



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

Washington Luis Reis Santos

**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**

**Belém
2010**

Washington Luis Reis Santos

**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 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
2010**

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

F866c Santos, Washington Luis Reis

Efeitos de teores de Zr sobre as propriedades mecânicas e elétricas de ligas Al-Ec-Si aplicadas na elaboração de ligas para Tx e Dx de energia elétrica/ Washington Luis Reis Santos; orientador José Maria do Vale Quaresma. – Belém, 2010.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Pará. Instituto de tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2010.

1. Ligas Termorresistentes. 2. Tratamentos Térmicos. 3. Resistência Mecânica. 4. Cabos de Linhas de Transmissão. I. Quaresma, José Maria do Vale, orientador. II. Título

CDD 19.ed. 669.94

Washington Luis Reis Santos

**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 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:

Banca Examinadora:

JOSÉ MARIA DO VALE QUARESMA, PROF. Dr. - UFPA. Orientador

AMILTON SINATORA, PROF. Dr.- USP/SP.

HILTON TULIO COSTI, PROF, Dr.- MUSEU PARAENSE EMILIO GOELDI.

ALEXANDRE LUIZ AMARANTE MESQUITA, PROF. Dr.- UFPA.

Belém
2010

Primeiramente a Deus, aos meus pais, irmã, tios, amigos e a todos que tornaram possíveis a elaboração deste trabalho.

AGRADECIMENTOS

Ao eterno criador que nos permite, não apenas viver, mas nos dá oportunidade da evolução moral e intelectual.

Aos meus pais e minha irmã pelo amor, carinho e apoio nos diversos momentos. A vocês muito obrigado.

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

A UFPA, a CAPES/CNPq, a Eletronorte e ao Grupo ALUBAR, pelo suporte técnico e apoio financeiro para confecção deste trabalho.

Aos companheiros do grupo GPEMAT: Alberto, Amanda, Djanir, Edson Emmanuelle, Iramar, Kazuo, Luciana, Matheus, Patrick, Paulo e Thamy pela amizade e apoio na realização deste trabalho.

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

RESUMO

Este trabalho objetiva desenvolver uma análise da influência do Zr na modificação de características importantes em ligas de Al-EC-Si para aplicação como condutor de energia elétrica, almejando obter-se 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 base o teor de 0,7% de Si, e em seguida, variando-se diferentes teores de Zr. Com o intuito de precipitar as partículas de segunda fase chamadas de dispersóides, que tem como principal característica a retenção da microestrutura deformada quando exposta a altas temperaturas, foi necessário submeter as ligas a um tratamento térmico de 310 °C durante 24 horas afim de provocar o surgimento dos finos dispersóides de Al₃Zr. Foram estabelecidas duas etapas para obtenção dos resultados: A ETAPA I composta da solidificação, usinagem e deformações obtidas com as ligas, gerando os fios que foram utilizados em todos os ensaios. A ETAPA II repete os mesmos procedimentos adotados na ETAPA I, porém é feito um tratamento térmico de 310°C por 24 horas antes da deformação. A caracterização das amostras dos fios de cada liga quanto à termorresistividade, que obedeceu a exigência da COPEL (Companhia Paranaense de Energia), sendo submetidos à temperatura de 230 °C por uma hora e foram feitos também tratamentos térmicos na temperatura de 310 e 390°C, com a finalidade de se avaliar a estabilidade térmica das ligas estudadas. Verificou-se de maneira geral que teores crescentes de Zr provocam um refinamento de grão e aumentam o LRT e a estabilidade térmica da liga, tanto na ETAPA I quanto na ETAPA II. Foi observado ainda que na ETAPA I, a condutividade foi bastante afetada pelos teores de Zr, e que a inserção do tratamento térmico da ETAPA II melhorou a capacidade de conduzir energia elétrica na liga, particularmente para o diâmetro que sofreram maior deformação.

Palavras-Chaves: Ligas Termorresistentes, Tratamentos Térmicos, Resistência Mecânica, Cabos de Linhas de Transmissão

ABSTRACT

This paper aims to develop an analysis of the influence of Zr in the modification of important characteristics of Al-EC-Si alloys used in electrical conductors, aiming to obtain heat resistant properties. For this study, the alloys were obtained by direct casting in a U-shaped ingot mold, from the Al-EC, with a base Si content of 0,7%, and then varying with different amounts of Zr. Intending to precipitate second phase particles called dispersoid, whose main characteristic is the retention of the deformed microstructure when exposed to high temperatures, it was necessary to submit the alloys to a heat treatment of 310 °C for 24 hours in order to cause the appearance of fine dispersoids of Al₃Zr. Two steps were established to obtain the results: The Step I was composed of solidification, machining and deformation obtained with the alloys, generating the wires used in all tests. The Step II repeats the same processes adopted in the Step I, however a heat treatment of 310 °C for 24 hours was made before deformation. The heat resistance characterization of the specimens of each alloy followed the requirements of COPEL (Companhia Paranaense de Energia Elétrica) when submitted to temperatures of 230 °C for 24 hours, and heat treatments at temperatures of 310 °C and 390 °C were also made to evaluate the thermal stability of the alloys. In general, it was observed that crescent contents of Zr results in a grain refinement and a increase of the Ultimate Tensile Strength and thermal stability of the alloy, both in the Step I and Step II. It was also observed that in Step I, the electrical conductivity was severely affected by the Zr contents and the addition of heat treatment in Step II increased the electrical conductivity of the alloy, particularly to diameters that suffered higher deformation.

Key Words: Heat-resistant alloys, Heat Treatment, Mechanical Strength.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Capítulo 2

Figura 2.1- Propriedades físicas do alumínio (RUSSEL e LEE 2005).....	22
Figura 2.2- Comparação da condutividade elétrica do alumínio com outros metais (COBDEN 1994).....	23
Figura 2.3- Influência dos elementos de liga sobre a condutividade elétrica do alumínio. (HORIKOSHI et. al.2006).....	25
Figura 2.4 – propriedades físicas do Zircônio (RUSSEL e LEE 2005).....	28
Figura 2.5 – Partículas primárias de silício em uma liga de Al-Si hipereutética (Handbook de Alumínio 2007).....	30
Figura 2.7 - diagrama de fase de Alumínio-cobre mostrando as três etapas do tratamento térmico de envelhecimento e as microestruturas produzidas durante o processo (ASKELAND 2002).....	32
Figura 2.8 – Exemplos de dispersóides. (a) Partículas de Al_3Sc (A. TOLLEY et.al, 2004) (b) Fina dispersão de partículas exercendo fixação nos subgrãos e deste modo inibindo a recuperação e aumentando a temperatura de recristalização em AW 1200 (ALUMATTER,2010).....	33
Figura 2.9- Concentração de discordâncias (Floresta) em região adjacente a um contorno de grão TEM 60000x (SCHAKELFORD, 2000).....	35
Figura 2.10 – Variação das propriedades mecânicas em função da deformação a frio (DIETER, 1984).....	36
Figura 2. 11 – Vacâncias observadas no TEM. (a) Vacâncias combinadas em forma complexas de disco no Zinco resfriado bruscamente (b) Alta densidade de vacâncias em uma liga de Al- 4% Cobre resfriada bruscamente (ZLATEVA E MARTINOVA, 2008).....	36
Figura 2.12 - Discordâncias parciais delimitando defeitos de empilhamento (PADILHA, 2000).....	37
Figura 2.13 – (a) Desenho esquemático do arranjo celular de discordâncias em grão encruado (PADILHA E SICILIANO, 1996). (b) Estrutura celular no Al-1050 pós deformação (Gracio et. al 2000).....	38

Capítulo 3

Figura 3.1 - Fluxograma detalhando as operações metalúrgicas e de caracterização para as ligas Al-0,7% Si da Etapa 1 modificadas com diferentes teores de Zr.....	43
Figura 3.2 - Difusão dos metais de transição no Al (DUNAND, 2010).....	44
Figura 3.3 - Fluxograma detalhando as operações metalúrgicas e de caracterização para as ligas Al-0,7%Si da Etapa II modificadas com diferentes teores de Zr.....	45
Figura 3.4 – Equipamentos utilizados para preparação das ligas: (a) Serra fita, (b) balança digital e (c) forno utilizado na preparação das ligas.....	46
Figura 3.5 – Esquema de preparação e obtenção das ligas fundidas: (a) fundição do material; (b) injeção de argônio; (c) coleta de amostras para análise química.....	47
Figura 3.6 – Laminador elétrico duo reversível: (a) Laminador “corpo” inteiro; (b) detalhe do canal de laminação.....	48
Figura 3.7 – Multiohmímetro (ponte de kelvin) MEGABRÁS modelo MPK-2000.....	49
Figura 3.8 - KRATOS, modelo IKCL1-USB.....	51
Figura 3.9 (a) Corpo de prova ensaiado identificando as regiões que serão analisadas, (b) Ultra som modelo METASOM – 14 e (c) Corpo de prova embutido com cortes Longitudinal e Transversal.....	52
Figura 3.10 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) utilizado nas análises das fraturas e das regiões transversais e longitudinais.....	52

Capítulo 4

Figura 4.1- Diagrama de Fase do Binário Al-Zr com a identificação das ligas utilizadas e macrografias mostrando a evolução da estrutura bruta de fusão com a modificação dos teores de Zr.....	54
--	----

Figura 4.2 - Diagrama esquemático mostrando o equilíbrio e o não-equilíbrio da liquidus das ligas de Al-Zr, e ilustrando a escolha correta da temperatura e taxas de resfriamento no vazamento durante a solidificação para a completa introdução do Zr na solução sólida super saturada (ZOLOTOREVSKY et al. 2007).....	55
Figura 4.3 - Influencia da temperatura de fundição (a) taxa de resfriamento (b) sobre a solubilidade do zircônio em solução sólida (Sistema binário) (ZOLOTOREVSKY et al. 2007).....	56
Figura 4.4 - Microestruturas obtidas na liga Al-0,7%Si sem a adição de Zr. (a) ampliação de 1000X, (b) ampliação de 2500X, mostrando morfologia de tipo “escrita chinesa”.....	57
Figura 4.5 – Microestrutura da liga Al-0,7%Si sem adição de Zr, com indicação dos pontos de analisados por EDS.....	58
Figura 4.6 - Microestruturas obtidas na liga Al-0,7%Si com a adição de 0,11% Zr. (a) ampliação de 1000X, (b) ampliação de 2000X, observando-se estruturas com morfologia de tipo “escrita chinesa”.....	59
Figura 4.7 – Microestrutura da liga Al-0,7% Si, com 0,11% de Zr, com indicação dos pontos analisados por EDS.....	60
Figura 4.8 - Microestruturas obtidas na liga Al-0,7%Si com a adição de 0,26% de Zr. (a) ampliação de 1000X, (b) ampliação de 1500X, observando-se estruturas com morfologia tipo “escrita chinesa”.....	61
Figura 4.9 – Microestrutura da liga Al-0,7%Si, com 0,26% de Zr, com indicação dos pontos analisados por EDS.....	62
Figura 4.10 - Microestruturas obtidas na liga Al-0,7%Si com a adição de 0,35% de Zr. (a) ampliação de 1000X, (b) ampliação de 1500X estruturas com morfologia de escrita chinesa.....	63
Figura 4.11 – Microestrutura da liga Al-0,7%Si, com 0,35% de Zr, com indicação dos pontos analisados por EDS.....	64
Figura 4.12 - Microestruturas obtidas na liga Al-0,7%Si com a adição de 0,45% de Zr. (a) ampliação de 1000X,(b) ampliação de 1000X (c) ampliação de 5000X estruturas com morfologia de escrita chinesa.....	65
Figura 4.13 – Microestrutura da liga Al-0,7%Si, com 0,45% de Zr, com indicação dos pontos analisados por EDS.....	66
Figura 4.14 – Resultados da Caracterização Mecânica da Etapa I para os diâmetros [4; 3,8; 3 e 2,7] mm. Em [A] sem Trat. Térmico; em [B] com Trat. Térmico a 230°C;	

em [C] com Trat. Térmico a 310°C; em [D] com Trat. Térmico a 390°C e em [E]	
Relação das perdas ocorridas.....	69
Figura 4.15 – Resultados da caracterização elétrica da Etapa I para os diâmetros [4;	
3,8; 3 e 2,7] mm. Em [A] sem Trat. Térmico; em [B] com Trat. Térmico a 230°C; em	
[C] com Trat. Térmico a 310°C em [D] com Trat. Térmico a 390°C e em [E] relação	
dos ganhos ocorridos.....	71
Figura 4. 16 – Comparação das fraturas da liga Al-0,7% Si – 0,26 % Zr nos	
diâmetros [4;3.8;3,0 e 2.7] mm Sem Tratamento Térmico [STT].....	73
Figura 4.17 – Comparação das fraturas da liga Al-0,7% Si – 0,26 % Zr no diâmetro	
de 3 mm Sem Tratamento Térmico [STT] e com diferentes tratamentos térmicos por	
1 hora. [STT]; [TT230]; [TT310]; [TT390].....	75
Figura 4.18 – Resultados da Caracterização Mecânica da Etapa II para os diâmetros	
[4; 3,8; 3 e 2,7] mm. Em [A] sem Trat. Térmico; em [B] com Trat. Térmico a 230°C;	
em [C] com Trat. Térmico a 310°C; em [D] com Trat. Térmico a 390°C e em [E]	
Relação das perdas ocorridas.....	77
Figura 4.19 – Resultados da caracterização elétrica da Etapa II para os diâmetros [4;	
3,8; 3 e 2,7] mm. Em [A] sem Trat. Térmico; em [B] com Trat. Térmico a 230°C; em	
[C] com Trat. Térmico a 310°C em [D] com Trat. Térmico a 390°C e em [E] relação	
dos ganhos ocorridos.....	79
Figura 4.20 – Comparação das fraturas da liga Al-0,7% Si – 0,26 % Zr nos diâmetros	
[4;3.8;3,0 e 2.7] mm tratados termicamente na ETAPA II.....	81
Figura 4.21- Comparação das fraturas da liga Al-0,7% Si – 0,26 % Zr na Etapa 2 no	
diâmetro de 3 mm Sem Tratamento Térmico [STT] e com diferentes tratamentos	
térmicos por 1 hora. [STT]; [TT230]; [TT310]; [TT390].....	83
Figura. 4.22 - Caracterização mecânica da ETAPA I, Variação do LRT em função da	
temperatura do tratamento térmico. material laminado a frio até o diâmetro de 3 mm	
(com 90% de deformação).....	85
Figura 4.23 Caracterização mecânica da ETAPA I, Perdas de Resistência em função	
de diferentes temperaturas de tratamento térmico durante 1h.....	86
Figura 4.24 – Caracterização elétrica da ETAPA I, Condutividade em % IACS em	
função de diferentes temperaturas de tratamento térmico durante 1h.....	87
Figura 4.25 – Caracterização elétrica da ETAPA I, Relação de % de ganhos em	
função de diferentes temperaturas de tratamento térmico durante 1h.....	88

Figura 4.26 - Caracterização mecânica da ETAPA II, variação do LRT em função da temperatura do tratamento térmico. material laminado a frio até o diâmetro de 3 mm (com 90% de deformação).....	90
Figura 4.27 - Caracterização mecânica da ETAPA II, Perdas de Resistência em função de diferentes temperaturas de tratamento térmico durante 1h.....	91
Figura 4.28 – Caracterização elétrica da ETAPA II, Condutividade em % IACS em função de diferentes temperaturas de tratamento térmico durante 1h.....	92
Figura 4.29 – Caracterização elétrica da ETAPA II, Relação de % de ganhos em função de diferentes temperaturas de tratamento térmico durante 1h.....	93

LISTA DE TABELAS

CAPITULO 4

Tabela 4.1 – Composição química das ligas de alumínio modificadas com Zircônio.....	53
Tabela 4.2 – composição química dos pontos analisados na figura 4.5 da liga sem Zr.....	56
Tabela 4.3 – Composição química semiquantitativa em pontos da liga Al-0,7%Si sem Zr, indicados na Figura 4.5.....	58
Tabela 4.4 – Composição química semiquantitativa em pontos da liga Al-0,7% Si, com 0,11% de Zr, indicados na Figura 4.7.....	59
Tabela 4.5 – Composição química semiquantitativa em pontos da liga Al-0,7%Si, com 0,26% de Zr, indicados na Figura 4.9.....	61
Tabela 4.6 – Composição química semiquantitativa em pontos da liga Al-0,7%Si, com 0,35% de Zr, indicados na Figura 4.11.....	63
Tabela 4.7 - Composição química semiquantitativa em pontos da liga Al-0,7%Si, com 0,45% de Zr, indicados na Figura 4.13.....	66
Tabela 4. 8 – Correlação entre diâmetro do corpo de prova, limite de resistência à tração (LRT) e temperatura de tratamento térmico.....	68
Tabela 4.9 - Correlação entre diâmetro do corpo de prova, condutividade IACS e temperatura de tratamento térmico.....	70
Tabela 4.10 – Correlação entre diâmetro do corpo de prova, limite de resistência à tração (LRT) e temperatura de tratamento térmico (T.T).....	76
Tabela 4.11 - Correlação entre diâmetro do corpo de prova, condutividade IACS e temperatura de tratamento térmico.....	78
Tabela 4.12 – Resultados experimentais da determinação do LRT em corpos de prova da liga Al-0,7%Si com diâmetro de 3 mm e diferentes teores de Zr, sem	

tratamento térmico (S.T.T.) e após serem submetidos à ETAPA I, com tratamento térmico à 230, 310 e 390°C.....	85
Tabela 4.13 – Resultados experimentais da condutividade elétrica da liga Al-0,7%Si, com diferentes teores de Zr, sem tratamento térmico (S.T.T.) e após a aplicação da ETAPA I, com tratamento térmico à 230, 310 e 390°C.....	87
Tabela 4.14 - Resultados experimentais da determinação do LRT em corpos de prova da liga Al-0,7%Si com diâmetro de 3 mm e diferentes teores de Zr, sem tratamento térmico (S.T.T.) e após serem submetidos à ETAPA II, com tratamento térmico à 230, 310 e 390°C.....	90
Tabela 4.15 - Resultados experimentais da condutividade elétrica da liga Al-0,7%Si, com diferentes teores de Zr, sem tratamento térmico (S.T.T.) e após a aplicação da ETAPA II, com tratamento térmico à 230, 310 e 390°C.....	92

SIMBOLOGIA

SÍMBOLO	SIGNIFICADO	UNID.
A	área de secção transversal	mm ²
d	diâmetro	mm
L	comprimento	cm
L ₀	comprimento corrigido	cm
R	resistência	m/ohm
R _t	resistência a t °C	ohm
R ₂₀	resistência a 20 °C	ohm
R _v	resistência elétrica por unidade de comprimento a 20 °C	ohm/m
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
$\bar{\sigma}$	tensão	MPa
ρ_c	resistência volumétrica	ohm x mm ² /m

SUB – ÍNDICES

SIMBOLO	SIGNIFICADO
E1	ETAPA I
E2	ETAPA II
EC	eletrocondutor

LRT	limite de resistência a tração
STT	sem tratamento térmico
CTT	com tratamento térmico

SUMÁRIO

<u>1. INTRODUÇÃO.....</u>	<u>20</u>
<u>1.1. OBJETIVOS DO TRABALHO.....</u>	<u>22</u>
<u>1.1.1. GERAL.....</u>	<u>22</u>
<u>1.1.2. ESPECÍFICO.....</u>	<u>22</u>

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
2.1. O alumínio	23
2.2. Elementos de Liga.....	26
2.2.1. Características do Ferro em Ligas de Alumínio.....	26
2.2.2. Características do Cobre em Ligas de Alumínio.....	27
2.2.3. Características do Silício em Ligas de Alumínio.....	27
2.2.4. Características do Zircônio em Ligas de Alumínio.....	28
2.3. Partículas de Segunda Fase.....	29
2.3.1. Partículas Primárias	30
2.3.2. Constituintes.....	31
2.3.3. Precipitados.....	32
2.3.4. Dispersóides	33
2.4. Modificações Estruturais do Metal.....	34
2.4.1. Conformação Plástica.....	34
2.4.2 Encruamento.....	35
2.4.3. Fatores que afetam a estrutura dos metais deformados.....	38
2.4.3.1. Energia de Falha de Empilhamento (EFE).....	38
2.4.3.2. Átomos de soluto.....	39
2.4.3.3. Temperatura de deformação	40
2.4.3.4. Influência do tamanho de grão inicial.....	40
2.5. Recuperação.....	40
2.6. Recristalização	41
3. MATERIAIS E MÉTODOS	43
3.1. ETAPA I.....	43
3.2. ETAPA II.....	45
3.3. Teste de Termorresistividade.....	49
3.4. Caracterização Elétrica das Ligas.....	49
3.5. Caracterização Mecânica das Ligas.....	51
3.6. Caracterização Estrutural da Liga.....	52
3.6.1. Preparação das Amostras para Análise Estrutural.....	52
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	54
4.1. Composição Química das Ligas.....	54
4.2. Efeitos do Zircônio na Estrutura Bruta de Fusão.....	54
4.2.1. Teoria do Diagrama de Fases.....	54
4.2.2. Análise da Estrutura Bruta de Fusão via MEV.....	58
4.2.2.1 Análise da liga Al-0,7%Si sem adição de Zr.....	58
4.2.2.2. Análise da liga Al-0,7%Si com adição de 0,11% de Zr.....	60
4.2.2.3. Análise da liga Al-0,7%Si com adição de 0,26% de Zr.....	61
4.2.2.4. Análise da liga Al-0,7%Si com adição de 0,35% de Zr.....	63
4.2.2.5. Análise da liga Al-0,7%Si com adição de 0,45% de Zr.....	65
4.3. Caracterização da Liga com 0,26% de Zr.....	68
4.3.1. ETAPA I.....	68
4.3.1.1. Caracterização Mecânica	68
4.3.1.2. CARACTERIZAÇÃO ELÉTRICA.....	71
4.3.1.3. Caracterização Estrutural.....	73
4.3.1.4. Fractografia do $\phi=3\text{mm}$ (com e S.T.T).....	75
4.3.2. ETAPA II.....	77
4.3.2.1. Caracterização Mecânica	77
4.3.2.2. Caracterização Elétrica.....	79
4.3.2.3. Caracterização Estrutural.....	81
4.3.2.4. Fractografia de corpos de prova com $\phi=3\text{mm}$ (com e sem tratamento térmico).....	83

4.4. Caracterização das Ligas com Diferentes Teores de Zr.....	85
4.4.1. ETAPA I.....	85
4.4.1.1. Caracterização Mecânica.....	85
4.4.1.2. Caracterização Elétrica.....	87
4.4.2. Resultados da ETAPA II.....	90
4.4.2.1. Caracterização Mecânica.....	90
4.4.2.2. Caracterização Elétrica.....	92
5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	94
5.1 Conclusões.....	94
ETAPA I.....	94
ETAPA II.....	95
5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	96
REFERÊNCIAS.....	97

Capítulo 1

1. INTRODUÇÃO

O mundo tem assistido nos últimos anos a um aumento constante da demanda de energia elétrica, industrial e doméstica. Devido a esta ampliação, surgem problemas como o aumento de temperatura nos cabos e linhas de transmissão, que tem como principal consequência, a deterioração das características mecânicas. Deste modo, vários países estão realizando pesquisas para o desenvolvimento de uma liga que contenha boas propriedades mecânicas e elétricas e que resista a temperaturas elevadas.

O alumínio devido a sua abundância, leveza e condutividade elétrica já vêm sendo utilizado como um meio para a transmissão de energia há pelo menos 80 anos, porém suas propriedades mecânicas acabam se deteriorando com as temperaturas que algumas linhas estão sendo submetidas.

Pesquisas no Japão na década de 50 e 60 produziram uma série de ligas de alumínio - zircônio que resistem ao efeito do recozimento a altas temperaturas. Nesta época, as altas taxas de crescimento da economia em conjunto com o desenvolvimento industrial intensificaram a demanda por energia elétrica. Essa solução tecnológica foi utilizada já na década de 60 pelo Japão e outros países em desenvolvimento se beneficiam deste novo material para suprir a sua demanda populacional e industrial.

