

UNIVERSIDADE FEDERAL DE PELOTAS
Centro de Desenvolvimento Tecnológico - CDTec
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

Dissertação de Conclusão de Mestrado



**ESTUDO DO COMPORTAMENTO CORROSIVO DE UMA LIGA SOLDADA DE
ALUMÍNIO 7003**

Vinícius Perret Furtado

Pelotas, 2017

Vinícius Perret Furtado

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO CORROSIVO DE UMA LIGA SOLDADA DE
ALUMÍNIO 7003**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Pelotas, como requisito de obtenção de título de Mestre.

Orientador: Prof. Dr. Fernando Machado

Co-Orientadora: Prof.^a. Dr.^a Alice Gonçalves Osório

Pelotas, 2017

Universidade Federal de Pelotas / Sistema de Bibliotecas
Catalogação na Publicação

F994e Furtado, Vinícius Perret

Estudo do comportamento corrosivo de uma liga soldada de alumínio 7003 / Vinícius Perret Furtado ; Fernando Machado Machado, orientador ; Alice Gonçalves Osório, coorientadora. — Pelotas, 2017.

105 f. : il.

Dissertação (Mestrado) — Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Centro de Desenvolvimento Tecnológico, Universidade Federal de Pelotas, 2017.

1. Alumínio. 2. Potencial de corrosão. 3. Corrosão-sotensão. 4. Corrosão intercrystalina. I. Machado, Fernando Machado, orient. II. Osório, Alice Gonçalves, coorient. III. Título.

CDD : 620.11063

Vinícius Perret Furtado

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO CORROSIVO DE UMA LIGA SOLDADA DE
ALUMÍNIO 7003**

Dissertação aprovada, como requisito parcial, para obtenção do grau de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Centro de Desenvolvimento Tecnológico - CDTec, Universidade Federal de Pelotas.

Data da Defesa: 27/11/2017

Banca examinadora:

Prof. Dr. Fernando Machado (Orientador)

Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Prof. Dr^a. Alice Gonçalves Osório (Co-Orientadora)

Doutora em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Prof. Dr. Jorge Luís Braz Medeiros

Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Prof. Dr. José Henrique Alano

Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais pela Universidade Federal de São Carlos

Prof. Dr. Luciano Biehl

Doutor em Engenharia Metalúrgica e dos Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Prof. Dr. Rubens Camaratta (Suplente)

Doutor em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais pela Universidade Federal do Rio Grande do Sul

AGRADECIMENTOS

Aos professores, orientador e co-orientadora, respectivamente Prof. Dr. Fernando Machado e Prof.^a Dr.^a Alice Gonçalves Osório, pelo apoio e orientação dado em todos os momentos de realização deste trabalho.

A empresa Freedom Veículos Elétricos LTDA, em nome da Eng.^a Gabriela Bastos, pelo fornecimento do material e preparo dos corpos-de-prova.

Aos professores do Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais (PPGCEM) da Universidade Federal de Pelotas (UFPel), pelos ensinamentos.

A Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES).

Ao Prof. Dr. José Henrique Alano pelo suporte dado nos ensaios eletroquímicos e participação na banca avaliadora.

A bolsista, graduanda em Engenharia de Materiais, Tábata Aires pela dedicação e zelo no preparo das amostras.

A Fernanda Oliveira Ulguim e aos colegas de curso pelo apoio e incentivo na elaboração deste trabalho.

Aos Laboratórios de Pesquisa em Materiais (LAPEM) e de Filmes Finos e Novos Materiais (LAFFIMAT), ambos da UFPel, pela disponibilização dos equipamentos.

Ao Centro de Microscopia Eletrônica do Sul (CEME-SUL) da Universidade Federal do Rio Grande (FURG) pela disponibilização de equipamentos para caracterização.

Aos professores convidados da FURG, para participação da banca avaliadora: Prof. Dr. Jorge Luís Braz Medeiros e Prof. Dr. Luciano Biehl.

À UFPel e ao PPGCEM pela oportunidade.

RESUMO

Um dos principais contratempos para aplicações do alumínio consiste no processo de soldagem, maiormente no caso de ligas endurecidas por precipitação, como as da série 7xxx. O processo de soldagem é desfavorável para as propriedades mecânicas, devido a modificação da microestrutura e da composição química, influenciadas tanto pelo material de adição como pelo gradiente de temperatura. Nesse tipo de liga, registra-se também a propensão a corrosão sob tensão (CST) e corrosão intercrystalina (CI), provocada pela sinergia de tensão mecânica, associada a exposição em ambientes agressivos. O objetivo deste trabalho foi de analisar o comportamento corrosivo da liga de alumínio 7003-T4 soldada por processo *gas metal arc weld* (GMAW). Para tanto, analisou-se a micro-dureza superficial e sua correlação com os efeitos térmicos do processo de soldagem, assim como sua suscetibilidade a CI. Ainda investigou-se os efeitos da CST em corpos-de-prova submetidos a diferentes tensões, através da análise em microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectroscopia por dispersão de energia de raios X (EDS) e cálculo das taxas de corrosão. Por fim, aplicou-se técnica eletroquímica, para análise do potencial de corrosão nas diferentes regiões da liga soldada. Na análise de micro-dureza a liga apresentou amaciamento na região da zona afetada pelo calor (ZAC), revelando nesta, grãos mais alongados e de maior área. O teste de suscetibilidade a CI, demonstrou que a liga soldada, sofreu difusão de elementos para formação de precipitados de $MgZn_2$ no contorno dos grãos. Verificou-se que a velocidade de corrosão correlaciona-se com a tensão mecânica aplicada ao material. Para tensões na faixa de 300 e 400 MPa, registrou-se os maiores valores de taxa de corrosão, tendendo a uma estabilização. Através das micrografias observou-se que, para a região da ZAC, quanto maior a tensão, maior a área de formação de precipitações, já na região do metal base (MB) verificou-se uma estabilização da área de precipitações independente da tensão. Para ambas regiões houve uma redução do tamanho médio das partículas de precipitados associada a elevação da tensão. Na polarização potenciodinâmica verificou-se que o ramo anódico das curvas exibiram comportamento de dissolução de metal ativo, devido ao aumento da densidade de corrente em conjunto com o potencial anódico. Verificou-se que a região da ZAC possuiu uma velocidade de corrosão na ordem de 4 vezes maior em comparação ao

MB. O maior valor de corrente de passivação verificado na ZAC, sugere que nesta região, ocorreu uma maior degradação da capacidade de passivação.

Palavras chave: Alumínio; 7xxx; Corrosão-sob-tensão; Corrosão intercristalina.

ABSTRACT

One of the greatest adversities for aluminum applications is the welding process, especially in the case of precipitation hardened alloys such as 7xxx series. The welding process is unfavorable for the mechanical properties, due to modification of the microstructure and the chemical composition, influenced by both the addition material and the temperature gradient. In this type of alloy, there is also the propensity for stress corrosion cracking (SCC) and intercrystalline corrosion (IC), caused by the synergy of mechanical stress, associated with exposure in aggressive environments. The objective of this study was to analyze the corrosive behavior of 7003-T4 aluminum alloy welded by gas metal arc weld (GMAW) process. The surface microhardness and its correlation with the thermal effects of the welding process, as well as its susceptibility to IC, were analyzed. The effects of SCC on test specimens subjected to different stresses were also analyzed by scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive x-ray spectrometry (EDS) and corrosion rates calculation. Finally, electrochemical technique was applied to analyze the potential corrosion in the different regions of the welded alloy. In the micro-hardness analysis the alloy presented softening in the heat affected zone (HAZ), revealing in this, grains more elongated and larger area. The test of susceptibility to IC showed that the welded alloy was diffused by elements to form $MgZn_2$ precipitates in the grain boundary. It was found that the corrosion rate correlates with the stress applied to the material. For tensions in the range of 300 and 400 MPa, the highest values of corrosion rate were registered, tending to a stabilization. Through the micrographs, it was observed that, for the ZAC region, the higher the tension, the greater the area of precipitation formation, already in the region of the base metal (BM), a stabilization of the area of precipitations independent of the stress was verified. For both regions there was a reduction in the mean particle size associated with the increase in tension. In the potentiodynamic polarization it was verified that the anodic branch of the curves exhibited active metal dissolution behavior, due to the increase of the current density together with the anodic potential. The HAZ region was found to have a corrosion rate on the order of 4 times higher than BM. The higher passivation current value verified in the ZAC suggests that in this region, there was a greater degradation of the passivation capacity.

Keywords: Aluminum; 7xxx; Stress Corrosion Cracking; Intercrystalline Corrosion.

Lista de Figuras

Figura 1 - Diagrama de fases da liga Al-Zn-Mg.....	8
Figura 2 - Propagação da CST.....	9
Figura 3 - Mecanismos de CST, (a) fragilização por hidrogênio, (b) ruptura de filme passivo.	10
Figura 4 - Relação entre o teor de Zn contido na área dos limites de grão e o tempo até a fratura em ligas de Al-Zn-Mg-(Cu), tensão de 250 MPa.	12
Figura 5 - Efeito da velocidade de propagação de fissuração por CST de uma liga 7xxx, em solução NaCl a 3,5%, para diferentes teores de Cu.	13
Figura 6 - Influência de elementos ligantes no Ecorr das ligas de alumínio.	14
Figura 7 - Gráfico esquemático de temperatura em função do tempo mostrando os tratamentos térmicos de solubilização, têmpera e envelhecimento artificial.	15
Figura 8 - Demonstração do efeito da umidade do ar sobre a velocidade de propagação da fissura de uma liga de alumínio 7xxx.....	18
Figura 9 - Efeito da temperatura e da intensidade de tensão nas taxas de velocidade de propagação de fissuras de uma liga de alumínio 7xxx.	19
Figura 10 - Curva de polarização potenciodinâmica, liga 7003, solução 3,5%NaCl com pH 4 e pH 11.	20
Figura 11 - Sensibilidade a trinca de uma liga Al-Zn-Mg-Cu.	21
Figura 12 - Degradação da dureza de ligas alumínio em relação à distância da solda.	22
Figura 13 - Perfil de micro-dureza de uma liga Al-Zn-Mg T4, pós-soldagem, envelhecido naturalmente por 2 horas e por 3 dias, com e sem tratamento térmico TTPS-T6.....	23
Figura 14 - Liga 7005 soldada com material de adição 5356 pós exposição à água do mar (um ano) em (a) condição de soldagem e (b) condição TTPS. Todos os valores de Ecorr foram referenciados contra um eletrodo de calomelano saturado.	24
Figura 15 - Ecorr de uma liga 7039-T651 soldada por processo Tungsten Inert Gas (TIG).....	24
Figura 16 - Secções transversais após a exposição à névoa salina mostrando (a) corrosão por pite na ZAC da liga 7003 soldado e (b) corrosão por pite observada na ZAC da liga 7108 soldada.	25
Figura 17 - Varredura de polarização potenciodinâmica da ZAC e MB da liga 7003 nas condições de T6 e T6 + PB soldadas.....	26
Figura 18 - Fluxograma geral dos experimentos.	27
Figura 19 - Espectrômetro de emissão óptica da Oxford, modelo Foundry-Master.	28
Figura 20 - Microscópio Ótico do LAPEM – UFPEl.....	29
Figura 21 - Microscópio Eletrônico de Varredura com microsonda de EDS CEME-SUL – FURG.	29

