



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
INSTITUTO DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

VALMOR CAPANEMA OLIVEIRA MONTEIRO

Correlação da Coalescência de Microcavidades com as Propriedades Mecânicas e Elétricas de Fios para Tx e Dx de Energia Elétrica da Liga base Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe Modificada com Teores de Silício.

Belém
2013

VALMOR CAPANEMA OLIVEIRA MONTEIRO

Correlação da Coalescência de Microcavidades com as Propriedades Mecânicas e Elétricas de Fios para Tx e Dx de Energia Elétrica da Liga base Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe Modificada com Teores de Silício.

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Instituto de Tecnologia da Universidade Federal do Pará, como requisito para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica na Área de Materiais e Processos de Fabricação. Orientador: Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma.

Belém
2013

VALMOR CAPANEMA OLIVEIRA MONTEIRO

Correlação da Coalescência de Microcavidades com as Propriedades Mecânicas e Elétricas de Fios para Tx e Dx de Energia Elétrica da Liga base Al-0,5%Cu-[0,24-0,28]%Fe Modificada com Teores de Silício

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica do Instituto de Tecnologia da Universidade Federal do Pará, como requisito para a obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Mecânica. Área de Concentração em Materiais e Processos de Fabricação.

Data de Aprovação: de julho de 2013.

Banca examinadora:

Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma
UFPA – Orientador, Presidente.

Prof^ª. Dra. Carmem Gilda Barroso Tavares Dias
UFPA – Membro Interno da banca examinadora.

Prof. Dr. Flávio Beneduce Neto.
FEI – Membro Externo da banca examinadora.

Prof. Dr. Hilton Túlio Costi.
MPEG – Membro Externo da banca examinadora.

A minha mãe, pelo apoio e compreensão e, sobretudo, pelo amor a mim dedicado durante o desenvolvimento deste trabalho, mesmo em estado de saúde debilitado.

As minhas irmãs, Regina Lúcia e Lúcia Helena pela grande capacidade de luta, superação e principalmente amor demonstrados pela minha mãe, quando da sua recuperação.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por ter me concedido o dom da vida, saúde, respeito ao próximo, compreensão e força em todos os momentos.

Ao Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma pela orientação, dedicação e paciência durante a realização deste trabalho.

A Universidade Federal do Pará pelo seu excelente quadro de professores.

A SEDUC pelo seu incentivo.

Ao Programa de Pós-Graduação de Engenharia Mecânica do Instituto de Tecnologia da Universidade Federal do Pará, pela oportunidade dada.

A todo o grupo GPEMAT iniciando pelo nosso grande orientador o Prof. Dr. José Maria do Vale Quaresma, pela sua orientação e paciência e ao futuro engenheiro Everaldo Fernandes pelo seu companheirismo e grande competência. Enfim, a todos os componentes do grupo por seus companheirismos e amizades.

“Alimente sua fé e seus medos morrerão de fome.”

Max Lucado

RESUMO

Neste trabalho, é feita uma tentativa para estabelecer a influência dos teores [0,5; 0,7 e 0,9]%Si, como agentes modificadores da liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe, avaliada através de aspectos que levaram em conta parâmetros operacionais de vazamentos unidirecionais horizontais tais como velocidades (V_s) e taxas de solidificação (T_x). Após operações de corte e usinagem foram obtidos perfis cilíndricos, com diâmetros de 9,5mm e comprimento de 120mm, a partir dos quais, após operações de trabalho à frio, chegou-se a fios com diâmetros de 2,7; 3,0; 3,8 e 4,0mm. Estes perfis foram submetidos à caracterização elétrica, com base na condutividade elétrica, à caracterização mecânica, com base em ensaios tensão/deformação enfatizando o alongamento, e a caracterização estrutural em seções longitudinais, com ênfase na distribuição das partículas de segunda fase e no aspecto da fratura, na qual a metodologia de avaliação das dimensões das microcavidades se utiliza da razão do comprimento (L) pela largura (W).

Palavras-chave: Ligas de alumínio; Limite de resistência à tração; Fratura; Microcavidades; Coalescência.

ABSTRACT

In this study, an attempt is made to establish the influence of the concentration [0.5, 0.7 and 0.9] % Si as modifiers of alloys Al-0,05% Cu-[0.24 to 0.28] % Fe, evaluated by aspects that took into account operational parameters such as horizontal unidirectional leaks: Speeds (Vs) and Exchange Solidification (Tx). After cutting and machining cylindrical profiles were obtained with diameters of 9.5 mm and length of 120 mm, from which, after the cold working operations, were obtained wires with diameters of 2.7, 3.0, 3.8 and 4.0 mm. These profiles were subjected to electrical characterization on the basis of the electrical conductivity, mechanical characterization based on stress/strain assays, emphasizing elongation [$\delta\%$], and structural characterization longitudinal sections, with emphasis on distribution of second phase particles, and aspect of the fracture, with emphasis on the relationship L/W length (L) and width (W) of the *dimples*.

Keywords: Aluminum alloys; Limit of tensile strength; Fracture; Dimples; Coalescence.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1.1. Um navio-tanque de óleo que fraturou de maneira frágil através de propagação de trincas em sua circunferência.	17
Figura 1.2. As três direções principais com respeito à estrutura de grão de uma liga de alumínio em chapas, tubos e perfilados. Note o aparecimento de trincas que podem se formar quando tensionado nestas três dimensões.....	20
Figura 1.3. Constituinte (microestrutura) alinhada de intermetálicos grossos que compõe uma mistura de liga de alumínio laminada (X 250).	21
Figura 1.4. Trincas extensas por coalescência de microcavidades nucleadas a partir de partículas e dispersóides: (a) nucleação esquemática de cavidades devido à clivagem/divisão de partícula seguida por progressivo acoplamento do avanço da trinca para as cavidades; (b) clivagem/divisão de uma partícula intermetálica Al_7Cu_2Fe associada com nucleação de cavidades e extensão de trincas na matriz flexível adjacente em uma liga de alumínio de elevada resistência. Micrografia de elétrons por varredura eletrônica X2800; (c) caminho de trinca em uma liga de alumínio fundida que foi influenciada pela presença de grossas partículas de Silício, frágeis. Micrografia óptica X700.....	23
Figura 1.5. [a] O modelo de Orowan; [b] Ruptura por dimple ilustrando uma inclusão não cisalhada que serviu como agente nucleante da microcavidade.....	25
Figura 1.6. [a] Movimento de discordâncias através de partículas pequenas e macias; [b] Partícula precipitada γ' , cisalhada através de discordâncias em liga Al[a Ni-19% Cr-69%] envelhecida à 750°C durante 540h e deformado 2%. As setas indicam os traços dos dois planos de deslizamento (transmission electron microscopy - MET).....	25
Figura 2. 1. [a] Fratura com microcavidades equiaxiais e [b] fraturas alongadas apontando a direção do início da fratura, ambas em um aço 1018	28
Figura 3. 1. Fluxograma da realização da proposta metodológica.	31
Figura 3. 2. (a) Forno utilizado na preparação das ligas e (b) injeção de argônio.....	32
Figura 3. 3. (a) Amostra testemunho utilizada na análise de composição das ligas e (b) Espectrômetro de massa.	33
Figura 3.4. Esquema ilustrativo do sistema metal/molde, adaptação da figura Quaresma (QUARESMA, 1999): vista superior e lateral da câmara de vazamento.	34
Figura 3.5. (a) Termopares tipo “K”, utilizados para a coleta dos dados térmicos e (b) equipamentos de aquisição de dados.	35
Figura 3.6. (a) Retirada do cadinho do forno, (b) injeção do gás argônio no cadinho e (c) introdução do termopar no metal líquido.	36

Figura 3. 7. Vazamento da liga e posicionamento dos termopares (7,5; 15,0; 22,5; 30,0; 37,5 e 45,0) mm na câmara de vazamento.	36
Figura 3.8. [A] Desenho esquemático representando o sistema de aquisição de dados para construção dos perfis térmicos e [B] lingote solidificado com os seus planos de deformação identificados.	37
Figura 3. 9. (a) Lingote obtido na solidificação unidirecional com termopares posicionados para registro de temperatura e (b) obtenção do corpo de prova para análise estrutural.	38
Figura 3. 10. Fotos do conjunto componentes da Ponte de Kelvin utilizada para medir resistência elétrica.....	38
Figura 3. 11. Ensaio de tração modelo Kratos com célula de carga de 500 e 3000 Kgf.	40
Figura 3. 12. (a) Corpo de prova tracionado, (b) identificação das regiões de análise no MEV e (c) embutimento do corpo de prova em cortes transversal e longitudinal.	41
Figura 3. 13. (a) Ultrassom modelo METASOM – 14 e (b) politriz elétrica.	41
Figura 3. 14. Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV).....	42
Figura 3. 15. Representação do método Heyn.....	43
Figura 3. 16. Esquemático da análise das micrografias.....	45
Figura 3. 17. Evolução do diâmetro dos <i>dimples</i> para o plano I – J – L – M deformado plasticamente até o diâmetro de 3,0 mm STT, medidos a partir do método da razão L/W.	46
Figura 3. 18. Evolução do diâmetro dos <i>dimples</i> para o plano I – J – L – M deformado plasticamente até o diâmetro de 3,0 mm para o método da razão L/W.	48
Figura 3. 19. Evolução do diâmetro dos <i>dimples</i> para o plano I – J – L – M deformado plasticamente até o diâmetro de 2,7 mm STT, medidos a partir do método da razão L/W.	48
Figura 3. 20. Evolução do diâmetro dos <i>dimples</i> para o plano I – J – L – M deformado plasticamente até o diâmetro de 2,7 mm para o método da razão L/W.	49
Figura 3. 21. Comparativo entre os diâmetros 3,0 mm e 2,7 mm para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si.....	50
Figura 3. 22. Evolução do diâmetro dos <i>dimples</i> para o plano I – J – L – M deformado plasticamente até o diâmetro de 3,0 mm STT, medidos a partir do método da razão L/W, para liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si.	50
Figura 3. 23. Evolução do diâmetro dos <i>dimples</i> para o plano I – J – L – M deformado plasticamente até o diâmetro de 3,0 mm para o método da razão L/W.	52
Figura 3. 24. Evolução do diâmetro dos <i>dimples</i> para o plano I – J – L – M deformado plasticamente até o diâmetro de 2,7 mm STT, medidos a partir do método da razão L/W, para liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si.	52

Figura 3. 25. Evolução do diâmetro dos <i>dimples</i> para o plano I – J – L – M deformado plasticamente até o diâmetro de 2,7 mm para o método da razão L/W STT.....	53
Figura 3. 26. Comparativo entre os diâmetros 3,0 mm e 2,7 mm para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si.....	54
Figura 3. 27. Evolução do diâmetro dos <i>dimples</i> para o plano I – J – L – M deformado plasticamente até o diâmetro de 3,0 mm STT, medidos a partir do método da razão L/W, para liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.	55
Figura 3. 28. Evolução do diâmetro dos <i>dimples</i> para o plano I – J – L – M deformado plasticamente até o diâmetro de 3,0 mm para o método da razão L/W.....	56
Figura 3. 29. Evolução do diâmetro dos <i>dimples</i> para o plano I – J – L – M deformado plasticamente até o diâmetro de 2,7 mm STT, medidos a partir do método da razão L/W, para liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.	56
Figura 3. 30. Evolução do diâmetro dos <i>dimples</i> para o plano I – J – L – M deformado plasticamente até o diâmetro de 2,7 mm para o método da razão L/W.....	58
Figura 3. 31. Comparativo entre os diâmetros 3,0 mm e 2,7 mm para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.....	58
Figura 4.1. Esquema ilustrativo do sistema metal/molde: vista superior (A) e lateral (B) da câmara de vazamento.....	60
Figura 4. 2. Perfis Térmicos para as ligas Solidificadas Unidirecionalmente em Molde Metálico Horizontal para: (A) Al-0,28%Fe-0,05%Cu -0,7%Si e (B) Al-0,28%Fe-0,05%Cu -0,9%Si.	61
Figura 4. 3. Curva de resfriamento na Posição 37,5mm para as ligas: (A) Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si e (B) Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.....	62
Figura 4. 4. Posição x Tempo para as ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si; Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si e Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.	63
Figura 4. 5. Perfis de velocidade em função Tempo e da Posição do termopar para as ligas estudadas.....	64
Figura 4. 6. Ação da pressão metalostática durante a solidificação de ligas com intervalo de solidificação longo ou alta fluidez.....	64
Figura 4. 7. Arranjo esquemático correlacionando a Estrutura, a evolução dos Perfis de velocidade da interface Sólido/Líquido e das taxas de resfriamento em função da posição dos termopares para as ligas em estudo.	66
Figura 4. 8. Comparação dos valores do LRT para as ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si em função da posição dos termopares e os respectivos diâmetros.	67

Figura 4. 9. Caracterização elétrica das ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si, para $\varnothing = [2,7 \text{ e } 3,0]$ mm obtidos em cada posição do termopar.	69
Figura 4. 10. Caracterização Mecânica das ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si, para os $\varnothing=2,7\text{mm}$ e $\varnothing=3\text{mm}$ obtidos em cada posição do termopar.....	70
Figura 4. 11. Comparação dos valores das razões L/W das cavidades [ϑ] relativas às ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si para os diâmetros [$\varnothing= 3,0\text{mm}$ e $\varnothing=2,7\text{mm}$]...	71
Figura 4. 12. Correlação entre dimensões das microcavidades na região da fratura e a distribuição das partículas de segunda fase na seção longitudinal próxima desta região. Ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si. Perfis com $\phi= 2,7\text{mm}$	73
Figura 4. 13. Correlação entre as microcavidades e a leitura de suas dimensões na região da fratura e a distribuição das partículas de segunda fase na seção longitudinal próxima desta região. Ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si. Perfis de $\phi= 3,0\text{mm}$	74
Figura 4. 14. Comparação dos resultados para as ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si, para os $\varnothing=2,7\text{mm}$ e $\varnothing=3\text{mm}$	75

LISTA DE TABELAS

Tabela 1.1. Faixa de composições admissíveis, % em massa para as ligas 6101 e 6201.	19
Tabela 1.2. Variação em propriedades elásticas com a direção em chapa de 76mm de espessura em liga de alumínio.	23
Tabela 3. 1. Valores experimentais para o diâmetro dos <i>dimples</i> referentes ao método da razão L/W para o plano de deformação I – J – L – M deformado até a o diâmetro 3,0 mm STT.	47
Tabela 3. 2. Valores experimentais para o diâmetro dos <i>dimples</i> referentes ao método da razão L/W para o plano de deformação I – J – L – M deformado até a o diâmetro 2,7 mm STT.	49
Tabela 3. 3. Valores experimentais para o diâmetro dos <i>dimples</i> referentes ao método da razão L/W para o plano de deformação I – J – L – M deformado até a o diâmetro 3,0 mm STT, para liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si.	51
Tabela 3. 4. Valores experimentais para o diâmetro dos <i>dimples</i> referentes ao método da razão L/W para o plano de deformação I – J – L – M deformado até a o diâmetro 2,7 mm, para liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si.	53
Tabela 3. 5. Valores experimentais para o diâmetro dos <i>dimples</i> referentes ao método da razão L/W para o plano de deformação I – J – L – M deformado até a o diâmetro 3,0 mm STT, para liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.	56
Tabela 3. 6. Valores experimentais para o diâmetro dos <i>dimples</i> referentes ao método da razão L/W para o plano de deformação I – J – L – M deformado até a o diâmetro 2,7 mm, para liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.	57
Tabela 4.1. Resultados das análises químicas das ligas em estudo.	59
Tabela 4. 2Valores obtidos para os tempos da passagem da isoterma <i>liquidus</i> para as ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si; Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si e Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.	62
Tabela 4. 3. Valores dos LRT obtidos para as ligas: Al - 0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7; 0,9]%Si para todos os diâmetros estudados.	67
Tabela 4. 4. Valores obtidos para a condutividade elétrica para os fios com Ø= [2,7 e 3,0]mm.	68
Tabela 4. 5. Valores para o limite deresistência à tração obtidos nos ensaios de tração para os fios com Ø= [2,7 e 3,0]mm.	70
Tabela 4. 6.Relação dos valores obtidos para os alongamentos [δ]; LRT [σ] e razão [ϑ], φ= [2,7; 3,0]mm, para as ligas (a) Al - 0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si, (b) Al - 0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si e (c) Al - 0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.	71

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

Letras latinas		
A	Área da secção transversal do CP	[mm ²]
CP	Corpo de prova	
d _c	Diâmetro de um <i>dimple</i>	
\bar{d}_c	Média dos diâmetros	[m]
d ₁	Maior dimensão de um <i>dimple</i>	
d ₂	Menor dimensão de um <i>dimple</i>	
G	Tamanho médio dos <i>dimples</i>	
L	Comprimento do fio	
L	Comprimento total utilizado na medição	
M	Magnificação da imagem	
n	Número de <i>dimples</i> medidos	
N _i	Número de <i>dimples</i> medidos	
N _L	Número de <i>dimples</i> x mm	
R _t	Resistência a T °C	[Ω]
R _v	Resistência elétrica do CP por unidade de comprimento a 20 °C	[Ω/m]
R ₂₀	Resistência corrigida a 20 °C	[Ω]
t	Temperatura na qual foi efetuada a medição	[°C]
Letras Gregas		
δ	Alongamento	[%]
ϑ	Razão das cavidades	
φ	Condutividade elétrica do fio	[% IACS]
ρ _{Cu}	Resistividade do cobre	[kg/m ³]
ρ _{Al}	Resistividade do alumínio	[kg/m ³]
ρ _c	Resistividade volumétrica	$\frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$
Abreviações e siglas		
FEM	Faculdade de Engenharia Mecânica	
GPEMAT	Grupo de Pesquisa em Engenharia de Materiais	
IACS	International Annealed Cooper Standard	
ITEC	Instituto de Tecnologia	
LRT	Limite de resistência à tração	
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura	
MET	Microscópio Eletrônico de Transmissão	
NBR	Norma Brasileira Regulamentadora	
UFPA	Universidade Federal do Pará	

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	177
1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	177
1.2 OBJETIVOS	27
1.2.1 Objetivo geral.....	27
1.2.2 Objetivos específicos.....	27
2 CONCEITOS FUNDAMENTAIS	28
2.1 FRATURA	28
3 MATERIAIS E MÉTODOS	31
3.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA	32
3.2 DIMENSIONAMENTO DA CÂMARA DE VAZAMENTO DO DISPOSITIVO DE SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL HORIZONTAL.....	33
3.3 EQUIPAMENTO PARA OBTENÇÃO DE DADOS DO DISPOSITIVO DE SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL HORIZONTAL.....	34
3.4 OBTENÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	35
3.5 PROCEDIMENTOS PARA OBTENÇÃO DOS TEMPOS DE PASSAGEM DAS ISOTERMAS POR POSIÇÕES ESPECÍFICAS DO SISTEMA UNIDIRECIONAL.....	37
3.6 CORPOS DE PROVA	37
3.7 CARACTERIZAÇÃO ELÉTRICA	38
3.8 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	40
3.9 CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL DAS LIGAS	40
3.9.1 Procedimento de preparação das amostras para análise estrutural.....	40
3.9.2 Procedimento experimental para caracterização estrutural das ligas	42
<i>3.9.2.1 Caracterização microestrutural – Deformado plasticamente</i>	<i>42</i>
3.9.3 Medidas do tamanho dos <i>dimples</i>	42
<i>3.9.3.1 Procedimento da interseção (ASTM E 112 - 96).....</i>	<i>42</i>
<i>3.9.3.2 Método dos diâmetros médios ou método da intersecção das linhas.....</i>	<i>44</i>
<i>3.9.3.3 Determinação da razão L/W das dimensões das microcavidades (ϑ) do plano: I – J – L – M, deformados plasticamente para os diâmetros [3,0 – 2,7] mm para as três ligas em estudo.....</i>	<i>46</i>
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	59
4.1 AVALIAÇÃO DA LIGA BASE MODIFICADA COM TEORES DE SI	59
4.1.1 Caracterização química das ligas com teores de Si	59
4.1.2 Caracterização térmica das ligas com teores de Si.....	59

<i>4.1.2.1 Curvas de resfriamento</i>	60
<i>4.1.2.2 Perfis do tempo de passagem da interface sólido/líquido pelos termopares</i>	61
<i>4.1.2.3 Determinação das taxas de resfriamento</i>	65
4.1.3 Determinação dos diâmetros	67
4.1.4 Caracterização elétrica das ligas modificadas com silício	68
4.1.5 Caracterização mecânica das ligas modificadas com silício	69
4.1.6 Caracterização estrutural das ligas modificadas com Si	71
5 CONCLUSÃO	76
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	78
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	789

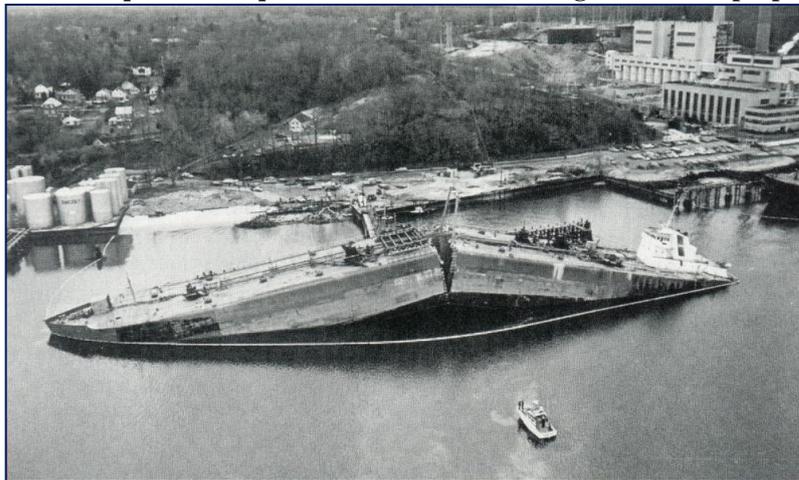
1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

O estudo dos metais, sua exploração, suas transformações e utilizações acompanham o homem desde a pré-história e o seu desenvolvimento tecnológico sempre representou referenciais na história da humanidade. A trajetória tecnológica percorrida pelo homem demonstra que a fundição de metais é o mais antigo dos processos convencionais de fabricação, e veio sendo desenvolvido de forma empírica há dezenas de milhares de anos até a explosão industrial nos anos 1800, século em que surge e se desenvolve a indústria elétrica e a necessidade de se transmitir e distribuir energia elétrica à curta e longa distância.

Desde a Revolução Industrial os cientistas se preocuparam com o estudo da estrutura interna dos metais e, a partir do momento em que se soube como os átomos se arranjam no material, passaram a investigar quais seriam os resultados físicos de cada estrutura. Desde o período das Grandes Guerras os metalúrgicos passaram a se preocupar em controlar essas estruturas para que o material tenha o comportamento que lhe é exigido, em consequência de acidentes dramáticos que ocorreram em navios petroleiros parados nos portos.

Figura 1.1. Um navio-tanque de óleo que fraturou de maneira frágil através de propagação de trincas



Fonte: CALLISTER Jr, 2001.

Hoje é sabido que as ligas metálicas apresentam propriedades mecânicas superiores as dos seus metais constituintes e que combinações na composição química levam a modificação nas estruturas brutas de solidificação. Entretanto, estabelecer correlações entre a estrutura e as propriedades decorrentes é uma tarefa complexa e que se inicia pela análise dos diferentes aspectos estruturais. As características mecânicas dos produtos solidificados dependem do

arranjo macroestrutural e microestrutural, mas principalmente do tamanho do grão, espaçamentos dendríticos, espaçamentos lamelares ou fibrosos, das heterogeneidades de composição química, do tamanho, forma e distribuição das inclusões e dos microconstituintes.

A partir desses aspectos, é muito importante saber-se escolher um material metálico que combine propriedades como baixa densidade, alta resistência mecânica, boa resistência à corrosão, reciclabilidade, durabilidade, ductilidade, fácil trabalhabilidade e boa condutividade térmica e elétrica.

O Alumínio é um dos materiais metálicos mais versáteis, econômicos e atrativos, sendo empregado em uma vasta série de aplicações. É utilizado na indústria de bens de consumo, de transportes, construção civil, de embalagens, elétrica, entre outras. Apresenta ainda excelente ductilidade e maleabilidade que por sua vez estão associadas a elevado alongamento, além de boa resistência à corrosão, o que possibilita adequar sua forma aos mais variados projetos. É um metal leve e não magnético, apresentando uma estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), com alta condutibilidade térmica, inferior somente à da prata, do cobre e do ouro, tornando-o adequado para aplicações em equipamentos destinados a transferir calor. Tem a segunda maior condutividade elétrica dos metais não preciosos, superado apenas pelo cobre. Estas características, aliadas à abundância do seu minério principal, a bauxita, vêm tornando-o um metal economicamente mais importante, após o ferro.

Um dos aspectos que tornam as ligas de alumínio tão atraentes é o fato dele poder ser combinado com a maioria dos metais de engenharia, chamados de elementos de liga. Com essas associações, é possível obter características tecnológicas ajustadas de acordo com a aplicação do produto final, mas para isso é preciso conhecer bem as vantagens e limitações de cada elemento para fazer-se a melhor seleção.

Para Polmear (2006) e Chiaverini (2003), existe uma grande variedade de ligas de alumínio, as quais, *a priori*, podem ser divididas em duas classes.

- **Ligas tratáveis termicamente.** Esta família de ligas pode ter suas propriedades mecânicas melhoradas por meio de tratamento térmico, sendo o tratamento de endurecimento por precipitação o mais importante. As ligas formadas com os elementos que apresentam alta solubilidade no Al, como o Cu, Mg, Si, Zn, Mn e Ni, apresentam esta tendência. Para estas ligas é o precipitado finamente disperso que tem o efeito dominante, inibindo movimento de discordâncias e, em consequência disto, elevando o escoamento plástico e a resistências à tração.

- **Ligas nãotratáveis termicamente.** Esta família de ligas apresenta propriedades mecânicas relativamente baixas, que são melhoradas apenas por trabalho a frio ou encruamento. As ligas formadas com os elementos que apresentam baixa solubilidade no Al, como o Fe, Ti, Cr e Zr apresentam esta tendência. De acordo com Polmear para este outro grupo de ligas, a subestrutura de discordâncias, produzidas por trabalho a frio no caso de ligas trabalhadas, e o tamanho grão, nas ligas fundidas, são os elementos que se apresentam com efeito dominante.

As ligas de Al-Mg-Si (série 6xxx) formam um grupo de ligas utilizadas tanto na forma fundida quanto na forma trabalhada. Nestas ligas, com menos de 1% de Mg e Si adicionados ao Al, há um acréscimo considerável na resistência, causada pela formação de precipitados formados em solução. As ligas 6101 e 6201 apresentam, como composição padrão, Al-0,6%Mg-0,5%Si e Al-0,7%Si-0,8%Mg, respectivamente. São amplamente utilizadas na transmissão de energia elétrica. Essas ligas admitem as variações nos teores de Mg e Si apresentadas na Tabela 1.

