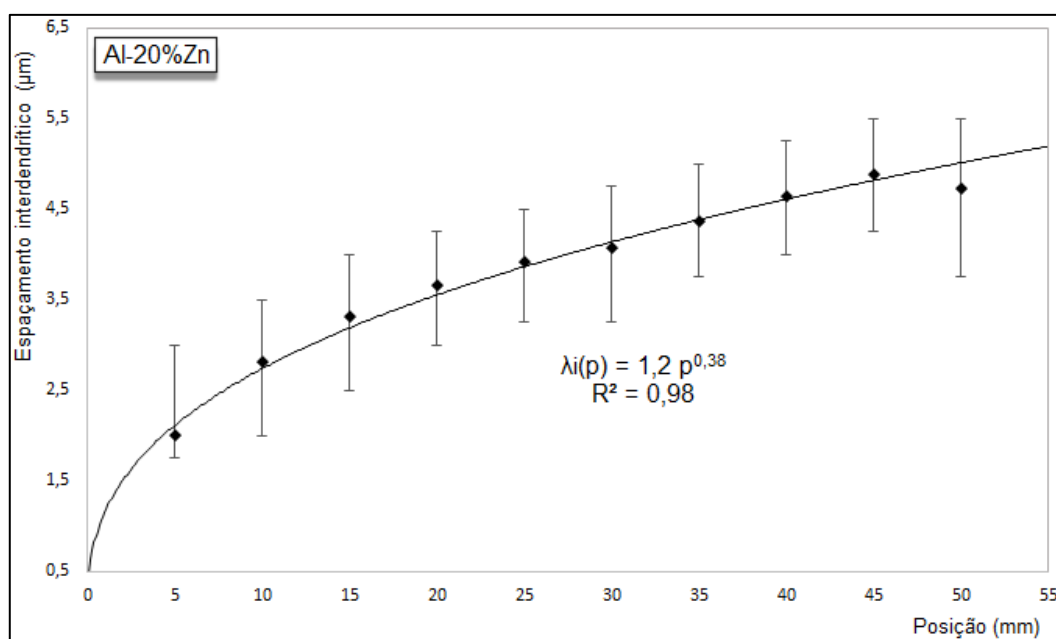


Figura 46 – Espaçamento interdendrítico da liga Al-20%Zn.

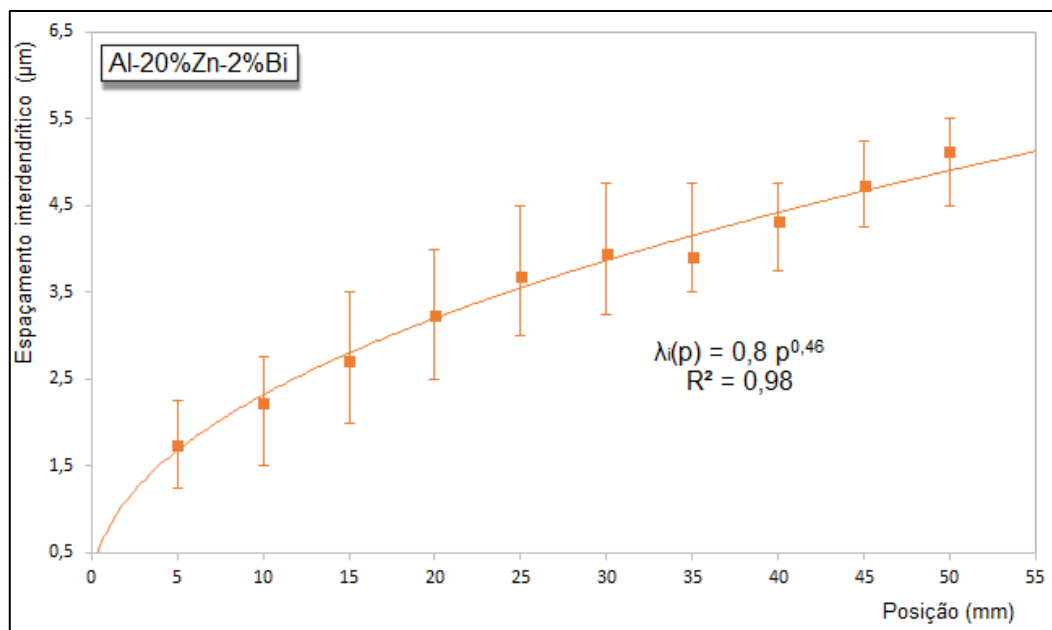


Figura 47 – Espaçamento interdendrítico da liga Al-20%Zn2%Bi.

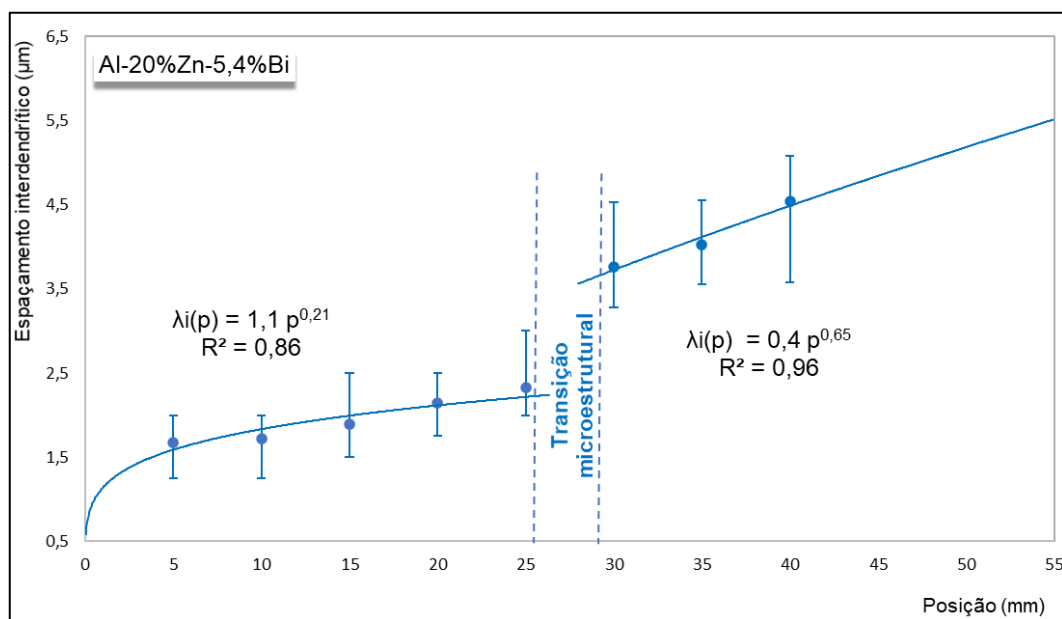


Figura 48 – Espaçamento interdendrítico da liga Al-20%Zn5,4%Bi.

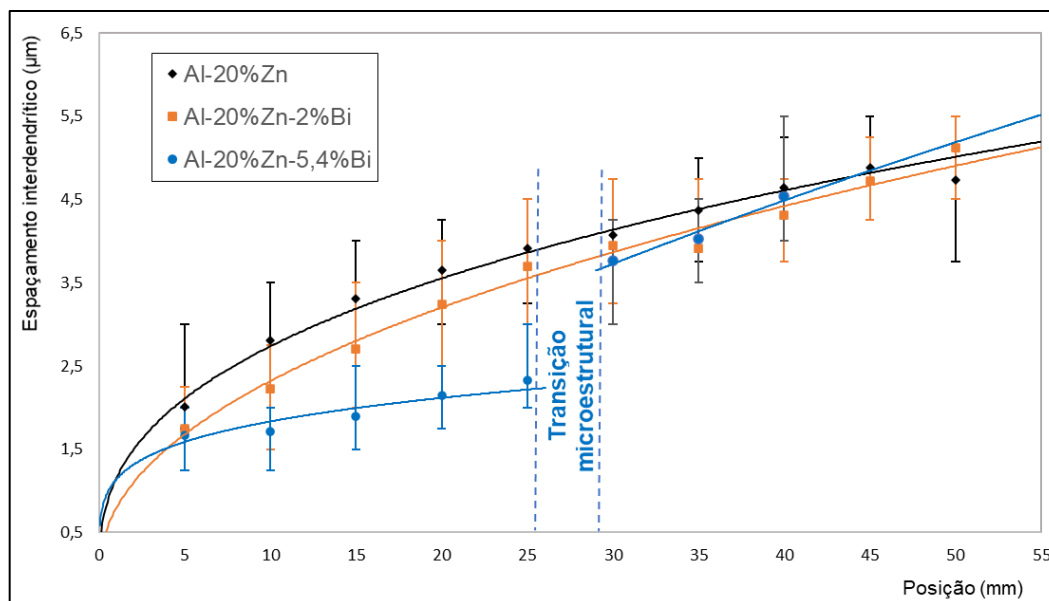


Figura 49 – Comparativo do espaçamento interdendrítico das ligas.

As três ligas apresentaram, como esperado, arranjos microestruturais mais refinados próximos à base de início de solidificação e mais grosseiros ao longo do experimento. No início da solidificação, a liga Al-20%Zn-5,4%Bismuto foi a que apresentou estrutura mais refinada e as ligas Al-20%Zn e Al-20%Zn-2%Bismuto as estruturas mais grosseiras.

A liga de maior concentração de bismuto (figura 48), mostra um destaque da linha de ajuste, evidenciando a transição microestrutural de dendritas tipo algas para dendritas. Foram determinadas leis experimentais nas duas regiões para melhor caracterização da evolução microestrutural.

Pela correlação entre os espaçamentos e os parâmetros térmicos envolvidos no processo de solidificação das ligas é possível obter leis experimentais que caracterizam o crescimento dendrítico. As figuras 50 a 52 apresentam as leis de crescimento microestrutural em função da taxa de resfriamento, em escala logarítmica. Os pontos representam os valores experimentais médios para cada posição a partir da interface metal/molde, enquanto a linha reta representa uma lei experimental que caracteriza o conjunto de pontos experimentais.

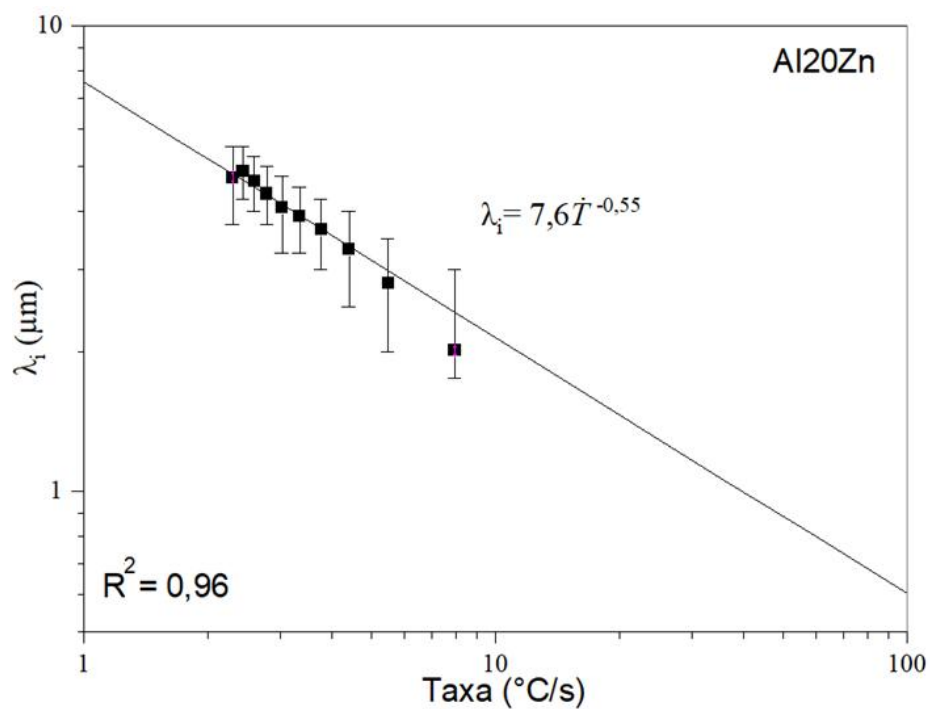


Figura 50 – Espaçamento interdendrítico em função da taxa de resfriamento da liga Al-20%Zn

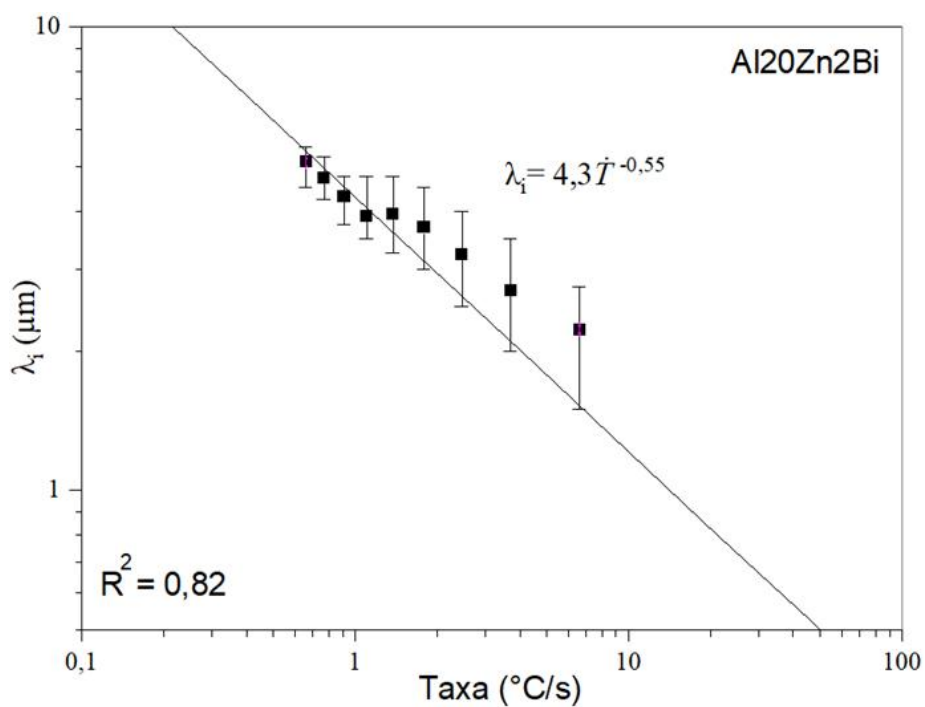


Figura 51 – Espaçamento interdendrítico em função da taxa de resfriamento da liga Al-20%Zn-2%Bi

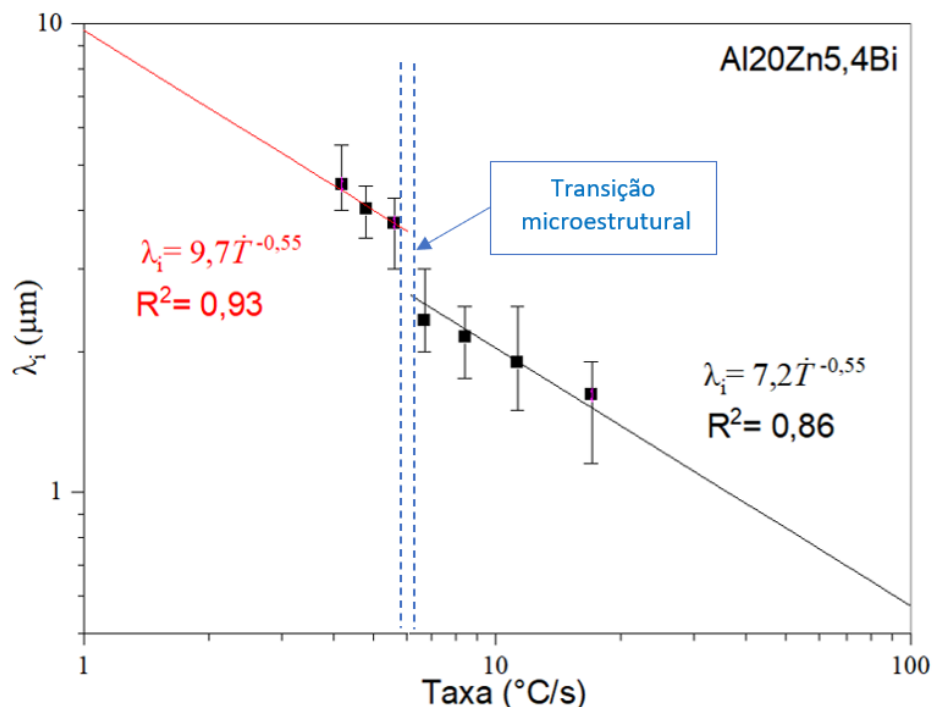


Figura 52 – Espaçamento interdendrítico em função da taxa de resfriamento da liga Al-20%Zn-5,4%B

A variação do espaçamento dendrítico primário em função da taxa de resfriamento é caracterizada por lei experimental com expoente (-0,55) para que esteja em concordância com o expoente da lei proposta por Bouchard e Kirkaldy (1997), para solidificação de ligas binárias em condições de transiente de extração de calor e dada por uma equação em que espaçamento primário é diretamente proporcional a $(\dot{T})^{-0,50}$ (GARCIA, 2005).