Figura 22 - Máquina Universal de Ensaaios Mecânicos EMIC (DL30000).....	30
Figura 23 - Corpos-de-prova utilizados no ensaio de tração. Cotas (mm): DE = 25; E = 2; L = 250.	31
Figura 24 - Durômetro de bancada Digimess.....	32
Figura 25 - Ângulo de face do penetrador ($\alpha = 136^\circ$) e Diagonais do penetrador.	32
Figura 26 - Corpos-de-prova utilizados no ensaio de micro-dureza. Cotas (mm): W = 30; B = 2; L = 120; R = 17.	33
Figura 27 - Etapa de preparação dos corpos-de-prova antes da imersão em solução de NaCl e H ₂ O ₂	34
Figura 28 - Etapa de imersão em solução: 50 ml (H ₃ PO ₄), 20 g (CrO ₃) e 950 ml (H ₂ O).	34
Figura 29 - Corpos-de-prova utilizados no ensaio de CST.....	36
Figura 30 - Curva para determinação do Fator de correção em função da razão entre o diâmetro médio e a espessura do tubo.	37
Figura 31 - Redução do diâmetro das amostras conforme Tabela 5: (a) sem tensão; (b) 200 MPa; (c) 400 MPa e (d) 600 MPa.	39
Figura 32 - Revestimento realizado com verniz isolante para evitar risco de efeitos galvânicos entre o corpo-de-prova e o parafuso tensionador.....	39
Figura 33 - (a) Aparato experimental conforme norma [46]; (b) detalhe dos corpos-de-prova imersos na solução.....	40
Figura 34 - Corpo-de-prova para ensaio potenciodinâmico.	42
Figura 35 - Aparato experimental do ensaio potenciodinâmico.....	43
Figura 36 - Resultado da medição de micro-dureza superficial.....	47
Figura 37 - Micrografia obtida via MO do MS, ZAC e MB da liga 7003, ampliada 40x.	48
Figura 38 - Micrografia obtida via MO do MS, ZAC e MB da liga 7003, ampliada 100x.	49
Figura 39 - Micrografias da seção superficial do MB da liga 7003, (a) amostra de referência e (b) amostra com ataque de corrosão. Magnificação de 200x.	50
Figura 40 - Micrografias da seção transversal do MS, ZAC e MB da liga 7003, (a) amostra de referência e (b) amostra com ataque de corrosão. Magnificação 100x.	51
Figura 41 - Gráfico da taxa de corrosão em função da tensão aplicada em corpos-de-prova da liga 7003 em experimento conforme procedimento normativo [47].	52
Figura 42 - Imagens obtidas via MEV-BEI, a 10kV com magnificação de x1000, das regiões do MB e ZAC, respectivamente a tensões de 0, 200, 400 e 600 MPa.	54
Figura 43 - Imagens obtidas via MEV-BEI, a 10kV com magnificação de x3000, das regiões do MB e ZAC, respectivamente a tensões de 0, 200, 400 e 600 MPa.	55
Figura 44 - Curvas de polarização potenciodinâmica das regiões do MS, ZAC e MB da liga 7003.....	58

Figura 45 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região do MB a 0 MPa.....	74
Figura 46 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 0 MPa, região do MB.	75
Figura 47 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 0 MPa, região do MB.	75
Figura 48 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região da ZAC a 0 MPa.....	76
Figura 49 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 0 MPa, região da ZAC..	77
Figura 50 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 0 MPa, região da ZAC.	77
Figura 51 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região do MB a 200 MPa.....	78
Figura 52 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 200 MPa, região do MB.	79
Figura 53 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 200 MPa, região do MB.	79
Figura 54 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região da ZAC a 200 MPa.....	80
Figura 55 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 200 MPa, região da ZAC.	81
Figura 56 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 200 MPa, região da ZAC.	81
Figura 57 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região do MB a 400 MPa.....	82
Figura 58 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 400 MPa, região do MB.	83
Figura 59 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 400 MPa, região do MB.	83
Figura 60 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região da ZAC a 400 MPa.....	84
Figura 61 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 400 MPa, região da ZAC.	85
Figura 62 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 400 MPa, região da ZAC.	85
Figura 63 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região do MB a 600 MPa.....	86
Figura 64 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 600 MPa, região do MB.	87
Figura 65 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 600 MPa, região do MB.	87
Figura 66 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região da ZAC a 600 MPa.....	88
Figura 67 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 600 MPa, região da ZAC.	89
Figura 68 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 600 MPa, região da ZAC.	89

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Classificação das ligas de alumínio.....	5
Tabela 2 - Classificação das condições metalúrgicas em ligas de alumínio.	6
Tabela 3 - Subdivisões dos tratamentos térmicos T para ligas de alumínio.....	7
Tabela 4 - Composição percentual em massa da liga alumínio 7003.	8
Tabela 5 - Quantidade de amostras analisadas e a respectiva tensão aplicada.....	38
Tabela 6 - Composição química nominal (% massa) da liga 7003.....	44
Tabela 7 - Composição química nominal (% massa) do MS CastoMIG 5356.	45
Tabela 8 – Comparação em (% massa) dos elementos anódicos e catódicos à matriz.	46
Tabela 9 - Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração.	47
Tabela 10 - Área média dos grãos nas três distintas MS, ZAC e MB áreas da seção transversal da liga 7003 soldada.....	50
Tabela 11 - Tamanho médio e percentual de área dos precipitados, análise utilizando o software ImageJ 1.5 para as regiões do MB e ZAC dos corpos-de-prova submetidos ao experimento de CST a tensão respectivamente de 0, 200, 400 e 600 MPa.....	56
Tabela 12 - Média dos valores de OCP para as distintas regiões da liga 7003 soldada.	57
Tabela 13 - Valores do Ecorr, Icorr e Jcorr para as distintas regiões da liga 7003 soldada.....	59
Tabela 14 - Valores do Epass, Ebrk, Ipass e Ibrk para as distintas regiões da liga 7003 soldada.....	60
Tabela 15 - Valores de EW e Tc calculado conforme ASTM G59 – 97 (2014).....	61
Tabela 16 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 0 MPa, região do MB.	74
Tabela 17 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 0 MPa, região da ZAC.....	76
Tabela 18 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 200 MPa, região do MB.	78
Tabela 19 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 200 MPa, região da ZAC.....	80
Tabela 20 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 400 MPa, região do MB.	82
Tabela 21 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 400 MPa, região da ZAC.....	84
Tabela 22 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 600 MPa, região do MB.	86
Tabela 23 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 600 MPa, região da ZAC.....	88

Lista de Equações

Equação 1 - Diâmetro do tubo após a compressão.....	36
Equação 2 - Variação do diâmetro após a compressão.....	36
Equação 3 - Taxa de corrosão via norma ASTM G1 – 03 (2011).....	41
Equação 4 - Taxa de corrosão via norma ASTM G59 – 97 (2014).....	43

Lista de Símbolos e Abreviaturas

- A** - área da amostra (cm²)
- AA** - Aluminum Association
- ABNT** - Associação Brasileira de Normas Técnicas
- Ag/AgCl** - prata/cloreto de prata
- ASTM** - American Society for Testing and Materials
- BEI** - backscattered electron imaging
- CAPES** - Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior
- CEME-SUL** - Centro de Microscopia Eletrônica do Sul
- CI** - corrosão intercrystalina
- CST** - corrosão sob tensão
- Δ** - variação do diâmetro após a compressão (mm)
- D** - diâmetro médio (mm)
- DSC** - calorímetro diferencial de varredura
- E** - módulo de elasticidade (MPa)
- Ecorr** - potencial de corrosão (V)
- Ebrk** - potencial de avaria (V)
- EDS** - espectroscopia por dispersão de energia de raios X
- Epass** - potencial de passivação (V)
- EUA** - Estados Unidos da América
- EW** - peso equivalente (g/mol)
- ϵ** - alongamento final (%)
- f** - tensão desejada (MPa)
- FURG** - Universidade Federal do Rio Grande
- GMAW** - gás metal arc welding
- GP** - Guinier-Preston
- HV** - dureza Vickers
- Ibrk** - corrente de avaria (A)
- Icorr** - corrente de corrosão (A)
- Ipass** - corrente de passivação (A)
- Jcorr** - densidade de corrente (A/cm²)
- k₁** - fator de carga-tensão
- k_{1scc}** - fator de carga-tensão suscetível a CST
- LAPEM** - Laboratório de Pesquisa em Materiais

LRT - Limite de Resistência a Tração (MPa)

M - fase estável (MgZn_2)

M' - fase metaestável

MB - metal base

MEV - microscopia eletrônica de varredura

MET - microscopia eletrônica de transmissão

MS - metal de solda

OCP - potencial de circuito aberto (V)

OD - diâmetro do tubo antes de sofrer a compressão (mm)

ODf - diâmetro do tubo após sofrer a compressão (mm)

PB - paint bake

PPGCEM - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

SHPB - Split Hopkinson Pressure Bar

σ_e - limite de escoamento (MPa)

SAXS - espalhamento de raios X a baixo ângulo

SCE - eletrodo saturado de calomelano

SEI - secondary electron imaging

SS - solução sólida

t - espessura da parede do tubo (mm)

T - fase estável ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$)

T' - fase metaestável

Tc - taxa de corrosão (mm/ano)

Te - tempo total de exposição (h)