O Brasil, enquanto país em desenvolvimento, destaca-se no crescimento do consumo de energia em relação aos países mais desenvolvidos de acordo com Ambrosi e Gonzatto (1993). Em termos de energia elétrica, o crescimento, em média, é de 8 % ao ano para um crescimento econômico em torno de 1% ao ano; enquanto que nos países desenvolvidos o índice de crescimento aproxima-se de 1%. Isto significa dizer que, enquanto nos países em desenvolvimento, como o Brasil, a necessidade de duplicação de sua capacidade de oferta de energia está em torno de oito anos em média, nos países desenvolvidos, isto acontece a cada sessenta e quatro anos. Programas governamentais como a “LUZ PARA TODOS” ao elevar o consumo de energia

elétrica, naturalmente provocará a necessidade de mais energia e que naturalmente devesse vir de fontes das mais variadas distâncias até os consumidores. Estes fatores podem fortemente contribuir para o envelhecimento da estrutura da rede de transmissão e distribuição de energia existente na nação, com conseqüências alarmantes.

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

Se, por um lado, temos o desafio de megas investimentos na feitura de novas linhas, por outro, podemos aumentar a capacidade de transmissão e distribuição de energia elétrica das linhas atualmente existentes usando estas ligas de Al-Zr. Neste caso, com investimentos menores por exigirem pequenas modificações, mas que podem trazer um incremento da temperatura operacional, sem aumentar as perdas de Joule-efeito, enquanto limita a flecha dentro de valores aceitáveis nas instalações existentes.

Baseados nestes fatos este trabalho propôs-se a estudar o comportamento elétrico e mecânico de uma liga de alumínio com diferentes adições do elemento Zr a caracterizando como uma liga conhecida como TAL *Thermal resistant Aluminium Alloy* (Liga de alumínio termorresistente) para a utilização na transmissão e distribuição de energia elétrica.

1.1. OBJETIVOS DO TRABALHO

1.1.1. GERAL

Este trabalho objetiva analisar o efeito de diferentes teores [0,11; 0,26; 0,35 e 0,45] % de Zr, sobre uma liga base Al-EC- 0,7% Si, para fins de transmissão e distribuição de energia elétrica. Através do estudo das propriedades 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 para corpos de prova do molde “U”.
- Realização de tratamento térmico para a precipitação das partículas dispersóides e avaliação do mesmo.
- Realização de tratamentos térmicos para avaliar as características de termorresistencia das ligas.
- Avaliar os resultados obtidos através da sua caracterização elétrica e mecânica.

Capítulo 2

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. O alumínio

O alumínio é um metal leve atóxico e não magnético pertencente ao sistema cúbico de face centrada, C.F.C, tendo uma condutibilidade térmica, inferior somente às da prata, cobre e ouro, tornando-o adequado para aplicações em equipamentos destinados a permuta de calor. Tem a segunda maior condutividade elétrica dos metais não preciosos, perdendo apenas para o cobre. Estas características aliadas à abundância do seu minério principal vêm tornando o alumínio o metal mais importante, após o ferro. (CHIAVERINI 2003) A figura 2.1 mostra a comparação de algumas propriedades físicas do Al com outros metais.

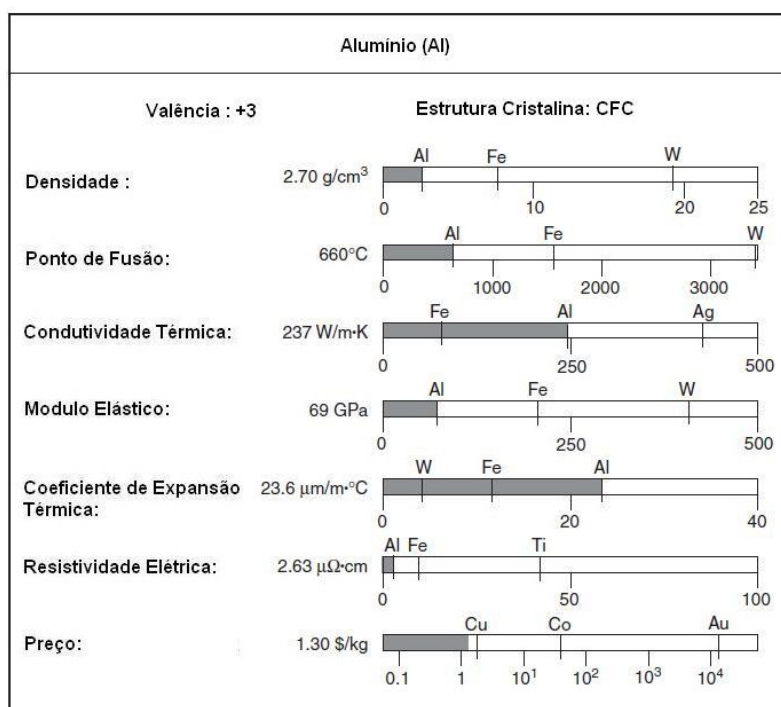


Figura 2.1- Propriedades físicas do alumínio (RUSSEL e LEE 2005)

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

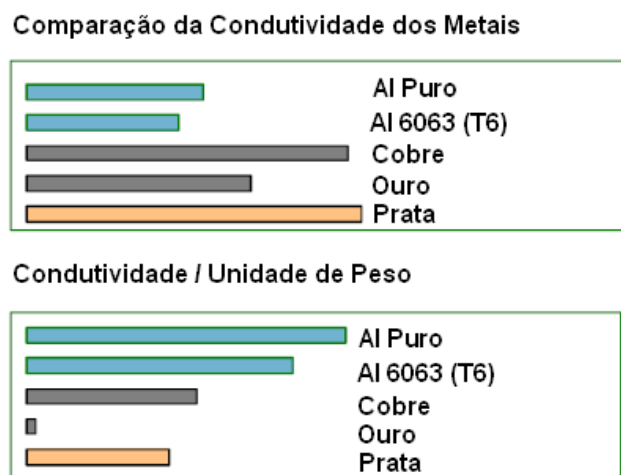


Figura 2.2- Comparação da condutividade elétrica do alumínio com outros metais (COBDEN 1994).

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 química e tratamento térmico. A adição de outros metais para a formação de ligas diminui a condutividade elétrica do alumínio, porém esta inserção provoca benefícios adicionais como o aumento na resistência mecânica. O tratamento térmico também afeta a condutividade destes elementos em solução sólida produzindo melhor resistência do que os constituintes dissolvidos. A Figura 2.3 mostra a influência da adição de elementos 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 e transmissão de energia (COBDEN, 1994). 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 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.

Quando o cabo de alumínio entrou em grande uso no início desse século, experiências indicaram a necessidade de um condutor com uma maior relação resistência/peso. Por isso, em 1907, um novo cabo composto de alumínio e aço foi introduzido, o Cabo de Alumínio com Alma de Aço – CAA. Esse cabo combinou o baixo peso e a alta corrente do alumínio com a resistência mecânica do aço galvanizado, obtendo aceitação rápida e sendo muito utilizado em todo o mundo. A ótima condutividade do cabo CAA juntou-se à sua excelente relação resistência/peso e à facilidade de manuseio, fazendo dele o cabo mais utilizado para a eletrificação rural nos Estados Unidos (NASCIMENTO, 2004).

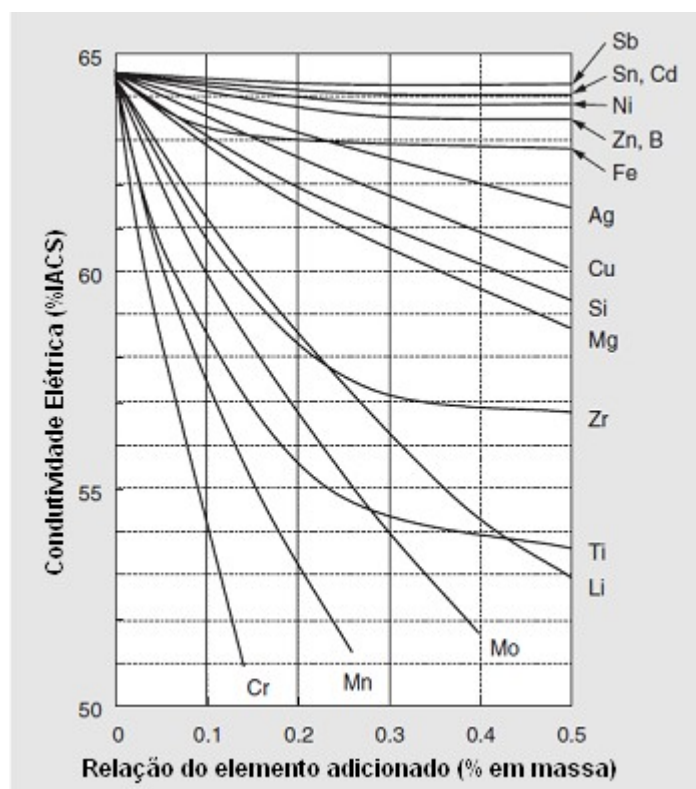


Figura 2.3- Influência dos elementos de liga sobre a condutividade elétrica do alumínio (HORIKOSHI et. al.2006)

2.2. Elementos de Liga

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

Todas as ligas comerciais contêm cerca de 0,1 a 0,4 por cento de ferro (Fe), em peso. Este teor de ferro pode ser visto como uma impureza no alumínio dependendo das matérias-primas (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 de liga freqüentemente usado em combinação com um ou mais dos principais elementos de liga incluem o bismuto (Bi), boro (B), cromo (Cr), chumbo (Pb), níquel (Ni), titânio (Ti) e zircônio (Zr). Estes elementos são normalmente utilizados em pequenas quantidades (< 0,1 por cento em peso, embora B, Pb e Cr podem conter até 0,5 por cento) para adequar as ligas para fins especiais, agregando com propriedades como fusibilidade, usinabilidade, resistência ao calor, resistência à corrosão, resistência à tração, por se tratar dos elementos que serão utilizados no presente estudo será dada a ênfase no cobre (Cu), ferro (Fe), silício (Si) e zircônio (Zr).

2.2.1. 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). 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 ferro 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 ferro reage com o alumínio formando uma série de fases intermetálicas, as mais comuns das quais 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).

2.2.2. 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 cobre aumenta consideravelmente a resistência mecânica e a dureza do fundido tanto antes como depois do tratamento térmico. É bastante solúvel no alumínio em altas temperaturas (5% a 524°C) e apenas ligeiramente solúvel a temperatura ambiente.

As ligas de alumínio-cobre tem 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 elevadas (KAUFMAN e ROOY, 2004).

2.2.3. Características do Silício em Ligas de Alumínio

O silício é o elemento mais usado comercialmente nas ligas para fundição, pois confere aumento na fluidez ao no 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).

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

2.2.4. Características do Zircônio em Ligas de Alumínio

É conhecido há muito tempo que a adição de pequenas quantidades de zircônio no alumínio causa a diminuição dos tamanhos dos grãos Yanagisawa et. al., (1956), descrevem em suas pesquisas, os efeitos do zircônio no processo de diminuição de grão, quando adicionados a uma liga de alumínio. O efeito de refinamento é menor quando comparado com o titânio. Além disso, o zircônio tende a reduzir o efeito do refinamento de grão do titânio com adições de boro, assim é necessário usar mais titânio – boro para refinar ligas contendo zircônio (ASM INTERNATIONAL, 1998).

Adições de zircônio na faixa de 0,1 e 0,3% são usadas para a formação de precipitados refinados de partículas intermetálicas, que inibem a recuperação e a recristalização. Um elevado número de ligas, particularmente as da família Al-Zn-Mg, usa adições de zircônio para aumentar a 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, ou não sofrerem a uma deterioração considerável, mesmo quando expostas a altas temperaturas de operação, durante longos períodos de tempo (ultrapassando 20 anos) (HANDEL, 2004)

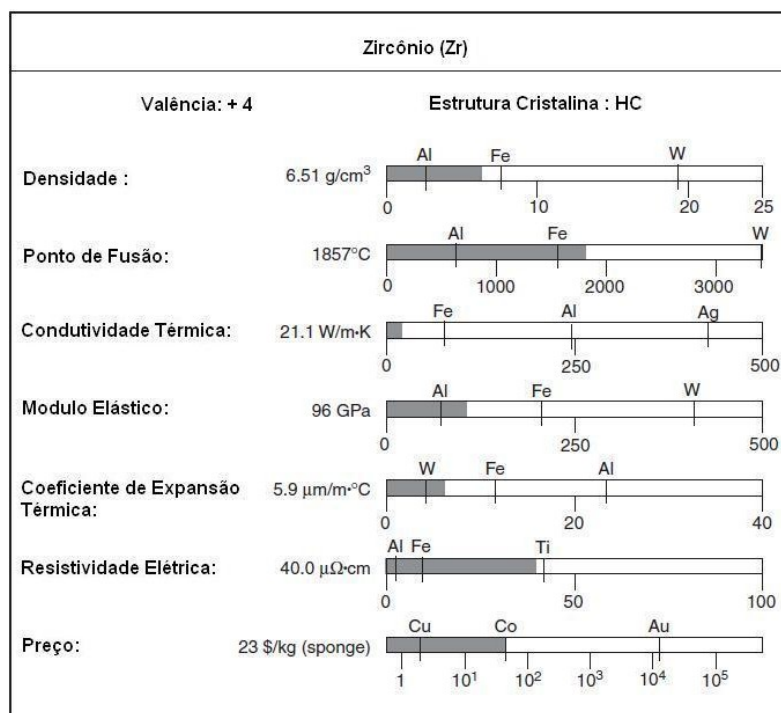


Figura 2.4 – propriedades físicas do zircônio (RUSSEL e LEE 2005)

2.3. 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 tamanho de grão, 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

2.3.1. Partículas Primárias

Partículas primárias referem-se à fase sólida que separa a partir da fundição. Partículas primárias de silício são mostradas na Figura 2.5 formada na fundição, quando a liga de Al-Si hipereutética solidifica por decomposição eutética. A ductilidade decresce com o aumento do tamanho das partículas de silício sendo importante o controle das mesma.

Em ligas trabalhadas, partículas macroscopicamente grandes de Al_7Cr , Al_3Ti e Al_3Zr que podem ser formadas por reação peritética, são indesejáveis se a composição química não for completamente controlada (TIRYAKIOGLU e STALEY 2003; METALLOGRAPHY and MICROSTRUCTURES, 2004).

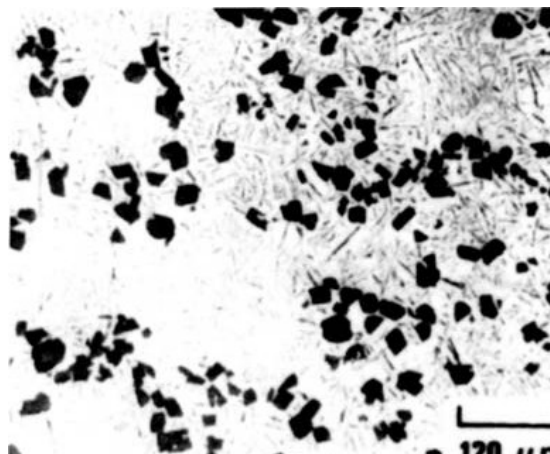


Figura 2.5 – Partículas primárias de silício em uma liga de Al-Si hipereutética.
(TIRYAKIOGLU e STALEY, 2003)

2.3.2. Constituintes

Este composto intermetálico formado 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 2.6 mostra algumas partículas constituintes no alumínio. Muitos desses constituintes solúveis dissolvem também 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.

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

O estudo de Freitas (2010) (onde foi possível definida a liga base Al-Si para a presente pesquisa) demonstra a influência das fases α e β , escrita chinesa e estrutura acicular, respectivamente, ambas as partículas constituintes sobre as propriedades mecânicas e acréscimo de resistência mecânica.

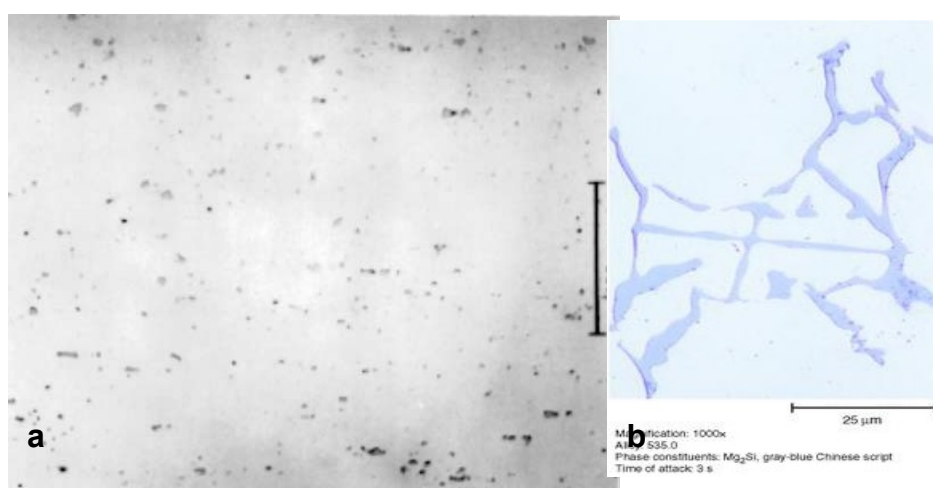


Figura 2.6 – Partículas constituintes no alumínio (a) partícula constituinte em uma chapa de alumínio liga 2024 (TIRYAKIOGLU e STALEY, 2003); (b) Partícula constituinte escrita chinesa (Mg₂Si) em AA 535.0 (METALLOGRAPHY and MICROSTRUCTURES, 2004).

2.3.3. 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 endurecedores. A Figura 2.7 mostra o diagrama da liga de Al-4%Cu com a etapa de tratamento térmico e respectivas microestruturas.

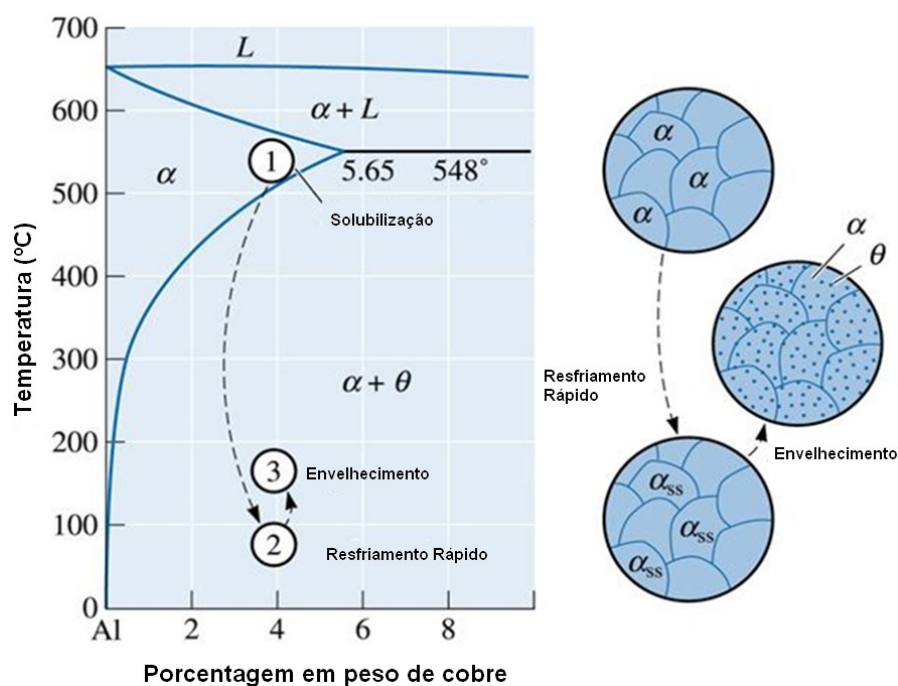


Figura 2.7 - Diagrama de fase de alumínio-cobre mostrando as três etapas do tratamento térmico de envelhecimento e as microestruturas produzidas durante o processo (ASKELAND, 2002).

2.3.4. 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 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 de a dispersão oferecer reforço, a distribuição do 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 (METALLOGRAPHY and MICROSTRUCTURES, 2004). A Figura 2.8 mostra a dimensão dos dispersóides assim como a sua fina dispersão em ligas de Al.

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 subgrãos. A baixa solubilidade na matriz de Al em altas temperaturas favorece a resistência a dissolução durante os tratamentos térmicos e trabalho a quente (RUSSEL e LEE, 2005).

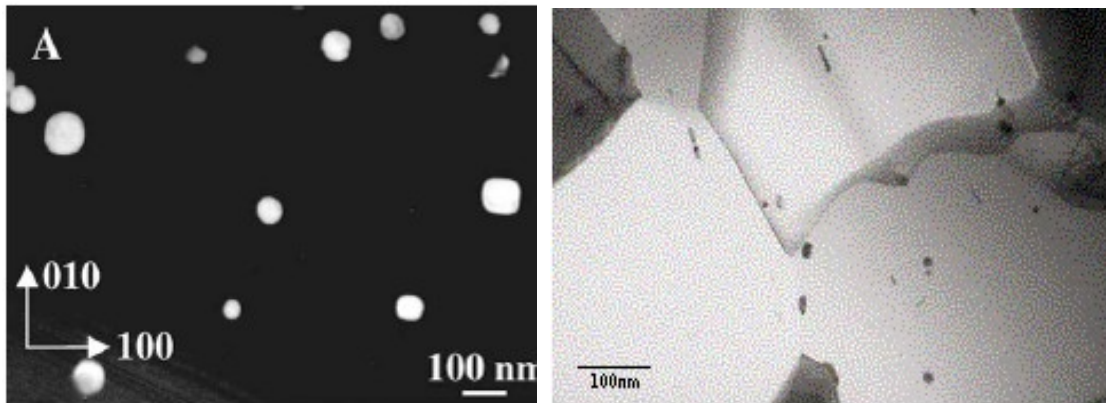


Figura 2.8 – Exemplos de dispersóides. (a) Partículas de Al_3Sc (TOLLEY *et. al.*, 2004) (b) Fina dispersão de partículas exercendo fixação nos subgrãos e deste modo inibindo a recuperação e aumentando a temperatura de recristalização em AW 1200 (ALUMATTER, 2010).

2.4. Modificações Estruturais do Metal.

2.4.1. 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.

2.4.2 Encruamento

O metal quando conformado plasticamente a frio absorve até 10% da energia utilizada em sua deformação, a parte restante perde-se na forma de calor. A energia armazenada no metal é “retida” na forma de energia dos defeitos da rede cristalina, os quais se formam com a deformação plástica (NOVIKOV, 1994).

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 e que são inseridas 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 tão altos quanto 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 2.9 ilustra uma concentração de discordâncias observada em microscópio eletrônico de transmissão (TEM), em uma região adjacente a um contorno de grão.

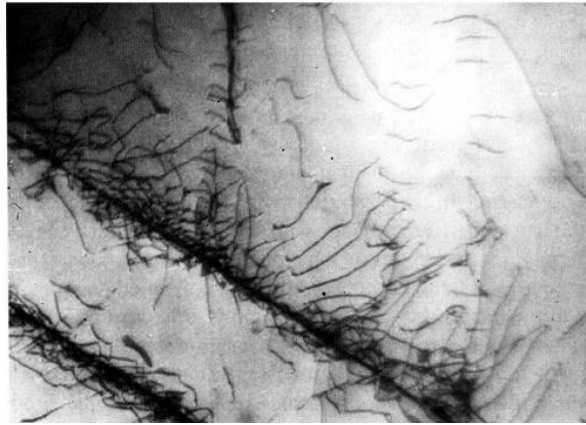


Figura 2. 9 - Concentração de discordâncias (Floresta) em região adjacente a um contorno de grão. Imagem por TEM, com ampliação de 60000x, (SCHAKELFORD, 2000).

A Figura 2.10 apresenta a variação das propriedades mecânicas de um material metálico, quando trabalhado a frio. Podemos observar um aumento constante das tensões limite de escoamento e resistência a tração e uma queda acentuada da ductilidade (estricção e alongamento).