A equação de ajuste da liga Al-20%Zn apresentou variação experimental dos espaçamentos primários em função da taxa de resfriamento similar às pesquisas realizadas com ligas binárias à base de alumínio de Cruz et al. (2008) com a liga Al-20%Sn; Oliveira (2017) com a liga Al-5%Mg e Garcia (2005) com as ligas hipoeutéticas Al-Si que obtiveram equações de ajustes da forma $\lambda_i = A \cdot (\dot{T})^{-0,55}$, onde “A” é uma constante real.

As equações de ajuste da liga Al-20%Zn-5,4%B, antes e após a transição micrográfica vista na figura 52, e a equação de ajuste da liga Al-20%Zn-2%B seguiram a variação experimental das ligas binárias com expoente (-0,55), estando em consonância com os estudos de Gomes (2012) com a liga Al-9%Si-3%Cu, Faria (2015) com a liga Al-4%Cu-4%Ag e Costa (2016) com a liga Al-2%B-1%Sn.

3.3. Relação entre espaçamentos interdendríticos e propriedades mecânicas

3.3.1. Ensaio de dureza

Após realizadas as medições dos espaçamentos dendríticos foi possível correlacioná-los com as durezas. Os resultados dos ensaios de dureza das ligas podem ser vistos nas figuras 53 a 55. No gráfico de cada liga está representada a média da dureza pela linha tracejada vermelha.

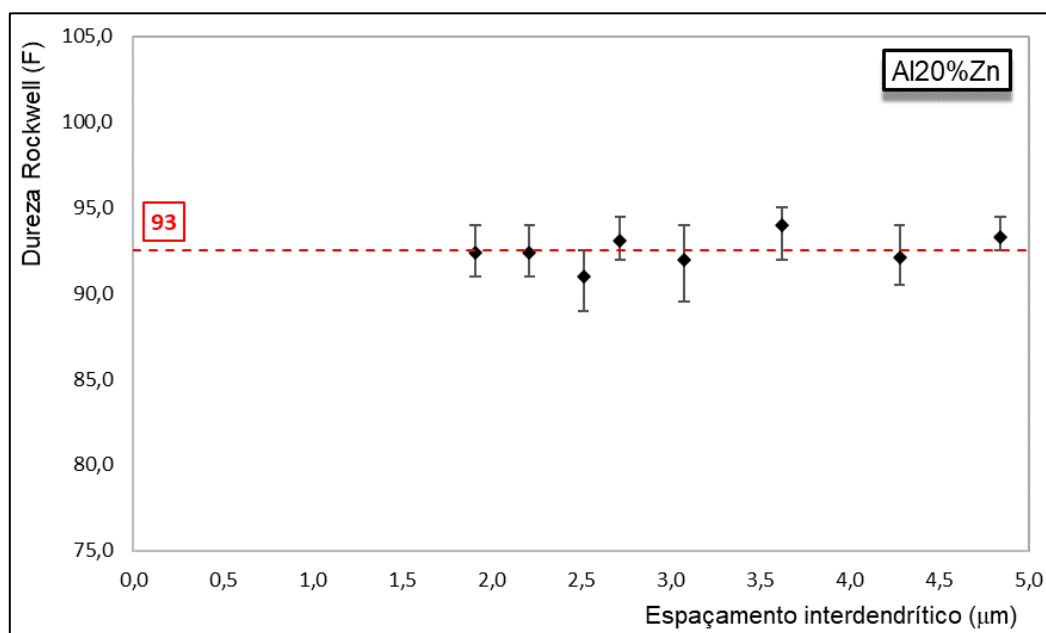


Figura 53 – Dureza Rockwell (F) da liga Al-20%Zn.

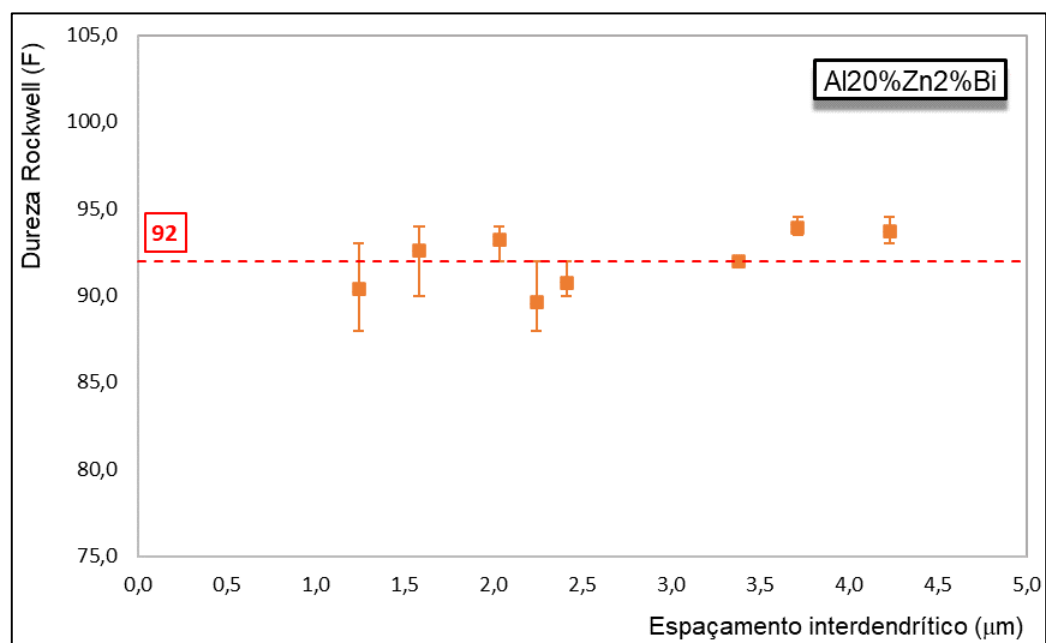


Figura 54 – Dureza Rockwell (F) da liga Al-20%Zn-2%Bi.

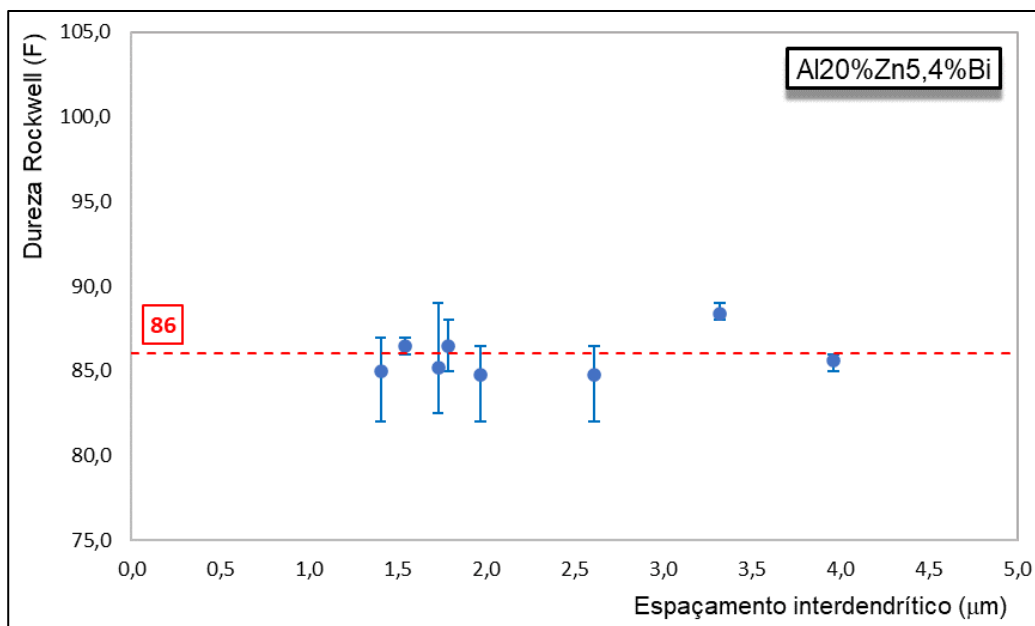


Figura 55 – Dureza Rockwell (F) da liga Al-20%Zn-5,4%Bismuto.

Conforme El Kahir et al. (2004), alguns segundos elementos em uma matriz de alumínio podem reforçar as propriedades mecânicas e a dureza, como o zinco na liga Al-20%Zn aqui analisada, cuja dureza foi de 93 HRF.

Normalmente, estruturas mais refinadas apresentam melhores propriedades mecânicas devido ao aumento da quantidade de contornos de grão que dificultam a livre movimentação das discordâncias ao longo da deformação plástica. Em relação a dureza, esta afirmação não foi constatada para a liga Al-20%Zn-5,4%Bismuto que apresentou o menor valor médio de dureza entre as três ligas, com resultado 86 HRF. Esse fato é associado ao terceiro elemento, que na proporção em peso utilizada, diminuiu sua dureza em relação a liga binária Al-Zn. A adição de 2% de bismuto na liga Al-20%Zn não alterou significativamente a dureza, apresentando uma leve redução de 1 HRF.

Nota-se, portanto, que a escala microestrutural mais refinada não apresentou variação considerada para a dureza, indicando que independente da escala encontrada, o valor médio pode ser utilizado como representativo do sistema. No Anexo 2 estão afixadas imagens das marcas do ensaio de durezas das três ligas pesquisadas, em posições próximas a 7 mm da interface metal/molde.

3.3.2. Ensaio de desgaste microabrasivo

Os ensaios de desgaste abrasivos são representados pela norma ASTM G40-96, mas os ensaios por microabrasão não são normatizados. Como

o ensaio de desgaste microabrasivo por esfera rotativa não possui uma norma específica, os gráficos de desgaste dos estudos podem ser apresentados de várias formas. Normalmente as suas ordenadas indicam o volume removido ou o volume removido pela distância percorrida pela esfera rotativa. Nesta pesquisa, o cálculo está apresentado em forma de coeficiente específico de desgaste ou taxa de desgaste, que representa o volume removido do material desgastado (mm^3) por unidade da força normal (N) e por unidade da distância percorrida pela esfera rotativa (m).

A esfera de aço-cromo (também conhecida comercialmente como esfera para rolamento, com características inoxidáveis e alta dureza) utilizada tinha diâmetro igual a 25,4 mm, a rotação do eixo da esfera foi ajustada pelo inversor de frequência em 258 rpm e a força normal sobre a amostra foi de 0,6 N. A força normal de contato foi multiplicada pelas distâncias percorridas pela esfera nos tempos ensaiados de 15, 25 e 40 minutos, respectivamente, 308,8 m, 514,7 m e 823,5 m. Os resultados estão na tabela 7.

Tabela 7 – Força normal de contato pela distância percorrida pela esfera.

Tempo (minutos)	15	25	40
Força normal x distância (N.m)	185,3	308,8	494,1

Os volumes desgastados de cada posição das amostras foram divididos pelos resultados contidos na tabela 7, relativos ao tempo correspondente ao experimento. Com os dados obtidos foram geradas as figuras 56 a 58, com o eixo da abscissa representando os espaçamentos interdendríticos e a ordenada o coeficiente específico de desgaste ou taxa de desgaste. No gráfico de cada liga está representada a média do desgaste microabrasivo pela linha tracejada vermelha.

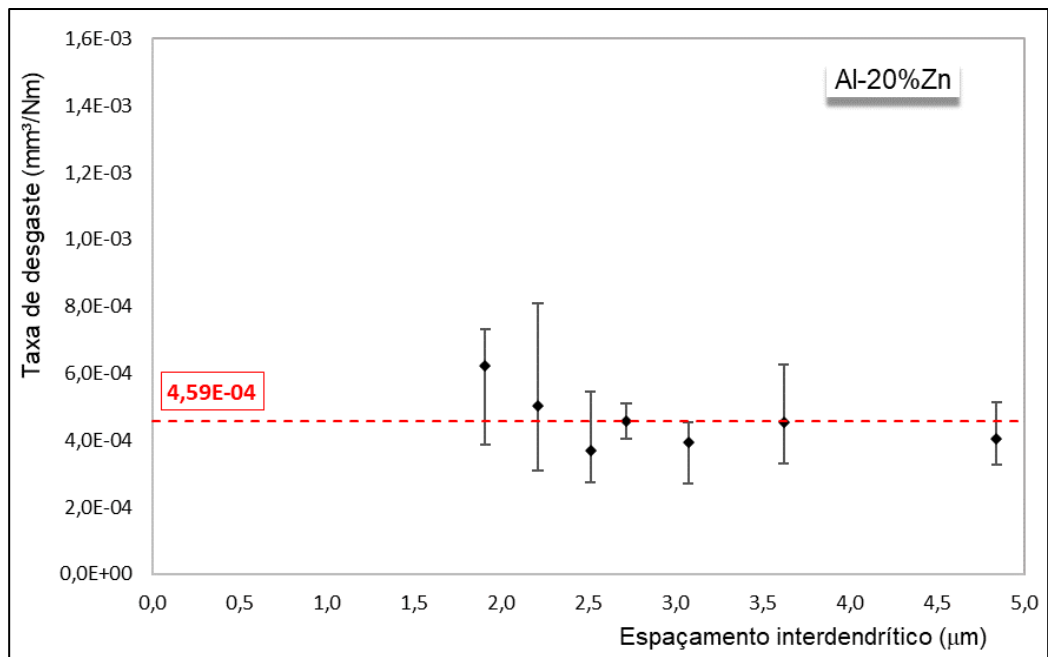


Figura 56 – Taxa de desgaste da liga Al-20%Zn.