TIG - tungsten inert gas

TTPS - tratamentos térmicos pós-soldagem

UFPeI - Universidade Federal de Pelotas

W - perda de massa (mg)

wt% - fração percentual da massa

Z - fator de correção

ZAC - zona afetada pelo calor

ZF - zona de fusão

Sumário

INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	4
2.1 OBJETIVOS GERAL	4
2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	4
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
3.1 NOMENCLATURA DAS LIGAS DE ALUMÍNIO	5
3.2 LIGAS DA SÉRIE 7xxx.....	7
3.3 CORROSÃO SOB TENSÃO	9
3.3.1 Mecanismos de CST	10
3.3.2 Fatores que afetam a CST	11
3.3.2.1 Composição química.....	11
3.3.2.2 Microestrutura e tratamentos térmicos	14
3.3.2.3 Tensão e pré-deformação	16
3.3.2.4 Meio Corrosivo	18
3.4 SOLDABILIDADE DAS LIGAS DE ALUMÍNIO TRATÁVEIS TÉRMICAMENTE	20
4 METODOLOGIA.....	27
4.1 MATERIAIS	28
4.2 MÉTODOS	30
4.2.1 Ensaio de Tração	30
4.2.2 Ensaio de Micro-dureza.....	31
4.2.3 Análise de Corrosão Inter cristalina.....	33
4.2.4 Análise de Corrosão Sob Tensão.....	35
4.2.5 Análise do Potencial de Corrosão	41
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	44
5.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA	44
5.2 ENSAIO DE TRAÇÃO	46
5.3 ENSAIO DE MICRO-DUREZA.....	47
5.4 ENSAIO DE CORROSÃO INTERCRISTALINA	50
5.5 ENSAIO DE CORROSÃO SOB TENSÃO	52
5.6 ENSAIO ELETROQUÍMICO DE POTENCIAL DE CORROSÃO	57
6 CONCLUSÕES	62

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	64
Referências	65
ANEXOS	74

INTRODUÇÃO

O alumínio é um dos elementos mais abundantes na crosta terrestre. Tal fartura, aliada as propriedades impares desse elemento, torna esse metal extremamente atraente para produção de bens de consumo. Sua aplicabilidade na forma de ligas estruturais é relevante devido as características de baixa densidade, em torno de 1/3 da densidade do aço, resistência natural à corrosão e boas propriedades físicas e mecânicas [1].

À medida que somam-se esforços para um futuro mais eficiente em termos de combustíveis, o alumínio pode ser uma alternativa. Produtos, leves, resistentes, duráveis, infinitamente recicláveis e de valor agregado podem reduzir os custos de energia e de emissões de carbono. Dados de que 75% do alumínio já produzido no mundo ainda está em uso e de que sua reciclagem requer apenas 8% da energia e gera 8% das emissões em comparação com a produção primária, tornam este material relevante no cenário científico e econômico [2].

O Brasil é o décimo primeiro produtor de alumínio primário no mundo, com uma produção de 772,2 mil ton/ano, dados de 2015, possuindo uma cadeia econômica com 495.000 empregos diretos e indiretos e uma balança comercial positiva na faixa de US\$ 2,1 bilhões/ano. Ainda, no âmbito da reciclagem, o país possui uma relação entre sucata recuperada e consumo doméstico em torno de 38%, valor acima da média mundial [3, 4].

Devido à grande variedade das ligas de alumínio e seus respectivos tratamentos térmicos, foram padronizadas classificações. No Brasil a ABNT NBR ISO 209:2010 [5], é compatível com a *Aluminum Association* (AA) [2], a qual classifica o alumínio e suas ligas segundo três critérios: quanto ao processo de fabricação, têmpera e composição química.

Dentre os vários tipos de ligas existentes, destacam-se àquelas da série 7xxx (Al-Zn-Mg-Cu). Diversos produtos são fabricados a partir das ligas dessa série devido a característica de alta resistência mecânica e capacidade de ser tratado

termicamente. Sua introdução no mercado ocorreu em 1943, e o seu desenvolvimento deu-se inicialmente para fabricação de componentes estruturais de aeronaves e outras aplicações que necessitavam de elevados requisitos de resistência [1].

Uma das principais adversidades para aplicações do alumínio consiste no processo de soldagem, sendo particularmente problemático no caso das ligas endurecidas por precipitação, como as da série 7xxx. O processo de união por solda é desfavorável para as propriedades mecânicas tanto nos limites da poça de fusão, devido a modificação da microestrutura e da composição influenciadas pelo material de adição, assim como fora da zona de fusão (ZF), devido as propriedades do material de base serem afetadas pela mudança de temperatura, induzindo alterações microestruturais e tensões residuais [6].

Para a liga 7xxx, [7] pesquisou o material submetido ao processo de solda, constatando a perda significativa de dureza na ZAC, revelando através de microscopia que o cordão de solda sofre dissolução de precipitados formando largas zonas livres, os quais são considerados responsáveis pela dureza inferior nesta área. Um dos fatores que exercem grande influência na soldabilidade é a condutividade térmica, pois no alumínio ela é em torno de cinco vezes superior que no aço, significando que, para elevar localmente a temperatura de uma mesma massa, será requerido cinco vezes mais calor para o alumínio do que para o aço [8].

Outra adversidade verificada nas ligas de alumínio de alta resistência é a suscetibilidade a CST, provocando a fissura do metal através da sinergia de tensões mecânicas induzidas pela manufatura de estruturas soldadas, trabalhadas a frio ou tensões externas aplicadas durante a vida em serviço, somada com exposição em ambientes agressivos. A fragilização por hidrogênio é um dos principais mecanismos de corrosão observado nas zonas localizadas de alta dureza no metal de solda (MS) e na ZAC [9].

Também, verifica-se que ligas de alumínio, quando expostas a ambientes contendo cloretos, possuem uma predisposição a ocorrência de fratura através do mecanismo de CI, que se relaciona com a presença de precipitados formados durante processos de endurecimento. Os caminhos preferenciais para CI podem ser, além dos

contornos de grão, as regiões adjacentes aos mesmos, empobrecidas de elementos de liga devido aos processos de precipitação [10].

A determinação do potencial de corrosão sobre o comportamento da CST das ligas de alumínio também merece destaque nas pesquisas realizadas com as ligas 7xxx. Segundo [11], quando o potencial catódico é negativo, a fragilização por hidrogênio pode ocorrer sob a interação da tensão mecânica e do hidrogênio, ou seja, a reação de permeação e fragilização por hidrogênio, aumentará rapidamente em potenciais catódicos altos.

Diante destas variáveis, esta dissertação tem por objetivo estudar as propriedades mecânicas, assim como seu comportamento eletroquímico e análise da suscetibilidade a fenômenos de CST, CI em corpos-de-prova de uma liga de Al 7xxx, soldada pelo processo GMAW. A escolha por este processo de soldagem se justifica devido a facilidade de mecanização, podendo ser utilizado tanto num sistema semi-automático como automático. O processo GMAW se destaca, também, por ser um processo de alta produtividade devido a elevada taxa de deposição e alto fator de trabalho do soldador.

Do ponto de vista de contribuição para área de estudo, como diferencial metodológico deste trabalho, está a simulação de diferentes níveis de tensão mecânica aplicados ao material, e sua correlação com a formação de precipitados e taxas de corrosão. Assim como a análise da degradação da capacidade de passivação das diferentes regiões do metal soldado.

Neste contexto, em parceria com uma empresa local, surgiu a oportunidade de estudar a liga comercial 7003-T4, o qual tem por objetivo utilizar tubos para a fabricação de cadeiras de rodas desenvolvidas para prática de esportes. Desta forma, devido a aplicação severa a que se destina, boas propriedades mecânicas de durabilidade e resistência se fazem necessárias a fim de garantir a integridade e segurança do equipamento.

2 OBJETIVOS

2.1 OBJETIVOS GERAL

Este projeto de pesquisa teve por objetivo realizar estudo do comportamento corrosivo da liga de alumínio 7003-T4 soldada por processo GMAW.

2.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Investigar propriedades mecânicas de tensões máximas de ruptura, escoamento e deformação total de corpos-de-prova soldados;
- Verificar a alteração da micro-dureza superficial e correlacionar com os efeitos térmicos do processo de soldagem;
- Avaliar suscetibilidade a CI em corpos-de-prova, através de análise da microestrutura, tamanho e distribuição de grãos e difusão de elementos químicos;
- Analisar os efeitos da CST em corpos-de-prova soldados, submetidos a tensões constantes em diferentes níveis, através da análise da microestrutura e cálculo das respectivas taxas de corrosão;
- Pesquisar através de técnica eletroquímica, o comportamento potencial de corrosão das diferentes regiões da liga soldada, através da análise de parâmetros de passivação e cálculo de taxas de corrosão.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 NOMENCLATURA DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

No padrão ASTM (*American Society for Testing and Materials*), adotado pela ABNT NBR ISO 209: 2010 [5], as ligas de alumínio são identificadas por meio de designações numéricas de quatro dígitos. O primeiro dígito corresponde ao elemento ligante majoritário. O segundo dígito indica a modificação da liga original ou limites de impureza. Por final, os dois últimos dígitos são números arbitrários para diferenciar as várias ligas do grupo [1].

A adição de elementos de liga tem como finalidade a alteração das suas características, promovendo a alteração das propriedades iniciais. A Tabela 1 demonstra as oito possíveis classificações das ligas de alumínio de acordo com os principais elementos de adição:

Tabela 1 - Classificação das ligas de alumínio.

Classificação	Principais elementos de liga
1xxx	Al > 99%
2xxx	Cu
3xxx	Mn
4xxx	Si
5xxx	Mg
6xxx	Mg e Si
7xxx	Zn
8xxx	Outros

Fonte: [1].

Para além da alteração das propriedades pela adição de elementos de liga, essa pode ainda ser empregada em diferentes estados de processamento. Em alguns

casos, dependendo das aplicações, a liga pode ser utilizada no estado bruto de vazamento. Quando isto não é possível, essa pode ser submetida a diversos tratamentos. Em situações nas quais é necessário aumentar a resistência mecânica, as ligas podem ser encruadas, tratadas termicamente, ou ambas [12]. A Tabela 2 apresenta a classificação dos diferentes processos a que as ligas são submetidas:

Tabela 2 - Classificação das condições metalúrgicas em ligas de alumínio.