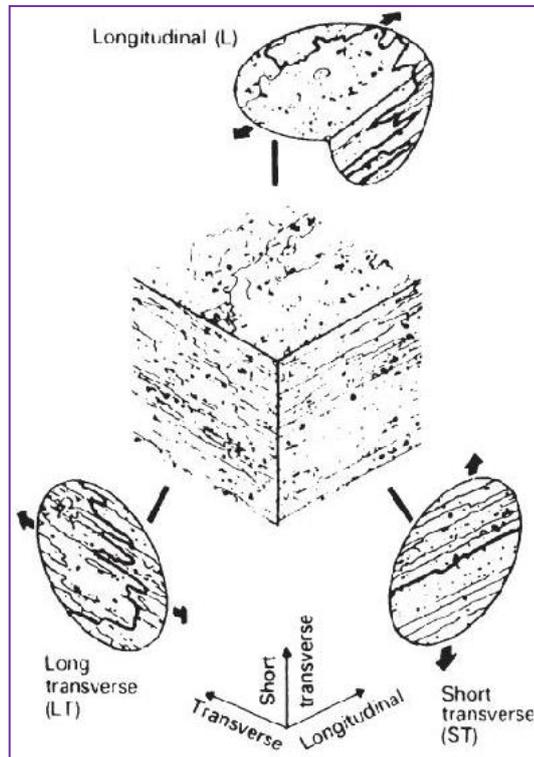
Tabela 1.1. Faixa de composições admissíveis para as ligas 6101 e 6201 (% em massa).

LIGAS	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	B
6101	0.3 a 0.7	0.5	0.1	0.03	0.35 a 0.8	0.03	0.1	0.06
6201	0.5 a 0.95	0.5	0.1	0.03	0.6 a 0.9	0.03	0.1	0.06

Fonte: ASM HANDBOOK, 1998.

Por outro lado, Polmear (2006), sugere que a maioria dos produtos forjados não sofre recristalização durante tratamento térmico subsequente, de forma que é retida a estrutura alongada do grão, resultante de trabalho mecânico. São reconhecidas três direções principais: longitudinal, transversal (ou longo transversal) e curto transversal, e estes são representados na Figura 1.2.

Figura 1.2. As três direções principais, com respeito à estrutura de grão, de uma liga de alumínio em chapas, tubos e perfilados. Note o aparecimento de trincas que podem se formar quando tensionado nestas três dimensões.



L- Longitudinal
 LT- Transversal Longo
 ST- Transversal Curto

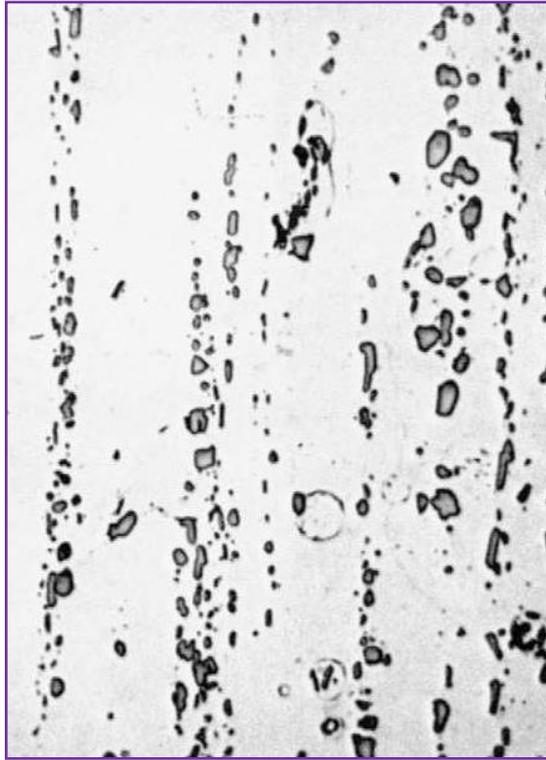
| Fonte: POLMEAR, 2006.

Esta direcionalidade de estrutura de grão é significativa em componentes quando processos de corrosão envolvem ataque intercrystalino– corrosão de esfoliação – e é particularmente importante com respeito ao trincamento de corrosão conjugado à tensão.

Em certos produtos, como extrusões e deformação de metal sob pressão em matriz, o trabalho não é uniforme e uma mistura de estrutura de grão não recristalizado e recristalizado podem ser formados e vindo a contribuir com as principais características microestruturais que controlam as propriedades mecânicas de ligas de alumínio.

Sobre estes aspectos Polmear (2006) caracterizou as principais microestruturas como segue (em tradução livre diretamente a partir do texto original, destacado em itálico):

Figura 1.3. Constituinte (microestrutura) alinhada de intermetálicos grossos que compõe uma mistura de liga de alumínio laminada (X 250).



Fonte :POLMEAR, 2006

a) Intermetálicos grosso misto (frequentemente chamadas partículas constituintes) formados interdendríticamente por decomposição do eutético durante a solidificação de lingote.

a.1) O primeiro grupo inclui combinações virtualmente insolúveis, que normalmente contêm os elementos ferro (Fe) ou silício (Si) e exemplos são $Al_6(Fe,Mn)$, Al_3Fe , $\alpha Al(Fe,Mn,Si)$ e Al_7Cu_2Fe ;

a.2) O segundo grupo, que é conhecido como os componentes solúveis, consiste em compostos intermetálicos de equilíbrio dos principais elementos ligados. Exemplos típicos são Al_2Cu , Al_2CuMg e Mg_2Si .

Nos dois tipos de microestrutura as partículas, de componentes solúveis, se apresentam como redes que cercam os grãos fundidos, que podem ser dissolvidos ou absorvidos através de processos chamados preaquecimento ou homogeneização de lingote.

Durante trabalho subsequente nos lingotes fundidos, as maiores partículas remanescentes normalmente fraturam, o que reduz os seus tamanhos na faixa de 0,5-10 μm e causa os alinhamentos como constituinte (microestrutura) na direção trabalhada ou do fluxo de metal (Figura 1.3).

b) As partículas menores, submicroscópicas, ou dispersões (tipicamente entre 0,05-0,5 μm), são aquelas formadas durante a homogeneização dos lingotes por precipitação no estado sólido de compostos que contêm elementos de solubilidade moderada e que difundem lentamente no alumínio sólido.

Uma vez formadas, estas partículas ou resistem à dissolução ou espessam. Estes compostos normalmente contêm um dos metais de transição, por exemplo: $\text{Al}_2\text{OMn}_3\text{Cu}_2$, $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$, Al_3Ti e Al_3Zr .

c) Precipitados finos (até 0,1 μm). Formados durante endurecimento por precipitação e normalmente tem como maior efeito elevar a resistência das ligas submetidas a tais tratamentos.

d) Tamanho e forma do grão. A característica da microestrutura mais significativa, que diferencia produtos forjados, como placa laminada, forjados e extrudados, é o grau de recristalização. O alumínio recupera dinamicamente durante deformação a quente, que produz uma rede de subgrãos devido à sua energia de falha de empilhamento relativamente alta. Porém, seções grossas que experimentam menos deformação normalmente não sofrem recristalização de tamanho durante processamento de forma que uma estrutura de grão comprida é retida (Figura 1.2).

e). Subestrutura de discordâncias. Notadamente causada por trabalho a frio/encruamento nessas ligas que não respondem a endurecimento por precipitação, e que são desenvolvidas devido a tensões de serviço.

f). Texturas cristalográficas. Formam-se como resultado de trabalho e recozimento, particularmente em produtos laminados. Elas têm um efeito marcante na plasticidade e conduzem a anisotropia das propriedades mecânicas.

Como mencionado acima, no item “e” a fabricação de produtos forjados pode causar estruturas de grão altamente direcionais. Além disso, o composto intermetálico grosso e os pequenos dispersóides também são alinhados para formar constituinte (microestrutura) em linha na direção de fluxo de metal (Figura 1.3).

Estas características microestruturais são conhecidas como fibrilamento mecânico e, junto com texturização cristalográfica, eles causam anisotropia nas propriedades elásticas e outras. Adequadamente, são feitas frequentemente medidas nas três direções principais mostradas em Figura 1.2.

Propriedades elásticas, notavelmente ductilidade, são maiores na direção longitudinal e menores na direção transversal curta na qual o tensionamento é normal ao constituinte intermetálico (microestrutura) em linha, por exemplo, Tabela 1.2.

Tabela 1.2. Variação em propriedades elásticas com a direção em chapa de 76mm de espessura em liga de alumínio.

Direção trabalhada	0,2% tensão de prova (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Alongamento (%)
Al-Zn-Mg-Cu (7075)			
Longitudinal (L)	523	570	15.5
Transversal longo (TL)	482	552	12.0
Transversal curto (TC)	445	527	7.5
Relação TC/L	0.85	0.93	0.48
Al-Cu-Mg (2014)			
Longitudinal (L)	441	477	14.0
Transversal longo (TL)	423	471	10.5
Transversal curto (TC)	404	449	4.0
Relação TC/L	0.91	0.94	0.29

Fonte: POLMEAR, 2006.

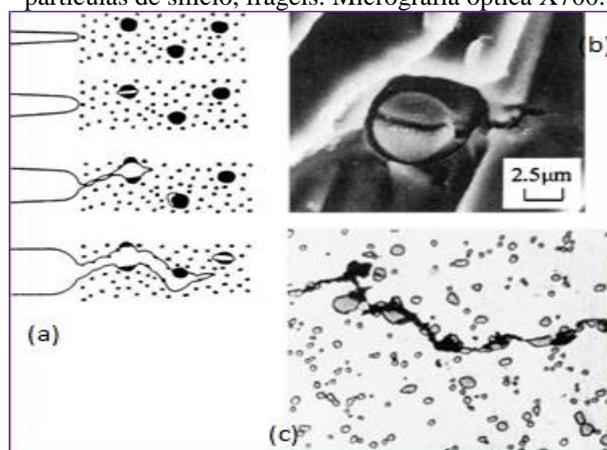
A resistência à tração controla a resistência à fratura através de sobrecarga mecânica, mas, na presença de trincas e outras falhas, é a dureza [e mais particularmente a ductilidade à fratura] da liga que se torna o parâmetro mais importante.

Exigências de ductilidade à fratura mínimas ficam mais estritas e, nas ligas de elevada resistência, é necessário colocar um teto no nível do escoamento plástico que pode ser empregada seguramente pelo projetista.

Trincas extensas em ligas de alumínio comerciais procedem da ductilidade pelo modo fibroso que envolve o crescimento e coalescência de cavidades nucleadas por trincamento ou por descoesão à interface entre partículas de segunda fase e a matriz (Figura 1.4).

Figura 1.4. Trincas extensas por coalescência de microcavidades nucleadas a partir de partículas e dispersóides:

(a) nucleação esquemática de cavidades devido à clivagem/divisão de partícula seguida por progressivo acoplamento do avanço da trinca para as cavidades; (b) clivagem/divisão de uma partícula intermetálica Al_7Cu_2Fe associada com nucleação de cavidades e extensão de trincas na matriz flexível adjacente em uma liga de alumínio de elevada resistência. Micrografia por microscopia eletrônica de varredura, com ampliação de 2800x; (c) caminho de trinca em uma liga de alumínio fundida que foi influenciada pela presença de grossas partículas de silício, frágeis. Micrografia óptica X700.



Fonte: POLMEAR, 2006.

Assim, os fatores metalúrgicos importantes são:

- *A distribuição das partículas que trincam;*
- *A resistência das partículas e as interfaces delas com a matriz para clivagem/divisão e decoesão;*
- *As concentrações de tensão locais que apressam a coalescência de cavidades;*
- *O tamanho de grão quando coalescência envolve limites de grão.*

Tais partículas também nucleiam microcavidades por decoesão à interface com a matriz que pode conduzir à formação de lâminas de cavidades entre as cavidades maiores que estão associadas com os compostos intermetálicos grossos.

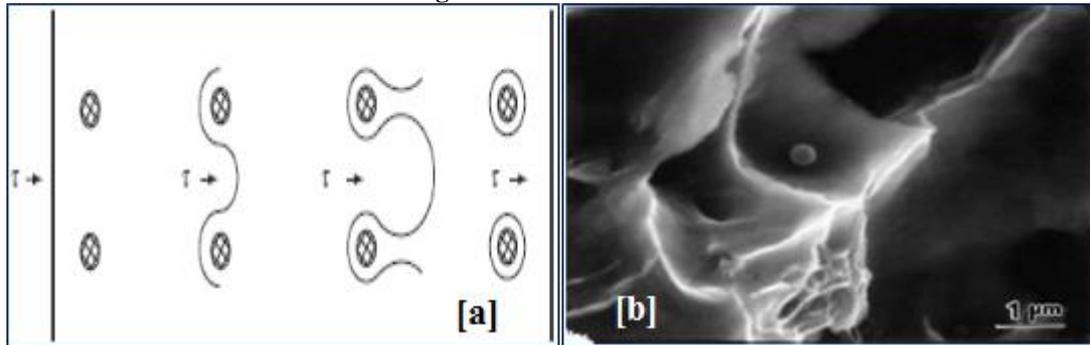
Desta forma, os efeitos variam com diferentes metais de transição e há evidência para sugerir que liga contendo metais capazes de controlar a forma do grão, é mais resistente à fratura que aquelas nas quais foram acrescentados o Cromo (Cr) ou o Manganês (Mn) para este propósito. Isto é atribuído ao fato que estes metais podem formar partículas relativamente pequenas do composto Al_3Mn que tem ao redor de 20nm em diâmetro. Como por exemplo, Al_3Ti e Al_3Zr .

Os finos precipitados desenvolvidos por endurecimento por precipitação podem apresentar dois efeitos, pelo menos, com respeito à dureza de ligas de alumínio. Na medida em que eles reduzem a deformação, a dureza é aumentada e foi observado que, para distribuição iguais de partículas, uma liga com um limite (superior) de escoamento mais elevado tem maior dureza.

Os comentários de Meyer e Chawla (2009), sobre a interação entre discordância e precipitado, atem-se ao modelo de Orowan, que propõem dois (02) dos modelos importantes que explicam o aumento da resistência mecânica de ligas metálicas devido aos precipitados:

- *Discordâncias que circunavegam ao redor das partículas no plano de deslizamento. Partículas não coerentes com a matriz bloqueiam o movimento das discordâncias fazendo-as curvar-se e gerar novos anéis de discordâncias, ao ultrapassar os precipitados, como mostrado na Figura 1.5.*

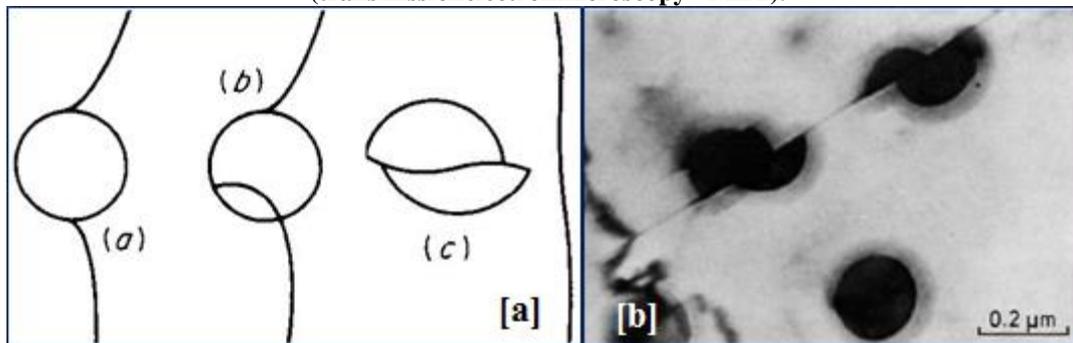
Figura 1.5. [a] O modelo de Orowan; [b] Ruptura por dimple ilustrando uma inclusão não cisalhada que serviu como agente nucleante da microcavidade.



Fonte: [a]e[b]MEYERS; CHAWLA, 2009.

- Partículas embora no plano de deslizamento cortadas pelas discordâncias. Partículas pequenas e macias são deformadas e cortadas pela passagem de discordâncias, gerando tensões bem maiores do que as necessárias para o movimento através da matriz, conforme esquematizado na Figura 1.6.

Figura 1.6. [a] Movimento de discordâncias através de partículas pequenas e macias; [b] Partícula precipitada γ' , cisalhada através de discordâncias em liga Al[Ni-19% Cr-69%] envelhecida à 750°C durante 540h e deformado 2%. As setas indicam os traços dos dois planos de deslizamento (transmissioneléctronmicroscopy - MET).



Fonte:CHAWLA, 2009.

Em consequência destas investigações, sobre os vários aspectos estruturais dos perfis utilizados na indústria, chega-se a necessidade da avaliação das reais dimensões destas estruturas e das reais consequências sobre o comportamento mecânico e elétrico destes perfis.

Neste momento é imperativo o uso da Metalografia, ciência muito jovem, mas imprescindível no estudo estrutural/comportamental dos materiais.

A Metalografia é um conjunto de métodos e técnicas utilizados na análise de materiais, possibilitando identificar um dado tipo de material a um custo relativamente baixo. Basicamente este ensaio consiste em: corte da amostra, embutimento, lixamento, polimento, ataque químico e a observação microscópica. (PADILHA; AMBRÓSIO, 2004).

Esta observação microscópica é desenvolvida, em geral, de maneira não automática, levando o pesquisador à utilização de um tempo considerável para identificar um determinado material. A microestrutura de um material é constituída principalmente dos tamanhos de grão que a compõe, e tais medições são realizadas com muita ênfase tanto nas indústrias como nas instituições de pesquisa. Contudo, a quantificação manual da medida do grão é uma tarefa lenta, trabalhosa e sujeita a falhas e fadiga humana (CAETANO et al, 2008).

Segundo Padilha, 2000 ao se observar uma microestrutura no microscópio tem-se uma descrição qualitativa dos diferentes microconstituintes e dos defeitos presentes. Sabe-se que muitas propriedades dos materiais dependem de sua microestrutura, podendo-se citar como exemplos as influências dos tamanhos de grão e a dispersão de uma segunda fase sobre as propriedades mecânicas. São necessários parâmetros que quantifiquem de alguma maneira a microestrutura e então relacioná-las com as propriedades do material. Esses parâmetros são na maioria dos casos tridimensionais, e como exemplos típicos tem-se a fração volumétrica (para quantificar a quantidade) e o diâmetro médio (para quantificar o tamanho). A metalografia quantitativa fornece meios de quantificar a microestrutura.

De uma maneira geral visa-se com o auxílio da metalografia quantitativa determinar a quantidade, forma, tamanho e distribuição de fases e defeitos. Muitos dos parâmetros em terceira dimensão podem ser obtidos de maneira exata por meio de medidas em duas dimensões, mas estas relações exatas não são disponíveis em todos os casos. Algumas vezes a metalografia quantitativa utiliza parâmetros que não representam os valores reais em terceira dimensão, mas caracterizam bem a microestrutura (LOPES; FONTANA, 2009).

A validação de métodos de medição tem grande importância para o estudo da metalografia quantitativa.

As medidas efetuadas têm um erro associado e a precisão da medida obtida depende das variáveis normais associadas à estatística. (LOPES; FONTANA, 2009).

Ou seja, normalmente, a microestrutura varia estatisticamente de um ponto a outro da amostra que esta sendo analisada. Logo, para que o valor final do parâmetro em estudo tenha significado estatístico, é necessário que ele seja calculado a partir da média de um número mínimo de observações – ou campos metalográficos - o qual é função do grau de flutuação das medidas na microestrutura e da precisão desejada (SMITH, 1998).

A Figura 1.2 apresenta exemplo de anisotropia da microestrutura com variação da forma da estrutura em função de secção observada. Muitas vezes é suficiente medir as formas nas direções, transversal e/ou longitudinal.

1.2 OBJETIVOS

Este trabalho trata de um estudo pioneiro no GPEMAT/FEM, sendo a primeira tentativa de avaliação da trabalhabilidade de uma liga utilizando para isso a ductilidade, consequente da associação dos valores dos alongamentos, e das dimensões e forma das microcavidades, oriundos dos ensaios de tração.

Por tanto se tem como:

1.2.1 Objetivo geral

Modificar a liga Al-0,05%-[0,24-0,28]%Fe com teores de Si e, através da razão L/W, das leituras das dimensões das microcavidades e dos alongamentos, avaliar qual contribuirá para melhor desempenho elétrico, mecânico e estrutural desta liga;

1.2.2 Objetivos específicos

Submeter a liga modificada a:

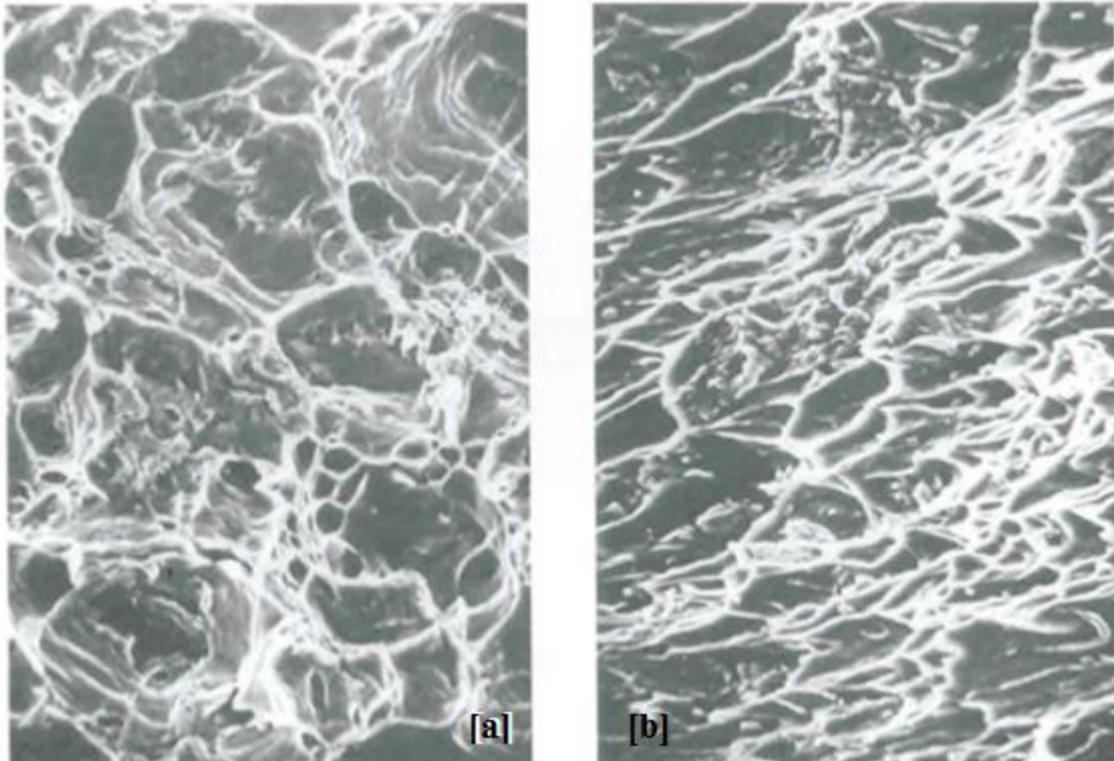
- **Solidificação unidirecional horizontal**, para avaliar a afinidade metal/molde (Molhabilidade do molde) com base nos parâmetros termo físicos –velocidade e taxa de resfriamento –obtidos e correlacioná-los com a estrutura bruta de solidificação consequente;
- **Laminação a frio dos perfis cilíndricos** com diâmetro inicial de 9,6mm para diâmetros finais de [4,0; 3,8; 3,0 e 2,7]mm, como forma de avaliar a trabalhabilidade;
- **Caracterização elétrica** para avaliar a capacidade de conduzir e distribuir energia elétrica;
- **Caracterização mecânica** através do **LRT e do alongamento**;
- **Caracterização estrutural** avaliando-se a micro estrutura resultante e o aspecto Fractográfico através da forma e das dimensões das microcavidades resultantes dos ensaios de tração.

2 CONCEITOS FUNDAMENTAIS

2.1 FRATURA

Em metais com comportamento dúctil e boa tenacidade, a fratura dúctil ocorre normalmente de forma transgranular, ou seja, ela propaga-se através dos grãos. A fratura ocorre com muita deformação plástica, havendo, inclusive, estrição antes da fratura. A deformação plástica ocorre antes da fratura final. Ao realizarmos um ensaio de tração, a fratura dúctil tem início com a nucleação, o crescimento e a coalescência de microcavidades (ou *dimples*, em inglês) dentro da amostra. Tais estruturas formam-se quando uma tensão elevada causa uma fratura localizada nos contornos de grão ou nas interfaces entre o metal e pequenas inclusões. Quanto mais a tensão local aumenta, mais as microcavidades crescem e coalescem formando cavidades maiores. Por fim, a seção resistente é reduzida demais para suportar a carga presente e a fratura, então, ocorre (ASKELAND, PHULÉ, 2008 (b)) A Figura 2.1 apresenta duas fractografias, de um aço 1018 com aspectos de fratura dúctil.

Figura 2. 1. [a] Fratura com microcavidades queixais e [b] fraturas alongadas apontando a direção do início da fratura, ambas em um aço 1018.



Fonte: ASKELAND, PHULÉ, 2008 (b).

Ligas metálicas, tais como ligas de alumínio de alta resistência contém altas concentrações de fases metálicas secundárias, as quais estão acima de seu limite de solubilidade.

Os precipitados de partículas intermetálicas são frequentemente fontes de suscetibilidade estrutural no caso de ligas de alumínio (DUFEK et al., 2007). O desligamento destas partículas intermetálicas resulta na formação de cavidades. O alumínio e outros metais similares geralmente falham por crescimento e coalescência destas cavidades, tanto mecanicamente (McCLINTOCK et al., 1966) quanto eletroquimicamente (FONTANA, 1986 apud MI et al., 2011). Extensivos esforços tanto no domínio analítico contínuo (VAN DER GIESSEN and TVERGAARD, 1990; ONCK AND VAN DER GIESSEN, 1999; SHEN, 2004; ZHAO and CHEN, 2008; SCHEYVAERTS et al., 2011) quanto no domínio atômico (BELAK and MINICH, 1998; GULLETT et al., 2004; POTIRNICHE et al., 2006; TRAVIRATANA et al., 2008; RUDD et al., 2007; RUDD, 2009) tem sido empregados para investigar a progressiva expansão destas cavidades sob um nível de tensão efetiva elevada.

Os estudos envolvendo materiais metálicos, de um modo geral, buscam correlacionar aspectos da estrutura – macro e microestruturais; propriedades mecânicas – ensaios de tensão/deformação e propriedades elétricas – condutividade elétrica.

Como exemplos podem ser citados os trabalhos de H. Takuda (TAKUDA et al. 1995) utilizando ligas do sistema Al-Mg-Cu desenvolvida para painéis de carroçaria de automóveis, mostra estreito relacionamento entre o alongamento e o tamanho do grão.