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 à ruptura, inutilizando-o.

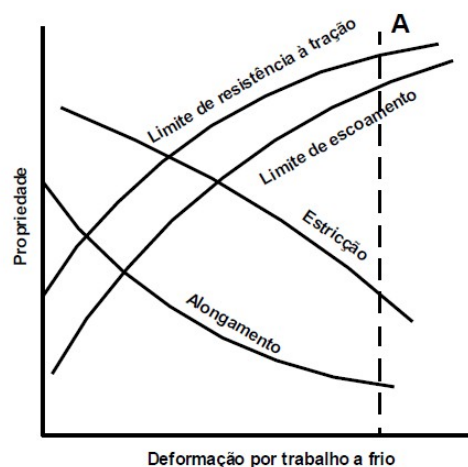


Figura 2.10 – Variação das propriedades mecânicas em função da deformação a frio (DIETER, 1976).

No momento da deformação plástica também são gerados defeitos pontuais, que são chamados de lacunas ou vacâncias, Segundo Zlateva e Martinova (2008), usam em suas pesquisas a seguinte definição: vacâncias são locais do retículo cristalino nos quais 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 a tempera a 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 não é comumente observado em microscópios eletrônicos, quando separados devido a sua pequena dimensão, porém em alguns casos como na figura abaixo na qual a presença de discordâncias mistas (*dislocation loops*) com suas fronteiras complexas resulta em discos de vacâncias visíveis Figura 2.11 a, e a alta densidade de vacâncias complexas (*vacancy loops*) também foram observadas na Figura 2.11b.

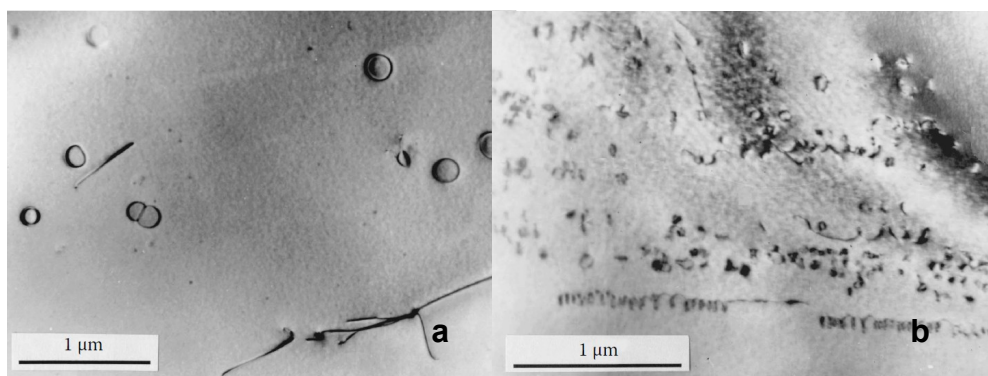


Figura 2. 11 – Vacâncias observadas no TEM. (a) Vacâncias combinadas em forma complexas de disco no Zinco resfriado bruscamente (b) Alta densidade de vacâncias em uma liga de Al- 4% Cobre resfriada bruscamente (ZLATEVA E MARTINOVA, 2008).

Os defeitos pontuais influem em algumas propriedades térmicas e elétricas, podendo-se destacar o ensaio na qual se obtém as medidas de resistividade e condutividade elétrica sendo de extrema valia no estudo de defeitos puntiformes, tais como lacunas, intersticiais e átomos de soluto. Estes

defeitos em virtude de suas pequenas dimensões e baixas energia de formação dificilmente são estudados por técnicas diretas. (PADILHA e SICILIANO, 1996).

2.4.3. 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 serão mostrados outros fatores que afetam a estrutura dos metais deformados.

2.4.3.1. 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 2.12. 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).

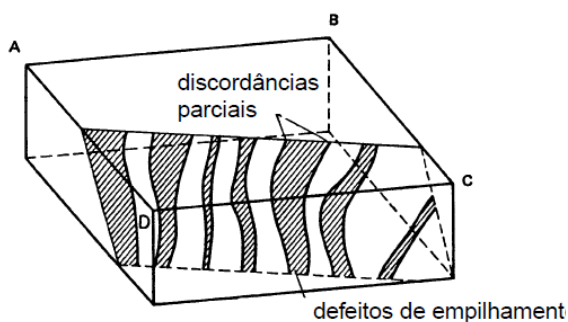


Figura 2.12 - Discordâncias parciais delimitando defeitos de empilhamento (PADILHA, 2000).

Metais com alta energia de falha de empilhamento (EFE), tais como o alumínio (166 mJ/m^2) apresentam distribuição heterogênea de discordâncias e formam uma subestrutura celular como mostrado na Figura 2.13. 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).

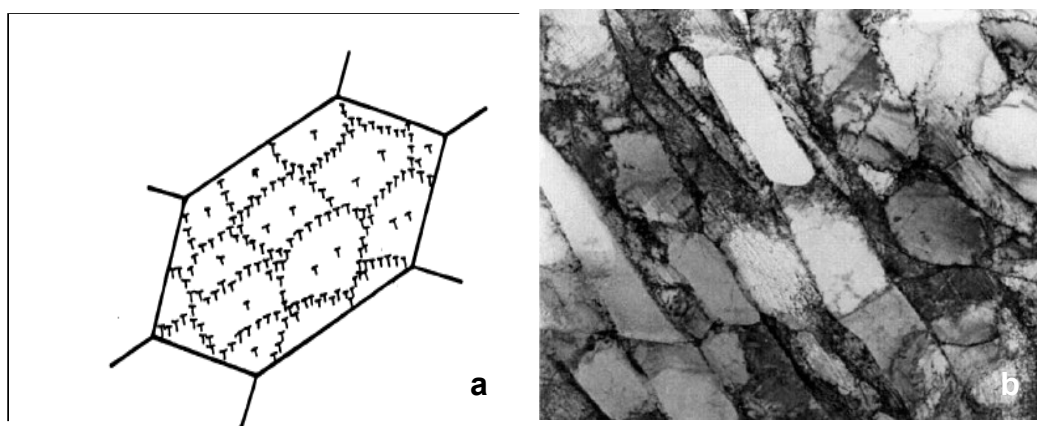


Figura 2.13 – (a) Desenho esquemático do arranjo celular de discordâncias em grão encruado (PADILHA e SICILIANO, 1996). (b) Estrutura celular no Al-1050 pós deformação (BARLAT et. al 2003).

2.4.3.2. Átomos de soluto

A adição de átomos de soluto em um metal puro tende a alterar a energia de falha de empilhamento do metal, assim 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.

2.4.3.3. 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.

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

2.4.3.4. Influência do tamanho de grão inicial

KEH e WEISSMAN (1963) demonstraram em seus estudos 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.

2.5. Recuperação

O termo recuperação refere-se às mudanças nas propriedades de um material deformado que acontece antes da recristalização; estas mudanças restabelecem parcialmente os valores das 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.

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.

Exemplos bem conhecidos disto são materiais que foram irradiados ou foram temperados em temperaturas elevadas

Existem basicamente dois tipos de recuperação:

- 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

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 revela muita mudanças e, por isso, a recuperação é freqüentemente medida indiretamente por alguma técnica de grandeza/tamanho, por exemplo, pelo acompanhamento de mudança em alguma propriedade física ou mecânica (HUMPHREYS e HATHERLY, 1996).

2.6. 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, 1996).

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 ($0,3 \times T_{\text{Fusão}}$ a $0,6 \times T_{\text{Fusão}}$). Cada material é caracterizado por uma temperatura de recristalização, que é a temperatura mínima necessária para garantir uma completa recristalização no tempo de 1 (uma) hora.

A Figura 2.14 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).

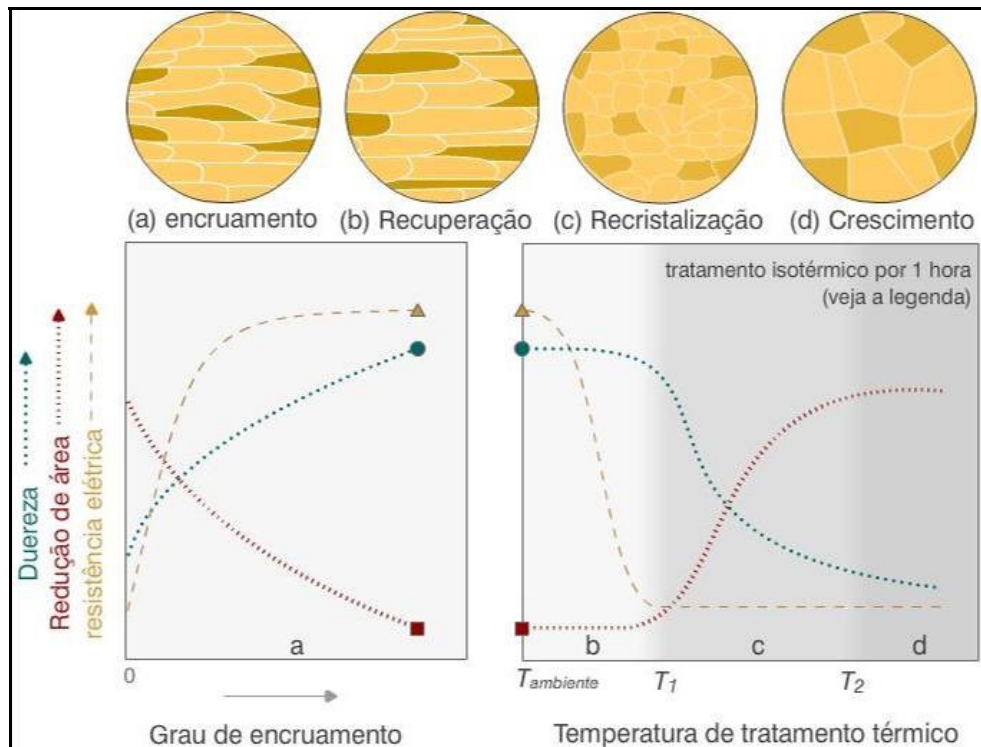


Figura 2.14 – Relação entre propriedades mecânicas, tamanho de grão e microestrutura para uma liga metálica durante a recristalização (CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 2010).

No presente estudo o fenômeno da recristalização é prejudicial para as ligas, pois todas as propriedades mecânicas obtidas através do processo de deformação plástica serão eliminadas, acarretando uma falha nos cabos de transmissão elétrica.

Capítulo 3

3. MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas foram obtidas por fundição direta no Sub-laboratório de Metalografia e Tratamento Térmicos da UFPa a partir do Al-EC (alumínio eletrocondutor ou Al-1350). Sua preparação foi realizada através de adições de 0,7% de Si, na proporção adequada para obtenção das composições químicas.

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 realizados alguns tratamentos térmicos divididos em duas etapas

3.1. ETAPA I

Após a obtenção da liga base [Al-0,7%Si] ocorreu a adição dos diferentes teores de Zr. O sistema operacional adotado para a solidificação da liga foi a coquilha de formato “U”. Logo após o desmolde, os perfis obtidos foram usinados para o diâmetro 18,5mm sendo posteriormente submetidos ao processo de deformação por laminação à frio que gerou os corpos de provas em forma de fios, na dimensão de 3,0 mm, para o ensaio de tração e de tratamento térmico em diferentes temperaturas.

Nesta parte da investigação das propriedades da liga com adição de Zr, foram realizados ensaios nas temperaturas [230; 310; 390]°C durante o intervalo de tempo de 1 hora. A caracterização dos fios expostos à temperatura de 230°C por 1 hora obedeceu à exigência da COPEL (Companhia Paranaense de Energia), na qual o LRT das ligas para serem enquadradas como termorresistentes, seu LRT não deve variar mais que 10%.

As temperaturas de [310 e 390]°C foram adotadas em vista a resultados encontrados na literatura especializada e 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 Figura 3.1, abaixo.

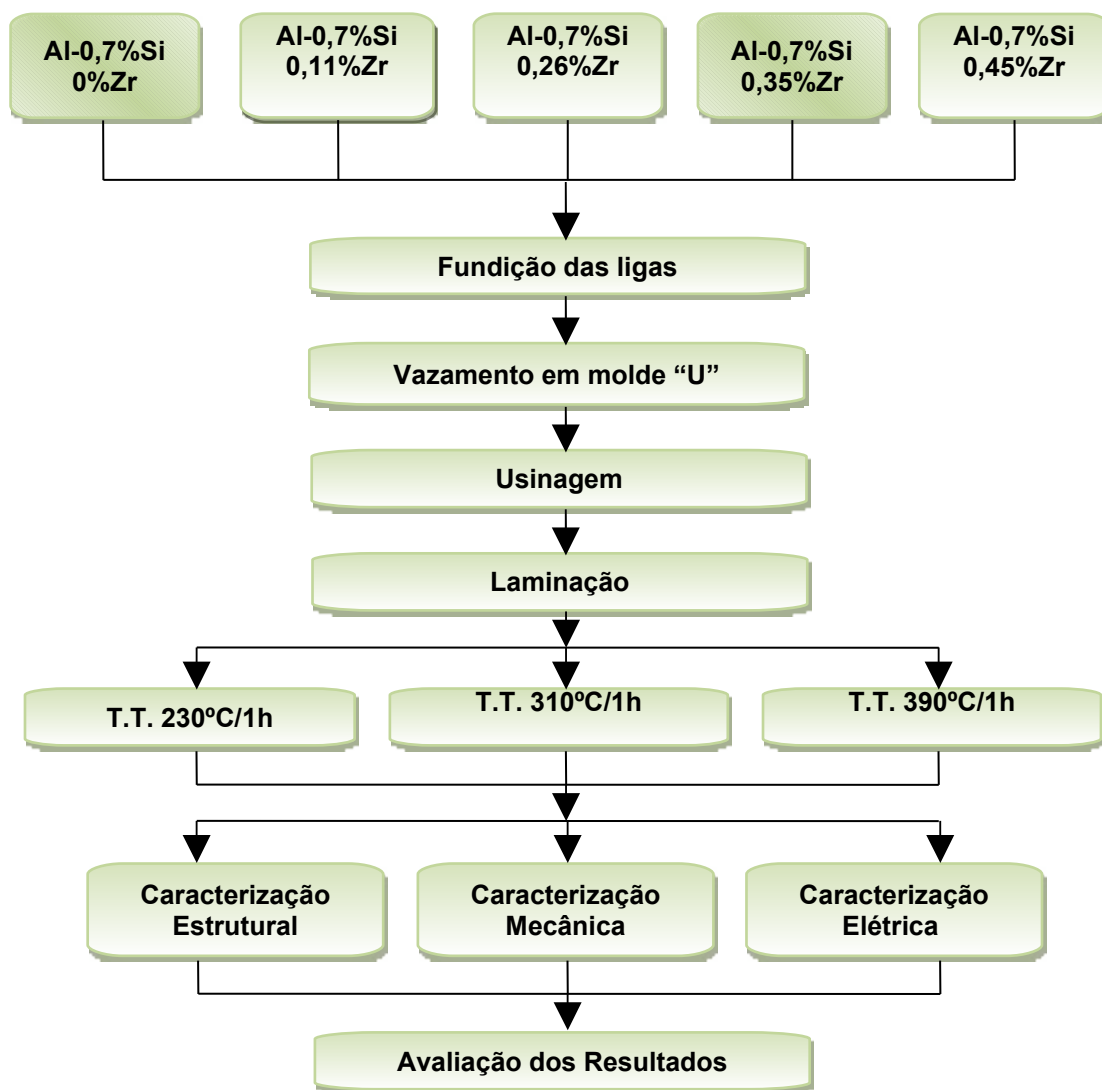


Figura 3.1- Fluxograma detalhando as operações metalúrgicas e de caracterização para as ligas Al - 0,7%Si da ETAPA I modificadas com diferentes teores de Zr.

3.2. ETAPA II

A ETAPA II consistiu nos mesmos passos da ETAPA I, com a inserção de uma etapa de tratamento térmico na temperatura de 310°C por 24 horas entre as etapas de usinagem e laminação, como mostrado na Figura 3.3

Este procedimento tem o objetivo de verificar a possibilidade de se provocar a presença de “Dispersóides” e estudar seus efeitos sobre as características da liga base modificadas com o Zr.

Waheed e Lorimer, (1997) propõem que, através de um tratamento térmico adequado, os elementos de transição podem precipitar partículas finas de dispersóides com dimensões de 5 a 200 nm. E que um procedimento padrão para precipitar os elementos de transição, seria o recozimento da liga a uma temperatura relativamente alta, antes de qualquer operação de trabalho mecânico.

O Zr possui uma baixa mobilidade no Al (CAVALCANTE e QUARESMA, 2006), para que haja uma precipitação, a Figura 3.2 mostra a energia de ativação em função da difusividade dos metais de transição no alumínio. Nota-se que em temperaturas acima de 300°C aumenta a difusividade do Zr no Al tornando possível a precipitação das partículas de dispersóides.

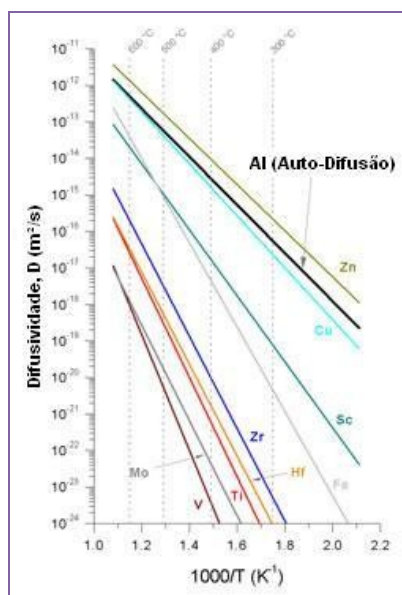


Figura 3.2: Difusão dos metais de transição no Al (DUNAND, 2010).

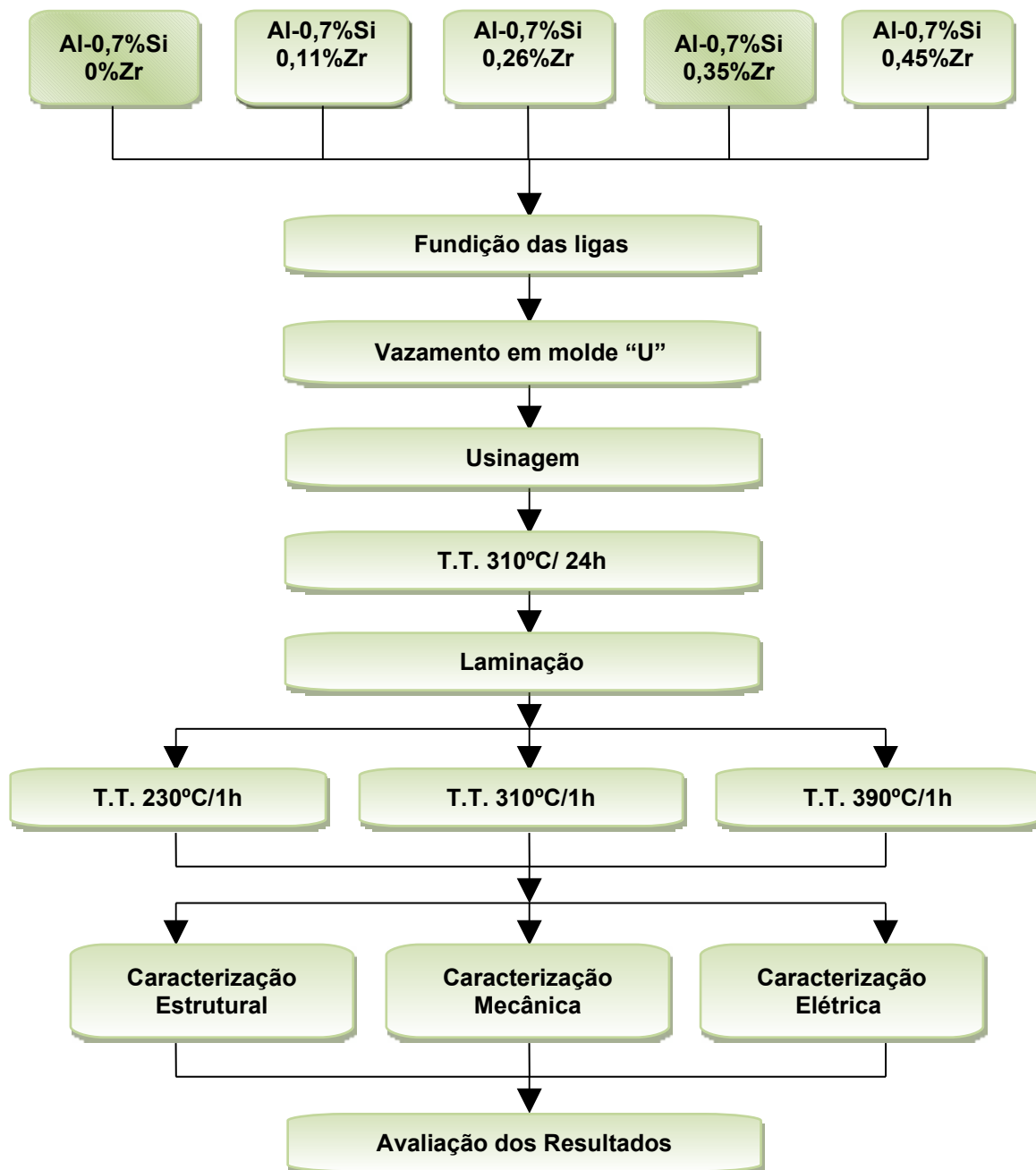


Figura 3.3 - Fluxograma detalhando as operações metalúrgicas e de caracterização para as ligas Al - 0,7%Si da Etapa II modificadas com diferentes teores de Zr.

As composições foram confirmadas em um espectrômetro óptico 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 no desenvolvimento dos estudos em questão.



Figura 3.4 – Equipamentos utilizados para preparação das ligas: (a) serra fita, (b) balança digital e (c) mufla utilizada na preparação das ligas.

Na Figura anterior encontram-se relacionados: a serra fita que foi utilizada para cortar as barras de Al-EC, pré-liga Al-10% Zr, 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.

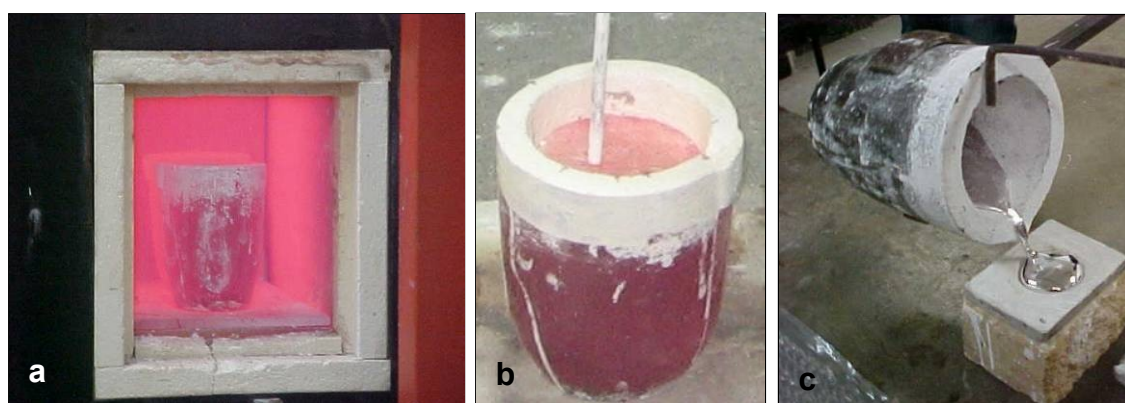


Figura 3.5 – Esquema de preparação e obtenção das ligas fundidas: (a) fundição do material; (b) injeção de argônio; (c) coleta de amostras para análise química.

Na seqüência de imagens ilustrada na Figura 3.5, tem-se o processo de fundição das ligas nas composições químicas predefinidas, seguida de injeção de argônio, para a redução do percentual de hidrogênio e vazamento para se obter a amostras para a análise.

