



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
INSTITUTO DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO – MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO**

Paulo Cordeiro Machado

**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS SOLUTOS Zr E Ti SOBRE AS PROPRIEDADES
MECÂNICA, ELÉTRICA E DE TERMORRESISTÊNCIA DE UMA LIGA Al-Cu-Fe-
Si DESTINADA A Tx E A Dx DE ENERGIA ELÉTRICA**

**Belém
2012**

Paulo Cordeiro Machado

**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS SOLUTOS Zr E Ti SOBRE AS PROPRIEDADES
MECÂNICA, ELÉTRICA E DE TERMORRESISTÊNCIA DE UMA LIGA Al-Cu-Fe-
Si DESTINADA A Tx E A Dx DE ENERGIA ELÉTRICA**

Dissertação apresentada como requisito parcial
para obtenção do título de Mestre em
Engenharia Mecânica no Programa de Pós-
Graduação da Faculdade de Engenharia
Mecânica, Universidade Federal do Pará.

Área de Concentração: Materiais e Processos de
Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. José Maria do Vale
Quaresma.

**Belém
2012**

Dados Internacionais de catalogação na publicação (CIP), Biblioteca do Mestrado em Engenharia Mecânica/ UFPA, Belém, PA

M149a Machado, Paulo Cordeiro

Análise da Influência dos Solutos Zr e Ti Sobre as Propriedades Mecânica, Elétrica e de Termorresistência de uma Liga Al-Cu-Fe-Si Destinada a Tx e a Dx de Energia Elétrica/ Paulo Cordeiro Machado; orientador José Maria do Vale Quaresma. – Belém, 2012.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Pará. Instituto de tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2012.

1. Característica Mecânica. 2. Característica Elétrica. 3. Ligas Termorresistentes. 4. Tratamentos Térmicos. 5. Condutores de Energia. I. Quaresma, José Maria do Vale, orientador. II. Título

CDD 23 ed. 620.16

Paulo Cordeiro Machado

**ANÁLISE DA INFLUÊNCIA DOS SOLUTOS Zr E Ti SOBRE AS PROPRIEDADES
MECÂNICA, ELÉTRICA E DE TERMORRESISTÊNCIA DE UMA LIGA Al-Cu-Fe-
Si DESTINADA A Tx E A Dx DE ENERGIA ELÉTRICA**

Dissertação apresentada como requisito parcial
para obtenção do título de Mestre em
Engenharia Mecânica no Programa de Pós-
Graduação da Faculdade de Engenharia
Mecânica, Universidade Federal do Pará.

Área de Concentração: Materiais e Processos de
Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. José Maria do Vale
Quaresma.

Data de aprovação: Belém – Pará, 10 de Janeiro de 2012.

Banca Examinadora:

_____Presidente/Orientador
JOSÉ MARIA DO VALE QUARESMA, PROF. Dr. – UFPA/PPGEM.

_____Membro Interno
ROBERTO TETSUO FUJIYAMA, PROF. Dr. – UFPA/PPGEM

_____Membro Externo
JOSÉ CARLOS CARDOSO FILHO, PROF. Dr. - UFPA/PPEQ

_____Membro Convidado
HILTON TÚLIO COSTI, PROF. Dr. - Museu Paraense Emílio Goeldi

**Belém
2012**

Dedico ao Grande e Sagrado Deus, a minha querida Mãe (*in memoriam*), ao meu Pai, ao meu Irmão, aos Tios, aos Amigos e a Todos que tornaram possíveis a concretização deste trabalho.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por ter me dado a oportunidade de chegar aonde cheguei, iluminando o melhor caminho a percorrer e apresentando-me os Amigos certos, os quais me estenderam as mãos nos momentos de dificuldade e comemoraram nos momentos de felicidade.

A minha Mãe (*in memoriam*), sabendo que ela está participando deste momento de minha vida, me dando a força necessária para vencer. Ao meu Pai, que me fortifica com suas longas palavras, com seu grande amor pelos filhos e sua bondade. Ao meu Grande Irmão por me mostrar o melhor caminho a ser percorrido.

Ao ilustre Prof. Dr. Jose Maria do Vale Quaresma pela orientação, compreensão, paciência, amizade, dedicação e companheirismo.

Aos meus amigos em geral, destacando os que contribuíram de alguma forma pela concretização desta dissertação, principalmente ao grande amigo Washington Santos e amigos do Grupo de Pesquisa em Engenharia dos Materiais (GPEMAT).

À equipe do Museu Paraense Emílio Goeldi (MPEG) por colaborar com a disponibilidade do equipamento (MEV) e profissionais qualificados.

À UFPA, pelo suporte técnico e à CAPES/CNPq e à Eletronorte pelo apoio financeiro para o desenvolvimento desta dissertação.

Ao Grupo ALUBAR Metais pela doação dos lingotes de Al-EC, a partir dos quais foram obtidas as ligas. E pela disponibilidade do equipamento para leitura das análises químicas das ligas.

RESUMO

O contexto energético mundial apresenta um aumento constante do consumo de energia elétrica no último século, desta forma exigindo a pesquisa de novos materiais para a aplicação em cabos e fios condutores de eletricidade. A partir destas demandas por novos materiais, desenvolveu-se uma análise da influência dos solutos zircônio e titânio na modificação de características importantes de uma liga Al-Cu-Fe-Si, destinada a ser o meio condutor de energia elétrica, almejando obter propriedades termorresistentes. Para a realização deste estudo, as ligas foram obtidas por fundição direta em lingoteira metálica em formato “U”, a partir do Al-EC, fixando-se na liga-base os teores de 0,05% Cu, [0,24 a 0,28]% Fe e 0,7% de Si, e em seguida, inserindo-se os teores de 0,26% Zr e 0,26% Ti. O experimento foi dividido em duas etapas, ETAPA A e ETAPA B, respectivamente, com o intuito de se avaliar as características mecânicas, elétricas e estruturais das ligas. Os corpos de prova após laminação a frio (nos diâmetros 2,7; 3,0; 3,8 e 4,0 mm) foram analisados sem tratamento térmico (STT) e com tratamento térmico (CTT): 230 °C por uma hora, de acordo com o protocolo COPEL, 310 °C e 390 °C por uma hora, visando avaliar a termorresistência em temperaturas mais elevadas, a estabilidade térmica e analisar as microestruturas desenvolvidas em tais tratamentos térmicos (TT). Verificou-se que o Ti tem maior capacidade de refinar o grão em relação ao Zr, que apresenta grãos menos refinados, porém com melhores propriedades físicas e apresentando-se termorresistente.

Palavras-Chave: Característica mecânica. Característica elétrica. Ligas termorresistentes. Tratamentos térmicos. Condutores de energia.

ABSTRACT

The global energy context presents a steady increase in electricity consumption in the last century, thus requiring the search for new materials for use in wire and cable conductors of electricity. From these demands for new materials, was developed an analysis of the influence of solute titanium and zirconium in the modification of important characteristics of the Al-Cu-Fe-Si alloy, destined to be the middle conductor of electricity, aiming to get properties resistant to heat. For this study, the alloys were obtained by direct casting in U-shaped metal ingots, from the Al-EC, standing at the base levels of 0.05 wt% Cu, [0.24 to 0.28] wt% Fe and 0.7 wt% Si, and then inserting the contents of 0.26 wt% Zr and 0.26 wt% Ti. The experiments were, divided in two steps, STEP A and STEP B , respectively. In order to characterize mechanical, electrical and structure of alloys. The specimens after cold rolling (in diameters of 2.7, 3.0, 3.8 and 4.0 mm) were analyzed without heat treatment (STT) and with heat treatment (CTT): 230 °C for one hour, according to the protocol COPEL (Companhia Paranaense de Energia Elétrica), 310 °C and 390 °C for one hour, to evaluate the heat resistance at higher temperatures, thermal stability and analyze the microstructures developed in these heat treatments (TT). It was found that Ti has more capacity to refine the grain compared to Zr, which has less refined grains, but with better physical properties are presented and heat resistant.

Keywords: Mechanical characteristics. Electrical characteristics. Heat resistant alloys. Heat treatment. Conductors of energy.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Capítulo 2

Figura 2.1. Propriedades físicas do alumínio (Al).....	22
Figura 2.2. Comparação da condutividade elétrica do alumínio com a de outros metais	23
Figura 2.3. Influência dos elementos de liga sobre a condutividade elétrica do alumínio.....	24
Figura 2.4. Elementos de liga para o Al que formam compostos intermetálicos, trialuminetos (Al ₃ M) estáveis termodinamicamente, com estrutura em equilíbrio indicada	26
Figura 2.5. Estruturas (a) L1 ₂ , (b) D0 ₂₂ e (c) D0 ₂₃	27
Figura 2.6. Propriedades físicas do zircônio.....	30
Figura 2.7. Propriedades físicas do titânio	31
Figura 2.8. Encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal.....	33
Figura 2.9. Representação da seleção de crescimento dos grãos gerando a zona colunar	34
Figura 2.10. Macroestrutura com transição colunar/equiaxial	35
Figura 2.11. Representação esquemática das zonas macroestruturais possíveis.....	36
Figura 2.12. Micrografia via MEV apresentando as partículas primárias com formato de pétalas que proporcionam o refinamento de grão, formadas na liga Al - 0,22% Ti.....	37
Figura 2.13. Partículas constituintes no alumínio (a) partícula constituinte em uma chapa de alumínio liga 2024; (b) Partícula constituinte escrita chinesa (Mg ₂ Si) em AA 5350.....	38
Figura 2.14. “Diagrama de Partícula” da faixa de fundição dos elementos	39
Figura 2.15. Efeito da razão Fe/Si (Fe+Si) para 1,0% da massa total.....	40
Figura 2.16. Diagrama de fase de alumínio-cobre mostrando as três etapas do tratamento térmico de envelhecimento e as microestruturas produzidas durante o processo	41
Figura 2.17. Exemplos de dispersóides. (a) Partículas de Al ₃ Sc (b) Fina dispersão de partículas exercendo fixação nos subgrãos e deste modo inibindo a recuperação e aumentando a temperatura de recristalização em AW 1200.....	42
Figura 2.18. Difusão dos metais de transição no Al.....	43
Figura 2.19. Final do diagrama de fase do Al-Zr e Al-Ti (sobrepósitos).....	45
Figura 2.20. Imagem qualitativa da capacidade de refino de grão de metais de transição com base no desarranjo atômico da matriz de Al.....	46
Figura 2.21. Concentração de discordâncias (floresta de discordância) em região adjacente a um contorno de grão. Imagem via TEM, com ampliação de 60000x	49

Figura 2.22. Variação das propriedades mecânicas em função da deformação a frio.....	49
Figura 2.23. Vacâncias observadas através de TEM. (a) Vacâncias combinadas em forma complexas de disco no zinco resfriado bruscamente (b) Alta densidade de vacâncias em liga de Al – 4% Cu resfriada bruscamente	50
Figura 2.25. (a) Desenho esquemático do arranjo celular de discordâncias em grão encruado (PADILHA e SICILIANO, 1996). (b) Estrutura celular de discordâncias no Al-1050 pós deformação	52
Figura 2.24. Discordâncias parciais delimitando defeitos de empilhamento	52
Figura 2.26. Relação entre propriedades mecânicas, tamanho de grão e microestrutura para uma liga metálica durante a recristalização, com o aumento da temperatura de tratamento térmico, após trabalho a frio	55

Capítulo 3

Figura 3.1. Fluxograma detalhando as operações metalúrgicas e de caracterização para a liga base com adição de 0,26% Zr	57
Figura 3.2. Fluxograma detalhando as operações metalúrgicas e de caracterização para a liga-base com adição de 0,26% Ti	58
Figura 3.3. Equipamentos utilizados para preparação das ligas: (a) serra fita, (b) balança digital e (c) mufla utilizada na preparação das ligas	59
Figura 3.4. Esquema de preparação e obtenção das ligas fundidas: (a) fundição do material; (b) injeção de argônio; (c) coleta de amostras para análise química	60
Figura 3.5. Lingoteira em forma de “U”: (a) desmontada, (b) no momento do vazamento e (c) lingote fundido com identificação da região de corte.....	60
Figura 3.6. Laminador elétrico duo reversível: (a) Laminador “corpo” inteiro; (b) detalhe do canal de laminação.....	61
Figura 3.7. (a) Trabalho a frio previsto; (b) variação do trabalho a frio previsto, em função dos diâmetros dos canais. Diâmetro inicial de 18,5 mm.....	62
Figura 3.9. Microhmímetro (ponte de kelvin) MEGABRÁS modelo MPK-2000.....	63
Figura 3.8. (a) Espectrômetro de massa e (b) leitura na amostra testemunho.....	63
Figura 3.10. Máquina KRATOS, modelo IKCL1-USB	66
Figura 3.11. Curva Força (N) x Deslocamento (mm) da liga-base com adição de 0,26% Zr para o fio com diâmetro de 3,0 mm.....	66

Figura 3.12. (a) Corpo de prova ensaiado identificando as regiões que foram analisadas, (b) ultras som modelo METASOM – 14 e (c) amostras transversais e longitudinais embutidas e polidas.....	68
Figura 3.13. Microscópio eletrônico de varredura (MEV) utilizado nas análises das fraturas e das regiões transversais e longitudinais.....	68
Figura 3.14. Leitura de diâmetro médio das microcavidades (<i>dimples</i>) via software Motic, para a liga-base com adição de 0,26% Zr STT.....	69
Figura 3.15. Leitura de diâmetro médio das microcavidades (<i>dimples</i>) via software Motic, para a liga-base com adição de 0,26% Ti STT	70

Capítulo 4

Figura 4.1. (a) Valores experimentais de LRT e (b) perdas de LRT [%] para a liga base modificada com 0,26% Zr para diferentes diâmetros e temperaturas de tratamentos térmicos	73
Figura 4.2. (a) Valores experimentais de %IACS e (b) ganhos de %IACS para a liga base modificada com 0,26 % Zr para diferentes diâmetros e temperaturas de tratamento térmico .	74
Figura 4.3. Comparação das topografias das fraturas (2000x) e das regiões transversal e longitudinal (1000x) das mesmas, para liga base com 0,26% Zr no diâmetro de 3 mm sem tratamento térmico e com diferentes tratamentos térmicos por 1 hora. [STT]; [TT230]; [TT310] e [TT390]	75
Figura 4.4. Gráfico mostrando a variação do diâmetro dos <i>dimples</i> , para a liga-base com 0,26% Zr, em função das temperaturas de TT.....	76
Figura 4.5. (a) Valores experimentais de LRT e (b) perdas de LRT [%] para a liga base modificada com 0,26% Ti para diferentes diâmetros e temperaturas de tratamentos térmicos	79
Figura 4.6. (a) Valores experimentais de %IACS e (b) ganhos de %IACS para a liga base modificada com 0,26% Ti para diferentes diâmetros e temperaturas de tratamentos térmicos	80
Figura 4.7. Comparação das topografias das fraturas (2000x) e das regiões transversal e longitudinal (1000x) das mesmas, para liga base com 0,26% Ti no diâmetro de 3 mm Sem Tratamento Térmico [STT] e com diferentes tratamentos térmicos por uma hora. [STT]; [TT230]; [TT310] e [TT390].....	81
Figura 4.8. Gráfico mostrando a variação do diâmetro dos <i>dimples</i> , para a liga-base com 0,26% Ti, em função das temperaturas de TT	82

Figura 4.9. Resultados da caracterização mecânica da liga Al - 0,05% Cu – [0,24 a 0,28] % Fe - 0,7% Si modificada com 0,26% Ti e 0,26% Zr para as condições: [a] STT; [b] TT230 °C; [c] TT310 °C e [d] TT390 °C	85
Figura 4.10. Relação da variação para os LRT registrado para a liga base modificada com 0,26% Zr e 0,26% Ti	86
Figura 4.11. Comparação do LRT para a liga base modificada com 0,26% Zr e modificada com 0,26% Ti; e, fios de $\phi = 3$ mm	87
Figura 4.12. Resultados da caracterização elétrica da liga base modificada com 0,26% Zr e 0,26% Ti para as condições: (a) STT; (b) TT230 °C; (c) TT310 °C e (d) TT390 °C	89
Figura 4.13. Comparação da condutividade elétrica para a liga base modificada com 0,26% Zr e modificada com 0,26% Ti em fio com $\phi = 3$ mm	90
Figura 4.14. Macrografia da estrutura bruta de fusão, (a) grãos equiaxiais centrais da liga base Al - 0,05% Cu – [0,24 a 0,28]% Fe - 0,7% Si; (b) grãos equiaxiais mais finos disseminados na seção da amostra da liga base com 0,26% Zr; e (c) grãos coquilhados de granulação fina a seção da amostra da liga base com 0,26% Ti	91
Figura 4.15. Morfologia das estruturas brutas de fusão observada via MEV, (a) partícula de segunda fase α -AlFeSi, com os círculos evidenciado a estrutura complexa tipo “escrita chinesa” para a liga base; (b) partícula de segunda fase α -AlFeSi, com os círculos amarelos evidenciando a estrutura complexa de “escrita chinesa” para a liga 0,26% Zr; e (c) partícula de segunda fase α -AlFeSi, com o círculo amarelo evidenciando a estrutura complexa de “escrita chinesa” para a liga 0,26% Ti.....	92
Figura 4.16. Diâmetro dos <i>dimples</i> , para a liga-base com 0,26% Zr e para a liga-base com 0,26% Ti, em função das temperaturas de TT, em fios com $\phi = 3$ mm	93
Figura A.1. Comparação do (a) LRT e (b) das Perdas de LRT [%] para a liga base modificada com 0,26% Zr, com 0,26% Ti e 0,22% ZrTi: $\phi = 3$ mm	105
Figura A.2. Comparação da (a) condutividade elétrica (IACS [%]) e (b) ganhos de IACS [%] para a liga base modificada com 0,26% Zr, com 0,26% Ti e 0,22% ZrTi: $\phi = 3,00$ mm	106

LISTA DE TABELAS

Capítulo 2

Tabela 2.1. Porcentagem dos principais elementos químicos na crosta terrestre.....	21
--	----

Capítulo 4

Tabela 4.1. Composição química das ligas de alumínio.....	71
Tabela 4.2. Resultado de LRT, da liga 0,26% Zr para os diâmetro e perda de resistência mecânica (%), para os três tratamentos térmicos	72
Tabela 4.3. Correlação entre diâmetro [mm], condutividade [%IACS] e temperatura de tratamento térmico, para a liga 0,26 % Zr	74
Tabela 4.4. Variação do diâmetro dos <i>dimples</i> para os fios de $\varphi = 3$ mm da liga com 0,26% Zr, em função das temperaturas de TT	76
Tabela 4.5. Resultado de LRT, da liga 0,26% Ti para os diâmetro e perda de resistência mecânica (%), para os três tratamentos térmicos	78
Tabela 4.6. Correlação entre diâmetro [mm], condutividade [%IACS] e temperatura de tratamento térmico, da liga 0,26% Ti	80
Tabela 4.7. Variação do diâmetro dos <i>dimples</i> para os fios de $\varphi = 3$ mm da liga com 0,26% Ti, em função das temperaturas de TT.....	82
Tabela 4.8. Valores experimentais do LRT para a liga-base modificada com 0,26% Zr e 0,26% Ti em diferentes temperaturas de TT	84
Tabela 4.9. Valores da condutividade elétrica para a liga-base modificada com 0,26% Ti e 0,26% Zr para diferentes temperaturas de TT	88
Tabela 4.10. Valores de diâmetros médios de microcavidades (<i>dimples</i>) para as ligas com Zr e Ti, em fios com $\varphi = 3$ mm	92
Tabela A.1. Valores de LRT e Perdas de %LRT para a Liga-base com adições de 0,26% Zr, 0,26% Ti e 0,22% ZrTi, para fio com $\varphi = 3$ mm.....	104
Tabela .A.2. Valores de IACS (%) e Ganho de % IACS para as ligas 0,26% Zr, 0,26% Ti e 0,22% ZrTi, para o fio de diâmetro de 3 mm	106

SIMBOLOGIA

SÍMBOLO	SIGNIFICADO	UNID.
A	área de secção transversal	mm^2
D	diâmetro	mm
L	comprimento	mm
L_0	comprimento corrigido	mm
R	resistência elétrica	Ω
R_t	resistência elétrica a t °C	Ω
R_{20}	resistência elétrica a 20 °C	Ω
R_v	resistência elétrica por unidade de comprimento a 20 °C	Ω/mm
t	tempo	s
T	temperatura	°C
T_L	temperatura da linha <i>liquidus</i>	°K
T_v	temperatura de vazamento	°C
\dot{T}	taxa de resfriamento	K/s
ΔT	intervalo de temperatura	°C
σ	tensão	MPa
ρ_c	resistividade volumétrica	Ω/mm^3

SUB – ÍNDICES

SIMBOLO	SIGNIFICADO
Tx	transmissão
Dx	distribuição
EA	ETAPA A – liga-base com 0,26% Zr
EB	ETAPA B – liga-base com 0,26% Ti
EAB	ETAPA AB – comparativo entre as ligas
EC	eletrocondutor
LRT	limite de resistência à tração
STT	sem tratamento térmico
CTT	com tratamento térmico
TT230	tratado termicamente a 230 °C
TT310	tratado termicamente a 310 °C
TT390	tratado termicamente a 390 °C
IACS	<i>International Annealed Cooper Standard</i> , condutividade elétrica em relação ao cobre, o qual apresenta 100% de IACS

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	18
1.1. OBJETIVOS DO TRABALHO	20
1.1.1. Geral	20
1.1.2. Específico	20
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
2.1. O ALUMÍNIO	21
2.2. ELEMENTOS DE LIGA	24
2.3. CARACTERÍSTICAS DO FERRO EM LIGAS DE ALUMÍNIO	28
2.4. CARACTERÍSTICAS DO COBRE EM LIGAS DE ALUMÍNIO	28
2.5. CARACTERÍSTICAS DO SILÍCIO EM LIGAS DE ALUMÍNIO	29
2.6. CARACTERÍSTICAS DO ZIRCÔNIO EM LIGAS DE ALUMÍNIO	29
2.7. CARACTERÍSTICAS DO TITÂNIO EM LIGAS DE ALUMÍNIO	30
2.8. PROCESSO DE FUNDIÇÃO DOS METAIS	32
2.9. PROCESSOS DE SOLIDIFICAÇÃO DOS METAIS	32
2.10. ESTRUTURAS CARACTERÍSTICAS DA SOLIDIFICAÇÃO	33
2.11. PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE	36
2.11.1. Partículas Primárias	37
2.11.2. Constituintes	38
2.11.3. Precipitados	40
2.11.4. Dispersóides	41
2.12. REFINAMENTO DE GRÃO	43
2.13. PARÂMETROS ESTRUTURAIS DO METAL	47
2.13.1. Conformação Plástica	47
2.13.2. Encruamento	48
2.13.3. Fatores que Afetam a Estrutura dos Metais Deformados	51
2.13.4. Energia de Falha de Empilhamento (EFE)	51
2.13.5. Átomos de Solutos	53
2.13.6. Temperatura de Deformação	53
2.13.7. Influência do Tamanho de Grão Inicial	53
2.13.8. Recuperação	54
2.13.9. Recristalização	55
3. MATERIAIS E MÉTODOS	56
3.1. ETAPA A	56
3.2. ETAPA B	58
3.3. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	59
3.4. TESTE DE TERMORRESISTIVIDADE	62
3.5. CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA	62
3.6. CARACTERIZAÇÃO ELÉTRICA DAS LIGAS	63
3.7. CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DAS LIGAS	65
3.8. CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL DA LIGA	67
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	71
4.1. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS	71
4.2. CARACTERIZAÇÃO DA LIGA 0,26% Zr – ETAPA A	71
4.2.1. Caracterização Mecânica - EA	72
4.2.2. Caracterização Elétrica - EA	73
4.2.3. Caracterização Estrutural - EA	75
4.3. CARACTERIZAÇÃO DA LIGA 0,26% Ti – ETAPA B	78

4.3.1. Caracterização Mecânica - EB	78
4.3.2. Caracterização Elétrica – EB	80
4.3.3. Caracterização Estrutural - EB	81
4.4. ANÁLISE COMPARATIVA ENTRE AS LIGAS 0,26% Zr E 0,26 %p Ti – ETAPA AB	84
4.4.1. Caracterização Mecânica - EAB	84
4.4.2. Caracterização Elétrica - EAB	87
4.4.3. Caracterização Estrutural - EAB	90
5. CONCLUSÃO	94
5.1. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	95
6. REFERÊNCIAS	96
ANEXO – ESTUDOS PRELIMINARES	104
CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA	104
CARACTERIZAÇÃO ELÉTRICA	106

Capítulo 1

1. INTRODUÇÃO

Durante os últimos anos, testemunhou-se o aumento constante da demanda de energia elétrica, industrial e doméstica. A satisfação desta demanda gera grandes problemas, tais como, fabricar e construir novos cabos para alta tensão com novos materiais. E este fato não se verifica só em áreas urbanas altamente povoadas, mas no território nacional inteiro.

Se, por um lado, tem-se o desafio de mega investimentos na construção de novas linhas, por outro, pode-se aumentar a capacidade de Transmissão (Tx) e Distribuição (Dx) de Energia Elétrica das linhas atualmente existentes, usando-se cabos fabricados com novas ligas metálicas. Neste caso, com investimentos menores por exigirem pequenas modificações, mas que podem trazer um incremento da temperatura operacional, sem aumentar as perdas por efeito Joule, enquanto limita a flecha dentro de valores aceitáveis nas instalações existentes.

O alumínio, devido à sua abundância, baixa densidade e boa condutividade elétrica, já vêm sendo utilizado como um meio para a condução de eletricidade há pelo menos 80 anos, porém suas propriedades mecânicas acabam se deteriorando com as temperaturas em que as linhas podem ser submetidas.

Com a aplicação de programas governamentais na área energética, por exemplo, o “LUZ PARA TODOS” que contribui para melhorar a qualidade de vida da população, porém eleva o consumo de energia elétrica e naturalmente provoca a necessidades de mais energia, o qual provem de fontes das mais variadas distâncias até os consumidores.

Estes fatores podem fortemente contribuir em falhas das estruturas da rede de transmissão e distribuição de energia existente no país, com conseqüências alarmantes.

Os problemas tendem a se manifestar particularmente durante o período de maior temperatura do ano, quando altas amperagens são exigidas para satisfazer o aumento da demanda, fatores que combinados podem ocasionar apagões. Por outro lado, a combinação de elevada demanda e temperatura, também conduz para aumentar a flecha dos condutores, causando redução da provisão da rede e em alguns casos

causando interrupções totais quando a flecha permitida excede o limite do vão entre as torres.

Os dados e fatos aqui comentados se aplicam em especial à região Amazônica, área nacional de ocupação pioneira no último meio século, desde a construção das grandes rodovias - Belém-Brasília, Brasília-Acre, Transamazônica, Santarém-Cuiabá e as milhares de vicinais que delas derivam, sobretudo porque os dados em análise levam em conta a complexa e múltipla diversidade do meio ambiente pelos quais transitam as extensas linhas de transmissão de energia elétrica, mormente considerando os programas governamentais de produção de energia elétrica, com o aproveitamento do imenso potencial hidrelétrico brasileiro e mesmo porque, com a ligação da Amazônia ao Oceano Pacífico, desde o Acre, passando pela Bolívia e atravessando os Andes, necessário é conhecer a estrutura e propriedades dos metais com os quais se fabricam os cabos e fios condutores de energia elétrica.

Finalmente, vale considerar os programas de exploração dos recursos minerais da Amazônia, alguns de natureza estratégica, bem como os projetos de verticalização na transformação das matérias primas, os quais dependem de energia elétrica abundante e que lhe seja conduzido com segurança.

Este trabalho está baseado nestes fatos e propõe estudar o comportamento estrutural, elétrico e mecânico de uma liga de alumínio com adições de soluto, 0,26 % Zr e 0,26 % Ti para a utilização na transmissão e distribuição de energia elétrica.

1.1. OBJETIVOS DO TRABALHO

1.1.1. Geral

Este trabalho objetiva analisar os efeitos dos solutos **0,26% Zr** e **0,26% Ti**, sobre uma liga-base **Al - 0,05% Cu - [0,24 a 0,28]% Fe - 0,7% Si**, para fins de transmissão e distribuição de energia elétrica. Através da caracterização estrutural, mecânicas e elétricas das ligas elaboradas.