Classificação	Estado
F	Bruto de vazamento.
O	Recozido: Aplica-se a produtos laminados que foram submetidos a recristalização.
H	Encruado: Produtos endurecidos por conformação plástica.
W	Solubilizado: Aplicado a ligas para posterior envelhecimento.
T	Tratado termicamente: Tratado para obter melhores propriedades mecânicas.

Fonte: [1].

Considerando-se os tratamentos térmicos das ligas de alumínio, deve-se inicialmente diferenciar as ligas termicamente tratáveis (séries 2xxx, 6xxx, 7xxx e a maioria da série 8xxx), as que podem endurecer por meio de tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, daquelas cujo aumento de dureza só pode ser obtido mediante trabalho mecânico e conseqüentemente encruamento (séries 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx) [13].

As ligas que são tratáveis termicamente passam por uma etapa de fornecimento de energia térmica seguido de um resfriamento brusco, possibilitando assim uma mudança na microestrutura do material com subsequente aumento da resistência mecânica. Estas ligas, recebem em sua nomenclatura, um código com a letra “T”, seguida de um número, que pode variar de 1 a 10, conforme demonstrado pela Tabela 3, que define a sequência de tratamentos básicos aos quais a liga foi submetida [1].

Tabela 3 - Subdivisões dos tratamentos térmicos T para ligas de alumínio.

Classificação	Tratamento térmico
T1	Arrefecido desde a temperatura de conformação e envelhecimento naturalmente.
T2	Arrefecido desde a temperatura de conformação, encruado e envelhecimento naturalmente.
T3	Solubilizado, encruado e envelhecido naturalmente.
T4	Solubilizado e envelhecido naturalmente.
T5	Arrefecido desde a temperatura de conformação e envelhecimento artificialmente.
T6	Solubilizado e envelhecido artificialmente.
T7	Solubilizado e sobre envelhecido.
T8	Solubilizado, encruado e envelhecido artificialmente.
T9	Solubilizado, envelhecido artificialmente e encruado.
T10	Arrefecido desde a temperatura de conformação, encruado e envelhecido artificialmente.

Fonte: [1].

3.2 LIGAS DA SÉRIE 7xxx

Na série 7xxx o Zn, em quantidades de 1 a 8% é o principal elemento de liga. Adições de Mg, Cu e Cr são comuns e resultam em ligas tratáveis termicamente de elevada resistência mecânica. As ligas desta série são subdivididas em duas categorias: com e sem adição de Cu. As ligas com adição de Cu são as mais fortes de alumínio que podem ser produzidas, em termos de resistência mecânica, na condição T6 solubilizado e envelhecido artificialmente [1].

A liga de alumínio, objeto deste trabalho, é a 7003-T4. A Tabela 4 apresenta a composição percentual em massa (*wt%*). Os maiores valores percentuais de elementos de adição ao Al são respectivamente para os elementos Zn e Mg.

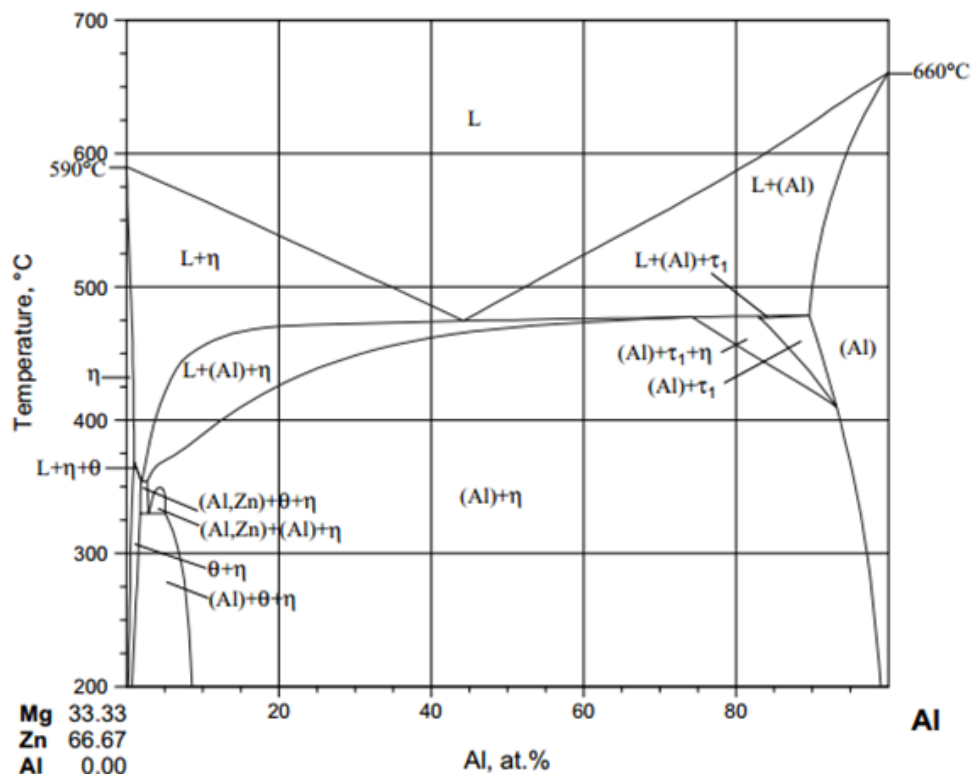
Tabela 4 - Composição percentual em massa da liga alumínio 7003.

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Outros elementos	Ti	Elementos não especificados
7003	0,30	0,35	0,20	0,30	0,50 – 1,00	0,20	5,00 – 6,50	0,05 – 0,25 Zr	0,20	0,15

Fonte: [1].

Afim de proporcionar a redução de energia de deformação microestrutural devido a adição de elementos químicos na liga, uma interação preferencial na matriz de Al, entre átomos de Zn e Mg, que envolvam algum tipo de agrupamento, desempenha papel importante nos processos de dissolução. Como principal fase formada para este tipo de liga tem-se a fase “M” ou “η” que formam precipitados estáveis de $MgZn_2$. A Figura 1 apresenta o diagrama de fases da liga Al-Zn-Mg. [14]

Figura 1 - Diagrama de fases da liga Al-Zn-Mg.



Fonte: [14].

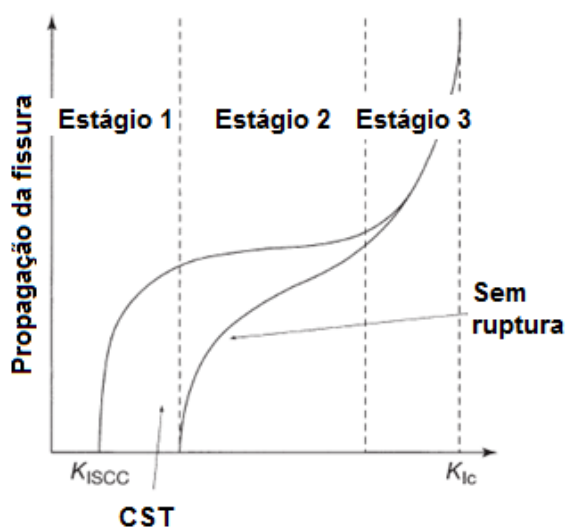
3.3 CORROSÃO SOB TENSÃO

A CST resulta da ação sinérgica de uma tensão aplicada e de um ambiente corrosivo. Os principais parâmetros ambientais são temperatura, pH, potencial eletroquímico, tipos e concentração de soluto e concentração de oxigênio. Pequenas fissuras se formam e então se propagam em uma direção perpendicular à tensão, além disto, as fissuras podem se formar em níveis de tensão abaixo do limite de resistência do material [15].

Das oito séries de ligas de alumínio, as ligas 2xxx, 5xxx e 7xxx, ligas que contém Mg, são as mais susceptíveis a CST. A compreensão do comportamento e mecanismos da CST é vital para as ligas de alumínio de alta resistência, uma vez que as falhas podem ser catastróficas durante o serviço [13].

Para iniciar o mecanismo de CST, um estresse limiar crítico deve estar presente. Essa tensão limiar crítica pode ser um estresse interno, residual ou externo. O processo de CST consiste em dois fenômenos diferentes que são: a iniciação e a propagação da fissura, [7]. A taxa de fissuração é fortemente dependente da intensidade de tensão aplicada ao longo da fase de propagação da fissura, e pode ser ainda dividida em três estágios diferentes, como ilustrado na Figura 2 [16].

Figura 2 - Propagação da CST.



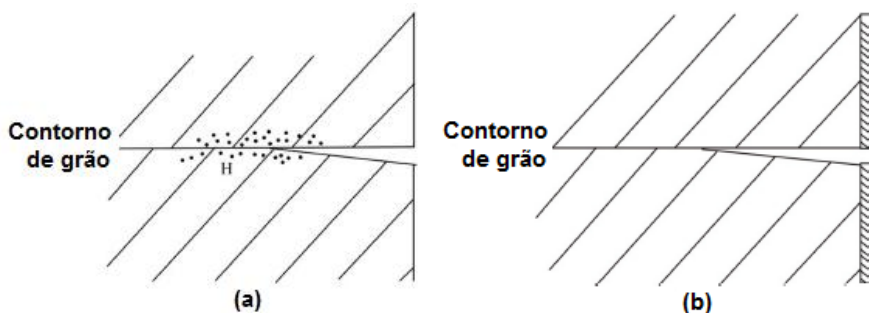
Fonte: Adaptado de [16].

Os três estágios são definidos como: (1) Iniciação: k_1 sendo ligeiramente superior a k_{1SCC} , a taxa de propagação da fissura aumenta muito rapidamente; (2) Propagação: a taxa de propagação da fissura não aumenta, e é independente de k_1 devido a corrosão e (3) Ruptura: o material torna-se instável e falha [7].

3.3.1 Mecanismos de CST

É relatado na literatura que os mecanismos de CST em ligas de Al de alta resistência são fissuras induzidas por (a) fragilização por hidrogênio e por (b) ruptura de filme passivo como mostrado na Figura 3 [17, 18, 19].

Figura 3 - Mecanismos de CST, (a) fragilização por hidrogênio, (b) ruptura de filme passivo.



Fonte: Adaptado de [19].

A fragilização por hidrogênio ocorre quando íons de hidrogênio, de pequeno volume atômico, penetram em fases gasosas e aquosas para os locais de rede da liga em regiões com discontinuidades, como inclusões e vazios, se transformando em hidrogênio molecular, exercendo pressão e originando a formação de bolhas, fragilizando os retículos, conduzindo à falha intergranular [10]. A título de exemplo, estudo realizado por [17] demonstrou que a elevação na umidade relativa do ar, aumentou significativamente a velocidade de CST em liga 7xxx.