O metal líquido foi vazado em uma lingoteira com formato em “U” como ilustrado na Figura 3.6. A lingoteira antes do vazamento, foi pintada internamente com caulim, para evitar a aderência do alumínio nas paredes do molde Figura 3.4 a, e aquecida a uma temperatura média de 250° C em uma estufa, procedimento este realizado para que houvesse o preenchimento total do “U” com a obtenção das pernas para realização dos demais experimentos.

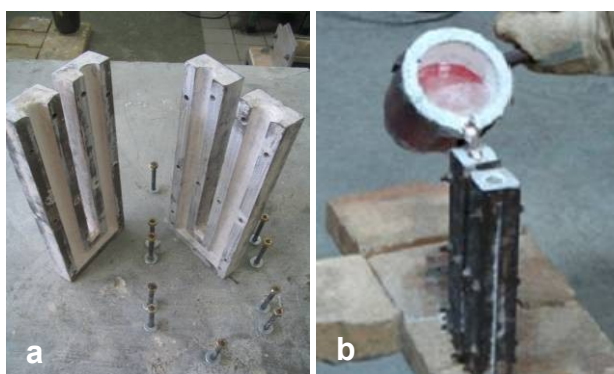


Figura 3.6 – Lingoteira em forma de “U”: (a) desmontada; (b) no momento do vazamento.

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 mm para o diâmetro de 18 mm e, então, laminadas a frio até 4 mm em um laminador duo elétrico MENAC de secção circular de diferentes diâmetros. A Figura 3.7 mostra o laminador e o detalhe dos canais de laminação.

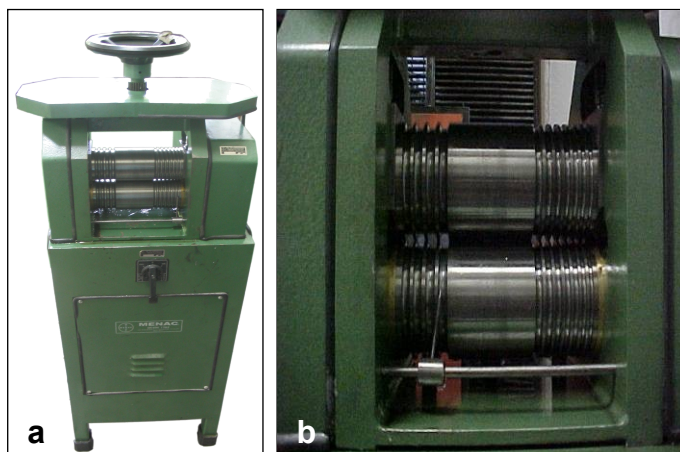


Figura 3.7 – Laminador elétrico duo reversível: (a) Laminador “corpo” inteiro; (b) detalhe do canal de laminação.

3.3. Teste de Termorresistividade.

O teste de natureza térmica é realizado segundo especificações realizadas pela COPEL (Companhia Paranaense de Energia), que descreve que 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.

Os tratamentos térmicos exigidos foram executados em um forno tipo mufla, marca BRASIMET que já foi mostrado anteriormente na Figura 3.4.

3.4. Caracterização Elétrica das Ligas

Nesta etapa, os corpos de provas são submetidos a ensaios com objetivo de se avaliar a resistência elétrica dos mesmos, com o auxílio de um multiohmímetro MEGABRÁS (ponte de kelvin) modelo MPK-2000, Figura 3.8.



Figura 3.8 – Multiohmímetro (ponte de kelvin) MEGABRÁS modelo MPK-2000.

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 recomenda. Após obtidos os resultados a partir da leitura da resistências dos corpos de provas em diferentes diâmetros utilizamos a equação fornecida pela norma NBR 6814 mostrada na equação (3.1) abaixo.

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

Sendo:

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

R_t = resistência a T °C, em Ω ;

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

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

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

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

Sendo:

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

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

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

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

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

Sendo:

φ = a condutividade elétrica do fio em IACS;

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

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

3.5. 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 , em uma máquina de ensaio de tração KRATOS modelo IKCL1 – USB mostrado na Figura 3.9, acoplada a um micro computador com sistema de aquisição de dados que facilita a coleta das informações. Os testes de tração foram ensaiados segundo a norma para cabos elétricos NBR 6810 executados em três amostras com 20 cm de comprimento para cada diâmetro ou tratamento térmico produzido ao longo do trabalho.



Figura 3.9 - KRATOS, modelo IKCL1-USB.

3.6. Caracterização Estrutural da Liga

3.6.1. Preparação das Amostras para Análise Estrutural

Para a obtenção das macrografias das ligas e posterior análise, as amostras foram lixadas por meio de desbaste abrasivo com lixadeira mecânica rotativa com fluxo de água (politriz), na seqüência de lixas d' água abrasivas de carbeto de silício com granulometrias decrescentes #180, #220, #320, #420, #600 e #1200. Após este passo, as amostras foram atacadas por imersão em um reagente específico Poultons (12ml HCl (conc.), 6 ml HNO₃ (conc.), 1 ml HF (48%), 1 ml H₂O), preparadas segundo técnicas-padrão metalográfica (ASM INTERNATIONAL 2004). Após o ataque químico, os corpos de prova foram lavados em água corrente e enxaguados 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 3.8 (a), o corpo de prova foi seccionado próximo a fratura e a sua limpeza foi realizada, em um limpador ultra sônico com tanque em aço modelo METASOM – 14, Figura 3.10 (b), a

solução de limpeza utilizada foi Álcool etílico absoluto, P.A. 99,99 e acetona P.A.

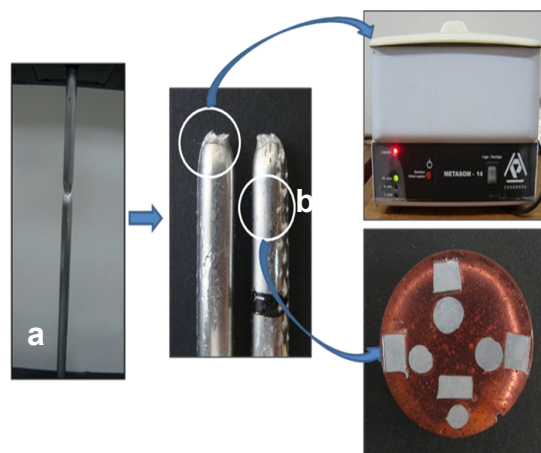


Figura 3.10 (a) Corpo de prova ensaiado identificando as regiões que serão analisadas, (b) Ultra som modelo METASOM – 14 e (c) Corpo de prova embutido com cortes longitudinal e transversal.

Para observação das microestruturas proveniente das regiões transversais e longitudinais foram seccionados e embutidos pequenos fragmentos, cortados abaixo da fratura como pode ser visto na Figura 3.8 (c).

As imagens das fraturas e dos embutimentos contendo as regiões transversais e longitudinais foram obtidas em um Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) mostrado na Figura 3.9.



Figura 3.9 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) utilizado nas análises das fraturas e das regiões transversais e longitudinais.

Capítulo 4

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. Composição Química das Ligas

A Tabela 4.1 mostra os resultados da análise da composição química em amostras obtidas das cinco ligas modificadas com diferentes teores de zircônio. A leitura da composição foi obtida a partir de análise em espectrômetro óptico de massa, como descrito no capítulo precedente.

Tabela 4.1 – Composição química das ligas de alumínio modificadas com zircônio.

Liga	Si	Zr
Sem Zr	0,7432	0,0015
0,1%Zr	0,6913	0,1060
0,26% Zr	0,7262	0,2599
0,35% Zr	0,6908	0,3410
0,45%Zr	0,6723	0,4320

4.2. Efeitos do Zircônio na Estrutura Bruta de Fusão

4.2.1. Teoria do Diagrama de Fases

Para um melhor entendimento do efeito do zircônio no tamanho de grão do alumínio, devem ser apresentadas algumas informações e estudos que possibilitaram uma compreensão dos mecanismos de refinamento de grão, através da adição de elementos de transição.

A adição de inoculantes no alumínio, já vem sendo estudada há muitos anos por vários pesquisadores. Uma teoria bastante difundida no meio científico sobre o mecanismo de refino de grão são as teorias dos diagramas de fases. Esta teoria é agrupada sob este título porque cada teoria sugere que o refinamento de grão seja causado por uma reação peritética devido às partículas primárias, (EASTON e STJHON, 1999; POLMEAR, 2005).

Estas partículas primárias são sólidas a altas temperaturas (maiores do que o ponto de fundição do alumínio), e por este motivo agem como eficientes nucleantes heterogêneos durante a solidificação do Al- α . (STEFANESCU, 2002; KNIPLING et al, 2007).

Segundo alguns estudos (METALLOGRAPHY and MICROSTRUCTURES, 2004; TIRYAKIOGLU e STALEY, 2003) estas partículas se formam quando alguma outra fase da solução sólida do alumínio se separa no momento da fundição.

Através dos resultados obtidos a partir de uma liga base de alumínio contendo aproximadamente 0,7% Si modificada com teores de zircônio [0,10; 0,26; 0,35 e 0,45] % na Figura 4.1 é possível observar uma evolução no refinamento do grão proporcionado pelo acréscimo de Zr.

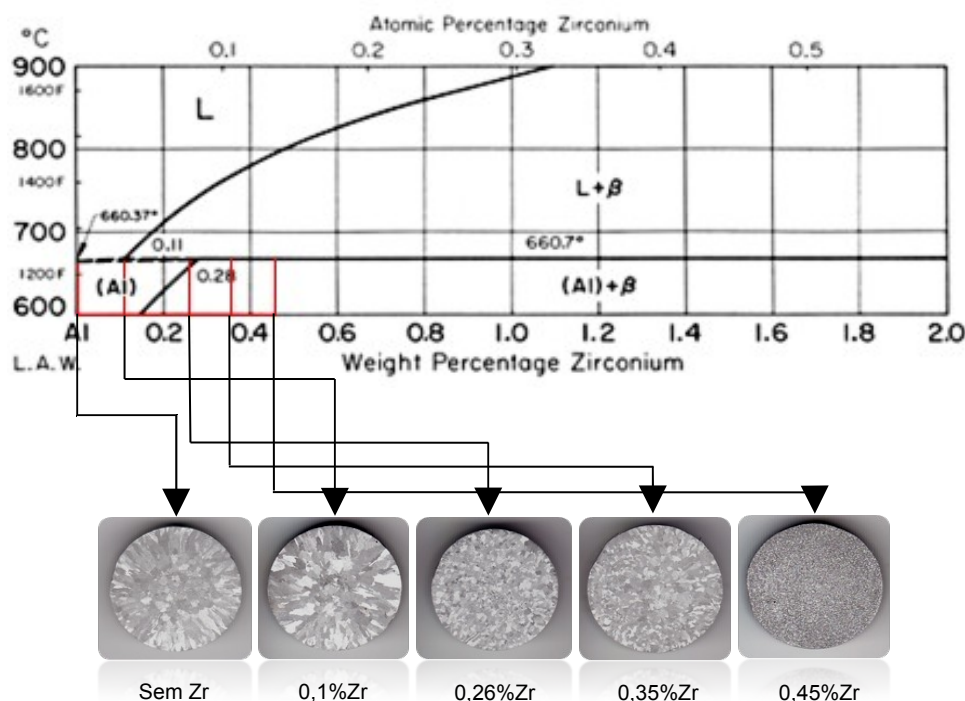


Figura 4.1- Diagrama de fase do binário Al-Zr com a identificação das ligas utilizadas e macrografias mostrando a evolução da estrutura bruta de fusão com a modificação dos teores de Zr.

Analisando o diagrama de fase Al-Zr e os teores usados na investigação, observa-se que os dois primeiros teores [0,1 e 0,26] % de Zr podem ser considerados como hipoperitéticos, e necessita de “menores” temperaturas para o vazamento, quando comparados com os hiperperitéticos. A intenção de ressaltar estes detalhes esta associada ao fato de que acima do teor de 0,11% de Zr existe uma região abaixo da linha *liquidus* que contém um sólido a uma temperatura superior ao de fundição de alumínio que no diagrama acima é chamada de β , ou seja, (Al_3Zr) .

Este sólido como já foi explanado anteriormente age como um eficiente nucleante heterogêneo que diminui o tamanho de grão, porém para a presente investigação devemos nos atentar ao fato, que necessitamos de uma solução sólida supersaturada de soluto no caso Zr para poder precipitá-los como dispersóides e obter um maior efeito de resistência térmica na liga.

Para inibir o surgimento da partícula primária, devemos nos atentar primariamente para as temperaturas da linha liquidus figura 4.2, ou seja, devemos fazer o vazamento em uma região do diagrama de fases onde apenas exista o líquido para suprimir os cristais primários de Al_3Zr . Porém, como apenas este procedimento não nos garante a ausência desta partícula, as taxas de resfriamento devem ser levadas em consideração, pois em baixas taxas pode haver a inserção dos cristais de Al_3Zr na matriz de Al.

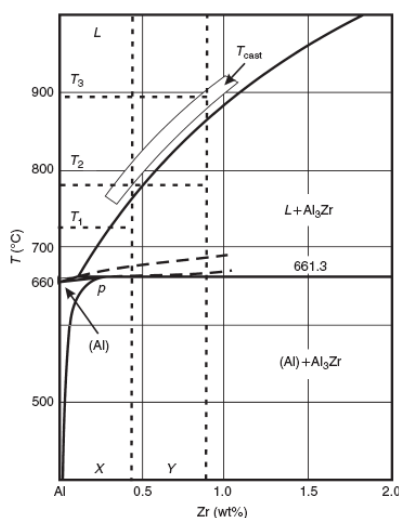


Figura 4.2 - Diagrama esquemático mostrando o equilíbrio e o não-equilíbrio da liquidus das ligas de Al-Zr, e ilustrando a escolha correta da temperatura e taxas de resfriamento no vazamento durante a solidificação para a completa

introdução do Zr na solução sólida super saturada (ZOLOTOREVSKY et al. 2007).

Através da Figura 4.3 retirada de (ZOLOTOREVSKY et al. 2007) podemos observar a influência tanto da temperatura de fundição quanto da taxa de resfriamento sobre o surgimento dos cristais primários de Al_3Zr .

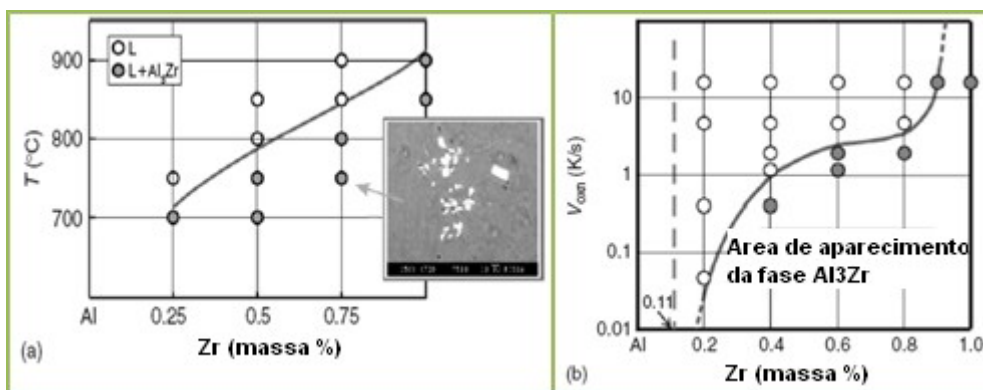


Figura 4.3 - Influência da temperatura de fundição (a) taxa de resfriamento (b) sobre a solubilidade do zircônio em solução sólida (sistema binário) (ZOLOTOREVSKY et al. 2007).

Todas as ligas foram vazadas com um superaquecimento de aproximadamente 10%. Os valores das temperatura de vazamento, T_v podem ser observados na tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Valores das temperaturas de vazamento (T_v) das ligas.

Ligas	T_v (°C)
Sem Zr	720
0,11% Zr	725
0,26% Zr	805
0,35% Zr	835
0,45% Zr	860

4.2.2. Análise da Estrutura Bruta de Fusão via MEV

Como pode ser visualizado na Figura 4.1, o aumento do teor de Zr provoca uma apreciável diminuição do tamanho de grão da liga, fato este que pode estar associado à formação da partícula primária Al_3Zr no $\text{Al-}\alpha$. Para expressar mais adequadamente esta relação foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura, que permite uma observação direta de algumas partículas de segunda fase sobre a superfície de um corpo de prova que não foi submetido a nenhum processo de deformação, ou seja, ele foi analisado apenas como fundido.

4.2.2.1 Análise da liga Al-0,7%Si sem adição de Zr

Para as imagens sem adições de Zr foram observadas morfologias como a “escrita chinesa” que possui uma estrutura complexa mostrada na Figura 4.4 b, Segundo FERRARINI, (2005). A fase “escrita chinesa” não é prejudicial às propriedades mecânicas da liga, pois a complexidade da sua forma dificulta a propagação de trincas no material.

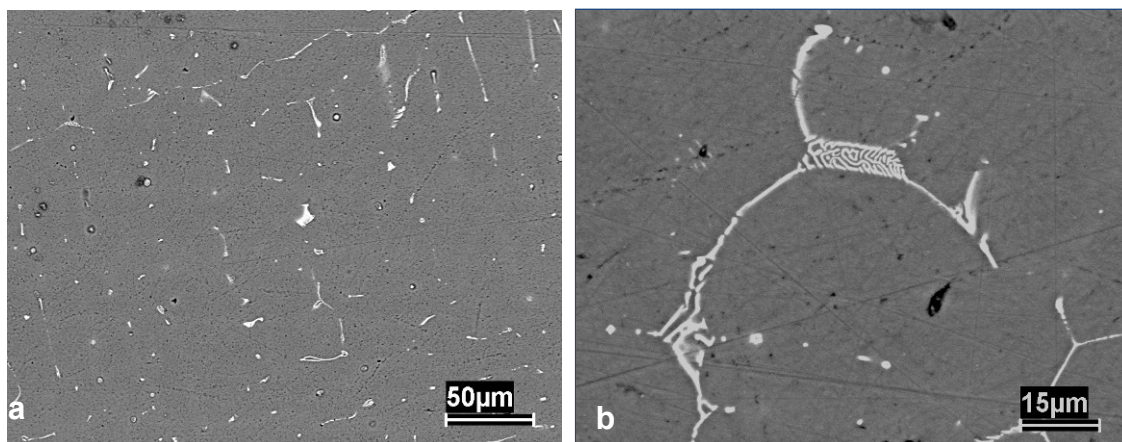


Figura 4.4 - Microestruturas obtidas na liga Al-0,7%Si sem a adição de Zr. (a) ampliação de 1000X, (b) ampliação de 2500X, mostrando morfologia de tipo “escrita chinesa”.

Tabela 4.3 – Composição química semiquantitativa em pontos da liga Al-0,7%Si sem Zr, indicados na Figura 4.5.

Análises	Elementos			
	Si	Fe	Cu	Al
Ponto 1	4,780	8,420	0,273	85,800
Ponto 2	8,239	10,789	0,416	80,123
Ponto 3	7,009	11,288	0,497	80,587
Ponto 4	2,557	3,340	0,321	93,186
Ponto 5	0,515	0,166	0,270	98,498

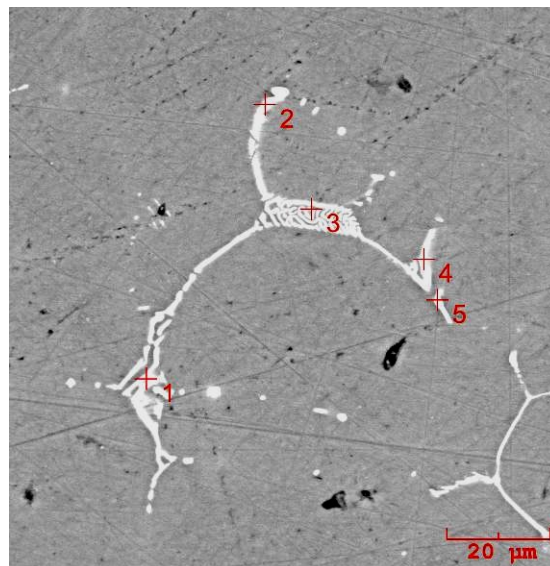


Figura 4.5 – Microestrutura da liga Al-0,7%Si sem adição de Zr, com indicação dos pontos de analisados por EDS.

Na Figura 4.5 observamos o constituinte no qual foram feitas algumas análises pontuais sobre a estrutura, os resultados obtidos podem ser visualizados na Tabela 4.3.

Nos diferentes pontos analisados sobre a microestrutura vemos uma alta concentração dos elementos Fe e Si, que fazem parte da composição do constituinte que tem a fase α - Fe_2SiAl_8 descrito por FERRARINI (2005); METALLOGRAPHY and MICROSTRUCTURES (2004).

4.2.2.2. Análise da liga Al-0,7%Si com adição de 0,11% de Zr

Na liga Al-0,7%Si com a adição de 0,11%Zr não foi possível observar uma diminuição no tamanho de grão, como pode ser mostrado na Figura 4.1. As imagens obtidas via MEV mostram a distribuição das partículas de segunda fase geradas no processo de solidificação. Não foi possível detectar visualmente a partícula primária Al_3Zr e nem através do sinal EDS. Na Figura 4.6b é possível observar a morfologia de escrita chinesa

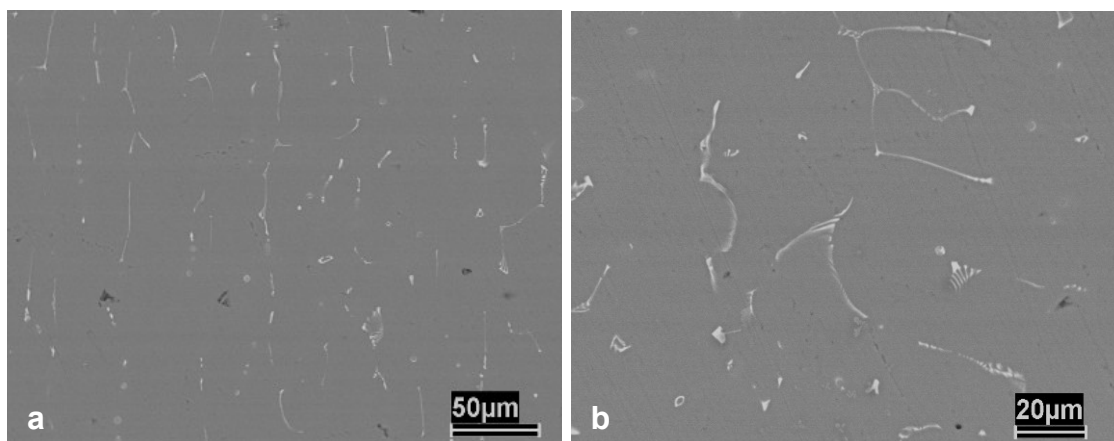


Figura 4.6 - Microestruturas obtidas na liga Al-0,7%Si com a adição de 0,11% Zr. (a) ampliação de 1000X, (b) ampliação de 2000X, observando-se estruturas com morfologia de tipo “escrita chinesa”.

Tabela 4.4 – Composição química semiquantitativa em pontos da liga Al-0,7% Si, com 0,11% de Zr, indicados na Figura 4.7.

Análises		Elementos	
		Zr	Al
Ponto 1	5	142	80.826
Ponto 2	0	282	95.016
Ponto 3	8	204	68.519
Ponto 4	6	154	75.522
Ponto 5	6	100	72.657

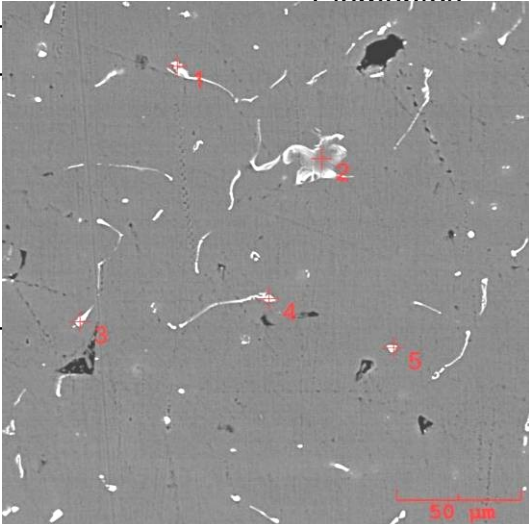


Figura 4.7 – Microestrutura da liga Al-0,7% Si, com 0,11% de Zr, com indicação dos pontos analisados por EDS.