Ravi Kumar e Swaminatham (RAVI KUMAR e SWAMINATHAN, 1999) que desenvolveram ligas dos sistemas Al-Mg-Mn e Al-Li-Cu para aplicações em conformação à compressão em que o estiramento/alongamento constitui a maior parte da deformação e cuja caracterização envolveu a determinação experimental dos aspectos microestruturais, as propriedades de tração e parâmetros de conformabilidade como taxa de deformação plástica média e anisotropia planar; Nikhil (NIKHIL et al. 2005) no qual é discutida a combinação de elevado LRT com ductilidade do Al comercial.

Por outro lado, estudos em perfis que sofrem trabalho a frio sobre a fratura (a fase final da falha) dão conta que esta ocorre devido à nucleação, crescimento e coalescência de cavidades formadas após o início da estrição. Muitos pesquisadores têm investigado a influência da nucleação, do crescimento e da coalescência de cavidades sobre o comportamento da fratura de qualquer material metálico como os apresentados a seguir:

Em seus primeiros estudos sobre fratura Gurson e Tvergaard (TVERGAARD, 1981) assumem que as cavidades são esféricas em alguns materiais metálicos e permanecem esféricas no crescimento, mas em muitos materiais de engenharia têm cavidades não esféricas.

Mais tarde, Needleman descobriu a fração volumétrica crítica (f_c) de cavidades que foram, por algum tempo, utilizada para designar a falha final do material (NEEDLEMAN e TVERGAARD, 1987). Em seguida, Gologanu et al. (GOLOGANU et al. 1993, 1994, 1995) derivou uma função de escoamento para materiais contendo cavidades esféricas superando o Modelo GT (Gurson-Tvergaard).

Posteriormente, no entanto, Benzerga explicou que a fratura é fortemente influenciada pela forma da cavidade e endurecimento pela deformação a frio/encruamento (BENZERGA et al., 1999). Mais recentemente Pardoen e Hutchinson, Benzerga e Kim implementaram os modelos GLD (Gologanu, Leblond e Devaux) para prever critérios para materiais dúcteis (PARDOEN e HUTCHINSON, 2000; BENZERGA et al 2004;. KIMAND GAO, 2005).

Ainda sobre os estudos recentes tendo por interesse a fratura Gao et al. (GAO et al. 2005), encontraram como resposta para o comportamento do crescimento e coalescimento das cavidades durante a fratura a tensão macroscópica é confirmado ainda que os metais têm inicialmente cavidades esféricas e que a forma da cavidade pode mudar para alongadas ou achatadas, dependendo do estado de tensão aplicada (GAO e KIM, 2006).

Outros trabalhos interessantes foram os realizados por A.R. Ragab no qual avalia a dobrabilidade de chapas utilizando modelos de coalescência de cavidades (RAGAB e SALEH, 2005) e o de Young-Suk Kim et al (KIM et al, 2006) que estudaram o efeito de danos materiais na conformação limites das cavidades em chapas anisotrópicas.

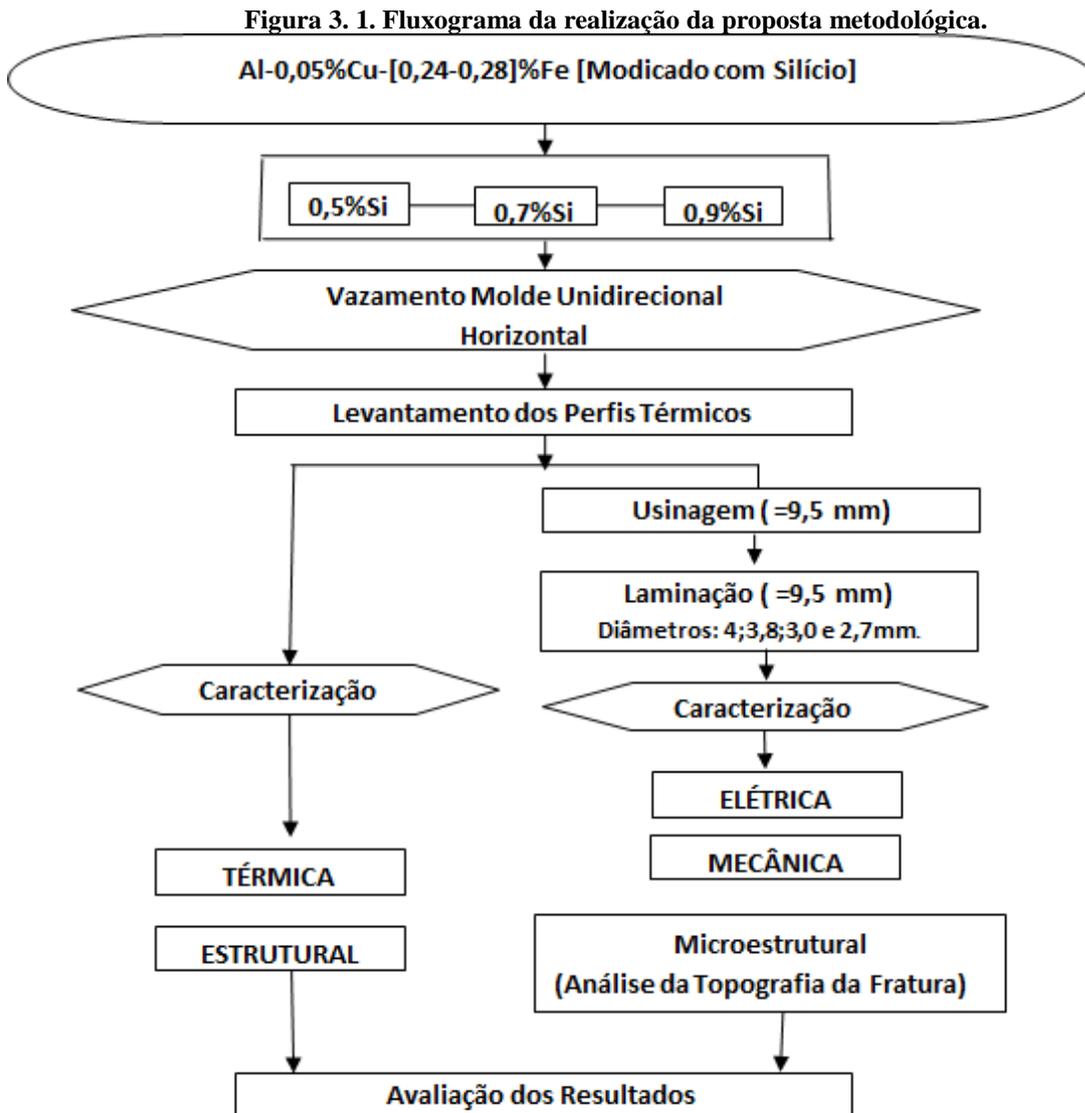
Em 2001 foi proposto por Young-Suk Kim et al. (KIM et al, 2001) o critério de rendimento aproximado para as cavidades em materiais dúcteis anisotrópicos. O efeito da forma da cavidade e seu crescimento na formação de cavidades não esféricas foi estudado por Hyun-Sung Son et al. (SON et al, 2004).

A partir da literatura acima, verifica-se que as microestruturas, as deformações no momento da fratura, a tensão efetiva (σ_e) e a forma das cavidades têm um efeito sobre o comportamento da fratura dúctil.

Narayanasamy (NARAYANASAMY et al, 2006) a partir de blanks/amostras de chapas de largura diferentes da liga de alumínio 5086 fornecido na condição laminado a frio desenvolve estudos com base em testes de plasticidade a fim de estender os estudos acima sob diferentes condições de tensão e deformação.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas desenvolvidas e estudadas no presente trabalho visam à fabricação de linhas aéreas de transmissão e distribuição de energia elétrica. Na Figura 3.1 é possível observar o caminho traçado durante todo procedimento experimental do presente trabalho.



Fonte: Autoria própria.

O processo de fundição e solidificação de metais passa por várias etapas, e a confirmação da composição química é de grande importância para o desenvolvimento do trabalho. O processo de fundição é iniciado com o corte dos lingotes de alumínio, cedidos pela empresa ALUBAR METAIS E CABOS S/A, e outros elementos para compor a liga. Após a pesagem, as massas dos materiais são introduzidas em um cadinho de carbetto de

silício de 3,5 l de volume, o qual é pintado internamente com solução de caulim para evitar a aderência de uma quantidade considerável de metal, e submetido a um pré-aquecimento de vinte minutos a 150°C para eliminar a umidade.

A fusão dos metais é realizada em um forno tipo MUFLA Figura 3.2(a) da marca BRASIMET, cuja temperatura de trabalho foi ajustada em 810°C, para garantir a fusão completa dos metais. Após a constatação da fusão total do metal, o cadinho é retirado do forno e executa-se a homogeneização do metal fundido, através de agitação manual vigorosa, utilizando-se uma espátula de aço.

Figura 3. 2. (a) Forno utilizado na preparação das ligas e (b) injeção de argônio.



Fonte: Acervo GPEMAT.

Posteriormente à homogeneização, faz-se a injeção de gás inerte (argônio) na vazão de 0,2 l/s, Figura 3.2(b), através de um tubo de aço inoxidável ligado a um cilindro de 10m³. A injeção de argônio no metal líquido é realizada por aproximadamente um minuto, com a intenção de remover gases e impurezas com baixa densidade, formando na superfície do banho uma camada de escória, removida com uma espátula de aço antes da realização do vazamento.

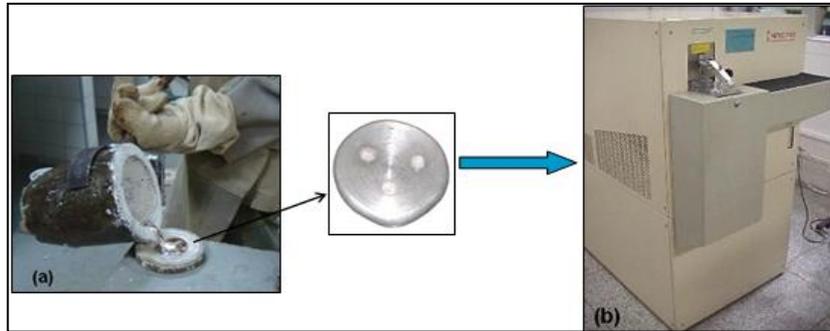
Após a retirada da amostra para análise química (amostra-testemunho), é introduzido um termopar no cadinho com o intuito de verificar a temperatura do metal, até que se atinja um valor de temperatura entre 730°C a 735°C, faixa de temperatura prevista para a realização do vazamento.

3.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A análise química é realizada através do espectrômetro de massa, Figura 3.3(b), pertencente à empresa ALUBAR METAIS E CABOS S/A. Com a amostra testemunho faz-se a análise da composição química através de resultados obtidos a partir da média de no mínimo

três leituras de composição feita na amostra, Figura 3.3(a), apresentando seus valores em peso.

Figura 3. 3. (a) Amostra testemunho utilizada na análise de composição das ligas e (b) Espectrômetro de massa.



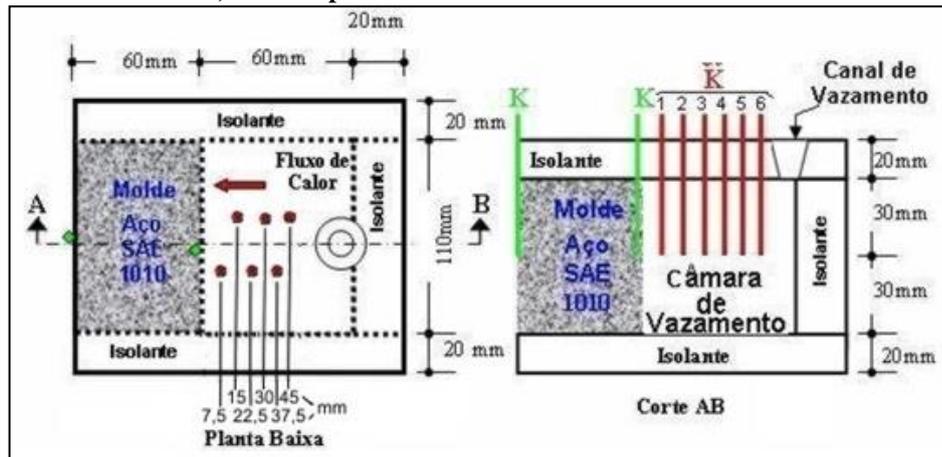
Fonte: Acervo GPEMAT.

O conhecimento da composição química das ligas faz se necessário devido a forte influencia dos teores dos elementos de liga sobre as propriedades dos materiais, e, devido às ligas estudadas serem diluídas, deve haver um controle maior sobre as flutuações dos teores.

3.2 DIMENSIONAMENTO DA CÂMARA DE VAZAMENTO DO DISPOSITIVO DE SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL HORIZONTAL

As dimensões da câmara de vazamento foram baseadas em Quaresma (1999). Para sua montagem, utilizou-se um molde de geometria regular, com dimensões [60x60x110] mm(Figura 3.4), no qual uma das paredes é construída com aço SAE, que funciona como fonte de absorção da carga térmica liberada pelo metal líquido. Possui um furo posicionado a 3,0mm da interface metal/molde e uma profundidade de 30mm a partir do topo da parede superior do molde o mesmo serve para posicionar o termopar do molde.

Figura 3.4. Esquema ilustrativo do sistema metal/molde, adaptação da figura Quaresma (QUARESMA, 1999): vista superior e lateral da câmara de vazamento.



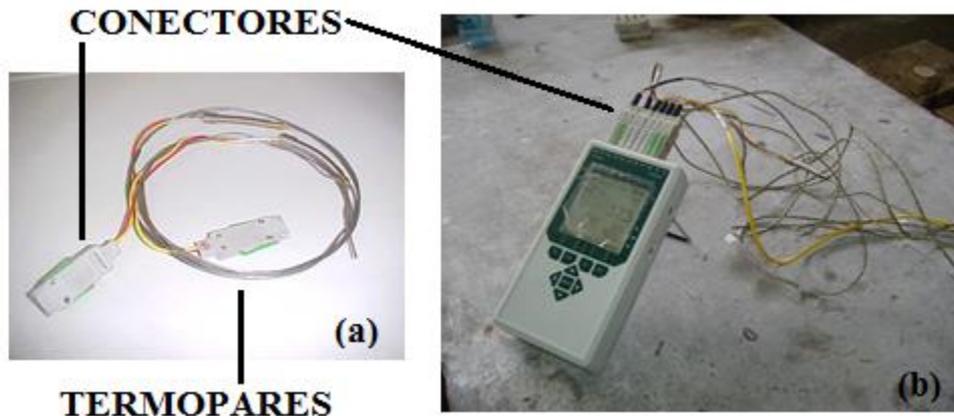
Fonte: Acervo GPEMAT.

A câmara de vazamento possui as demais paredes compostas por um material isolante cerâmico à base de sílica. A tampa da câmara de vazamento possui seis orifícios circulares dispostos ao meio no intervalo de 7,5mm até 45mm a partir da interface metal/molde, e um orifício cônico localizado ao lado oposto da parede metálica.

3.3 EQUIPAMENTO PARA OBTENÇÃO DE DADOS DO DISPOSITIVO DE SOLIDIFICAÇÃO UNIDIRECIONAL HORIZONTAL

Com o auxílio da Figura 3.5 pode ser identificado: (a) os termopares tipo K e os conectores utilizados para leitura térmica do evento; (b) o registrador de temperaturas ALMEMO/AHLBORN, modelo 2290 - 8 que foi utilizado para obtenção dos dados térmicos referente a liga trabalhada. Nele foram conectados oito termopares de Tipo K (Fe-Cu-Ni), visto na Fig. 3.5(a), sendo um posicionado no molde, um para leitura de temperatura de vazamento e o restante na câmara de vazamento, conforme o diagrama da Figura 3.4.

Figura 3.5. (a) Termopares tipo “K”, utilizados para a coleta dos dados térmicos e (b) equipamentos de aquisição de dados.



Fonte: Acervo GPEMAT.

3.4 OBTENÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

A produção das ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si teve como ação inicial o corte dos lingotes na serra elétrica e a pesagem na balança digital. Após serem serrados os lingotes, foi calculado, para cada composição da liga, a relação em peso de Al e dos elementos de liga (Si, Cu e Fe) necessários. Foram pesados e introduzidos em um cadinho (submetido a um pré-aquecimento de vinte minutos à 150°C).

A Figura 3.6 ilustra a execução dos procedimentos: [a] O cadinho com a liga pesada sendo colocado no forno Mufla, cuja temperatura de trabalho ajustada foi de 810°C, temperatura que garante a fusão completa dos metais. Após a constatação da fusão total do metal, foram executadas em períodos de 20 minutos, três retiradas do forno o cadinho para a homogeneização do metal fundido através de agitação com espátula de aço. [b] Após a última homogeneização faz-se a injeção de gás inerte (argônio), na vazão de 0,2 l/s (Figura 3.6(B)). [c] A injeção de argônio foi feita no cadinho durante 40 segundos, para poder retirar a escória do metal fundido. Após isto, introduziu-se um termopar no cadinho, com o intuito de verificar a temperatura do metal, até que se atingisse o valor de 710°C, temperatura de vazamento utilizado no processo.

Figura 3.6. (a) Retirada do cadinho do forno, (b) injeção do gás argônio no cadinho e (c) introdução do termopar no metal líquido.



Fonte: Acervo GPEMAT.

Os vazamentos foram realizados em um aparato experimental ilustrado na Figura 3.7, serve para produzir um sistema de fluxo de calor unidirecional no interior do metal, tomando como referência a interface metal/molde. Sua capacidade volumétrica é de aproximadamente 0,4 l e a massa de metal que se utilizou foi de 1200g. Neste dispositivo, executaram quatro vazamentos, todas na presença de termopares posicionados estrategicamente para registro da temperatura.

Figura 3. 7. Vazamento da liga e posicionamento dos termopares (7,5; 15,0; 22,5; 30,0; 37,5 e 45,0) mm na câmara de vazamento.



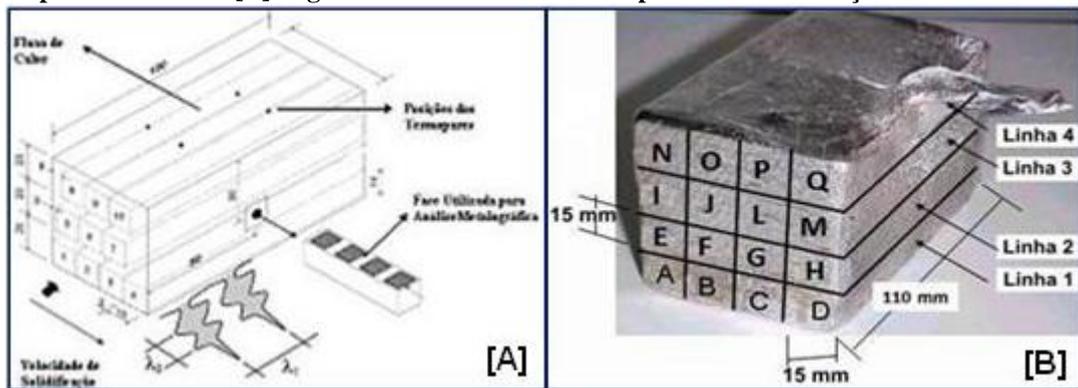
Fonte: Acervo GPEMAT.

As temperaturas foram monitoradas durante a solidificação através de um conjunto de oito termopares tipo K, em posições específicas na câmara de vazamento, sendo que seis termopares foram colocados, nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: [7,5; 15,0; 22,5; 30,0; 37,5 e 45,0] mm . Um termopar foi posicionado no molde (bloco metálico).

3.5 PROCEDIMENTOS PARA OBTENÇÃO DOS TEMPOS DE PASSAGEM DAS ISOTERMAS POR POSIÇÕES ESPECÍFICAS DO SISTEMA UNIDIRECIONAL

Os dados capturados pelo registrador são repassados posteriormente para um computador.

Figura 3.8. [A] Diagrama esquemático representando o sistema de aquisição de dados para construção dos perfis térmicos e [B] lingote solidificado com os seus planos de deformação identificados.



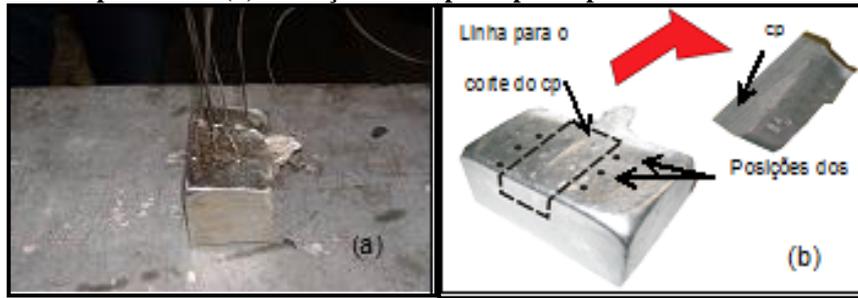
Fonte: Quaresma, 1999 e Acervo GPEMAT.

Após a obtenção das curvas de resfriamento da liga foi elaborado o perfil da isoterma *liquidusa* partir dos registros de cada posição em relação à distância interface metal/molde [7,5; 15,0; 22,5; 30; 37,5 e 45]mm .

3.6 CORPOS DE PROVA

Os lingotes obtidos na solidificação unidirecional apresentaram dimensões de [60 x 60 x 110]mm, visto na Figura 3.8(a). Cada lingote foi cortado com uma serra circular. Os corpos de prova obtidos para análise macro e microestrutural foram seccionados entre os pontos posicionados dos termopares na parte superior, medindo cada um aproximadamente [30 x 30 x 50]mm, ilustrado na Figura 3.9(b).

Figura 3. 9. (a) Lingote obtido na solidificação unidirecional com termopares posicionados para registro de temperatura e (b) obtenção do corpo de prova para análise estrutural.



Fonte: Acervo GPEMAT.

3.7 CARACTERIZAÇÃO ELÉTRICA

Para aferição das propriedades elétricas adotou-se como referência a NBR-6814, que descreve o método de medição de resistividade elétrica do condutor em corrente contínua, para fios e cabos elétricos. Para realização do ensaio utilizou-se uma Ponte de Kelvin MEGABRÁS modelo MPK-2000, ilustrada na Figura 3.10.

Figura 3. 10. Fotos do conjunto componentes da Ponte de Kelvin utilizada para medir resistência elétrica.



Fonte: Acervo GPEMAT.

A resistência elétrica dos fios foi medida a uma temperatura não inferior a 10°C nem superior a 30°C e corrigida para a temperatura de 20°C como a norma NBR 5118 recomenda. Depois de obtidos os resultados a partir da leitura das resistências dos corpos de provas em diferentes diâmetros utilizamos a equação fornecida pela norma NBR 6814 mostrada na Eq. 3.1.

$$R_{20} = R_t \left(\frac{1}{1 + \alpha(t - 20)} \right) \quad (3.1)$$

Sendo:

t = temperatura na qual foi efetuada a medição, °C;

R_t = resistência a T °C, em Ω ;

R_{20} = resistência corrigida a 20 °C, em Ω ;

α = coeficiente de variação da resistência com a temperatura 20 °C, especificado pela norma para liga de alumínio.

Com a resistência já corrigida a 20 °C pode-se obter a resistividade, que é fornecida através da Eq. 3.2, obtida na norma NBR 6815.

$$R_v = \rho_c \cdot A \quad (3.2)$$

Sendo:

R_v = resistência elétrica do CP por unidade de comprimento a 20 °C, em $\frac{\Omega}{m}$;

ρ_c = resistividade volumétrica do CP a 20 °C, em $\frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$;

A = área da secção transversal do CP, em mm^2 .

Os resultados obtidos são posteriormente transformados em condutividade elétrica (IACS), “*International Annealed Cooper Standard*”, padrão internacional de condutividade correspondente à apresentada por um fio de cobre com 1m de comprimento, 1mm² de seção transversal a 20°C, através da fórmula:

$$\varphi = \frac{\rho_{Cu}}{\rho_{Al}} \quad (3.3)$$

Sendo:

φ = a condutividade elétrica do fio em IACS;

ρ_{Cu} = a resistividade elétrica do cobre em $\frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$;

ρ_{Al} = a resistividade elétrica do alumínio em $\frac{\Omega \cdot mm^2}{m}$.

3.8 CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

Para a caracterização mecânica dos materiais utilizou-se a máquina Kratos (Figura 3.11) para o ensaio de tração, sendo que para cada tipo de corpo de prova se obedece a uma determinada norma técnica:

- i) para o fundido, às dimensões obedece a norma ASTM E8M-95;
- ii) laminados e trefilados, ou seja, para fios e cabos elétricos obedecendo à norma NBR 6810.

Figura 3. 11. Ensaio de tração Modelo Kratos com célula de carga de 500 e 3000 Kgf.



Fonte: Acervo GPEMAT.

3.9 CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL DAS LIGAS

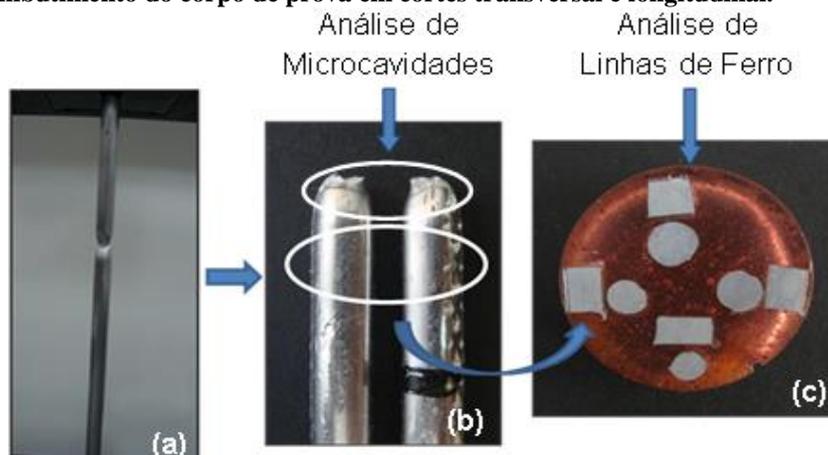
3.9.1 Procedimento de preparação das amostras para análise estrutural

As macroestruturas das ligas são reveladas em corpos de prova como fundidas, a partir do lixamento e polimento da secção retirada do bloco. As superfícies polidas das amostras são atacadas por imersão em solução de Poulton [12ml HCl (conc.), 6 ml HNO₃ (conc.), 1 ml HF (48%), 1 ml H₂O], preparadas segundo técnicas-padrão em metalografia (ASM INTERNATIONAL, 2004). Após o ataque químico, as superfícies dos corpos de prova são lavadas em água corrente abundante, enxaguada com acetona e secada com um secador de ar quente.