A ruptura por dissolução anódica é caracteristicamente um modo de falha intergranular. A dissolução surge quando os contornos de grão ou suas regiões adjacentes são anódicas ao restante da microestrutura, de modo que a dissolução

avança seletivamente ao longo dos limites de grão [20]. Estudos relatam que em ligas Al-Zn-Mg-Cu-Zr, a degradação do filme passivo na vizinhança de intermetálicos ricos em cobre, provoca o início da fissura [15].

3.3.2 Fatores que afetam a CST

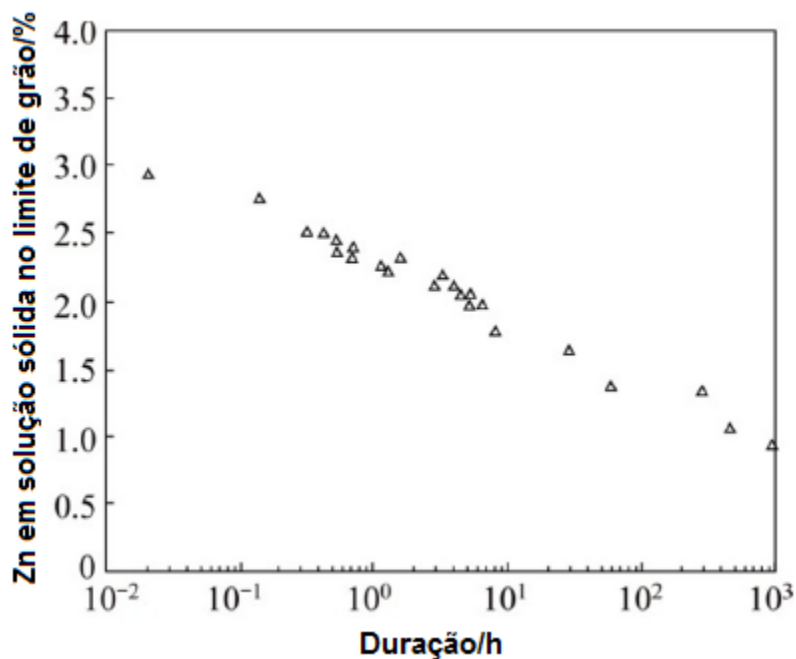
3.3.2.1 Composição química

A composição química do material, devido aos mecanismos de segregação e precipitação de elementos ao longo dos contornos de grão, possui importante papel nas propriedades mecânicas e no comportamento da CST. As ligas da série 7xxx compreendem dois tipos de partículas constituintes que contribuem para a resistência mecânica e a CST: a) os precipitados como Al, Mg e Zn, anódicos à matriz, que facilmente dissolvem-se, e b) os precipitados como Fe, Cu e Mn, catódicos à matriz, que tendem a aumentar a dissolução da matriz adjacente, [7].

A liga Al-Zn contém Mg e Cu, assim como elementos adicionais como Cr, Mn, além do Fe e do Si normalmente presentes como impurezas. Embora os parâmetros de composição de liga de Zn, Mg e Cu sejam, de longe, os mais influentes na susceptibilidade a CST, adições de outros elementos podem ter impactos secundários no comportamento da CST [1].

Pesquisas realizadas por [21] relataram o aumento a sensibilidade a CST em ligas 7xxx relacionado com o aumento e com a razão entre os elementos Zn e Mg. Como resultado observou-se que houve uma relação linear definida entre a concentração de Zn em solução sólida e o logaritmo do tempo até a falha em um nível de tensão constante, Figura 4.

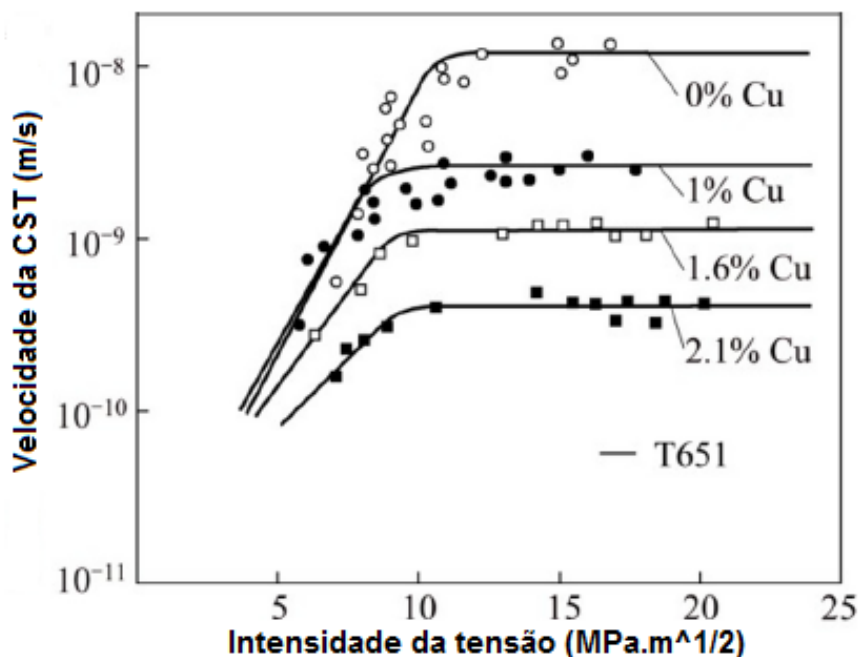
Figura 4 - Relação entre o teor de Zn contido na área dos limites de grão e o tempo até a fratura em ligas de Al-Zn-Mg-(Cu), tensão de 250 MPa.



Fonte: [21].

Por outro lado, as adições de Cu são conhecidas por melhorar a resistência à CST das ligas Al-Zn-Mg, [22, 23] avaliaram o efeito do teor de Cu e do tratamento térmico sobre as características de corrosão por tensões de uma liga 7xxx. A composição, processamento e tratamentos térmicos foram controlados para obter estruturas de grão semelhantes para diferentes percentuais de adição de Cu de modo que seus efeitos pudessem ser avaliados. Seus resultados indicaram que as taxas de propagação de fissura diminuem sistematicamente à medida que o teor de Cu aumenta na faixa entre 0% até 2,1%, Figura 5.

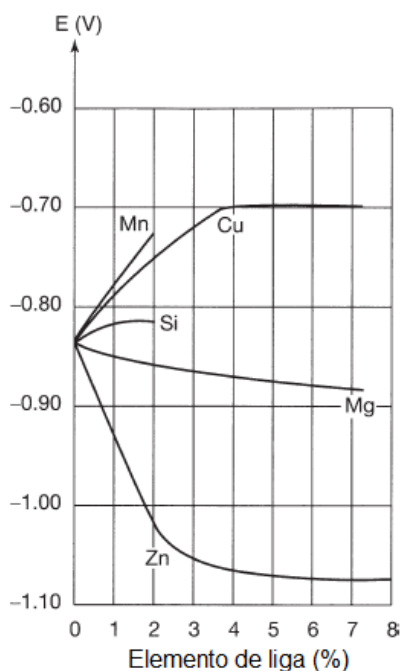
Figura 5 - Efeito da velocidade de propagação de fissuração por CST de uma liga 7xxx, em solução NaCl a 3,5%, para diferentes teores de Cu.



Fonte: [23].

Elementos de adição na liga podem modificar o Potencial de Corrosão (E_{corr}) do alumínio, conforme pode ser visto na Figura 6, o Zn diminui fortemente o potencial [16]. Embora as fases intermetálicas possam ter um E_{corr} da solução sólida, não há influência sobre a dissolução potencial. No entanto, podem dar origem a CI ou CST desde que estas fases estejam localizadas nos contornos de grão ou em seu entorno. O E_{corr} do precipitado MgZn_2 é muito menor do que o E_{corr} das ligas 7xxx, por consequência atua como um ânodo em relação à matriz. O Mg dissolve-se seletivamente nos estágios iniciais e migra para a superfície, formando uma película passivadora espessa de hidroxicarbonato de magnésio [24].

Figura 6 - Influência de elementos ligantes no Ecorr das ligas de alumínio.



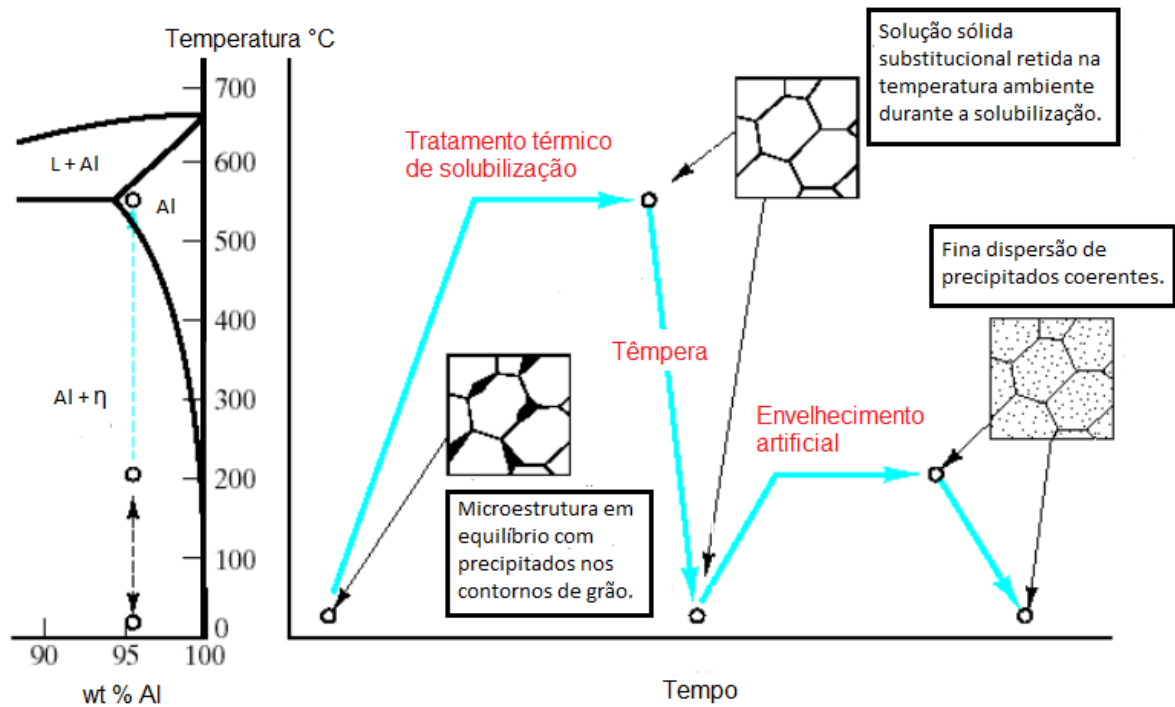
Fonte: [16].