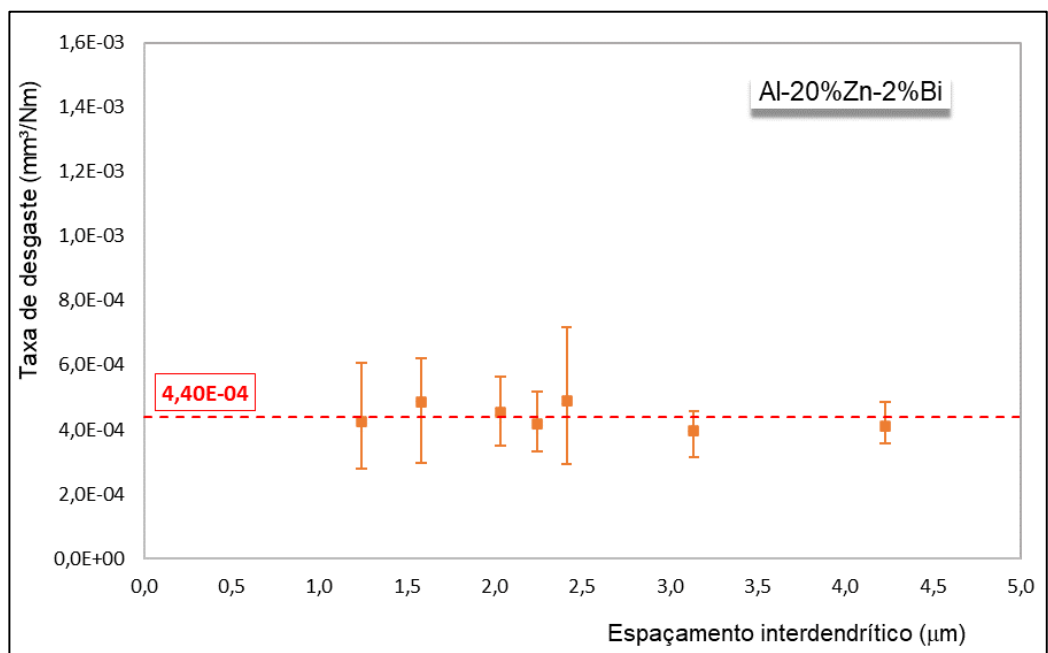


Figura 57 – Taxa de desgaste da liga Al-20%Zn-2%Bismuth.

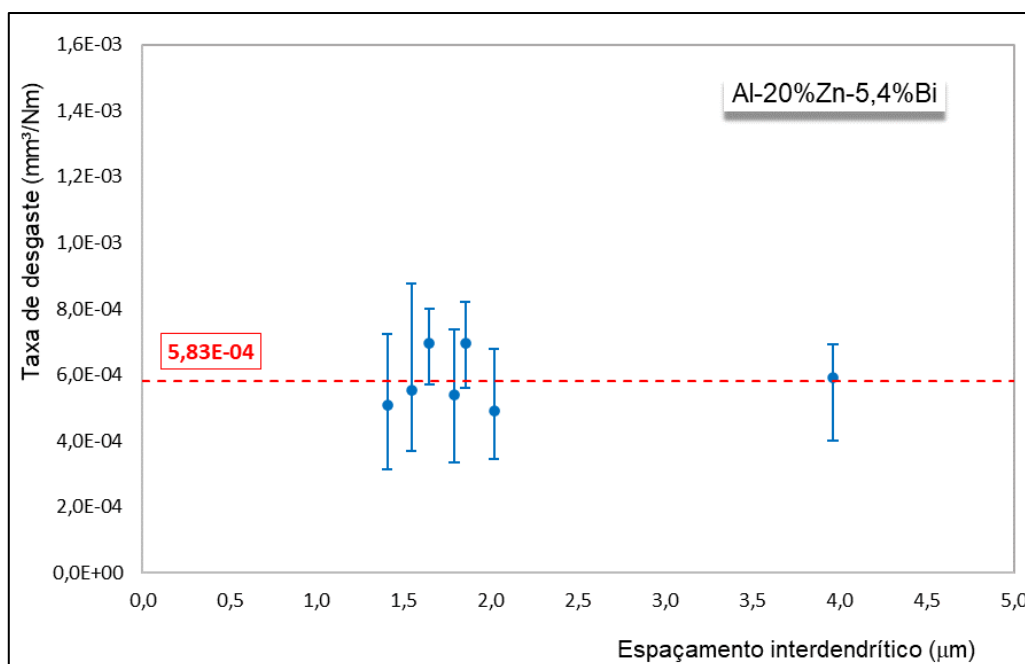


Figura 58 – Taxa de desgaste da liga Al-20%Zn-5,4%Bi.

Analisando os gráficos, nota-se que a liga Al-20%Zn-2%Bi apresentou a menor taxa de desgaste. A liga de Al-20%Zn-5,4%Bi, apesar de estrutura mais refinada teve a taxa de desgaste mais alta devido à diminuição da dureza ocasionada pelo acréscimo de bismuto. As ligas Al-20%Zn e Al-20%Zn-2%Bi, com estruturas mais grosseiras e durezas maiores que a liga Al-20%Zn-5,4%Bi, apresentaram as menores taxas de desgaste.

Cabe ressaltar que a adição de 5,4% de bismuto na liga Al-20%Zn aumentou em 32,5% a taxa de desgaste em relação à liga com adição de 2% de bismuto. Este fato é semelhante ao observado por Septimio (2019) na comparação entre as ligas Zn-8%Al-2,3%Bi e Zn-8%Al-3,0%Bi, em que o acréscimo de bismuto não melhorou a propriedade tribológica da liga com 3% de bismuto, mantendo-se igual a liga com 2% de bismuto.

A liga Al-20%Zn, apesar de dureza maior que a liga Al-20%Zn-2%Bi, apresentou taxa de desgaste 4% superior, confirmando as observações de Prasad e Kulkarni (1991) e Ojala et al. (2014), que em algumas ligas o aumento de dureza não resulta em menor perda de massa por desgaste.

No Anexo 3 estão afixadas imagens de calotas de desgaste das posições 3,4 mm da liga Al-20%Zn e 2,6 mm da liga Al-20%Zn-2%Bi.

4. CONCLUSÕES

Mediante os resultados experimentais obtidos nesta pesquisa extraíram-se as seguintes conclusões:

As microestruturas das ligas investigadas Al-20%Zn, Al-20%Zn-2%Bi, Al-20%Zn-5,4%Bi, caracterizaram-se por apresentar estruturas dendríticas tipo alga marinha, com transição para dendritas convencionais na liga de composição 5,4%Bi.

As medições das microestruturas das ligas apresentaram o comportamento esperado sob o efeito dos parâmetros térmicos resultantes da solidificação. Em todas as ligas os espaçamentos interdendríticos aumentaram com as diminuições das taxas de resfriamento e das velocidades de solidificação.

O acréscimo de bismuto à liga Al-20%Zn nitidamente melhorou o contato térmico na interface metal/molde, aumentando a taxa de resfriamento durante a solidificação.

A liga Al-20%Zn-2%Bi apresentou a menor taxa de desgaste com valor de $4,40 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$, com espaçamento interdendrítico entre $1,24 \text{ }\mu\text{m}$ e $4,23 \text{ }\mu\text{m}$, velocidade de solidificação entre $2,06 \text{ mm/s}$ e $0,65 \text{ mm/s}$ e taxa de resfriamento entre $45,40 \text{ }^\circ\text{C/s}$ e $1,01 \text{ }^\circ\text{C/s}$. Nestas condições a liga apresentou dureza média com o valor de 92 HRF.

A liga de Al-20%Zn-5,4%Bi, apesar de estrutura mais refinada teve a taxa média de desgaste mais alta com o valor de $5,83 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$, com espaçamento interdendrítico entre $1,40 \text{ }\mu\text{m}$ e $3,96 \text{ }\mu\text{m}$, velocidade de solidificação entre $2,84 \text{ mm/s}$ e $2,09 \text{ mm/s}$ e taxa de resfriamento entre $53,75 \text{ }^\circ\text{C/s}$ e $4,94 \text{ }^\circ\text{C/s}$. Nestas condições, a liga apresentou a menor dureza média com o valor de 86 HRF.

A liga Al-20%Zn apresentou taxa média de desgaste de $4,59 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^3/\text{N.m}$, com espaçamento interdendrítico entre $1,91 \text{ }\mu\text{m}$ e $4,84 \text{ }\mu\text{m}$, velocidade de solidificação entre $0,93 \text{ mm/s}$ e $0,80 \text{ mm/s}$ e taxa de resfriamento entre $9,81 \text{ }^\circ\text{C/s}$ e $2,62 \text{ }^\circ\text{C/s}$. Nestas condições, a liga apresentou a maior dureza média com valor de 93 HRF.

As adições de bismuto na liga binária Al-20%Zn não reduziram significativamente o desgaste. O desgaste com acréscimo de 2% de bismuto reduziu em 4%, enquanto que, com a adição de 5,4% de bismuto aumentou em 27%.

REFERÊNCIAS

ABNT NBR ISO 209:2010. **Alumínio e suas ligas – Composição química.**

ACER E.; ÇADIRLI E.; EROL H.; KAYA H.; SAHIN M.; GÜNDÜZ M. **Effect of growth velocity and Zn content on microhardness in directionally solidified Al-Zn alloys.** Materials Research, 2018.

AKAMATSU, S.; FAIVRE, G.; IHLE, T. **Symmetry-broken double fingers and seaweed patterns in thin-film directional solidification of a nonfaceted cubic crystal.** Physical Review E, 1995.

AN, J.; SHEN, X.X.; LU, Y.; LIU, Y.B. **Microstructure and tribological properties of Al-Pb alloy modified by high current pulsed electron beam,** Wear, v. 261, pp. 208-215, 2006.

ANKIT, K.; GLICKSMAN, M.E. **Growth competition during columnar solidification of seaweed microstructures.** The European Physical Journal E, 2020.

ASKELAND, D.R.; WRIGHT, W.J. **Ciência e engenharia dos materiais.** São Paulo: Cengage Learning, 2014

ASM HANDBOOK. **Properties and selection: nonferrous alloys and specials-purpose materials.** Editora ASM. Vol 2, 1992.

ASSADI, H.; OGHABI, M.; HERLACH, D.M. **Influence of ordering kinetics on dendritic growth morphology.** Acta Materialia, 2009.

BEERS, K.L.; DOUGLAS, J.F.; AMIS, E.J.; KARIM, A. **Combinatorial measurements of crystallization growth rate and morphology in thin films of isotactic polystyrene.** Langmuir, 2003.

BERTELLI, F.; BRITO, C.; FERREIRA, I.L.; REINHART, G.; NGUYEN-THI, H.; MANGELINCK-NOEL, N.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. **Cooling thermal parameters, microstructure, segregation and hardness in directionally solidified Al-Sn-(Si;Cu) alloys.** Materials and Design, v. 72, p. 31- 42, 2015.

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

BOWDEN, F. P.; ROWE, G. W. **The adhesion of clean metals.** Proc. Roy. Soc., London, Series A, Vol. 233, p. 429-442, 1956.

BRAGA, J.F.A.; SILVA, C.A.P.; SPINELLI, J.E.; GARCIA, A.; SILVA, A.P. **Lei de crescimento de parâmetro microestrutural para ligas monotéticas à base de alumínio.** Seminário: Ciências Exatas e Tecnológicas, Londrina, v. 37, n. 1, p. 35-44, jan./jun. 2016.

CARDARELLI, F. **Materials Handbook – A concise desktop reference**. 2ª edição, 2000.

COSTA, T.A.P.S. **Microestrutura de solidificação e resistência ao desgaste de ligas monotéticas Al-Bi-Sn**. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 175p. Tese, 2016.

COZZA, C.C. **Estudo do comportamento do coeficiente de desgaste e dos modos de desgaste abrasivo em ensaios de desgaste micro-abrasivo**. São Paulo, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 217 p. Dissertação, 2006.

CRUZ, K.A.S. **Microestrutura de solidificação, resistências mecânica e ao desgaste de ligas Al-Sn e Al-Si**. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 186p. Tese, 2008.

CRUZ, K.A.S.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. **Parâmetros térmicos, macroestrutura e microestrutura na solidificação direcional da liga Al-20%Sn**. Tecnologia em Metalurgia e Materiais, São Paulo, v.4, n.4, p. 21-26, abr-jun, 2008.

CRUZ, K.A.S.; MEZA, E.S.; FERNANDES, F.A.P.; QUARESMA, J.M.V.; CASTELETTI, L.C.; GARCIA, A. **Dendritic arm spacing affecting mechanical properties and wear behaviour of Al-Sn and Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions**. Metalúrgica and Materials Transactions A. v. 41A, pp. 972-984, 2010.

DANTAS, P.P. **Caracterização de ligas hipereutéticas de Al-Ni solidificadas unidirecionalmente**, 103 f. Dissertação (Mestrado) – Faculdade Gama / Faculdade de Tecnologia - Universidade de Brasília, Brasília-DF, 2014.

DAVIS, J.R. **Aluminium and aluminium alloys**. 6 ed. Ohio: ASM International, 2007. 784 p.

EL-KAHIR, M.T.A.; DAOUD, A.; ISMAIL, A. **Effect of different Al contents on the microstructure, tensile and wear properties of Zn-based alloy**. Materials Letters, 58, p.1754-1760, 2004.

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**. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. Dissertação, 2015.

FEM.UNICAMP. **Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas**. Disponível em: <https://www.fem.unicamp.br/index.php/pt-br/lab-gps-publicacoes>. Acesso em 10/06/2021.

FERRARINI, C.F. **Análise da resistência ao desgaste abrasivo de um revestimento duro obtido pela deposição, por soldagem, de uma liga a base de ferro**. Dissertação. Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 1998.

FREITAS, E.S. **Desenvolvimento de correlações entre microestruturas de solidificação e resistências ao desgaste e à corrosão**. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. Tese, 2013.

FREITAS, E.S.; SILVA, A.P.; SPINELLI, J.E.; CASTELETTI, L.C.; GARCIA, A. **Inter-relation of microstructural features and dry sliding wear behavior of monotectic Al-Bi and Al-Pb alloys**. Trib. Lett., v.55, p. 1392-1400, 2014.

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

GARCIA, A. **Solidificação – Fundamentos e Aplicações**. Editora da Unicamp, 2ª edição, 2007.

GARCIA, A.; SPIM, J.A.; SANTOS, C.A. **Ensaaios de materiais**. Rio de Janeiro: LTC, 2008.

GOMES, L.G. **Microestrutura dendrítica, macrossegregação e microporosidade na solidificação de ligas ternárias Al-Si-Cu**. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas. Tese, 2012.

GRÖBNER, J.; MIRKOVIC, D.; SCHMID-FETZER, R. **Monotectic four-phase reaction in Al-Bi-Zn alloys**. Acta Materialia 53 3271–3280, 2005.