1.1.2. Específico

- Elaboração das ligas a serem avaliadas, nas composições químicas pré-estabelecidas para execução do trabalho;
- Caracterização das ligas solidificadas em molde em “U” e laminadas nos diâmetros 4; 3,8; 3,0 e 2,7 mm;
- Realização dos tratamentos térmicos a 230, 310 e 390 °C por uma hora para avaliar as características elétricas, mecânicas, estruturais e termorresistentes das ligas;

Capítulo 2

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. O ALUMÍNIO

No globo terrestre tem-se uma grande quantidade de alumínio, porém não em seu estado consumível. Valores quantitativos são apresentados na Tabela 2.1.

Tabela 2.1. Porcentagem dos principais elementos químicos na crosta terrestre

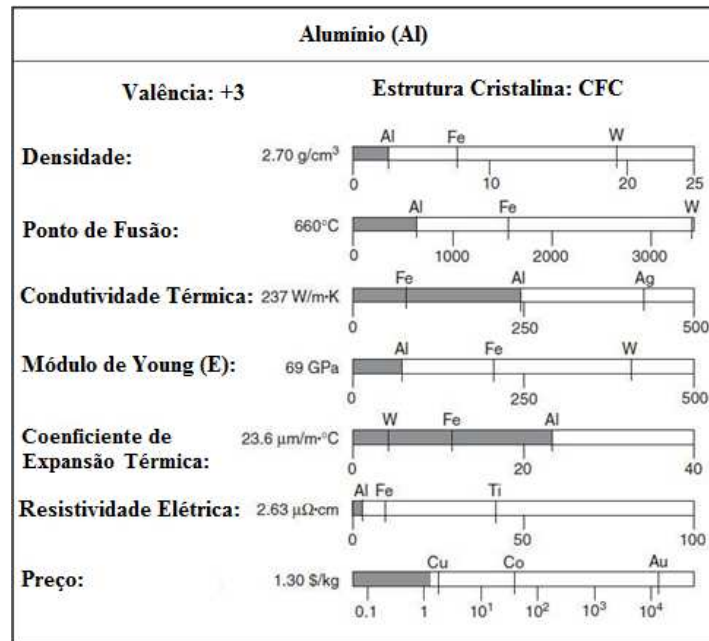
Elemento	% em peso
Oxigênio	45,2
Silício	27,2
Alumínio	8,0
Ferro	5,8
Cálcio	5,06
Magnésio	2,77
Sódio	2,32
Potássio	1,68
Titânio	0,86
Hidrogênio	0,14
Magnésio	0,10
Fósforo	0,10
Total	99,23

Fonte: POLMEAR, 2005

O alumínio 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, vêm tornando-o um metal economicamente mais importante, após o ferro. (CHIAVERINI 2003) A Figura 2.1 mostra a comparação de algumas propriedades físicas e custo do Al com outros metais.

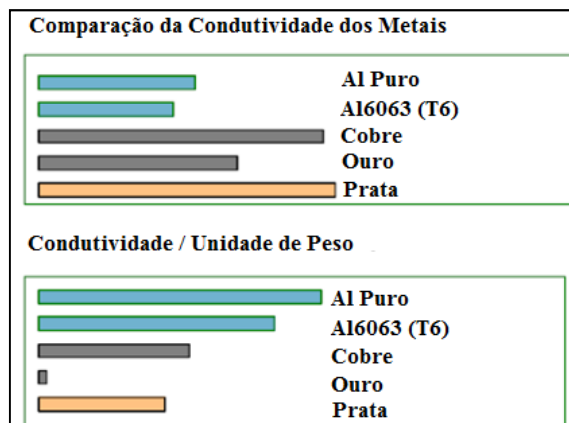
Figura 2.1. Propriedades físicas do alumínio (Al)



Fonte: RUSSEL e LEE, 2005

Devido à sua baixa densidade, a condutividade elétrica por massa do alumínio puro, é o dobro da condutividade elétrica do cobre recozido e maior do que a de qualquer outro metal, como mostrada na Figura 2.2.

Figura 2.2. Comparação da condutividade elétrica do alumínio com a de outros metais



Fonte: COBDEN, 1994

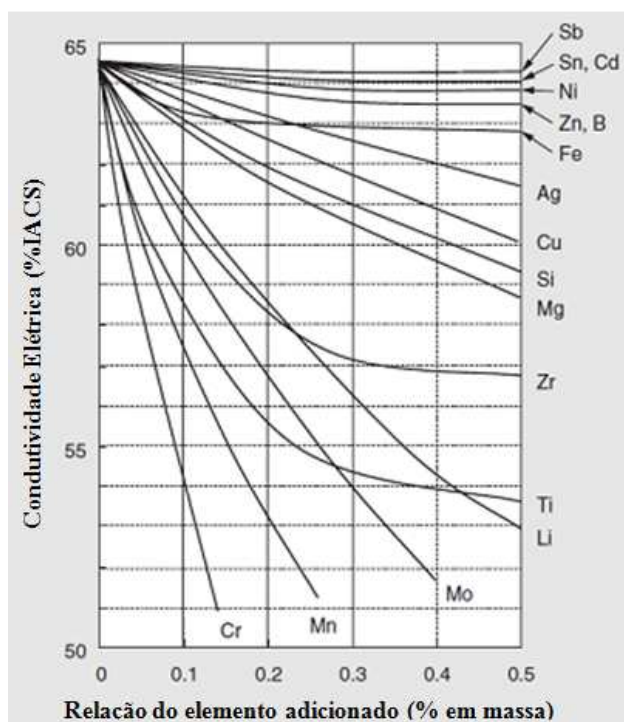
A condutividade elétrica é definida como o inverso da resistividade, e é uma das propriedades mais sensíveis do alumínio, sendo bastante afetadas pela mudança de composição químicas e estrutural. A adição de outros metais para a formação de ligas altera suas propriedades elétricas e mecânicas. A modificação estrutural promovida em algumas de suas ligas via aplicação de tratamentos térmicos, também afeta estas propriedades. Alguns elementos em solução sólida, quando controlados promovem melhoras nas propriedades do material. A Figura 2.3 mostra a influência da adição de elementos ligantes na condutividade elétrica do Al.

As excelentes propriedades elétricas do alumínio tornaram este elemento uma escolha óbvia para aplicações na indústria elétrica, principalmente na Distribuição (Dx) e Transmissão (Tx) de energia. As linhas de transmissão usando cabos de alumínio foram inicialmente construídas na Califórnia entre 1895 e 1898. A primeira linha de transmissão utilizando cabo de alumínio com sete fios encordados foi construída em 1899 e permaneceu em operação por mais de 50 anos, iniciando-se assim a utilização do alumínio em larga escala na construção de linhas elétricas (COBDEN, 1994).

Quando o cabo de alumínio entrou em grande uso no início século XX, experiências indicaram a necessidade de um condutor com uma maior relação resistência (mecânica)/peso. Por isso, em 1907, um novo cabo composto de alumínio e aço foi introduzido, o Cabo de Alumínio com Alma de Aço [CAA] (COBDEN, 1994). Esse cabo combinou o baixo peso e a alta condutividade elétrica do alumínio com a

resistência mecânica do aço galvanizado, obtendo aceitação rápida e sendo muito utilizado em todo o mundo. As ótimas propriedades do cabo CAA tornaram-no o mais utilizado para a eletrificação rural nos Estados Unidos. Porém, o cabo com alma de aço apresenta baixa resistência à corrosão quando comparado com os novos Cabos de Alumínio Liga (CAL), os quais apresentam ótima relação resistência (mecânica)/peso e eficiência na transmissão de energia elétrica (NASCIMENTO, 2004). A Figura 2.3 apresentando a influência na condutividade elétrica de cada elemento ligante para o Al.

Figura 2.3. Influência dos elementos de liga sobre a condutividade elétrica do alumínio



Fonte: HORIKOSHI *et al.*, 2006

2.2. ELEMENTOS DE LIGA

Os elementos de ligas mais importantes utilizados para conferir propriedades específicas ao alumínio são: silício (Si), magnésio (Mg), manganês (Mn), cobre (Cu) e zinco (Zn).

Todas as ligas comerciais contém cerca de 0,1 a 0,4% de ferro (Fe) (HATCH, 1984). Este teor de Fe pode ser visto como uma impureza no alumínio dependendo da matéria-prima (alumina) e ao processo de redução eletrolítica. O ferro é utilizado ocasionalmente para dar qualidades especiais ao material (por exemplo, as propriedades da folha de alumínio). Outros elementos freqüentemente usados em combinação com um ou mais dos principais elementos de liga incluem o bismuto (Bi), boro (B), cromo (Cr), chumbo (Pb), níquel (Ni), zircônio (Zr) e titânio (Ti). Estes elementos são normalmente utilizados em pequenas quantidades (< 0,1 por cento em peso, embora B, Pb e Cr possam mostrar teores de até 0,5%) para adequar as ligas para fins especiais, agregando a elas propriedades como fusibilidade, usinabilidade, resistência ao calor, resistência à corrosão, resistência à tração (HATCH, 1984). Dentre os elementos que foram utilizados no presente estudo será dada ênfase ao cobre (Cu), ferro (Fe), silício (Si), zircônio (Zr) e titânio (Ti)

Segundo Fine *et al.*, 1986, *apud* Knipling, 2006, os compostos intermetálicos formados com o Al são candidatos promissores para endurecer fases dúcteis, são estáveis termicamente e com forte dispersão em ligas de Al. Com maior número de trialumínetos tem-se o aumento de resistência mecânica do material. Os compostos trialumínetos são do tipo Al_3M (onde M é o elemento de metal de transição, lantanídeos ou actinídeos). Os elementos capazes de formar tais composto são apresentados na Figura 2.4, tendo como características particulares a baixa densidade (contendo 75% Al em sua estrutura), resistência à alta temperatura, boa estabilidade térmica (tendo geralmente alto ponto de fusão) e uma excelente resistência à corrosão (devido à alta concentração de Al).

Figura 2.4. Elementos de liga para o Al que formam compostos intermetálicos, trialuminetos (Al_3M) estáveis termodinamicamente, com estrutura em equilíbrio indicada

Compostos Intermetálicos (Trialuminetos) Estáveis Termodinamicamente																															
1 1.00794 H Hydrogen																	18 4.002602 He Helium														
3 6.941 Li Lithium	4 9.01202 Be Beryllium	Elementos de Transição										13 10.811 B Boron	14 12.011 C Carbon	15 14.007 N Nitrogen	16 15.999 O Oxygen	17 18.998 F Fluorine	18 20.180 Ne Neon														
11 22.990 Na Sodium	12 24.305 Mg Magnesium	3 88.906 Sc Scandium	4 88.906 Ti Titanium	5 90.928 V Vanadium	6 51.996 Cr Chromium	7 54.938 Mn Manganese	8 55.845 Fe Iron	9 58.933 Co Cobalt	10 58.933 Ni Nickel	11 63.546 Cu Copper	12 65.39 Zn Zinc	13 26.982 Al Aluminum	14 28.086 Si Silicon	15 30.974 P Phosphorus	16 32.066 S Sulfur	17 35.453 Cl Chlorine	18 39.948 Ar Argon														
19 39.098 K Potassium	20 40.078 Ca Calcium	37 85.468 Rb Rubidium	38 87.62 Sr Strontium	39 88.906 Y Yttrium	40 90.928 Zr Zirconium	41 90.928 Nb Niobium	42 95.94 Mo Molybdenum	43 97.907 Tc Technetium	44 101.07 Ru Ruthenium	45 102.91 Rh Rhodium	46 106.42 Pd Palladium	47 107.87 Ag Silver	48 112.41 Cd Cadmium	49 112.41 In Indium	50 114.82 Sn Tin	51 118.71 Sb Antimony	52 127.60 Te Tellurium	53 126.90 I Iodine	54 131.29 Xe Xenon												
55 132.91 Cs Cesium	56 137.33 Ba Barium	57 138.91 La Lanthanum	58 174.967 Ce Cerium	59 174.967 Pr Praseodymium	60 175.053 Nd Neodymium	61 175.053 Pm Promethium	62 175.053 Sm Samarium	63 175.053 Eu Europium	64 175.053 Gd Gadolinium	65 175.053 Tb Terbium	66 175.053 Dy Dysprosium	67 175.053 Ho Holmium	68 175.053 Er Erbium	69 175.053 Tm Thulium	70 175.053 Yb Ytterbium	71 175.053 Lu Lutetium	72 175.053 Hf Hafnium	73 178.49 Ta Tantalum	74 180.948 W Tungsten	75 186.21 Re Rhenium	76 186.21 Os Osmium	77 190.23 Ir Iridium	78 195.08 Pt Platinum	79 196.97 Au Gold	80 200.59 Hg Mercury	81 204.38 Tl Thallium	82 208.98 Pb Lead	83 208.98 Bi Bismuth	84 208.98 Po Polonium	85 208.98 At Astatine	86 222.02 Rn Radon
87 223.02 Fr Francium	88 226.03 Ra Radium	89 227.03 Ac Actinium	90 227.03 Rf Rutherfordium	91 227.03 Db Dubnium	92 227.03 Sg Seaborgium	93 227.03 Bh Bohrium	94 227.03 Hs Hassium	95 227.03 Mt Meitnerium	96 227.03 Uun Ununnilium	97 227.03 Uuu Ununnilium	98 227.03 Uub Ununnilium	99 227.03 Uuq Ununquadium	100 227.03 Uuh Ununhexium	101 227.03 Uuo Ununoctium	Halogênios			Gases Nobres													
Metals Alcalinos		Lantânidos (Terras Raras)																Gases Nobres													
Metals Alcalinos		89 138.91 La Lanthanum	90 140.12 Ce Cerium	91 140.12 Pr Praseodymium	92 140.12 Nd Neodymium	93 140.12 Pm Promethium	94 140.12 Sm Samarium	95 140.12 Eu Europium	96 140.12 Gd Gadolinium	97 140.12 Tb Terbium	98 140.12 Dy Dysprosium	99 140.12 Ho Holmium	100 140.12 Er Erbium	101 140.12 Tm Thulium	102 140.12 Yb Ytterbium	103 140.12 Lu Lutetium															
		Actinídeos																													
		89 227.03 Ac Actinium	90 227.03 Th Thorium	91 231.04 Pa Protactinium	92 231.04 U Uranium	93 231.04 Np Neptunium	94 231.04 Pu Plutonium	95 231.04 Am Americium	96 231.04 Cm Curium	97 231.04 Bk Berkelium	98 231.04 Cf Californium	99 231.04 Es Einsteinium	100 231.04 Fm Fermium	101 231.04 Md Mendelevium	102 231.04 No Nobelium	103 231.04 Lr Lawrencium															

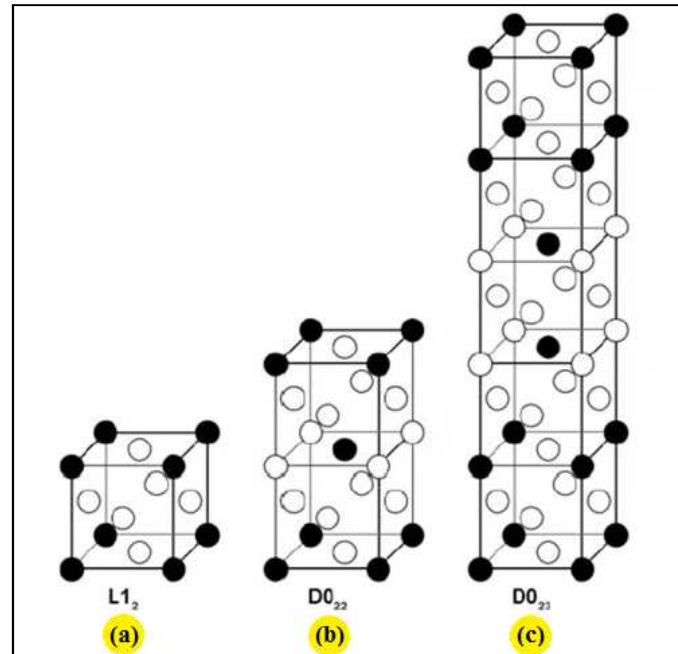
Fonte: KNIPLING, 2006

Os elementos do grupo 4 (Ti, Zr, Hf) e grupo 5 (V, Nb, Ta) da tabela periódica, apresentam estruturas tetragonais de corpo centrado $D0_{22}$ (ou $D0_{23}$ para o Al_3Zr).

Portanto, os trialuminetos podem ser comparados analogamente, em termos químicos, com o Ni_3Al ($L1_2$ - Figura 2.5) em uma liga de Ni.

Na sua forma monolítica (Figura 2.5) estes trialuminetos têm recebido atenção considerável, por apresentarem alta resistência, sendo materiais de resistência estrutural à alta temperatura, principalmente o Al_3Ti uma vez que é o menos denso dessa classe ($3,36 \text{ g.cm}^{-3}$) (YAMAGUCHI, 1994).

Figura 2.5. Estruturas (a) $L1_2$, (b) $D0_{22}$ e (c) $D0_{23}$



Fonte: YAMAGUCHI, 1994

O $D0_{22}$ e $D0_{23}$ são estruturas intimamente relacionadas com a estrutura cúbica $L1_2$ (Figura 2.5). As ligas que apresentam potencial para sua formação são amplamente estudadas para transformar as estruturas $D0_{22}$ e $D0_{23}$ na estrutura simétrica $L1_2$, melhorando a resistência da liga por ser uma estrutura menos frágil que as demais (KNIPLING, 2006). Por exemplo, o Al_3Ti ($D0_{22}$) pode ser transformado na estrutura cúbica $L1_2$ com adição de elementos de liga do período quatro da tabela periódica, tais como, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, ou Zn. O comportamento similar ocorre para o trialumineto Al_3Zr , o qual modifica-se para a estrutura $L1_2$, com adição dos elementos Li, Cr, Mn, Fe, Ni, e Cu (DESCH *et al.*, 1991; MOON *et al.*, 2000 e MOON *et al.*, 2002).

Uma vez que a diferença de energia livre entre o equilíbrio e a estrutura metaestável ($L1_2$) é pequena, pode-se esperar que a estrutura $L1_2$, do grupo 4, como os trialuminetos (Al_3Ti , Al_3Zr , Al_3Hf) sejam facilmente precipitados na solução sólida. De fato, a seqüência de precipitação durante o envelhecimento das soluções sólidas supersaturadas Al-Ti, Al-Zr, e Al-Hf ocorre em primeiro lugar a formação da fase em equilíbrio Al_3M ($D0_{22}$ e $D0_{23}$) e com a exposição prolongada (centenas de horas) a altas

temperaturas ($> 450\text{ }^{\circ}\text{C}$) forma-se a fase metaestável cúbica $L1_2$ de Al_3M . (KNIPLING, 2006).

Os elementos de transição da tabela periódica têm difusão muito lenta em Al, e, portanto, apresentam-se como fases secundárias termicamente estáveis em altas temperaturas (KNIPLING, 2006).

2.3. CARACTERÍSTICAS DO FERRO EM LIGAS DE ALUMÍNIO

O ferro geralmente é uma impureza presente em praticamente todas as ligas de alumínio, mas em algumas delas pode estar presente como um importante elemento de liga, adicionado, porém em teores sempre inferiores a 1%. (HATCH, 1984, PRAZERES, 2006 e MERCES, 2008). O ferro apresenta alta solubilidade no alumínio fundido e por esta razão é facilmente dissolvido em todos os estágios de produção. A solubilidade do ferro no estado sólido é muito baixa, aproximadamente 0,05%, conseqüentemente a maior quantidade de Fe presente no alumínio encontra-se apenas como fase intermetálica secundária, diluída freqüentemente com outros elementos. Por causa da limitada solubilidade, o ferro é usado em condutores elétricos com o objetivo de aumentar a resistência mecânica da liga e melhorar moderadamente suas características de fluência a altas temperaturas. (ASM INTERNATIONAL, 1998).

O Fe reage com o alumínio formando uma série de fases intermetálicas, as mais comuns são FeAl_3 , FeMnAl_6 e $\alpha\text{-AlFeSi}$. Estas fases essencialmente insolúveis são responsáveis por melhorias na resistência da liga, especialmente a temperaturas elevadas (KAUFMAN e ROOY, 2004).

2.4. CARACTERÍSTICAS DO COBRE EM LIGAS DE ALUMÍNIO

Segundo Gomes e Bresciani (1976) o cobre foi um dos primeiros elementos de liga empregados e ainda tem uma larga utilização. O Cu aumenta consideravelmente a resistência mecânica e a dureza do fundido tanto antes como depois do tratamento

térmico (PRAZERES, 2006; LOBO, 2007; FEITOSA, 2007). É bastante solúvel no alumínio em altas temperaturas (524 °C) e apenas ligeiramente solúvel a temperatura ambiente.

As ligas de alumínio-cobre têm sido amplamente utilizadas em formas fundidas ou trabalhadas onde a resistência e a tenacidade são exigidas. Estas ligas apresentam alta resistência e dureza a temperaturas ambientes e a temperaturas elevadas (KAUFMAN e ROOY, 2004).

2.5. CARACTERÍSTICAS DO SILÍCIO EM LIGAS DE ALUMÍNIO

O silício é o elemento mais usado comercialmente nas ligas para fundição, pois confere aumento na fluidez do alumínio promovendo uma melhor movimentação do líquido através das cavidades do molde de fundição, permitindo a obtenção de produtos com formatos mais complexos. Também propicia a redução da contração da liga durante o resfriamento, reduz a porosidade nas peças fundidas e o coeficiente de expansão térmica (GOMES e BRESCIANI, 1976; FREITAS, 2010; FERNANDEZ, 2011).

O binário Al-Si é um sistema eutético, que ocorre à temperatura de 577 °C com teor correspondente a 12,6% de silício e o sistema exibe uma solubilidade de 1,65% de Si no alumínio.

2.6. CARACTERÍSTICAS DO ZIRCÔNIO EM LIGAS DE ALUMÍNIO

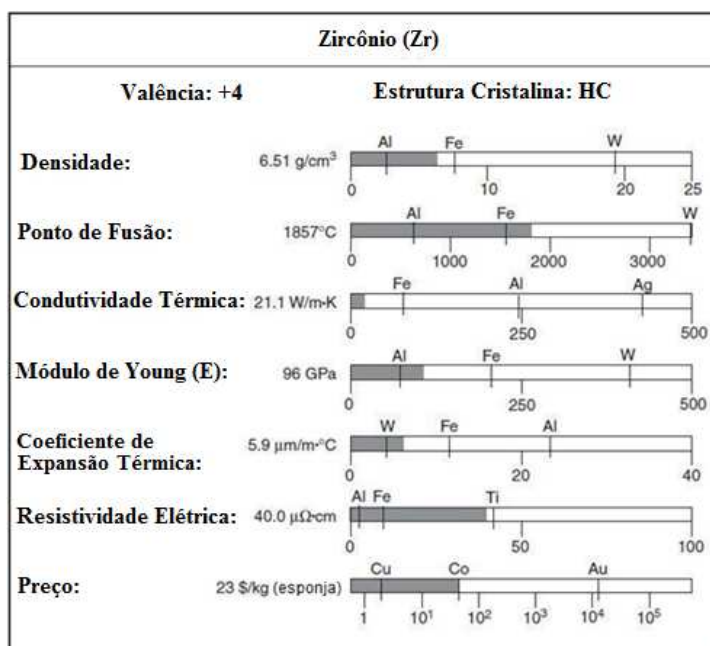
Sabe-se há anos que a adição de pequenas quantidades de zircônio no alumínio promove a diminuição dos tamanhos dos grãos da liga formada (YANAGISAWA *et al.*, 1956). O efeito de refinamento é menor quando comparado com o titânio.

Adições de Zr na faixa de 0,1 a 0,3% são usadas para a formação de precipitados refinados (partículas intermetálicas), que inibem a recuperação e a recristalização. Um elevado número de ligas, particularmente as da família Al-Zn-Mg, empregam teores de

zircônio para aumentar sua temperatura de recristalização e para controlar a estrutura dos grãos em produtos trabalhados (ASM INTERNATIONAL, 1998).

Ligas de Al-Zr são utilizadas como condutores de energia de alta resistência térmica, conhecidos como TAL - *thermal resistant aluminium alloy* (liga de alumínio termorresistente), que tem como principal vantagem preservar as suas características mecânicas (SANTOS, 2010), ou não sofrerem deterioração considerável em altas temperaturas de operação durante longos períodos de tempo, ultrapassando 20 anos (HANDEL, 2004). A Figura 2.6 apresenta suas propriedades e custo relacionados à outros metais.

Figura 2.6. Propriedades físicas do zircônio



Fonte: RUSSEL e LEE, 2005

2.7. CARACTERÍSTICAS DO TITÂNIO EM LIGAS DE ALUMÍNIO

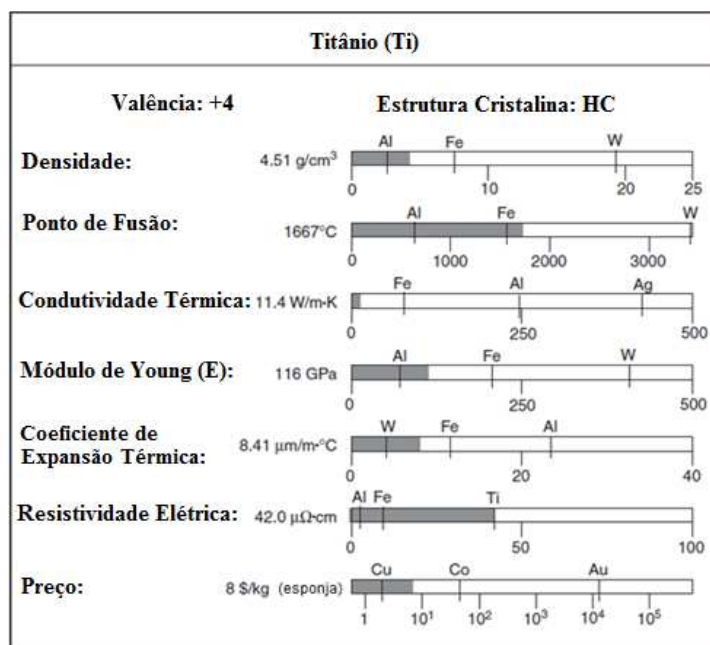
O titânio é usualmente adicionado em teores entre 0,05 a 0,2%, como refinador de grão de ligas de alumínio, para fundição em molde de areia e em molde permanente. É dispensável na fundição sob pressão, pois a microestrutura já é fina devido ao

resfriamento rápido (FERRARINI, 2005). Em teores abaixo de 0,09% Ti apresenta boas características de condutividade elétrica (FREITAS, 2010; FERNANDEZ, 2011).

O Ti é adicionado em forma de partículas de metal puro, mas na maioria das vezes através de “ligas-mãe”. Também diminui a condutividade elétrica do alumínio, mas o seu efeito pode ser reduzido pela adição de boro ao fundido, para formar a fase insolúvel TiB_2 . Quando utilizado isoladamente, o seu efeito diminui com o tempo de exploração, no estado fundido e com repetida refusão (ASM INTERNATIONAL,1990).

KNIPLING *et al.* (2007), mostraram um estudo do alumínio modificado com teores de titânio e zircônio tratado termicamente, onde verificou se a ação refinadora dos elementos. Com o tratamento térmico constatou-se que o alumínio modificado com os teores de titânio não reagiu ao tratamento térmico, não havendo endurecimento mesmo após 19 semanas de tratamento sob temperaturas de 375 °C e 425 °C. As propriedades físicas e o custo do Ti relacionados à outros metais são apresentadas na Figura 2.7.

Figura 2.7. Propriedades físicas do titânio



Fonte: RUSSEL e LEE, 2005

2.8. PROCESSO DE FUNDIÇÃO DOS METAIS

O objetivo fundamental da fundição é o de dar forma adequada ao metal, vertendo-o em estado líquido dentro da cavidade de um molde com a forma desejada. O próprio molde retira calor do metal líquido, provocando sua solidificação e fixando sua forma inicial. Apesar da simplicidade desse objetivo, a solidificação do metal no molde não se efetua de modo passivo, como pode parecer à primeira vista. A transformação líquido-sólido por que passa o metal é de natureza ativa e dinâmica, já que durante a mesma ocorrem diversos eventos que, se não forem devidamente controlados, podem comprometer o desempenho do produto final ou, até mesmo, interromper a seqüência de fabricação. Tais eventos podem dar origem a diversos tipos de heterogeneidades, que interferem drasticamente na qualidade metalúrgica do produto final (PRATES e DAVIES, 1978).