3.3.2.2 Microestrutura e tratamentos térmicos

Diferentes estudos dos efeitos de tratamentos térmicos e do arranjo dos constituintes microestruturais da liga sobre o comportamento na CST foram realizados nas últimas décadas. A conclusão a que se chega, segundo [25], é que tratamentos de solubilização, envelhecimento artificial, reenvelhecimento, e envelhecimento multi-escalonado são benéficos para a CST sem perda de propriedades mecânicas. Com esses tratamentos provoca-se um arranjo eficiente de constituintes microestruturais que retardarão os mecanismos de fissuração induzida por hidrogênio e dissolução anódica.

Nas ligas de alumínio da série 7xxx, a maior resistência é atingida em condições de tratamento térmico de solubilização, têmpera e envelhecimento artificial (T6), Figura 7. As propriedades mecânicas e de elevada resistência nesta condição de tratamento são atribuídas à presença de precipitados finos dispersos nos grãos que obstruem o movimento de discordância, melhorando assim as propriedades [13].

Figura 7 - Gráfico esquemático de temperatura em função do tempo mostrando os tratamentos térmicos de solubilização, têmpera e envelhecimento artificial.



Fonte: Adaptado de [13].

Nesse tipo de liga as fases em equilíbrio com a matriz rica em alumínio são as fases “M” ($MgZn_2$) e “T” ($Al_2Mg_3Zn_3$). Abaixo a sequência de precipitação de soluções sólidas para as respectivas fases [26]:



Solução Sólida $\rightarrow$ Guinier-Preston $\rightarrow$ Metaestáveis M' $\rightarrow$ Estáveis M ($MgZn_2$)



Solução Sólida $\rightarrow$ Guinier-Preston $\rightarrow$ Metaestáveis M' $\rightarrow$ Estáveis T ($Al_2Mg_3Zn_3$)

A resistência da liga é melhorada pela presença de finos precipitados de $MgZn_2$ nos grãos, essa fase atua como ânodo para a fase da matriz e, por conseguinte, em certas condições de têmpera, os precipitados são desenvolvidos continuamente ao

longo do limite do grão. A dissolução desses precipitados provoca uma fácil propagação da fissura sob tensão de tração, originando CST [26].

Uma explicação dos mecanismos correlacionando corrosão à microestrutura foi dada por [27], ele declara que a fase $MgZn_2$ comporta-se como o ânodo e a solução sólida atua como o cátodo. Fatores como coerência, surgimento de contornos de grão, e tamanho dos precipitados de $MgZn_2$ determinarão o comportamento eletroquímico da corrosão da liga, tendo assim um efeito severo nos potenciais de corrosão. Em soluções de cloreto, Zn e Mg associam-se aos elementos que são mais ativos eletroquímicos do que o alumínio, além disso, esses elementos difundem-se da matriz para os limites de grão, resultando na diminuição dos níveis de concentração de $MgZn_2$ na solução sólida. Quanto maior for a precipitação de $MgZn_2$, maior será a mudança do E_{corr} .

Pesquisa realizada por [28] na liga 7003, soldada com material de adição 5356, aplicando diferentes tratamentos térmicos de envelhecimento natural e artificial, através de medição de micro-dureza na ZF, ZAC e MB em conjunto com análises de MEV e microscopia eletrônica de transmissão (MET), constatou que, embora ambos os tratamentos térmicos T6 e T73 possam aumentar o endurecimento por precipitação na ZF, T73 produziu uma zona livre de precipitação mais larga no limite de grão, tornando-se assim uma melhor alternativa para aumento da resistência da ZF em soldas.

3.3.2.3 Tensão e pré-deformação

Estudos realizados por [29] de CST em ligas 7xxx submetidas a cargas de tração a taxas de deformação lenta, verificou que a CST ocorre somente a uma determinada velocidade de deformação, específica para cada liga. Com taxas de deformação maiores, microfissuras de fadiga à corrosão transgranular são formadas por um efeito combinado de decomposição da película passivadora e fadiga localizada originada pela deformação plástica. Já para taxas de deformação menores, microfissuras intercristalinas são formadas por CST. Essas observações suportam,

segundo [30], que para CST, o defeito superficial na fase de iniciação, é criado por dissolução anódica, e para fase de propagação por fragilização por hidrogênio.

Pesquisa realizada por [30] analisou uma liga 7xxx submetida a carga de compressão com diferentes taxas de deformação e velocidade de impacto através da técnica *Split Hopkinson Pressure Bar* (SHPB). A taxa de corrosão (T_c) e a perda de massa foram obtidas pelo teste de imersão da amostra em solução de cloreto por 30 dias. Como resultados verificou-se que a T_c diminui com o aumento da carga aplicada e que a perda de massa variou de forma irregular. Também, tanto para taxas de deformação elevadas como lentas, as taxas de corrosão são maiores para velocidade de impacto de 1,5 m/s, e menor para velocidades de impacto de 2,5 m/s.

Com a finalidade de reproduzir tensões internas induzidas por tratamentos térmicos, uma pré-deformação é geralmente aplicada às ligas da série 7xxx. No processo de pré-deformação, ocorre a incubação de espaços originados pelos deslocamentos na matriz, que proporciona locais para a nucleação heterogênea de precipitados $MgZn_2$. Eles também fornecem caminhos de difusão rápida para os elementos de precipitação no processo de envelhecimento, e podem influenciar significativamente a sequência de precipitação que leva ao aumento da resistência [31].

Para as ligas 7xxx, a pré-deformação geralmente resulta na criação da fase de equilíbrio M ($MgZn_2$) na matriz deslocada, assim reduz-se a quantidade de solutos para a formação da fase principal de endurecimento M' , conduzindo a uma diminuição da resistência mecânica das ligas. O envelhecimento subsequente faz com que os precipitados nos limites de grão ampliem e distribuam de forma descontínua [18].

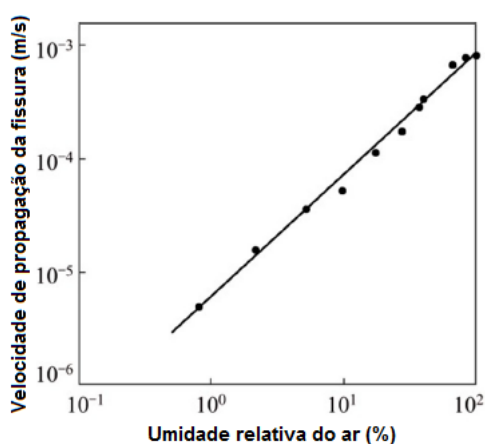
Os deslocamentos gerados durante o processo de pré-deformação são benéficos para a difusão de elementos de solutos para os contornos de grão. A alta densidade de deslocamentos proporciona o crescimento de precipitados nos contornos de grãos, e também diminui a largura de zonas livres de precipitados, através da transferência de solutos do interior dos grãos para os seus limites [32, 33].

3.3.2.4 Meio Corrosivo

Em geral, para realização de ensaios de corrosão, a solução de cloreto de sódio (NaCl) a 3,5% é considerada para ligas de alumínio como sendo um ambiente químico corrosivo realista, uma vez que resulta em taxas de corrosão severas e representa aproximadamente a salinidade da água do mar. Em ligas de alumínio de alta resistência, a velocidade de fissuração da liga pode aumentar em nove ordens de magnitude dependendo do ambiente. O ambiente tem um efeito vital na CST nos Estágios de Iniciação e Propagação [34].

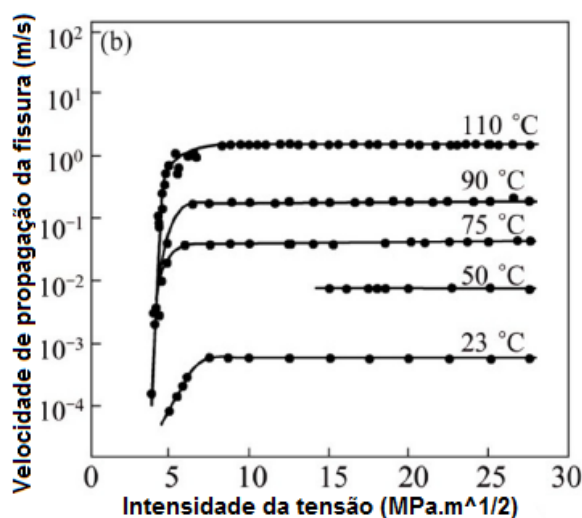
A susceptibilidade a CST em ambientes úmidos foi observada por [17]. Verificou-se que no estágio de propagação da fissura, na qual o fenômeno é independente a tensão, testes realizados em determinada liga 7xxx, em diferentes níveis de umidade do ar, mostraram uma relação linear da taxa de desenvolvimento da fissura, ver Figura 8. Em mesmo estudo, [17] analisou a influência da temperatura, verificando que seu aumento diminui o tempo até a falha em testes de CST, Figura 9. Medições quantitativas das taxas de desenvolvimento de fissuras em função da temperatura mostraram que o aumento da temperatura geralmente aumenta a taxa de crescimento do Estágio de Propagação e às vezes desloca o Estágio de Iniciação, para intensidades de tensão mais baixas.

Figura 8 - Demonstração do efeito da umidade do ar sobre a velocidade de propagação da fissura de uma liga de alumínio 7xxx.



Fonte: [17].

Figura 9 - Efeito da temperatura e da intensidade de tensão nas taxas de velocidade de propagação de fissuras de uma liga de alumínio 7xxx.