GÜNDÜZ, M.; ÇADIRLI, E. **Directional solidification of aluminum-copper alloys**. Mat. Sci. Eng. A - Struct. v. 327, 167–185, 2002.

HATCH, J.E. **Aluminium: properties and physical metallurgy**. Ohio: American Society for Metals, 1984. 424p.

HUKUDA, S.S. **Correlação entre condições de aplicação, a microestrutura e resistência ao desgaste de revestimentos cerâmicos aplicados por aspersão térmica**. Universidade Federal de São Carlos. Dissertação, 1993.

HUTCHINGS, I.; SHIPWAY, P. **Tribology - Friction and Wear of Engineering Materials**. Butterworth-Heinemann. Second Edition, 2017.

INFOMET. **Diagrama de fases**. Disponível em: <https://www.infomet.com.br/site/diagrama-de-fases.php>. Acesso em 14/04/2021.

KABAN, I.; KOHLER, M.; RATKE, L.; HOYER, W.; MATTERN, N.; ECKERT, J.; GREER, A.L. **Interfacial tension, wetting and nucleation in Al-Bi and Al-Pb monotectic alloys**. Acta Materialia, V. 59, pp. 6880-6889, 2011.

KALANTARY, M.R. **Zinc alloy electrodeposition for corrosion protection**. Plating and Surface Finishing, 81, 80-88, 1994.

KOTADIA, H.R.; DOERNBERG, E.; PATEL, J.B.; FAN, Z.; SCHMID-FETZER, R. **Solidification of an Al-Sn-Cu alloy based immiscible alloys under Intense shearing**. Metallurgical and Materials Transactions A, V. 40A, pp. 2202-2211, 2009.

KRAJEWSKI, K.; GREER, A.L.; KRAJEWSKI, P.K.; PIWOWARKI, G. **Grain refinement of zinc-aluminum based foundry alloys**. 71st World Foundry Congress, Bilbao, 2014.

LOSEKANN, C.R. **Materiais de construção mecânica II**. Universidade Federal de Santa Maria-RS, 2007.

MAAR, J.H. **História da Química – Primeira Parte – Dos primórdios a Lavoisier**. Florianópolis: Conceito, 2008.

MACHADO, C.T.S.; SANTOS, V.S.; OLIVEIRA, E.A.A.Q. **A reciclagem de alumínio como vantagem estratégica de negócios em uma indústria metalúrgica: Um estudo de caso**. XI Encontro Latino Americano de Pós-Graduação. Univap, 2007.

MALFATTI, C.F.; FERREIRA, J.Z.; SANTOS, C.B.; FALLAVENA, E.P.; VAILLANT, S.; BONINO, J.P. **NiP/SiC composite coatings: the effects of particles on the electrochemical behavior**. Corrosion Science, v. 47, p. 567–580, 2005.

MALFATTI, C.F.; VEIT, H.M.; MENEZES, T.L.; FERREIRA, J.Z.; RODRIGUES, J.S.; BONINO, J.P. **The surfactant addition effect in the elaboration of electrodeposited NiP-SiC composite coatings**. Surface & Coatings Technology, v. 201, p. 6318–6324, 2007.

MAPELLI, R.F.; MALFATTI, C.F.; OLIVEIRA, C.T. **Zinco – Características e aplicações como elemento no desenvolvimento de tecnologia**. Tecnologia e Tendências. V. 9 – N. 1 – Jan/Jun, 2014.

MATOS, T.; BERTELLI, F. **Projeto e construção de um forno de solidificação unidirecional ascendente**. Universidade Santa Cecília, Cobric, Santos-SP, 2018.

OJALA, N.; VALTONEN, K.; HEINO, V.; KALLIO, M.; AALTONEN, J.; SIITONEN, P.; KUOKKALA, V.T. **Effects of composition and microstructure on the abrasive wear performance of quenched wear resistant steels**. Wear, v. 317, n. 1, p. 225-232. 2014.

OLIVEIRA, E.R. **Correlação entre microestruturas e propriedades mecânicas de ligas Al-Mg solidificadas unidirecionalmente**. João Pessoa, Universidade Federal da Paraíba. Tese, 2017.

PEIXOTO, L.C.L. **Microestrutura de solidificação e resistências mecânica e à corrosão de Ligas Pb-Sn diluídas**. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 111p. Dissertação, 2009.

PHANIKUMAR, G.; DUTTA, P.; GALUN, R.; CHATTOPADHYAY, K. **Micro-structural evolution during remelting of laser surface alloyed hyper-monotectic Al-Bi alloy**. Materials Science and Engineering A, v. 371, p. 91-102, 2004.

PRASAD, B.K.; KULKANI, S.V. **Abrasion – induced microestructural changes during low stress abrasion of a plain carbon (0,5%) steel**. Wear, 1991.

RAGHAVAN, V. **Al-Bi-Zn (Aluminum-Bismuth-Zinc)**. Journal of Phase Equilibria and Diffusion Vol. 29 No. 2, 2008.

RAN, G.; ZHOU, J.E.; XI, S.; LI, P. **Microstructure and morphology of Al-Pb bearing alloy synthesized by mechanical alloying and hot Extrusion**. Journal of Alloys and Compounds, V.419, pp. 66-70, 2006.

RATKE, L.; DIEFENBACH, S. **Liquid immiscible alloys**. Materials Science and Engineering R, v. 15, pp. 263-347, 1995.

RENDÓN, J.; OLSSON, M. **Abrasive wear resistance of some commercial abrasion resistant steels evaluated by laboratory test methods**. Wear, v. 267, n. 11, pp. 2055-2061, 2009.

RUTHERFORD, K.L.; HUTCHINGS, I.M. **“A micro-abrasive wear test with particular application to coated systems”**. Surface and Coatings Technology, v. 79, pp. 231-239, 1995.

SALGADO-ORDORICA, M.A.; RAPPAZ, M. **Twinned dendrite growth in binary aluminium alloys**. ScienceDirect. Acta Materialia, 2008

SCHAFER P.L.; MATHIESEN R.H.; ARNBERG L.; DI SABATINO M.; SNIGIREV A. **In situ investigation of spinodal decomposition in hypermonotectic Al-Bi and Al-Bi-Zn alloys**. New Journal of Physics, 2008.

SCHENCK, J.F. **The role of magnetic susceptibility in magnetic resonance imaging: MRI magnetic compatibility of the first and second kinds**. Medical Physics, 23(6), 815–850. doi:10.1118/1.597854, 1996.

SEPTIMIO, R.S. **Estudo das ligas dos sistemas Bi-Zn e Zn-Al-Bi para aplicações tecnológicas**. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 303p. Tese, 2019.

SHACKELFORD, J.F. **Introduction to material science for engineers**. 4 ed., New Jersey: Printice Hall, 550p, 1996.

SHARPLES, T.E. **ZnCo: Fighting corrosion in the 90's**. Products Finishing, 54, 38-44, 1990.

SILVA, A.P.; SPINELLI, J.E.; GARCIA, A. **Thermal parameters and micro-structure during transient directional solidification of a monotectic Al-Bi**

alloy. Journal of Alloys and Compounds, v. 475, p. 347-351, 2009A.

SILVA, A.P.; GARCIA, A.; SPINELLI, J.E. **Microstructural evolution during upward and downward transient directional solidification of a hypomonotectic and monotectic Al-Bi alloy**. Journal of Alloys and Compounds, v. 480, p. 485-493, 2009B.

SILVA, A.P.; SPINELLI, J.E.; MANGELINCK-NOËL; N.; GARCIA, A. **Microstructural development during transient directional solidification of hypermonotectic Al-Bi alloys**. Materials & Design. 31(10):4584-91, 2010.

SOUZA, S.A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos. Fundamentos teóricos e práticos**. São Paulo: Edgar Blücher, 1982.

TAGUCHI, K.; MIYAJI, H.; IZUMI, K.; HOSHINO, A.; MIYAMOTO, Y.; KOKAWA, R. **Growth shape of isotactic polystyrene crystals in thin films**. Polymer, 2001.

TOTTEN, G.E.; MACKENZIE, S. **Handbook of aluminium**. 1 ed. New York: Marcel Dekker, 1296 p. 2003.

VAN VLACK, L.H. **Princípios de ciência e tecnologia dos materiais**. 1ª ed. Editora Blucher, 1970.

XING, H.; JI, M.; DONG, X.; WANG, Y.; ZHANG, L.; LI, S. **Growth competition between columnar dendrite and degenerate seaweed during directional solidification of alloys: Insights from multi-phase field simulations**. Materials & Design, 2019.

YUAN, G.C.; ZHANG, X.M.; LOU, Y.X.; LI, Z.J. **Tribological characteristics of new series of Al-Sn-Si alloys**. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, V.13, n4, pp. 774-780, 2003.

ZHOU, W.B.; TENG, G.B.; LIU, C.Y.; QI, H.Q.; HUANG H.F.; CHEN, Y. **Microstructures and mechanical properties of binary Al-Zn alloys fabricated by casting and heat treatment**. Journal of Materials Engineering and Performance, 2017.

ZUM GAHR, K.H. **Microstructure and wear of materials**. Tribology series, v.10 Elsevier Science Publishers, Amsterdam, Netherlands, 1987.

ANEXO 1 – MICROGRAFIAS LONGITUDINAIS

A seguir, são apresentadas algumas imagens em maior resolução indicando as fases observadas através de microscopia óptica para as ligas Al-Zn e Al-Zn-Bi avaliadas neste trabalho.

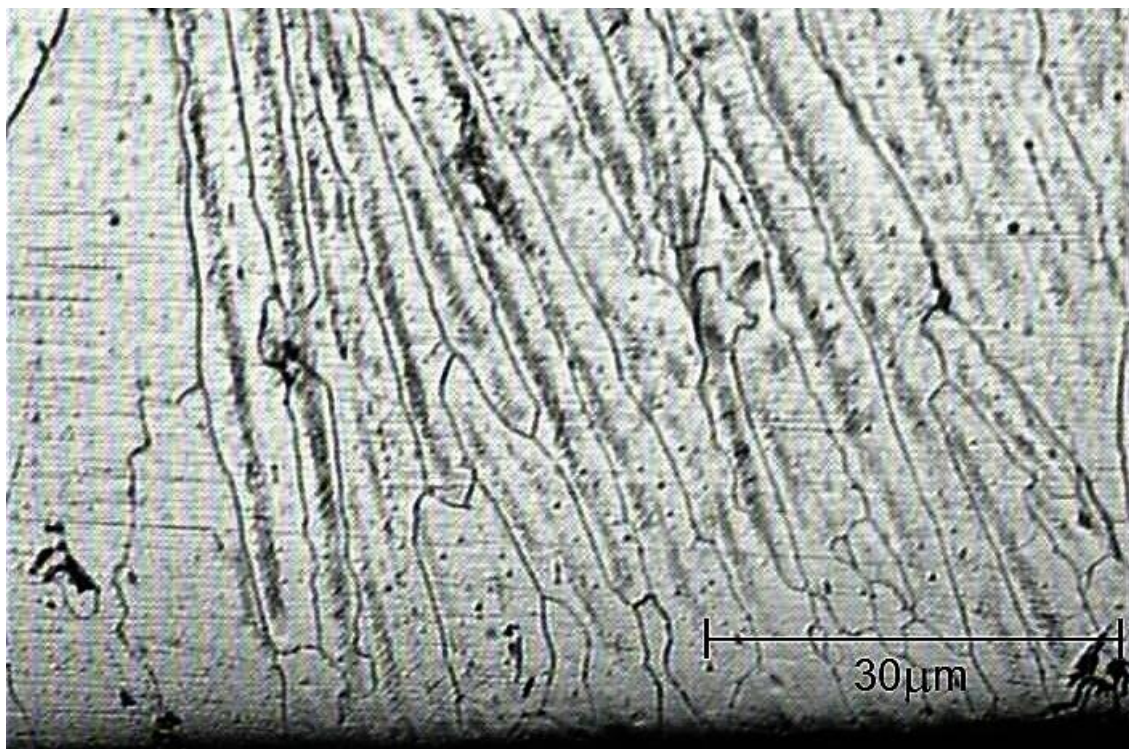


Figura 59 – Interface metal/molde, com ataque básico. Liga Al-20%Zn

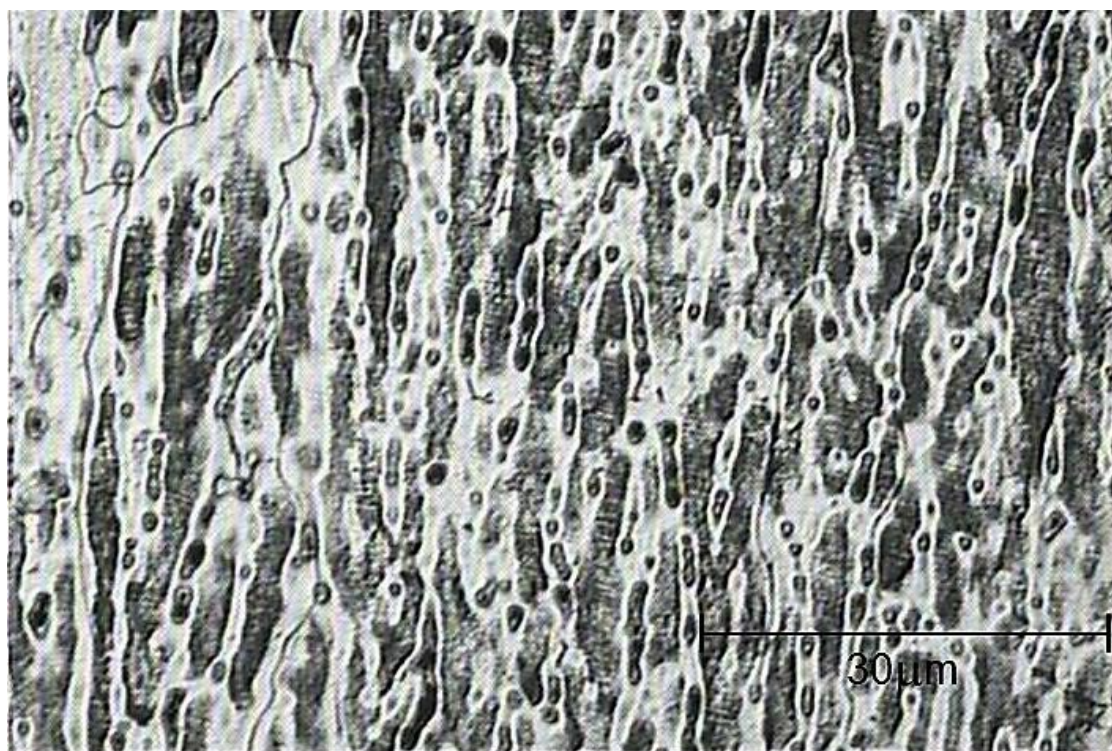


Figura 60 – Posição 10 mm, com ataque ácido. Liga Al-20%Zn.