Na análise da composição química da liga Al-0,7% Si, com 0,11% de Zr obtida via EDS Tabela 4.4, foi observada uma relação quase idêntica à da liga sem zircônio, com os pontos analisados revelando o que pode ser a morfologia tipo “escrita chinesa” na Figura 4.7. Porém o cobre mostra a concentração um pouco mais elevada em alguns pontos.

4.2.2.3. Análise da liga Al-0,7%Si com adição de 0,26% de Zr

Na imagem referente à liga Al-0,7%Si com adição de 0,26% de Zr (Figura 4.1) observa-se uma nítida diminuição no tamanho de grão em relação

às anteriormente analisadas. Este fato pode estar ligado às maiores concentrações de Zr, que iniciaram a mudança na estrutura bruta de fusão da liga.

Na Figura 4.8a observamos um delineamento com características poligonais, formato este que parece tratar-se dos contornos de grão. A morfologia de “escrita chinesa” e uma microestrutura esferoidal, com alto teor de silício, são visualizadas na Figura 4.8 b.

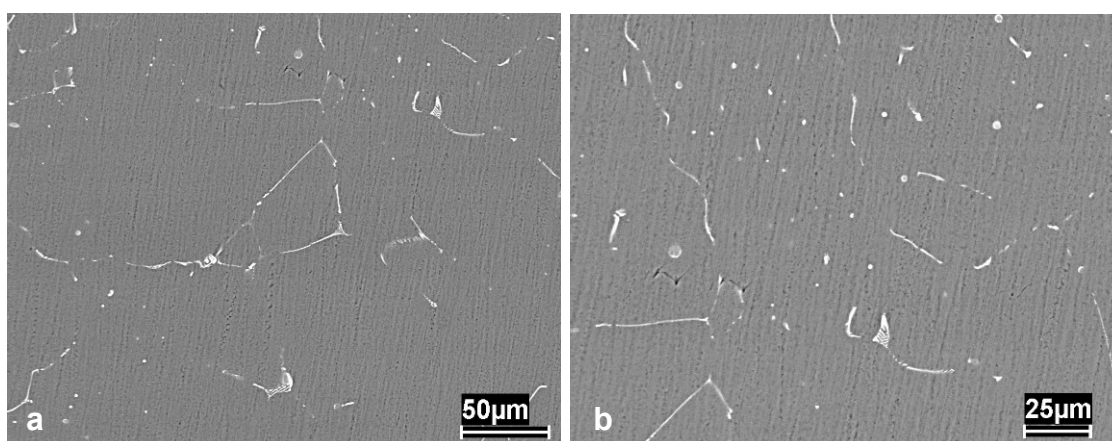


Figura 4.8 - Microestruturas obtidas na liga Al-0,7%Si com a adição de 0,26% de Zr. (a) ampliação de 1000X, (b) ampliação de 1500X, observando-se estruturas com morfologia tipo “escrita chinesa”.

Tabela 4.5 – Composição química semiquantitativa em pontos da liga Al-0,7%Si, com 0,26% de Zr, indicados na Figura 4.9.

Análises	Elementos (% em peso)				
	Si	Fe	Cu	Zr	Al
Ponto 1	26,463	2,294	0,442	0,235	67.486
Ponto 2	4,646	6,898	0,370	0,252	84.325
Ponto 3	40,278	3,633	0,505	0,267	54.062
Ponto 4	5,008	9,371	0,464	0,243	81.929
Ponto 5	29,023	0,976	0,714	0,436	65.932

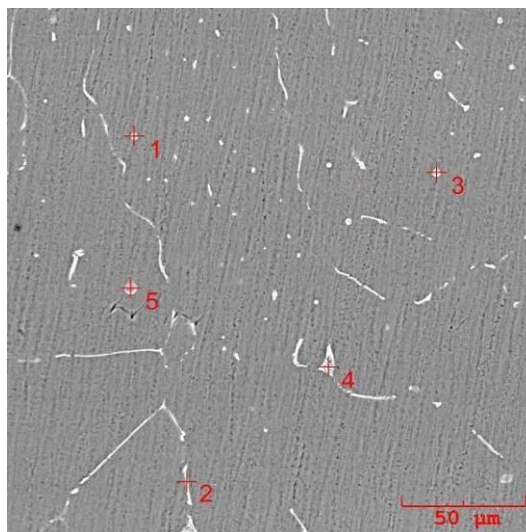


Figura 4.9 – Microestrutura da liga Al-0,7%Si, com 0,26% de Zr, com indicação dos pontos analisados por EDS.

Na Figura 4.9, que é uma imagem por elétrons retroespalhados em MEV, observam-se vários pontos claros que se destacam na matriz de Al, indicando serem compostos por elementos com número atômico superior ao do Al. Estes pontos são aproximadamente esféricos, sendo representados pelas análises realizadas nos pontos 1, 3 e 5. Os resultados obtidos indicaram uma forte presença do Si, com teor de até 40% em peso na composição da partícula da análise 3. Este comportamento pode ter sido causado por segregação do Si.

4.2.2.4. Análise da liga Al-0,7%Si com adição de 0,35% de Zr

A liga de alumínio contendo 0,35% de Zr nos revelou uma microestrutura semelhante à observada na liga com teor de 0,26% de zircônio, com um delineamento dos grãos por parte das partículas de segunda fase, a morfologia de “escrita chinesa” e alguns pontos mais claros, que contém uma porcentagem maior de Si e Zr.

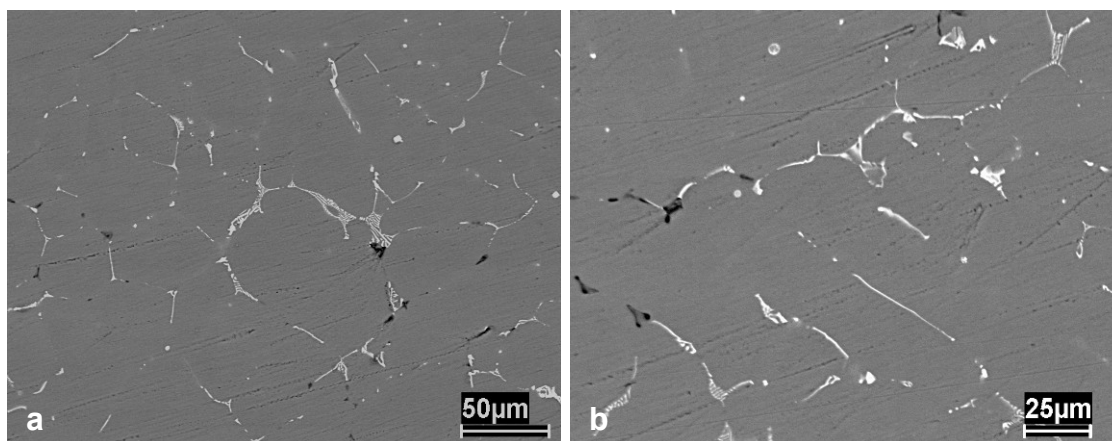


Figura 4.10 - Microestruturas obtidas na liga Al-0,7%Si com a adição de 0,35% de Zr. (a) ampliação de 1000X, (b) ampliação de 1500X estruturas com morfologia de escrita chinesa

Os pontos analisados (Tabela 4.6), indicados na figura 4.11, são de partículas esferoidais de Si, similares às observadas na liga Al-0,7%Si com 0,26% de Zr, tendo seu teor mais elevado no ponto 5 (aproximadamente 45% de Si). A análise do ponto 1 mostra teor de Zr um pouco maior do que os dos demais pontos. Nas pontos 2, 3 e 4 as análises químicas aparentemente indicam a composição da fase $\alpha\text{-Fe}_2\text{SiAl}_8$, representada morfologicamente pela estrutura tipo “escrita chinesa” (Figura 4.11).

Tabela 4.6 – Composição química semiquantitativa em pontos da liga Al-0,7%Si, com 0,35% de Zr, indicados na Figura 4.11.

Análises	Elementos (% em peso)				
	Si	Fe	Cu	Zr	Al
Ponto 1	24,866	4,125	1,797	0,657	65,597
Ponto 2	4,401	10,002	0,502	0,320	81,447
Ponto 3	7,264	16,128	1,174	0,238	71,045
Ponto 4	2,889	6,630	0,350	0,322	86,745
Ponto 5	44,738	3,660	0,921	0,419	48,515

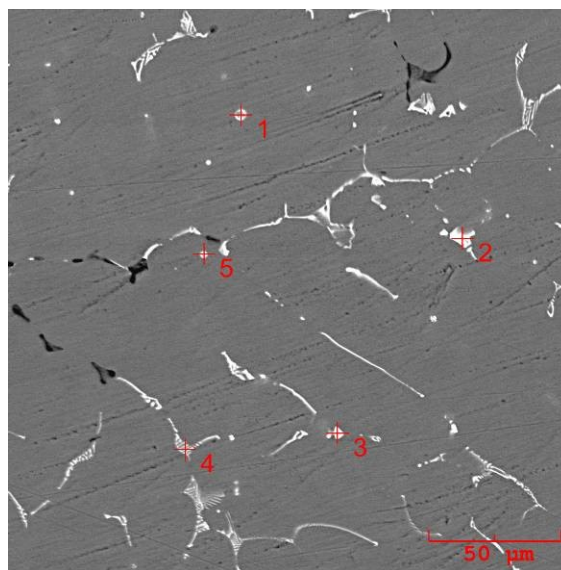


Figura 4.11 – Microestrutura da liga Al-0,7%Si, com 0,35% de Zr, com indicação dos pontos analisados por EDS.

4.2.2.5. Análise da liga Al-0,7%Si com adição de 0,45% de Zr

Como pôde ser observado na Figura 4.1 para o teor de 0,45% de Zr obtiveram-se os menores tamanhos de grão, Neste teor foi possível confirmar a nítida presença da partícula Primária Al_3Zr , que provoca uma diminuição do tamanho de grão, e foi encontrada em duas formas.

A Figura 4.12 a mostra um aglomerado de cor clara mais intensa da que observada na escrita chinesa denotando um elemento mais denso que no caso é o Zr. Nesta morfologia apresentada temos uma porcentagem de zircônio menor do que a outra forma visualizada na figura 4.12b, que e caracterizada por alguns autores (POLMEAR, 2005; KNIPLING, 2007) como “pétala” que é responsável por um refinamento de grão. Na figura 4.13c mostra com maior detalhe as duas formas capturadas na mesma imagem com ampliação de 5000 x.

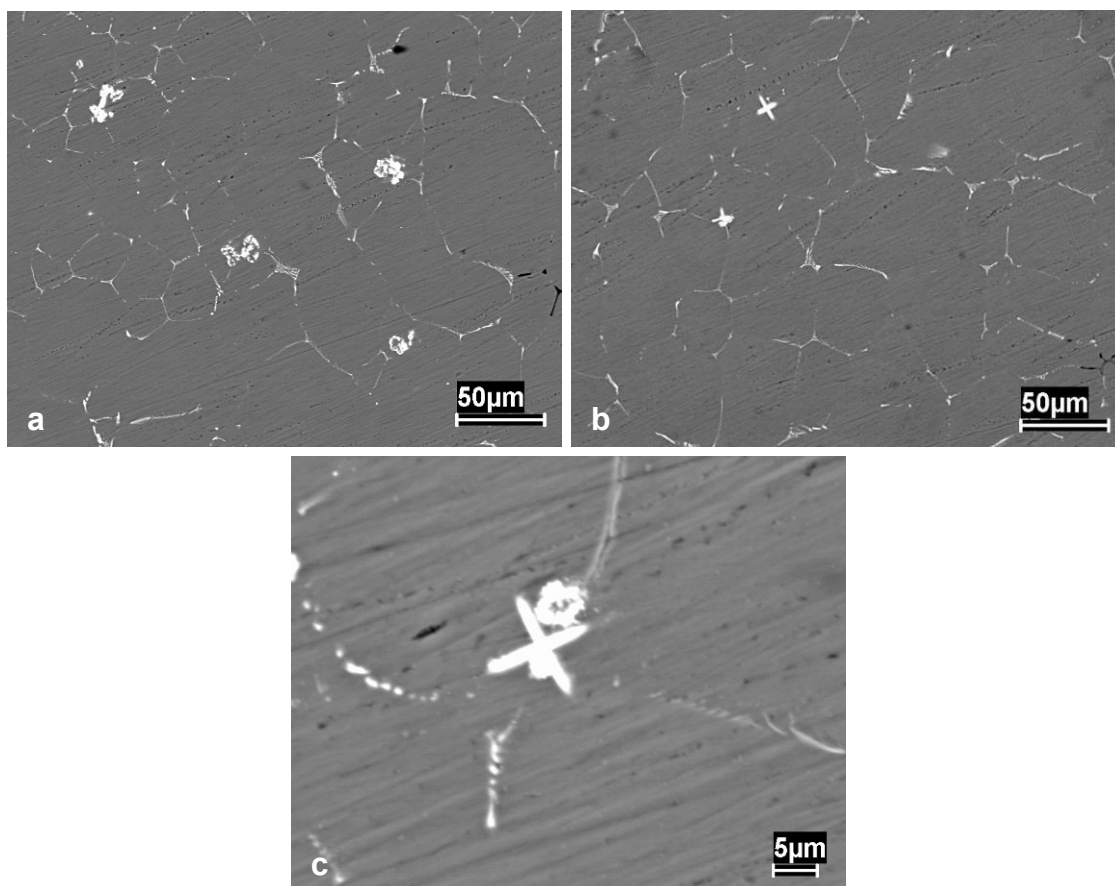


Figura 4.12 - Microestruturas obtidas na liga Al-0,7%Si com a adição de 0,45% de Zr. (a) ampliação de 1000X,(b) ampliação de 1000X (c) ampliação de 5000X estruturas com morfologia de escrita chinesa

As análises dos resultados da composição química das diferentes partículas primárias (Tabela 4.7) mostrou que a morfologia com aspecto de aglomerado tem um teor de aproximadamente 22% de Zr, enquanto a estrutura em forma de pétala possui aproximadamente 45% de Zr. Porém não foi possível explicar por qual motivo estas duas morfologias apresentaram composições diferentes.

Tabela 4.7 – Composição química semiquantitativa em pontos da liga Al-0,7%Si, com 0,45% de Zr, indicados na Figura 4.13

Análises	Elementos (% em peso)				
	Si	Fe	Cu	Zr	Al
Ponto 1	1.581	0.164	0.165	22.608	72.379
Ponto 2	0.089	0.110	0.228	45.479	51.46
Ponto 3	7.732	11.582	0.096	0.116	78.194
Ponto 4	9.230	12.415	0.200	0.211	75.875

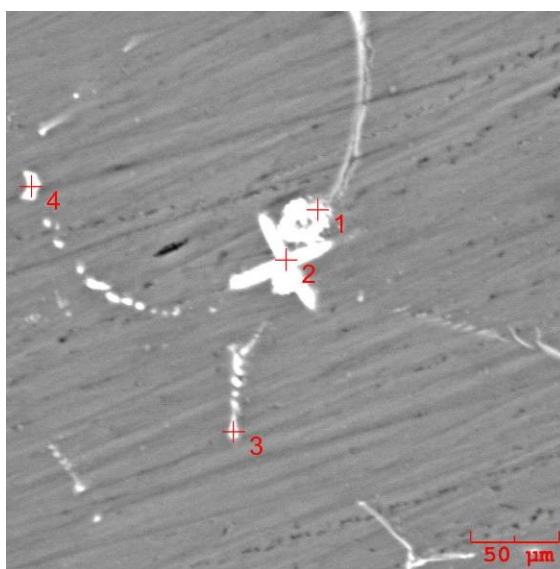


Figura 4.13 – Microestrutura da liga Al-0,7%Si, com 0,45% de Zr, com indicação dos pontos analisados por EDS.

A partícula com um aspecto aglomerado foi observada em outras ligas, combinadas com elementos de transição como o Sc. Nos estudos de Lohar et. al. (2009) foi observado que esta partícula primária também tem a função de diminuir o tamanho de grão.

4.3. Caracterização da Liga com 0,26% de Zr

Para um melhor entendimento dos fenômenos que ocorrem durante as diferentes etapas e processos das ligas, será apresentada a liga AL-0,7%Si com 0,26% de Zr com um maior detalhamento e posteriormente os demais teores. As etapas e processos referenciados acima dizem respeito ao descrito nos fluxogramas das Figuras 3.1 e 3.3, que passam a ser discutidas a partir dos itens 4.3.1 e 4.3.2 respectivamente.

4.3.1. ETAPA I

4.3.1.1. Caracterização Mecânica

Através dos resultados gerados pelo ensaio de tração, mostrados na Figura 4.14, pode-se avaliar que com o tratamento térmico nas amostras, há a tendência de decréscimo da resistência a esforços trativos à medida que a temperatura do tratamento aumenta. Segundo Padilha (1996), isto pode estar ocorrendo devido a um rearranjo das discordâncias, seguido de aniquilamento das mesmas, o que é provocado pelo aquecimento. No teste com maior temperatura este efeito foi mais pronunciado.

Outra observação que pode ser inferida destes resultados é o comportamento quanto ao grau de deformação aplicado nos corpos de prova

avaliados. O de diâmetro 3,0mm apresenta os maiores valores para o limite de resistência a tração (LRT), independente da temperatura que se aplique.

A variação do limite de resistência à tração nos quatro corpos de prova pode ser observada na Tabela 4.8 e na Figura 4.14.

O comportamento atípico do diâmetro de 3 mm, mostrado na Figura 4.14 [A, B, C e D] pode ser justificado pelo alto grau de deformação plástica sofrida no canal de laminação, o que ocorre com menos intensidade para os demais diâmetros.

Tabela 4.8 - Correlação entre diâmetro do corpo de prova, limite de resistência à tração (LRT) e temperatura de tratamento térmico.

Diâmetro	S.T.T.	T.T. 230 °C		T.T. 310 °C		T.T. 390 °C	
	LRT	LRT	Perda (%)	LRT	Perda (%)	LRT	Perda (%)
4,0	203,16	191,26	5,86	174,22	14,25	152,66	24,86
3,8	205,04	185,33	9,61	170,02	17,08	150,89	26,41
3,0	249,03	227,76	8,54	201,69	19,01	176,2	29,25
2,7	230,8	209,68	9,15	174,71	24,30	158,43	31,36

Segundo o protocolo COPEL, a liga para ser considerada termorresistente não pode apresentar, quando submetida a uma temperatura de 230 °C por 1h, variação maior que 10% na sua resistência mecânica, pois isso implicaria em danos significativos caso esta liga fosse utilizada na confecção de cabos para os “linhões”. A análise da variação em % do LRT teve como referência a amostra deformada que não foi submetida à tratamento térmico.

Para a liga em estudo, quando ensaiada de acordo com o protocolo COPEL, é observado que se comportou de maneira satisfatória, pois não ultrapassou o limite exigido de 10% para a perda de LTR (Figura 4.12E). Porém, quando ensaiada a temperaturas mais elevadas, durante 1h, ocorreram variações significativas na resistência mecânica da liga, que podem ter sido provocadas devido à recuperação estática seguida de recristalizações provenientes do tempo e temperatura na qual foram expostos.

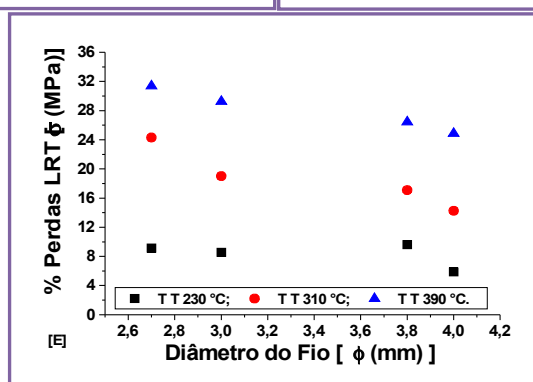
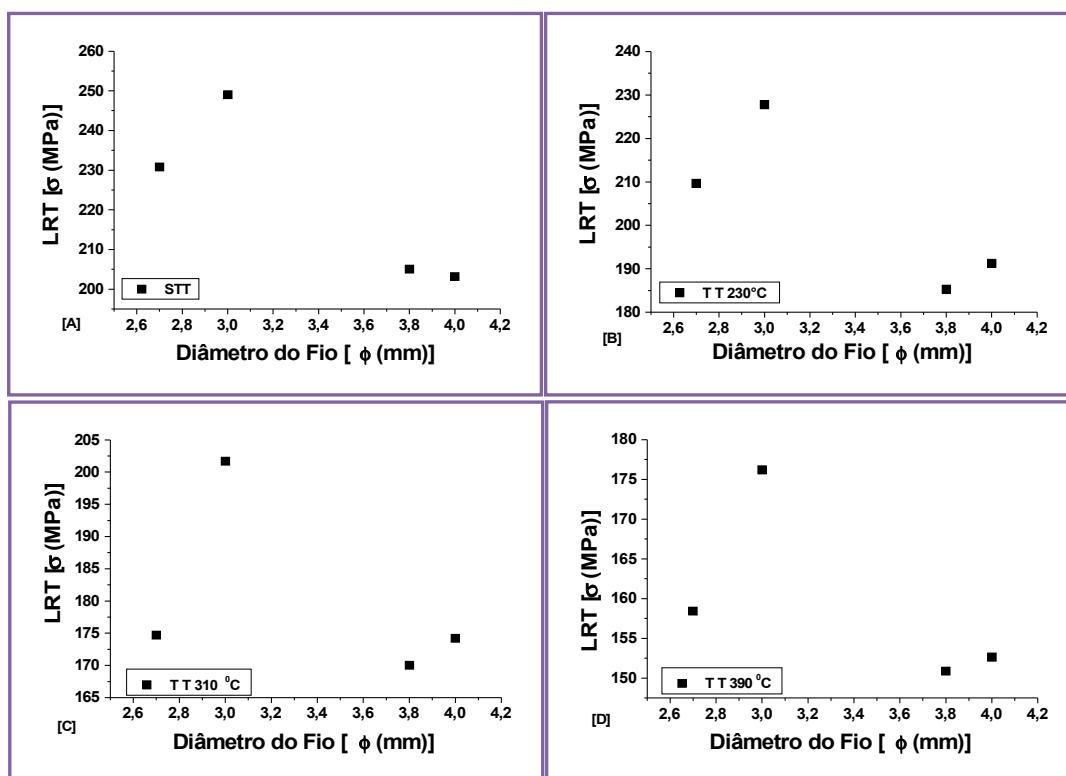


Figura 4.14 – Resultados da Caracterização Mecânica da Etapa I para os diâmetros [4; 3,8; 3 e 2,7] mm. Em [A] sem Trat. Térmico; em [B] com Trat. Térmico a 230°C; em [C] com Trat. Térmico a 310°C; em [D] com Trat. Térmico a 390°C e em [E] Relação das perdas ocorridas.

4.3.1.2. CARACTERIZAÇÃO ELÉTRICA

A avaliação da condutividade elétrica desenvolveu-se de forma inversa ao observado na determinação do LRT. No caso da condutividade elétrica ocorreram ganhos à medida que foram utilizadas maiores temperaturas de tratamento térmico, como pode ser observado nos valores da Tabela 4.9 e nas Figura 4.15. Estes comportamentos opostos, parecem sugerir que, à medida em que a temperatura de tratamento térmico aumenta, a recristalização progride, diminuindo o LRT e aumentando a capacidade de conduzir energia elétrica. O comportamento do material sugere que o intervalo de temperaturas entre [310 e 390] °C seja também o de recristalização para estas ligas.