2.9. PROCESSOS DE SOLIDIFICAÇÃO DOS METAIS

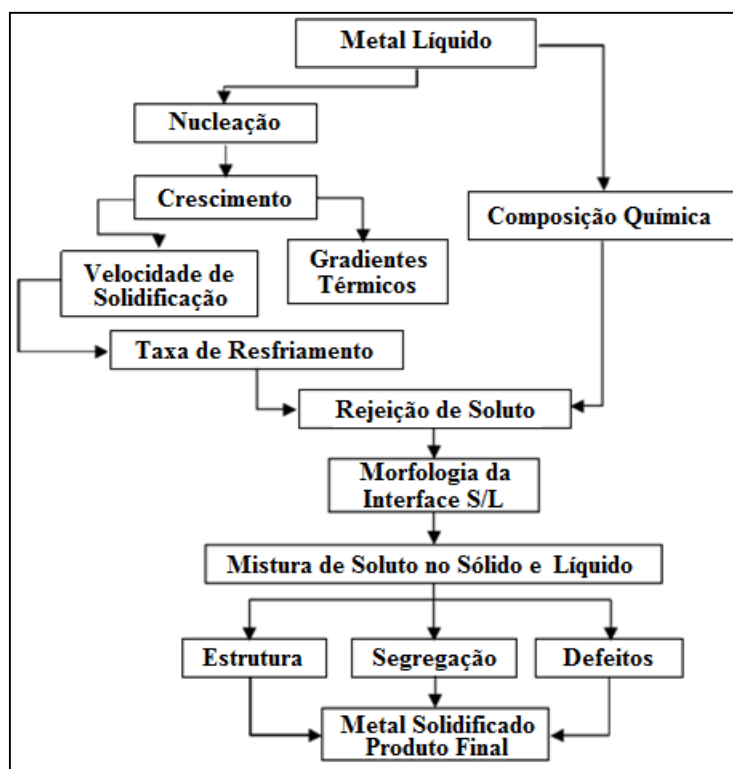
A solidificação é um processo de transformação de fase, na qual uma certa quantidade de calor latente é liberada pelo material no estado líquido para possibilitar a nucleação e o crescimento da fase sólida (PRATES e DAVIES, 1978).

O fenômeno da solidificação dos metais apresenta-se em dois aspectos, a saber: a) metalúrgico, ligado à composição química do metal; b) térmico, relativo à história térmica anterior do metal, ou seja, como o calor foi transferido do interior da peça para o meio ambiente, a cada instante do processo. A interação entre estes dois aspectos determinará as características da microestrutura do metal solidificado.

Observa-se, através da Figura 2.8, que os aspectos da microestrutura dependem fortemente das condições de solidificação, desde o início do processo, com o metal no estado líquido. A dinâmica do processo de solidificação é que determina a microestrutura resultante, que por sua vez influenciam as propriedades finais do fundido. Desta maneira é necessário conhecer as informações relativas aos aspectos relacionados durante todo o processo de solidificação, que vão desde a temperatura de

vazamento, o tratamento do metal líquido, a forma de preenchimento do molde (através do controle de intensidade das correntes convectivas), material e formato do molde (responsável pela capacidade de absorção de calor) e se o molde deve ser pré-aquecido, refrigerado ou estiver na temperatura ambiente. Esses fatores terão influência tanto na velocidade como na taxa de resfriamento e nos gradientes térmicos. Portanto, determinarão o grau de refino da estrutura (GARCIA, 2001).

Figura 2.8. Encadeamento de fenômenos durante a solidificação de um metal



Fonte: GARCIA, 2001

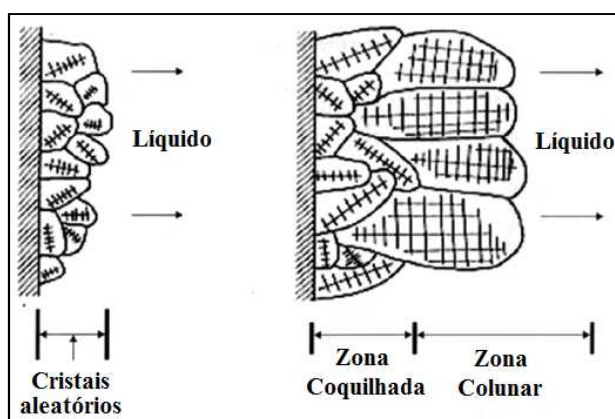
2.10. ESTRUTURAS CARACTERÍSTICAS DA SOLIDIFICAÇÃO

A estrutura bruta de solidificação, de um modo geral, pode ser discutida a partir das macroestruturas observadas em lingotes. Quando o metal líquido é vazado em uma lingoteira, a parte que entra em contato com as paredes frias da lingoteira é rapidamente super-resfriada, e, nessa fina camada de líquido super-resfriado, ocorre uma nucleação

intensa de grãos cristalinos de orientação aleatória (GARCIA, 2001). Essa camada de pequenos grãos finamente dispersos e localizados na superfície do lingote é denominada de zona coquilhada, como pode ser visto na Figura 2.9. A espessura da zona coquilhada depende dos seguintes fatores: 1. Propriedades termofísicas do material do molde; 2. Temperatura de vazamento; 3. Fluidez do metal fundido; 4. Composição química (GARCIA, 2001).

Após a formação da zona coquilhada, os únicos grãos que se desenvolverão são aqueles que estão crescendo a partir das paredes do molde em direção à massa de metal líquido (GARCIA, 2001). O metal líquido, no centro da lingoteira, se apresenta a temperaturas acima da temperatura de transformação (temperatura de fusão ou temperatura *liquidus*), evitando a formação de grãos nessa região nos instantes iniciais. Portanto, os grãos que tiverem direções de crescimento mais coincidentes com a direção de extração de calor, ou seja, perpendicularmente à parede do molde, crescerão mais rapidamente, pois a direção preferencial de crescimento dendrítico é próxima desta direção. Ocorre uma espécie de seleção, na qual só continuam se desenvolvendo os grãos que crescem perpendiculares à parede do molde, conforme mostra a Figura 2.9. Esta seleção dá origem à zona colunar (GARCIA, 2001).

Figura 2.9. Representação da seleção de crescimento dos grãos gerando a zona colunar



Fonte: GARCIA, 2001

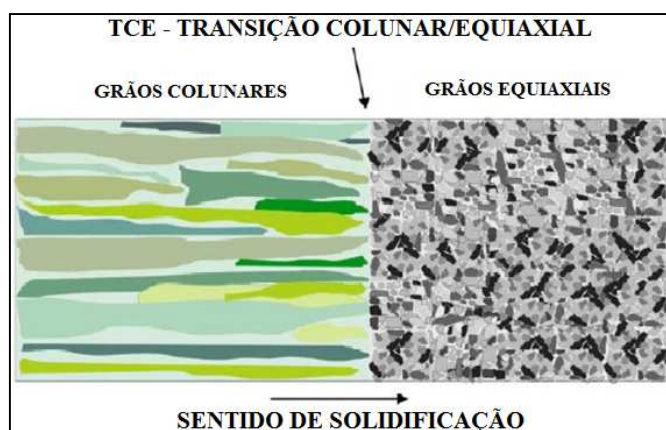
As variáveis do processo de solidificação que influenciam no tamanho de grão são: maiores temperaturas de vazamento; menor teor de soluto da liga (regra geral);

menor diferencial térmico entre o metal e o molde (aquecimento prévio) (GARCIA, 2001).

A macroestrutura de solidificação de peças fundidas ou lingotes pode apresentar-se na forma de grãos completamente colunares ou totalmente equiaxiais, dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação. Uma forma estrutural mais complexa é composta pelas duas zonas estruturais. Essa forma mista de solidificação ocorre quando os grãos equiaxiais encontram condições de nuclear e crescer no líquido, à frente da fronteira colunar de crescimento, provocando a transição colunar/equiaxial (TCE), conforme ilustrado na Figura 2.10.

A previsão dessa transição é de grande interesse na programação das propriedades mecânicas de produtos fundidos. Peças com estrutura completamente equiaxiais são mais apropriadas para aplicações onde a isotropia de propriedades físicas e mecânicas é necessária. Por outro lado, a anisotropia das propriedades das estruturas colunares permite aplicações tecnológicas importantes como, por exemplo, na fabricação de lâminas de turbinas a jato, onde o crescimento colunar deve coincidir com a direção de máxima sollicitação mecânica durante o funcionamento das turbinas (GARCIA, 2001).

Figura 2.10. Macroestrutura com transição colunar/equiaxial

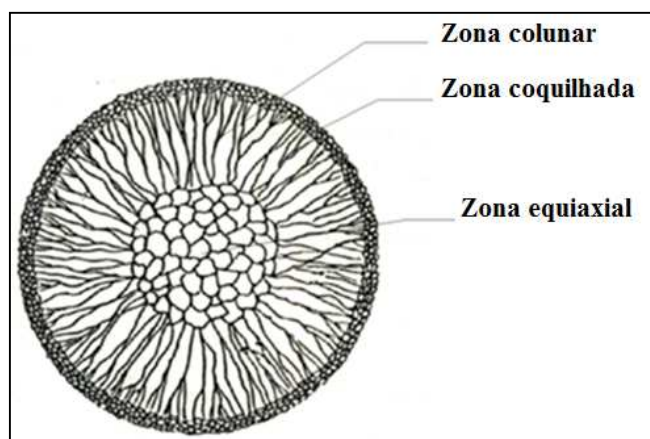


Fonte: GARCIA, 2005

A solidificação se processa pela ocorrência, no líquido, de núcleos sólidos os quais crescem em função das condições locais de resfriamento. Define-se então a macroestrutura de metal solidificado como a caracterização dos seus grãos cristalinos,

ou seja, suas dimensões, orientação cristalográfica, forma e distribuição, porém o aspecto mais importante na formação da macroestrutura de um metal está ligado à sua correlação com as propriedades mecânicas. Na parte interna dos grãos encontram-se as estruturas dendríticas, peculiares à solidificação de ligas metálicas, cujo espaçamento tem uma influência significativa nas propriedades mecânicas do material (PRATES e DAVIES, 1978).

Figura 2.11. Representação esquemática das zonas macroestruturais possíveis



Fonte: PRATES e DAVIES, 1978

2.11. PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE

As partículas de segunda fase influenciam as propriedades mecânicas dos metais, tais como endurecimento e resistência mecânica (MEYERS e CHAWLA, 2009). Elas afetam a microestrutura dos materiais modificando o tamanho de grão, a resistência térmica e conseqüentemente a superfície da fratura dos materiais.

Alguns elementos são adicionados em ligas, e as suas relações com a matriz ou com os elementos já presentes formam partículas de segunda fase que agregam propriedades ou características específicas ao material. Baseado nestas informações é necessário o conhecimento das diferentes partículas de segunda fase para uma melhor aplicação do material.

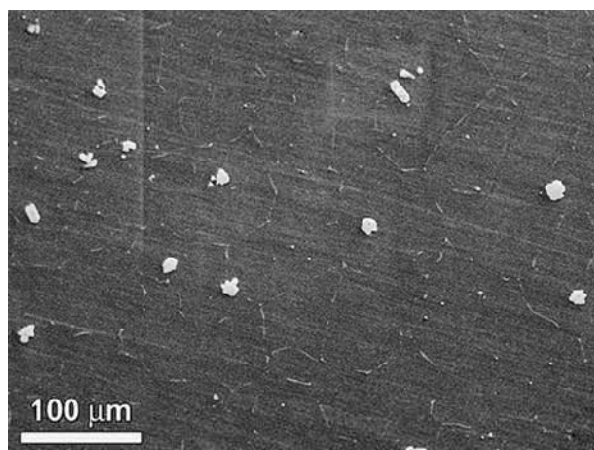
As partículas de segunda fase são definidas segundo o seu modo de formação e na sua habilidade para se dissolver na matriz, sendo divididas em quatro classes:

- Partículas primárias.
- Constituintes.
- Dispersóides.
- Precipitados

2.11.1. Partículas Primárias

Partículas primárias são as primeiras partículas sólidas formadas durante o processo de solidificação de ligas metálicas, por exemplo as partículas primárias peritéticas de Al_3Ti , Figura 2.12, formada na solidificação da liga Al – 0,22% Ti hipoperitética (KNIPLING, 2007).

Figura 2.12. Micrografia via MEV apresentando as partículas primárias com formato de pétalas que proporcionam o refinamento de grão, formadas na liga Al - 0,22% Ti.



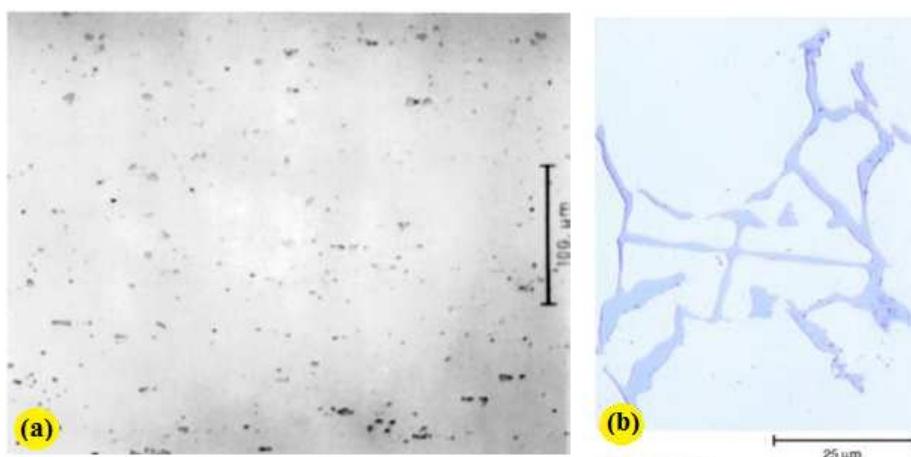
Fonte: KNIPLING, 2007

Estas partículas apresentam um grande potencial de refinar o grão do metal a ser solidificado, pois atuam como substratos (nucleantes) (KNIPLING, 2007).

2.11.2. Constituintes

São compostos intermetálicos formados por uma reação eutética durante a solidificação, ou essencialmente puro silício que se forma durante a solidificação de uma liga de Al-Si hipoeutética. A Figura 2.13 mostra algumas partículas constituintes no alumínio. Muitos desses constituintes são solúveis e dissolvem durante o preaquecimento dos lingotes antes dos processos de deformação ou durante o tratamento térmico de solubilização de perfis fundidos ou produtos trabalhados. O tamanho dos constituintes decresce com o aumento da taxa de solidificação.

Figura 2.13. Partículas constituintes no alumínio (a) partícula constituinte em uma chapa de alumínio liga 2024; (b) Partícula constituinte escrita chinesa (Mg_2Si) em AA 5350

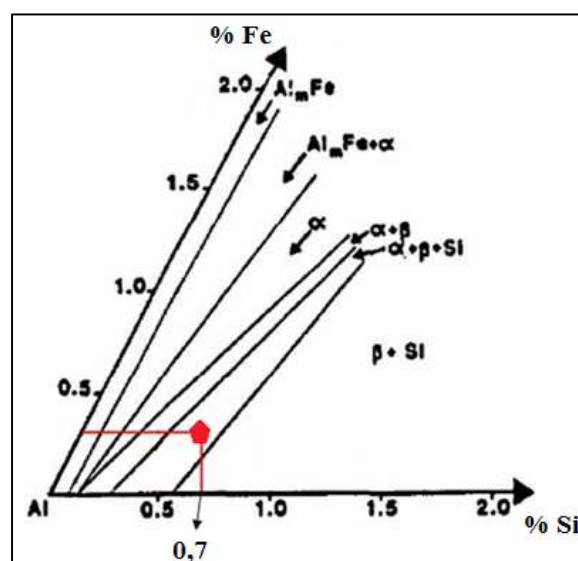


Fonte: (a) TIRYAKIOGLU e STALEY, 2003; (b) ASM INTERNATIONAL, 2004

Partículas constituintes têm uma interface não coerente com a matriz e são grosseiros, interferindo na mobilidade das discordâncias e contornos de grão, conseqüentemente, proporcionam um aumento na resistência mecânica (ASM INTERNATIONAL, 2004)

O estudo de Freitas (2010), no qual foi possível definir a liga-base Al-Si para a presente pesquisa, demonstra a influência das fases α e β , “escrita chinesa” e estrutura acicular, respectivamente, nas propriedades mecânicas do metal. As pesquisas realizadas por Dons (1985) sugerem um “diagrama de partícula”, no qual relacionam os teores de Fe e de Si de uma liga de Al (Figura 2.14).

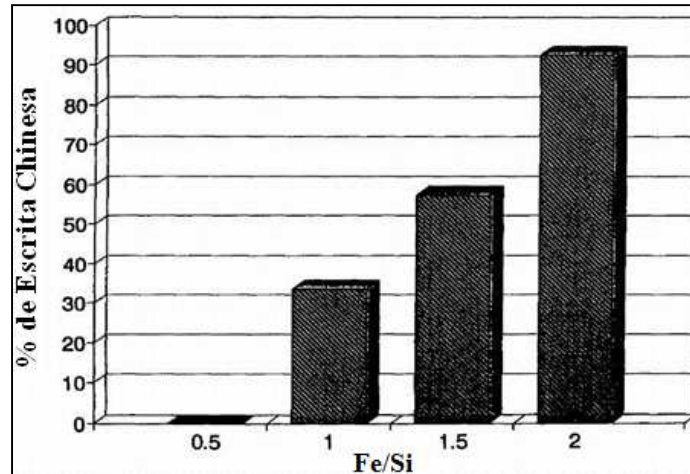
Figura 2.14. “Diagrama de Partícula” da faixa de fundição dos elementos



Fonte: DONS, 1985

Stephen Gail (GAIL, 1994) através dos seus estudos com Al e Si obteve uma relação para a quantidade da fase $[\alpha]$ representada pela forma de “escrita chinesa”, na qual pode ser observado a quantidade relativa da estrutura pela relação (Fe/Si) para uma quantidade de (Fe+Si) igual a 1% da massa total da liga (Figura 2.15). Deve ser enfatizado que menores quantidades na massa total podem gerar maiores proporções de “escrita chinesa”.

Figura 2.15. Efeito da razão Fe/Si (Fe+Si) para 1,0% da massa total



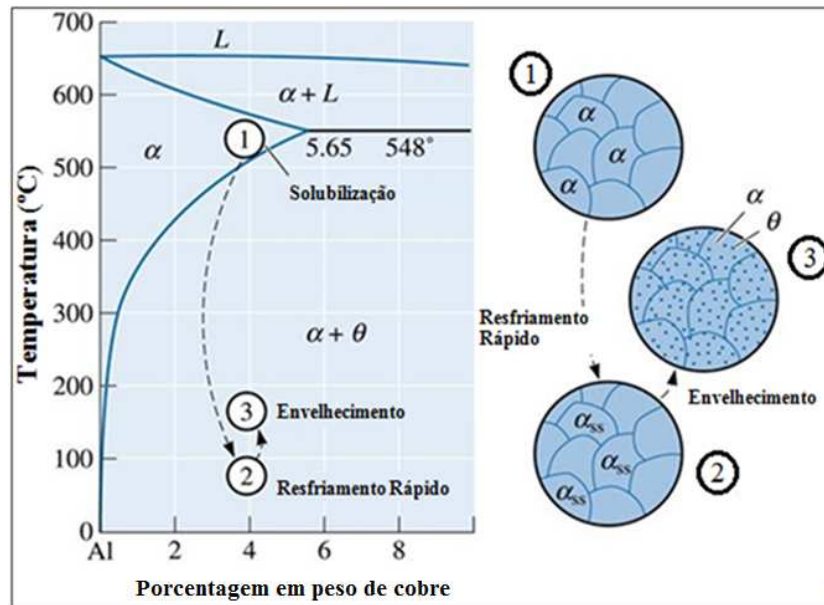
Fonte: GAIL, 1994

2.11.3. Precipitados

Estas partículas podem se formar durante alguma operação termal abaixo da linha *solvus*. Em um adequado tratamento térmico de solubilização todos os precipitados se dissolvem e estas podem se formar durante o resfriamento do tratamento térmico de solubilização nos grãos e contornos de subgrãos.

O envelhecimento é o processo térmico pelo qual passa o metal, após ser solubilizado e resfriado rapidamente. Este processo permite a formação de finos precipitados. A Figura 2.16 mostra o diagrama da liga de Al – 4% Cu com a etapa de tratamento térmico e respectivas microestruturas.

Figura 2.16. Diagrama de fase de alumínio-cobre mostrando as três etapas do tratamento térmico de envelhecimento e as microestruturas produzidas durante o processo



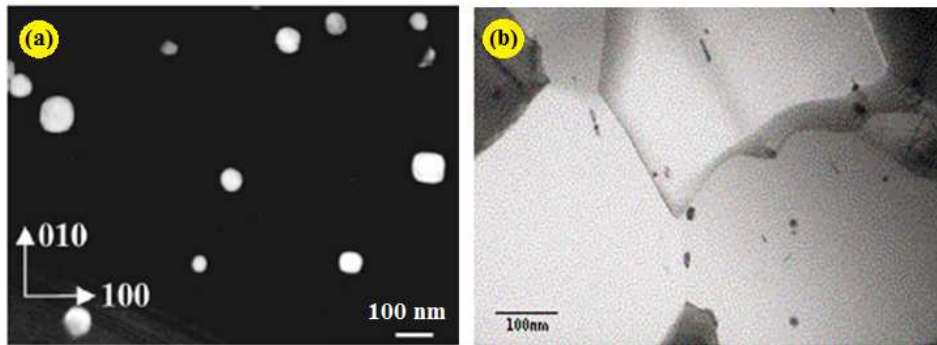
Fonte: ASKELAND, 2002

2.11.4. Dispersóides

Dispersóides podem formar-se durante o estado sólido de precipitação, durante o pré-aquecimento de lingotes ou durante o tratamento térmico de perfis fundidos de elementos supersaturados de baixa-difusão, isto é, solúvel no alumínio fundido; porém, estes têm um limite de solubilidade no alumínio sólido.

Mn, Cr, Ti ou Zr são típicos elementos formadores de dispersóides. Diferentes dos precipitados, que conferem endurecimento por precipitação, os dispersóides são virtualmente impossíveis de se dissolver completamente como os precipitados. Além da dispersão oferecer reforço, a distribuição e o tamanho dos dispersóides em ligas trabalhadas é um fator chave no controle do grau de recristalização, granulometria do recristalizado e textura cristalográfica. Dispersóides não são tratáveis termicamente e também estabilizam a subestrutura de deformação durante a exposição a elevadas temperaturas (ASM INTERNATIONAL, 2004). A Figura 2.17 mostra a dimensão dos dispersóides assim como a sua fina dispersão em ligas de Al.

Figura 2.17. Exemplos de dispersóides. (a) Partículas de Al₃Sc (b) Fina dispersão de partículas exercendo fixação nos subgrãos e deste modo inibindo a recuperação e aumentando a temperatura de recristalização em AW 1200

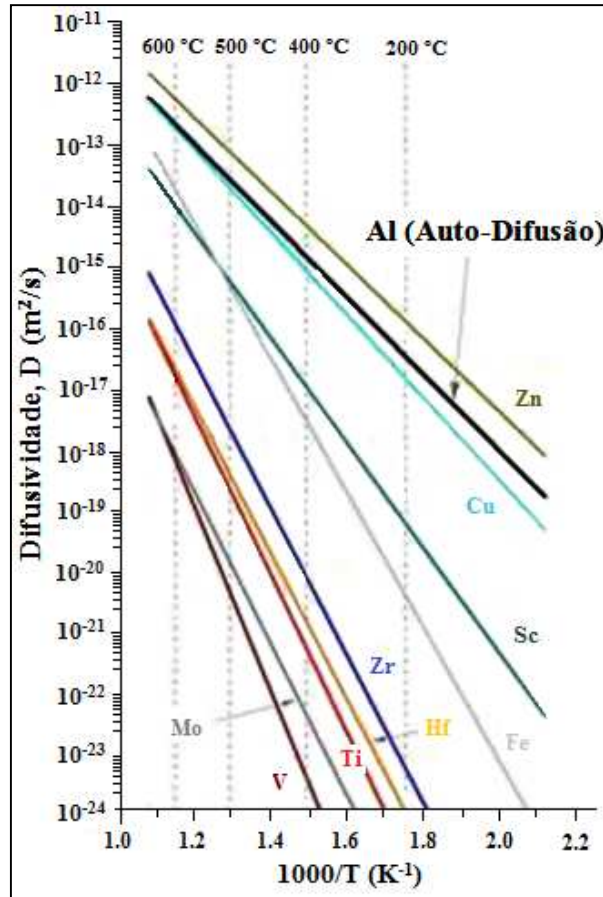


Fonte: (a) TOLLEY *et al.*, 2004; (b) ALUMATTER, 2010

Devido à lenta difusão dos elementos formadores de dispersóides no alumínio, os mesmos têm dificuldade de formar grandes partículas. Isto tem o efeito vantajoso da formação de um grande número de micro partículas. Dispersóides de granulometria fina (menores do que 400 nm) retardam a recristalização, fixando-se nos contornos dos subgrãos e retardando a coalescência dos mesmos. A baixa solubilidade na matriz de Al em altas temperaturas favorece a resistência à dissolução durante os tratamentos térmicos e trabalho a quente (RUSSEL e LEE, 2005).

O Ti e o Zr possuem uma baixa mobilidade no Al (CAVALCANTE e QUARESMA, 2006) apresentando dificuldade para a formação dos dispersóides. A Figura 2.18 apresenta a difusividade dos elementos ligantes do Al em função do inverso da temperatura. Nota-se que em temperaturas acima de 200 °C aumenta a difusividade do Zr e do Ti no Al, mesmo assim necessitando de tempos e temperaturas elevadas para precipitação em maior quantidade de partículas de trialumínetos (dispersóides).

Figura 2.18. Difusão dos metais de transição no Al



Fonte: DUNAND, 2010

2.12. REFINAMENTO DE GRÃO

Existem três métodos principais para a realização do refinamento de grão em ligas de alumínio (LOONG e HEATHCOCK, 2001):

- Resfriamento rápido;
- Agitação mecânica do banho: manual ou agitação eletromagnética; ou vibração ultrassônica durante a solidificação;
- Adição de um sal para o refinamento de grão ou liga mãe de alumínio no banho de metal líquido.

No primeiro método, a estrutura fina de grão é formada pela interrupção brusca do crescimento de grãos durante o processo de solidificação. No segundo método, o refinamento de grão é realizado por uma quebra mecânica de novas dendritas formadas no estado semi-sólido. Normalmente o grau de refinamento é dependente da energia absorvida pelo metal na solidificação. Ainda que empregáveis, em algumas situações ambos os métodos são impraticáveis em um ambiente de produção.

O método mais utilizado na indústria é a adição de um agente específico de nucleação, na forma de sal ou liga. O uso de uma liga-mãe é uma escolha conveniente para a maioria das ligas fundidas e não tem os problemas freqüentemente associados com a adição de sal, tais como emissão de fumaça, reatividade com elementos no banho, etc.

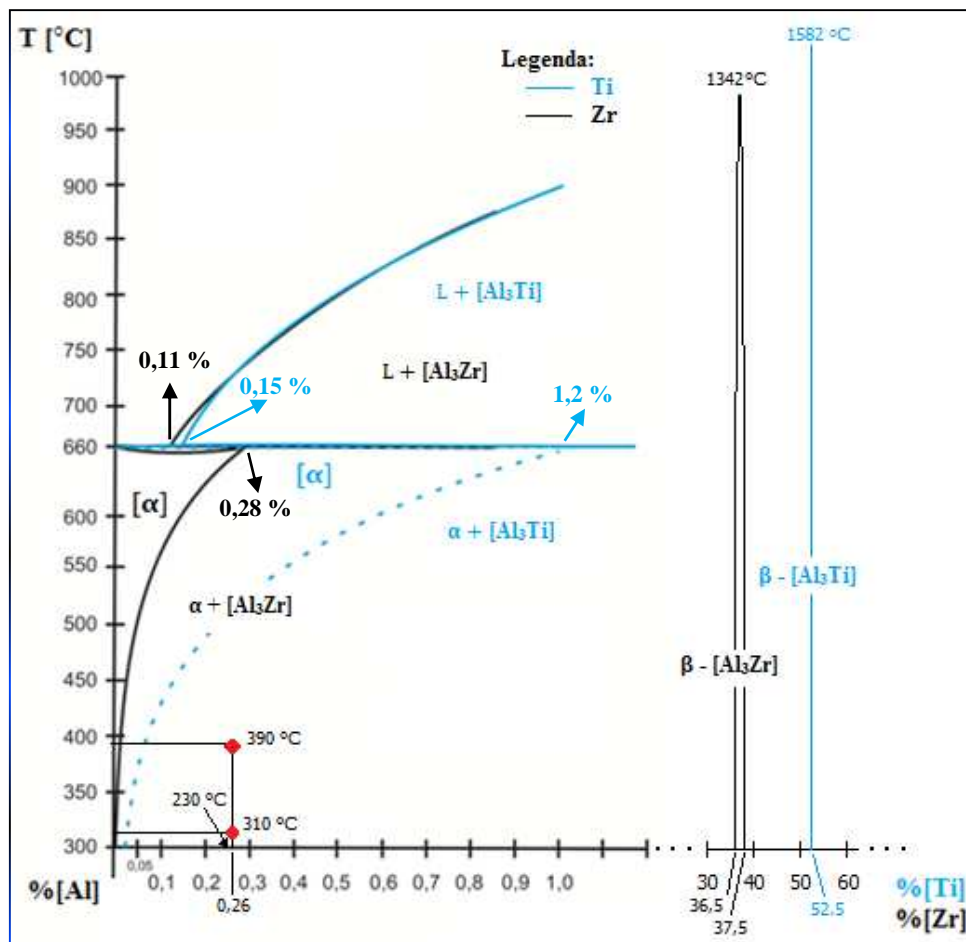
Em ligas de alumínio, o método de refinamento de grão mais amplamente utilizado é a inoculação do fundido com partículas $TiB_2/TiAl_3$ como núcleos heterogêneos, fornecidos pela adição de ligas-mãe Al-Ti-B antes do processo de fundição. Os mecanismos podem ser explicados por duas teorias: teoria da nucleação peritética e teoria do carbeta de boro.