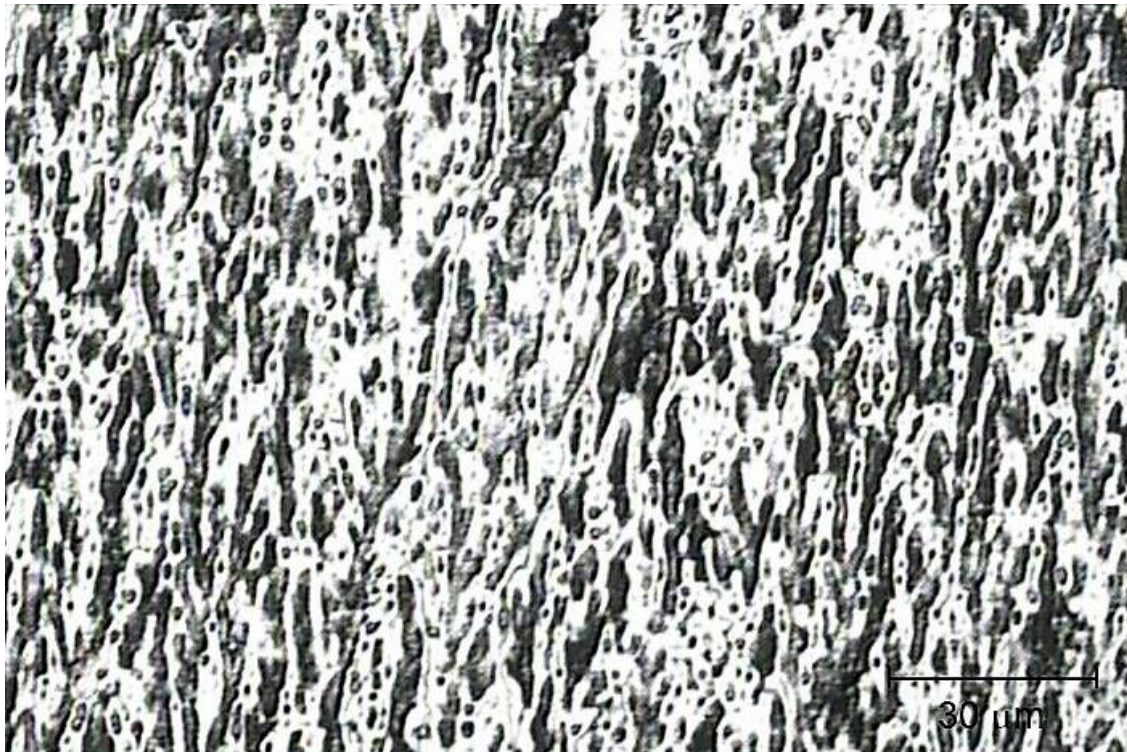


Figura 61 – Posição 20 mm, com ataque ácido. Liga Al-20%Zn.

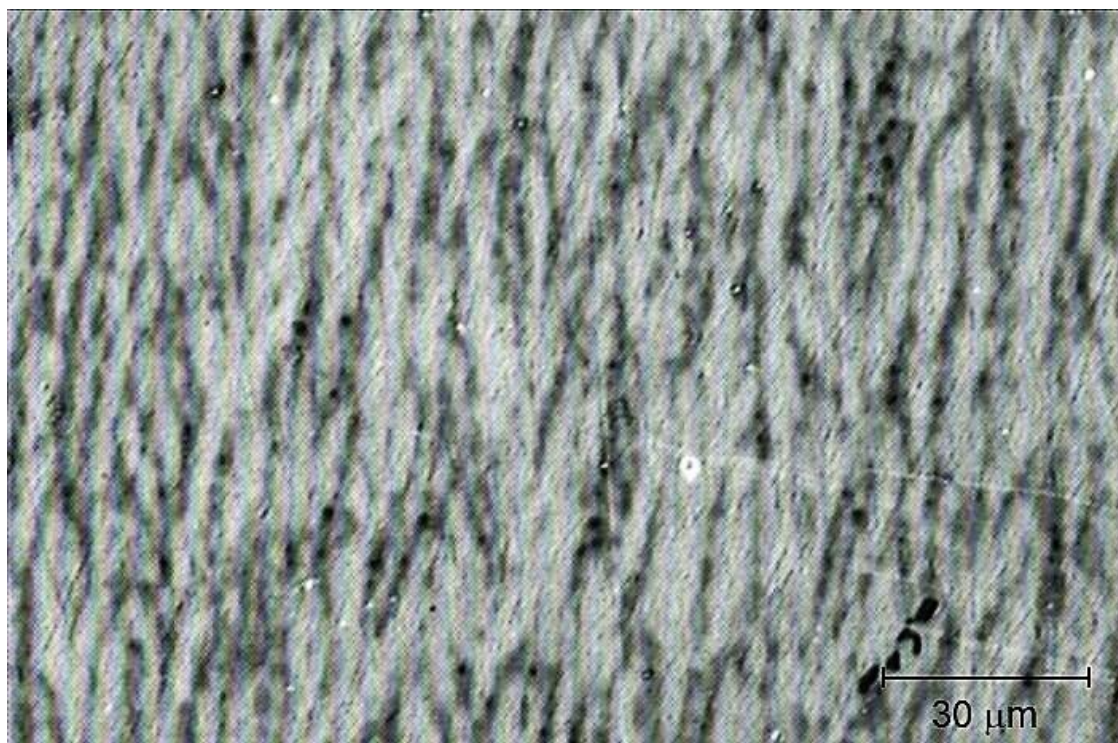


Figura 62 – Posição 40 mm, com ataque básico. Liga Al-20%Zn.

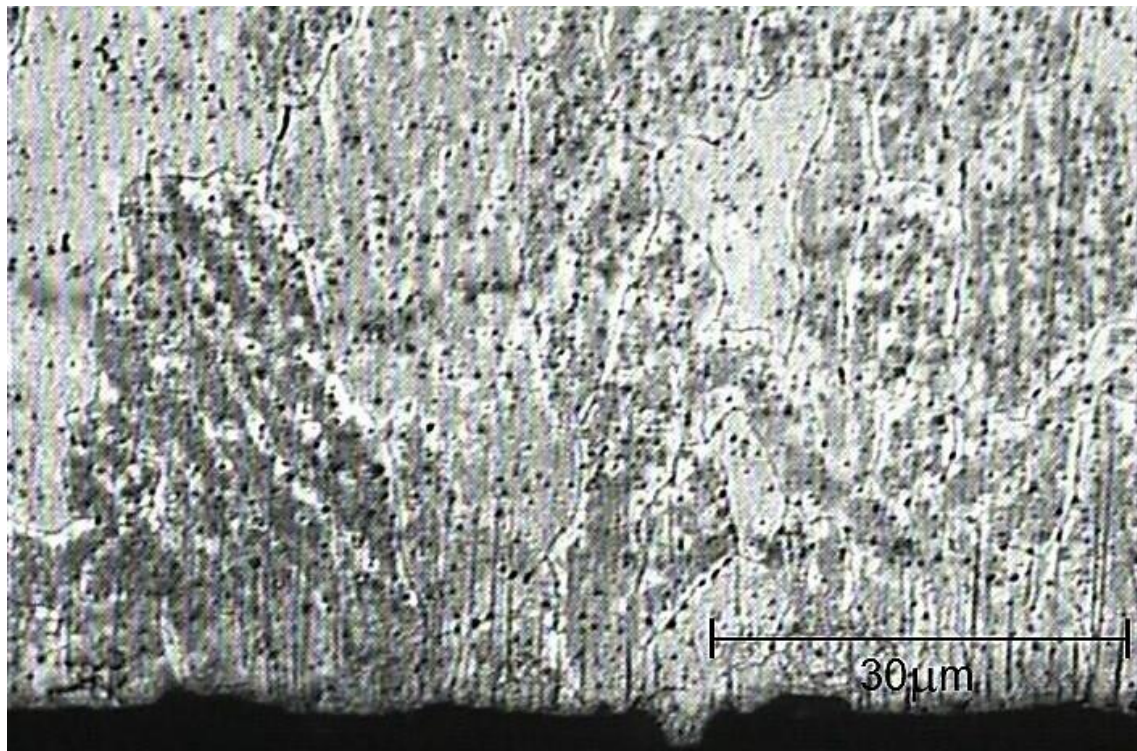


Figura 63 – Interface metal/molde, com ataque ácido. Liga Al-20%-2%Bi.

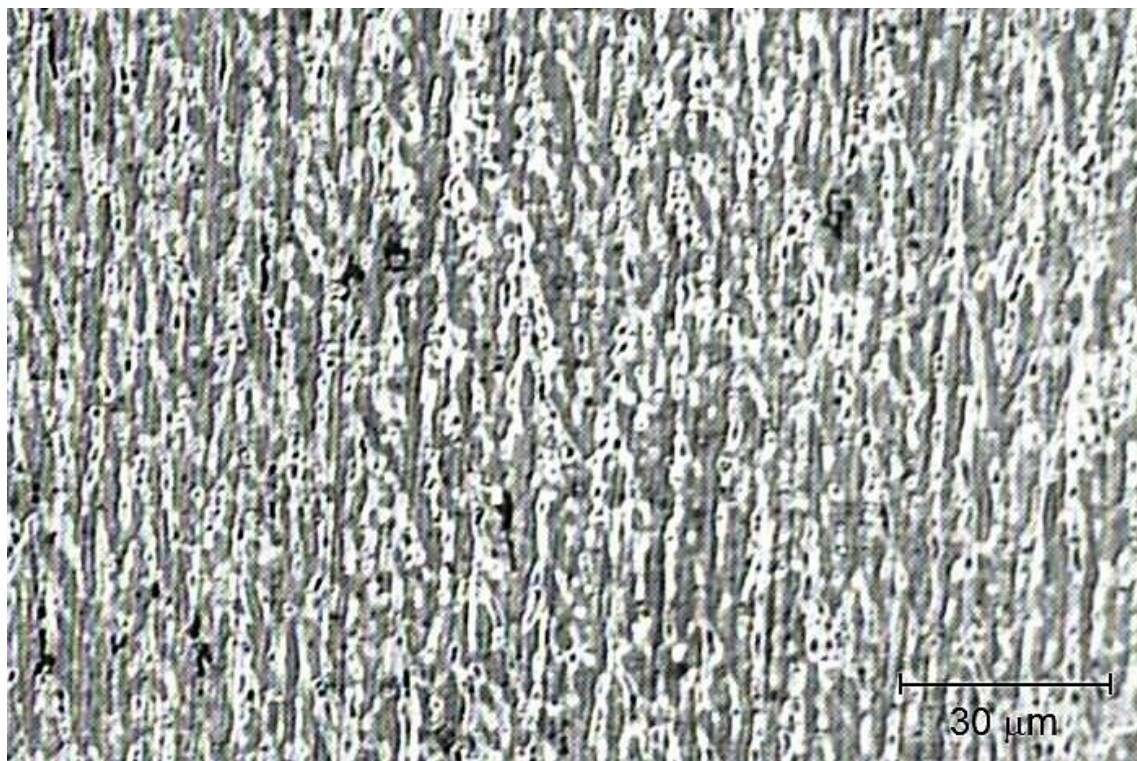


Figura 64 – Posição 10 mm, com ataque ácido. Liga Al-20%Zn-2%Bi.

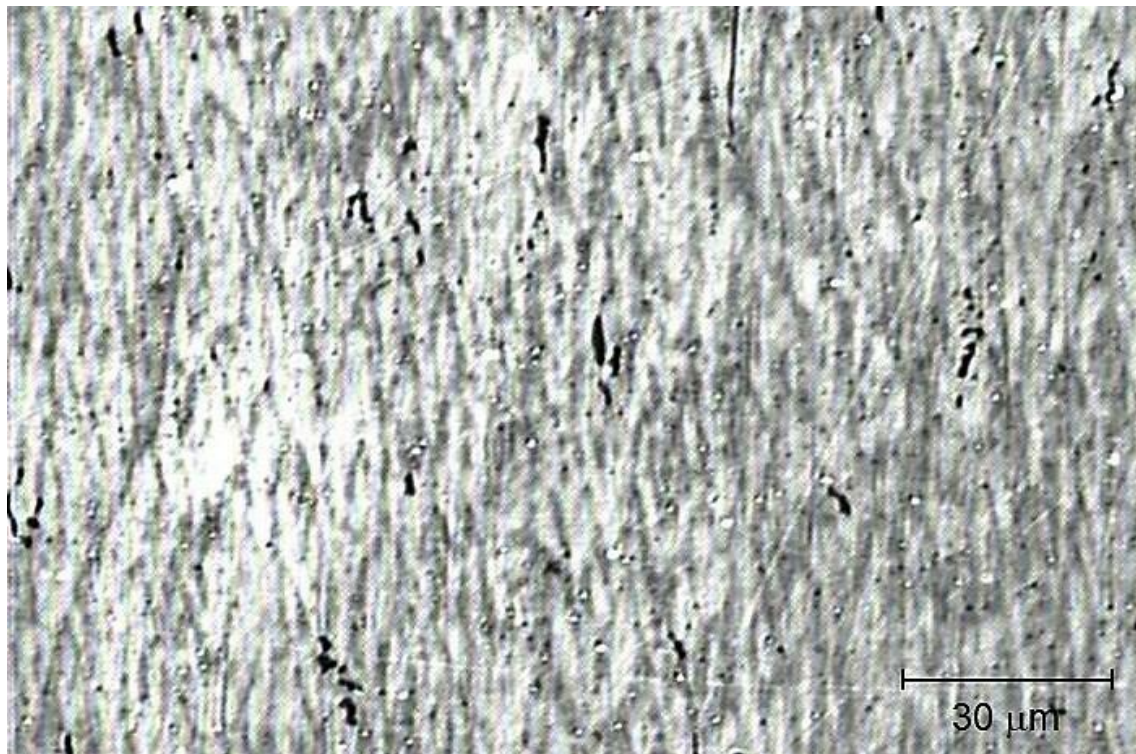


Figura 65 – Posição 20 mm, com ataque básico. Liga Al-20%Zn-2%Bi.