Observamos que menores diâmetros de fio contribuem para melhorar a condutividade elétrica, sendo este comportamento atribuído ao fenômeno da recuperação dinâmica, que diminui a densidade de defeitos no momento da deformação e, desse modo, aumentando a condutividade elétrica. Nesse aspecto destaca-se a amostra com o diâmetro de 3 mm, pois como dito anteriormente, sofre uma maior tensão nas cadeias de laminação.

Diâmetro/ ACS	S.T.T.	T.T. 230°C		T.T. 310°C		T.T. 390°C	
	IACS	IACS	Ganho (%)	IACS	Ganho (%)	IACS	Ganho (%)
4	48,30	48,86	0,56	51,23	2,93	50,84	2,54
3,8	46,03	47,52	1,49	48,83	2,8	50,72	4,69
3	53,69	56,38	2,69	56,65	2,96	58,23	4,54
2,7	48,35	50,48	2,13	51,00	2,65	52,82	4,47

Tabela 4.9 – Correlação entre diâmetro do corpo de prova, condutividade IACS e temperatura de tratamento térmico

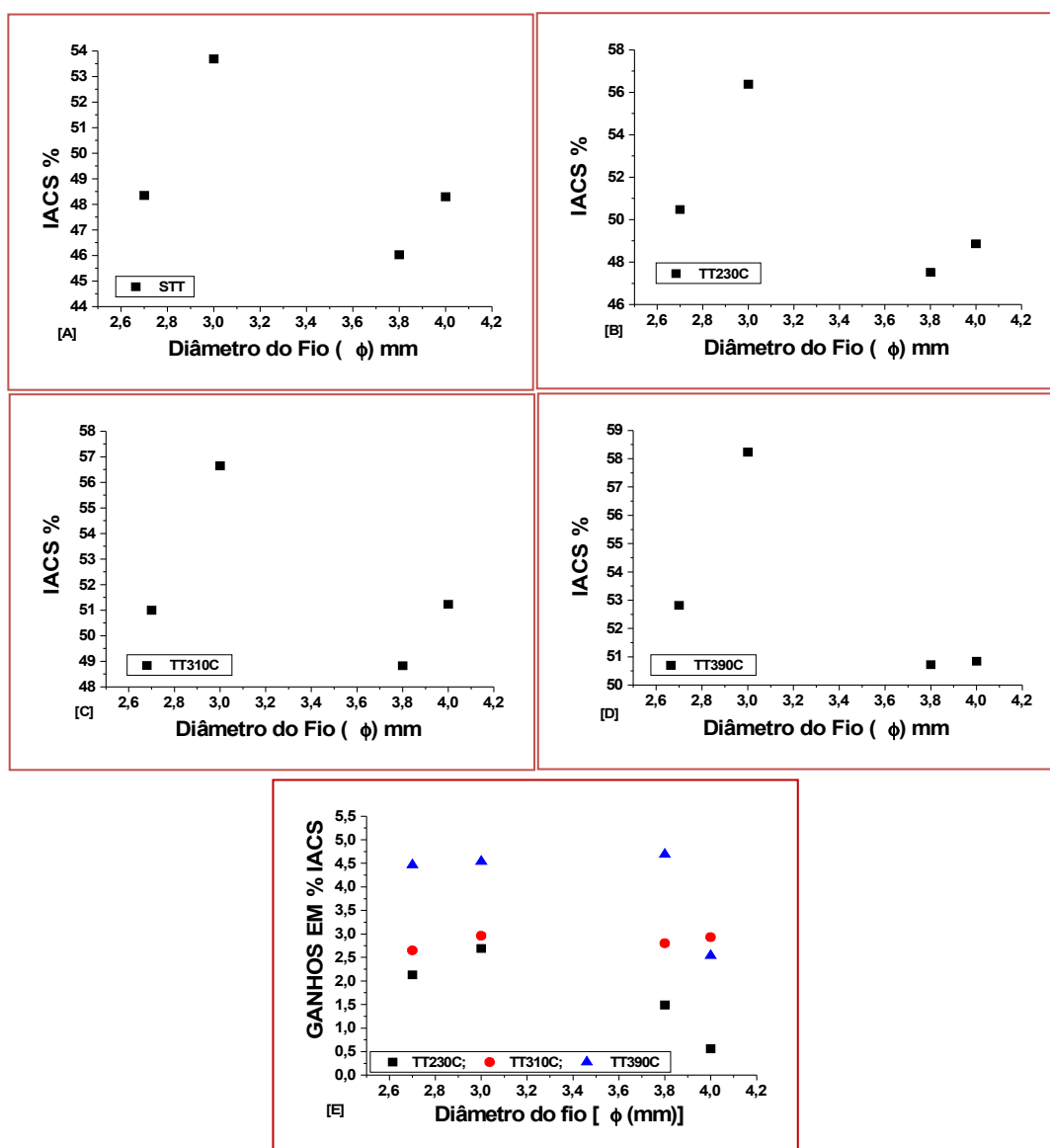


Figura 4.15 – Resultados da caracterização elétrica da Etapa I para os diâmetros [4; 3,8; 3 e 2,7] mm. Em [A] sem Trat. Térmico; em [B] com Trat. Térmico a 230°C; em [C] com Trat. Térmico a 310°C em [D] com Trat. Térmico a 390°C e em [E] relação dos ganhos ocorridos.

4.3.1.3. Caracterização Estrutural

A análise após o ensaio de tração nos corpos de prova permitiu obter valiosas informações sobre o comportamento dessa liga sob diferentes graus de deformação ou de tratamentos térmicos. Nesta seção o conjunto de fractografias referente aos diâmetros (4,0; 3,8; 3,0 e 2,7) mm usados nesta parte do trabalho.

Para melhor entendimento das imagens que são mostradas na Figura 4.16 buscou-se comparar as fraturas geradas nos corpos de prova que apresentaram, em muitos aspectos, semelhanças, porém em outros denotaram algumas divergências que são melhor expostas ao longo do tópico.

As semelhanças encontradas nas imagens referem-se principalmente ao caminho transgranular da fratura, tendo a ruptura ocorrido no meio dos grãos, e o modo de fratura observado foi à ruptura por microcavidades comumente denominado *dimples* (ASM Handbook *Fractography*, 1987).

As diferenças observadas nas fraturas referem-se à profundidade e tamanho das microcavidades que se modificam à medida que o diâmetro do fio diminui, com destaque para a fratura do fio com $\phi = 3,8$ mm e onde parece ter havido coalescência das microcavidades. Essas mudanças podem ser ocasionadas por diferentes tensões na seqüência de laminação utilizada e também pelo processo da recuperação dinâmica.

Nas imagens obtidas a partir das seções transversais e longitudinais, apresentadas na Figura 4.16, observam-se a forma como as partículas de segunda-fase se apresentaram, de acordo com a deformação crescente que é imposta aos corpos de prova.

Nas seções transversais pode-se observar, a distribuição das partículas de segunda fase na matriz de alumínio. Estas partículas servem como pontos nucleantes para as microcavidades, assim como para outros elementos, tais como defeitos cristalinos provocados pela deformação, não visíveis devido a sua baixa ampliação das imagens.

Na seção longitudinal observamos um alinhamento das partículas, o que é definido por Polmear (2005) como “microconstituintes em linha”. Estas partículas evidentemente estão alongadas devido à deformação imposta pela laminação. As partículas quando avaliadas via EDS (espectroscopia de raios-X por dispersão de energia), comumente contém teores elevados de ferro. O zircônio não apresentou teores em destaque, apesar da liga estudada conter 0,26% de Zr em sua composição.

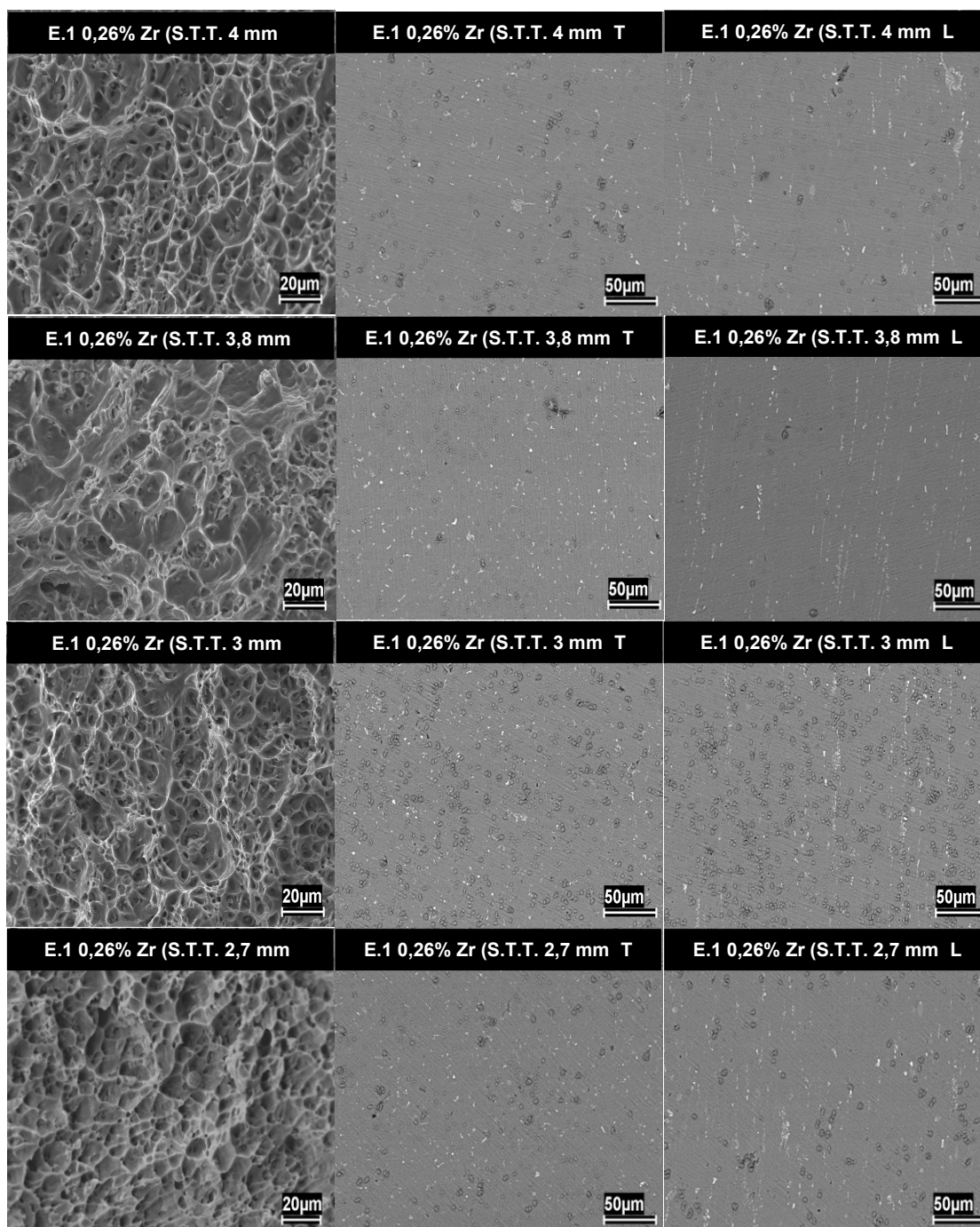


Figura 4. 16 – Comparação das fraturas da liga Al-0,7% Si – 0,26 % Zr nos diâmetros [4;3.8;3,0 e 2.7] mm Sem Tratamento Térmico [STT].

4.3.1.4. Fractografia do $\phi=3\text{mm}$ (com e S.T.T)

Através da observação das fractografias da Figura 4.17, obtidas a partir das amostras submetidas a diferentes tipos de tratamentos térmicos, destaca-se a diferença na profundidade e tamanho das microcavidades para o corpo de prova com diâmetro de 3 mm. sem tratamento térmico [STT].

Para as fractografias dos corpos de prova submetidos a tratamento térmico a 230°C (TT230) e a 310°C (TT310) por 1h, observa-se uma particularidade em suas microcavidades. Nestes dois corpos de prova ocorrem as microcavidades com os maiores diâmetros. Isto sugere que as microcavidades coalesceram, devido a uma possível precipitação e rearranjo das discordâncias, com maior intensidade para a temperatura de 230°C. Este aspecto da fratura parece estar associado a uma maior concentração das partículas de segunda fase, como indicado por setas na Figura 4.17.

Na fratura do corpo de prova submetido à temperatura de tratamento térmico mais elevado 390 °C, constata-se uma diminuição mais pronunciada do tamanho das microcavidades, que também são mais profundas quando compara-se com as demais temperaturas de tratamento térmico. É possível que esta diferença acentuada esteja relacionada ao surgimento de micropartículas, amplamente distribuídas, provocado pelo aumento da temperatura e, desta forma, favorecendo a formação de sítios de nucleação de microcavidades. O aumento da profundidade das microcavidades, por sua vez, pode estar relacionado ao aniquilamento das discordâncias no material, o que o torna mais susceptível a deformar, elevando sua plasticidade. É possível que o par temperatura/tempo (390°C/1h) esteja associado a etapa de precipitação/recristalização, posterior a etapa de recuperação.

Nas imagens obtidas nas seções transversais dos corpos de prova não notamos uma diferença relevante no comportamento da partícula de segunda fase para os diferentes tratamentos, apesar de observamos uma clara

mudança nas microcavidades. Tais variações podem ter ocorrido pelos fatores já comentados, mas que cabe reforçar nesta parte da análise:

- diferença na temperatura do tratamento térmico, que causou um rearranjo na microestrutura deformada, em particular sobre as discordâncias;
- uma provável formação de micropartículas provocada pela temperatura de 390°C por 1h, que diminui o tamanho médio das microcavidades.

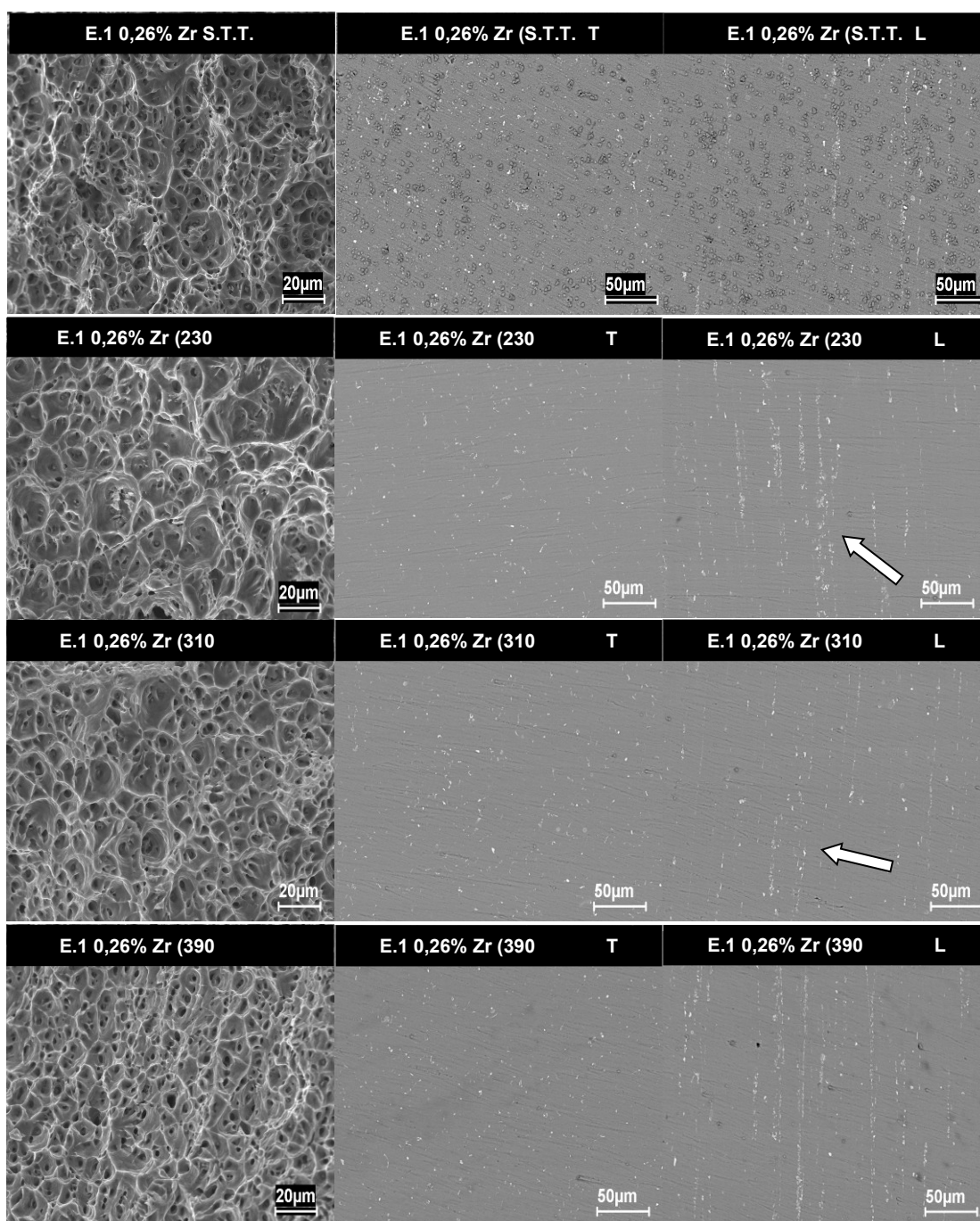


Figura 4.17 – Comparação das fraturas da liga Al-0,7% Si – 0,26 % Zr no diâmetro de 3 mm Sem Tratamento Térmico [STT] e com diferentes tratamentos térmicos por 1 hora. [STT]; [TT230]; [TT310]; [TT390].

4.3.2. ETAPA II

4.3.2.1. Caracterização Mecânica

Através dos resultados mecânicos obtidos após o procedimento da Etapa II, que consiste em manter a liga como fundida à temperatura de 310°C durante 24h, podemos observar na Tabela 4.10 e a na Figura 4.18 que novamente o corpo de prova com diâmetro de 3 mm tem um melhor LRT, pois após o tratamento térmico à 230°C por 1h, há uma elevação no seu limite de resistência a tração. O mesmo comportamento é apresentado pelo corpo de prova com diâmetro de 4 mm.

De maneira geral, para cada diâmetro em particular, vemos que com o aumento da temperatura do tratamento térmico há uma diminuição do seu LRT, tendo como causa provável o rearranjo e aniquilação das discordâncias.

Tabela 4.10 - Correlação entre diâmetro do corpo de prova, limite de resistência à tração (LRT) e temperatura de tratamento térmico (T.T).

Diâmetro	S.T.T.	T.T. 230 °C		T.T. 310 °C		T.T. 390 °C	
	LRT	LRT	Perda (%)	LRT	Perda (%)	LRT	Perda (%)
4,0	180,86	183,39	+ 1,39	159,79	11,65	158,1	12,58
3,8	180,94	178,06	1,59	163	9,91	154,93	14,37
3,0	235,51	238,05	+1,07	190,24	19,22	196,08	16,74
2,7	201,68	200,97	0,352	179,7	10,89	161,86	19,74

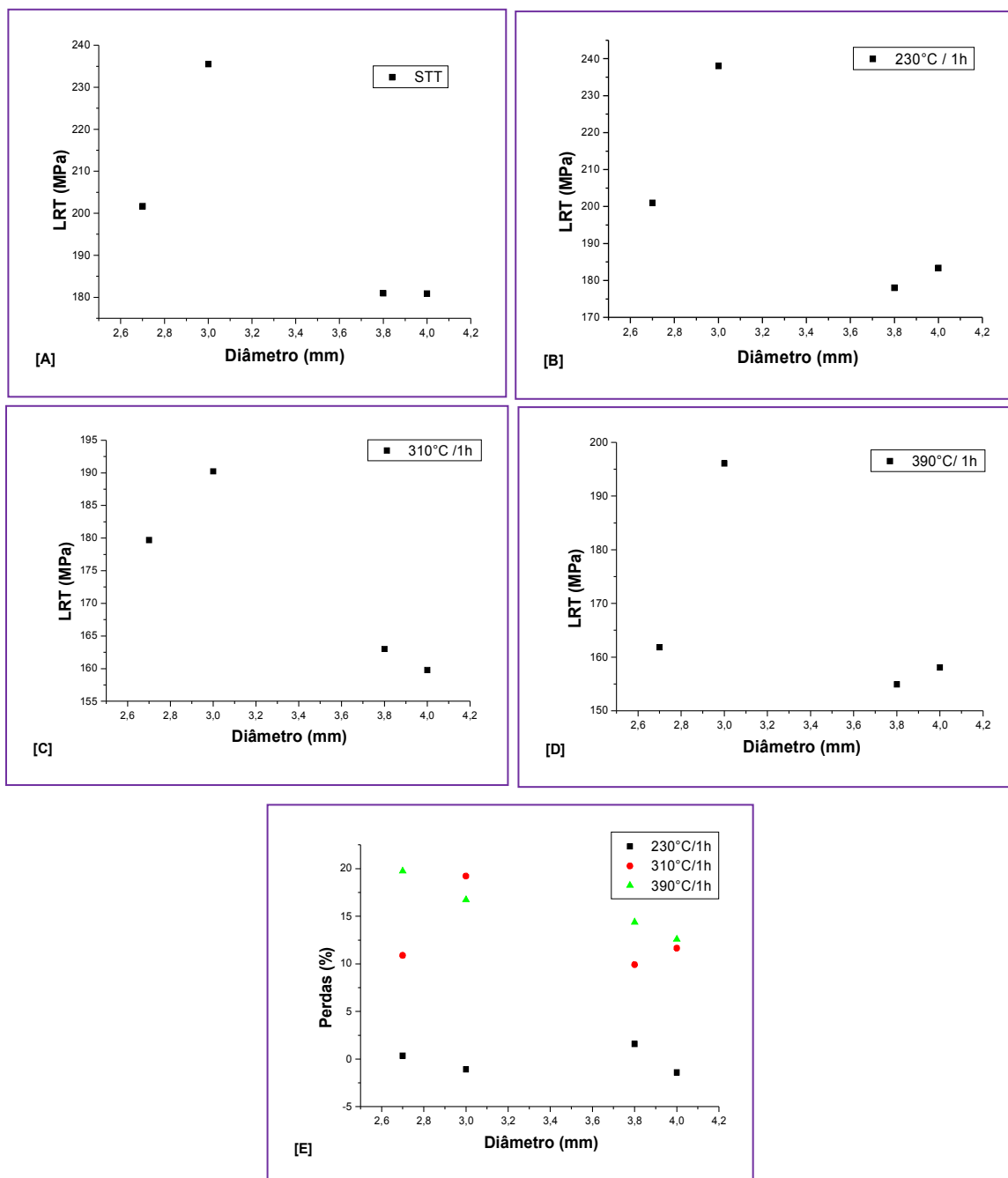


Figura 4.18 – Resultados da Caracterização Mecânica da Etapa II para os diâmetros [4; 3,8; 3 e 2,7] mm. Em [A] sem Trat. Térmico; em [B] com Trat. Térmico a 230°C; em [C] com Trat. Térmico a 310°C; em [D] com Trat. Térmico a 390°C e em [E] Relação das perdas ocorridas.