A teoria da nucleação peritética, hipótese proposta por Crossley e Mondolfo (1951), diz que o refinamento de grão é realizado pela ação de elementos como Ti, Zr, Cr, Mo e W quando submetidos a uma reação peritética com o alumínio. Em um banho contendo Ti (um dos mais potentes refinadores de grão), a reação que ocorre pode ser ilustrada pela equação que segue:



A reação peritética ocorre a aproximadamente 665 °C, com uma concentração mínima de 0,15% Ti, melhor observado pelo diagrama de equilíbrio (em azul) mostrado na Figura 2.19. Na presença de outros elementos de liga, como nas ligas de alumínio fundidas, a solubilidade do titânio no alumínio pode ser significativamente reduzida. Isto acontece particularmente com o boro, o qual promove a reação peritética mesmo com a concentração de Ti bem abaixo do limite de 0,15% (EASTON e StJOHN, 1999). O mesmo diagrama de equilíbrio mostra sobreposto o diagrama do Al-Zr, em preto (ASM INTERNATIONAL, 1992), no qual ocorre a transformação peritética em teores levemente menores que para o Ti, em azul (MURTY *et al.*, 2002).

Figura 2.19. Final do diagrama de fase do Al-Zr e Al-Ti (sobrepostos)



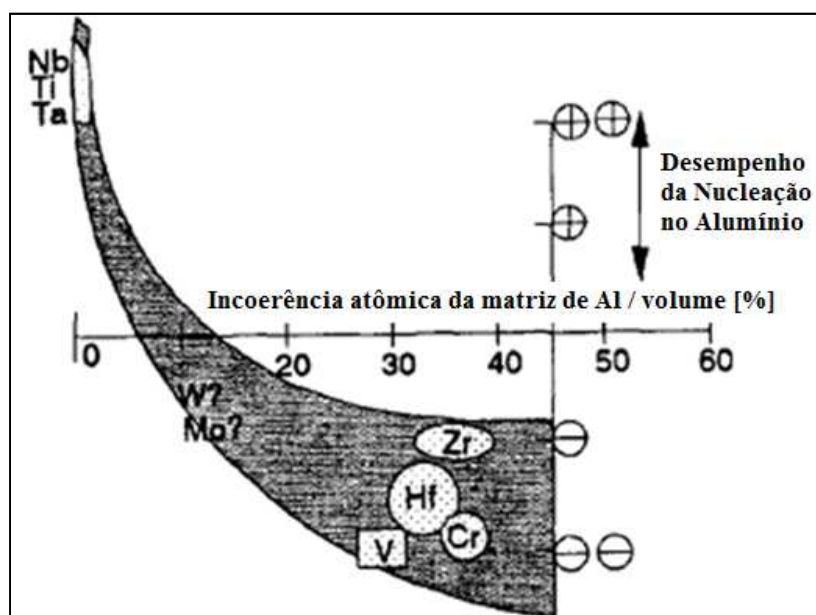
Fonte: Autor, com base em ASM INTERNATIONAL, 1992 e em MURTY *et al.*, 2002

Através dos resultados obtidos por Santos, W. L. R. em 2010, a partir de uma liga-base de alumínio contendo aproximadamente 0,05% Cu, [0,24 a 0,28] % Fe e 0,7% Si modificada com teores hipoperitéticos de zircônio, foi possível observar uma evolução no refinamento do grão proporcionado pelo acréscimo de teor do soluto Zr.

A Figura 2.20 apresenta a relação do desempenho dos solutos em provocar nucleação em ligas de Al. Quando a proporção solvente/soluto é próximo da unidade, a probabilidade de existir um cristal bem ordenado é muito maior, e o refinamento de grão eficiente é alcançado, como é experimentalmente verificada com a adição de Nb, Ti e Ta no Al. Por outro lado, a incoerência significativa com a matriz de Al leva à “intoxicação” do material e à precipitação de estruturas metaestáveis, por exemplo, Zr e Cr (MOHANTY e GRUZLESKI, 1995). Nota-se que o Ti tem maior capacidade de

nucleação para o Al devido à sua baixa incoerência com a matriz, caso oposto para o Zr. Esta relação do soluto com a coerência da matriz de alumínio influenciam as propriedades mecânica e elétrica do material.

Figura 2.20. Imagem qualitativa da capacidade de refino de grão de metais de transição com base no desarranjo atômico da matriz de Al



Fonte: MOHANTY e GRUZLESKI, 1995

Os principais benefícios atribuídos ao refinamento de grão em ligas fundidas são (EASTON e StJOHN, 1999):

- a) Redução da tendência de aparecimento de trincas por contração: esta tendência é minimizada durante a solidificação, pois são reduzidas as áreas de desenvolvimento isolado de tensões na fundição. Como resultado, a separação e quebra de contornos de grão são menos prováveis de ocorrer;
- b) Redução do tempo de tratamento térmico: os tempos de tratamento podem ser significativamente reduzidos por causa de um menor espaçamento entre as dendritas;
- c) Melhoria das propriedades Mecânicas: geralmente fundidos com granulação fina têm melhores propriedades mecânicas.

A quantidade de refinador de grão requerida para uma dada liga fundida é influenciada por fatores tais como composição da liga, taxa de solidificação, configuração do produto, proporção de material reciclado no banho de metal líquido e equipamento de fundição utilizado.

2.13. PARÂMETROS ESTRUTURAIS DO METAL

2.13.1. Conformação Plástica

De acordo com Bresciani *et al.* (1991) o estudo da conformação plástica dos metais é de suma importância, pois mais de 80% de todos os produtos metálicos produzidos são submetidos a este processo.

O processo de conformação plástica permite a obtenção de peças no estado sólido, com características controladas, através da aplicação de esforços mecânicos. De uma forma resumida, o objetivo deste processo é a obtenção de produtos finais com a especificação de:

- Dimensão e forma;
- Propriedades mecânicas;
- Condições superficiais.

Para a obtenção destas especificações e características, o metal passa por uma série de modificações estruturais, e o entendimento de fenômenos como encruamento, recuperação, recristalização se torna indispensável, haja vista que durante o processamento ocorrem estes fenômenos.

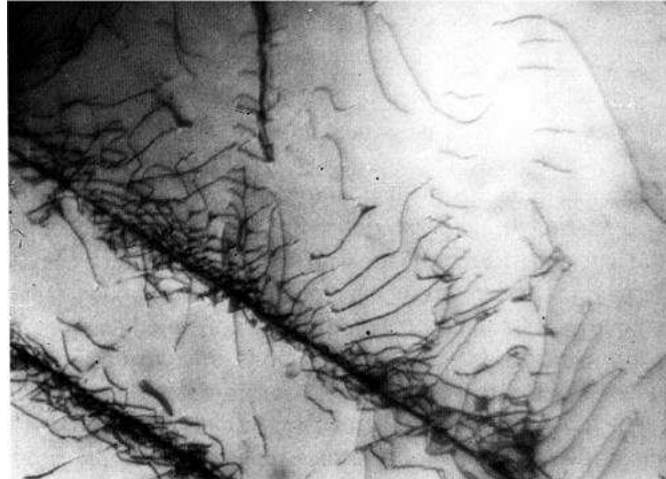
2.13.2. Encruamento

A maioria do trabalho despendido para deformar um metal é perdido como calor e só uma quantia muito pequena (~1%) remanesce como energia armazenada no material. Esta energia armazenada é quem provoca todas as mudanças de propriedades dos metais deformados; o qual deriva-se de defeitos pontuais e discordâncias gerados durante a deformação (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

A principal modificação na estrutura interna de cada cristal com a deformação a frio, é a elevação da densidade de discordâncias. CALLISTER (2007) afirma que todo o material cristalino possui uma quantidade de discordâncias, que são geradas no momento da solidificação. Densidades de discordância tão baixas quanto 10^3 mm^{-2} são tipicamente encontrados em cristais metálicos cuidadosamente preparados. Para metais intensamente deformados, a densidade de discordâncias pode chegar a valores muito altos, por exemplo 10^9 a 10^{10} mm^{-2} .

O impedimento da livre movimentação das discordâncias devido a sua própria interação ou com outros obstáculos, como solutos, contornos de grãos, etc., gera uma necessidade de energia cada vez maior para que ocorra essa movimentação, e conseqüentemente a deformação plástica é acompanhada por uma demanda maior de tensão para deformar o material. A Figura 2.21 ilustra a concentração de discordâncias observada em microscópio eletrônico de transmissão (TEM), em uma região adjacente a um contorno de grão.

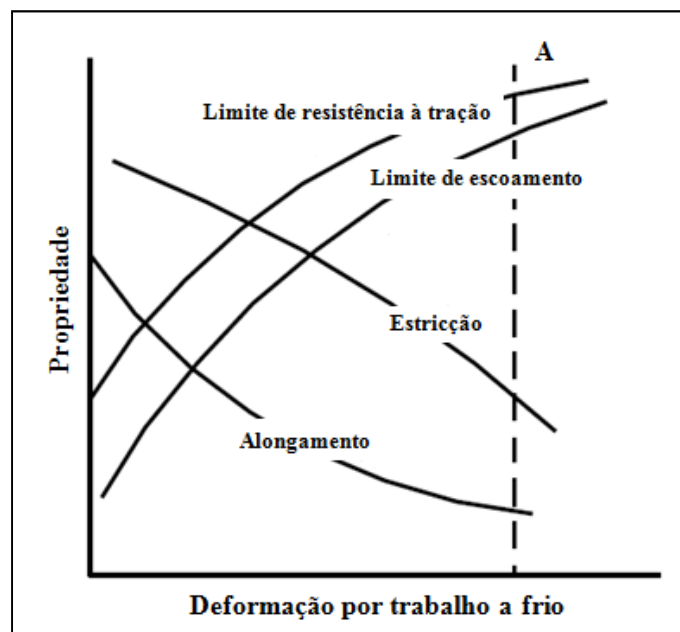
Figura 2.21. Concentração de discordâncias (floresta de discordância) em região adjacente a um contorno de grão. Imagem via TEM, com ampliação de 60000x



Fonte: SCHAKELFORD, 2000

A Figura 2.22 apresenta a variação das propriedades mecânicas de um material metálico, quando trabalhado a frio. Podemos observar um aumento constante do limite de escoamento e resistência à tração e uma queda acentuada da ductilidade (estricção e alongamento).

Figura 2.22. Variação das propriedades mecânicas em função da deformação a frio



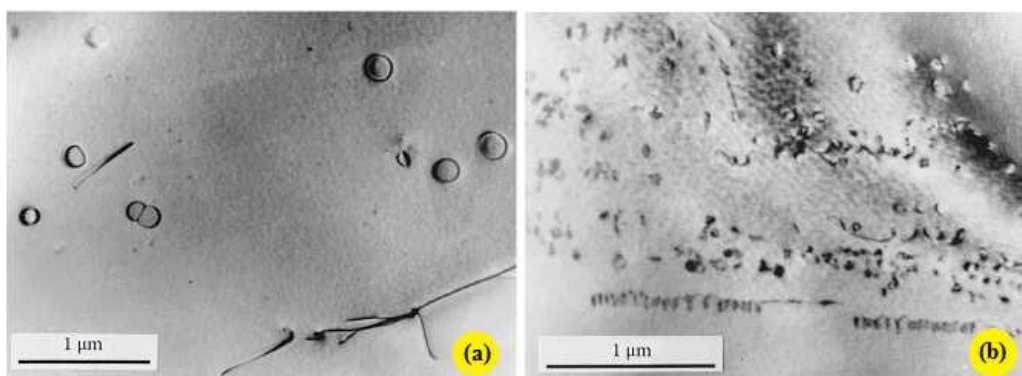
Fonte: DIETER, 1976

Na Figura 2.22, para deformações próximas da linha A encontra-se o denominado limite de conformabilidade, ou seja, quando a tensão limite de escoamento é muito próxima da tensão limite de resistência, o que associado à baixa ductilidade, faz com que o material apresente-se num estado em que a continuidade da deformação leve-o a ruptura, inutilizando-o.

No momento da deformação plástica também são gerados defeitos pontuais, que são chamados de lacunas ou vacâncias (ZLATEVA E MARTINOVA, 2008). Estes autores usam em suas pesquisas a seguinte definição: vacâncias são locais do retículo cristalino que não estão ocupados por átomos. E as fontes para a formação das vacâncias são as superfícies livres e os defeitos internos dos cristais (discordâncias, contornos de grão e subgrão, interface de fases). Vacâncias acima do seu equilíbrio de concentração são geradas mais freqüentemente durante altas temperaturas, deformação plástica, bombardeamento de íons, bombardeamento de partículas nucleares de alta energia ou em alguns compostos intermetálicos como um resultado de desvio de estequiometria.

Este tipo de defeito, devido a sua pequena dimensão, não é comumente observável em microscópios eletrônicos. Porém podem ser visíveis em alguns casos (Figura 2.23), quando formam-se discordâncias mistas (*dislocation loops*), com suas fronteiras complexas resultando em vacâncias na forma de discos (Figura 2.23a), ou quando forma-se uma alta densidade de vacâncias complexas (*vacancy loops*), como mostrado na Figura 2.23(b).

Figura 2.23. Vacâncias observadas através de TEM. (a) Vacâncias combinadas em forma complexas de disco no zinco resfriado bruscamente (b) Alta densidade de vacâncias em liga de Al – 4% Cu resfriada bruscamente



Fonte: ZLATEVA E MARTINOVA, 2008

Os defeitos pontuais influem em algumas propriedades térmicas e elétricas dos materiais. Estes defeitos, em virtude de suas pequenas dimensões e baixas energias de formação dificilmente são estudados por técnicas diretas. (PADILHA e SICILIANO, 1996).

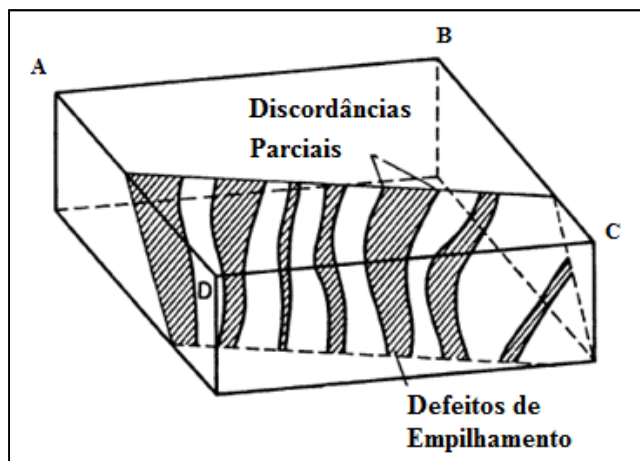
2.13.3. Fatores que Afetam a Estrutura dos Metais Deformados

Os defeitos gerados na deformação mostrados anteriormente contribuem muito para a modificação das propriedades do material. A seguir têm-se outros fatores que também afetam a estrutura dos metais deformados.

2.13.4. Energia de Falha de Empilhamento (EFE)

A falha de empilhamento é um defeito bastante comum nos materiais cúbicos de face centrada (CFC). A EFE ocorre quando, em uma pequena região do material, há uma falha na seqüência de empilhamento de planos compactados. Os defeitos de empilhamento são limitados por discordâncias parciais, mostradas na Figura 2.24. Estas discordâncias parciais se repelem. Quanto maior for a energia por unidade de área do defeito de empilhamento, mais próximas estarão as discordâncias parciais, de modo a minimizar a área defeituosa (PADILHA, 2000).

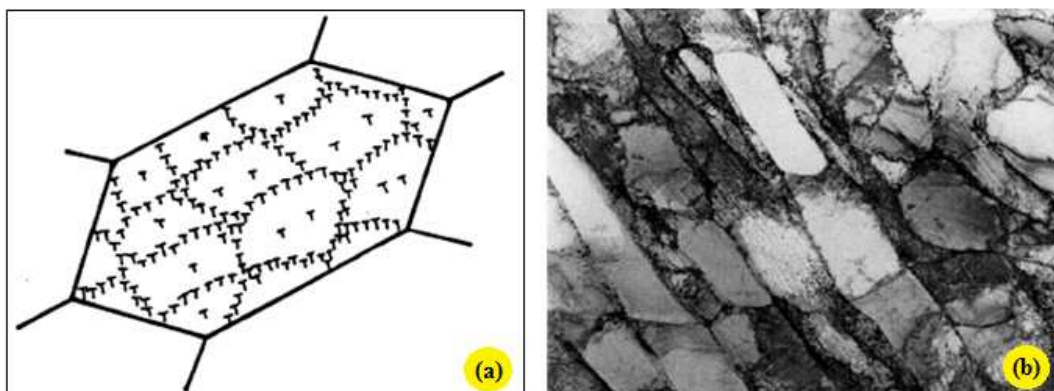
Figura 2.24. Discordâncias parciais delimitando defeitos de empilhamento



Fonte: PADILHA, 2000

Metais com alta EFE, tal como o alumínio (166 mJ/m^2), apresentam distribuição heterogênea de discordâncias e formam uma subestrutura celular como mostrado na Figura 2.25. Isso implica em discordâncias com alta mobilidade que tendem a ter uma maior facilidade de ocorrência de aniquilação e rearranjo de discordâncias, ou seja, um metal com alta EFE apresenta uma menor densidade de discordâncias que um metal de baixa EFE, para um mesmo grau de deformação (PADILHA e SICILIANO, 1996).

Figura 2.25. (a) Desenho esquemático do arranjo celular de discordâncias em grão encruado (PADILHA e SICILIANO, 1996). (b) Estrutura celular de discordâncias no Al-1050 pós deformação



Fonte: BARLAT *et. al* 2003

2.13.5. Átomos de Solutos

A adição de átomos de soluto em um metal puro tende a alterar a energia de falha de empilhamento do metal, bem como a distribuição de discordâncias após a deformação. Elementos como Si, Mg, Mn, Cr e Zr são responsáveis pela diminuição da EFE (CAMPANA, 2008), ou seja, há uma tendência de aumento na densidade de discordâncias e conseqüentemente aumento na resistência mecânica do material.

2.13.6. Temperatura de Deformação

Segundo PADILHA e SICILIANO (1996) a densidade e distribuição das discordâncias, assim como a energia armazenada na deformação são fatores que dependem da temperatura na qual o metal foi deformado.

SWAN (1963) observou que com menores temperaturas durante a deformação, há uma diminuição na EFE e conseqüentemente na mobilidade das discordâncias ocasionando um maior armazenamento de energia.

2.13.7. Influência do Tamanho de Grão Inicial

KEH e WEISSMAN (1963) demonstraram que com amostras de diferentes tamanhos de grão e mesmos graus de deformação apresentaram densidades de discordâncias diferentes. A densidade de discordância assumia valores maiores para amostras com tamanho de grão menor.

2.13.8. Recuperação

O termo recuperação refere-se às mudanças nas propriedades de um material deformado que acontecem antes da recristalização; estas mudanças restabelecem parcialmente as propriedades mecânicas aos valores anteriores à deformação. Sabe-se que a recuperação acontece nestas circunstâncias, principalmente devido a mudanças no arranjo das discordâncias provocadas no material (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

A recuperação não é limitada apenas a materiais deformados plasticamente, e pode acontecer dentro de qualquer cristal em não equilíbrio no qual foi introduzida elevada concentração de defeitos pontuais ou de linha (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004). Exemplos bem conhecidos disto são materiais que foram irradiados ou foram temperados em temperaturas elevadas.

Existem basicamente dois tipos de recuperação (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

- Recuperação dinâmica – Ocorre durante o processo de deformação em virtude da saturação da armazenagem de defeitos cristalinos pelos grãos, levando à formação de uma microestrutura de subgrãos;
- Recuperação estática – Ocorre após o processo de deformação plástica, sendo provocada por flutuações térmicas no material.

Durante a recuperação, as mudanças microestruturais em um material são sutis e acontecem em uma escala muito pequena. As microestruturas observadas por microscópio óptico normalmente não revelam muita mudanças e, por isso, a recuperação é freqüentemente medida indiretamente por alguma técnica de avaliação de grandeza/tamanho, por exemplo, pelo acompanhamento de mudança em alguma propriedade física ou mecânica do material (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

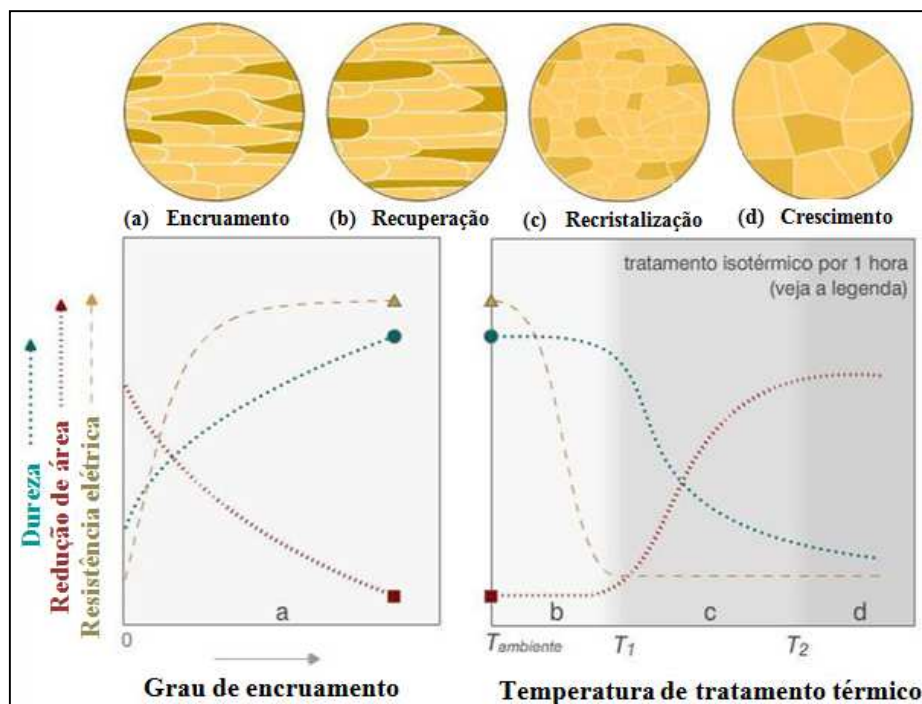
2.13.9. Recristalização

A recristalização pode ser definida como a eliminação dos defeitos cristalinos gerados na deformação, através da migração de contornos de grão, formando um novo conjunto de grãos livres de deformação com baixas densidades de discordâncias (HUMPHREYS e HATHERLY, 2004).

Um intervalo para a temperatura de recristalização pode ser definido, empiricamente, como estando de 30 a 60% do valor da temperatura absoluta de fusão (K) do material ($0,3 \times T_{Fusão}$ a $0,6 \times T_{Fusão}$). Cada material é caracterizado por uma temperatura de recristalização, que é a temperatura mínima necessária para garantir uma completa recristalização no intervalo de uma hora.

A Figura 2.26 mostra, para uma liga metálica qualquer, um esquema que descreve a influência da temperatura de recristalização sobre os limites de resistência mecânica (tração e ductilidade) (CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 2010).

Figura 2.26. Relação entre propriedades mecânicas, tamanho de grão e microestrutura para uma liga metálica durante a recristalização, com o aumento da temperatura de tratamento térmico, após trabalho a frio



Capítulo 3

3. MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas foram obtidas por fundição direta no Sub-Laboratório de Metalografia e Tratamento Térmico da Universidade Federal do Pará, a partir do Al-EC (alumínio eletrocondutor ou Al-1350). Sua preparação foi realizada através de adições de 0,05% Cu, [0,24 a 0,28]% Fe e 0,7% de Si, na proporção adequada para obtenção das composições químicas desejadas.

Para obtenção de maiores informações, quanto às características de termorresistividade e formação das partículas de segunda fase que tendem a aumentar a temperatura de recristalização da liga, foram aplicados alguns tratamentos térmicos, tais como, a 230 °C (TT230), 310 °C (TT310) e 390 °C (TT390). A inserção de 0,26% Zr e 0,26% Ti são divididos em duas etapas distintas, nomeadas de ETAPA A e ETAPA B, respectivamente.

3.1. ETAPA A

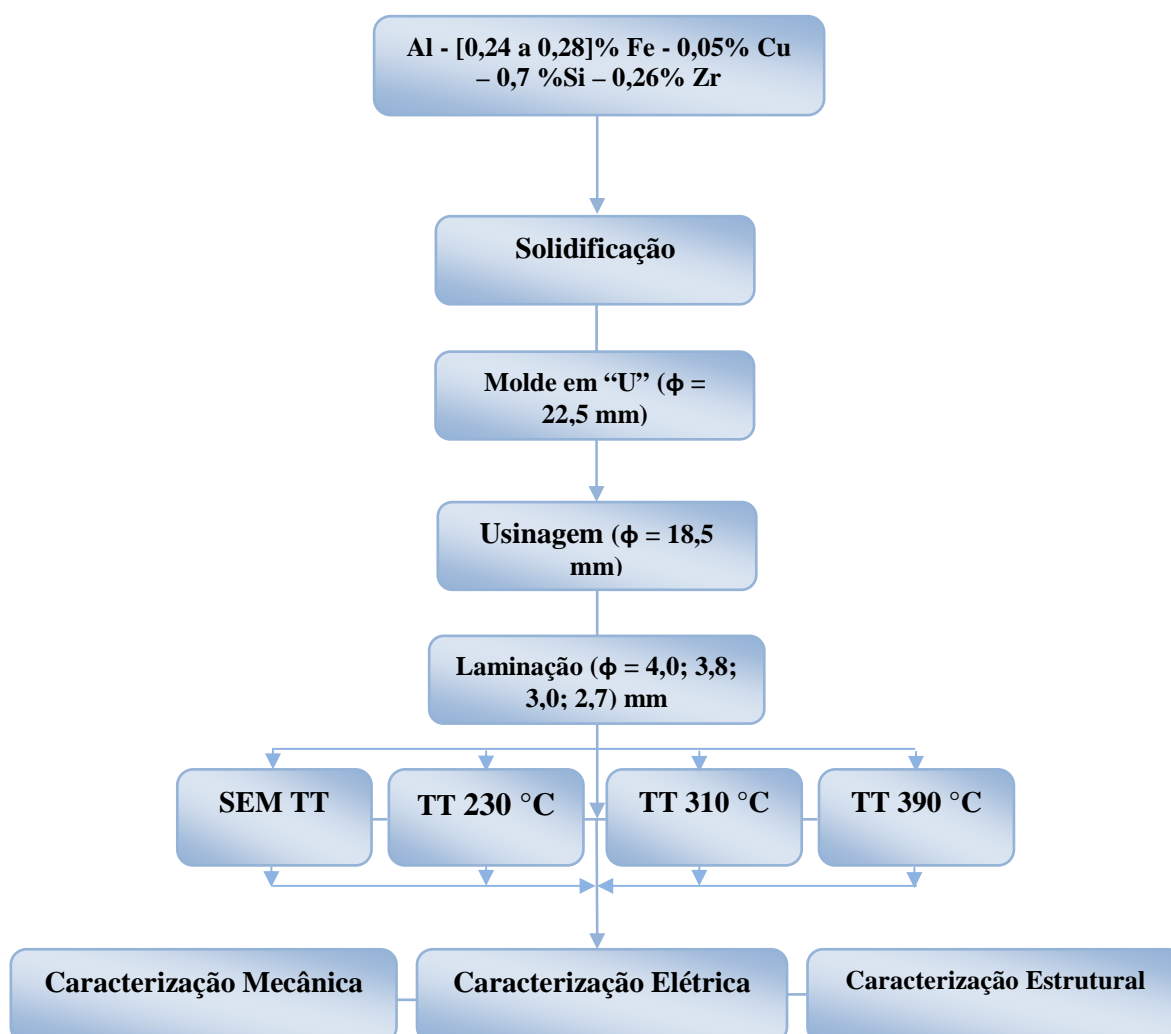
Após a obtenção da liga-base [Al – 0,05% Cu – [0,24 a 0,28]% Fe - 0,7% Si] ocorreu a adição do teor de 0,26% Zr, em cadinhos diferenciados. O sistema operacional adotado para a solidificação da liga foi a coquilha de formato em “U”. Logo após o desmolde, os perfis obtidos foram usinados para o diâmetro 18,5 mm sendo posteriormente submetidos ao processo de deformação por laminação à frio que gerou os corpos de provas em forma de fios, na dimensão de 4,0; 3,8; 3,0 e 2,7 mm, com aplicação de tratamento térmico em diferentes temperaturas, assim obtendo-se os corpos de prova finais para realizar os ensaios de resistência elétrica e tração.