A microestrutura das ligas é obtida em corpos de prova resultantes do ensaio de tração, (Figura 3.12a), que serão preparados para caracterização estrutural realizada via microscópio eletrônico de varredura – MEV, que envolve corte da região da fratura, além de cortes

transversal e longitudinal do fio ensaiado (Figura 3.12b). Os cortes transversais e longitudinais são analisados a partir de embutimentos preparados com resina, a fim de facilitar e possibilitar o polimento das peças, que precisam estar com suas superfícies perfeitamente planas e polidas para análise (Figura 3.12c).

Figura 3. 12. (a) Corpo de prova tracionado, (b) identificação das regiões de análise no MEV e (c) embutimento do corpo de prova em cortes transversal e longitudinal.



Fonte: Acervo GPEMAT.

A Figura 3.13(a) ilustra um limpador ultrassônico com tanque em aço modelo METASOM – 14, usado para limpeza das amostras das regiões de fratura resultantes do ensaio de tração, por meio de aplicação de ondas ultrassônicas agindo sobre uma solução de limpeza [álcool etílico absoluto, P.A. 99,99 e Acetona P.A.]. Os embutimentos são preparados com o uso de uma politriz, Figura 3.13(b) para lixar e polir as amostras.

Figura 3. 13. (a) Ultrassom modelo METASOM – 14 e (b) politriz elétrica.



Fonte: Acervo GPEMAT.

As imagens microestruturais das ligas são obtidas via MEV, usando-se o detector de elétrons retroespalhados, que torna possível observar a distribuição das partículas de segunda fase.

3.9.2 Procedimento experimental para caracterização estrutural das ligas

3.9.2.1 Caracterização microestrutural – Deformado plasticamente

A Figura 3.14 mostra o microscópio eletrônico de varredura (MEV) utilizado para a caracterização microestrutural, e que também permite a obtenção de análises químicas semi quantitativas por espectrometria de energia dispersiva de raios-x (EDS). Nesta caracterização tem-se a preocupação de avaliar o aspecto das fraturas microscopicamente, por meio do detector de elétrons secundários, e os cortes transversais e longitudinais das ligas, por observação através do detector de elétrons retroespalhados.

Figura 3. 14. Microscópio eletrônico de varredura (MEV).



Fonte: Acervo GPEMAT.

Após terem sido analisadas via MEV, as fraturas são analisadas com ajuda de softwares que auxiliam na leitura do tamanho e forma dos *dimples*.

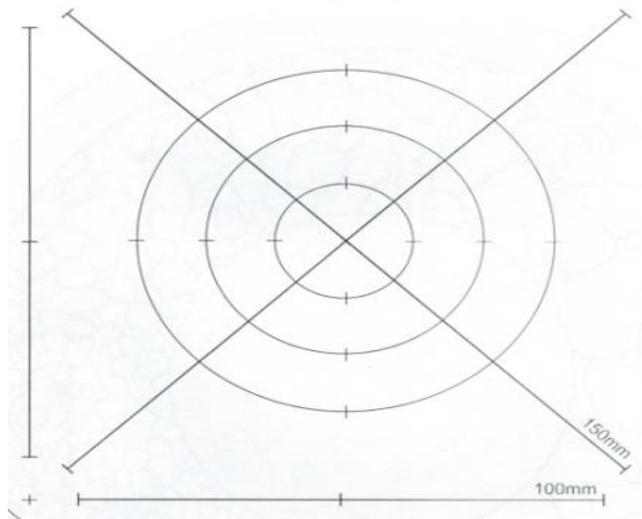
3.9.3 Medidas do tamanho dos *dimples*

3.9.3.1 Procedimento da interseção (ASTM E 112- 96)

O procedimento, descrito por esta norma, envolve a determinação da contagem de contornos de grãos interceptados por linhas, as quais, nesse caso, serão os perímetros dos

grãos. São utilizados diversos métodos para efetuar as medições por este procedimento, cada um utilizando diferentes geometrias, conforme podemos ver na Figura 3.15. As quatro linhas retas na imagem correspondem ao método Heyn, as três circunferências, que somam uma longitude de 500mm representam o método de Abrams. Ainda pode ser utilizado um terceiro método, o método Hilliard, que utiliza uma circunferência de 100, 200 ou 250 mm. No entanto, é feita uma adaptação desta norma, ASTM E112-96, para que se efetue a medição dos *dimples*.

Figura 3. 15. Representação do método Heyn.



Fonte: ASTM E112-96.

As equações utilizadas para os cálculos dos quatro métodos são:

$$\bar{N}_L = \frac{N_i}{L/M} \quad (3.4)$$

$$G = (6,643856 \times \log_{10} \bar{N}_L) - 3,288 \quad (3.5)$$

Onde:

N_i = número de *dimples* medidos;

L = comprimento total utilizado na medição;

M = magnificação da imagem;

N_L = número de *dimples* x mm

G = tamanho médio dos *dimples*

3.9.3.2 Método dos diâmetros médios ou método da intersecção das linhas

A medição dos *dimples* foi realizada primeiramente através do método da intersecção das linhas, que é uma adaptação da norma ASTM E112 que descreve métodos de medição de tamanho de grãos, onde traçam-se duas linhas (d_1 e d_2) perpendiculares entre si que tocam as bordas dos *dimples*(Figura 3.14).

Este método possibilita duas formas de cálculo para determinação do tamanho dos *dimples*:

- i. A primeira maneira é resultante do cálculo da raiz quadrada do produto entre d_1 e d_2 , como visto na Eq. 3.6 e 3.7;

$$d_c = \sqrt{d_1 d_2} \quad (3.6)$$

$$\bar{d}_c = \frac{(\sum_{i=1}^n \sqrt{d_1 d_2})}{n} \quad (3.7)$$

Onde:

d_c = diâmetro de um *dimple*

d_1 = maior dimensão de um *dimple*

d_2 = menor dimensão de um *dimple*

n = número de *dimples* medidos

\bar{d}_c = média dos diâmetros

SHARMA et al. (2009), utilizou em seu trabalho o método de medida de microcavidades, no qual foram utilizadas estas equações.

- ii. A segunda forma é fazer uma média aritmética simples a partir de d_1 e d_2 , como pode ser observado na Eq. 3.8.

$$\bar{x} = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad (3.8)$$

Onde:

\bar{x} = valor médio das medidas.

Estas duas formas de cálculo possibilitam a ramificação deste método em duas partes, Método 1(raiz quadrada) e Método 2(média aritmética simples). Entretanto, neste trabalho o dimensionamento das microcavidades obedeceu à metodologia proposta para a obtenção da

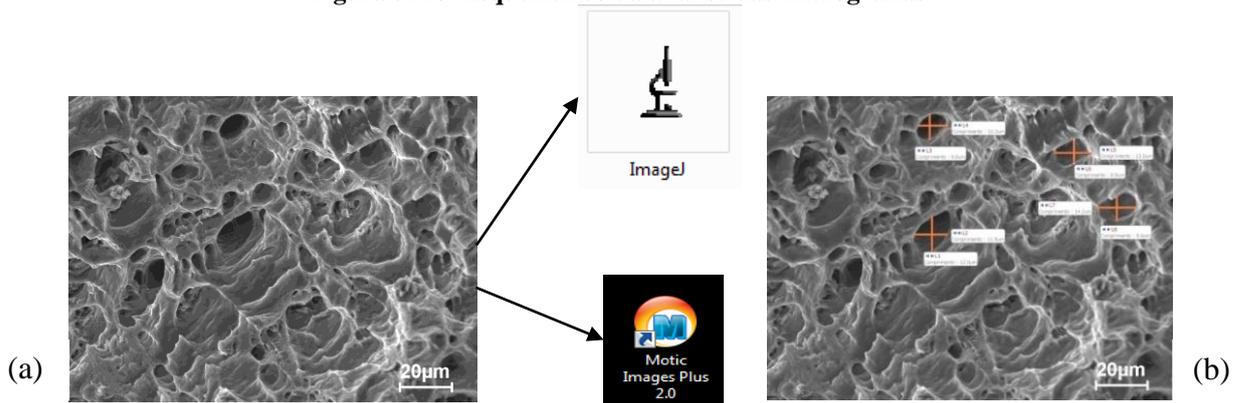
razão entre as leituras das dimensões das microcavidades utilizadas nos trabalhos de Narayanasamy et al.(NARAYANASAMY et al., 2006; 2008), Parthasarathi et al.(PARTHASARATHI et al., 2009), Ravindran et al.(RAVINDRAN et al., 2009), NagaKrishna et al.(NAGA KRISHNA et al., 2010): Traçam-se duas linhas (L= comprimento e W= largura) perpendiculares entre si que tocam as bordas das microcavidades. Este método possibilita a determinação da razão L/W das dimensões das microcavidades, através da Eq. 3.9, com a qual se avalia a forma das microcavidades, esféricas(L/W=1), prolatas(L/W< 1) e oblatas(L/W>1).

$$\vartheta = \frac{L}{W} \quad (3.9)$$

iii. Este poderá ser o terceiro procedimento para determinação das dimensões das microcavidades (9).

Para a medição do tamanho das microcavidade (*dimples*) foram utilizados dois softwares, o IMAGEJ e o MOTIC Plus 7.0. Esses softwares tornam-se importantes no procedimento de medidas dos *dimples* no que se refere a precisão das medidas, porque permitem a calibração através do ajuste da escala de ampliação obtidas no MEV com a imagem a ser trabalhada.

Figura 3. 16. Esquemático da análise das micrografias.



Fonte: Acervo GPEMAT.

Método de medição adotado, por ter sido considerado o mais identificado com os objetivos deste trabalho.

3.9.3.3 *Determinação da razão L/W das dimensões das microcavidades (ϑ) do plano: I – J – L – M, deformados plasticamente para os diâmetros [3,0 – 2,7] mm para as três ligas em estudo.*

Para que fosse realizada a medição das dimensões das microcavidades primeiro realizou-se um estudo da validação dos métodos disponíveis (SOUZA, 2012), porém o método que envolve a razão L/W (NARAYANASAMY et al., 2006) foi o mais adequado para o estudo de microcavidades. Para cada diâmetro de fio foram determinadas médias de quinze pares de medições realizadas em diferentes microcavidades, como poderá ser visto a seguir nas três ligas em estudo.

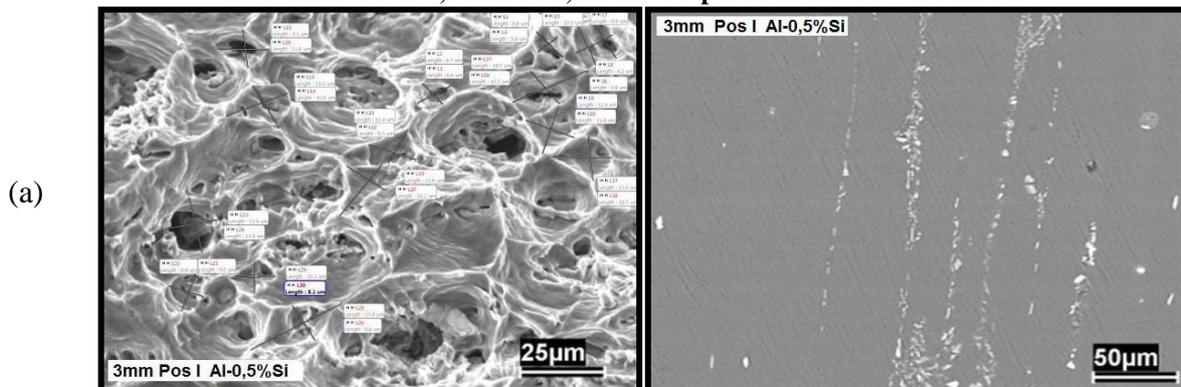
a) Liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si

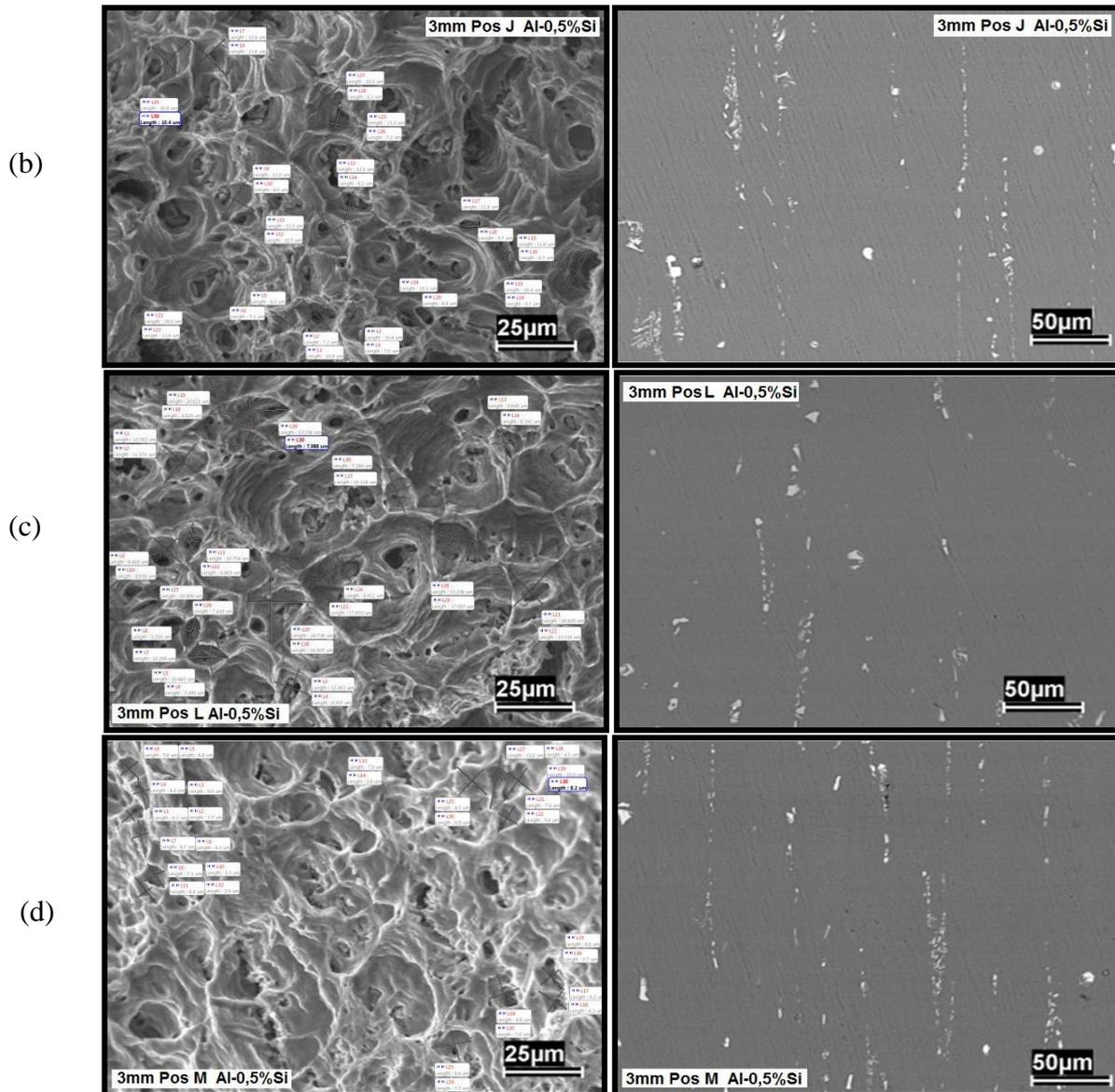
A primeira caracterização foi realizada na liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si nos diâmetros 3,0 mm e 2,7 mm .

A Figura 3.14 mostra a distribuição das microcavidades e das partículas de segunda fase para o fio deformado até 3,0 mm . A partir das medições realizadas nas micrografias da Figura 3.14 obtêm-se os resultados dispostos na Tabela 3.1, que retratam os valores médios da razão L/W das microcavidades e seus respectivos desvios padrões.

De posse dos dados da Tabela 3.1 plotam-se os gráficos ilustrados na Figura 3.15, que associa os valores das razões L/W das cavidades e os respectivos desvios padrão das leituras em função da posição dos termopares.

Figura 3. 17. Evolução das dimensões dos *dimples* para os planos I – J – L – M deformados plasticamente até o diâmetro de 3,0 mm STT, medidos a partir do método da razão L/W.





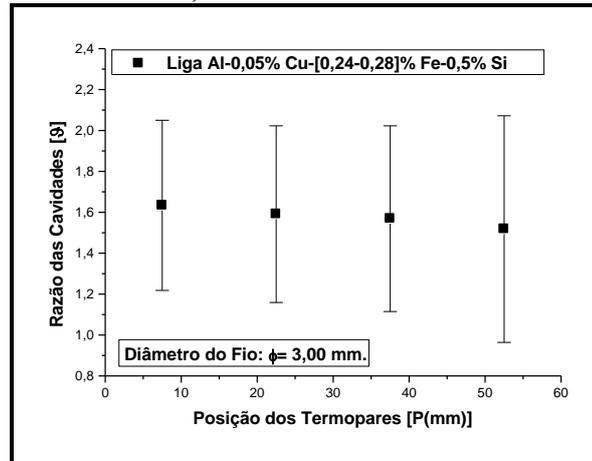
Fonte: Acervo GPEMAT.

Tabela 3. 1. Valores experimentais para as dimensões dos *dimples* referentes ao método da razão L/W para os planos de deformação I – J – L – M deformados até o diâmetro 3,0 mm STT.

Liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si.			
Diâmetro do Fio	Posição Termopar (mm)	Média Cavidades [$\bar{\mathcal{A}}$]	Desv. Padrão [χ (μm)]
$\varnothing = 3,0$ mm	7,5	1,634	0,416
	22,5	1,591	0,432
	37,5	1,569	0,454
	52,5	1,518	0,554

Fonte: Acervo GPEMAT.

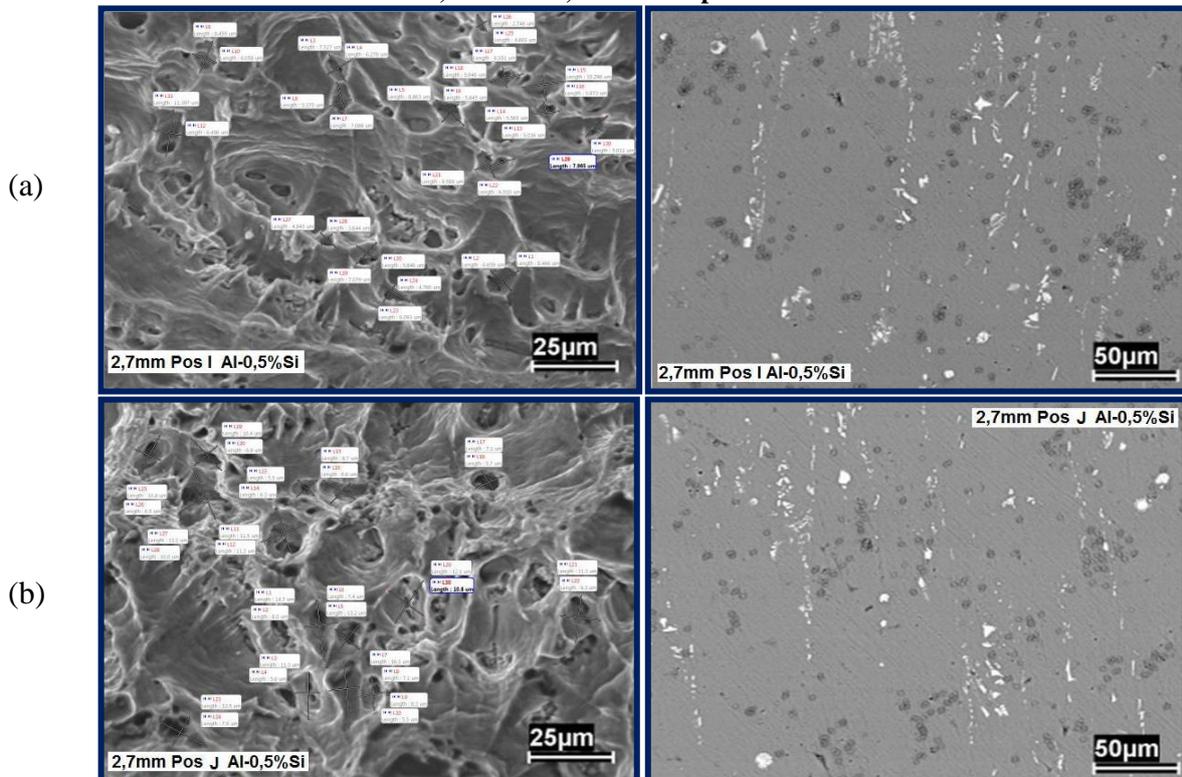
Figura 3. 18. Evolução das dimensões dos *dimples* para os planos I – J – L – M deformados plasticamente até o diâmetro de 3,0 mm através método da razão L/W.

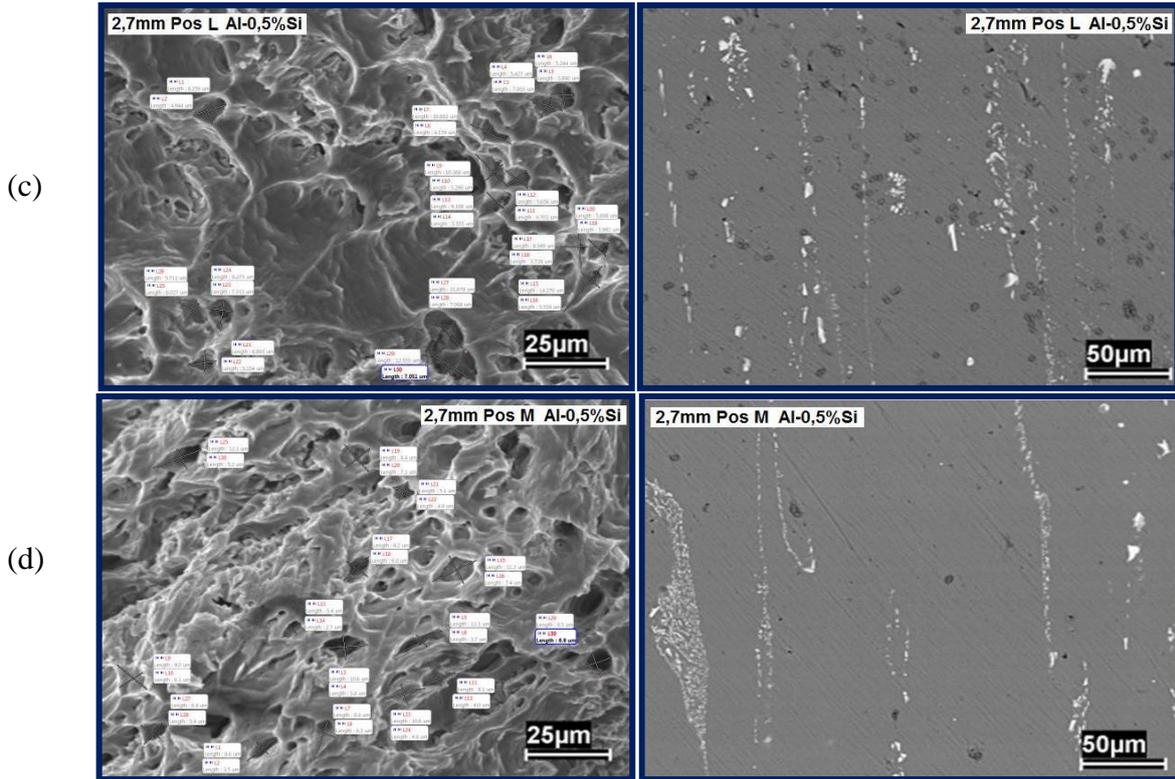


Fonte: Acervo GPEMAT.

De acordo com a metodologia realizada de aquisição de dados para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si, obtêm-se os resultados para o diâmetro 2,7mm da referida liga através das Figuras 3.19e 3.20e da Tabela 3.2.

Figura 3. 19. Evolução das dimensões dos *dimples* para os planos I – J – L – M deformados plasticamente até o diâmetro de 2,7 mm STT, medidos a partir do método da razão L/W.





Fonte: Acervo GPEMAT.

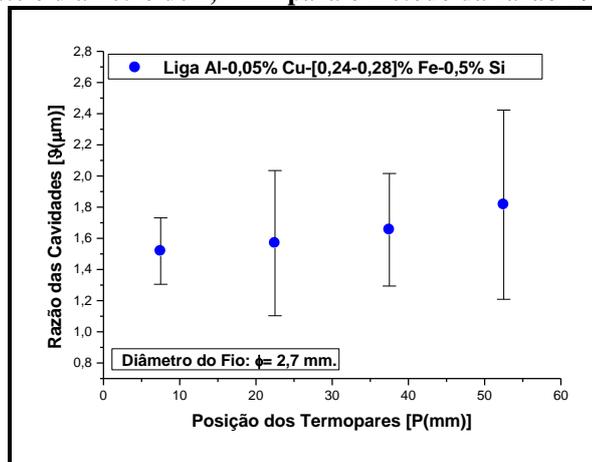
Tabela 3. 2. Valores experimentais para as dimensões dos *dimples* referentes ao método da razão L/W para os planos de deformação I – J – L – M deformados até o diâmetro 2,7 mm STT.

Liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si.

Diâmetro do Fio [Ø (mm)]	Posição Termopar [P (mm)]	Média das Cavidades [$\bar{\vartheta}$]	Desv. Padrão [χ (µm)]
Ø= 2,7	7,5	1,518	0,213
	22,5	1,569	0,466
	37,5	1,655	0,361
	52,5	1,816	0,607

Fonte: Autoria própria.

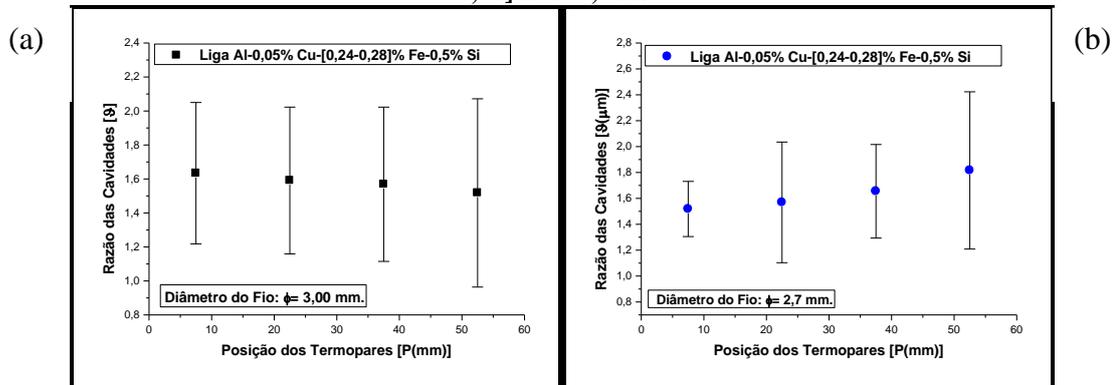
Figura 3. 20. Evolução das dimensões dos *dimples* para os planos I – J – L – M deformados plasticamente até o diâmetro de 2,7 mm para o método da razão L/W.