4.3.2.2. Caracterização Elétrica.

Os resultados da condutividade elétrica na ETAPA II, nos mostram de maneira geral, que com o aumento da temperatura dos diferentes tratamentos térmicos, há um acréscimo da condutividade elétrica (Tabela 4.11) o que é causado principalmente pela eliminação de defeitos pontuais gerados no momento da deformação. Porém o corpo de prova com diâmetro de 3mm teve um comportamento anômalo em relação ao dos demais analisados. Este comportamento pode ter sido provocado por um estagio inicial de precipitação, em que a resistividade aumenta bastante. Com o prosseguimento da precipitação, a resistividade passa a decrescer quando o tamanho médio desta partícula aumenta. (Hill, 1973)

Tabela 4.11 – Correlação entre diâmetro do corpo de prova, condutividade IACS e temperatura de tratamento térmico

Diâmetro/IACS	S.T.T.	T.T. 230°C		T.T. 310°C		T.T. 390°C	
	IACS	IACS	Ganho (%)	IACS	Ganho (%)	IACS	Ganho (%)
4	51,34	51,58	0,46	52,29	1,85	52,53	2,31
3,8	48,38	51,02	5,45	51,22	5,87	51,36	5,95
3	58,96	57,36	- 2,71	59,18	0,37	60,03	1,18
2,7	50,9	52,49	4,79	52,92	5,65	54,5	8,8

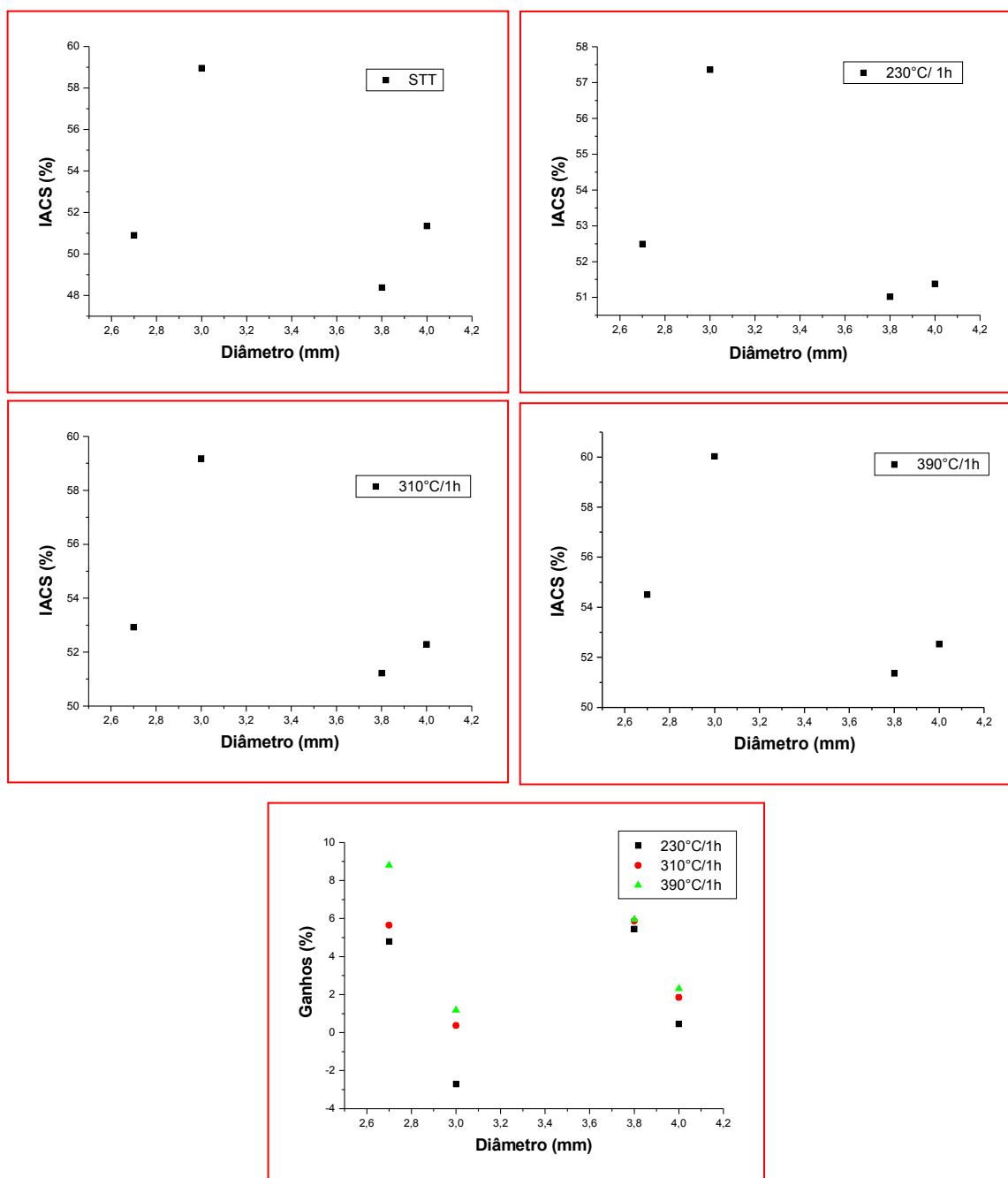


Figura 4.19 – Resultados da caracterização elétrica da ETAPA II para os diâmetros [4; 3,8; 3 e 2,7] mm. Em [A] sem Trat. Térmico; em [B] com Trat. Térmico a 230°C; em [C] com Trat. Térmico a 310°C em [D] com Trat. Térmico a 390°C e em [E] relação dos ganhos ocorridos

4.3.2.3. Caracterização Estrutural

A temperatura e a duração escolhida para o tratamento térmico na ETAPA II visou obter partículas de segunda fase, chamada de dispersóides, que, segundo alguns autores (RUSSEL; LEE 2005; PADILHA; PLAUT 2003; YANAGISAWA et. al. 1956; KNIPLING; 2007), tem acentuado efeito sobre a cinética de recristalização e controle do tamanho de grão. Porém a duração e a temperatura do tratamento térmico promovem uma série de fenômenos que acabam por modificar sensivelmente a estrutura e, em consequência, a topografia das fraturas. Um desses fenômenos seria a precipitação dos solutos existentes no material, com destaque para o (Si, Fe), que formam as partículas de segunda fase com maior possibilidade de observação via MEV.

A análise do conjunto de imagens mostradas na Figura 4.20 permite classificar a fratura como transgranular (a trinca se propaga através dos grãos DIETER, 1976), desenvolvendo o processo de nucleação, crescimento e coalescência de microcavidades (MEYERS E CHAWLA 2009) em todas as fraturas.

Na fratura relativa ao corpo de prova com diâmetro de 4,0mm encontram-se microcavidades maiores que as apresentadas para os outros diâmetros. Este resultado pode estar relacionado ao maior espaçamento das partículas de segunda fase entre si, ao grau de deformação imposta no material, que no caso é o menor, assim como a menor quantidade de discordâncias geradas pela conformação mecânica.

Nos corpos de prova com diâmetros de 3,8; 3,0 e 2,7mm não são observadas diferenças consideráveis no diâmetro e na profundidade das microcavidades, ocorrendo relativa homogeneidade nas suas dimensões.

Nas seções transversais dos corpos de prova não se verifica diferença tão apreciável nas partículas de segunda fase, porém nas seções longitudinais os microconstituintes em linhas estão mais grosseiros como indicam as setas na Figura 4.20, para os menores graus de deformação ($\theta = 4,0$ e $3,8$ mm) do que para os maiores ($\theta = 3,0$ e $2,7$ mm), fato este que pode estar associado a própria deformação imposta nos diferentes diâmetros.

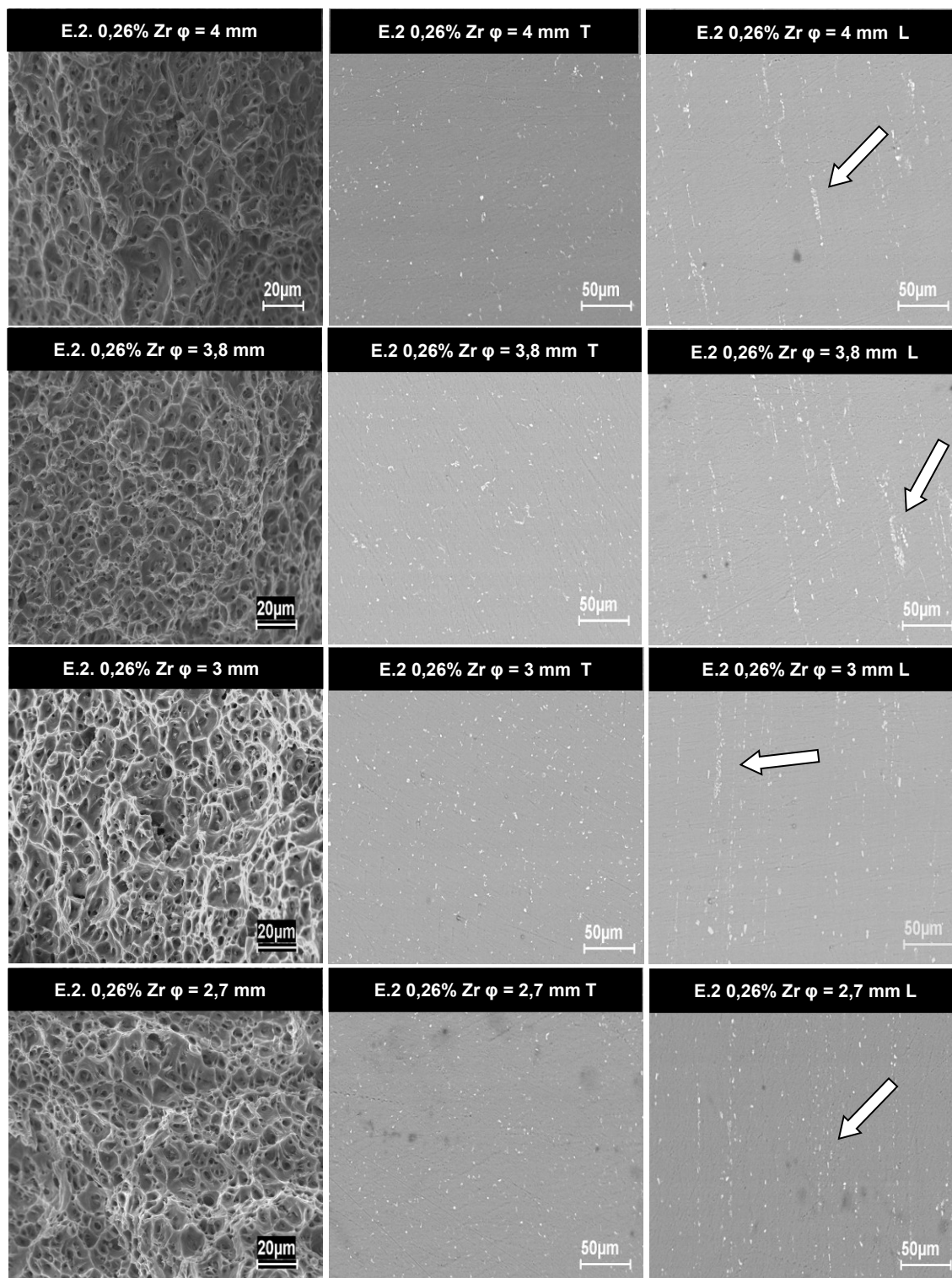


Figura 4.20 – Comparação das fraturas da liga Al-0,7% Si – 0,26 % Zr nos diâmetros [4;3.8;3,0 e 2.7] mm tratados termicamente na ETAPA II.

4.3.2.4. Fractografia de corpos de prova com $\phi=3\text{mm}$ (com e sem tratamento térmico)

As imagens da Figura 4.21 mostram o conjunto de fractografias de fraturas, e cortes transversais e longitudinais em corpos de prova com diâmetro de 3 mm, submetidos a diferentes tipos de tratamento térmico, com a finalidade de se avaliar a sua termorresistência.

Após a aplicação da Etapa II, que consistiu em tratamento térmico à 310°C por 24 horas, o material tornou-se mais dúctil, e conseqüentemente mais trabalhável, do que o resultante apenas da aplicação da Etapa I. Isso é devido à eliminação de defeitos cristalinos, como já dito anteriormente, o que possibilita uma melhor reação da liga ao encruamento, com a formação de emaranhados de discordâncias maiores do que os formados com a aplicação apenas da Etapa I.

Fenômenos como a precipitação tanto de elementos de transição, no caso Zr, quanto dos demais elementos presentes na liga (Fe, Si, Cu, etc.) tornaram maiores algumas partículas de segunda fase maiores no caso a $\alpha\text{-Al-Fe-Si}$, ou seja a escrita chinesa, devido a maior solubilidade no alumínio de elementos como silício e Ferro quando comparados com os elementos de transição. E possibilitou a geração de partículas de segunda fase (dispersóides), que tem uma menor mobilidade na matriz de alumínio devido à baixa solubilidade do Zircônio no alumínio.

Esses conjuntos de fatores causou a formação de estruturas alveolares mais finas, cuja homogeneidade pode ter sido originada pela presença da partícula Al_3Zr , que proporciona à microestrutura deformada uma estabilidade maior do que a da formada apenas com a aplicação da Etapa I.

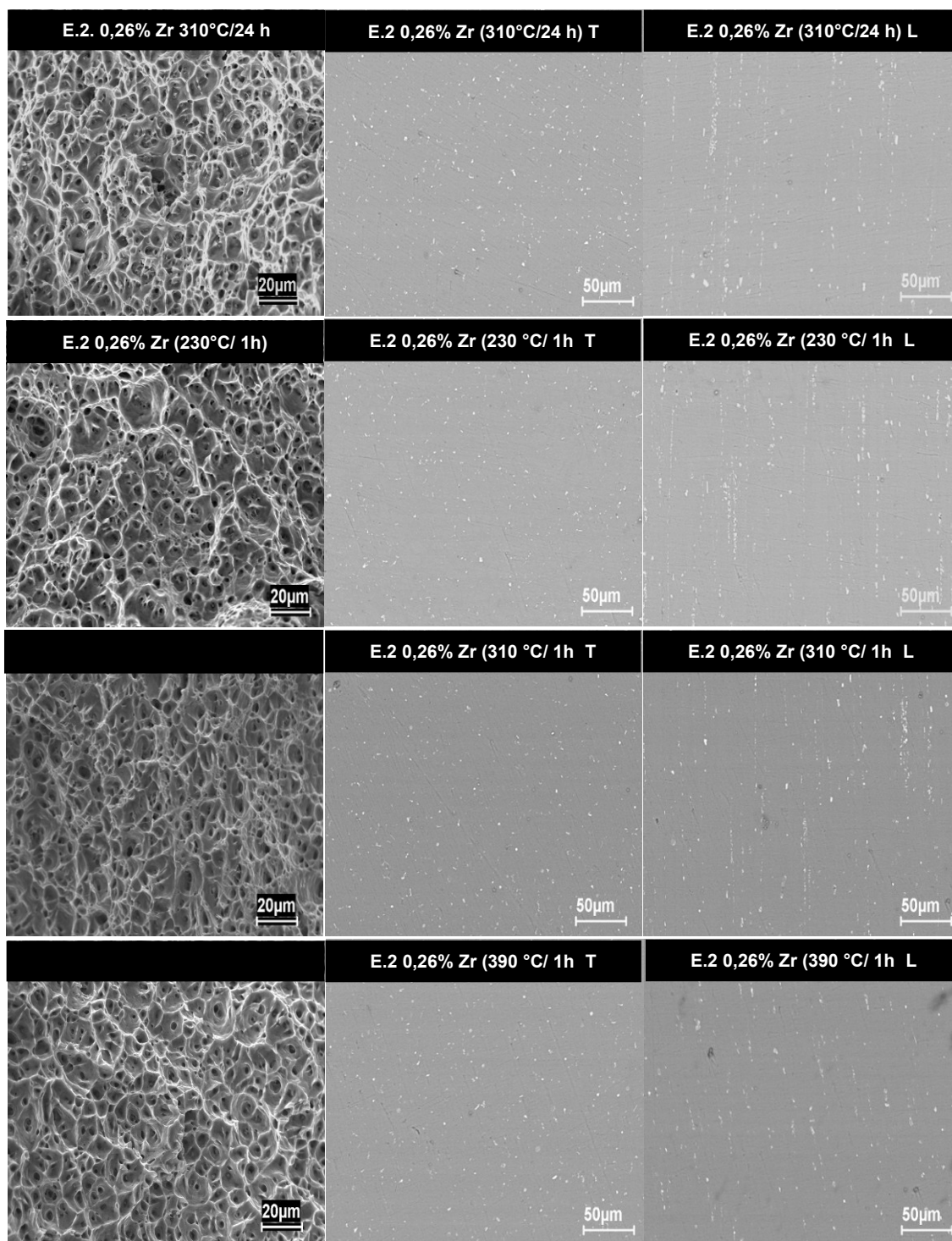


Figura 4.21- Comparação das fraturas da liga Al-0,7% Si – 0,26 % Zr na Etapa 2 no diâmetro de 3 mm Sem Tratamento Térmico [STT] e com diferentes tratamentos térmicos por 1 hora. [STT]; [TT230]; [TT310]; [TT390].

4.4. Caracterização das Ligas com Diferentes Teores de Zr

A partir da análise feita com a liga de Al-0,7%Si com 0,26% de Zr, foi definido que o diâmetro de 3 mm, por ter obtido o melhor desempenho no LRT e condutividade elétrica será utilizado para o desenvolvimento e geração dos próximos resultados a serem avaliados na liga base sem Zr e nos teores de [0,1; 0,26; 0,35 e 0,45]% de Zr.

O teor de 0,26% de Zr terá seus resultados novamente aqui expostos afim de ter-se uma melhor avaliação do efeito do Zr sobre as propriedades mecânicas e elétricas da liga Al-0,7%Si.

4.4.1. ETAPA I

4.4.1.1. Caracterização Mecânica

Como descrito na metodologia da ETAPA I, as diferentes ligas serão vazadas, usinadas, laminadas e após isto serão submetidas a tratamento térmico para avaliação da sua termorresistênciae, corpos de prova com diâmetro de 3mm.

Podemos observar na Tabela 4.12 e Figura 4.22 que a inserção de zircônio provocou um aumento na resistência mecânica da liga base, assim como um aumento da termorresistência, tendo destaque para o teor de 0,45% de Zr e 0,35% de Zr, que mostraram uma diminuição menos acentuada da sua resistência à tração quando comparada aos demais teores (Figura 4.23).

Todas as ligas modificadas com zircônio se mostraram termorresistentes segundo o protocolo COPEL. A liga sem adição de Zr não pode ser considerada como termorresistente, pois a variação negativa de seu LRT foi maior do que 10%quando submetido à temperatura de 230 °C por 1h.

Tabela 4.12 - Resultados experimentais da determinação do LRT em corpos de prova da liga Al-0,7%Si com diâmetro de 3 mm e diferentes teores de Zr, sem tratamento térmico (S.T.T.) e após serem submetidos à ETAPA I, com tratamento térmico à 230, 310 e 390°C.

Ligas	S.T.T.	T.T. 230 °C		T.T. 310 °C		T.T. 390 °C	
	LRT	LRT	Perda (%)	LRT	Perda (%)	LRT	Perda (%)
0% Zr	241,54	201,86	16,42	149,61	38,06	113,19	53,13
0,11% Zr	243,72	226,14	6,97	180,13	26,09	120,59	50,52
0,26% Zr	249,03	227,76	8,54	201,69	19,01	176,2	29,24
0,35% Zr	255,97	239,84	6,3	209,96	17,97	197,7	22,76
0,45% Zr	256,90	242,65	5,54	220,48	14,17	195,27	23,99

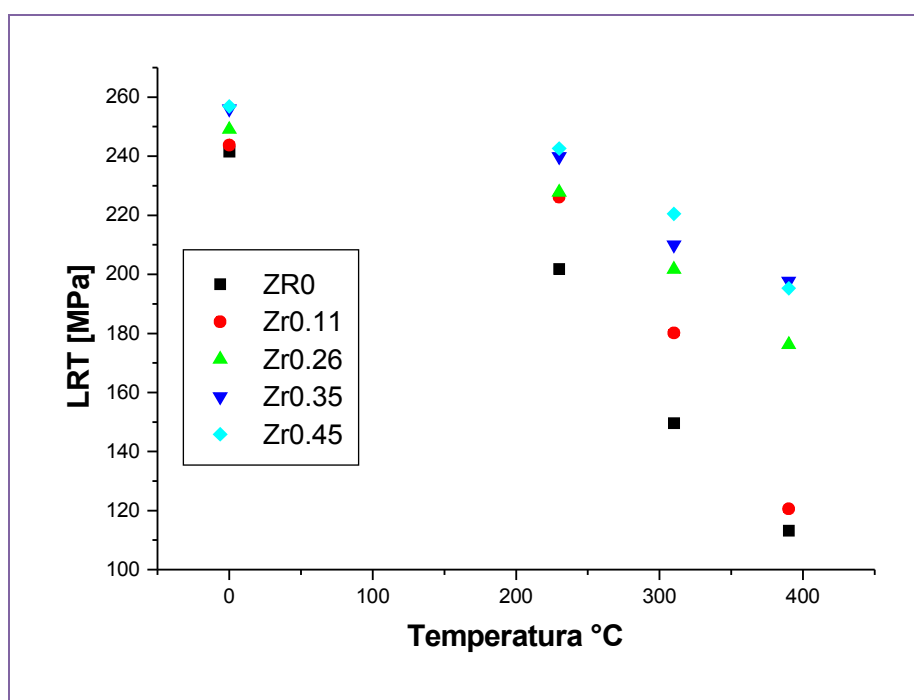


Fig. 4.22 - Caracterização mecânica da ETAPA I, Variação do LRT em função da temperatura do tratamento térmico, Para diferentes teores de Zr no diâmetro de 3 mm.

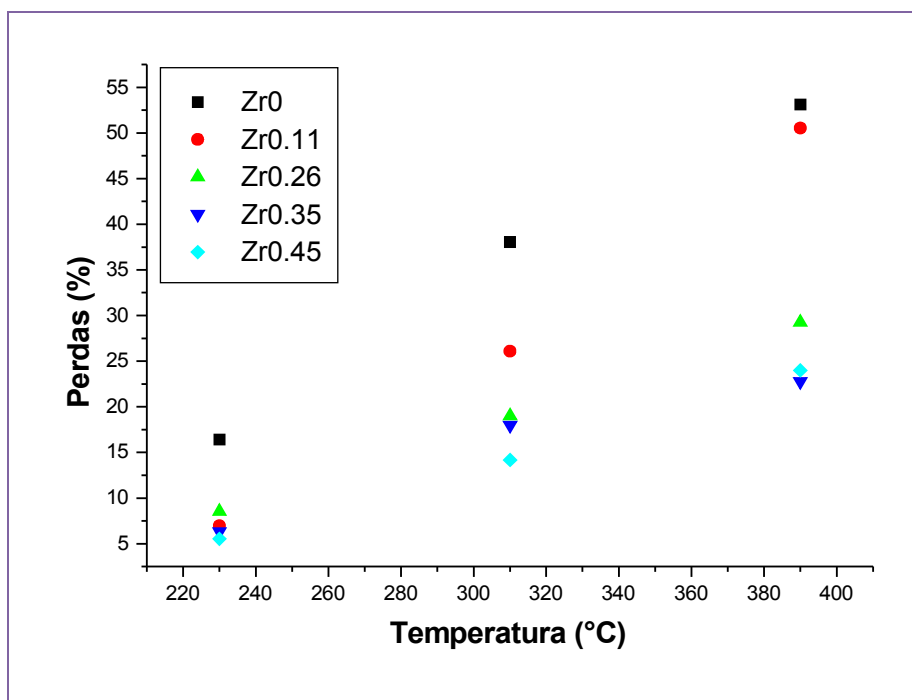


Figura 4.23 Caracterização mecânica da ETAPA I, Perdas de Resistência em função de diferentes temperaturas de tratamento térmico durante 1h.

4.4.1.2. Caracterização Elétrica.

Os resultados obtidos na caracterização elétrica das ligas estudadas na ETAPA I são mostrados na Figura 4.24 e Tabela 4.13, as quais são referentes à condutividade em IACS e % de ganhos respectivamente, ambas em função do diferente tratamento térmico durante 1 hora.

A análise dos resultados da condutividade elétrica nesta etapa, permitiu uma melhor visualização da influência das diferentes concentrações de Zr nas características elétricas da liga Al-0,7%Si. Observa-se que teores crescentes de zircônio provocam a queda expressiva na condutividade elétrica da liga (Tabela 4.13). Porém, após o tratamento térmico (Etapa I), observa-se o aumento da condutividade elétrica, por rearranjo da microestrutura deformada (discordâncias).