Nesta parte da investigação das propriedades da liga com adição de Zr, foram realizado tratamentos térmicos nas temperaturas [230; 310; 390] °C durante o intervalo de tempo de uma hora. A caracterização dos fios expostos à temperatura de 230 °C por

uma hora obedeceu à exigência da COPEL (Companhia Paranaense de Energia Elétrica), na qual o limite de resistência à tração (LRT) das ligas para serem enquadradas como termorresistentes, não deve variar mais que 10%.

As temperaturas de [310 e 390] °C foram adotadas em vista como um teste para verificação do desempenho da liga em termos do LRT e, também, de possíveis mutações no rearranjo da microestrutura de deformação. A seqüência para obtenção dos dados pode ser observado no fluxograma da Figura 3.1.

Figura 3.1. Fluxograma detalhando as operações metalúrgicas e de caracterização para a liga base com adição de 0,26% Zr

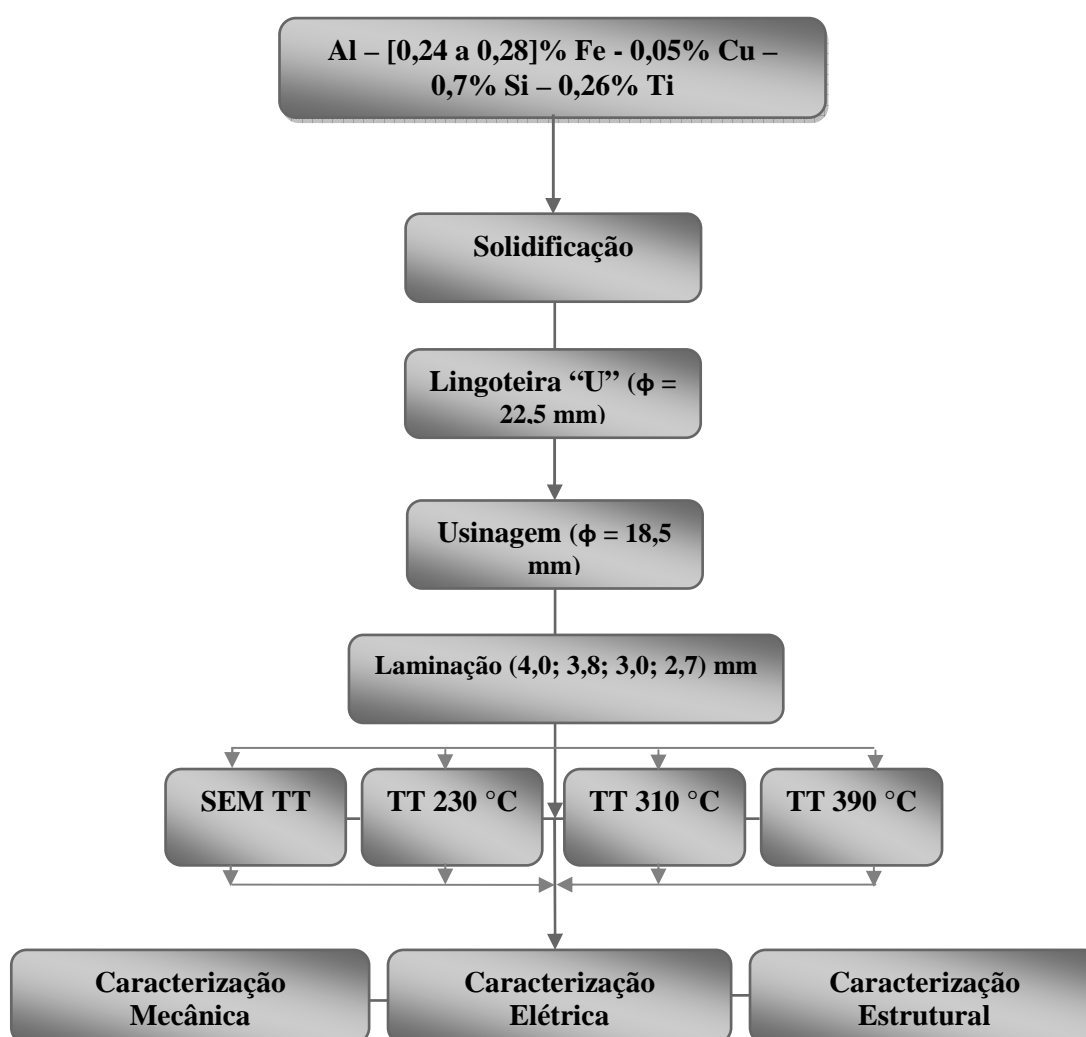


Fonte: Autor

3.2. ETAPA B

A ETAPA B consistiu-se os mesmos passos da ETAPA A, porém com a inserção de 0,26% Ti na liga-base, como apresenta o fluxograma na Figura 3.2.

Figura 3.2. Fluxograma detalhando as operações metalúrgicas e de caracterização para a liga-base com adição de 0,26% Ti



Fonte: Autor

3.3. PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Os procedimentos experimentais para as duas ligas foram idênticos, para que o confronto dos resultados seja confiável.

Na Figura 3.3 mostra-se: a serra fita que foi utilizada para cortar as barras de Al-EC, a balança digital utilizada para aferição da massa desejada para a preparação das ligas e o forno no qual foram executadas todas as operações de fundição.

Figura 3.3. Equipamentos utilizados para preparação das ligas: (a) serra fita, (b) balança digital e (c) mufla utilizada na preparação das ligas



Fonte: Arquivo GPEMAT

Na seqüência de imagens a Figura 3.4, tem-se o processo de fundição das ligas nas composições químicas predefinidas, seguida de injeção de argônio com uma vazão de 0,2 l/s durante 40 s, para a redução do percentual de hidrogênio e vazamento para se obter a amostras para a análise.

As ligas foram vazadas com um superaquecimento de aproximadamente 10% em relação as suas temperaturas *liquidus*.

Figura 3.4. Esquema de preparação e obtenção das ligas fundidas: (a) fundição do material; (b) injeção de argônio; (c) coleta de amostras para análise química



Fonte: Arquivo GPEMAT

O metal líquido foi vazado em uma lingoteira com formato em “U” como ilustrado na Figura 3.5(b), com altura de 300 mm, largura 150 mm e espessura de 50 mm. A lingoteira antes do vazamento, foi revestida internamente com caulim, para evitar a aderência do alumínio nas paredes do molde (Figura 3.5a), e aquecida a uma temperatura média de 250 °C em uma estufa, procedimento este realizado para que houvesse o preenchimento total do molde em “U” com a obtenção das pernas para realização dos demais experimentos.

Figura 3.5. Lingoteira em forma de “U”: (a) desmontada, (b) no momento do vazamento e (c) lingote fundido com identificação da região de corte



Fonte: Arquivo GPEMAT

Após a obtenção dos corpos de prova, foram seccionadas as duas “pernas” do lingote com comprimento de 250 mm, para serem em seguida usinadas do diâmetro de 22,5 mm para 18,5 mm e, então, laminadas a frio obtendo os diâmetros de 4; 3,8; 3,0 e 2,7 mm, os quais são amplamente utilizados na indústria de condutores elétricos para fins de Tx e Dx, em um laminador duo elétrico MENAC de secção circular de diferentes diâmetros. A Figura 3.6 mostra o laminador e o detalhe dos canais de laminação.

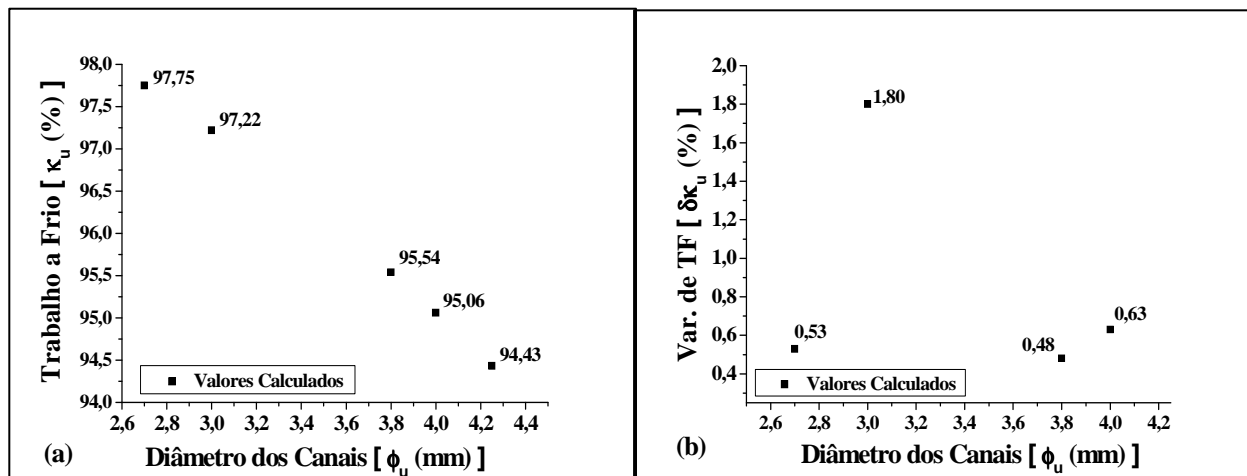
Figura 3.6. Laminador elétrico duo reversível: (a) Laminador “corpo” inteiro; (b) detalhe do canal de laminação



Fonte: Arquivo GPEMAT

Como os diâmetros a serem estudados foram preestabelecidos foi possível construir os gráficos da Figura 3.7, nos quais pode ser observado passo a passo como o material foi deformado. Na Figura 3.7(a) tem-se o aumento gradativo do encruamento. A Figura 3.7(b), mostra que entre um passo e outro o encruamento aplicado tem intensidade diferente, evidenciando a redução de 3,8 mm para 3,0 mm, o qual apresenta uma variação de trabalho a frio de 1,80%, sendo o maior grau de deformação aplicado neste processo.

Figura 3.7. (a) Trabalho a frio previsto; (b) variação do trabalho a frio previsto, em função dos diâmetros dos canais. Diâmetro inicial de 18,5 mm



Fonte: Autor

3.4. TESTE DE TERMORRESISTIVIDADE

O teste de natureza térmica foi realizado segundo especificações emitidas pela COPEL, o qual descreve que os condutores elétricos caracterizados como termorresistentes não devem apresentar perda superior a 10% de seu limite de resistência à tração quando submetidos à temperatura de 230 °C por uma hora (COPEL, 2006).

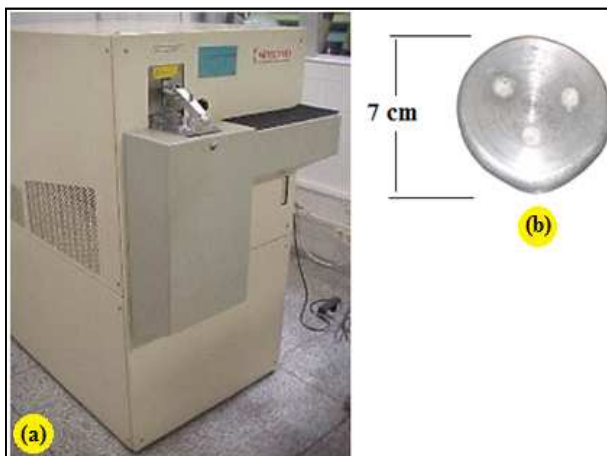
Os tratamentos térmicos exigidos foram executados em um forno tipo mufla, marca BRASIMET, apresentado na Figura 3.4.

3.5. CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA

As composições foram confirmadas em um espectrômetro de massa, Figura 3.8(a), marca SPECTRO, de propriedade da empresa parceira de uso contínuo no monitoramento do processo industrial. Além das análises espectrométricas, todo o alumínio utilizado para a obtenção das ligas foi cedido pela empresa parceira ALUBAR

Metais. Os corpos de prova após a leitura da composição química apresentam-se com desgastes circulares superficiais referentes ao processo, Figura 3.8(b).

Figura 3.8. (a) Espectrômetro de massa e (b) leitura na amostra testemunho



Fonte: Arquivo GPEMAT

3.6. CARACTERIZAÇÃO ELÉTRICA DAS LIGAS

Nesta etapa, os corpos de provas são submetidos a ensaios com objetivo de se avaliar a resistência elétrica dos mesmos, medida com o auxílio de um microhmímetro MEGABRÁS (ponte de kelvin) modelo MPK-2000 (Figura 3.9).

Figura 3.9. Microhmímetro (ponte de kelvin) MEGABRÁS modelo MPK-2000



Fonte: Arquivo GPEMAT

As resistências elétricas dos fios foram medidas 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 (ABNT NBR 5118, 2006) recomenda. Após obtidos os resultados médios a partir da leitura da resistências dos corpos de prova submetidos a processos científicos experimentais idênticos, utiliza-se a equação fornecida pela norma NBR 6814 (ABNT NBR 6814, 1986), mostrada na equação (3.1), para o ajuste dos resultados.

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

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 os valores da resistência já corrigidos a 20 °C, pode-se obter a resistividade, que é fornecida através da equação (3.2) obtida na norma NBR 6815 (ABNT NBR 6815, 1981).

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

Sendo:

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

ρ_c = resistividade volumétrica do CP a 20 °C, em $\frac{\Omega}{mm^3}$;

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

l = comprimento do fio, em mm ;

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, 1 mm² 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 $\frac{\Omega}{mm^3}$;

ρ_{Al} = a resistividade elétrica do alumínio em $\frac{\Omega}{mm^3}$.

3.7. CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA DAS LIGAS

Após a deformação a frio das ligas e obtenção dos diâmetros desejados no estudo os corpos de prova foram submetidos ao ensaio mecânico para obtenção do limite de resistência a tração (LRT), em uma máquina de ensaio de tração KRATOS modelo IKCL1 – USB (Figura 3.10), acoplada a um micro computador com sistema de aquisição de dados. Os testes de tração foram ensaiados segundo a norma para cabos elétricos NBR 6810 (ABNT NBR 6810, 1981) executados em três amostras, submetidas ao mesmo processo científico experimental, com 20 cm de comprimento para cada diâmetro ou tratamento térmico produzido ao longo do trabalho, resultando em um valor médio de LRT em MPa.

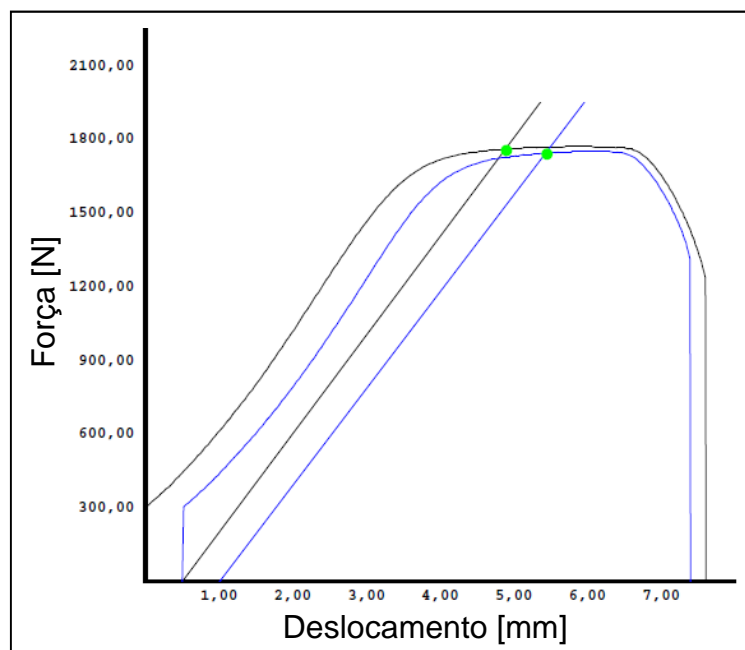
Figura 3.10. Máquina KRATOS, modelo IKCL1-USB



Fonte: Arquivo GPEMAT

A Figura 3.11 apresenta um exemplo da curva Força (N) x Deslocamento (mm) gerada pelo Software KRATOS no momento de realização do ensaio de tração dos fios (amostras).

Figura 3.11. Curva Força (N) x Deslocamento (mm) da liga-base com adição de 0,26% Zr para o fio com diâmetro de 3,0 mm



Fonte: Autor

3.8. CARACTERIZAÇÃO ESTRUTURAL DA LIGA

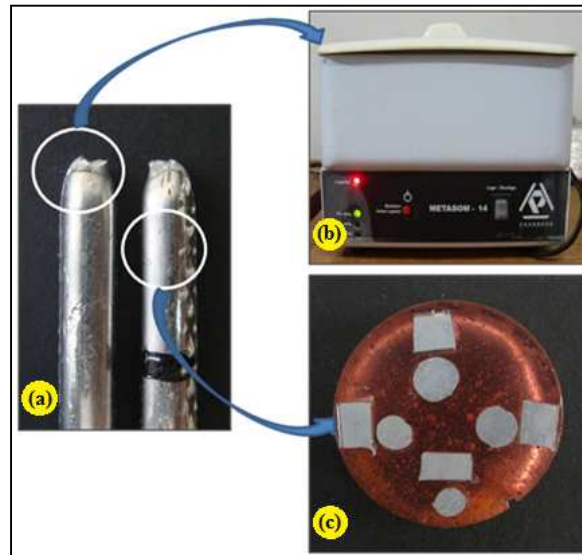
A preparação das amostras para análise estrutural, visando a obtenção das macro e micrografias das ligas em estudo, foram realizadas através de processos metalográficos.

A primeira etapa, etapa I, foi a realização do desbaste superficial do corpo de prova retirado da base do lingote em formato de “U”, o desbaste foi realizado com fluxo de água em uma lixadeira mecânica rotativa (politriz). Neste processo, aplicou-se a seqüência de lixas d’água de carbetto de silício com granulometrias decrescentes: #180, #220, #320, #420, #600 e #1200; no polimento final empregou-se alumina. Na etapa II, as amostras para caracterização macroestrutural foram atacadas por imersão em reagente específico Poultons [12ml HCl (conc.), 6 ml HNO₃ (conc.), 1 ml HF (48%), 1 ml H₂O] por 15 segundos, preparadas segundo técnicas metalográficas (ASM INTERNATIONAL, 2004). Para a caracterização microestrutural, as amostras passaram apenas pela etapa I e foram analisadas via microscópio eletrônico de varredura (MEV), com as imagens obtidas através de detector de elétrons retroespalhados.

Após o ataque químico, as amostras para caracterização macroestrutural foram lavados em água corrente e enxaguadas com acetona. Em seguida foi utilizado um *scanner* para capturar as imagens dos corpos de prova para observação da estrutura bruta de fusão das ligas.

Para observação da superfície das fraturas provenientes dos corpos de prova resultantes do ensaio de tração (Figura 3.12a), o corpo de prova foi seccionado próximo à fratura e a sua limpeza foi realizada, em um limpador ultra sônico com tanque em aço modelo METASOM – 14 (Figura 3.12b), a solução de limpeza utilizada foi Álcool etílico absoluto, P.A. 99,99% e acetona P.A. A Figura 1.12(c) apresenta a região da qual foram retirados os corpos de prova transversais e longitudinais do fio fraturado a serem embutidos com uma matriz polimérica e viabilizando a sua manipulação perante os procedimentos metalográficos (apenas etapa I).

Figura 3.12. (a) Corpo de prova ensaiado identificando as regiões que foram analisadas, (b) ultras som modelo METASOM – 14 e (c) amostras transversais e longitudinais embutidas e polidas



Fonte: Arquivo GPEMAT

As imagens das fraturas foram obtidas via MEV mostrado na Figura 3.13, de propriedade do Museu Emílio Goeldi.

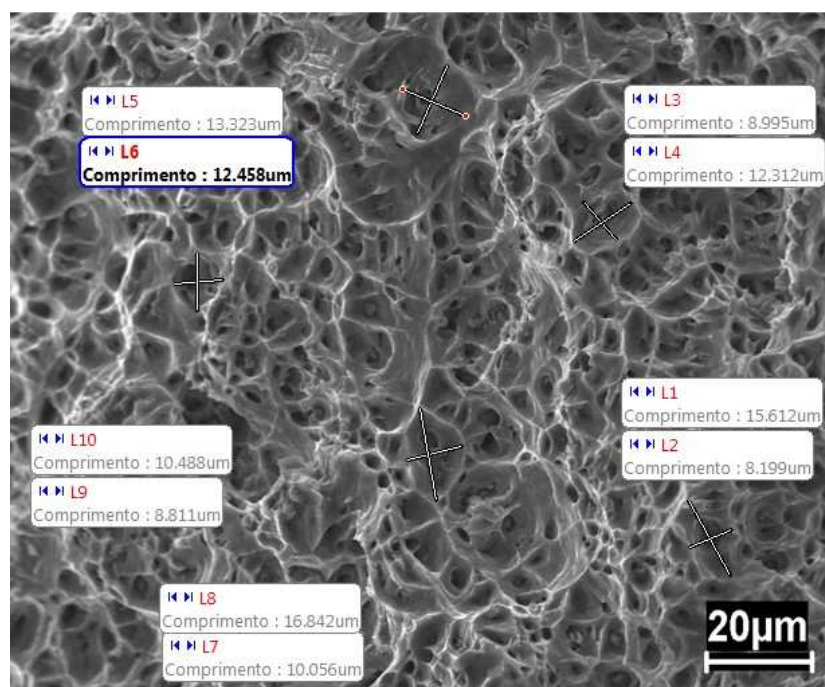
Figura 3.13. Microscópio eletrônico de varredura (MEV) utilizado nas análises das fraturas e das regiões transversais e longitudinais



Fonte: Arquivo GPEMAT

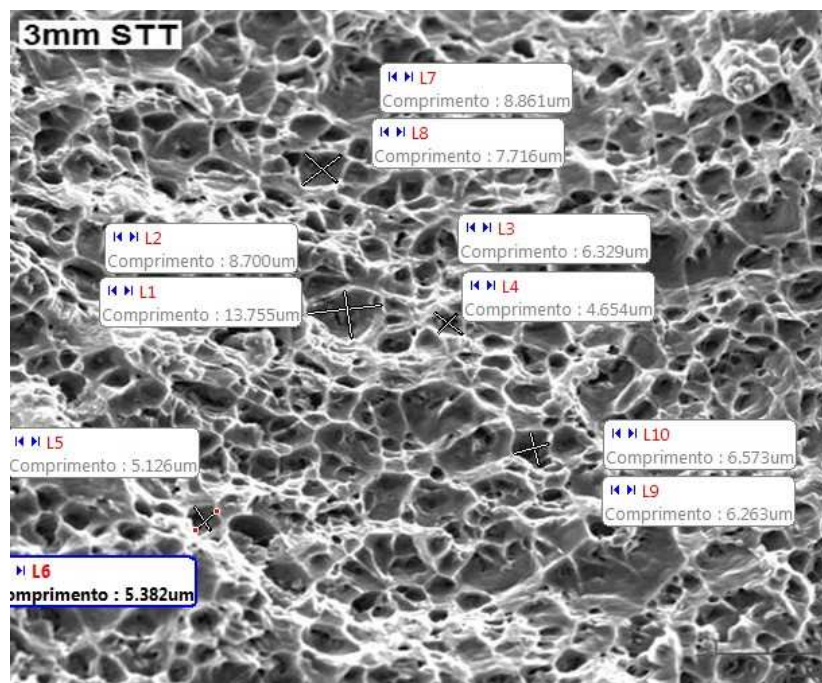
Através do MEV analisou-se a topografia da superfície da fratura. As medidas dos diâmetros médios das microcavidades foram obtidas por intermédio do software Motic, de acordo com o método de medição de partículas micrométricas proposta por Sharma *et al.*, 2009, no qual mede-se a dimensão menor e a maior da microcavidade e calcula-se o valor do diâmetro (D) aplicando a fórmula $D = \sqrt{d_1 \cdot d_2}$, onde d_1 e d_2 são dimensões lidas. Foram realizados cinco leituras por fratura para obtenção de um valor médio. As Figuras 3.14 e 3.15 apresentam exemplos de leituras do diâmetro das microcavidades localizadas na fratura do fio com diâmetro de 3 mm, para a liga-base com adição de 0,26% Zr STT e para a liga-base com adição de 0,26% Ti STT, respectivamente.

Figura 3.14. Leitura de diâmetro médio das microcavidades (*dimples*) via software Motic, para a liga-base com adição de 0,26% Zr STT



Fonte: Autor

Figura 3.15. Leitura de diâmetro médio das microcavidades (*dimples*) via software Motic, para a liga-base com adição de 0,26% Ti STT



Fonte: Autor

Capítulo 4

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS

A Tabela 4.1 apresenta os resultados da análise da composição química em amostras obtidas na ETAPA A (EA) e na ETAPA B (EB), das ligas 0,26% Zr e 0,26% Ti, respectivamente. A leitura da composição foi obtida a partir de análise em espectrômetro de massa, como descrito no capítulo precedente.

Tabela 4.1. Composição química das ligas de alumínio

Liga	% Cu	% Fe	% Si	% Zr	% Ti
Base	0,0498	0,2513	0,7238	-	-
0,26% Zr	0,0512	0,2501	0,7262	0,2599	-
0,26% Ti	0,0524	0,2563	0,6818	-	0,2556

Fonte: Autor

4.2. CARACTERIZAÇÃO DA LIGA 0,26% Zr – ETAPA A

A partir dos procedimentos experimentais descrito no fluxograma da Figura 3.1, para a liga com 0,26% Zr, tem-se os resultados de caráter mecânico elétrico e estrutural, para os tratamentos térmicos propostos [230, 310 e 390] °C, os quais são analisados nesta secção.

4.2.1. Caracterização Mecânica - EA

Através dos resultados gerados pelo ensaio de tração tem-se o LRT para a liga 0,26% Zr submetida aos tratamentos térmicos e a porcentagem de perda de resistência mecânica após o TT, apresentados na Tabela 4.2. Pode ser avaliado que após os tratamentos térmicos realizados nas amostras há uma tendência de decréscimo na resistência a esforços trativos à medida que a temperatura de teste aumenta. Segundo PADILHA e SICILIANO (1996) isto pode estar ocorrendo devido a um rearranjo das discordâncias, seguido de aniquilamento das mesmas provocado pelo aquecimento. Na maior temperatura este efeito foi mais pronunciado.

Outra observação que pode ser obtida a partir destes resultados é o comportamento quanto ao grau de deformação aplicada nos perfis avaliados. O diâmetro de 3,0 mm apresentou os maiores valores de LRT, independente da temperatura que se use.

A variação do limite de resistência à tração pode ser observada na Tabela 4.2 e nos valores dos gráficos da Figura 4.1.