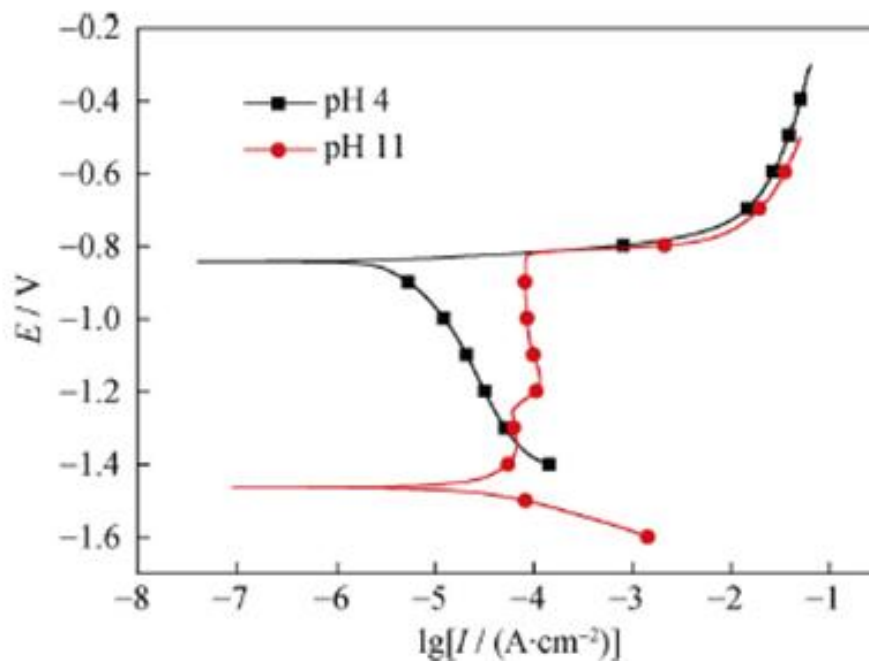


Fonte: [17].

Devido a característica anfótera do alumínio, outro fator relevante é a reação provocada em relação a concentração hidrogeniônica do meio, que indica a acidez ou basicidade de uma solução aquosa. Estudo realizado por [11], através de ensaios de polarização potenciodinâmica, Figura 10, expondo o material a uma taxa de deformação lenta, investigou o comportamento de CST da liga 7003 em soluções ácidas e alcalinas, verificando em seus resultados que a liga é suscetível a CST, em certa medida, através da dissolução anódica no potencial de circuito aberto, e é altamente suscetível à fragilização por hidrogénio quando exposto a elevados potenciais negativos.

Além disso, [11] verificou que a polarização influencia fortemente as propriedades mecânicas da liga, e os potenciais aplicados diminuem a resistência à tração e alongamento. Por fim concluiu que o material quando exposto à solução de pH 4 apresenta uma sensibilidade de CST mais elevada do que quando exposto à solução de pH 11.

Figura 10 - Curva de polarização potenciodinâmica, liga 7003, solução 3,5%NaCl com pH 4 e pH 11.



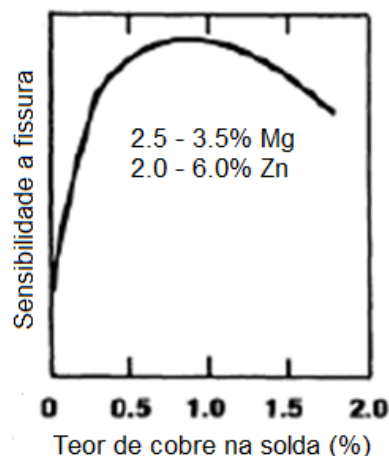
Fonte: [11].

3.4 SOLDABILIDADE DAS LIGAS DE ALUMÍNIO TRATÁVEIS TÉRMICAMENTE

As ligas de alumínio tratáveis termicamente possuem características inerentes que devem ser observadas antes de um procedimento de soldagem. Dentre estas, uma aderente camada de óxido, alta condutividade térmica do metal com alto coeficiente de expansão térmica, alta contração na solidificação e alta solubilidade do hidrogênio no metal fundido [35]. Durante a soldagem, uma distribuição complexa de tensões residuais é produzida pelo encolhimento de solidificação, expansão térmica local e deformação plástica induzida [36].

Adições de Cu, em combinação com Zn e Mg nas ligas 7xxx, aumentam a resistência a corrosão, porém dificultam a soldabilidade devido ao aumento da suscetibilidade a fissura da solda, ampliando a faixa de temperatura em que uma estrutura de solidificação coerente é formada. A Figura 11 demonstra a sensibilidade de trinca na solda de uma liga quartenária (Al-Zn-Mg-Cu), [35].

Figura 11 - Sensibilidade a trinca de uma liga Al-Zn-Mg-Cu.



Fonte: [35].

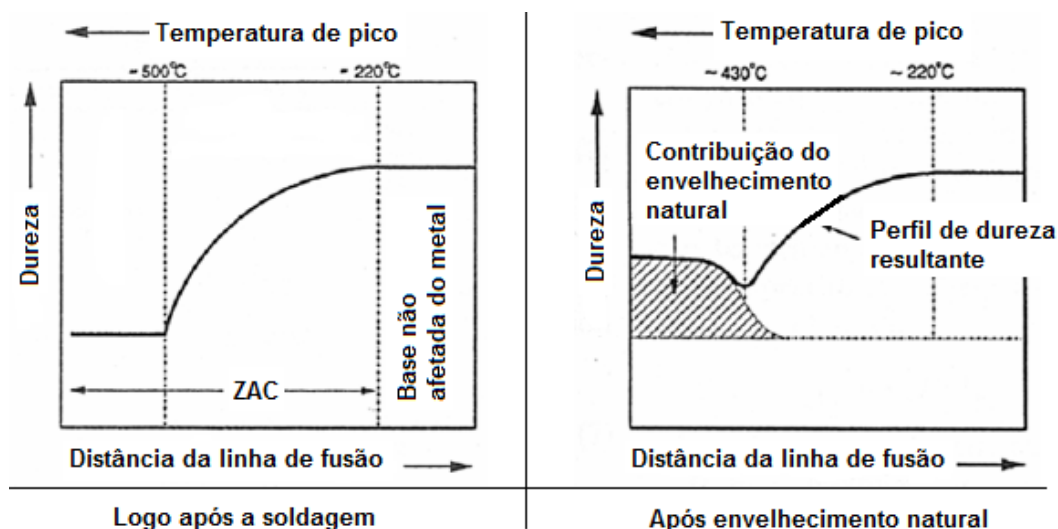
A elevação de temperatura originada pelo processo de solda faz com que os precipitados tornem-se instáveis nas ligas tratáveis termicamente. Isso envolve precipitados metaestáveis (como zonas GP ou M') e a fase estável M. Portanto, quando submetidos a uma mudança brusca de temperatura, o estado de precipitação será modificado, dependendo da natureza dos precipitados inicialmente presentes na liga, da faixa de temperatura exposta ao material e do tempo de exposição ao calor [36].

Estudo desenvolvido por [37] analisou a precipitação da fase "T" na ZAC da liga 7003, soldada pelo processo GMAW utilizando o material de adição 5356 (Al-Mg), e sua influência com a CST. A metodologia utilizada foi carga fixa de tração na união soldada em um ambiente controlado de névoa salina. Como resultados verificou-se a correlação entre a localização dos precipitados da fase "T" com a CST. Também atribuiu o fenômeno da CST à diferença na microestrutura local, causada pela variabilidade inerente do processo GMAW, identificando o efeito prejudicial da precipitação contínua da fase "T" ao longo dos limites de grãos.

Durante o processo de envelhecimento natural à temperatura ambiente, o soluto deixado pela dissolução de precipitados na vizinhança da ZF pode levar ao re-endurecimento por nucleação e crescimento de zonas GP. O intervalo de temperatura máxima correspondente à queda de dureza, no caso das ligas da série 7xxx, está na

faixa de 200-350°C, conforme observado por [38] no estudo da liga 7108-T6 soldada, Figura 12. O fenômeno de re-precipitação, neste tipo de sistema, permite que a maior parte da perda de resistência recupera-se após um período de 3 a 5 meses de envelhecimento natural.

Figura 12 - Degradação da dureza de ligas alumínio em relação à distância da solda.



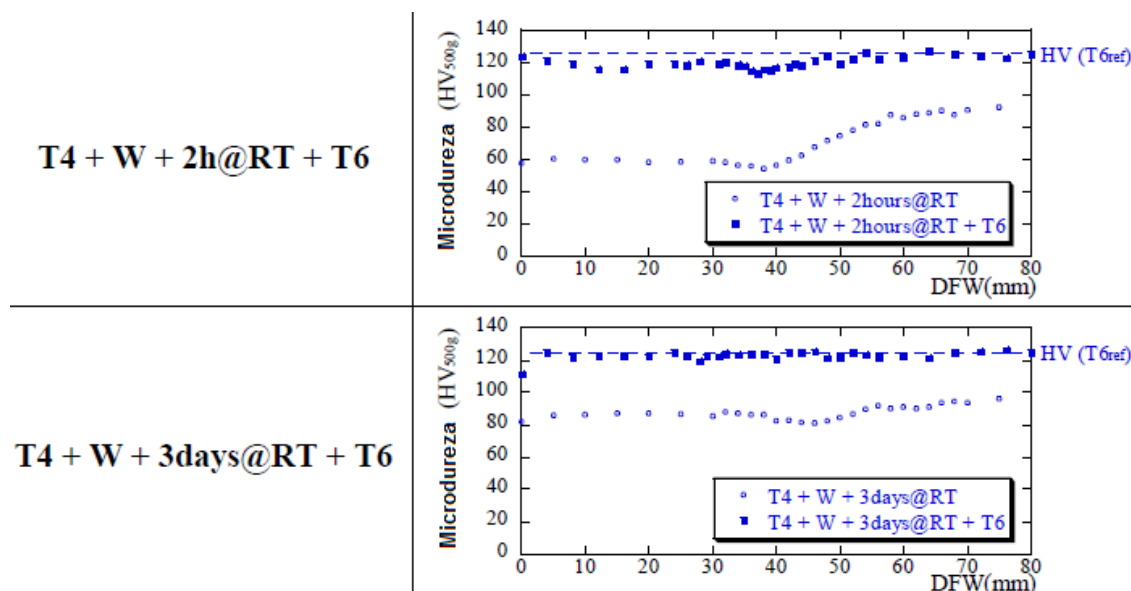
Fonte: [38].

Determinados Tratamentos Térmicos Pós-soldagem (TTPS) podem ser utilizados para melhorar a resistência da ZAC de ligas de alumínio tratáveis termicamente, para isto pode-se envolver tratamentos de solubilização e envelhecimento pós-solda [25]. Em pesquisa [36] verificou a variação da micro-dureza de uma liga Al-Zn-Mg, originalmente T4, soldada, envelhecida naturalmente por 2 horas e por 3 dias, traçando um comparativo da influência do TTPS-T6, conforme Figura 13.