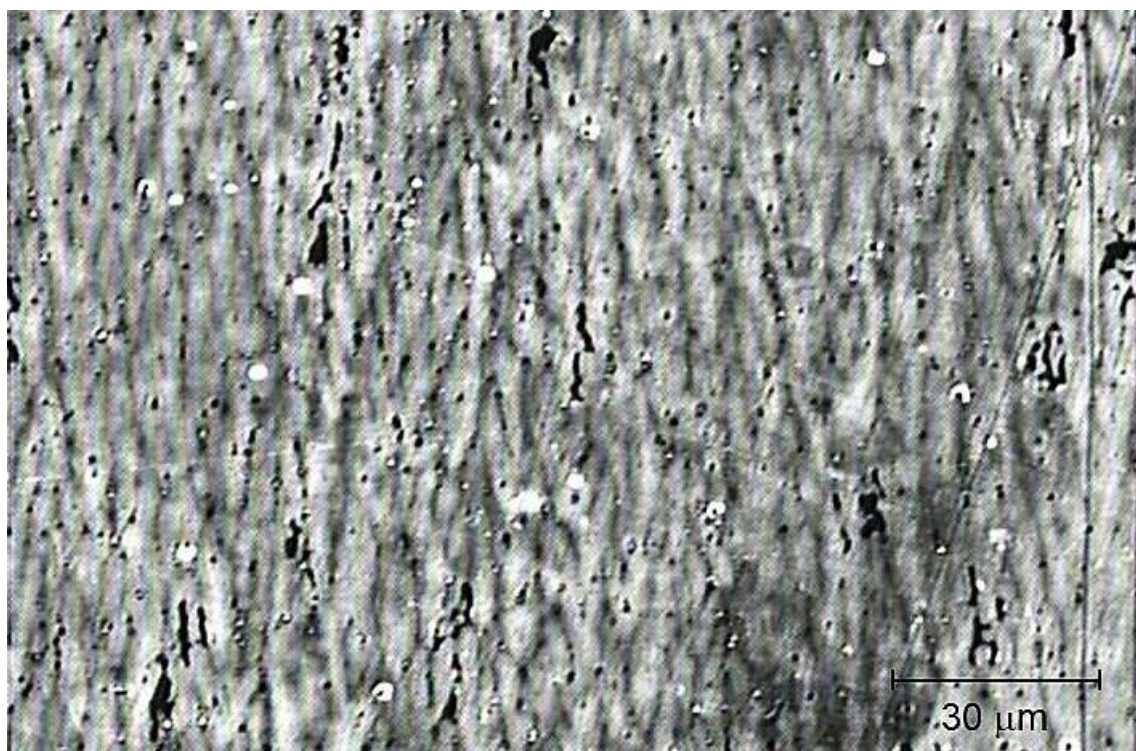


Figura 66 – Posição 35 mm, com ataque básico. Liga Al-20%Zn-2%Bi.

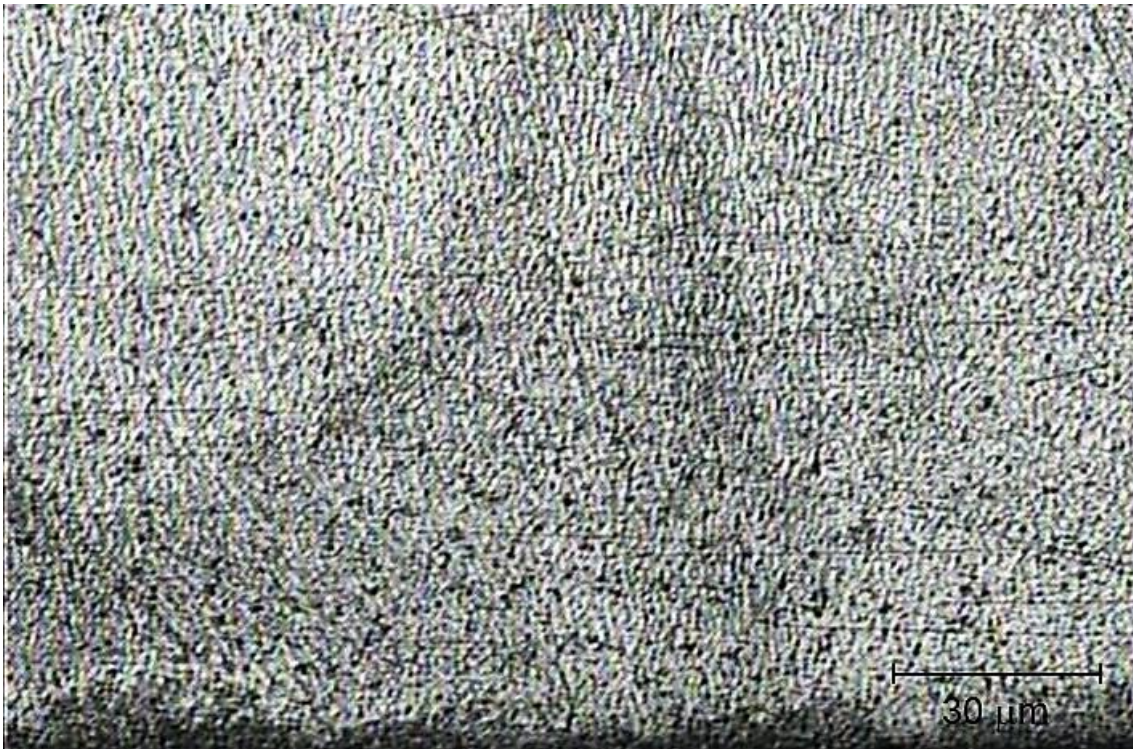


Figura 67 – Interface metal/molde, com ataque ácido. Liga Al-20%-5,4%Bi.

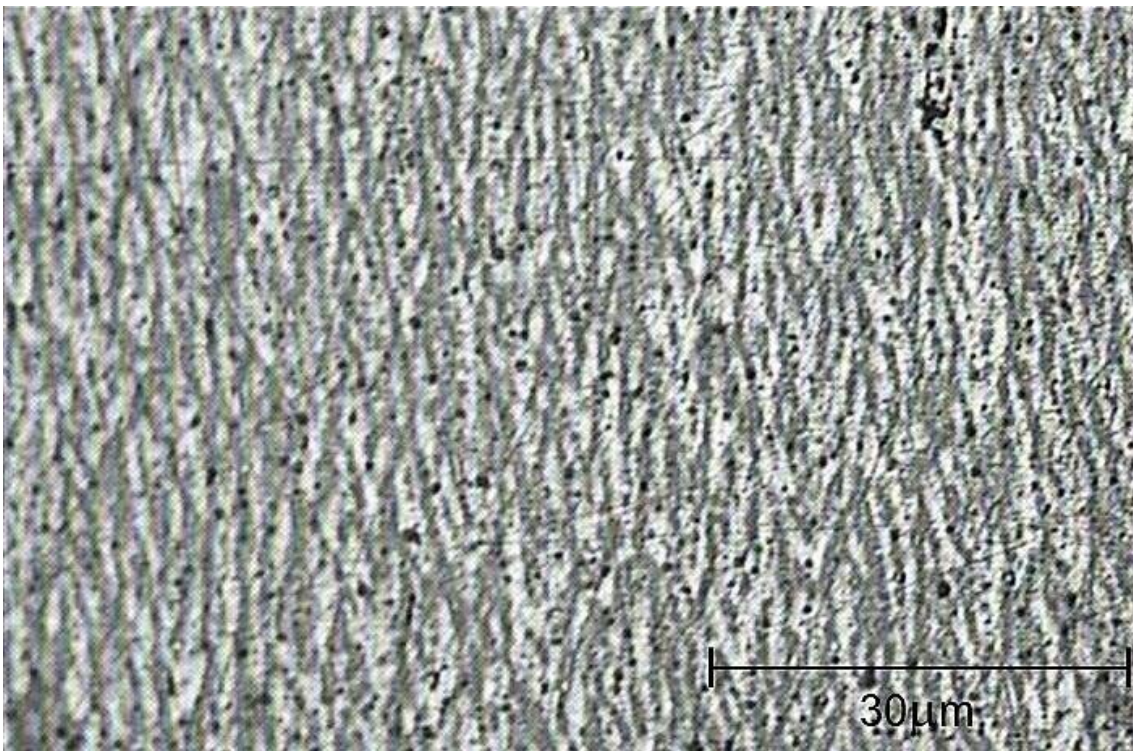


Figura 68 – Posição 10 mm, com ataque ácido. Liga Al-20%Zn-5,4%Bi.

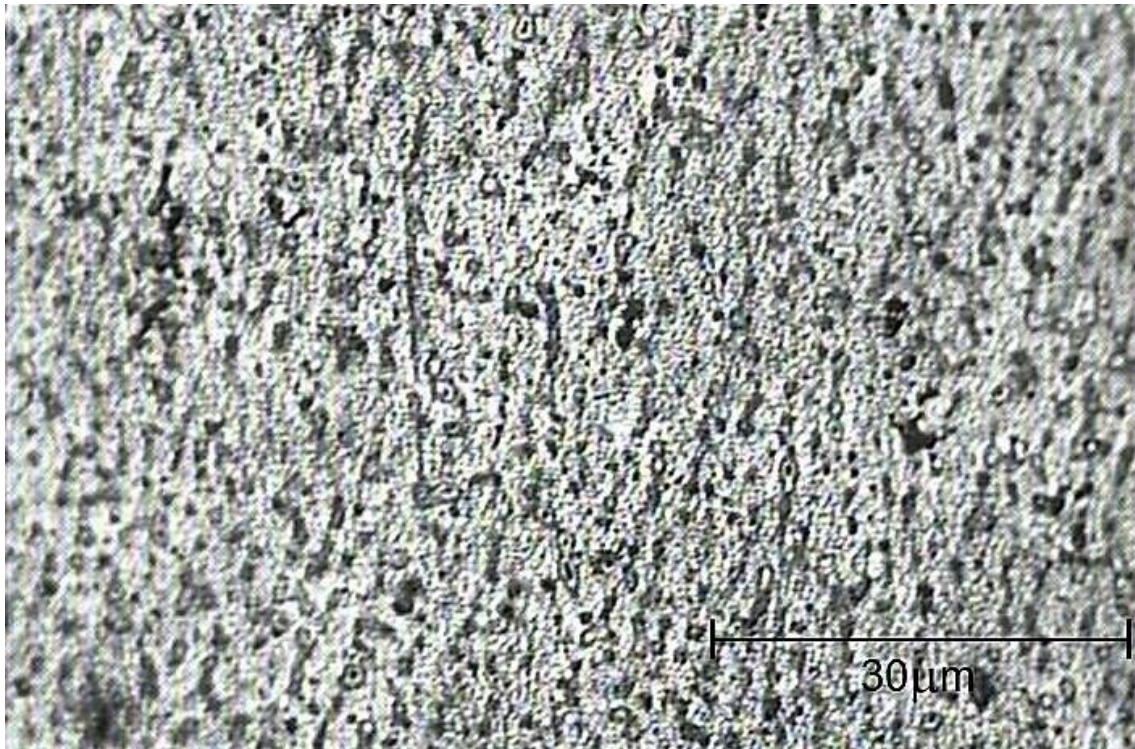


Figura 69 – Posição 25 mm, com ataque ácido. Liga Al-20%Zn-5,4%B.

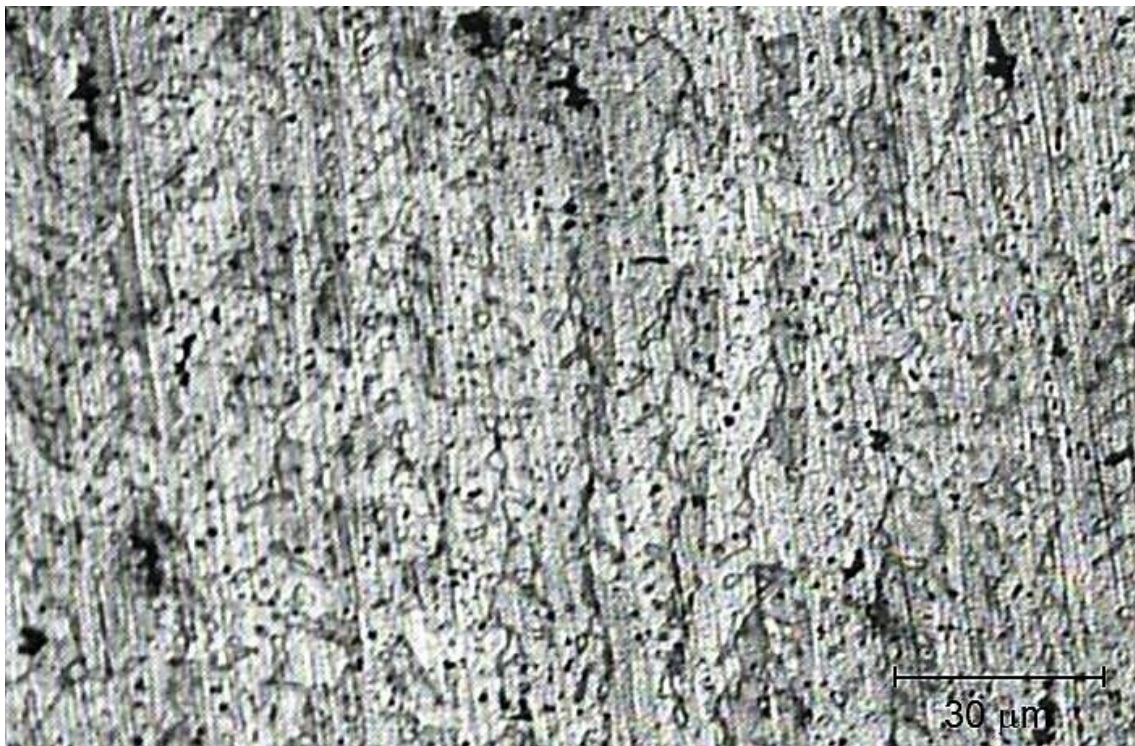


Figura 70 – Posição 40 mm, com ataque básico. Liga Al-20%Zn-5,4%B.

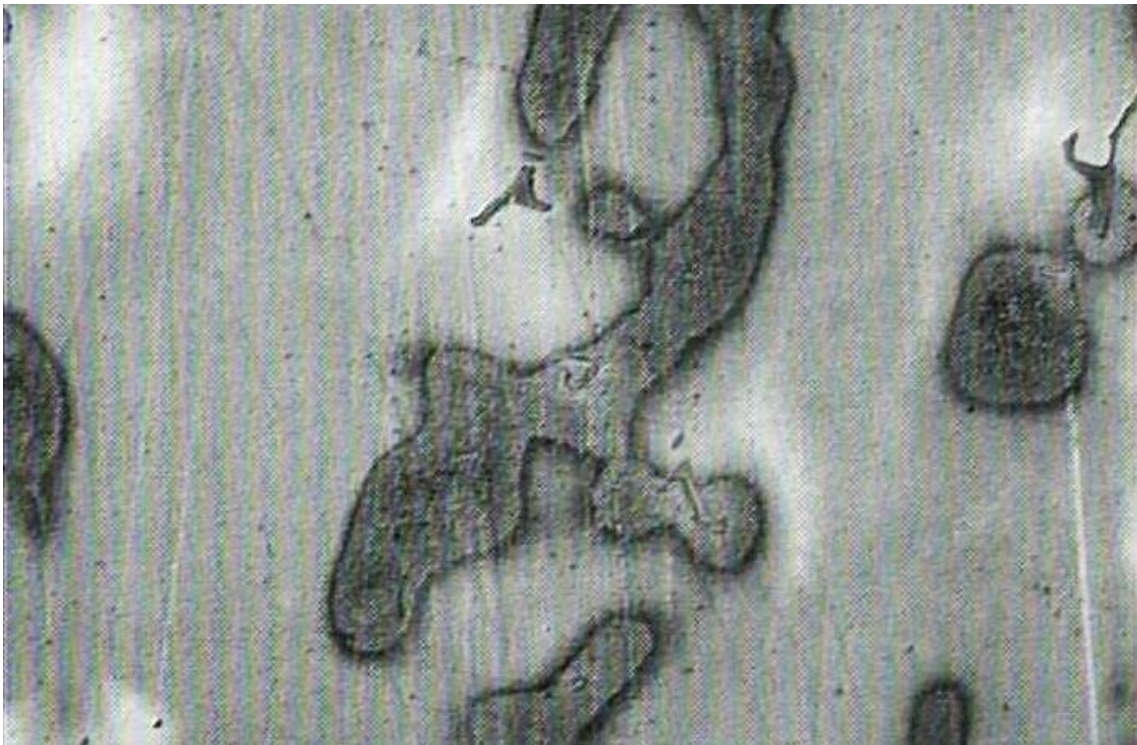


Figura 71 – Posição 10 mm. Liga Al-20%Zn. Ampliação: 500X.