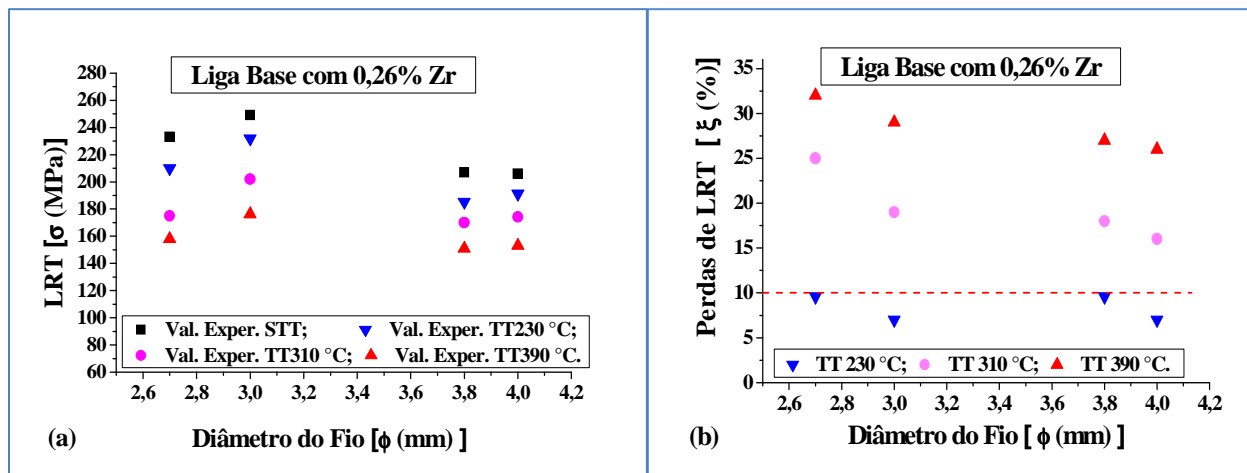
Tabela 4.2. Resultado de LRT, da liga 0,26% Zr para os diâmetro e perda de resistência mecânica (%), para os três tratamentos térmicos

Diâmetro do fio (mm)	STT	TT 230 °C		TT 310 °C		TT 390 °C	
	LRT (MPa)	LRT (MPa)	Perda (%)	LRT (MPa)	Perda (%)	LRT (MPa)	Perda (%)
4,0	206	191	7	174	16	153	26
3,8	207	185	10	170	18	151	27
3,0	249	232	7	202	19	176	29
2,7	233	210	10	175	25	158	32

Fonte: Autor

A análise da variação % do LRT teve como referência a amostra deformada que não foi submetida a tratamento térmico.

Figura 4.1. (a) Valores experimentais de LRT e (b) perdas de LRT [%] para a liga base modificada com 0,26% Zr para diferentes diâmetros e temperaturas de tratamentos térmicos



Fonte: Autor

Para a liga com 0,26% Zr quando ensaiada de acordo com o protocolo COPEL, é observado um comportamento satisfatório, pois não ultrapassou o limite exigido de 10% (linha em vermelho), como fica evidente pelos valores representados pelos pontos de cor azul da Figura 4.1(b). Porém, quando ensaiada em temperaturas maiores (310 e 390) °C durante uma hora, ocorreram variações significativas na resistência mecânica da liga, que podem ter sido provocadas pela à recuperação estática provenientes da duração e temperatura do tratamento ao qual foram expostas.

4.2.2. Caracterização Elétrica - EA

A avaliação da Condutividade Elétrica desenvolveu-se de forma inversa ao observado a avaliação do LRT. No caso da condutividade elétrica ocorreram ganhos à medida que foram utilizadas maiores temperaturas de tratamento térmico, como pode ser observado nos dados da Tabela 4.3 e nos valores plotados na Figura 4.2.

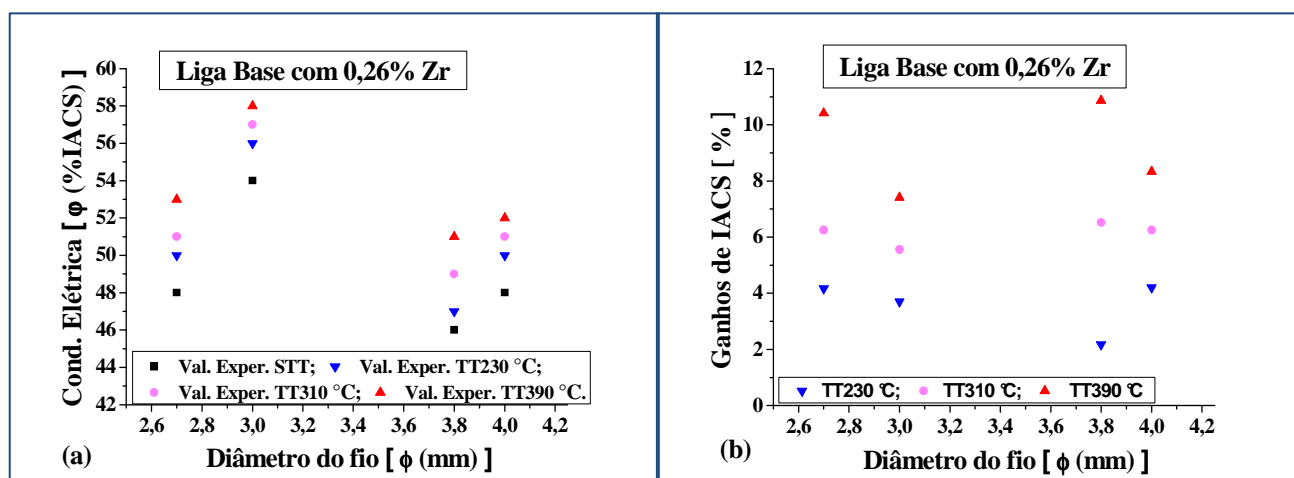
Tabela 4.3. Correlação entre diâmetro [mm], condutividade [%IACS] e temperatura de tratamento térmico, para a liga 0,26 % Zr

Diâmetro (mm) / IACS(%)	STT	TT230 °C	TT310 °C	TT390 °C
4	48	50	51	52
3,8	46	47	49	51
3	54	56	57	58
2,7	48	50	51	53

Fonte: Autor

Os resultados da Figura 4.2(b) apresentam os ganhos de %IACS de acordo com a temperatura de tratamento térmico para os diâmetros em estudo. Verifica-se que quanto mais elevada a temperatura de TT, tem-se um maior ganho de condutividade elétrica, o qual pode estar associado com os possíveis trialuminetos Al_3Zr precipitados em meio a matriz de Al durante o TT.

Figura 4.2. (a) Valores experimentais de %IACS e (b) ganhos de %IACS para a liga base modificada com 0,26 % Zr para diferentes diâmetros e temperaturas de tratamento térmico

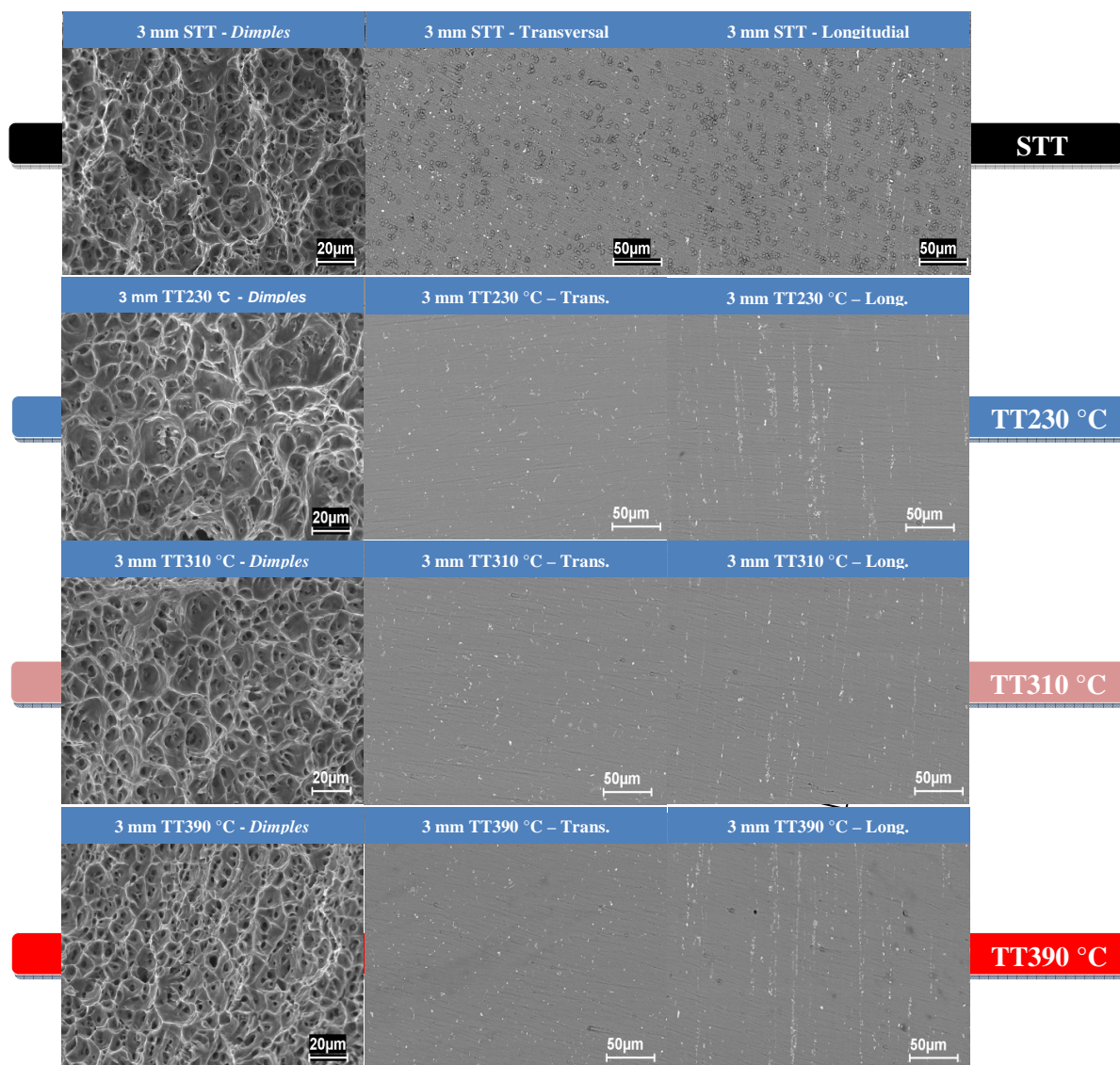


Fonte: Autor

4.2.3. Caracterização Estrutural - EA

A Figura 4.3 apresenta as imagens micrográficas para o diâmetro de 3 mm, o qual apresentou melhores resultados eletromecânico, obtidas via MEV para a topografia da fratura e da região do fio imediatamente abaixo, nos sentidos transversal e longitudinal de análise.

Figura 4.3. Comparação das topografias das fraturas (2000x) e das regiões transversal e longitudinal (1000x) das mesmas, para liga base com 0,26% Zr no diâmetro de 3 mm sem tratamento térmico e com diferentes tratamentos térmicos por 1 hora. [STT]; [TT230]; [TT310] e [TT390]



Fonte: Autor

Através da observação das fractografias das amostras submetidas a diferentes tratamentos térmicos, evidencia-se a diferença na profundidade e dimensões das microcavidades, para o fio de diâmetro de 3 mm, o qual destacou-se nas propriedades mecânica e elétrica apresentando melhores resultados, fatores benéficos para o tipo de aplicação desta liga.

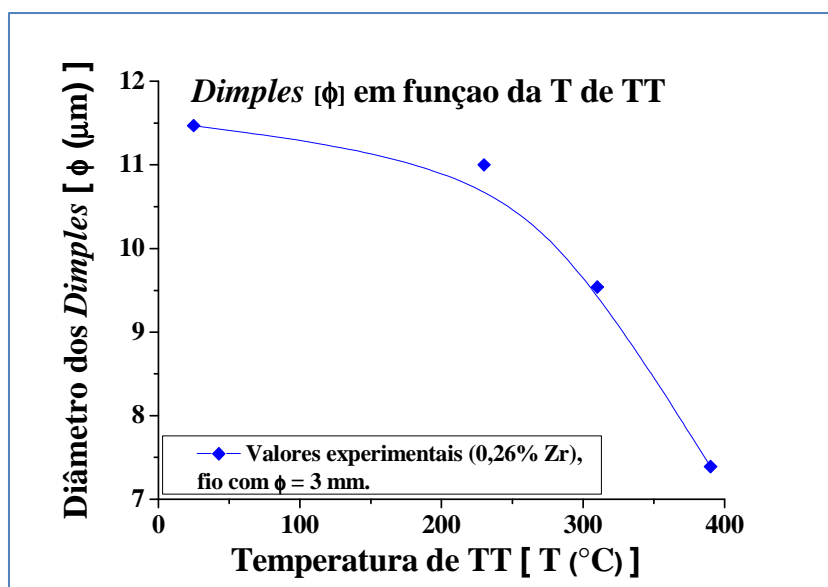
Para o material sem tratamento térmico [STT] observaram-se os maiores *dimples* (Figura 4.4) que foram gerados por partículas de segunda fase fragmentadas pela matriz de Al, que serviram como agente nucleantes para o crescimento das microcavidades. Estas partículas podem ser observadas nas imagens da Figura 4.3, especificamente nas micrografias da seção transversal do fio.

Tabela 4.4. Variação do diâmetro dos *dimples* para os fios de $\phi = 3$ mm da liga com 0,26% Zr, em função das temperaturas de TT

$\phi = 3$ mm	ϕ Dimple (μm)
STT	11,47
TT230 °C	11,00
TT310 °C	9,54
TT390 °C	7,39

Fonte: Autor

Figura 4.4. Gráfico mostrando a variação do diâmetro dos *dimples*, para a liga-base com 0,26% Zr, em função das temperaturas de TT



Fonte: Autor

No material com tratamento térmico a 230 °C [TT230] pode-se observar uma ligeira diminuição no tamanho das microcavidades, o que é causado pelo rearranjo da microestrutura deformada. Considera-se que o aquecimento da liga diminui a densidade das discordâncias, desemaranhando-as, o que provoca também perdas no limite de resistência a tração. Observa-se com clareza a modificação que ocorreu nas dimensões dos *dimples* no material tratado termicamente a 230, 310 e 390 °C por uma hora (Figura 4.4), verificando-se que com o aumento da temperatura de tratamento térmico as dimensões das microcavidades são fortemente reduzidas.

Na fratura da liga com 0,26% Zr que foi submetida a maior temperatura [TT390], pode ser constatado que além da diminuição mais pronunciada do tamanho das microcavidades (Figura 4.4), observa-se também que os *dimples* são mais profundos quando comparados com os obtidos com os outros tratamentos. É possível que estas diferenças acentuadas estejam relacionadas ao surgimento de partículas mais incoerentes, amplamente distribuídas na matriz de Al, provocado pelo aumento da temperatura e, desta forma, favorecendo a formação de numerosos sítios de nucleação de microcavidades. O aumento da profundidade dos *dimples*, por sua vez, pode estar relacionado ao aniquilamento das discordâncias no material, o que eleva sua plasticidade, tornando-o mais susceptível a deformar-se.

4.3. CARACTERIZAÇÃO DA LIGA 0,26% Ti – ETAPA B

A partir dos procedimentos experimentais descrito no fluxograma da Figura 3.2, para a liga com 0,26% Ti, tem-se os resultados de caráter mecânico elétrico e estrutural, para os tratamentos térmicos propostos [230, 310 e 390] °C, os quais são analisados nesta secção.

4.3.1. Caracterização Mecânica - EB

Os resultados obtidos, relacionados na Tabela 4.5 e plotados nos gráficos da Figura 4.5 referentes ao comportamento da liga-base com 0,26% Ti, correlacionam o LRT com as porcentagens de perdas de LRT a partir dos TT em função dos diâmetros dos fios.

Tabela 4.5. Resultado de LRT, da liga 0,26% Ti para os diâmetro e perda de resistência mecânica (%), para os três tratamentos térmicos

Diâmetro (mm)	STT	TT 230 °C		TT 310 °C		TT 390 °C	
	LRT (MPa)	LRT (MPa)	Perda (%)	LRT (MPa)	Perda (%)	LRT (MPa)	Perda (%)
4,0	203	180	11	159	22	120	41
3,8	205	179	13	123	40	114	44
3,0	248	228	8	149	40	134	46
2,7	231	202	13	126	45	125	46

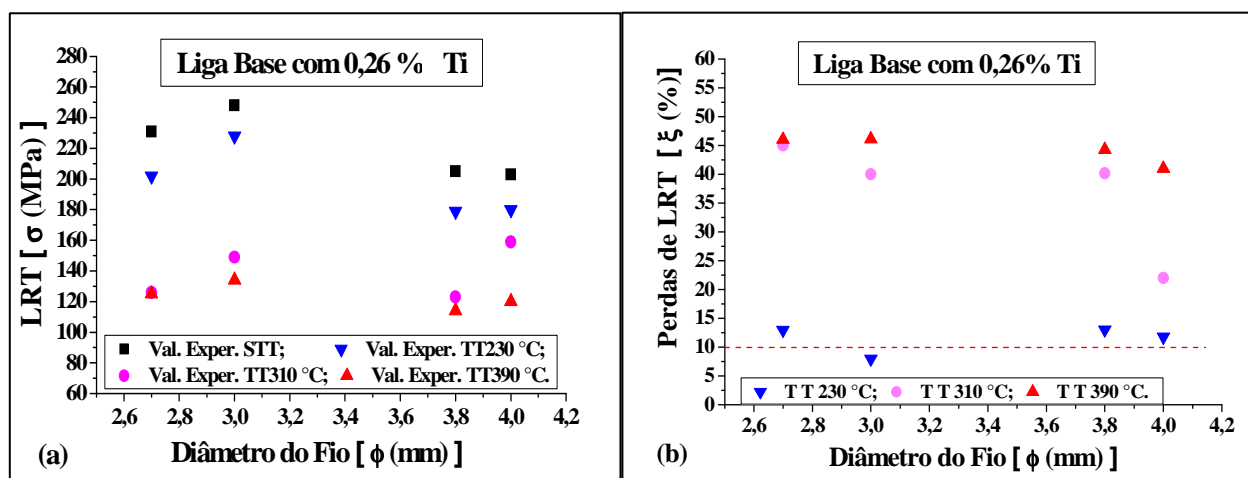
Fonte: Autor

A avaliação dos resultados apresentados mostra que o tempo de uma hora utilizado para as temperaturas de [310 e 390] °C, para a liga modificada com o teor de 0,26% Ti, resulta em tempo/temperatura de uma possível precipitação, pois o material

após solidificar-se encontra-se apenas com fase α , logo com boa capacidade de precipitação de novas partículas, que neste caso apresentam-se coerentes com a matriz de Al, Figura 2.20 (MOHANTY E GRUZLESKI, 1995).

A partir desta análise em conjunto com os baixos valores de termorresistência determinados (Figura 4.5b), leva a esta liga a não enquadrar-se no protocolo COPEL. Em temperaturas mais elevadas de TT, o arranjo microestrutural sofre maiores alterações, devido à movimentação de discordâncias em um meio com baixa incoerência atômica que pode, naturalmente, levar ao aniquilamento das mesmas. Desta forma os resultados podem estar refletindo tanto a etapa da recuperação estática, como a etapa de recristalização. Estas particularidades podem estar causando os resultados não favoráveis à termorresistência da liga.

Figura 4.5. (a) Valores experimentais de LRT e (b) perdas de LRT [%] para a liga base modificada com 0,26% Ti para diferentes diâmetros e temperaturas de tratamentos térmicos



Fonte: Autor

4.3.2. Caracterização Elétrica – EB

Os resultados experimentais de IACS para a liga-base modificada com 0,26% Ti e tratada termicamente estão apresentados na Tabela 4.6 e plotados graficamente na Figura 4.6.

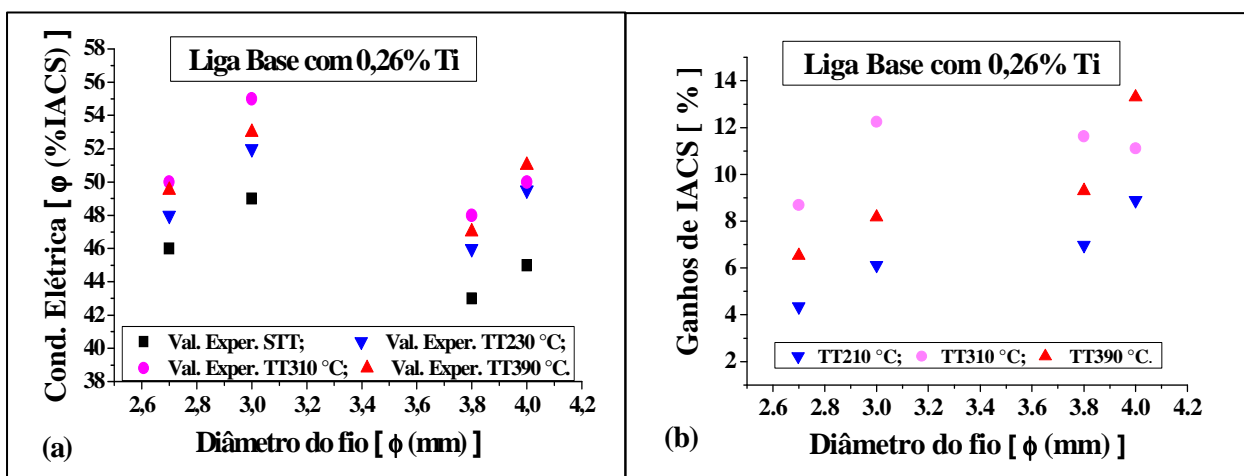
Tabela 4.6. Correlação entre diâmetro [mm], condutividade [%IACS] e temperatura de tratamento térmico, da liga 0,26% Ti

Diâmetro (mm) / IACS (%)	STT	TT230 °C	TT310 °C	TT390 °C
4,0	45	49	50	51
3,8	43	46	48	47
3,0	49	52	55	53
2,7	46	48	50	49

Fonte: Autor

Nota-se que o material submetido aos tratamentos térmicos apresentam melhores desempenhos elétricos, tendência provavelmente relacionada com o rearranjo microestrutural provocado pelas temperaturas de TT.

Figura 4.6. (a) Valores experimentais de %IACS e (b) ganhos de %IACS para a liga base modificada com 0,26% Ti para diferentes diâmetros e temperaturas de tratamentos térmicos

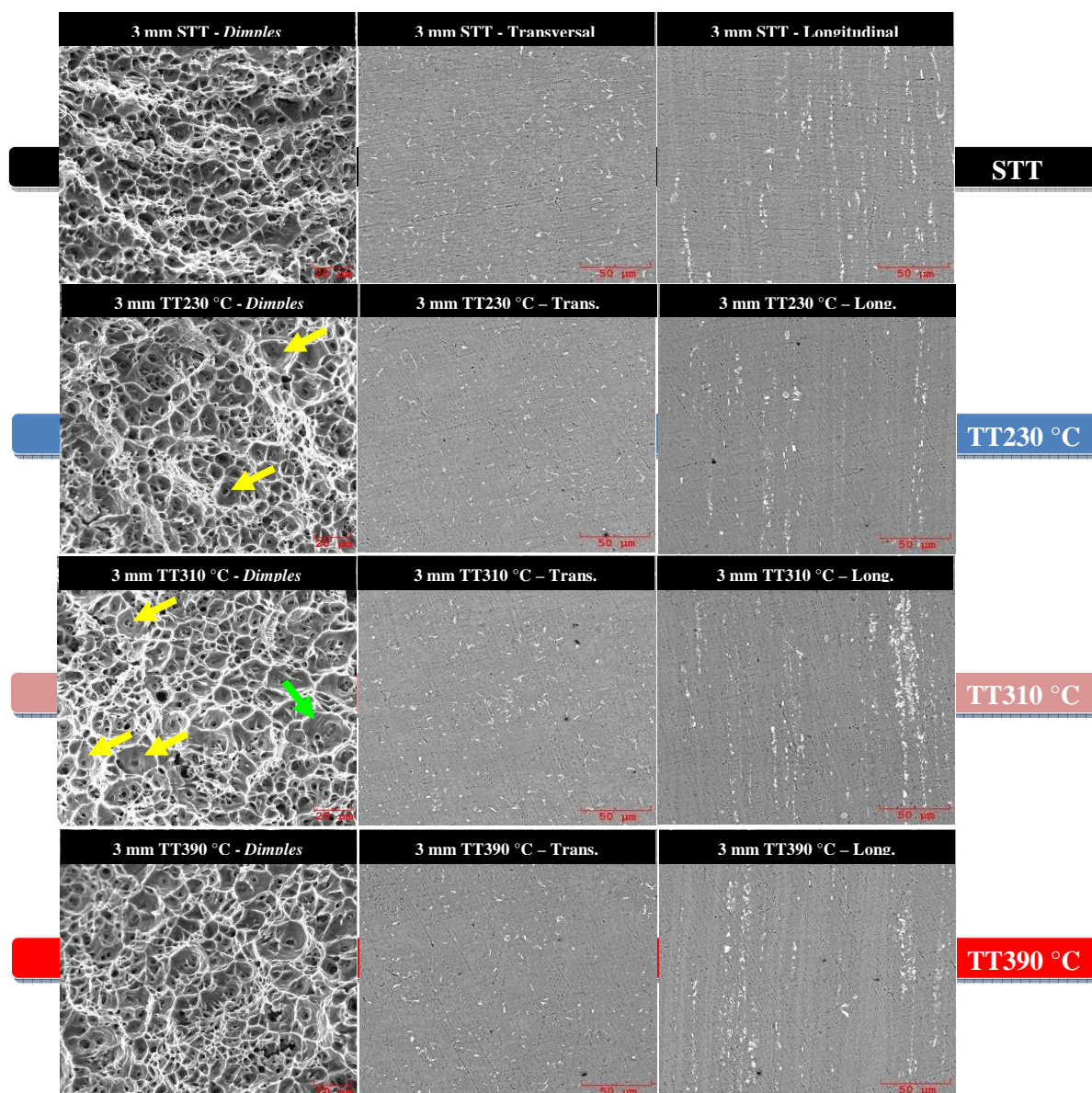


Fonte: Autor

4.3.3. Caracterização Estrutural - EB

A Figura 4.7 consiste nas micrografias para o fio com 3 mm, obtidas via MEV para a fratura e sua região abaixo nos sentidos transversal e longitudinal de análise, relativas aos diferentes tratamentos térmicos.

Figura 4.7. Comparação das topografias das fraturas (2000x) e das regiões transversal e longitudinal (1000x) das mesmas, para liga base com 0,26% Ti no diâmetro de 3 mm Sem Tratamento Térmico [STT] e com diferentes tratamentos térmicos por uma hora. [TT230]; [TT310] e [TT390]



Fonte: Autor

As imagens da Figura 4.7 permitem observar as mudanças provocadas na liga quando exposta no intervalo de uma hora a 230, 310 e 390 °C.

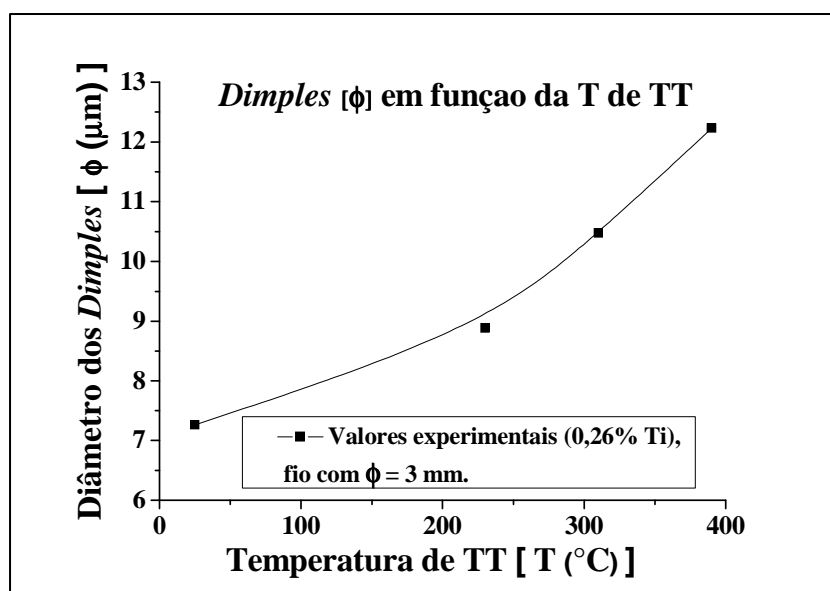
Analisando de forma geral observa-se que as superfícies topográficas de todas as fraturas apresentam aspecto dúctil e a ruptura deu-se através da nucleação, crescimento e coalescência de *dimples* em sítios onde localizam-se partículas de segunda fase. Como pode-se observar nas imagens transversais e longitudinais, na Figura 4.7.

Tabela 4.7. Variação do diâmetro dos *dimples* para os fios de $\phi = 3$ mm da liga com 0,26% Ti, em função das temperaturas de TT

$\phi = 3$ mm	ϕ Dimple (μm)
STT	7,26
TT230 °C	8,88
TT310 °C	10,47
TT390 °C	12,23

Fonte: Autor

Figura 4.8. Gráfico mostrando a variação do diâmetro dos *dimples*, para a liga-base com 0,26% Ti, em função das temperaturas de TT



Fonte: Autor

Para a amostra STT (tempo de TT igual a zero) os *dimples* apresentam-se rasos, completamente equiaxiais e de menor tamanho quando comparados aos demais (Figura 4.7), formados com TT a temperaturas mais elevadas (Figura 4.8).