Fonte: Autoria própria.

Resumo para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si

Figura 3. 21. Comparativo entre os diâmetros 3,0 mm (a) e 2,7 mm (b) para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si.



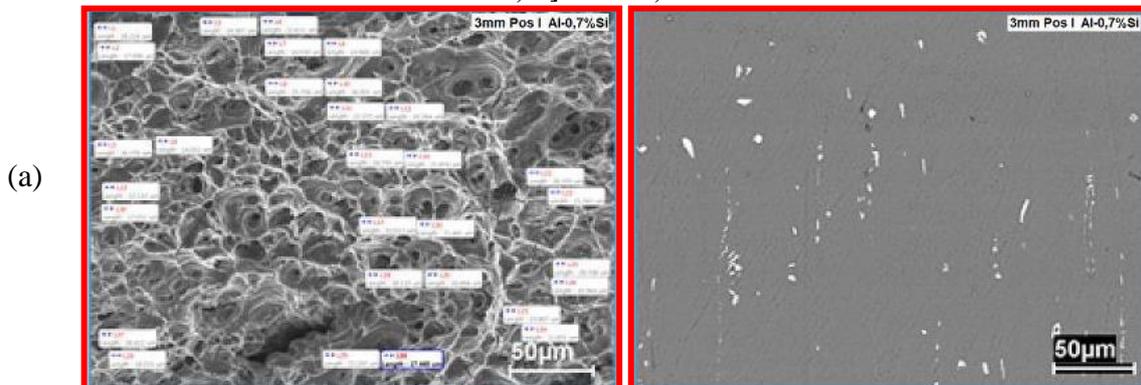
Fonte: Autoria própria.

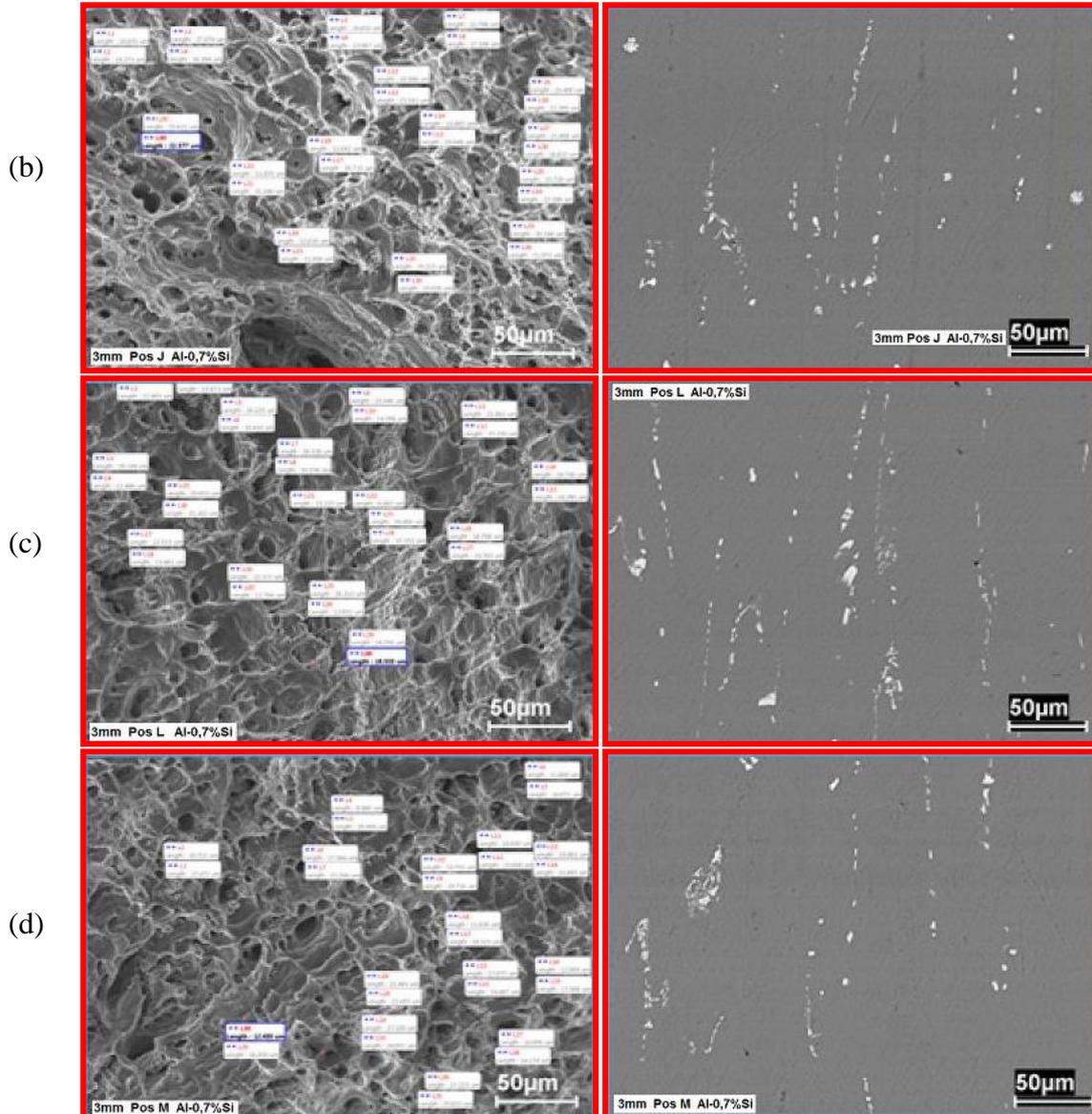
A evolução dos valores para a razão L/W para o fio com diâmetro de 3,0mm, a diferentes distâncias da interface metal/molde, apresenta pequena queda, ao contrário do fio com diâmetro 2,7mm, que apresenta crescimento. Por outro lado, os valores para o desvio padrão da razão L/W para os dois diâmetros dos fios para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si apresentam aumento para as razões medidas mais afastada da interface M/M, provável consequência da menor concentração de partículas de segunda fase.

b) Liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si.

Os resultados obtidos para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si, diâmetro 3,0mm, encontram-se disponíveis nas Figuras 3.18 e 3.19 e na Tabela 3.3; para o diâmetro 2,7 mm os resultados estão dispostos nas Figuras 3.21 e 3.22 e na Tabela 3.4.

Figura 3. 22. Evolução das dimensões dos *dimples* para os planos I – J – L – M deformados plasticamente até o diâmetro de 3,0 mm STT, medidos a partir do método da razão L/W, para liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe – 0,7%Si.





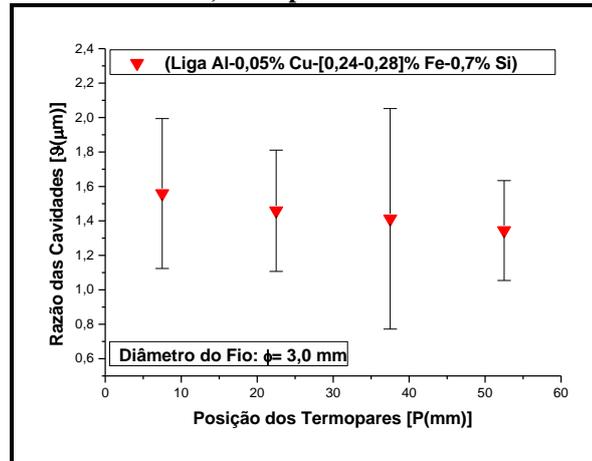
Fonte:Acervo GPEMAT

Tabela 3. 3. Valores experimentais para dimensões dos *dimples* referentes ao método da razão L/W para os planos de deformação I – J – L – M deformados até a o diâmetro 3,0 mm STT, para liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si.
Liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si.

Diâmetro do Fio	Posição Termopar (mm)	Média das Cavidades [$\bar{\rho}$]	Desv. Padrão [χ (μm)]
$\text{\O} = 3,00 \text{ mm}$	7,5	1,559	0,435
	22,5	1,459	0,352
	37,5	1,412	0,640
	52,5	1,344	0,290

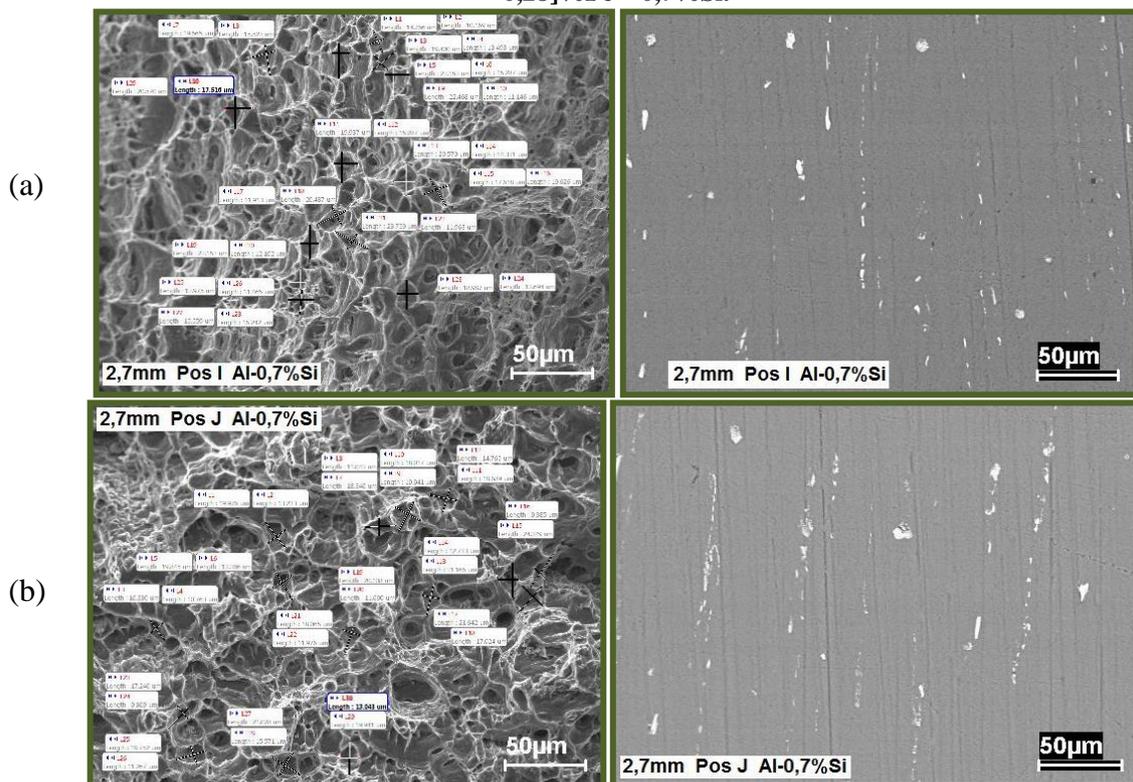
Fonte: Autoria própria.

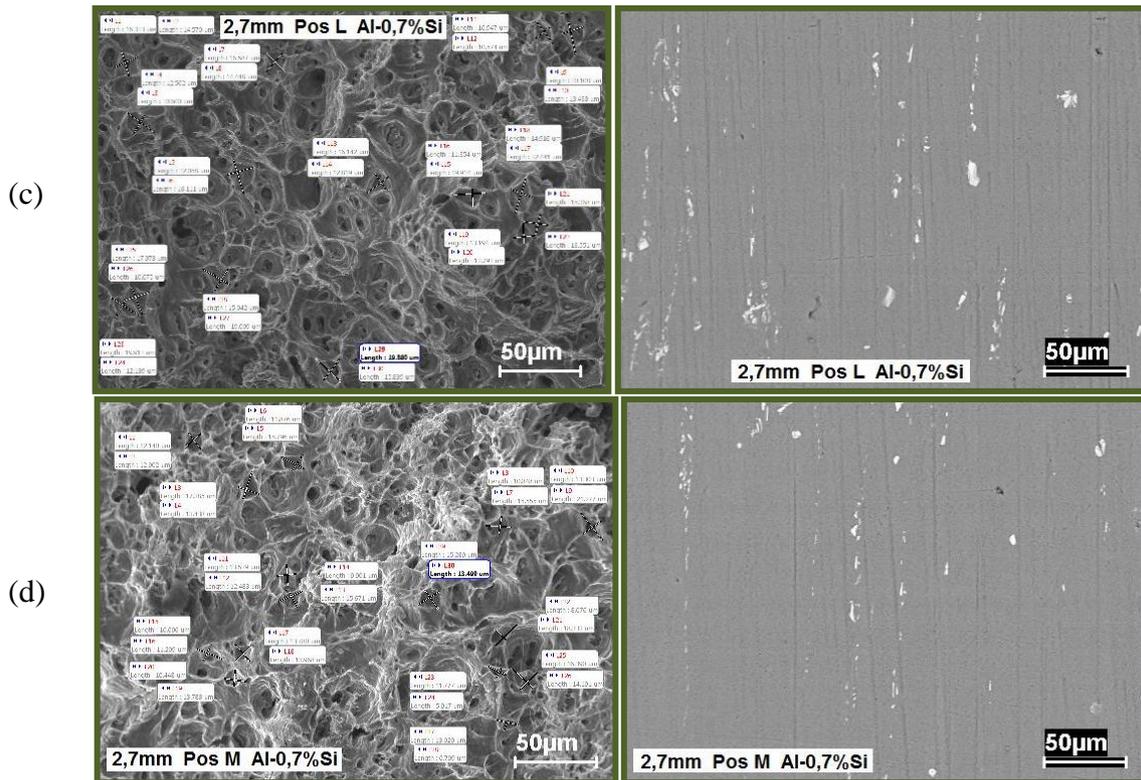
Figura 3. 23. Evolução das dimensões dos *dimples* para os planos I – J – L – M deformados plasticamente até o diâmetro de 3,0 mm para o método da razão L/W.



Fonte: Autoria própria.

Figura 3. 24. Evolução das dimensões dos *dimples* para os planos I – J – L – M deformados plasticamente até o diâmetro de 2,7 mm STT, medidos a partir do método da razão L/W, para liga Al-0,05% Cu-[0,24 – 0,28]%Fe – 0,7%Si.





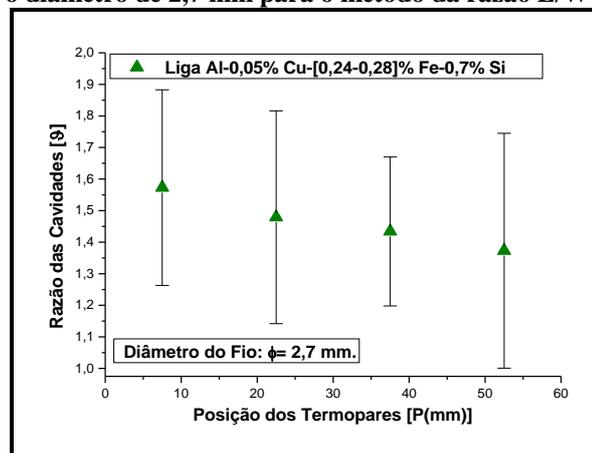
Fonte: Acervo GPEMAT

Tabela 3. 4. Valores experimentais para dimensões dos *dimples* referentes ao método da razão L/W para os planos de deformação I – J – L – M deformados até a o diâmetro 2,7 mm, para liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si.

Liga Al0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si.			
Diâmetro do Fio	Posição Termopar (mm)	Média das Cavidades [$\bar{\rho}$]	Desv. Padrão [χ (μm)]
$\varnothing = 2,7 \text{ mm}$	7,5	1,573	0,310
	22,5	1,479	0,337
	37,5	1,434	0,236
	52,5	1,373	0,372

Fonte: Autoria própria.

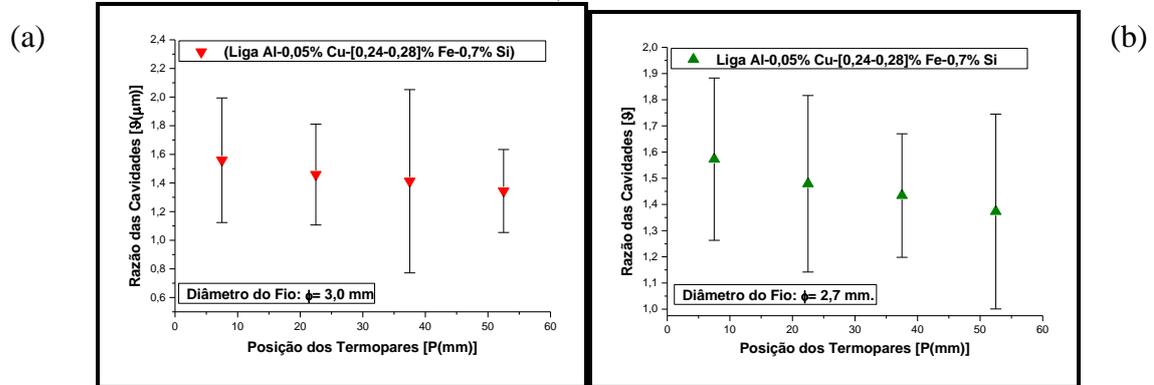
Figura 3. 25. Evolução das dimensões dos *dimples* para os planos I – J – L – M deformados plasticamente até o diâmetro de 2,7 mm para o método da razão L/W STT.



Fonte: Autoria própria.

Resumo para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si.

Figura 3. 26. Comparativo entre os diâmetros 3,0 mm e 2,7 mm para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si.



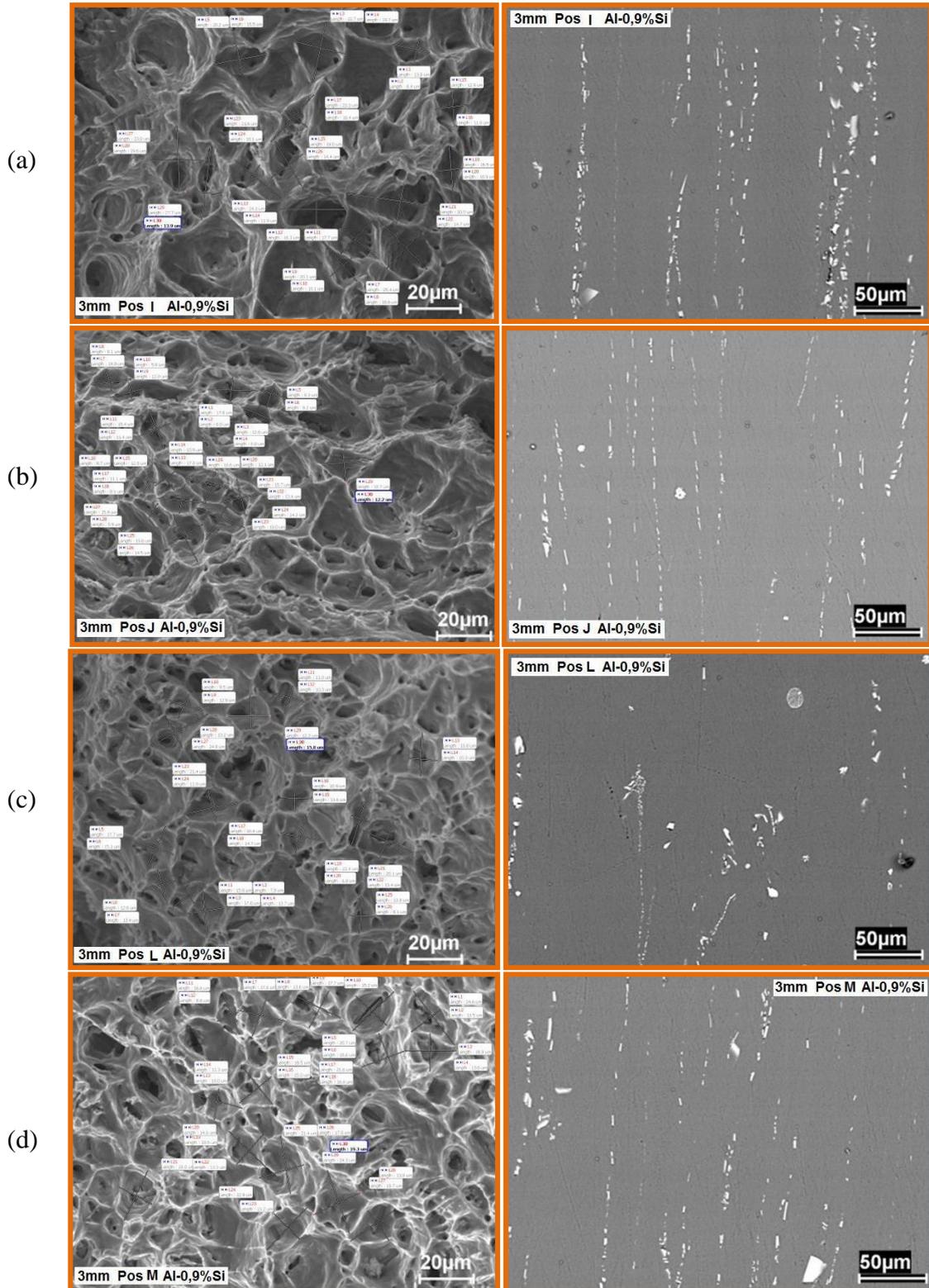
Fonte: Autoria própria.

A evolução dos valores para a razão L/W para os fios com diâmetros 3,0 e 2,7mm, produzidos com a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si, apresentam queda acentuada. Entretanto, os valores para o desvio padrão da razão L/W para os dois [02] diâmetros dos fios apresentam padrões diferentes: Enquanto para o fio com diâmetro de 3,0mm apresenta tendência de queda que pode estar associada a maior concentração das partículas de segunda fase para seções mais afastadas da interface M/M; para o fio com diâmetro de 2,7mm apresenta tendência de crescimento e, neste caso, associada a menor concentração das partículas de segunda fase para seções mais afastadas da interface M/M.

c) Liga Al0,05%Cu[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.

Assim como para liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9Si% os resultados são mostrados nas Figuras 3.23 e 3.24 e na Tabela 3.5 para o diâmetro 3,0 mm, já para o diâmetro 2,7 mm os resultados são observados nas Figuras 3.25 e 3.26 e na Tabela 3.6. Como pode ser observado a seguir.

Figura 3. 27. Evolução das dimensões dos *dimples* para os planos I – J – L – M deformados plasticamente até o diâmetro de 3,0 mm STT, medidos a partir do método da razão L/W, para liga Al – 0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe0,9%Si.



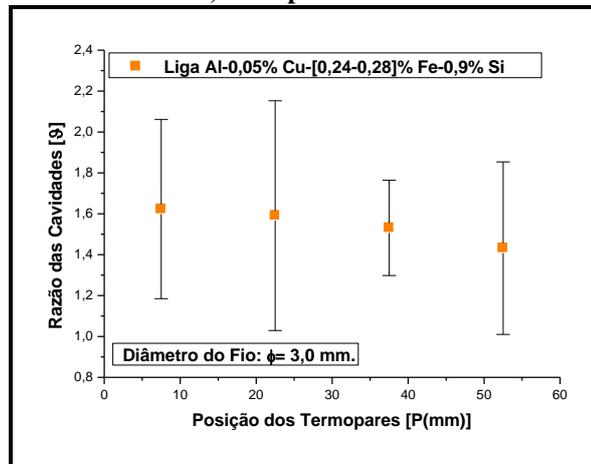
Fonte: Acervo GPEMAT.

Tabela 3. 5. Valores experimentais para dimensões dos *dimples* referentes ao método da razão L/W para os planos de deformação I – J – L – M deformados até a o diâmetro 3,0 mm para liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.

Liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe0,9%Si.			
Diâmetro do Fio	Posição Termopar (mm)	Média das Cavidades [$\bar{\vartheta}$]	Desv. Padrão [χ (μm)]
$\varnothing = 3,0$ mm	7,5	1,623	0,438
	22,5	1,591	0,562
	37,5	1,531	0,233
	52,5	1,432	0,422

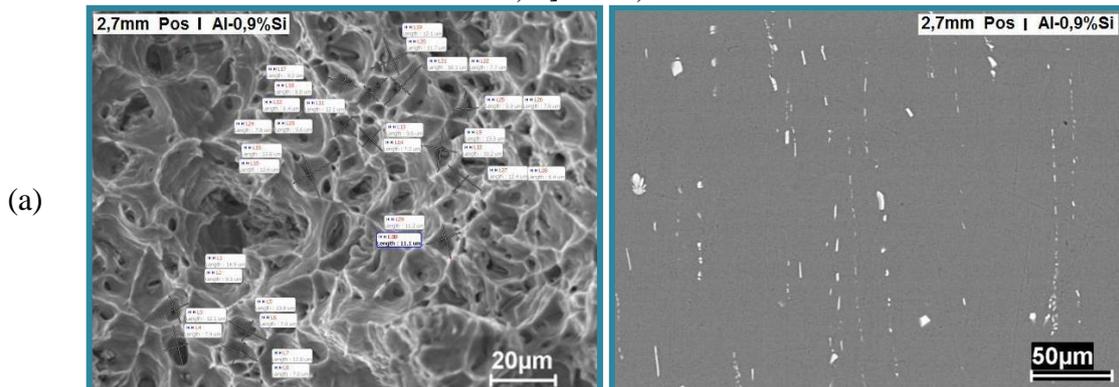
Fonte: Autoria própria.