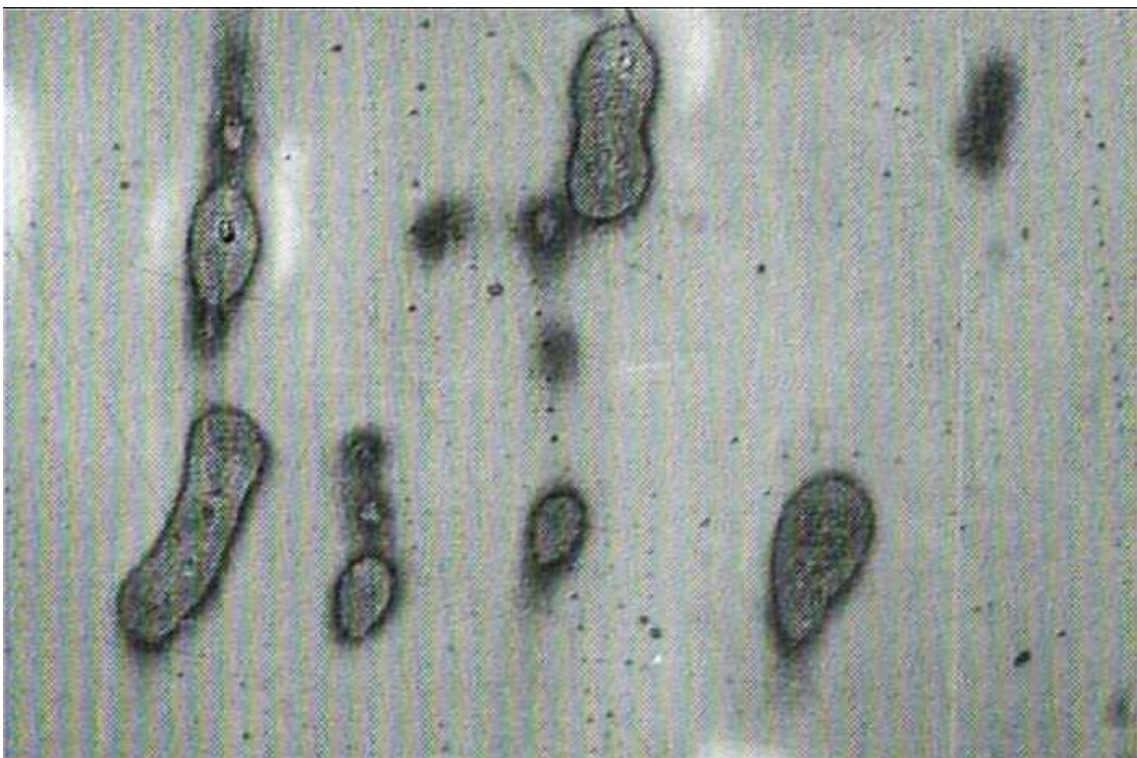


Figura 72 – Posição 10 mm. Liga Al-20%Zn. Ampliação: 500X.

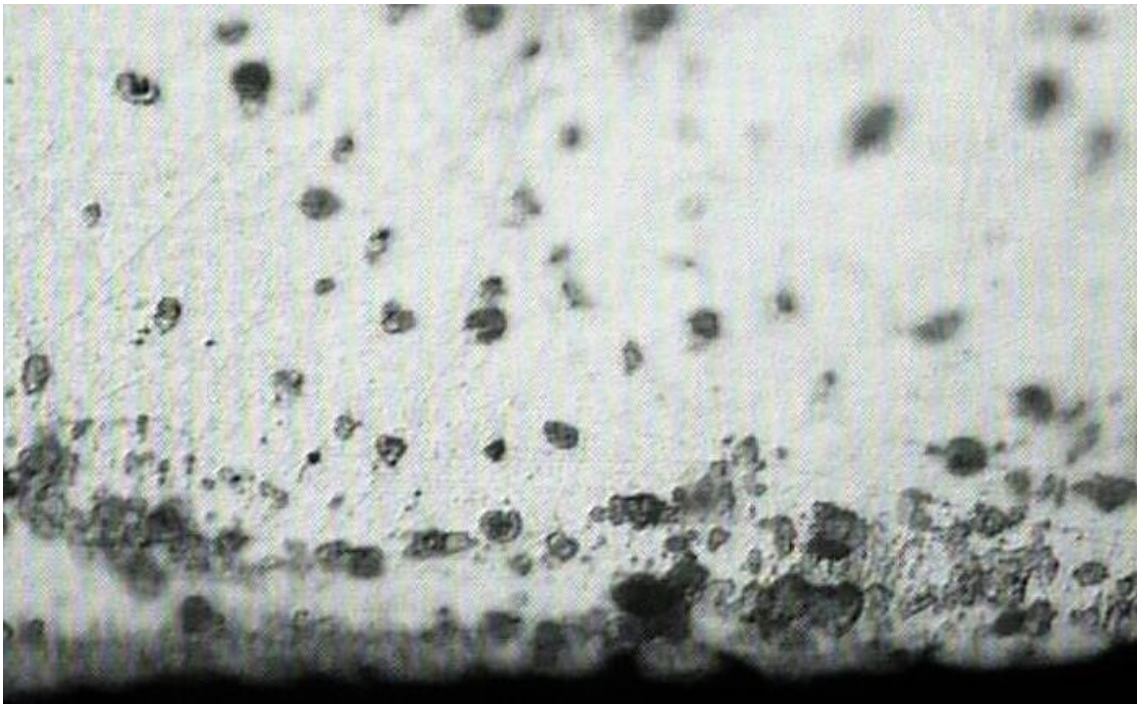


Figura 73 – Interface metal/molde. Liga Al-20%Zn-2%Bi. Ampliação: 500X.

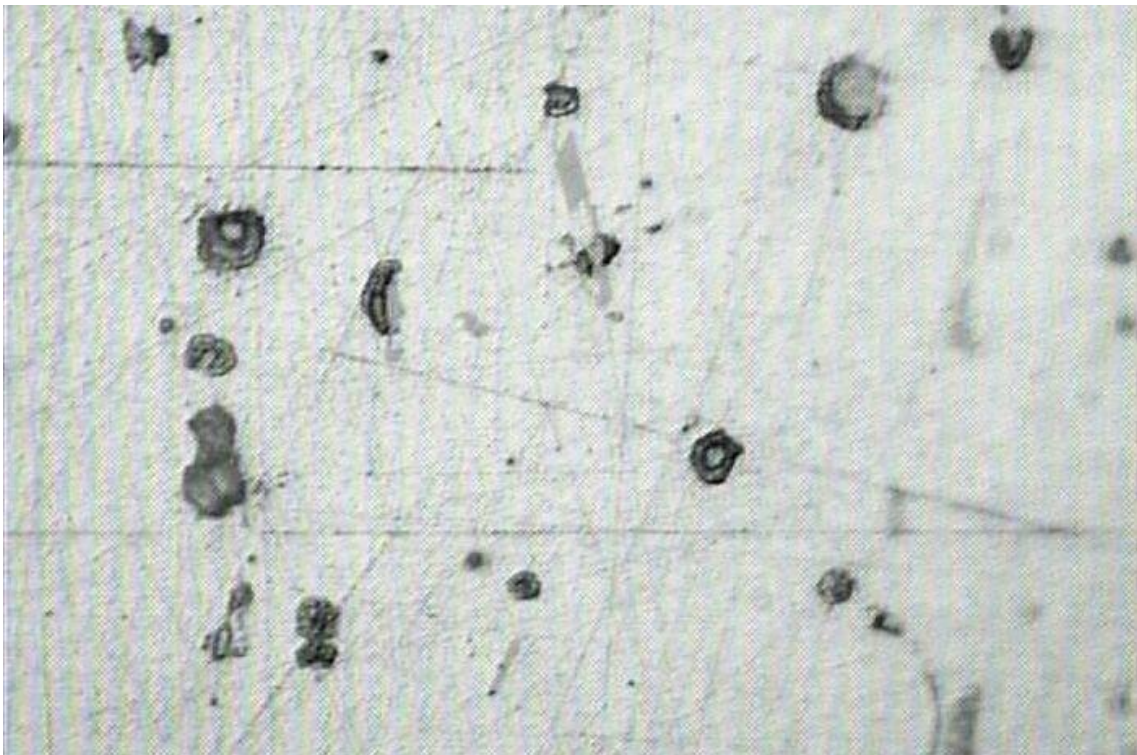


Figura 74 – Posição 15 mm. Liga Al-20%Zn-2%Bi. Ampliação: 500X.

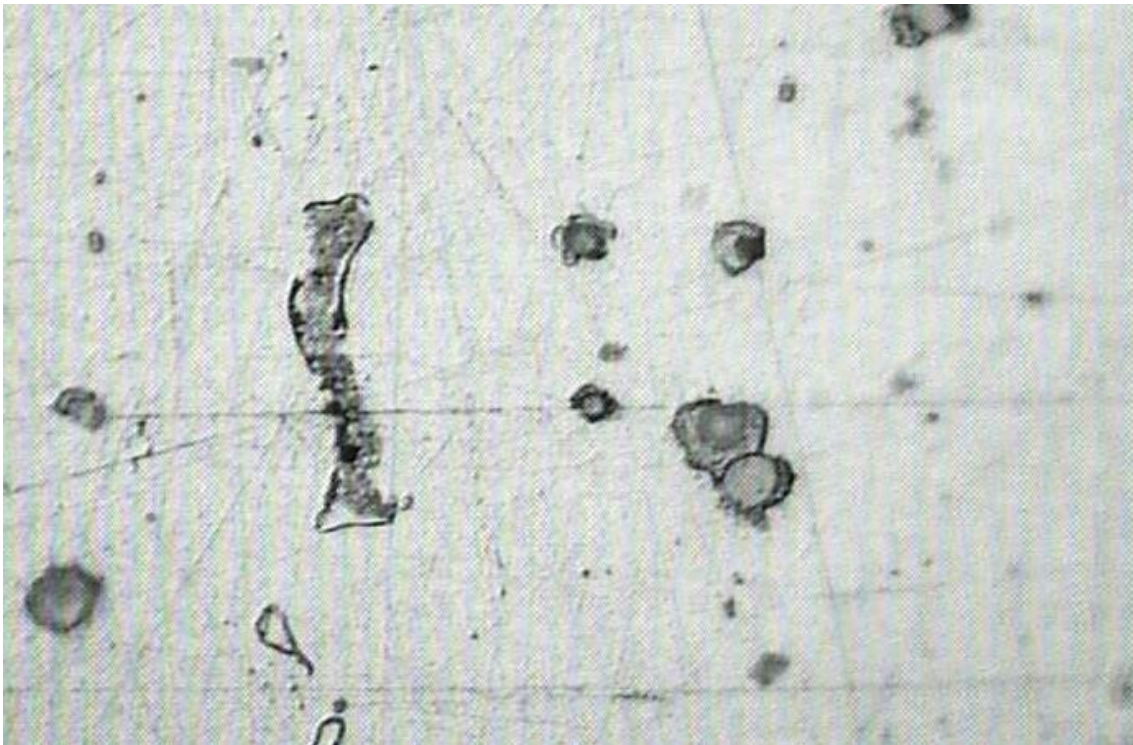


Figura 75 – Posição 20 mm. Liga Al-20%Zn-2%Bi. Ampliação: 500X.



Figura 76 – Posição 15 mm. Liga Al-20%Zn-2%Bi. Ampliação: 1000X.

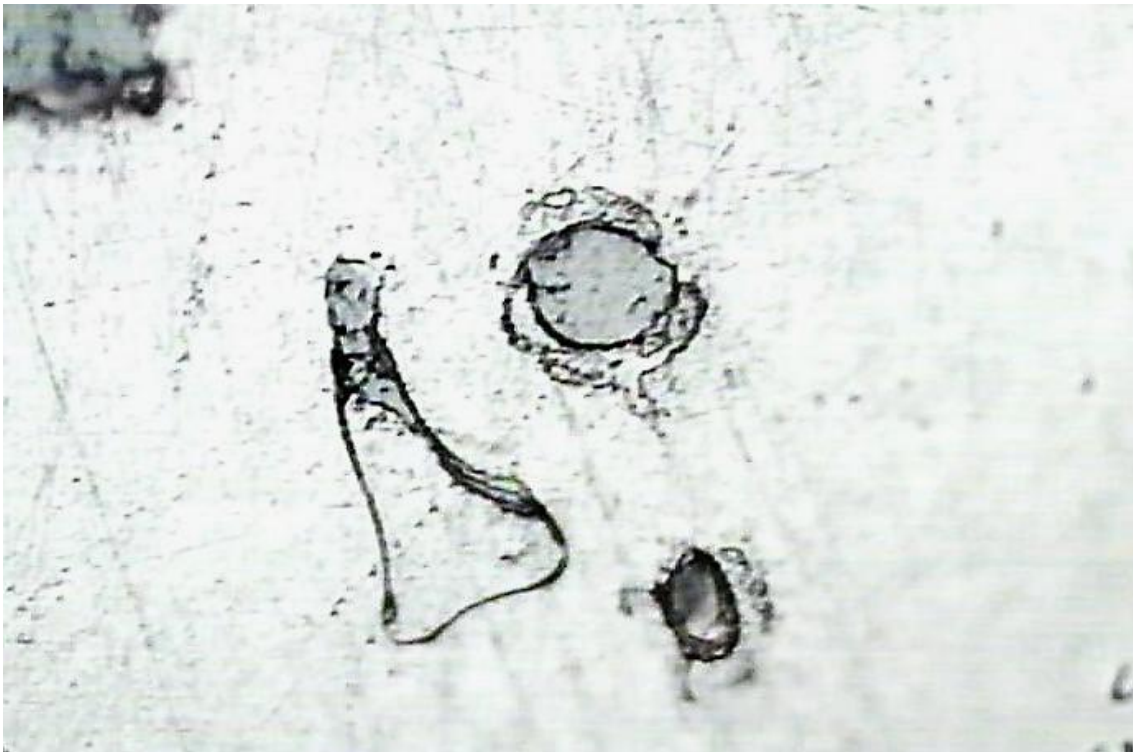


Figura 77 – Posição 30 mm. Liga Al-20%Zn-2%Bi. Ampliação: 1000X.