Para a amostra submetida a 230 °C durante uma hora ocorre um aumento da profundidade das microcavidades, que têm formato cônico profundo (setas amarelas na Figura 4.7) e de maior tamanho que os da amostra STT (Figura 4.8). A diferença observada nas fraturas pode estar ligada a associação da ocorrência tanto da etapa de recuperação estática e como, em maiores proporções, da etapa de recristalização, cuja consequência é suavizar o emaranhado das discordâncias geradas no processo de deformação. Este mecanismo pode ter ocorrido devido à temperatura à qual a amostra foi exposta e que pode resultar, comparativamente, em maior ductilidade na liga resultando em *dimples* maiores e mais profundos.

Para a temperatura de 310 °C observa-se um número maior de microcavidades cônicas e profundas com marcas de degraus na superfície nas paredes (seta verde na Figura 4.8) que são conhecidas por *serpentine glide* (deslizamento tortuoso) (KERLINS E DOUGLAS, 1998), mostrando uma ductilidade bem maior do que na amostra tratada à temperatura de 230 °C.

Para a amostra submetida ao tratamento térmico de 390 °C é possível verificar os *dimples* cônicos, maiores e profundos diferentes das demais amostras.

Estes aspectos observados nas fraturas dos fios tratados a [310 e 390] °C podem ter sido provocados pelo desenvolvimento da etapa de recuperação e intenso desenvolvimento de recristalização, ativada pelos níveis de temperaturas envolvidos. Nestes estágios podem ser formadas finas partículas de segunda fase, coerentes com a matriz de Al, e no processo de fratura do material, tais partículas apresentam-se como nucleantes das microcavidades. Na temperatura mais elevada de TT este efeito foi mais pronunciado, apresentando microcavidades maiores e mais profundas.

4.4. ANÁLISE COMPARATIVA ENTRE AS LIGAS 0,26% Zr E 0,26 %p Ti – ETAPA AB

A primeira comparação feita está relacionada com a avaliação da condutividade elétrica, realizada de forma a confrontar a ação dos teores de Zr e Ti sobre a liga-base Al - [0,24 a 0,28]% Fe - 0,05% Cu - 0,7% Si para as condições STT e TT a 230 °C, 310 °C e TT390 °C.

4.4.1. Caracterização Mecânica - EAB

Tabela 4.8. Valores experimentais do LRT e dados de Perda de LRT [%] para a liga-base modificada com 0,26% Zr e 0,26% Ti em diferentes temperaturas de TT

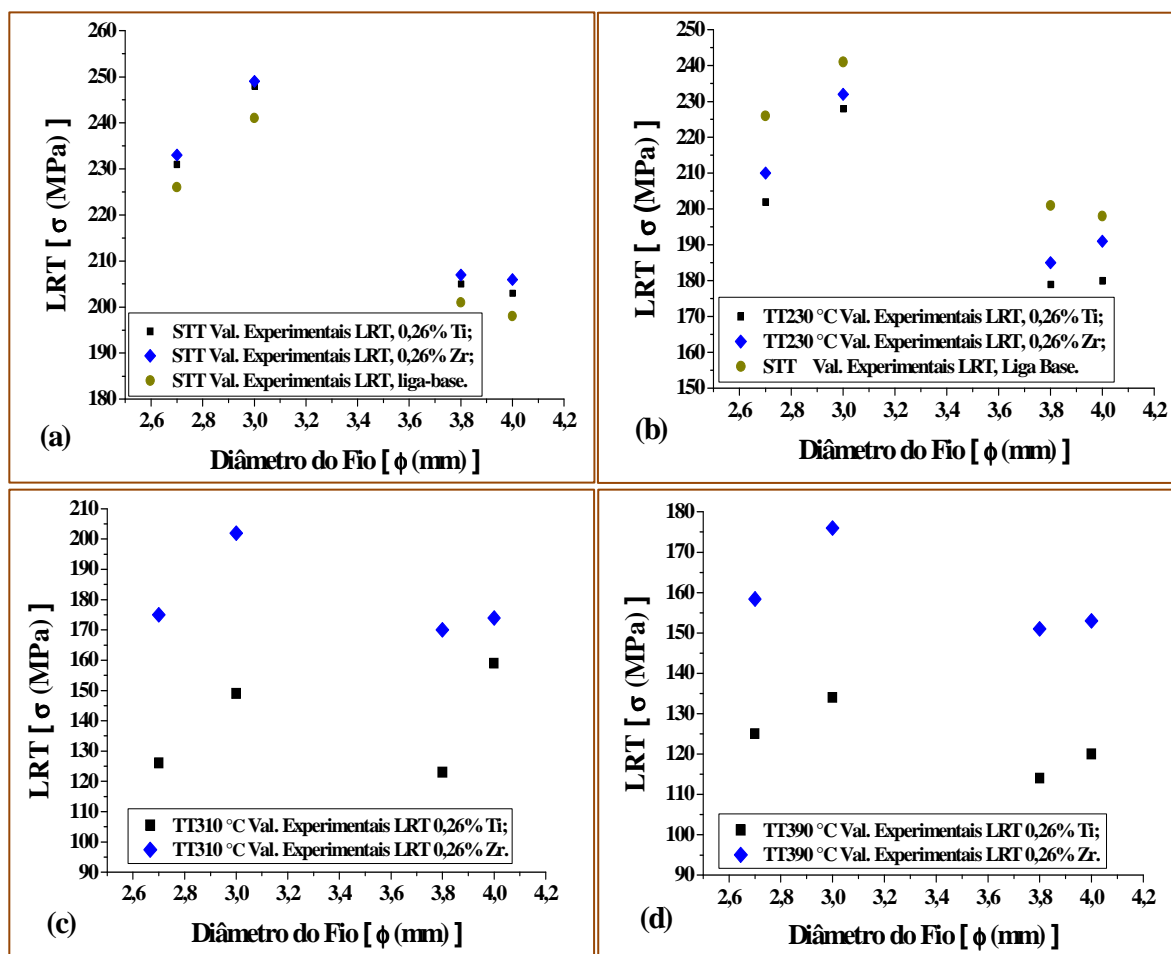
Diâmetro (mm) / LRT (MPa)	STT				TT 230 °C			TT 310 °C				TT 390 °C			
	Liga-base	0,26 % Ti	0,26 %Zr	0,26 %Ti	Perda [%]	0,26 % Zr	[%]	0,26 % Ti	[%]	0,26 % Zr	[%]	0,26 % Ti	[%]	0,26 %Zr	[%]
4,0	198	203	206	180	11	191	7	159	22	174	16	120	41	153	26
3,8	201	205	207	179	13	185	10	123	40	170	18	114	44	151	27
3,0	241	248	249	228	8	232	7	149	40	202	19	134	46	176	29
2,7	226	231	233	202	13	210	10	126	45	175	25	125	46	158	32

Fonte: Autor

Os resultados gerados pelo ensaio de tração (LRT) em amostras das ligas estudadas, bem como da liga-base sem os modificadores, encontram-se relacionados na Tabela 4.8 e plotados no gráfico da Figura 4.9. No geral pode ser avaliado que as amostras submetidas tratamento térmico tem uma tendência de decréscimo em seu LRT à medida que a temperatura de teste aumenta. A correlação negativa destes resultados

indicam que à medida em que a recuperação/recristalização progride diminui o LRT e aumenta a capacidade de conduzir energia elétrica.

Figura 4.9. Resultados da caracterização mecânica da liga Al - 0,05% Cu – [0,24 a 0,28] % Fe - 0,7% Si modificada com 0,26% Ti e 0,26% Zr para as condições: [a] STT; [b] TT230 °C; [c] TT310 °C e [d] TT390 °C



Fonte: Autor

Para as ligas em estudo quando ensaiadas de acordo com o protocolo COPEL, é observado de maneira geral que (Figura 4.9):

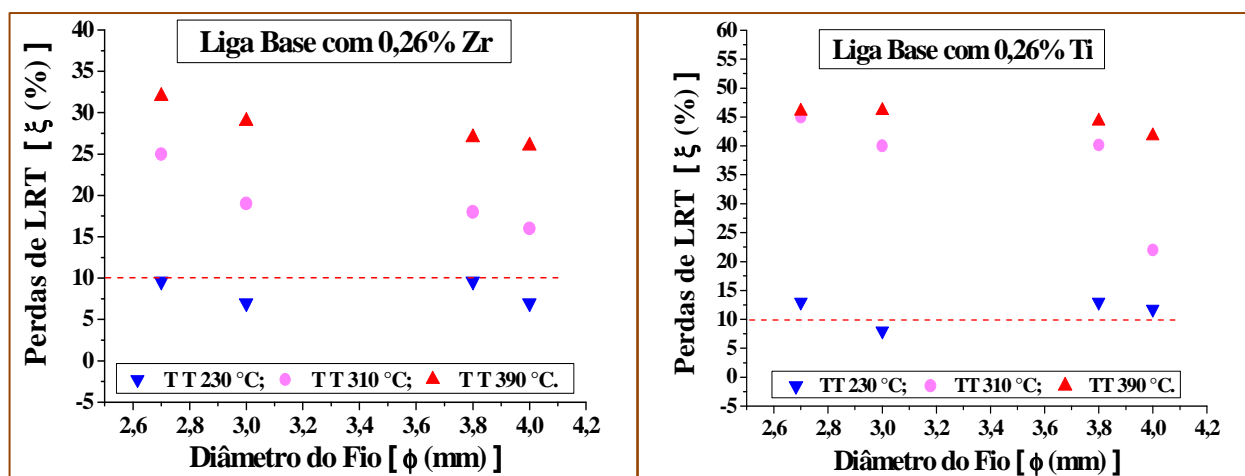
- A modificação com o Zr cumpriu integralmente à exigência do Protocolo;
- A modificação com o Ti não atendeu integralmente a exigência do protocolo, apresentando-se termorresistente apenas para o fio com diâmetro de 3 mm;

Porém, quando as ligas quando ensaiadas, fora do protocolo, nas temperaturas de 310 e 390 °C durante uma hora, observou-se que elas:

- c) apresentaram variações significativas na resistência mecânica, que podem ter sido provocadas pela recuperação/recristalização estática provocadas, principalmente pelas temperaturas à qual foram expostos, sendo muito mais significativas para a temperatura de 390 °C para a liga 0,26% Ti.

A Figura 4.10 apresenta a perda de LRT [%] para as duas ligas em estudo, notando-se que a liga com Zr apresenta-se termorresistente, de acordo com o protocolo COPEL, com valores de perda para o TT a 230 °C menores que 10%, tendência que não ocorreu para a liga com Ti, o qual apresentou apenas o diâmetro de 3 mm de acordo com o protocolo.

Figura 4.10. Relação da variação para os LRT registrado para a liga base modificada com 0,26% Zr e 0,26% Ti



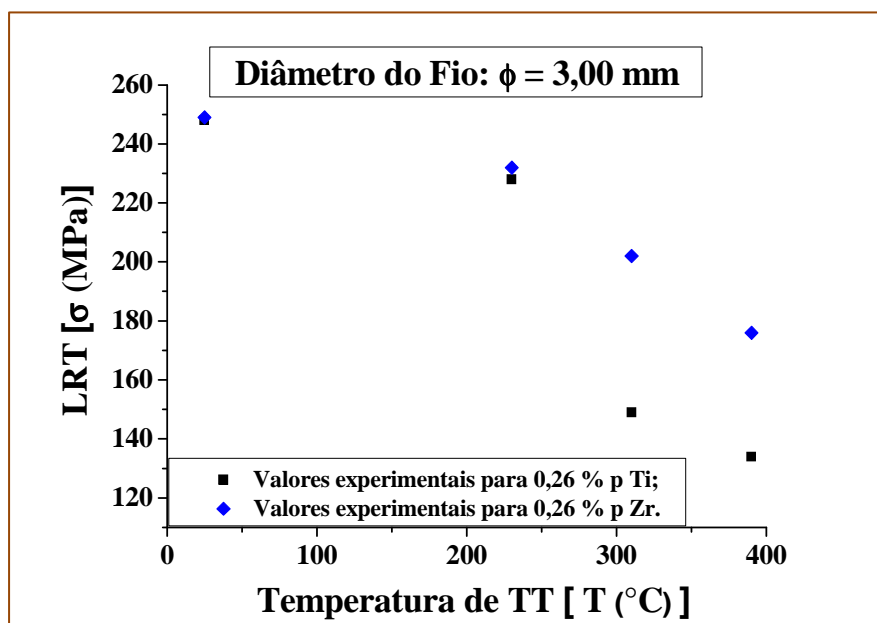
Fonte: Autor

A Figura 4.11 apresenta os resultados experimentais de LRT para o fio de diâmetro de 3 mm, o qual apresentou melhores respostas ao encruamento.

Quando se compara os valores reais para LRT obtidos nas várias condições de tratamento térmico, para o fio com o diâmetro de 3 mm e entre as ligas 0,26% Zr e 0,26% Ti (Figura 4.11). Observa-se que nas condições STT e TT230 °C os valores são muito próximos. Entretanto, para as condições TT 310 e 390 °C a diferença passa a ser

muito significativa, mas ainda favoráveis ao Zr. A correlação dos resultados e condições operacionais apontam para a impossibilidade destas ligas, nos teores estudados e para a finalidade a que se destinam, poderem ser utilizadas com eficácia em temperaturas superiores a 230 °C.

Figura 4.11. Comparação do LRT para a liga base modificada com 0,26% Zr e modificada com 0,26% Ti; e, fios de $\phi = 3,00$ mm



Fonte: Autor

4.4.2. Caracterização Elétrica - EAB

Os resultados relativos à condutividade elétrica encontram-se relacionados na Tabelas 4.9 e plotados nos gráficos da Figura 4.12. O critério adotado foi o de comparar a ação dos modificadores sob as condições de tratamento térmico imposta e individualmente. Foi testada também, para fins de comparação, amostras da liga-base sem a adição dos modificadores.

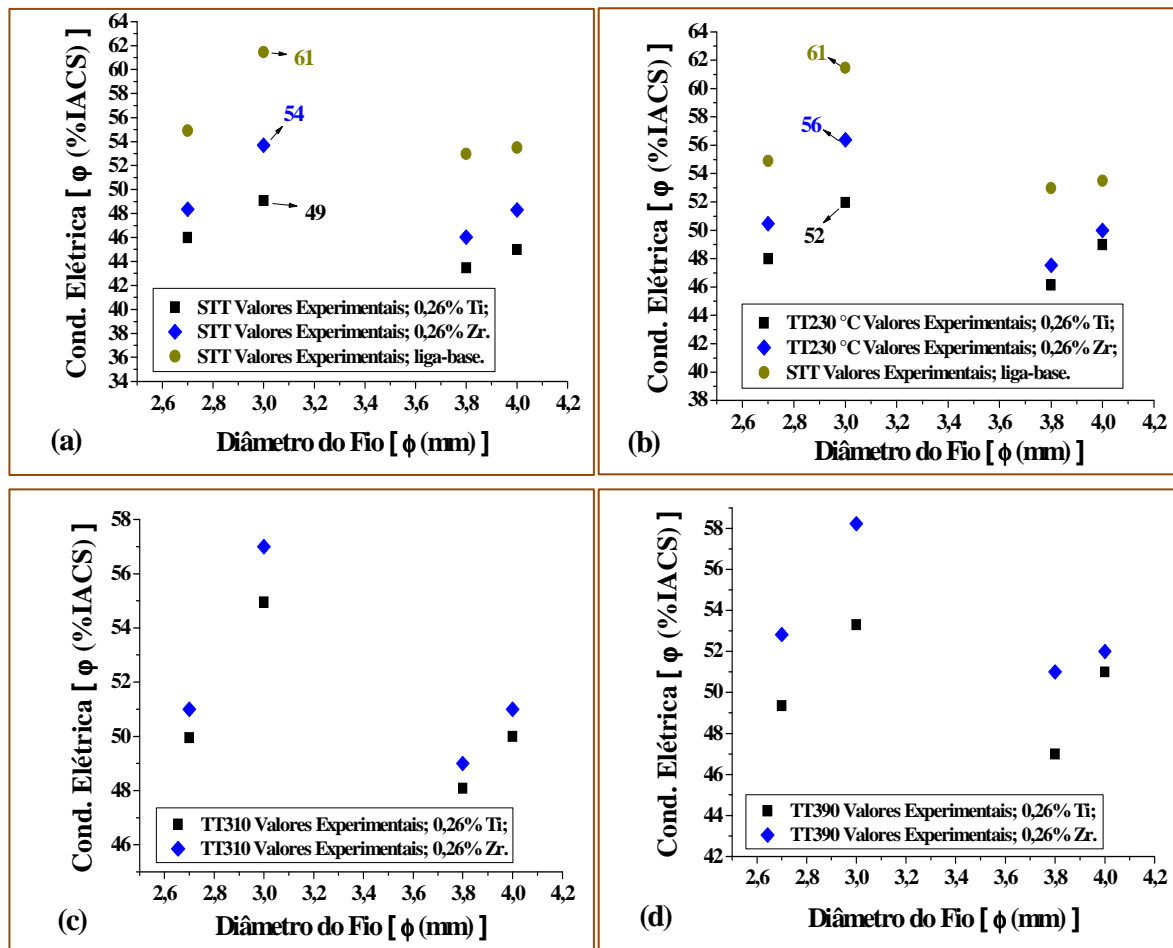
Tabela 4.9. Valores da condutividade elétrica para a liga-base modificada com 0,26% Ti e 0,26% Zr para diferentes temperaturas de TT

Diâmetro (mm) / IACS (%)	STT		TT 230 °C		TT 310 °C		TT 390 °C		
	Liga-base	0,26 % Ti	0,26 % Zr	0,26 % Ti	0,26 % Zr	0,26 % Ti	0,26 % Zr	0,26 % Ti	0,26 % Zr
4,0	54	45	48	49	50	50	51	51	52
3,8	53	43	46	46	47	48	49	47	51
3,0	61	49	54	52	56	55	57	53	58
2,7	55	46	48	48	50	50	51	49	53

Fonte: Autor

Nas condições de maior temperatura de TT, foram obtidos os maiores valores para a condutividade elétrica, porém evidencia-se que os elementos modificadores interferem diminuindo a capacidade elétrica do material. Apesar disso, e de modo geral, os valores da condutividade elétrica crescem sob a ação do tratamento térmico, crescimento esse mais efetivo para o elemento Zr do que para o Ti.

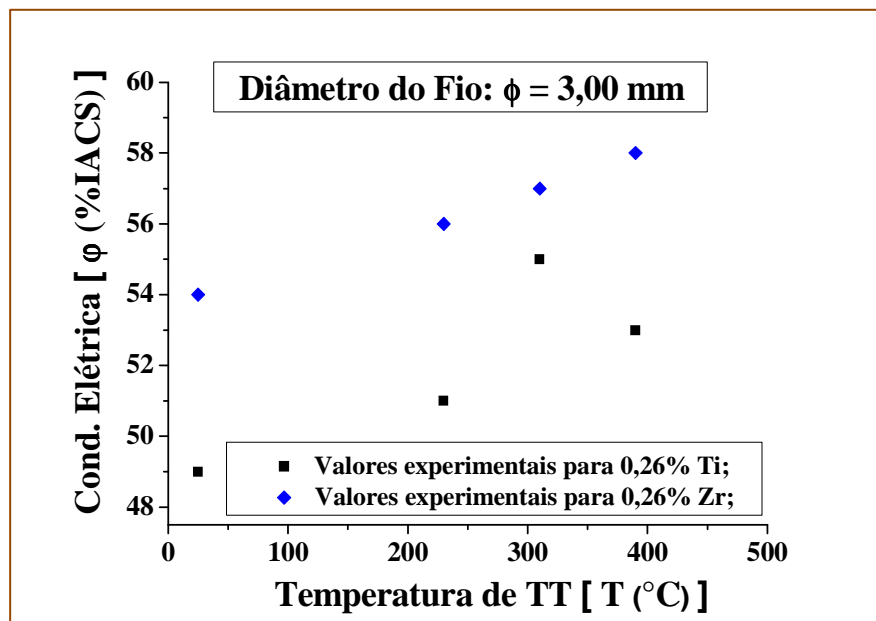
Figura 4.12. Resultados da caracterização elétrica da liga base modificada com 0,26% Zr e 0,26% Ti para as condições: (a) STT; (b) TT230 °C; (c) TT310 °C e (d) TT390 °C



Fonte: Autor

Usando como referência o fio com diâmetro de 3 mm, a análise dos valores de condutividade elétrica relacionados na Tabela 4.9 e na Figura 4.13 indicam que o Zr, no teor de 0,26%, apresentou o melhor desempenho quanto condução de energia elétrica (Figura 4.13). E, nas condições TT 310 e 390 °C tem-se o aumento da condutividade elétrica, o que é característico dos processos de recuperação/recristalização, que estão associados aos mecanismos de suavização dos emaranhados de discordâncias das ligas tratadas termicamente.

Figura 4.13. Comparação da condutividade elétrica para a liga base modificada com 0,26% Zr e modificada com 0,26% Ti em fio com $\phi = 3 \text{ mm}$



Fonte: Autor

4.4.3. Caracterização Estrutural - EAB

Na Figura 4.14 são apresentados aspectos macroestruturais obtidos, constatando-se que a presença de Ti consegue refinar o grão da liga-base com mais eficiência do que o Zr. Este fato pode levar ao entendimento de que após o processo de solidificação, as partículas Al_3Ti , na forma de partículas primárias, são mais abundantes do que as partículas Al_3Zr .

Pois, quando adicionado mais do que 0,15% Ti na liga de alumínio, forma-se o Al_3Ti , como pode ser confirmado através do diagrama de fases (Figura 2.17). O Al_3Ti sendo sólido em temperatura maior que o ponto invariante peritético, apresenta-se como núcleo heterogêneo (STEFANESCU, 2002) justificando o potencial de refinamento de grão em ligas de Al atribuído ao Ti.

Figura 4.14. Macrografia da estrutura bruta de fusão, (a) grãos equiaxiais centrais da liga base Al - 0,05% Cu – [0,24 a 0,28]% Fe - 0,7% Si; (b) grãos equiaxiais mais finos disseminados na seção da amostra da liga base com 0,26% Zr; e (c) grãos coquilhados de granulação fina a seção da amostra da liga base com 0,26% Ti



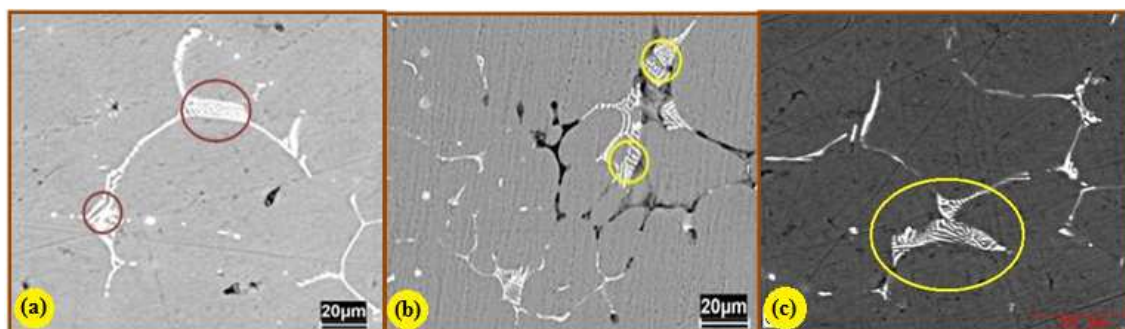
Fonte: Autor

Tanto o Zr como o Ti tendem a formar partículas de segunda fase ou dispersoides que apesar de muito finos (granulometria inferior a 50 nm) possuem densidade maior do que a matriz de alumínio. Por este motivo podem ser detectados com o auxílio do microscópio eletrônico de transmissão (TEM).

Para a liga-base foi observada a existência de uma partícula de segunda fase, identificada como α -AlFeSi, que é descrita como uma estrutura complexa denominada de “escrita chinesa”, considerada não prejudicial à para as propriedades mecânicas da liga. Por outro lado, partículas da fase [β -AlFeSi] provocam alta concentração de tensões devido ao seu formato acicular (NARAYANAN *et al.*, 1995; KUIJPERS, 2000; MRÓWKA-NOWOTNIK, 2007).

A Figura 4.15, apresenta as partículas de segunda fase visualizadas via MEV, observando-se a sua presença na liga-base sem adição de Zr e Ti (círculos marrons, Figura 4.15a). Na Figura 4.15(b) e (c), as estruturas tipo “escrita chinesa” são evidenciadas pelos círculos amarelos para a liga-base com 0,26% Zr e 0,26% Ti, respectivamente.

Figura 4.15. Morfologia das estruturas brutas de fusão observada via MEV, (a) partícula de segunda fase α -AlFeSi, com os círculos evidenciando a estrutura complexa tipo “escrita chinesa” para a liga base; (b) partícula de segunda fase α -AlFeSi, com os círculos amarelos evidenciando a estrutura complexa de “escrita chinesa” para a liga 0,26% Zr; e (c) partícula de segunda fase α -AlFeSi, com o círculo amarelo evidenciando a estrutura complexa de “escrita chinesa” para a liga 0,26% Ti



Fonte: Autor

Segundo o “diagrama de partícula”, para a liga-base (Figura 2.14) o teor de 0,7% Si encontra-se na faixa de obtenção da partícula de segunda fase $[\alpha]$, o composto $[\beta]$ e das partículas primárias de silício. A geração da fase $[\beta]$ deve ser evitada para o uso a que se pretende destinar o material – produção de fios e cabos para transmissão e distribuição de energia elétrica.

Tabela 4.10. Valores de diâmetros médios de microcavidades (*dimples*) para as ligas com Zr e Ti, em fios com $\phi = 3$ mm

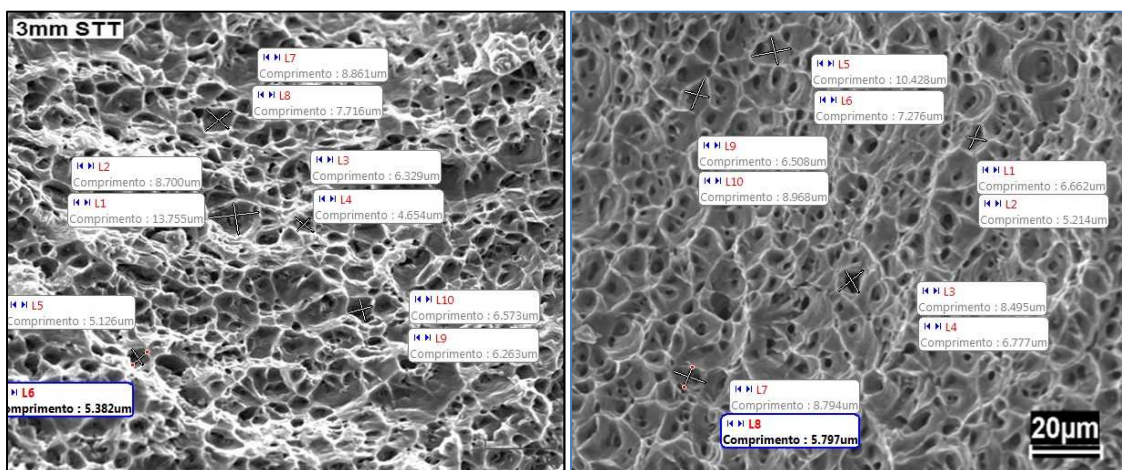
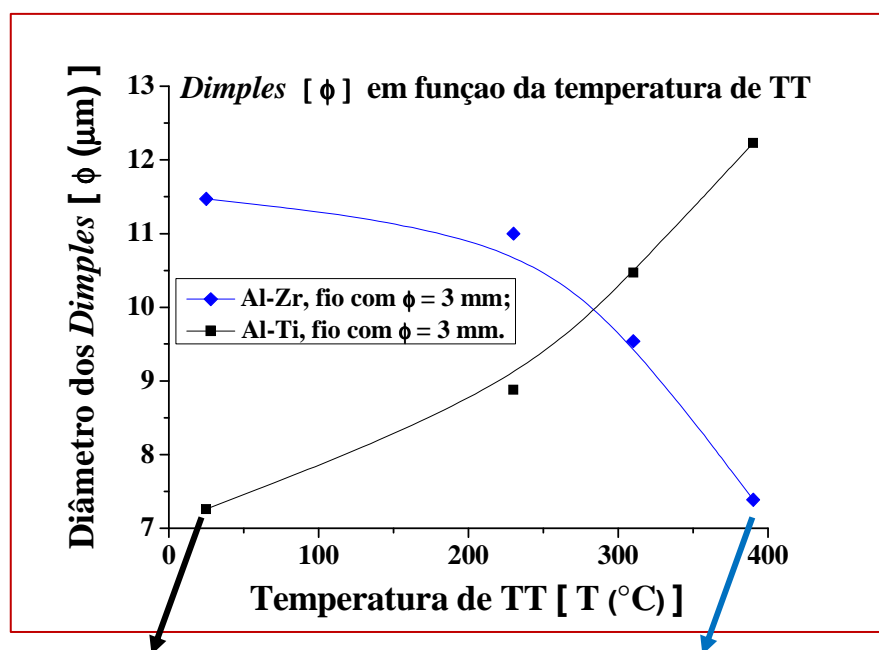
$\phi = 3$ mm	ϕ <i>Dimples</i> (μm)	
Liga	0,26% Zr	0,26% Ti
STT	11,47	7,26
TT230 °C	11,00	8,88
TT310 °C	9,54	10,47
TT390 °C	7,39	12,23

Fonte: Autor

Os resultados das médias dos diâmetros dos *dimples* na Tabela 4.10 encontram-se plotados no gráfico da Figura 4.16. Os quais apresentam uma tendência oposta. A liga com Zr apresenta microcavidades grandes em temperatura ambiente e a medida que aplica-se os tratamentos térmicos para verificação da propriedade de termorresistência,

tem-se uma diminuição do diâmetro médio dos *dimples*, tendência inversamente proporcional à liga com adição de Ti.