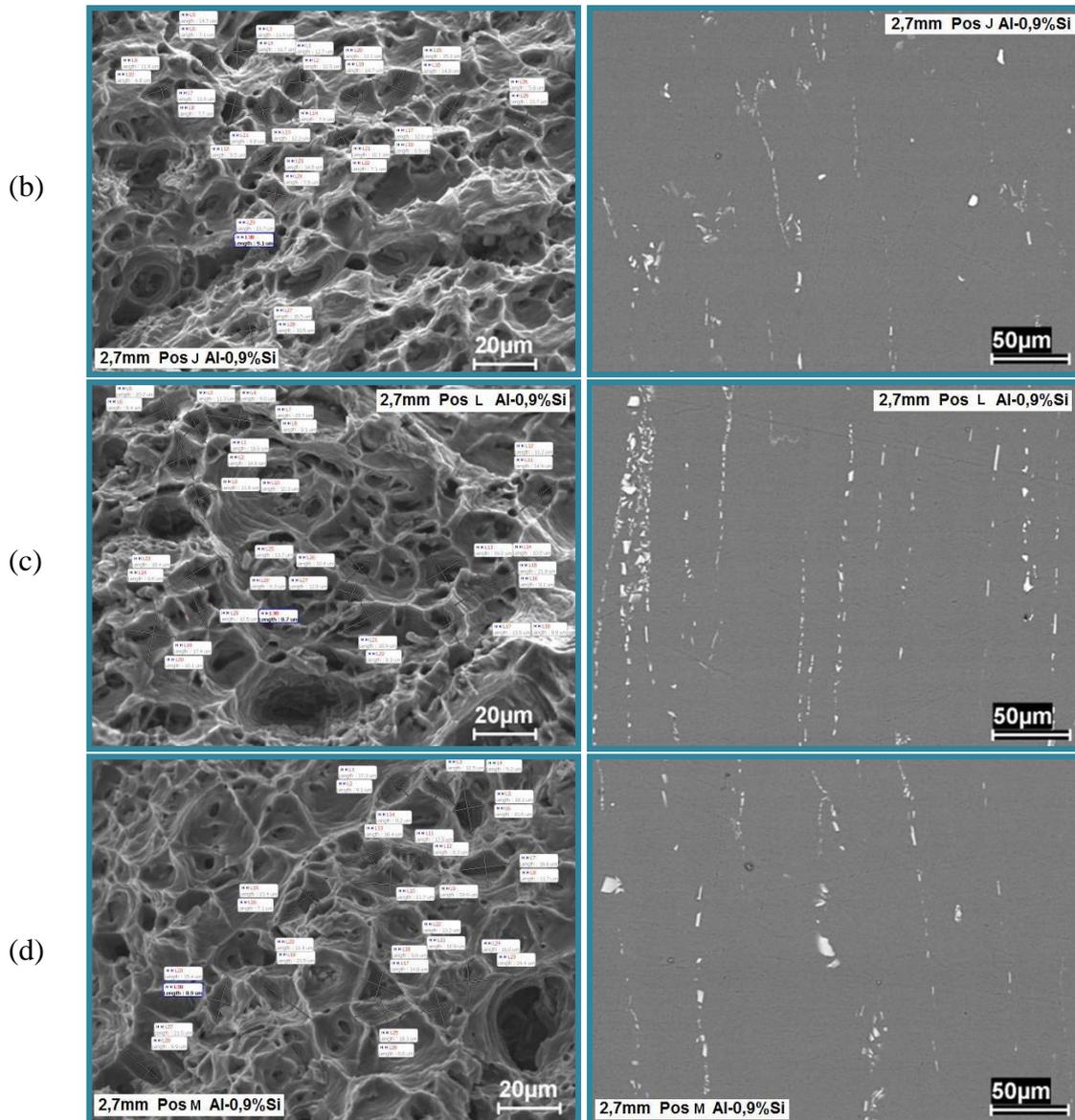
Figura 3. 28. Evolução das dimensões dos *dimples* para os planos I – J – L – M deformados plasticamente até o diâmetro de 3,0 mm para o método da razão L/W.



Fonte: Autoria própria.

Figura 3. 29. Evolução das dimensões dos *dimples* para os planos I – J – L – M deformados plasticamente até o diâmetro de 2,7 mm STT, medidos a partir do método da razão L/W, para liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.





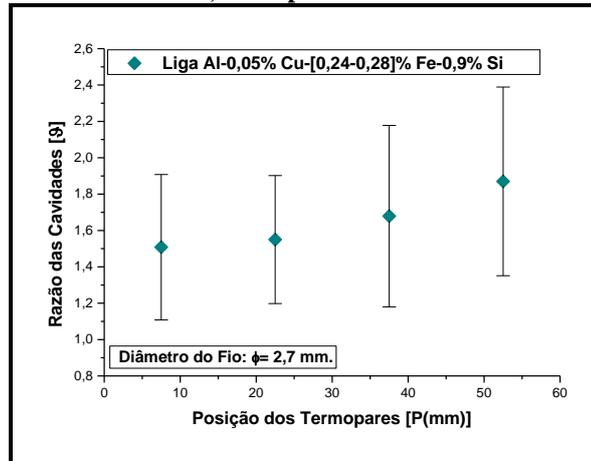
Fonte: Acervo GPEMAT.

Tabela 3. 6. Valores experimentais para dimensões dos *dimples* referentes ao método da razão L/W para os planos de deformação I – J – L – M deformados até a o diâmetro 2,7 mm, para liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.

Liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.			
Diâmetro do Fio	Posição Termopar (mm)	Média das Cavidades [$\bar{\rho}$]	Desv. Padrão [χ (μm)]
$\varnothing = 3,0 \text{ mm}$	7,5	1,508	0,400
	22,5	1,550	0,352
	37,5	1,679	0,499
	52,5	1,870	0,519

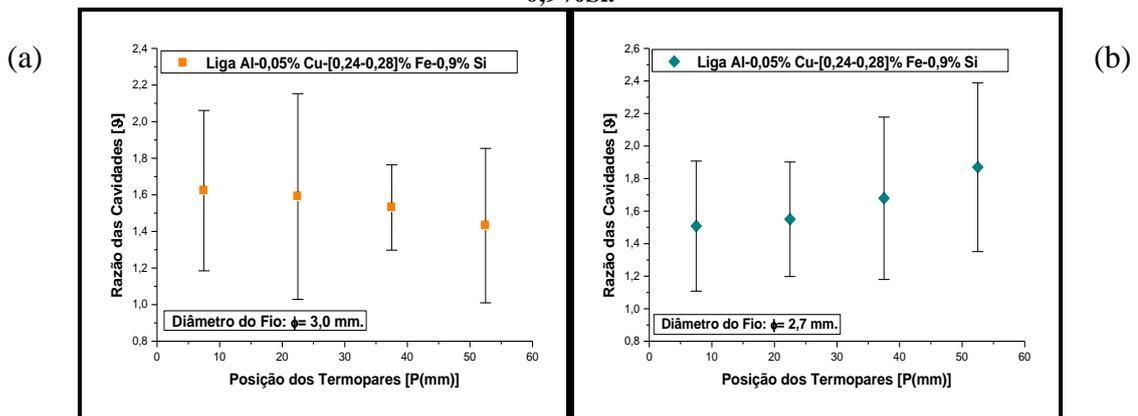
Fonte: Autoria própria.

Figura 3. 30. Evolução das dimensões dos *dimples* para os planos I – J – L – M deformados plasticamente até o diâmetro de 2,7 mm para o método da razão L/W.



Fonte: Autoria própria.

Figura 3. 31. Comparativo entre os diâmetros 3,0 mm e 2,7 mm para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.



Fonte: Autoria própria.

A evolução dos valores para a razão L/W para os fios com diâmetros 3,0 e 2,7mm produzidos com a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si apresentam comportamento diferentes: Enquanto o fio com diâmetro de 3,0mm apresenta queda suave, o fio com diâmetro de 2,7mm apresenta crescimento acentuado.

Da mesma forma acontece para os valores para o desvio padrão da razão L/W: Enquanto para o fio com diâmetro de 3,0mm acontece tendência de queda suave, o fio com diâmetro de 2,7mm apresenta tendência de crescimento suave. É possível que este comportamento esteja associado distribuição mais uniforme para as partículas de segunda fase nos dois diâmetros.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A primeira etapa deste trabalho terá como prioridade a modificação da liga base Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe com três diferentes teores de silício objetivando identificar qual teor melhoraria as características estruturais, elétricas e mecânicas da ligabase.

4.1 AVALIAÇÃO DA LIGA BASE MODIFICADA COM TEORES DE SI

A primeira etapa consiste da avaliação da ação dos teores de silício [0,5; 0,7 e 0,9]%Si sobre a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe. Tais ligas foram submetidas a avaliações químicas, solidificação unidirecional horizontal em grandes perfis padronizados, a partir dos quais foram laminados para a obtenção de amostras que permitiram a leitura tanto da condutividade elétrica como da resistência mecânica.

4.1.1 Caracterização química das ligas com teores de Si

A Tabela 4.1 apresenta os resultados da análise da composição química das ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7; 0,9]%Si para serem deformadas até serem obtidos os fios com os diâmetros desejados [4,0; 3,8; 3,0 e 2,7]mm, quando então as microcavidades serão analisadas e medidas. A composição química das ligas foi obtida através de análise em espectrômetro óptico de massa e mostra que as ligas obtidas estão dentro das composições desejadas.

Tabela 4.1. Resultados das análises químicas das ligas em estudo.

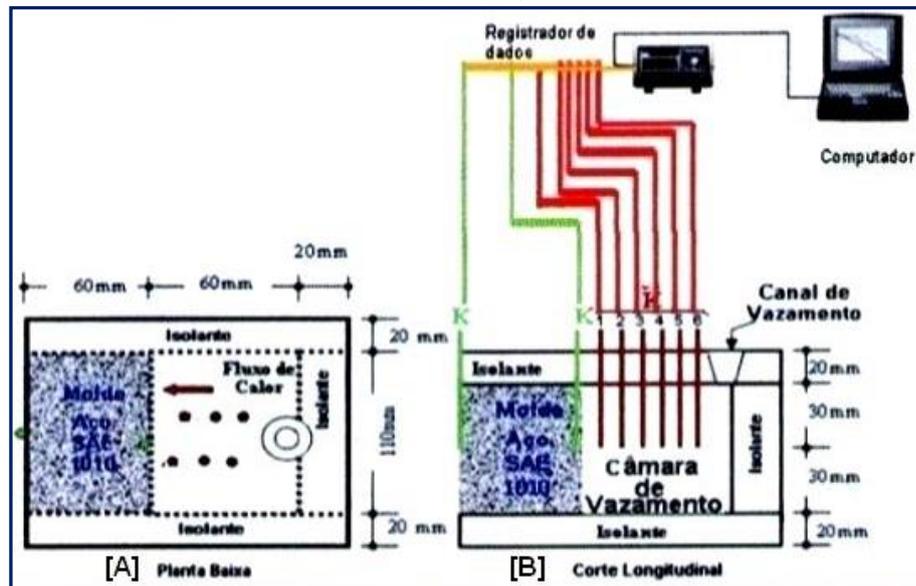
LIGA	Si	Mg	Fe	Cu	Ti	B	Zr	V	Al
0,5%Si	0,4861	0,0018	0,2815	0,0472	0,0017	0,0012	0,0015	0,0026	99,09
0,7%Si	0,7284	0,0015	0,2716	0,0564	0,0036	0,0026	0,0009	0,0022	98,82
0,9%Si	0,9138	0,0021	0,2849	0,0516	0,002	0,0019	0,0022	0,0019	98,69

Fonte: Autoria própria.

4.1.2 Caracterização térmica das ligas com teores de Si

A caracterização térmica foi feita experimentalmente utilizando-se sete termopares do tipo “K”, dos quais seis ficam localizados na parte interna da câmara de vazamento em posições previamente escolhidas, um no molde, a 3,0mm da interface metal/molde, como ilustrado na Figura 4.1.

Figura 4.1. Esquema ilustrativo do sistema metal/molde: vista superior (A) e lateral (B) da câmara de vazamento.



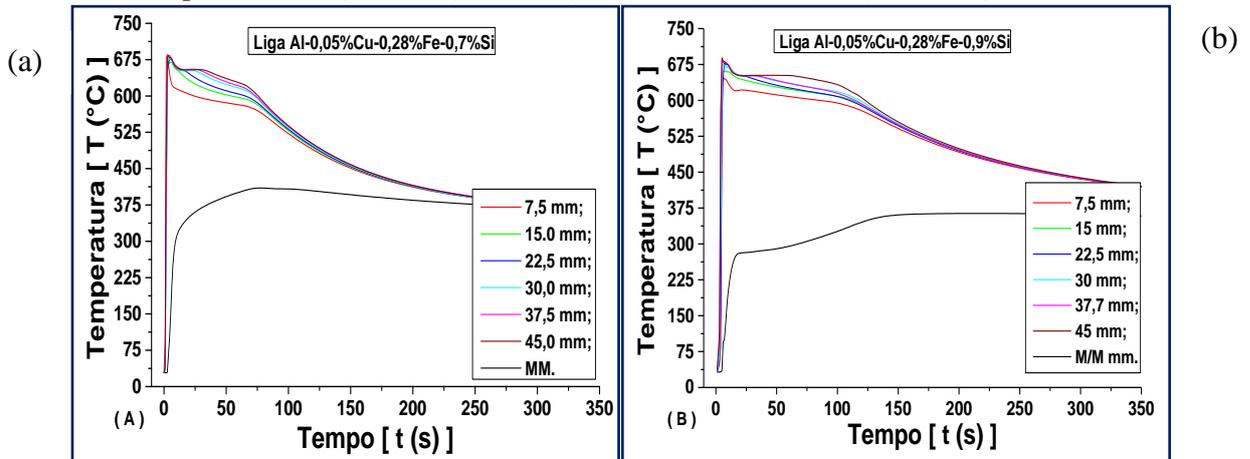
Fonte: Acervo GPEMAT.

Na Figura 4.1, apresenta-se um dispositivo de solidificação horizontal, no qual o processo de solidificação pode ser conduzido a partir do vazamento de metal líquido dentro de molde isolado termicamente, sendo o calor extraído somente por uma das paredes que pode ser constituída de um bloco maciço metálico ou de uma câmara refrigerada a água. Em qualquer dos casos, é aconselhado, no vazamento do metal líquido, o uso de baixos superaquecimentos e baixas alturas de vazamento. A atenta observação do sistema permite que se verifique que além de ser produzido fluxo de calor unidirecional no interior do metal líquido, tendo como referencial a interface metal/molde, tem-se os termopares conectados por um cabo coaxial a um registrador de temperatura *data logger*, onde são gravados os históricos térmicos para posteriormente serem repassados para um computador.

4.1.2.1 Curvas de resfriamento

A Figura 4.2 representa as curvas de resfriamento/aquecimento das ligas (a) Al-0,05%Cu-0,28%Fe-0,7%Si e (b) Al-0,05%Cu-0,28%Fe-0,9%Si, obtidas experimentalmente de acordo com o perfil de temperaturas oriundo dos procedimentos de vazamentos e solidificação descritos. As leituras das curvas correspondem ao monitoramento das variações da temperatura em função do tempo, medido pelos termopares no decorrer da solidificação unidirecional.

Figura 4. 2. Perfis térmicos para as ligas solidificadas unidirecional mente em molde metálico horizontal para: (A) Al-0,28%Fe-0,05%Cu-0,7%Si e (B) Al-0,28%Fe-0,05%Cu-0,9%Si.



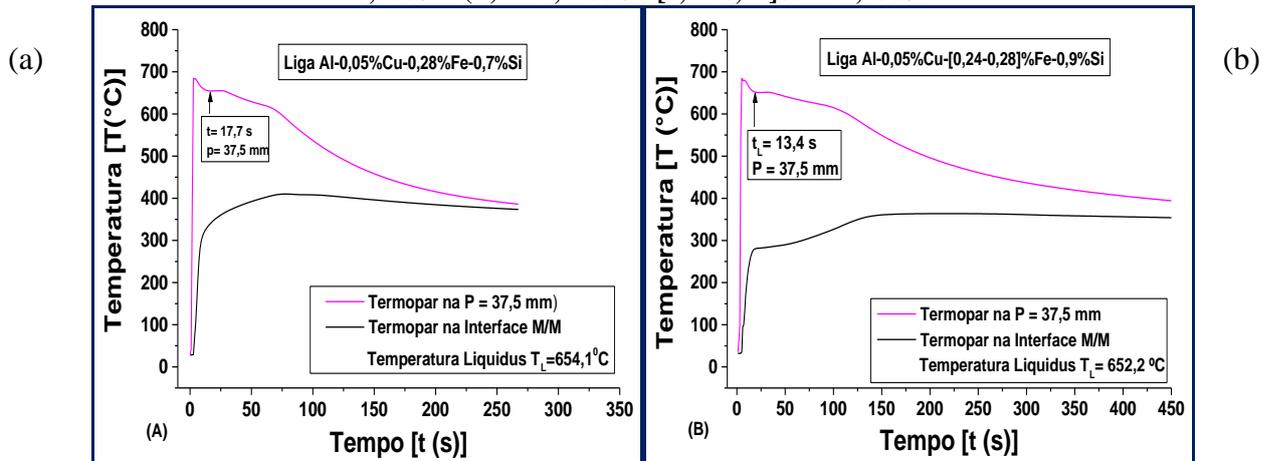
Fonte: Autoria própria.

4.1.2.2 Perfis do tempo de passagem da interface sólido/líquido pelos termopares

Podem-se determinar perfis que correlacionem o tempo de passagem da ponta da dendrita com relação às posições específicas em que se encontram posicionados os termopares. As velocidades experimentais de deslocamento da isoterma *liquidus* [$V_L = f(t)$] são definidas pelas derivadas das funções [$P = f(t)$]. Estas funções são obtidas experimentalmente a partir de conjuntos de pontos [T_L ; P ; t] para cada posição, onde [T_L] é a temperatura *liquidus* e [t] é o tempo de passagem da isoterma *liquidus* na posição [P] desejada.

A Figura 4.3, a seguir, apresenta a forma de obtenção dos pares ordenados posição/tempo para a passagem da isoterma *liquidus*, em cada termopar, para as ligas com 0,7%Si e com 0,9%Si. Ressalte-se que cada liga apresenta diferentes temperaturas *liquidus* para posições iguais e tempos diferentes.

Figura 4. 3. Curva de resfriamento na posição 37,5mm para as ligas: (A) Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si e (B) Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.



Fonte: Autoria própria.

A Tabela 4.2 apresenta os valores utilizados para a obtenção destes resultados.

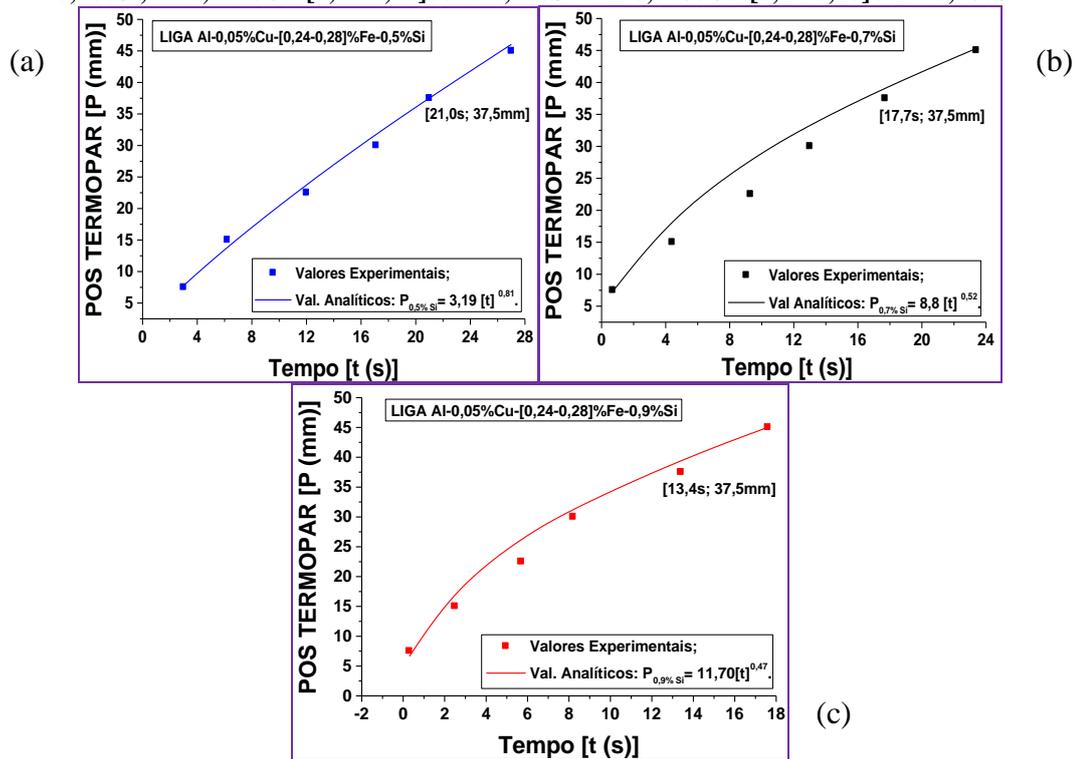
Tabela 4. 2Valores obtidos para os tempos da passagem da isoterma *liquidus* para as ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si; Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si e Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.

Posição (mm)	7,5	15,0	22,5	30,0	37,5	45,0
0,5%Si – Tempo(s)	3,0	6,2	12,0	17,1	21,0	27,0
0,7%Si – Tempo(s)	0,7	4,4	9,3	13,0	17,7	23,4
0,9%Si – Tempo(s)	0,3	2,5	5,7	8,2	13,4	17,6

Fonte: Autoria própria.

A Figura 4.4 apresenta o gráfico com os resultados da Tabela 4.2. A partir destes resultados, obtêm-se equações experimentais da posição em função do tempo $P = f(t)$. Estas equações podem ser derivadas em função do tempo e com isto, obtêm-se equações que expressam a velocidade em função do tempo $P' = V = f'(t)$. Tais equações são expressas na Figura 4.5.

Figura 4.4. Posição x tempo de passagem da isoterma *liquidus* para as ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si; Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si e Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.

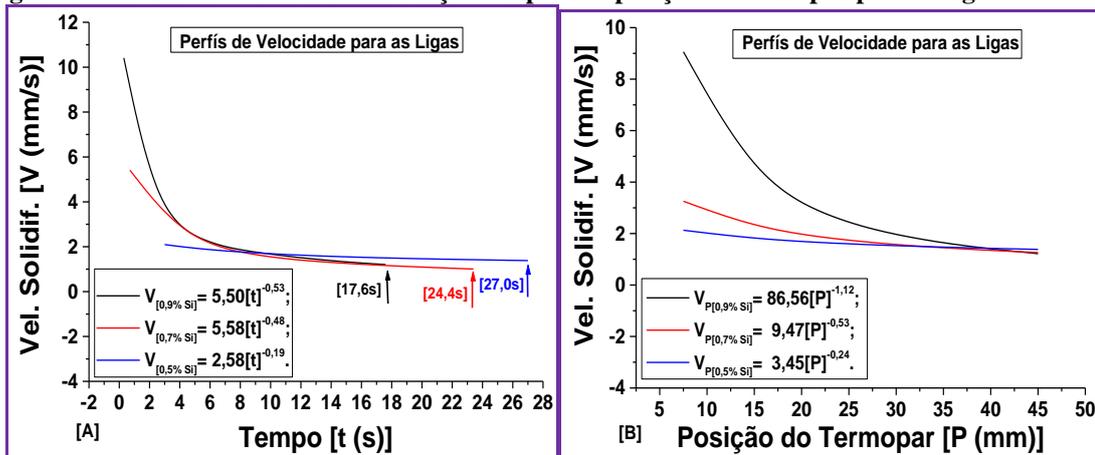


Fonte: Autoria própria.

Os gráficos da Figura 4.4 permitem observar que a frente de solidificação para a liga Al-0,05%Cu-0,28%Fe-0,9%Si gasta menos tempo para passar nos termopares posicionados na câmara de solidificação, como ilustrado para a posição 37,5mm. Pode-se relacionar este comportamento com os estudos de Verram (VERRAN, 2004) sobre viscosidade e fluidez. Estes estudos sugerem que ligas de alumínio com presença de silício (Si) e magnésio (Mg) apresentam maior fluidez à medida que o teor destes elementos cresce na liga, dentro de certos limites, melhorando a afinidade entre o metal e o molde. Tal eficiência observada na extração de calor deve conferir ao metal, ainda líquido, pressão metalostática mais significativa do que no caso das outras duas ligas, produzindo *gaps* de ar menores na interface metal/molde.

Isto pode ser constatado no gráfico que relaciona a velocidade da interface sólido/líquido com o tempo de passagem da interface sólido/líquido pelos termopares posicionados na câmara de solidificação, Figura 4.5[A], pode ser observado que as leituras não iniciam concomitantes, e terminam em tempos diferentes, ilustrando o real comportamento da afinidade entre o metal e o molde bem como o nível de fluidez em função da composição química da liga.

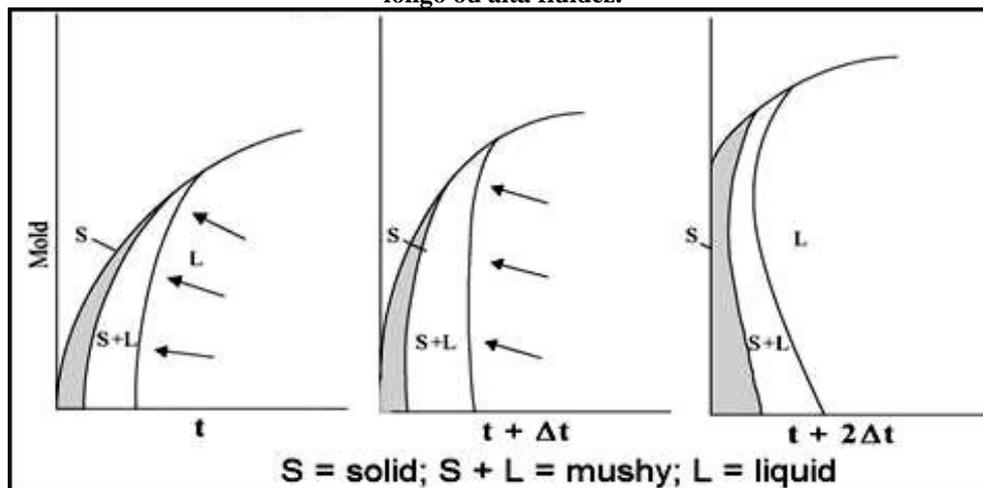
Figura 4. 5. Perfis de velocidade em função tempo e da posição do termopar para as ligas estudadas.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 4.6 a seguir ilustra a ideia da pressão metalostática brevemente comentada anteriormente. Por apresentar maior fluidez, a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si, apresenta maior molhabilidade do molde, isso implica em “*mushy*= S+L” mais espesso e, em decorrência da maior fluidez da liga, o contato entre o molde e o metal fica mais eficiente e contribui para uma casca sólida mais delgada, que é menos resistente à pressão metalostática, resultando na compressão desta casca sólida contra a parede do molde. Este fato evita a distorção térmica, contribuindo para maior atuação do molde na extração de calor por produzir menores *gaps* de ar entre o metal e o molde.

Figura 4. 6. Ação da pressão metalostática durante a solidificação de ligas com intervalo de solidificação longo ou alta fluidez.



Fonte: GARCIA et al, 2006.

Por outro lado, o gráfico que relaciona a velocidade da interface sólido/líquido com a posição do termopar na câmara de solidificação, trata-se de simples manipulação numérica entre as equações $P = f(t)$ contidas nos gráficos da Figura 4,4 e $P = V = f'(t)$ contidas nos

gráficos da Figura 4.5[A] tornando possível a obtenção das funções [V=f(p)] contidas nos gráficos da Figura 4.5[B].