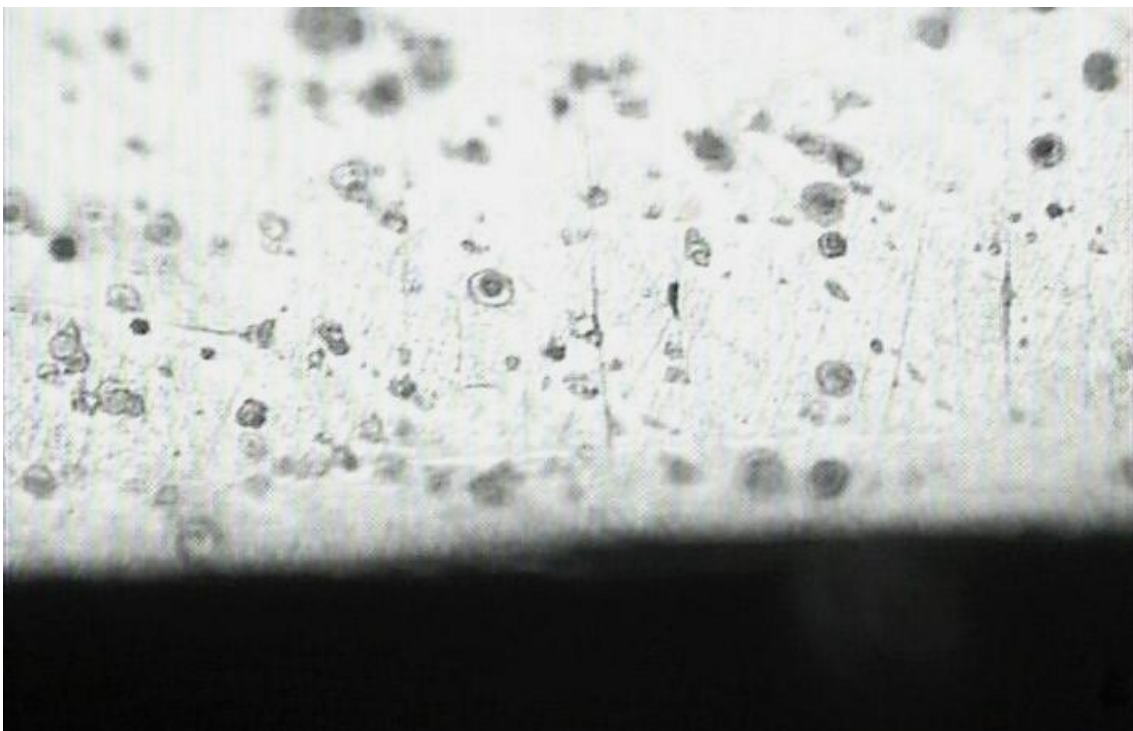


Figura 78 – Interface metal/molde. Liga Al-20%Zn-5,4%Bi. Ampliação: 500X.

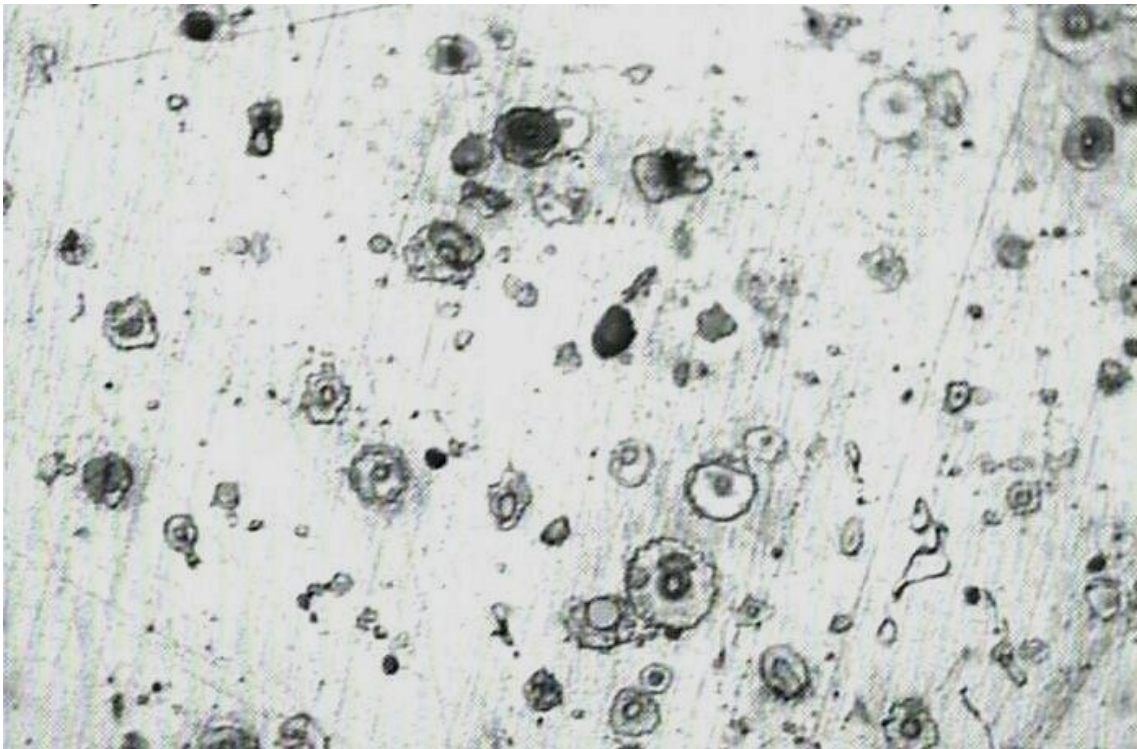


Figura 79 – Posição 5 mm. Liga Al-20%Zn-5,4%Bi. Ampliação: 500X.

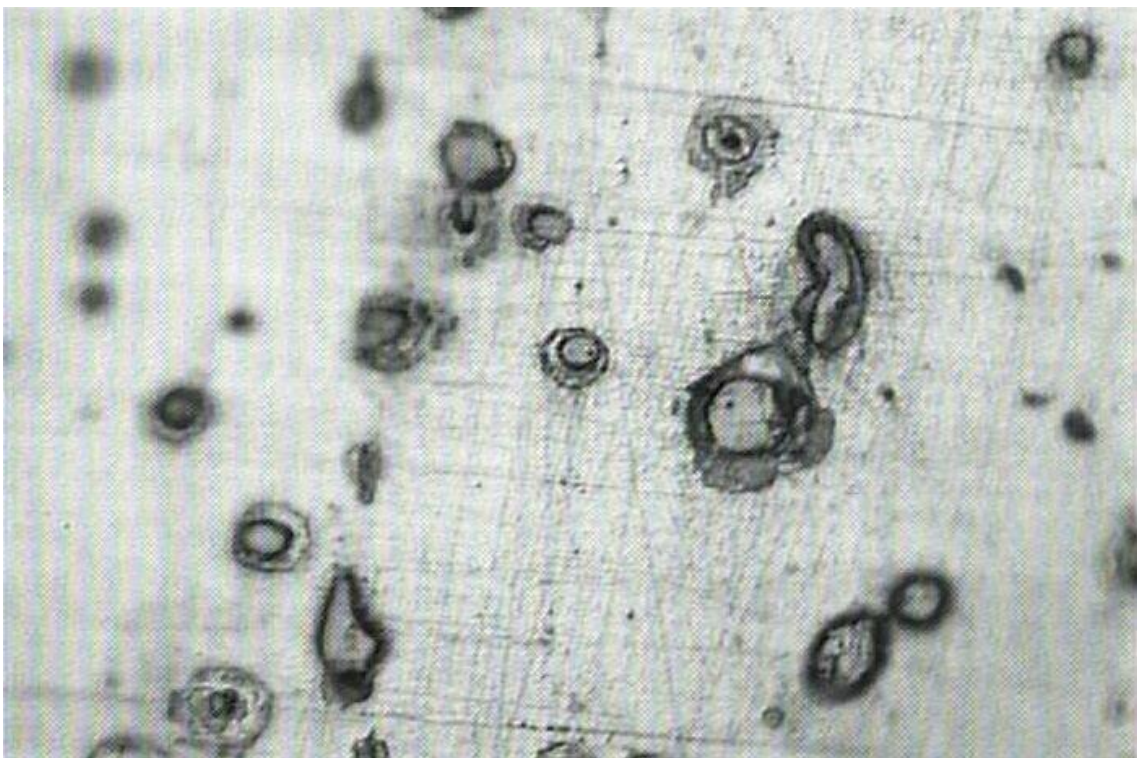


Figura 80 – Posição 35 mm. Liga Al-20%Zn-5,4%Bi. Ampliação: 500X.

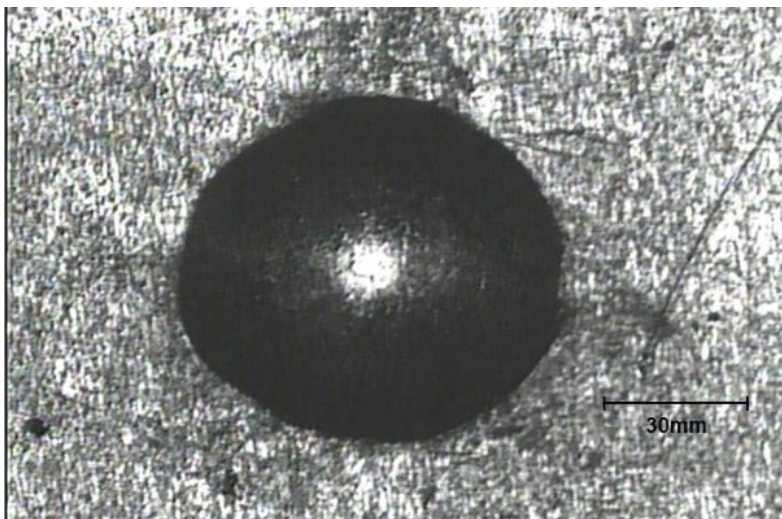
ANEXO 2 – MARCAS DO ENSAIO DE DUREZA

Figura 81 – Marca do penetrador na liga Al-20%Zn. Posição 7,0 mm

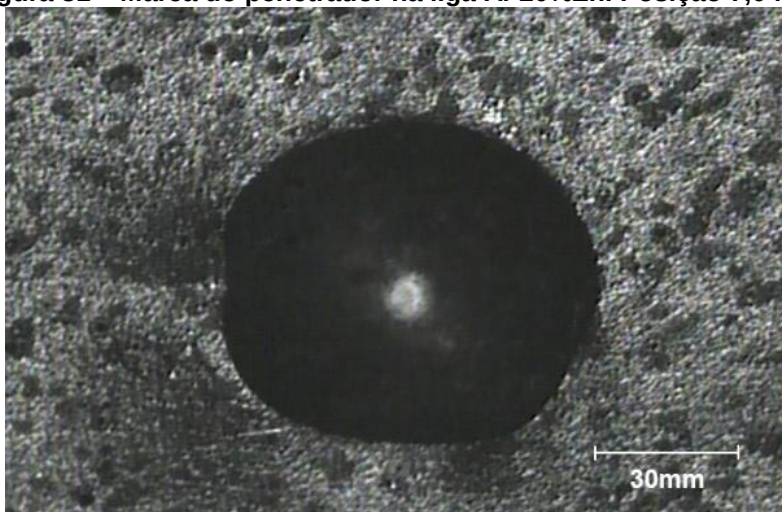


Figura 82 – Marca do penetrador na liga Al-20%Zn-2%Bi. Posição 7,6 mm

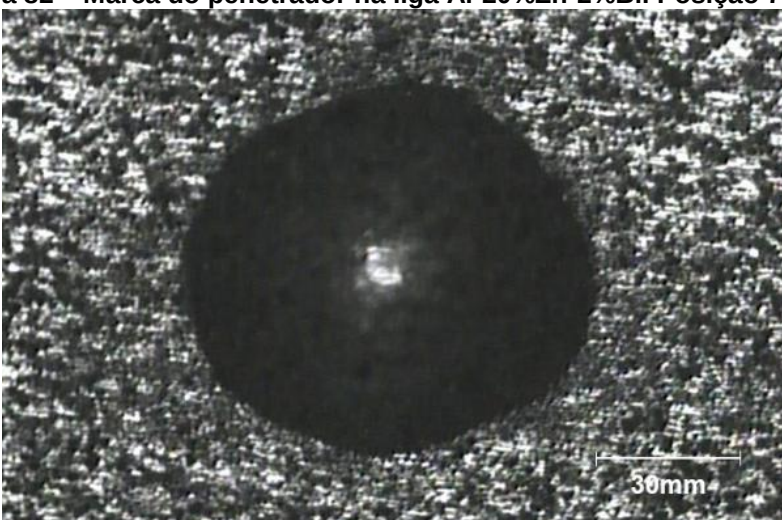


Figura 83 – Marca do penetrador na liga Al-20%Zn-5,4%Bi. Posição 6,8 mm

ANEXO 3 – CALOTAS DE DESGASTE

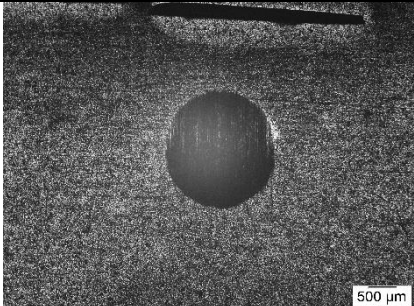
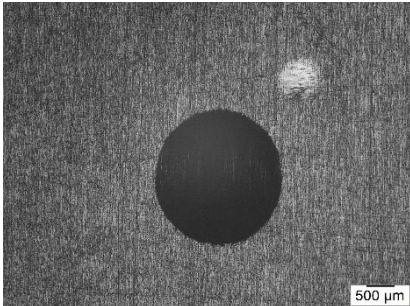
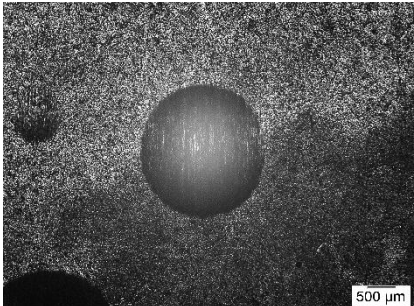
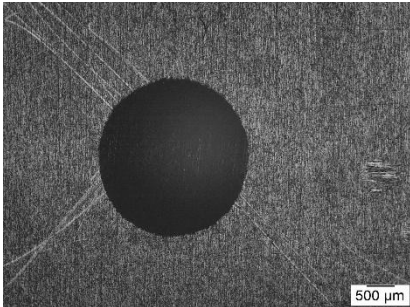
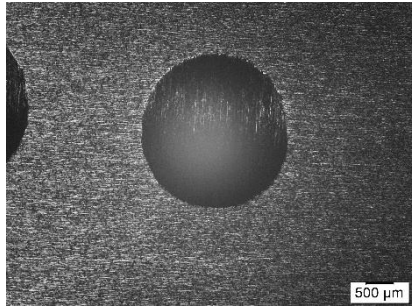
Tempo	Al-20%Zn Posição 3,4 mm	Al-20%Zn-2%Bi Posição 2,6 mm
15 minutos	 Diâmetro médio = 2,21 mm	 Diâmetro médio = 2,00 mm
25 minutos	 Diâmetro médio = 2,71 mm	 Diâmetro médio = 2,32 mm
40 minutos	 Diâmetro médio = 3,07 mm	 Diâmetro médio = 2,93 mm

Figura 84 – Calotas de desgaste das ligas Al-20%Zn e Al-20%Zn-2%Bi