Tabela 4.13 – Resultados experimentais da condutividade elétrica da liga Al-0,7%Si, com diferentes teores de Zr, sem tratamento térmico (S.T.T.) e após a aplicação da ETAPA I, com tratamento térmico à 230, 310 e 390°C.

Ligas	S.T.T.	T.T. 230°C		T.T. 310°C		T.T. 390°C	
	IACS	IACS	Ganho (%)	IACS	Ganho (%)	IACS	Ganho (%)
0% Zr	60,63	66,26	9,28	65,15	7,45	65,72	8,39
0,11% Zr	58,52	62,65	7,05	63,29	8,15	63,92	9,22
0,26% Zr	53,69	56,38	5,01	56,65	5,51	58,23	8,45
0,35% Zr	53,13	55,96	5,32	57,72	8,63	58,5	10,1
0,45% Zr	52,65	54,9	4,27	55,97	6,3	57,06	8,37

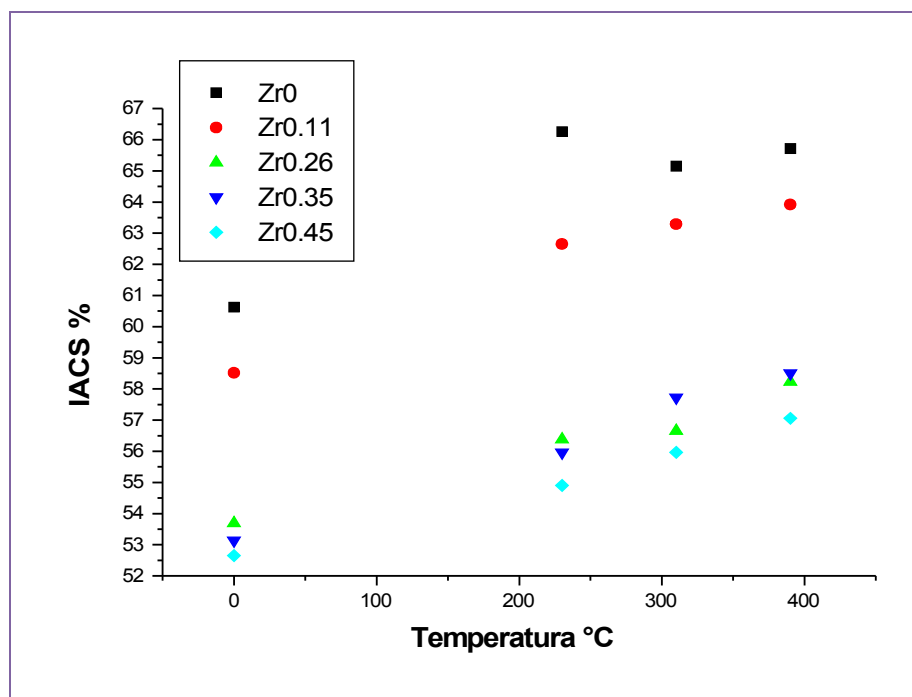


Figura 4.24 – Caracterização elétrica da ETAPA I, Condutividade em % IACS em função de diferentes temperaturas de tratamento térmico durante 1h.

A variação da condutividade elétrica ocorreu de forma inversa ao observado para a variação do LRT. No caso da condutividade elétrica ocorreram ganhos à medida que foram utilizadas maiores temperaturas de tratamento térmico (Figura 4.25). Estes resultados divergentes mostram que, à medida que a recristalização progride diminui o LRT e aumenta a capacidade de conduzir energia elétrica da liga.

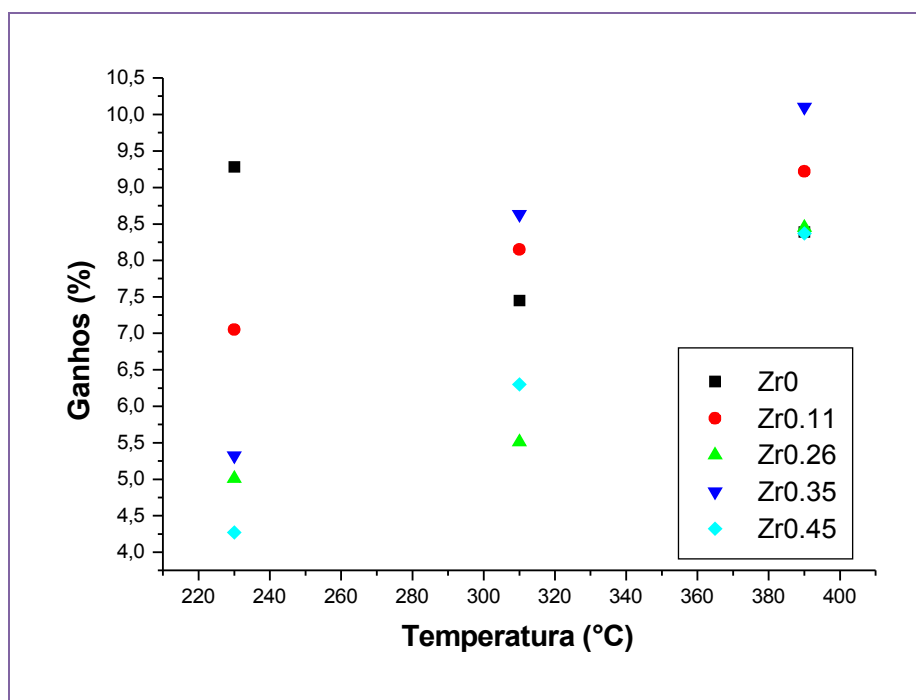


Figura 4.25 – Caracterização elétrica da ETAPA I, mostrando a relação de % de ganhos de condutividade elétrica em função de diferentes temperaturas de tratamento térmico durante 1h.

4.4.2. Resultados da ETAPA II

4.4.2.1. Caracterização Mecânica

Os resultados dos ensaios de tração, após a aplicação do tratamento térmico da ETAPA II, são mostrados na Tabela 4.14 e Figura 4.26. Verifica-se que o tratamento térmico imposto previamente à deformação das ligas modificadas com zircônio, gerou uma estabilidade térmica, este fato pode ter sido ocasionado pela presença de dispersóides distribuídos homogeneamente na matriz de alumínio.

Analisando os valores de perda de LRT após o tratamento térmico à 230°C por 1h, observamos que todas as ligas modificadas com Zr se adequaram como termorresistentes, segundo o protocolo COPEL. As ligas tornaram-se mais resistentes após a aplicação do tratamento térmico da ETAPA II do que aquelas submetidas apenas ao tratamento térmico da ETAPA I.

A liga com teor de 0,26% de Zr obteve um acréscimo no seu LRT quando submetido ao tratamento térmico de 230°C durante 1h, ou seja, ele não gerou uma perda no LRT e sim um ganho Figura 4.27.

NOVIKOV (1994) descreve que o endurecimento na região da temperatura de recuperação aparente contradiz o próprio conceito de recuperação, que esta relacionada com a eliminação parcial do encruamento. Este fenômeno depende da composição química da solução sólida.

Analisando os demais teores modificados com zircônio, porém a temperaturas mais elevadas, observa-se um leve acréscimo no LRT, quando comparado os valores referentes aos ensaios de tração no tratamento térmico de 390 com os de 310, contudo vemos que para a liga sem a adição de Zr temos apenas uma perda crescente da resistência mecânica repetindo as características observadas na etapa 1.

Deste modo podemos afirmar que o tratamento térmico antes da deformação, realizado nas condições do presente estudo, tornou a liga

modificadas com zircônio menos suscetível a perdas de resistência mecânica quando expostas a temperaturas elevadas.

Tabela 4.14 - Resultados experimentais da determinação do LRT em corpos de prova da liga Al-0,7%Si com diâmetro de 3 mm e diferentes teores de Zr, sem tratamento térmico (S.T.T.) e após serem submetidos à ETAPA II, com tratamento térmico à 230, 310 e 390°C.

Ligas	S.T.T.	T.T. 230 °C		T.T. 310 °C		T.T. 390 °C	
	LRT	LRT	Perda (%)	LRT	Perda (%)	LRT	Perda (%)
0% Zr	218,97	188,68	13,83	145,81	33,41	113,49	48,17
0,11% Zr	214,70	202,67	5,6	114,28	46,77	121,63	43,34
0,26% Zr	235,51	238,05	+1,07	190,24	19,22	196,08	16,74
0,35% Zr	223,71	221,75	0,87	181,92	18,68	197,7	11,62
0,45% Zr	237,76	234,12	1,53	200,59	15,63	202,21	14,95

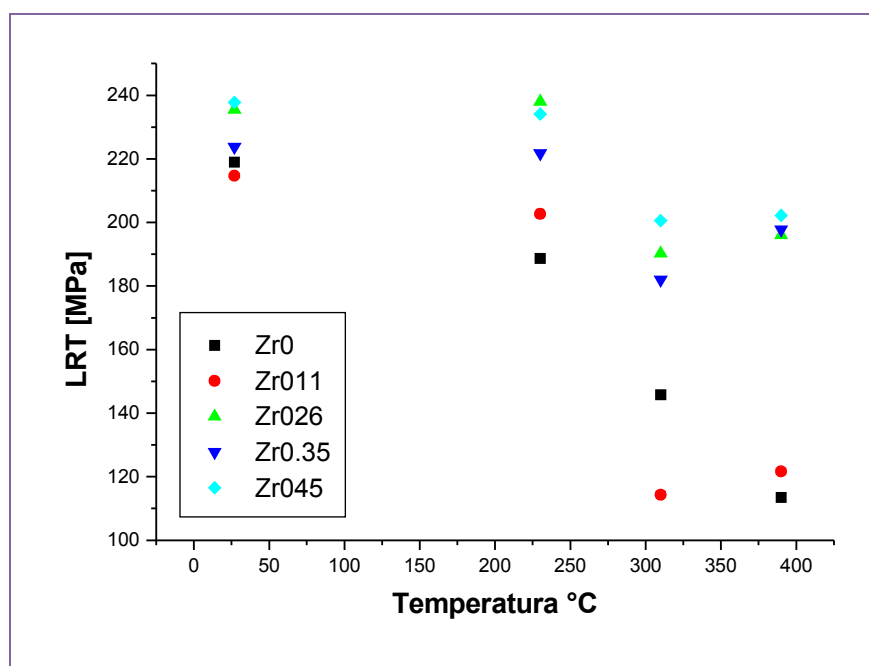


Figura 4.26 - Caracterização mecânica da ETAPA II, relacionando a variação do LRT em função da temperatura do tratamento térmico. Material laminado a frio até o diâmetro de 3 mm (com 90% de deformação).

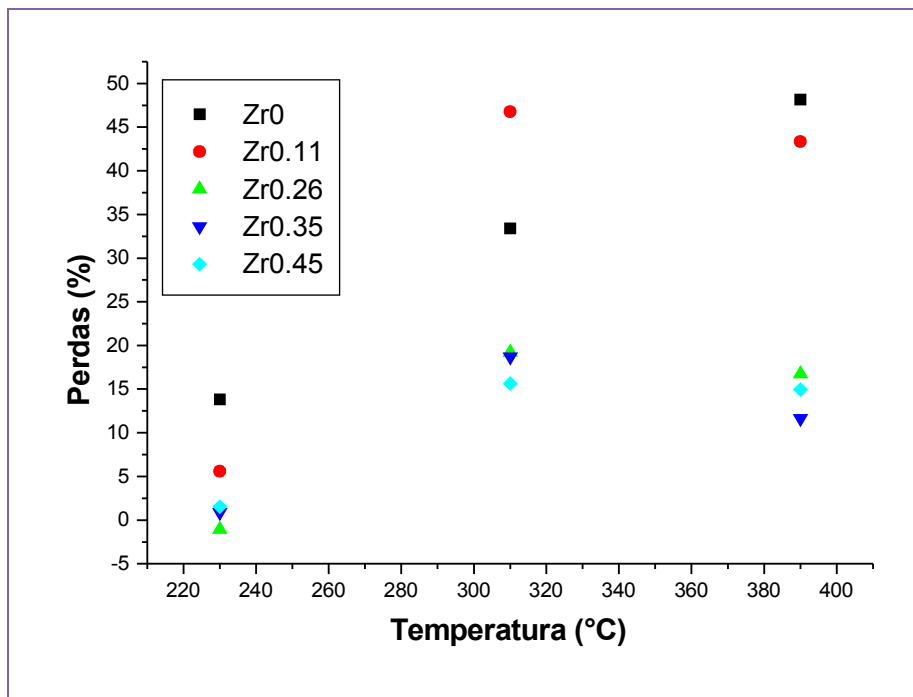


Figura 4.27 - Caracterização mecânica da ETAPA II, relacionando as perdas de resistência em função de diferentes temperaturas de tratamento térmico durante 1h.

4.4.2.2. Caracterização Elétrica

Através dos resultados obtidos na caracterização elétrica dos fios no diâmetro de 3mm, constatou-se um aumento na condutividade elétrica nas ligas modificada com diferentes % de Zr, quando tratada termicamente a 310° C no período de 24h, este comportamento está associado a diminuição dos átomos de soluto em solução sólida que para a liga da ETAPA I sem tratamento térmico se encontravam na liga de maneira supersaturada no estado sólido.

O ganho obtido na condutividade elétrica foi proporcionado pelos motivos já explicados anteriormente, como a diminuição da densidade de discordâncias e aniquilação de defeitos pontuais. Na figura 4.28 podemos observar um comportamento atípico da liga com 0,11% de Zr que no caso perdeu condutividade a partir da temperatura de 310°C este fenômeno pode ter

vido provocado por um novo estagio de precipitação no qual há uma diminuição sensível da condutividade IACS.

Tabela 4.15 - Resultados experimentais da condutividade elétrica da liga Al-0,7%Si, com diferentes teores de Zr, sem tratamento térmico (S.T.T.) e após a aplicação da ETAPA II, com tratamento térmico à 230, 310 e 390°C.

Ligas	S.T.T.	T.T. 230°C		T.T. 310°C		T.T. 390°C	
	IACS	IACS	Ganho (%)	IACS	Ganho (%)	IACS	Ganho (%)
0% Zr	66,72	67,27	0,82	67,7	1,46	66,13	- 0,88
0,11% Zr	62,59	64,56	3,14	63,60	1,16	63,22	1
0,26% Zr	58,96	57,36	-2,71	59,18	0,37	60,03	1,81
0,35% Zr	56,22	57,48	2,24	58,93	4,82	57,41	2,11
0,45% Zr	56,39	56,45	0,1	59,36	5,26	60,47	7,23

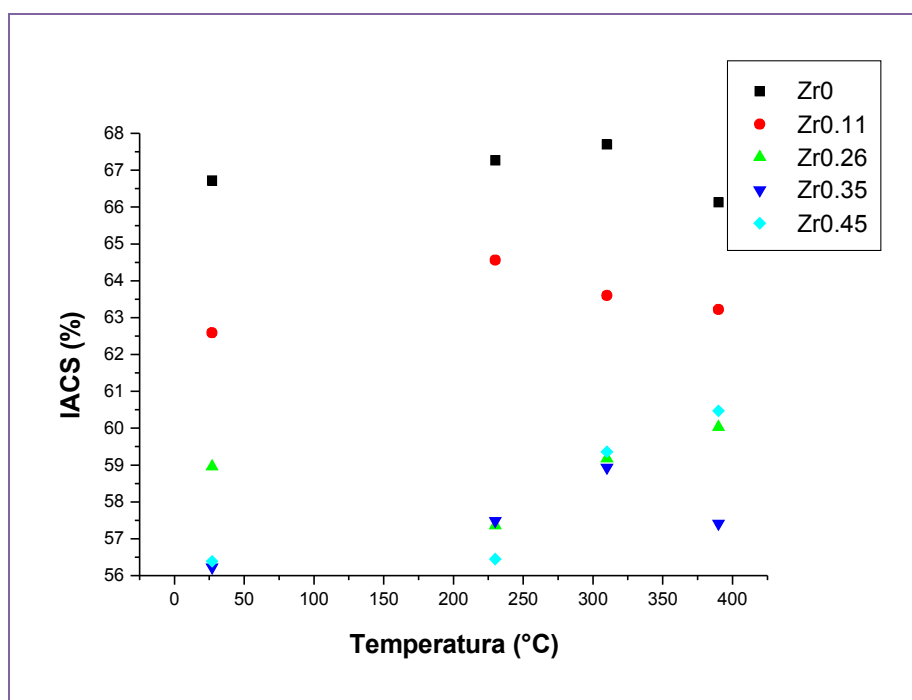


Figura 4.28 – Caracterização elétrica da Etapa II, Condutividade em % IACS em função de diferentes temperaturas de tratamento térmico durante 1h.

5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

5.1 Conclusões

A partir da avaliação do efeito de diferentes teores de Zr sobre a estrutura bruta de fusão da liga Al-0,7%Si, podemos afirmar que maiores concentrações de Zr provocam uma diminuição considerável no tamanho do grão, com destaque para o teor de 0,45% de Zr que obteve a maior redução de tamanho de grão.

A microestrutura conhecida como “escrita chinesa”, foi encontrada na liga base Al-EC-0,7%Si sem zircônio, e observada para os demais teores. Apesar de detectado um leve aumento do teor de Zr nas análises de EDS, não foi possível visualizar partículas primárias com grandes concentrações de Zr, que só foi encontrado na liga com teor de 0,45% Zr, que apresentou duas morfologias distintas que contribuíram para a diminuição do tamanho dos seus grãos.

Diante da metodologia desenvolvida no presente estudo para observação da ação da partícula de segunda fase (dispersóides) na liga-base de alumínio temos as seguintes conclusões para as diferentes etapas:

ETAPA I

Verificamos que teores crescentes de zircônio aumentam tanto o LRT quanto a temperatura de recristalização; constatou-se que todas as ligas modificadas com Zr, se enquadram como termorresistentes, segundo o protocolo COPEL, porém apresentaram uma queda muito acentuada quando tratadas termicamente à temperaturas de 310°C e 390°C.

As respostas obtidas na caracterização elétrica nos mostraram que, quanto maior a presença do elemento Zr na liga menor será a sua condutividade elétrica. Todos os resultados referentes aos ensaios elétricos, após os testes de termoresistividade sofreram um aumento na condutividade devido à diminuição da densidade de defeitos cristalinos lineares e pontuais, ou seja, discordâncias ou vacâncias geradas no momento da deformação plástica.

ETAPA II

Todas as amostras da ETAPA II foram submetidas a um tratamento térmico à 310°C por 24 h, pretendendo formar dispersóides, que são partículas finas, distribuídas homoganeamente pela matriz de Al, provocam o aumento da sua resistência a temperaturas elevadas. Através dos resultados obtidos com diferentes temperaturas de tratamento térmico durante 1 hora observamos a característica de termoresistência associado a um ganho de condutividade elétrica em relação à ETAPA I, para todas as ligas modificadas com Zr.

O melhor comportamento da condutividade elétrica está associado ao tratamento térmico aplicado às ligas na ETAPA II, que promoveu: rearranjos e aniquilação dos defeitos cristalinos derivados da solidificação e a diminuição do número de átomos de soluto em solução sólida, contribuindo assim para um aumento da condutividade elétrica de todas as ligas.

As propriedades mecânicas das ligas da Etapa II sofreram uma perda percentual menor do que na Etapa I, o que pode ter sido causado pela menor quantidade de dispersóides presentes na liga, já que na ETAPA I não houve a precipitação dos mesmos. A liga de Al-0,7%Si com 0,26% de Zr mostrou uma melhoria no LRT quando submetido ao protocolo COPEL. Não ocorreu perda, mas sim um ganho de 1,07% em seu LRT, fato este que pode estar relacionado à composição da solução sólida desta liga. Este comportamento não é observado para os demais teores, na temperatura de 230°C por 1 hora.

Para a temperatura de 390 °C foi observado um acréscimo no LRT e novamente este fenômeno ocorreu para o teor de 0,26% de Zr. Porém para esta temperatura destaca-se a liga com teor de 0,35% de Zr que perdeu apenas 11% do seu LRT, o que a deixa muito perto de se enquadrar no

protocolo COPEL como termorresistente, porém a uma temperatura superior à estipulada pelo mesmo.

5.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

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

- Avaliar as propriedades mecânicas e elétricas da liga base Al-EC-0,7%Si com diferentes teores de zircônio modificando a temperatura de homogeneização de 310°C para temperaturas superiores para melhor compreensão do processo de formação de dispersóides.
- Avaliar a resistência à corrosão da liga termorresistente, Al-EC-0,7%Si com 0,26% de Zr.
- Analisar a correlação entre as propriedades mecânicas e elétricas de fios para Tx e Dx de energia elétrica das ligas Al-EC modificadas com teores de silício e zircônio em molde unidirecional.

REFERÊNCIAS

ABNT-Associação Brasileira de Normas Técnicas – “**Fios e cabos elétricos – Tração à ruptura em componentes metálicos**”, Rio de Janeiro, Ago. 1981, NBR 6810.

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

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

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

ABNT-Associação Brasileira de Normas Técnicas – “**Fios de alumínio-ligados, de seção circular, para fins elétricos**”, Rio de Janeiro, Nov. 1985, NBR 5285.

Alumatter Aluminum disponível em:

<http://aluminium.matter.org.uk/content/html/ENG/default.asp?catid=67&pageid=670209425> acesso em 11.04.2010

AMBROSI, I.; GONZATTO, V.; **Situação Energética no Brasil e Alternativas Frente a Falta de Investimentos no Setor**, Teor. Evid. Econ., Passo Fundo, Ano 1, n.1, , março 1993, p.143-164.

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

FRACTOGRAPHY V.12, ASM Handbook, ASM International V.12, 1987, 34 p

ASM INTERNATIONAL. **Aluminum and Aluminum alloys**. v.4. Estados Unidos: Davis & Associates, 1998

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, 2003, p.1215–1244

BRESCIANI, E. F.; ZAVAGLIA, C. A. C.; BUTTON, S. T.; GOMES, E.; NERY, F. A.C.; **Conformação Plástica dos Metais**. 4 Ed. Unicamp, 1991, p.17

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, dezembro 2006 p. 69-76.

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

Ciência dos materiais multimídia; Disponível em:
<http://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; 1994; p.10

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

Dunand Research group; Disponível em:
<http://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. 30A, june, p. 1999-1615

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 Pós graduação em ciência e engenharia dos materiais, São Carlos, 2005

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

GOMES, M. R.; BRESCIANI, E. F.; **Propriedade e usos de metais não ferrosos**. ABM, 2° 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, August 2004 p.833-839

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 and Related Annealing Phenomena**, PERGAMON, 1996

KAUFMAN, J. G.; ROOY, E. L.: **“Aluminum Alloy Casting: Properties, Processes, and Applications”**, ASM Internetedional - 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, 1963, p231-300.

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, October, 2007, p. 2552-2563.

LOHAR, A.K.; MONDAL, B.; RAFAJA, D.; KLEMM, V.; PANIGRAHI S.C.; **Microstructural investigations on as-cast and annealed Al-Sc and Al-Sc-Zr Alloys.** Materials Characterization N° 60, 1387-1394, 2009

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

METALLOGRAPHY AND MICROSTRUCTURES, Vol 9, Metals Handbook, 9th ed., American Society for Metals, 1985, p 1707

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

NOVIKOV I.; **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais;** Ed UFRJ; Rio de Janeiro, 1994

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.

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

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

RED HILL, R.E.; **Princípio de Metalurgia Física**, 2ª. ed., Guanabara Dois; Rio de Janeiro, 1982, p. 310

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

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

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, 1963. p .131-181

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

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

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. 1956 (1956) N°. 20 p.68-75,44

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

ZOLOTOREVSKY, V. S.; BELOV, N. A. AND GLAZOFF, M. V.; **Casting Aluminum Alloys**, Ed. ELSEVIER, Moscou, 2007, p. 431

WAHEED, A.; LORIMER, G. W.; **Dispersoids in Al–Li AA8090 series alloys**, *Journal of Materials Science* N°32.1997, p. 3341 - 3347