4.1.2.3 Determinação das taxas de resfriamento

A seguir tem-se a equação teórica/analítica para a taxa de resfriamento para metais puro ou ligas eutéticas (GARCIA et al., 2001). Esta equação evidencia a relação existente entre a taxa de resfriamento (\dot{T}) e a velocidade da interface sólido/líquido(V).

$$\dot{T} = \frac{d_s L}{k_s} V^2 \quad \therefore \quad \dot{T} = 4,42V^2 \quad (4.1)$$

onde:

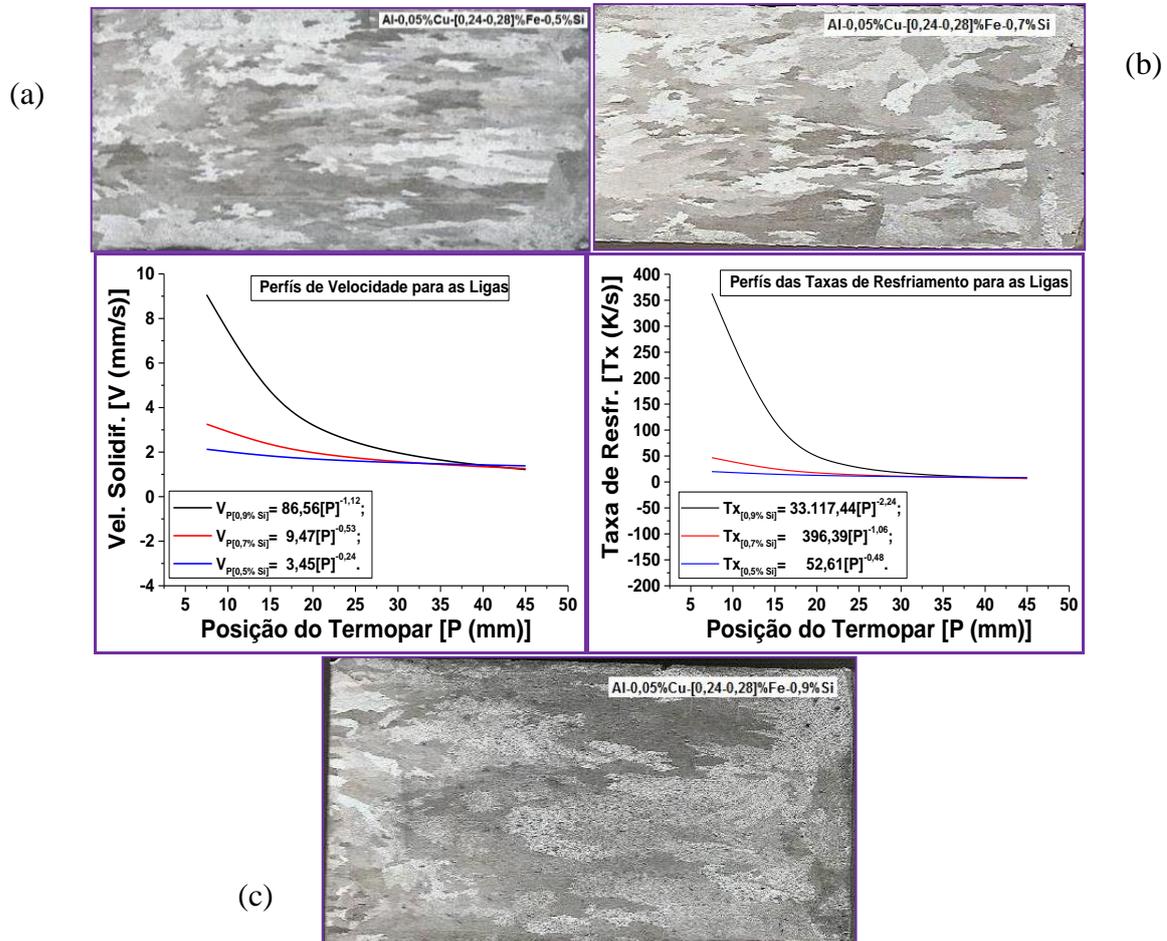
L, calor latente de fusão = 385.000 J/Kg;

d_s, densidade= 2.550 Kg/m³;

k_s, condutividade térmica= 222 W/m.K⁽³⁾.

A Figura 4.7, mostra arranjo esquemático correlacionando a estrutura, a evolução dos perfis de velocidade da interface sólido/líquido e das taxas de resfriamento em função da posição dos termopares para as ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si; Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si e Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.

Figura 4. 7. Arranjo esquemático correlacionando a estrutura, a evolução dos perfis de velocidade da interface sólido/líquido e das taxas de resfriamento em função da posição dos termopares para as ligas em estudo.



Fonte: Autoria própria.

Nesta figura é possível observar que os valores tanto da velocidade como da taxa partem de valores elevados e tendem a diminuir à medida que a leitura é feita mais afastada da interface metal/molde, convergindo para os mesmos valores na posição 45mm em consequência do bloco extrator de calor perder a eficiência, concomitante ocorre mudança na forma da estrutura bruta de fusão, partindo gradualmente de grãos colunares alongados pequenos para maiores sem evidenciar linha de transição para as três ligas.

Bem de acordo com o preconizado por Quaresma (QUARESMA, 1999), o contato inicial definido pela afinidade metal/molde é fundamental na eficiência da extração calorífica e influencia na formação das estruturas brutas de fusão.

Pode ser observado ainda que, com o aumento do teor de silício na liga, o perfil tanto da velocidade como da taxa de resfriamento tende a ser mais elevado.

4.1.3 Determinação dos diâmetros

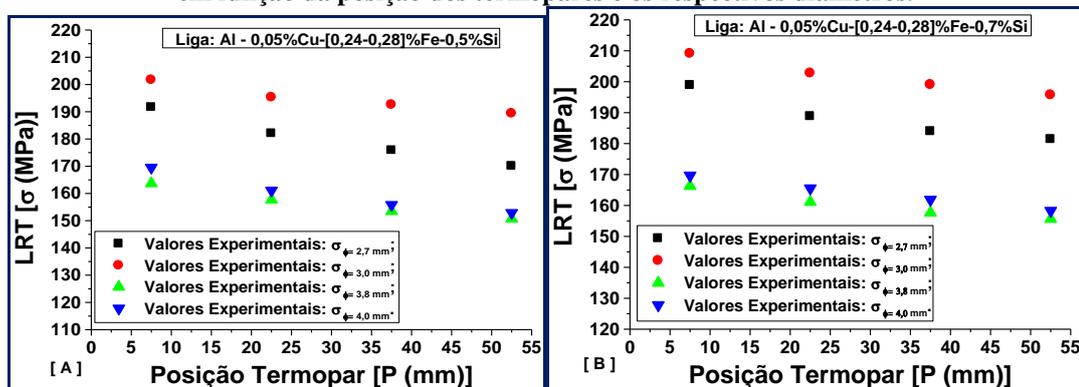
Inicialmente, por entender-se da complexidade da análise a ser realizada, foram obtidos os gráficos para os LRT em função da posição dos quais ficou comprovado que os valores desta propriedade se apresentaram maior para os diâmetros de 3,0mm e 2,7mm, como pode ser visto na Tabela 4.3 e nos gráficos da Figura 4.8 a seguir. Sendo, portanto, estes diâmetros que passarão a ser tomados por base de análise.

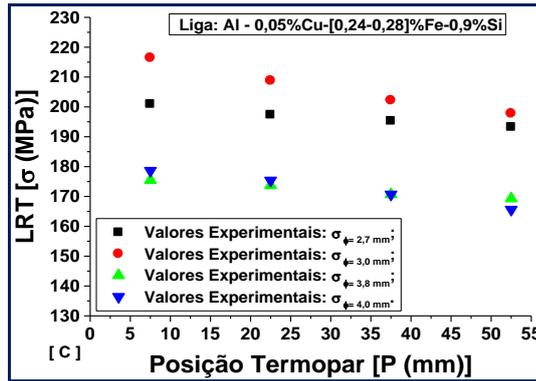
Tabela 4. 3. Valores dos LRT obtidos para as ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7; 0,9]%Si para todos os diâmetros estudados.

Liga: Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si “Unidirecional”				
POS [mm]	Ø [2,7mm]	Ø [3,0mm]	Ø [3,8mm]	Ø [4,0mm]
7,5	191,66	201,7	163,69	169,5
22,5	182,05	195,29	157,72	161,07
37,5	175,87	192,58	153,46	155,82
52,5	170,08	189,38	150,69	152,88
Liga: Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si “Unidirecional”				
7,5	198,86	204,11	166,28	169,68
22,5	188,82	197,75	161,1	165,52
37,5	183,96	194,04	157,65	161,87
52,5	181,39	190,71	155,61	158,27
Liga: Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si “Unidirecional”				
7,5	200,91	216,43	175,47	178,63
22,5	197,32	208,78	173,73	175,36
37,5	195,26	202,2	170,69	170,67
52,5	193,21	197,79	169,29	165,59

Fonte: Autoria própria.

Figura 4. 8. Comparação dos valores do LRT para as ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si em função da posição dos termopares e os respectivos diâmetros.





Fonte: Autoria própria.

Após a verificação de quais diâmetros serão trabalhados, segue-se com as caracterizações da liga base modificada com Si, segundo os critérios descritos no Capítulo 3 deste trabalho. Como pode ser observado a seguir.

4.1.4 Caracterização elétrica das ligas modificadas com silício

A avaliação da modificação da liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe, pelos teores [0,5; 0,7 e 0,9]%Si, quanto ao aspecto da fratura e ao comportamento mecânico destas ligas, apresentou interessantes resultados que, naturalmente, provocam o interesse na investigação quanto ao aspecto de propriedades elétricas, como a condutividade elétrica. Igualmente para cada uma destas modificações, uma vez que existe forte influência do arranjo de precipitados sobre a capacidade de condução de energia elétrica. Os resultados das análises para a condutividade elétrica das ligas são mostrados na Tabela 4.4.

Tabela 4. 4. Valores obtidos para a condutividade elétrica para os fios com Ø= 2,7 e 3,0mm.

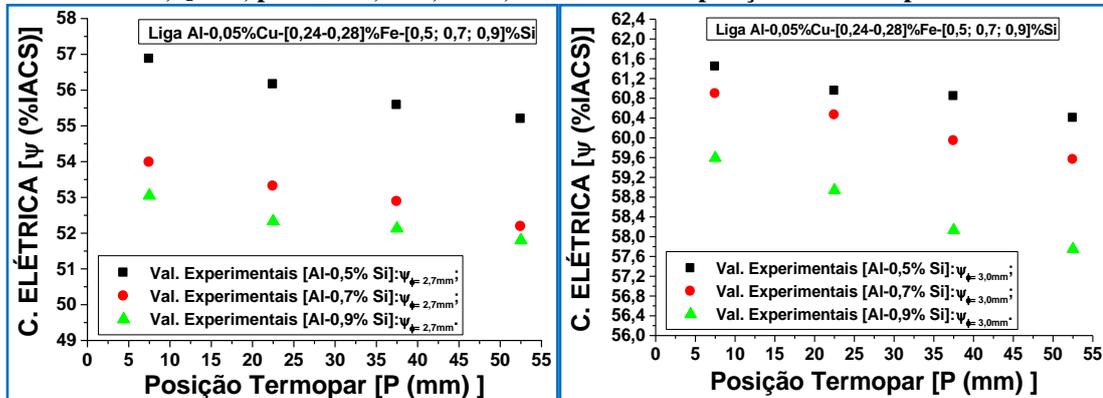
Posição Termopar (mm)	Ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si. Condutividade elétrica [ψ (%IACS)].					
	Al-0,5%Si		Al-0,7%Si		Al-0,9%Si	
	Ø=2,7mm	Ø=3,0mm	Ø=2,7mm	Ø=3,0mm	Ø=2,7mm	Ø=3,0mm
7,5	56,87	61,44	53,98	60,89	53,05	59,59
22,5	56,16	60,95	53,31	60,46	52,33	58,94
37,5	55,58	60,84	52,88	59,94	52,13	58,13
52,5	55,19	60,40	52,18	59,56	51,80	57,75

Fonte: Autoria própria.

Os gráficos da Figura 4.9 resumam os resultados da análise da condutividade elétrica para as ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si em função da posição dos termopares e que se encontram listados na Tabela 4.5. Torna-se evidente que o diâmetro de

3,0mm, para os teores de Si escolhidos, foi o que obteve melhores valores para a condutividade elétrica.

Figura 4.9. Caracterização da condutividade elétrica das ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si, para $\varnothing = 2,7$ e 3,0 mm, obtida em cada posição dos termopares



Fonte: Autoria própria.

Os gráficos que compõem a Figura 4.9 permitem observar que a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si apresenta, sempre, o segundo melhor desempenho, tanto para o diâmetro de 2,7mm como para o diâmetro de 3,0mm. Entretanto, os valores para o diâmetro 3,0mm se aproximam bastante dos valores obtidos para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si, que apresenta o melhor comportamento como condutor de energia elétrica. Estes resultados são curiosos, porque mais uma vez estão associados aos menores valores tanto para o alongamento $[\delta]$ como para a razão L/W das cavidades [9] apresentados por este diâmetro, por serem provocados por arranjos de precipitados que por sua vez são consequência do grau de deformação à frio imposta ao perfil, além da interferência do teor de Si – o segundo maior em estudo.

4.1.5 Caracterização mecânica das ligas modificadas com silício

Nesta seção, serão avaliadas as propriedades mecânicas das ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si. A Tabela 4.5, a seguir, relaciona os valores dos resultados dos ensaios de tração. Ressalta-se que para cada posição ao longo do lingote foram ensaiadas três amostras para cada teor de soluto, em cada diâmetro.

Tabela 4. 5. Valores para os limites Resistência à Tração obtidos nos Ensaios de Tração para os fios com $\varnothing = [2,7 \text{ e } 3,0]\text{mm}$.

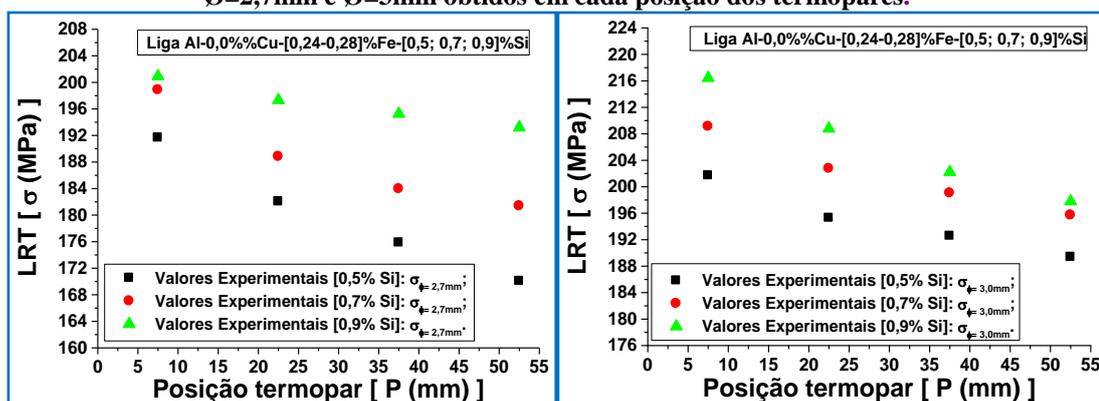
Ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si.						
LRT [σ (MPa)].						
Posição Termopar (mm)	Al-0,5%Si		Al-0,7%Si		Al-0,9%Si	
	$\varnothing=2,7\text{mm}$	$\varnothing=3,0\text{mm}$	$\varnothing=2,7\text{mm}$	$\varnothing=3,0\text{mm}$	$\varnothing=2,7\text{mm}$	$\varnothing=3,0\text{mm}$
7,5	191,66	201,7	198,86	209,11	200,91	216,43
22,5	182,05	195,29	188,82	202,75	197,32	208,78
37,5	175,87	192,58	183,96	199,04	195,26	202,2
52,5	170,08	189,38	181,39	195,71	193,21	197,79

Fonte: Autoria própria.

Com os resultados apresentados na Tabela 4.5 é possível, então, obter-se os gráficos da Figura 4.10, que expressam os LRT para as ligas em estudo. Os gráficos expressam em função das posições dos termopares o comportamento dos diâmetros 2,7mm e 3,0mm, para as ligas estudadas.

Os gráficos que compõem a Figura 4.10 permitem observar que a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si apresenta, sempre o segundo melhor desempenho, tanto para o diâmetro 2,7mm como para o diâmetro 3,0mm. Entretanto, os valores para o diâmetro 3,0mm se aproximam bastante dos valores obtidos para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si, que apresenta maiores valores para os LRT, entendendo-se que este comportamento pode estar associado aos menores valores para o conjunto alongamento $[\delta]$ /razão das cavidades $[\theta]$ obtidos com este diâmetro e vistos nas Figuras 4.10/4.11, por serem provocadas por arranjos de precipitados que por sua vez são consequência do grau de deformação imposta ao perfil, além da interferência do teor de Si – o segundo maior em estudo.

Figura 4. 10. Caracterização mecânica das ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si, para os $\varnothing=2,7\text{mm}$ e $\varnothing=3\text{mm}$ obtidos em cada posição dos termopares.



Fonte: Autoria própria.

4.1.6 Caracterização estrutural das ligas modificadas com Si

Em seguida estão apresentados; na Tabela 4.6 os dados para as ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si, associando os resultados obtidos para os valores das razões L/W de microcavidades medidos na região das fraturas, com os valores dos alongamentos e LRT para os diâmetros 3,0mm e 2,7mm].

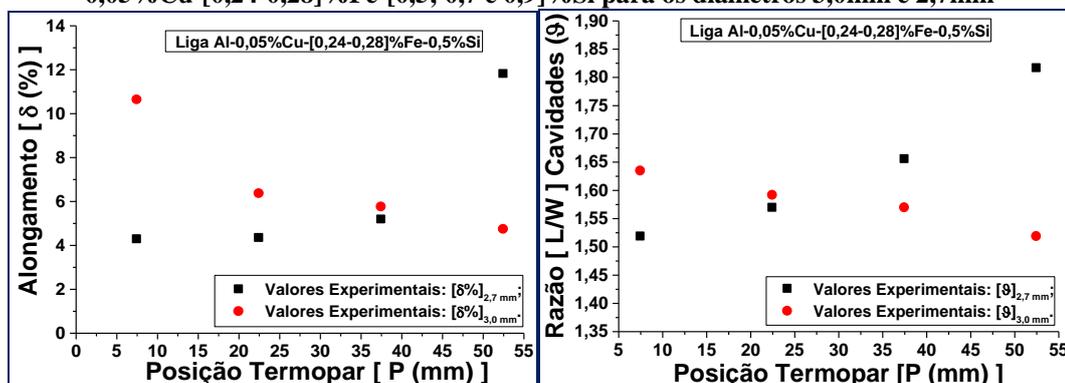
Tabela 46. Relação dos valores obtidos para os alongamentos $[\delta]$; LRT $[\sigma]$ e razão L/W $[\vartheta]$, $\phi=2,7$ e 3,0mm, para as ligas (a) Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si, (b) Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si e (c) Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si.

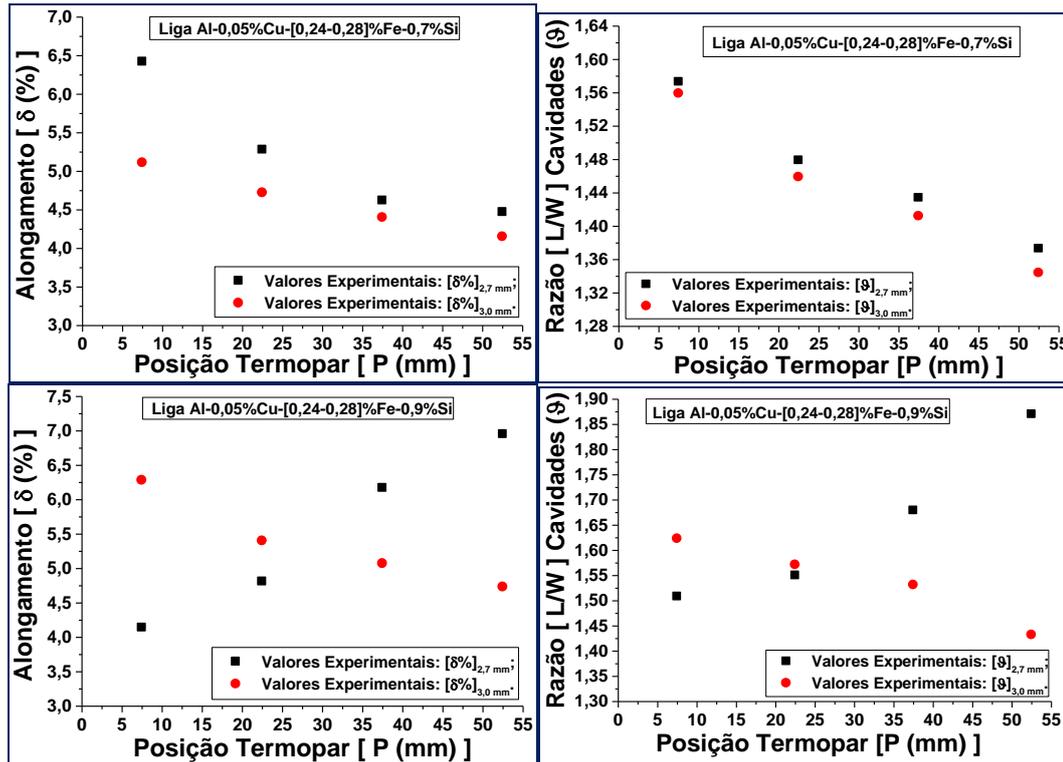
(a) Liga: Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si “Along; LRT e L/W”						
POS [mm]	δ [2,7mm]	LRT[MPa]	ϑ [2,7mm]	δ [3,0mm]	LRT[MPa]	ϑ [3,0mm]
7,5	4,27	191,66	1,518	10,62	201,70	1,634
22,5	4,33	182,05	1,569	6,35	195,29	1,591
37,5	5,17	175,87	1,655	5,74	192,58	1,569
52,5	11,8	170,80	1,816	4,72	189,38	1,518
(b) Liga: Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si “Along; LRT e L/W”						
7,5	6,42	198,86	1,57	5,11	209,11	1,56
22,5	5,28	188,82	1,45	4,72	202,75	1,46
37,5	4,62	183,96	1,41	4,40	199,04	1,412
52,5	4,47	181,39	1,35	4,15	195,714	1,344
(c) Liga: Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si “Along; LRT e L/W”						
7,5	4,14	200,91	1,508	6,28	216,43	1,623
22,5	4,81	197,32	1,55	5,40	208,78	1,571
37,5	6,17	195,26	1,679	5,07	202,20	1,531
52,5	6,95	193,21	1,87	4,73	197,79	1,432

Fonte: Autoria própria.

Os valores dos alongamentos $[\delta]$ e das razões L/W das microcavidades $[\vartheta]$, listados na Tabela 4.4, encontram-se plotados nos gráficos da Figura 4.11.

Figura 4. 11. Comparação dos valores das razões L/W das microcavidades $[\vartheta]$ relativas às ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si para os diâmetros 3,0mm e 2,7mm



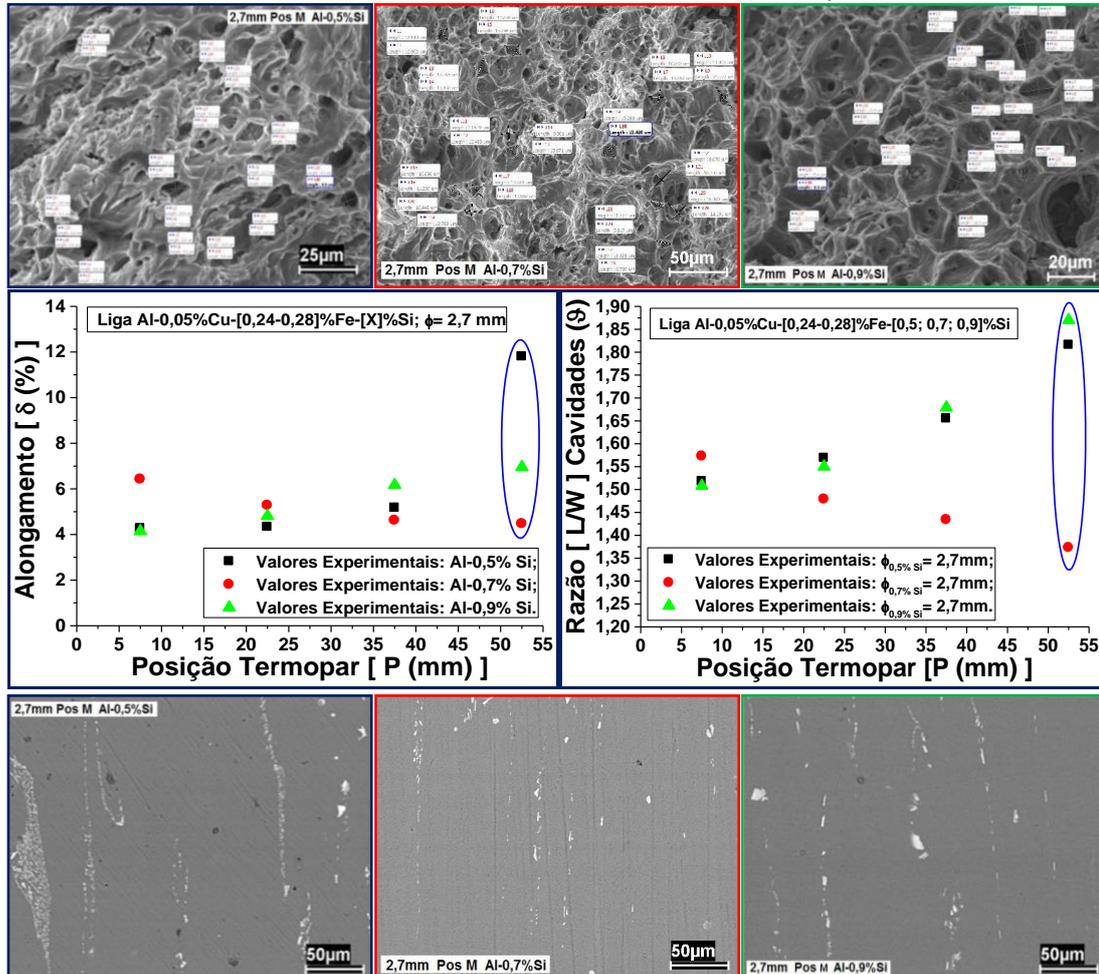


Fonte: Autoria própria.

A comparação apresentada na Figura 4.11 permite constatar o que segue:

- i. O comportamento da evolução dos valores do alongamento e da razão L/W das microcavidades parece apresentar o mesmo comportamento, pois perfis decrescentes para os valores do alongamento estão associados a perfis decrescentes para as razões L/W das cavidades, da mesma forma quando crescem;
- ii. A liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si, apresenta resultados congruentes e decrescentes tanto para a razão L/W das dimensões das microcavidades como para o alongamento, com maior ênfase para o diâmetro de 3,0mm, por apresentar menores valores;
- iii. Entre os diâmetros dos fios tomados para estudo, o de 3,0mm foi o que sempre apresentou tendência queda para estes valores;
- iv. A tendência de queda para a razão L/W das microcavidades aponta para a esfericidade na forma das microcavidades. Isto pode estar associado ao aspecto da recuperação dinâmica, hipótese que em estudos anteriores (SANTOS, 2010; FREITAS, 2010) foi levado em conta pelo desenvolvimento do trabalho mecânico a frio resultante da matriz de laminação que se faz uso nos estudos do GPEMAT;

Figura 4. 12. Correlação entre as microcavidades [a leitura de suas dimensões na região da fratura] e a distribuição das partículas de segunda fase na seção longitudinal próxima desta região. Ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si. Perfis com $\phi=2,7$ mm.