Figura 4.16. Diâmetro dos *dimples*, para a liga-base com 0,26% Zr e para a liga-base com 0,26% Ti, em função das temperaturas de TT, em fios com $\phi = 3$ mm. E fractografias das fraturas dos fios (MEV- 2000x) que apresentaram menores valores de diâmetro de *dimples*, liga com 0,26% Ti STT e liga com 0,26% Zr TT390 °C, respectivamente



Fonte: Autor

Capítulo 5

5. CONCLUSÃO

A primeira conclusão que pode ser tirada dos resultados é a de que o titânio tem maior capacidade de refinar os grãos da liga-base (Al - [0,24 a 0,28]% Fe - 0,05% Cu - 0,7% Si), do que o Zr, como pôde ser visto na Figura 4.14.

A liga-base modificada com 0,26% Ti, quando submetida ao tratamento térmico a 230 °C por uma hora, procedimento proposto pelo protocolo COPEL, apresentou resultados para o LRT que a enquadram somente para o fio de diâmetro de 3 mm, como uma liga potencialmente termorresistente, apesar da excelente capacidade de refinador de grão. Esta liga modificada, ao ser avaliada nas temperaturas de 310 e 390°C por uma hora em fio de diâmetro de 3 mm, apresentou resultados para o LRT (MPa) e IACS (%) que indicam forte possibilidade de ocorrência de recristalização, provocando aumento das microcavidades (*dimples*), Figura 4.16.

O confronto de resultados obtido entre com o teor 0,26% Zr e o de 0,26% Ti, apresenta-se favorável ao Zr, em todos os aspectos de interesse analisados:

- a. Quanto a capacidade de conduzir e distribuir energia elétrica;
- b. Quanto à trabalhabilidade – capacidade que o material apresenta em se deixar deformar a frio sem perder a ductilidade. A liga modificada com teor de 0,26% Zr apresenta resultados que combinam elevados valores de LRT e de condutividade elétrica;
- c. Quanto à capacidade de retardar a etapa de recristalização para as condições de TT a 310 e 390°C, tem-se uma diminuição dos diâmetros das microcavidades. Nestas condições os valores referentes ao Zr se apresentam superiores. Esta associação de resultados pode ser indicativa da maior mobilidade do Zr na liga de Al quando comparada à mobilidade do Ti;

- d. Quanto à termorresistividade, verificou-se que os resultados referentes ao Zr apresentam-se enquadrados às exigências do protocolo COPEL;
- e. Fatores que podem estar relacionados com a maior incoerência do soluto Zr na matriz de Al, aproximadamente 35 % (MOHANTY e GRUZLESKI, 1995).

5.1. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Através da análise dos resultados do trabalho desenvolvido, são sugeridos linhas de pesquisa para a realização de trabalhos futuros:

- Relacionar a topografia da fratura (morfologia da fratura, diâmetros dos *dimples*, etc.) com as propriedades mecânica e elétrica das ligas;
- Analisar via EDS (*Energy Dispersive Spectroscopy*) acoplado a -MEV as fraturas obtidas através de ensaio de tração;
- Aplicar maiores tempos de tratamentos térmicos para provocar níveis de precipitação mais abrangentes e assim ser desenvolvida uma nova análise no material;
- Avaliar a resistência à corrosão da liga termorresistente, Al - [0,24 a 0,28]% Fe - 0,05% Cu - 0,7% Si com adição de 0,26% de Zr e de 0,26% Ti, separadamente;
- Avaliar o comportamento das ligas em condições de fluência;
- Analisar a correlação entre as propriedades mecânicas e elétricas da liga-base modificada com teores de zircônio e titânio, solidificadas em molde unidirecional.

6. REFERÊNCIAS

ABNT NBR 5118, **Fios de alumínio 1350 nus, de seção circular, para fins elétricos**, Associação Brasileira de Normas Técnicas, Rio de Janeiro, Dez., 2006;

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;

ABNT NBR 6814, **“Fios e cabos elétricos - Ensaio de resistência elétrica”**, Associação Brasileira de Normas Técnicas, Rio de Janeiro, Mar., 1986;

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;

ALUMATTER ALUMINUM, disponível em:
www.aluminium.matter.org.uk/content/html/ENG/default.asp?catid=67&pageid=670209425, acesso em 11.04.2010;

ASKELAND D.; **The Science and Engineering of Materials**, 4 ed. Thomson-Engineering, 2002;

ASM INTERNATIONAL, **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**, v. 2, American Society for Metals - ASM Handbook, 1990;

ASM INTERNATIONAL, **Alloy Phase Diagrams**, v. 3, American Society for Metals - ASM Handbook, 1992;

ASM INTERNATIONAL, **Aluminum and Aluminum alloys**. v. 4. American Society for Metals - ASM Handbook, 1998;

ASM INTERNATIONAL, **Metallography and Microstructures**, v. 9, American Society for Metals - ASM Handbook, 2004;

BARLAT, F.; DUARTE J. M. F.; GRACIO, J. J.; LOPES A. B.; RAUCH, E. F.; **Plastic flow for non-monotonic loading conditions of an aluminum alloy sheet sample**; International Journal of Plasticity 19, p.1215–1244, 2003;

BRESCIANI, E. F.; ZAVAGLIA, C. A. C.; BUTTON, S. T.; GOMES, E.; NERY, F. A.C.; **Conformação Plástica dos Metais**; 4 Ed. Unicamp, p.17, 1991;
CALLISTER, W. D.; **Materials Science and Engineering: An Introduction**. Salt Lake, John Wiley, 2007;

CAMPANA, R. C.; **Parâmetros de processo, microestrutura e textura das ligas de alumínio AA6063 e AA6082 extrudadas**. Dissertação de mestrado – Escola politécnica da universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais Ed. Ver – São Paulo, 2008;

CAVALCANTE, F. A. QUARESMA, J. M. V.; **Avaliação Mecânica e Elétrica de Ligas Al-Fe-Zr Para Fins Elétricos Após Envelhecimento Natural de 18 Meses**, ENGEVISTA, v. 8, n. 2, p. 69-76; dezembro, 2006;

CHIAVERINI, V. **Tratamento Térmicos das Ligas Metálicas**. S.I.: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, p 243, 2003;

CIÊNCIA DOS MATERIAIS MULTIMÍDIA; Disponível em:
www.cienciadosmateriais.org/index.php?acao=exibir&cap=21&top=289; acesso em: 20.06.2010;

COBDEN, R.; **Aluminium: Physical Properties, Characteristics and Alloys**; TALAT Lecture 1501; EAA - European Aluminium Association, p.10, 1994;

COPEL, **Especificação Técnica [00000-30009-082]**, Abril, 2006;

CROSSLEY, F.A., MONDOLFO, L.F. J.; Met. Mater. Trans., v. 191, p. 1143-51, 1951;

DESCH, P. B., SCHWARZ, R. B., NASH P., **Formation of Metastable L12 Phases in Al3Zr and Al- 12.5%X-25%Zr (X = Li, Cr, Fe, Ni, Cu)**, *J Less-CommonMetals*, 168(1), pp. 69–80, 1991;

DIETER, G. E.; **Mechanical Metallurgy**, McGraw-Hill Kogakusche, Ltd. International Student Edition. American Society for Metals-ASM, Vol. 1, Ohio, USA, p. 214, 1976;

DONS, A. L., **AlFeSi-Particles in industrially cast aluminum alloys**, Z. Mettalkunde, Vol 76, pp 609-612; 1985;

Dunand Research group; Disponível em:

www.dunand.northwestern.edu/research/hi-temp-al.htm; acesso em: 15. 03.2010;

EASTON, M. and StJOHN, D.; **Grain Refinement of Aluminum: Part I. the Nucleant and Solute Paradigms - A Review of the Literature**; Metallurgical and materials transactions A; v. 30 A, june, p. 1615, 1999;

FEITOSA, J. P. **Caracterização da Liga 6101 Refinada com a Adição de Diferentes Teores de Cobre e Solidificadas em Molde Unidirecional Horizontal e em Molde “U”**. 2007. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto de Tecnologia, Programa de PósGraduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2007;

FERRARINI C. F.; **Microestruturas e Propriedades Mecânicas de Ligas de Al-Si Hipoeutéticas Conformadas por Spray**. tese de doutorado – Universidade Federal de São Carlos, Programa de Pos graduação em ciência e engenharia dos materiais, São Carlos, 2005;

FERNANDEZ, H. J. L.; **Influência do Teor de Solute 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**; Dissertação de mestrado – Universidade Federal do Pará, programa de pós-graduação em engenharia mecânica, Belém, 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;

FINE, M. E., ANGERS, L. M., CHEN, Y. C., WEERTMAN, J. R., ZEDALIS, M. S., **Rational Design of High Temperature Aluminum Alloys**, in *Aluminum Alloys: Their Physical and Mechanical Properties*, vol. 1 (edited by E. A. Starke and T. H. Sanders), pp. 321–337, EMAS, Warley, 1986;

GAIL, S., **Al-Fe-Si INTERMETALLICS IN 1000 SERIES ALUMINUM ALLOYS**, A Thesis submitted to the Faculty of Graduate Studies and Research in partial fulfilment of the requirements of the degree of Master of Engineering. Montreal, Canada, 1994;

GARCIA, A. **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. Campinas, São Paulo: Ed. Unicamp, 2001;

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

GOMES, M. R.; BRESCIANI, E. F.; **Propriedade e usos de metais não ferrosos**. ABM, 2º edição, 1976;

HANDEL, M. **New Types of Conductors for Overhead Lines with High Thermal Resistance, which Increase the Current Transmission Capacity and Limit the Thermal Expansion at High Current Intensity**. Bulk Power System Dynamics and Control VI, Cortina d'Ampezzo, Italy, p.833-839, August, 2004;

HATCH, J. E.; **Aluminum properties an physical metallurgy**. ASM, Metals Park, Ohio, 1984;

HORIKOSHI, T.; KURODA, H.; SHIMIZU, M.; AOYAMA, S.; **Development of Aluminum Alloy Conductor with High Electrical Conductivity and Controlled Tensile Strength and Elongation**. Hitachi Cable Review N° 25 August, Japan, 2006;

HUMPHREYS, F. J. and HATHERLY; M.; **Recrystallization qnd Related Annealing Phenomena**; Second Edition; Amsterdam, 2004

KAUFMAN, J. G.; ROOY, E. L.; **Aluminum Alloy Casting: Properties, Processes, and Applications**, ASM Internetal - Metals park, 2004;

KEH, A.S. & WEISSMANN, S.; **Deformation structure in body-centered cubic metals** In: Thomas G. & Washburn, J. (eds.) , Electron Microscopy and Strength of Crystals. Ed. G.' J. Interscience, New York, p231-300, 1963;

KERLINS V., DOUGLAS, M.; ASM INTERNATIONAL, **Fractography**, v. 12, American Society for Metals – ASM Handbook:, pag. 34-40, 1998;

KNIPLING E. K., **Development of a Nanoscale Precipitation-Strengthened Creep-Resistant Aluminum Alloy Containing Trialuminide Precipitates**, Thesis of Doctor of Philosophy, Northwestern University, Evanston – IL, 2006;

KNIPLING E. K.; DUNAND C. D.; SEIDMAN D. N.; **Nucleation and Precipitation Strengthening in Dilute Al-Ti and Al-Zr Alloys.** Metallurgical and Materials Transactions A, v.38 A, p. 2552-2563, October, 2007;

KNIPLING E. K.; DUNAND C. D.; SEIDMAN D. N.; **Precipitation evolution in Al-Zr and Al-Zr-Ti alloys during isothermal aging at 375-425 °C,** Acta Materialia 56, 114-127, 2008;

KUIJPERS, N.C.W.; **Intermetallic phase transformations during homogenisation of 6xxx Al alloys;** A literature review, Netherlands Institute for Metal Research, Delft, February, 2000;

LOBO, J. B. A.; **Correlação Entre as Propriedades Mecânicas e Elétricas da Liga Al-0,4% Si-0,6% Mg não Refinada, Modificada com Teores de Cobre;** Dissertação de mestrado – Universidade Federal do Pará, programa de pós-graduação em engenharia mecânica, Belém, 2007;

LOONG, C., HEATHCOCK, C., **Grain Refining Foundry Alloys,** Thomastown: Comalco Research Center, 2001;

MARQUES, P. R. R.; **Caracterização Térmica, Mecânica e Elétrica da Liga Al-0,6%Mg-0,8%Si Refinada e Modificada com Diferentes Teores de Cobre;.** Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Instituto de Tecnologia, Programa de PósGraduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Pará, Belém, 2008;

MERCES, M. P.; **Influência dos Parâmetros Térmicos nas Propriedades Eletro Mecânicas e Estruturais de Ligas de Alumínio Modificadas com Ferro;** Monografia – Universidade Federal do Pará, graduação em engenharia mecânica, Belém, 2008;

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

MOHANTY, P. S. e GRUZLESKI, J. E.; **Mechanism of Grain Refinement in Aluminium,** Acta metall. mater., Elsevier Science Ltd, Vol. 43, No. 5, pp. 2001-2012, 1995;

MOON, K. I., CHANG, K. Y., LEE, K. S., **The Effect of Ternary Addition on the Formation and the Thermal Stability of L12 Al3Zr Alloy with Nanocrystalline**

Structure by Mechanical Alloying, *J Alloys Compounds*, 312(1-2), pp. 273–283, 2000;

MOON, K. I., KIM, S. C., LEE, K. S., **A Study on the Microstructure of D023 Al₃Zr and L12 (Al+12.5 at.% Cu)₃Zr Intermetallic Compounds Synthesized by PBM and SPS**, *Intermetallics*, 10(2), pp. 185–194, 2002;

MRÓWKA-NOWOTNIK, G. *et al.*, **Intermetallic phase particles in 6082 aluminium alloy**, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*; vol. 28; pp. 69-76; February 2007;

MURTY, B. S.; KORI, S. A.; CHAKRABORTY, M., **Grain refinement of aluminium and its alloys by heterogeneous nucleation and alloying**, *International Materials Reviews*, Volume 47, Number 1, pp. 3-29(27), February, 2002;

NASCIMENTO, C. A. M.; **Metodologia Experimental para Utilização de Cabos Termorresistentes (TAL) em Linhas e Redes de Distribuição** - Dissertação de Mestrado - Universidade Federal de Minas Gerais Departamento de Engenharia Elétrica, Minas Gerais, 2004;

NARAYANAN, L. A.; SAMUEL, F. R. and GRUZLESKI, I. E., **Dissolution of Iron Intermetallics in Al-Si Alloys through Non Equilibrium Heat Treatment**, *Metallurgical and Materials Transactions A*. v. 26A, Aug. p. 2161, 1995;

PADILHA, A. F; **Materiais de Engenharia**, Ed Hemus, 2000, p 186;

PADILHA, A. F.; PLAUT R. L.; **Handbook of Aluminum – Physical Metallurgy and Processes**. V.2, New York, 2003;

PADILHA, A. F.; SICILIANO F. J.; **Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura**. 3ed. ver. amp. São Paulo: ABM, 1996;

PRATES, M.; DAVIES, G.J.; **Solidificação de Metais e suas ligas**, Rio de Janeiro: ED. Livros Técnicos e Científicos, 1978;

PRAZERES, U. R.; **Avaliação do Efeito do Ferro na Formação da Macroestrutura, Propriedades Mecânicas e Elétricas do Alumínio Eletrocondutor**; Monografia – Universidade Federal do Pará, Graduação em Engenharia Mecânica, Belém, 2006;

POLMEAR, I.; **Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals** 4 th ed. Butterworth-Heinemann, 2005;

RUSSEL, A. M.; LEE, K. L.; **Structure–Property Relations In Nonferrous Metals**, John Wiley & Sons, Inc, Hoboken, New Jersey, p 197; 359; 385, 2005;

SANTOS, W. L. R.; **Efeito 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 Eletrica**, Dissertação de Mestrado, Área de Concentração Materiais e Processos de Fabricação, Universidade Federal do Pará - UFPA, 2010;

SCHAKELFORD J. F.; **Introduction to Materials Science for Engineers**, 5 th ed. Prentice Hall, New Jersey, 2000;

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

STEFANESCUS, D. M. **Science and Engineering of Casting Solidification**. Springer, 2002;

SWAN, P. R. **Dislocations arrangements in face centered cubic metals** In: Thomas G. & Washburn, J. (eds.), *Electron Microscopy and Strength of Crystals*, Interscience, New York, p .131-181, 1963;

TIRYAKIOGLU, M.; STALEY, J. T.; **Handbook of Aluminum – physical metallurgy and processes** v.1 New York, p. 123, 2003;

TOLLEY, A.; RADMILOVIC, V.; DAHMEN, U.; **Segregation in Al₃(Sc,Zr) precipitates in Al–Sc–Zr alloys**. Scripta Materialia, p. 621–625, 2004;

YAMAGUCHI, M., INUI, H., **Ch. 7: Al₃Ti and its L12 Variations**, in *Intermetallic Compounds: Principles and Practice, Vol. 2* (edited by J. H. Westbrook and R. L. Fleischer), pp. 147–173, JohnWiley & Sons, Chichester, 1994;

YANAGISAWA M.; NAKAMURA M.; MATSUO S.; AMITANI T.; **On the Casting and the Recrystallization of Al and some Al Alloys Containing Zr**, Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. Nº. 20, p. 68-75, 1956;

ZLATEVA G., MARTINOVA Z.; **An Atlas of Transmission Electron Microscopy Images**, CRC Press, New York, 2008.

ANEXO – ESTUDOS PRELIMINARES

O grupo GPEMAT vem estudando ligas de alumínio objetivando complexá-las adicionando Ni, Ti e Zr na liga-base (0,05% Cu – [0,24 a 0,28]% Fe – 0,7% Si), que já foi amplamente estudada, visando aperfeiçoar as propriedades de termorresistência dos materiais aplicados em linhas de Transmissão e Distribuição de Energia Elétrica. Desta forma em paralelo ao trabalho científico realizado para concretização desta Dissertação, fez-se necessário realizar uma investigação sucinta sobre a adição de Zr e Ti em concentração hipoperitética de 0,22% na liga-base. Os procedimentos experimentais, para a caracterização mecânica e elétrica, foram realizados com os mesmos métodos descritos nesta Dissertação. Para efeito comparativo tem-se os resultados de LRT (MPa) e IACS (%) para o fio de diâmetro de 3 mm, o qual apresentou melhor desempenho.

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

A Tabela A.1 apresenta os resultados de LRT e Perda de LRT para as ligas em estudo e para a liga-base com adições de 0,22% [Zr e Ti], os quais foram submetidas aos ensaios de termorresistividade (tratamentos térmicos) de acordo com o protocolo COPEL (TT230 °C) e a temperaturas mais elevadas TT[310 e 390] °C por uma hora.

Tabela A.1. Valores de LRT e Perdas de %LRT para a Liga-base com adições de 0,26% Zr, 0,26% Ti e 0,22% ZrTi, para fio com $\phi = 3$ mm

$\Phi = 3$ mm	LRT (MPa)			Perdas de %LRT		
	0,26% Ti	0,26% Zr	0,22% ZrTi	0,26% Ti	0,26% Zr	0,22% ZrTi
STT	248	249	241	-	-	-
TT230	228	232	238	8	7	1
TT310	149	202	206	40	19	15
TT390	134	176	191	46	29	21

Fonte: Autor

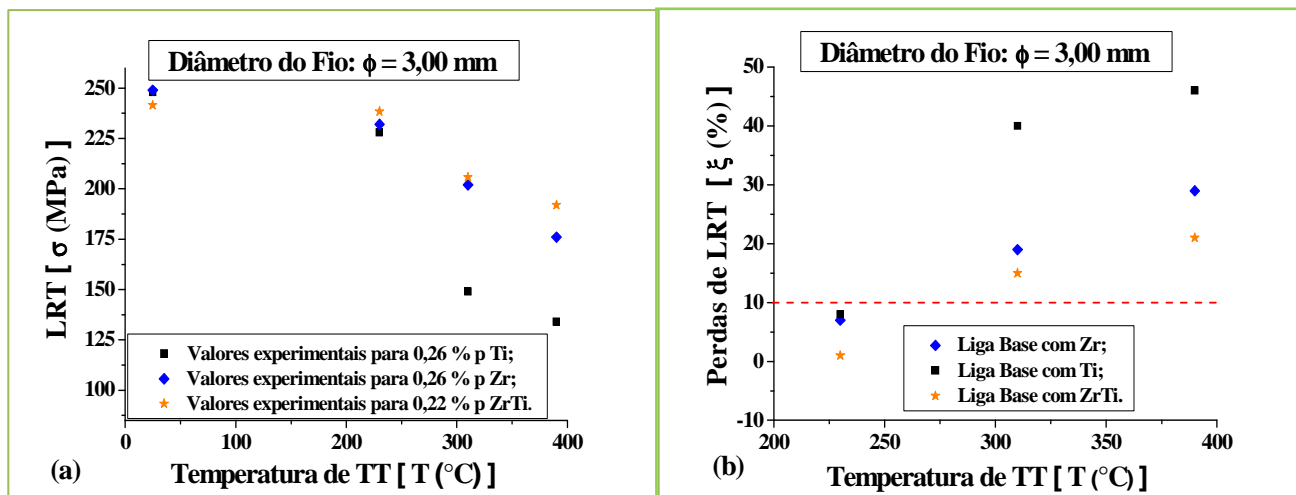
Na Figura A.1 são representados os dados obtidos para a liga-base com 0,22% ZrTi, notando-se que seus resultados tem uma tendência de menor perda de % LRT e às demais, ou seja, de maior estabilidade térmica, característica imposta pelas propriedades do Zr e do Ti na liga-base. Estes elementos têm a tendência de formar a partícula Al-ZrTi, que segundo KNIPLING (2008), propicia à liga uma melhor resistência ao crescimento da partícula nanométrica Al_3ZrTi (dispersóides), desta forma, atrasando ou suavizando o fenômeno de recuperação/recristalização (diminuição do LRT pelo desemaranhamento das discordâncias e pela grande distorção na rede cristalina causada pelo tamanho das partículas Al-ZrTi).

A liga-base com adição de 0,26% Zr submetida à solidificação convencional proporciona a nucleação de partículas nanométrica, chamadas de trialumínio de Zr (Al_3Zr) com a estrutura metaestável $D0_{22}$ ou $D0_{23}$ (Figura 2.5), distorcendo a rede cristalina (por ser incoerente com a mesma) e modificando as propriedades do material.

A liga-base com adição de 0,26% Ti, por sua vez ao solidificar-se apresenta boa formação de partículas primárias – Al_3Ti , coerente com a matriz, o que proporciona o alto potencial de refinar os grãos da liga (KNIPLING, 2006).

Os resultados apresentados na Figura A.1, apontam para uma ação superior do Ti, quando associado com o Zr, em uma mesma liga, potencializando o desempenho eletromecânico. Entende-se que este comportamento é muito promissor para o uso em cabos de transmissão e distribuição de energia elétrica.

Figura A.1. Comparação do (a) LRT e (b) das Perdas de LRT [%] para a liga base modificada com 0,26% Zr, com 0,26% Ti e 0,22% ZrTi: $\phi = 3$ mm



Fonte: Autor

CARACTERIZAÇÃO ELÉTRICA

A Tabela A.2 apresenta os resultados de IACS (%) e de Ganho de % IACS para as ligas tratadas na Dissertação e para a liga-base com adições de 0,22% Zr e Ti.

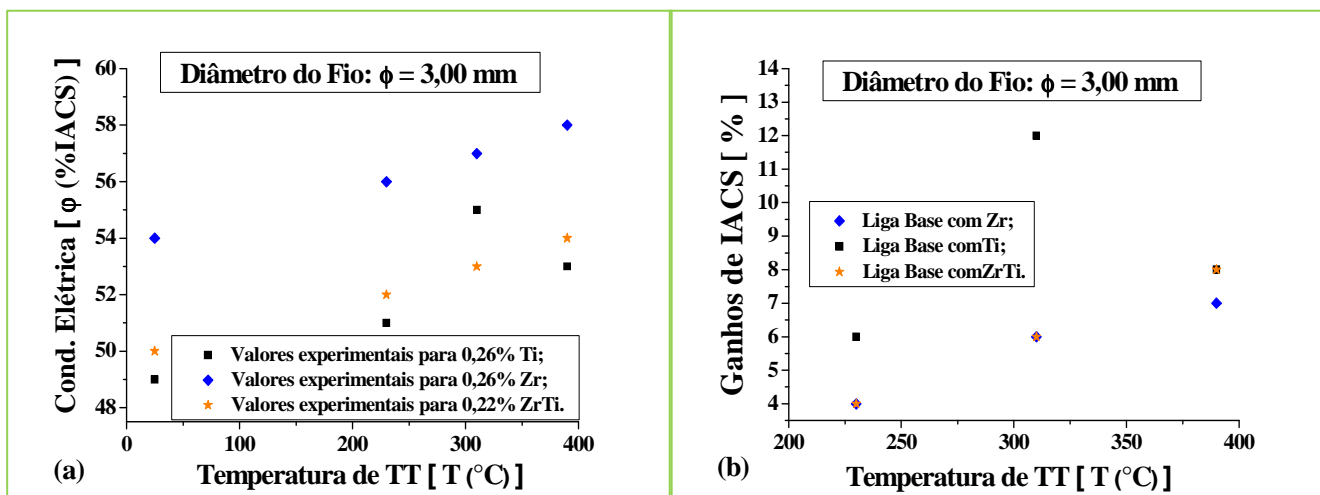
Tabela .A.2. Valores de IACS (%) e Ganho de % IACS para as ligas 0,26% Zr, 0,26% Ti e 0,22% ZrTi, para o fio de diâmetro de 3 mm

$\Phi = 3 \text{ mm}$		IACS (%)			Ganho de % IACS	
TT (°C)	0,26% Ti	0,26% Zr	0,22% ZrTi	0,26% Ti	0,26% Zr	0,22% ZrTi
STT	49	54	50	-	-	-
TT230	52	56	52	6	4	4
TT310	55	57	53	12	6	6
TT390	53	58	54	8	7	8

Fonte: Autor

O resultado de %IACS para a liga com 0,22% ZrTi, Figura A.2, apresentou-se com a mesma tendência das ligas em estudo, porém com resultados ligeiramente superiores em relação à liga com 0,26% Ti.

Figura A.2. Comparação da (a) condutividade elétrica (IACS [%]) e (b) ganhos de IACS [%] para a liga base modificada com 0,26% Zr, com 0,26% Ti e 0,22% ZrTi: $\phi = 3,00 \text{ mm}$



Fonte: Autor

Este comportamento pode estar relacionado com a nucleação dos trialuminetos mais complexos de ZrTi [Al_3ZrTi], os quais naturalmente apresentam menores mobilidades, na matriz de Al, por ser maior e mais difícil de dissociar-se, e como consequência necessita de um maior tempo de recuperação/recristalização para apresentar melhores propriedades. A Figura A.2(b) mostra o Ganho de % IACS crescente para as ligas, porém a liga com ZrTi, apresenta-se com maior inclinação de crescimento.

A análise desta liga (Al – 0,05% Cu – [0,24 a 0,28]% Fe – 0,7% Si – 0,22% Zr – 0,22% Ti) apresenta o comportamento da liga-base com adição dos dois principais elementos ligantes do trabalho, os quais juntos promovem um diferente comportamento eletromecânico no material, que devem-se ser estudados com mais profundidade, pois seus resultados são promissores.