Fonte: Autoria própria.

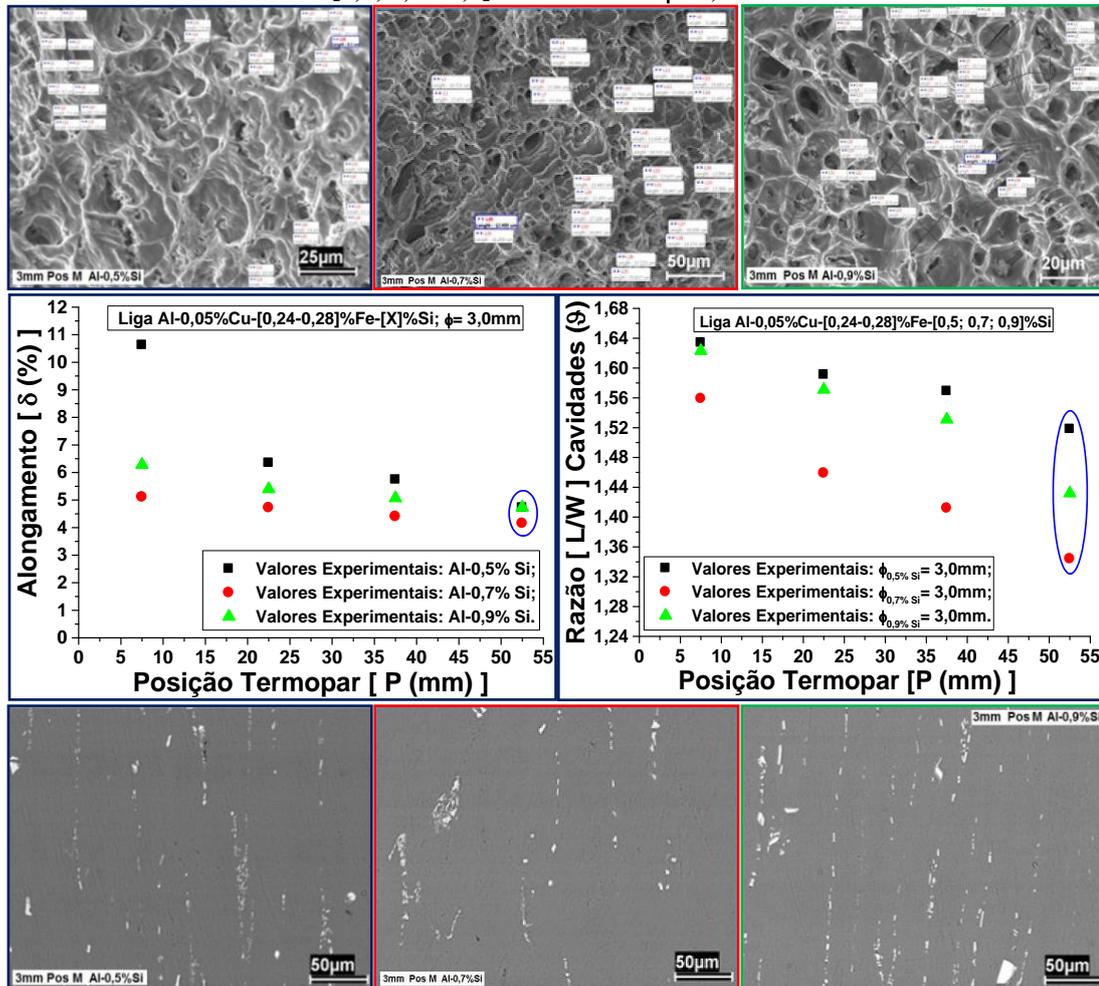
v. Por outro lado, os resultados também orientam para o fato de que não só a forma das cavidades, mas também a quantidade das cavidades pode ser afetada pelas condições de laminação;

vi. Da mesma forma que a orientação das partículas de segunda de fase também pode influenciar na forma e na quantidade das cavidades, como pode ser constatado pelas foto micrografias na parte inferior das Figuras 4.12e 4.13, a seguir.

vii. As foto micrografias das Figuras 4.12 e 4.13 são referentes às posições indicadas pelo círculo azul, nos gráficos das figuras. As cores das cercaduras de cada figura correspondem às cores dos spots no gráfico.

viii. Aparentemente, a maior intensidade associada à orientação das partículas de segunda fase (foto micrografias na parte inferior dos gráficos) tende a contribuir para a formação de microcavidades (foto micrografias na parte superior dos gráficos) com maiores diâmetros.

Figura 4. 13. Correlação entre dimensões das microcavidades na região da fratura e a distribuição das partículas de segunda fase na seção longitudinal próxima desta região. Ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si. Perfis de $\phi= 3,0\text{mm}$.



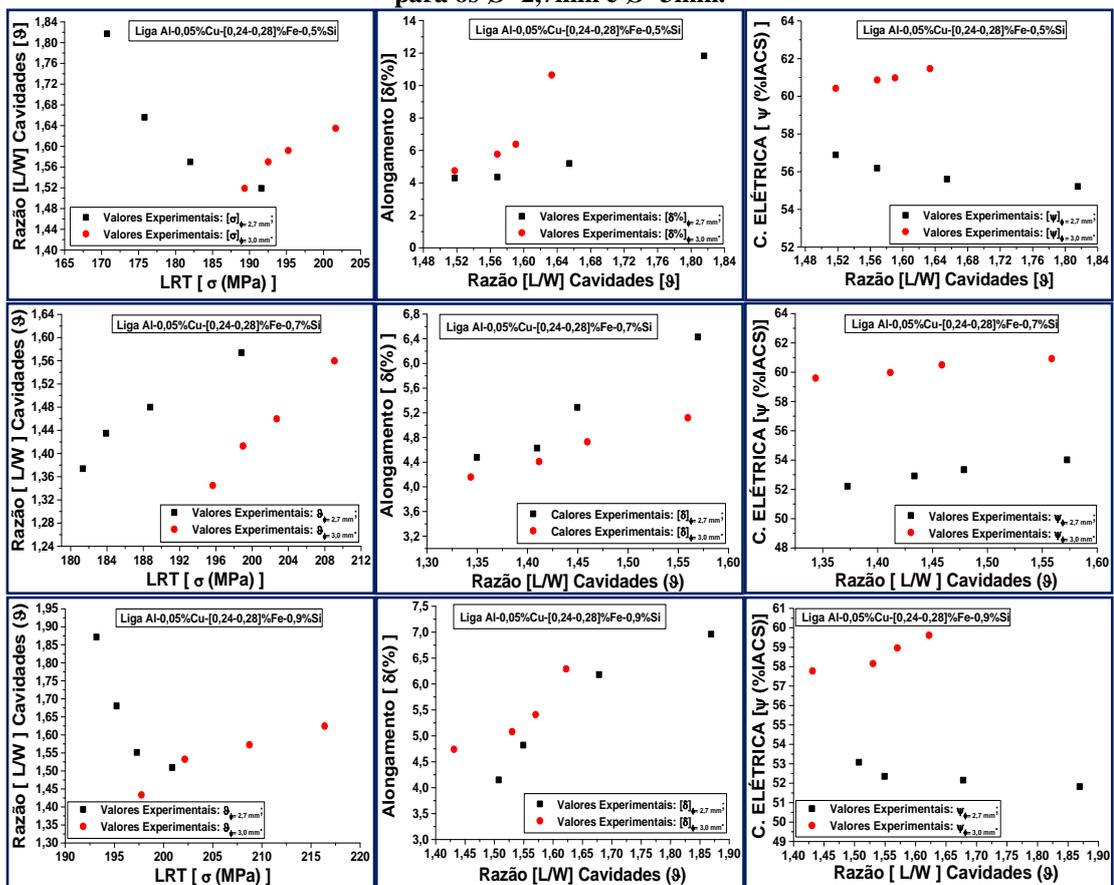
Fonte: Autoria própria.

Da análise cuidadosa destes dois conjuntos de associações pode ser constatado que a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7 %Si é a que apresenta comportamento mais coerente, pois os dois perfis com os $\phi= 2,7\text{mm}$ e $\phi= 3,0\text{mm}$ obtidos com esta liga apresentam tendência de diminuição tanto nos valores dos alongamentos como nos valores da razão L/W das cavidades, comportamento que aproxima da recuperação dinâmica por um lado e da esfericidade na forma de suas microcavidades por outro. É possível também associar esta coerência a aspecto macro estrutural apresentado na Figura 4.7, na qual pode ser observada a melhor orientação dos grãos colunares no sentido da extração de calor.

Os gráficos que compõem a Figura 4.14 apresentam de forma compacta e satisfatória a relação que existe entre os parâmetros avaliados. Verifica-se que a correspondência entre

razão L/W das cavidades, LRT, alongamento e condutividade elétrica [%IACS] mais coerente e convergente com a teoria do modelo de OrowanPolmear (POLMEAR, 2006), sobre movimentação e ancoragem de discordâncias associada ao aspecto da fratura dúctil, é a apresentada pela liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si, uma vez que demonstram que alongamentos crescente estão relacionados a razões L/W das cavidades crescentes e estas a LRT e condutividades elétricas também crescentes para os fios com os dois diâmetros escolhidos, como pode ser visto na Figura 4.14 para a referida liga.

Figura 4. 14. Comparação dos resultados para as ligas Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-[0,5; 0,7 e 0,9]%Si, para os $\varnothing=2,7\text{mm}$ e $\varnothing=3\text{mm}$.



Fonte: Autoria própria.

5 CONCLUSÃO

- **Avaliação da molhabilidade:**

A liga Al-0,05%-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si foi a que apresentou maior velocidade e taxa de solidificação associada a estrutura de solidificação colunar grosseira e bem definida, sendo possível que estes resultados estejam associados à maior fluidez da liga, consequência do maior teor de soluto, e por isso a melhor molhabilidade do molde.

- **Avaliação da trabalhabilidade:**

Desta feita a liga Al-0,05%-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si foi a que apresentou melhor trabalhabilidade, com destaque para fio com diâmetro 3,00mm, por apresentar resultados mais consistentes, pois para uma mesma razão L/W das cavidades tem-se, sempre, o menor alongamento, que por sua vez está associada a maior LRT e condutividade elétrica, como pode visto nas informações contidas na Figura 4.14 relativas à liga citada, sendo este diâmetro, portanto, o de melhor desempenho;

- **Avaliação da caracterização mecânica:**

Os gráficos que compõem a Figura 4.12 permitem observar que:

- i. A liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si apresenta, sempre, o segundo melhor desempenho levando-se em conta os dois diâmetro avaliados (2,7 e 3,0mm);
- ii. Os valores obtidos para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si com o diâmetro 3,0mm se aproximam bastante dos valores obtidos para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,9%Si que apresenta o melhor comportamento para os LRT;
- iii. Entende-se que este comportamento pode estar associado aos menores valores para o conjunto alongamento/razão L/W das cavidades obtidos com este diâmetro e vistos nas Figuras 4.10/4.11, por serem provocadas por arranjos de precipitados de partículas de segunda fase, que por sua vez são consequência do grau de deformação a frio imposta ao perfil, além da interferência do teor de Si – o segundo maior em estudo.

- **Avaliação da caracterização elétrica:**

Os gráficos que compõem a Figura 4.13 permitem observar que:

- i. A liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si apresenta, sempre, o segundo melhor desempenho levando-se em conta os dois diâmetro avaliados (2,7 e 3,0mm);
- ii. Os valores obtidos para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si com o diâmetro 3,0mm se aproximam bastante dos valores obtidos para a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,5%Si que apresenta o melhor comportamento como condutor de energia elétrica;

iii. Estes resultados são curiosos, por que mais uma vez valores de características intrínsecas do material estão associadas aos menores valores tanto para o alongamento como para a razão L/W das cavidades apresentados por este diâmetro, por serem provocados por arranjos de precipitados de partículas de segunda fase que, por sua vez, são consequência do grau de deformação à frio imposta ao perfil, além da interferência do teor de Si – o segundo maior em estudo.

- **Avaliação da Caracterização Estrutural.**

Da análise cuidadosa dos dois conjuntos de associações propostos nas Figuras 4.10/4.11 pode ser constatado que a liga Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si é a que apresenta comportamento mais coerente, pois os dois perfis com diâmetros 2,7 e 3,0mm obtidos com esta liga apresentam tendência de diminuição tanto nos valores dos alongamentos como nos valores da razão L/w das cavidades, comportamento que aproxima da recuperação dinâmica por um lado e da esfericidade na forma de suas microcavidades por outro. É possível também associar esta coerência a aspecto macro estrutural apresentado na Figura 4.7 na qual pode ser observada a melhor orientação dos grãos colunares no sentido da extração de calor.

Todos estes aspectos analisados permitir tecer conjuntamente o seguinte comentário final:

- Dentre as três ligas em estudo a liga Al-0,05%-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si apresenta valores mais satisfatórios para a razão L/W das cavidades, o LRT, o alongamento e a condutividade elétrica;
- E, para esta liga tem-se, a partir da análise da Figura 4.14, que valores crescentes da razão L/W das cavidades estão, sempre, associados a maiores valores de alongamento, LRT e condutividade elétrica;
- Comparando os diâmetros, o de 3,0mm apresenta resultados mais consistentes, pois para uma mesma razão L/W das cavidades tem-se, sempre, o menor alongamento que por sua vez está associada a maior LRT e condutividade elétrica, como pode visto nas informações contidas na Figura 4.14 relativas à liga citada.

Portanto, tem-se que a liga Al-0,05%-[0,24-0,28]%Fe-0,7%Si e o diâmetro 3,0mm os elementos de destaque neste trabalho.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir dos objetivos gerais deste trabalho, bem como de seus resultados e conclusões e, considerando as linhas de pesquisas para as quais está voltado o grupo GPEMAT, principalmente as pesquisas que inserem a coalescência das microcavidades oriundas da topografia das fraturas que resultam dos ensaios de tração dos materiais e sob determinadas condições, em ligas de alumínio deformadas plasticamente. Sugere-se então, para futuros trabalhos:

- A partir da liga base Al-0,05%Cu-[0,24-0,28]%Fe, modificada com teores de silício, escolher o de melhor desempenho mecânico e/ou elétrico e modificá-lo com teores de titânio, zircônio e níquel, objetivando melhorias nas propriedades físicas e termo físicas dessas ligas.
- Associar o efeito da coalescência de microcavidades às propriedades mecânicas e elétricas das ligas modificadas com Ti, Zr e Ni.
- Correlacionar o tamanho das microcavidades oriundas das ligas modificadas, com a concentração de partículas precipitadas por solubilização e por tratamentos térmicos.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS – ABNT – NBR 5118. **Fios de alumínio 1350 nus, de seção circular, para fins elétricos**, Associação Brasileira de Normas Técnicas, Rio de Janeiro, Dez., 2006.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS – ABNT – NBR 6810. **Fios e cabos elétricos – Tração à ruptura em componentes metálicos**, Associação Brasileira de Normas Técnicas, Rio de Janeiro, NBR 6810, Ago., 1981.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS – ABNT – NBR 6814. **“Fios e cabos elétricos - Ensaio de resistência elétrica”**, Associação Brasileira de Normas Técnicas, Rio de Janeiro, Mar., 1986.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS – ABNT – NBR 6815. **Fios e cabos elétricos - Ensaio de determinação da resistividade em componentes metálicos**, Associação Brasileira de Normas Técnicas, Rio de Janeiro, Ago., 1981.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS – ASM Handbook, 1998. ASM INTERNATIONAL. **Aluminum and Aluminum alloys**. v. 4.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS – ASM Handbook, **Principles of Solidification, Nucleation Kinetics**, J.H. Perepekzo, 2008, V. 15.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS – ASM Handbook, **Principles of Solidification, Basic Concepts in Crystal Growth and Solidification**, G. Lesout, 2008, V. 15.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS – ASTM E 112-96. **Standard test methods for determining average grain size**. West Conshohocken, 2004.

ASKERLAND, D; PHULÉ, P(a). **Ciência e Engenharia de Materiais**, Cap. 9, São Paulo, Cengage Learning, 2008.

ASKERLAND, D; PHULÉ, P(b). **Ciência e Engenharia de Materiais**, Cap. 7, São Paulo, Cengage Learning, 2008.

BELAK, J.; MINICH, R., 1998. Simulation of void growth at high strain-rate. **Materials Research Society Proceedings**. 539, 257–261.

CAETANO, Francisco Roger L.; SANTOS, Magnaura M. dos; QUEIROZ-NETO, José Pinheiro. **Desenvolvimento de um Programa Computacional para Medição do Tamanho de Grãos Metálicos**. Sibgrapi – Conferência Internacional de Computação Gráfica, Padrões e Imagens, 2008.

CALLISTER Jr, W. D. **Fundamentals of Materials Science and Engineering**. Fifth Edition. John Wiley & Sons, New York, 2001. ISBN 0-471-39551-X.

CHIAVERINI, V. **Tratamento térmico das ligas metálicas**. S.I.: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2003.

DUFEK, E. J.; SEEGMILLER, J. C.; BAZITO, R. C.; BUTTRY, D. A.; 2007. Dioxygen reduction affects surface oxide growth and dissolution on AA2024-T3. **JournaloftheElectrochemicalSociety** 154, C458–C464.

FERNANDEZ, H. J. L. **Influência do Teor de Solutos na Molhabilidade e Características Estruturais, Correlacionadas com Propriedades Mecânicas e Elétricas de Fios e Cabos para Transmissão e Distribuição de Energia nas Ligas Al-EC-0,7%Si [0,05%; 0,15%]Ti**; Belém: 2011. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Instituto de tecnologia, Universidade Federal do Pará, Belém, 2011.

FONTANA, M.G., 1986. *Corrosion Engineering*. McGraw-Hill, New York. *apud* Mi, C.; DANIEL, A. B.; SHARMA, P.; DEMITRIS, A. K., Atomistic insights into dislocation-based mechanisms of void growth and coalescence. **Journalofthemechanicsandphysicsofsolids**, V. 59, 1858-1871, 2011.

FREITAS, E. S.; **Correlação entre as propriedades mecânicas e elétricas de fios para Tx e Dx de energia elétrica do Al-EC modificado com teores de silício e zircônio**. Dissertação de mestrado – Universidade Federal do Pará, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Belém, 2010.

GARCIA, A., QUARESMA, J. M. V.; CHEUNG, N.: “**The effect of solidification thermal variables on surface quality of Al–Cu ingots**”. *JournalofAlloysandCompounds*, pp.130–138, 2006.

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e aplicações**. Campinas: UNICAMP, 2007.

GOLOGANU, M., LEBLOND, J.B., DEVAUX, J.: Approximate models for ductile metals containing non spherical voids-case of axisymmetric prolate ellipsoidal cavities. **J. Mech. Phys. Solids** 41, 1723–1754 (1993);

GOLOGANU, M., LEBLOND, J.B., DEVAUX, J.: Approximate models for ductile metals containing non spherical voids-case of axisymmetric oblate ellipsoidal cavities. **J. Eng. Mater. Tech. Solids** 116, 290–297 (1994).

GULLETT, P. M.; WAGNER, G.; SLEPOY, A., 2004. Numerical tools for atomistic simulations. Sandia Report, SAND2003-8782, SandiaNationalLaboratories.

LOPES, Marcos Rocha; FONTANA, Roberto, **Estudo do Tamanho de Grão Austenítico Aço ABNT 1020 em Função do Processo Mcquaid-Ehn e Evolução da Profundidade da Camada Cementada**, Trabalho de Conclusão de Curso (tecnologia em metalurgia e materiais) – Curso Superior de Tecnologia em Metalurgia e Materiais, Instituto Federal do Espírito Santo, Vitória, 2009.

MCCLINTOCK, F. A.; ARGON, A. S.; BACKER, S., 1966. *Mechanical Behavior of Materials*. Addison-Wesley Publishing Co., Reading, MA.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K.; **Mechanical Behavior of Materials**; Ed. Cambridge University Press; São Paulo. 2009.

NAGA KRISHNA, N.; AKASH, A.; SIVAPRASAD, K.; NARAYANASAMY, R. Studies on void coalescence analysis of nanocrystalline cryorolled commercially pure aluminium formed under different stress conditions. **Materials and Design**, 2010.

NARAYANASAMY, R.; PARTHASARATHI, N. L.; RAVINDRAN, R.; SATHIYA NARAYANAN, C. Analysis of fracture limit curves and void coalescence in high strength interstitial free steel sheets formed under different stress conditions. **Springer Science Business Media**, LLC 2008.

NARAYANASAMY, R.; PARTHASARATHI, N.L, SATHIYA NARAYANAN, C. Effect of microstructure on void nucleation and coalescence during forming of three different HSLA steel sheets under different stress conditions. **Materials and Design**, 2008.

NEEDLEMAN, A., TVERGAARD, V.: An analysis of ductile rupture modes at a crack tip. **J. Mech. Phys. Solids**. 35, 151–183 (1987).

OKAMOTO, T.; KISHITAKE, K. Dendritic structure in unidirectionally solidified aluminum, tin, and zinc base binary alloys. **Journal of Crystal Growth**, v. 29, p. 137-146, jun. 1975.

ONCK, P. R.; VANDER GIESSEN, E., 1999. Growth of an initially sharp crack by grain boundary cavitation. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 47, 99–139.

OSÓRIO e GARCIA, 2002.

POTIRNICHE, G.; HORSTEMEYER, M.; WAGNER, G.; GULLETT, P., 2006. A molecular dynamics study of void growth and coalescence in single crystal nickel. **International Journal of Plasticity** 22, 257–278.

PADILHA, A. F.; AMBROZIO FILHO, F. **Análises Microestrutural**, Hemus livraria, distribuidora e editora 2004.

PADILHA, A. F. **Materias de Engenharia: microestrutura e propriedades**. HEMUS Livraria, Distribuidora e Editora S.A. Curitiba, Pr, 2000.

POLMEAR, I. J. **Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals**. *Fourth edition*; Melbourne, Australia; Elsevier Butterworth-Heinemann publications; ISBN 0 7506 6371 5; 2006.

QUARESMA, J. M. V. **Correlação entre condições de solidificação, microestrutura e resistência mecânica**. Tese de doutorado – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1999.

QUARESMA, J. M. V.; SANTOS, C. A.; GARCIA, A. Correlation Between Unsteady-State Solidification Conditions, Dendrite Spacings and Mechanical Properties. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 31A, pp. 3167-3178, 2000.

RAVINDRAN, R; MANONMANIB, K.; Narayanasamy, R. An analysis of void coalescence in AL 5052 alloy sheets annealed at different temperatures formed under different stress conditions. **Materials Science and Engineering A**, 2009.

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

RANGARAJU, N.; RAGHURAM, T.; VAMSI KRISHNA, B.; PRASAD RAO, K.; VENUGOPAL, P. Effect of cryo-rolling and annealing on microstructure and properties of commercially pure aluminium. **Mater. Sci. Eng. A.** 398, 246–251 (2005);

RAVI KUMAR, D., SWAMINATHAN, K.: Formability of two aluminium alloys. **Mater. Sci. Technol.** 15, 1241–1252 (1999);

RUDD, R. E.; SEPPALA, E. T.; DUPUY, L. M.; BELAK, J., 2007. Void coalescence processes quantified through atomistic and multiscale simulation. **Journal of Computer-Aided Materials Design** 14, 425–434.

RUDD, R. E., 2009. Void growth in bcc metals simulated with molecular dynamics using the Finnis–Sinclair potential. **Philosophical Magazine** 89, 3133–3161.

RUSSEL, A. M.; LEE, K. L. **Structure-Property Relations in Nonferrous Metals.** John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, 2005.

SANTOS, W. L. R. **Efeitos de teores de Zr sobre as propriedades mecânicas e elétricas de ligas Al-EC-Si aplicadas na elaboração de ligas para Tx e Dx de energia elétrica.** Dissertação de mestrado – Universidade Federal do Pará, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Belém, 2010.

SCHEYVAERTS, F.; ONCK, P. R.; TEKOGU, C.; PARDOEN, T., 2011. The growth and coalescence of ellipsoidal voids in plane strain under combined shear and tension. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids** 59, 373–397.

SHARMA, V. J. M., SREEKUMARA, K., NAGESWARA RAO, B., PATHAK, S. D.; **Effect of Microstructure and Strength on the Fracture Behavior of AA2219 Alloy,** *Materials Science and Engineering A* 502, 45–53, 2009.

SHEN, Y.-L., 2004. On the atomistic simulation of plastic deformation and fracture in crystals. **Journal of Materials Research** 19, 973–976.

SMITH, W. F. **Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais.** Portugal: MC GrawHill, 1998.

SOUZA, A. T. M. D. **UTILIZAÇÃO DE TÉCNICAS DE METALOGRAFIA QUANTITATIVA PARA DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DE UM MÉTODO PARA MEDIÇÃO DE MICROCAVIDADES (DIMPLES) APLICADAS A LIGA Al – 0,05%Cu – 0,28%Fe – 0,7%Si MODIFICADA COM [0,05 - 0,15]%Ti.** Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica) – Curso de Engenharia Mecânica, Instituto Tecnológico, Universidade Federal do Pará, Belém, 2012.

TAKUDA, H., YAMAZAKI, N., HATTA, N., KIKUCHI, S. Influence of cold-rolling and annealing conditions on formability of aluminium alloy sheet. **J.Mater.Sci.** 30, 957–963 (1995);

TRAI VIRATANA, S.; BRINGA, E. M.; BENSON, D. J.; MEYERS, M. A.; 2008. Void growth in metals: atomistic calculations. *Acta Materialia* 56, 3874–3886.

TVERGAARD, V.: Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions. *Int. J. Frac.* 17, 389–407 (1981).

VAN DER GIESSEN, E.; TVERGAARD, V., 1990. On cavity nucleation effects at sliding grain boundaries in creeping polycrystals. In: Wilshire, B., Evans, R.W. (Eds.), *Proceedings of the Fourth International Conference on “Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures”*. Pineridge Press, Swansea, pp. 169–178.

VERRAN, O.G. **“Método Alternativo para Medição do índice de Fluidez de Ligas de Al em Coquilhas, Fundição e Serviços”**. n° 134, pp.70-79, Fevereiro, 2004.

ZHAO, K. J.; CHEN, C., 2008. Atomistic modeling size dependence of nano-voided Copper yielding under uniaxial tension. In: *Advances in Heterogeneous Material Mechanics 2008 — Proceedings of the Second International Conference on Heterogeneous Material Mechanics*, pp.338–341.