Quando o tempo de envelhecimento natural, à temperatura ambiente, não é suficientemente longo, pode ser observada microscopicamente a presença de partículas mais grosseiras na ZAC, sendo verificado que nesta região é necessário um tempo de incubação maior para formar novas zonas GP [36]. Observa-se este fenômeno na Figura 13, na comparação de durezas de amostras envelhecidas por períodos diferentes. A estabilidade da dureza obtida após o TTPS-T6, pode ser

correlacionada, segundo [36], com a homogeneidade da microestrutura após o tratamento térmico.

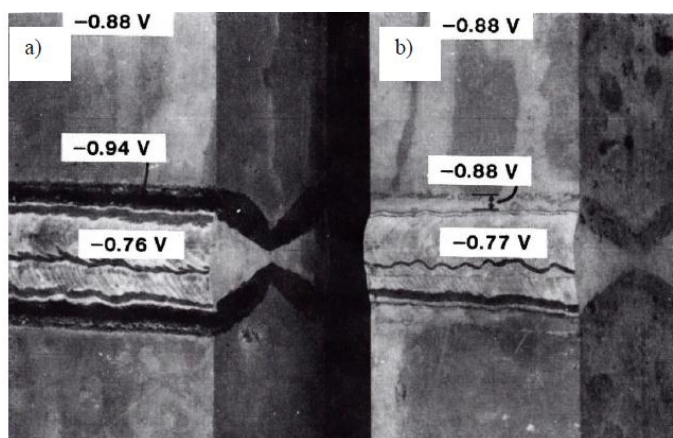
Figura 13 - Perfil de micro-dureza de uma liga Al-Zn-Mg T4, pós-soldagem, envelhecido naturalmente por 2 horas e por 3 dias, com e sem tratamento térmico TTPS-T6.



Fonte: [36].

Os primeiros estudos sobre a corrosão da liga 7xxx soldada foram conduzidos pela ALCOA (Pittsburgh, Pensilvânia, EUA) através da análise da liga 7005, soldada com material de adição 5356, exposta por 1 ano a água do mar. Conforme Figura14(a), a corrosão localizou-se na ZAC, adjacente à solda. Os valores do Ecorr das diferentes zonas de solda (MB, ZAC e MS) foram medidos em uma solução de NaCl mais peróxido de hidrogênio (H₂O₂). Os resultados revelaram que a ZAC é mais anódica do que o MB e do que o MS conforme demonstraram os valores do Ecorr indicados na Figura 14(a). Além disso, o estudo também analisou o efeito de um TTPS na liga 7005, conforme Figura14(b), não sendo registrada corrosão após um ano de exposição à água do mar, assim como não apresentando diferença significativa no Ecorr da ZAC e MB [39].

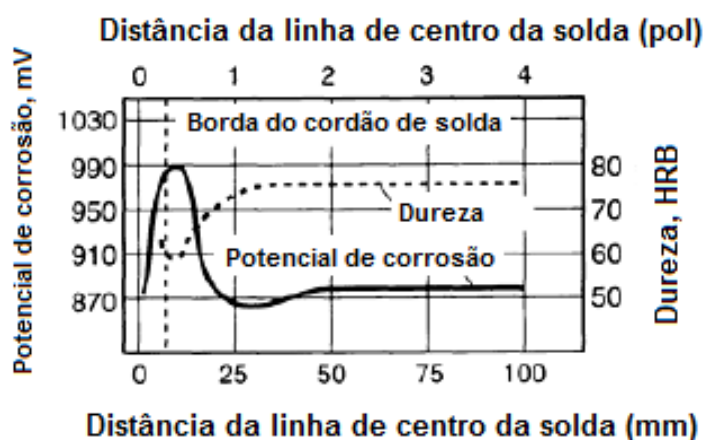
Figura 14 - Liga 7005 soldada com material de adição 5356 pós exposição à água do mar (um ano) em (a) condição de soldagem e (b) condição TTPS. Todos os valores de E_{corr} foram referenciados contra um eletrodo de calomelano saturado.



Fonte: [39].

Similarmente, a ALCOA [39] investigou o comportamento de corrosão da liga 7039-T651, soldada com material de adição 5183. Foram realizadas varreduras de E_{corr} em relação a distância da linha de centro da solda, em solução de NaCl e H_2O_2 . O estudo revelou a presença de uma pequena região, imediatamente adjacente à solda que era altamente anódica em relação ao resto da ZAC, como mostrado na Figura 15. A progressão da região anódica produziu um aumento nos valores de E_{corr} em relação ao MB, assim como uma diminuição da dureza do material.

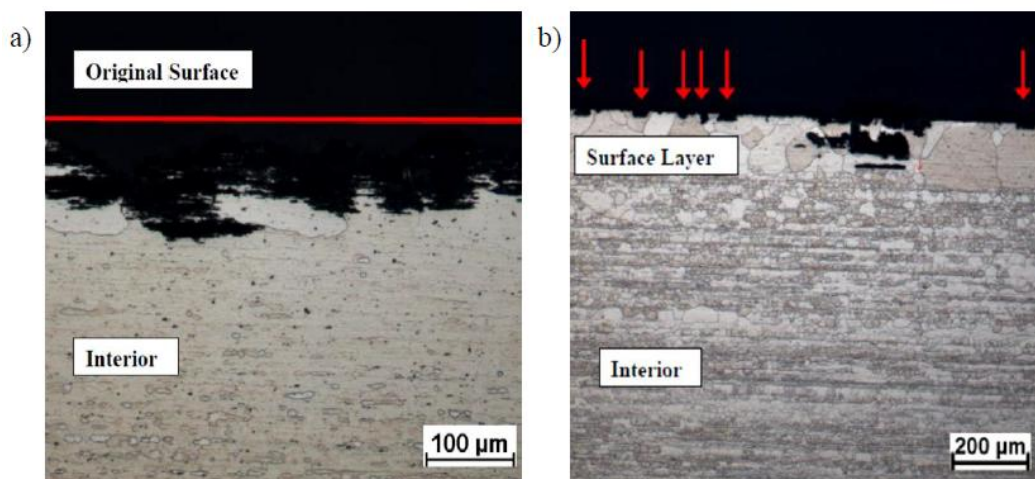
Figura 15 - E_{corr} de uma liga 7039-T651 soldada por processo Tungsten Inert Gas (TIG).



Fonte: [39].

Os efeitos de CST e potencial de corrosão das ligas de alumínio 7003 e 7108, soldadas em diferentes posições, com os materiais de adição 4043 e 5356, utilizando como técnicas a exposição em névoa salina por 6 semanas, carregamentos cíclicos de cargas e análise potenciodinâmica foi pesquisado por [40]. A liga 7003 comparativamente a 7108, devido ao maior teor de Cu, apresentou uma corrosão por pite mais severa na região da ZAC, a qual penetrou a totalidade da camada superficial, atingindo o interior do grão, ver Figura 16.

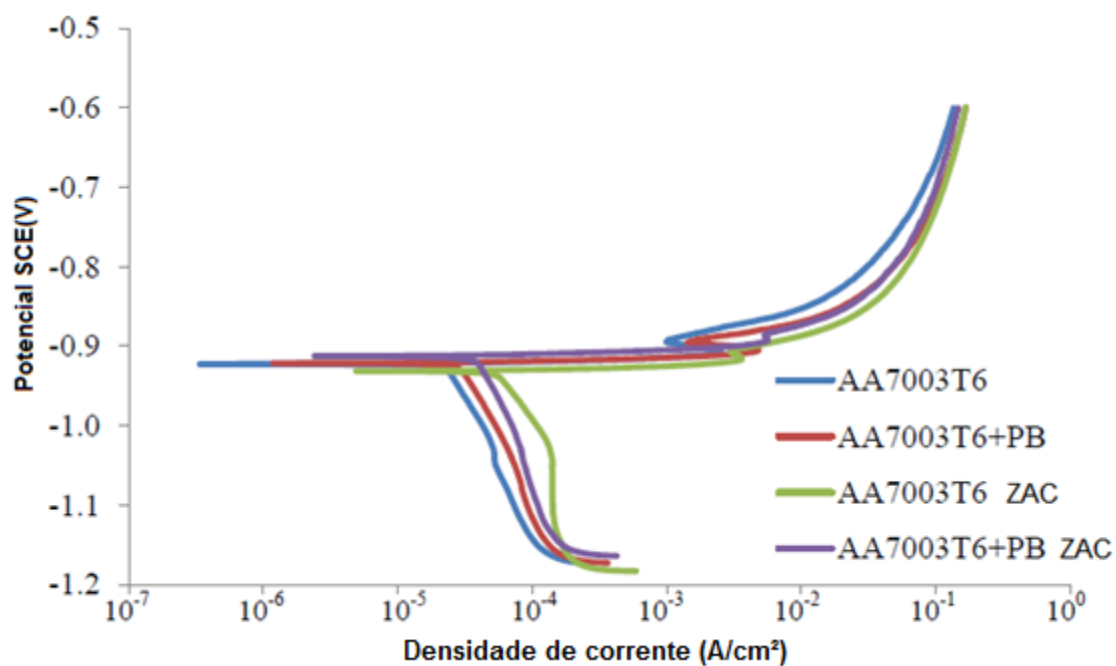
Figura 16 - Secções transversais após a exposição à névoa salina mostrando (a) corrosão por pite na ZAC da liga 7003 soldado e (b) corrosão por pite observada na ZAC da liga 7108 soldada.



Fonte: [40].

As medidas de polarização potenciodinâmica realizadas por [39], nas zonas MB e ZAC da liga 7003-T6, soldada pelo processo GMAW com material de adição 5356, incluiu como variável o TTPS denominado *Paint Bake* (PB), que consiste em um duplo processo de aquecimento da ZF a 185°C por 50 min, seguido de arrefecimento ao ar até à temperatura ambiente. Um resumo dos resultados da polarização potenciodinâmica é fornecido na Figura 17, no qual foram observadas pequenas diferenças entre as curvas de polarização, não se verificando nenhuma variação significativa (diferença < 50 mV).

Figura 17 - Varredura de polarização potenciodinâmica da ZAC e MB da liga 7003 nas condições de T6 e T6 + PB soldadas.

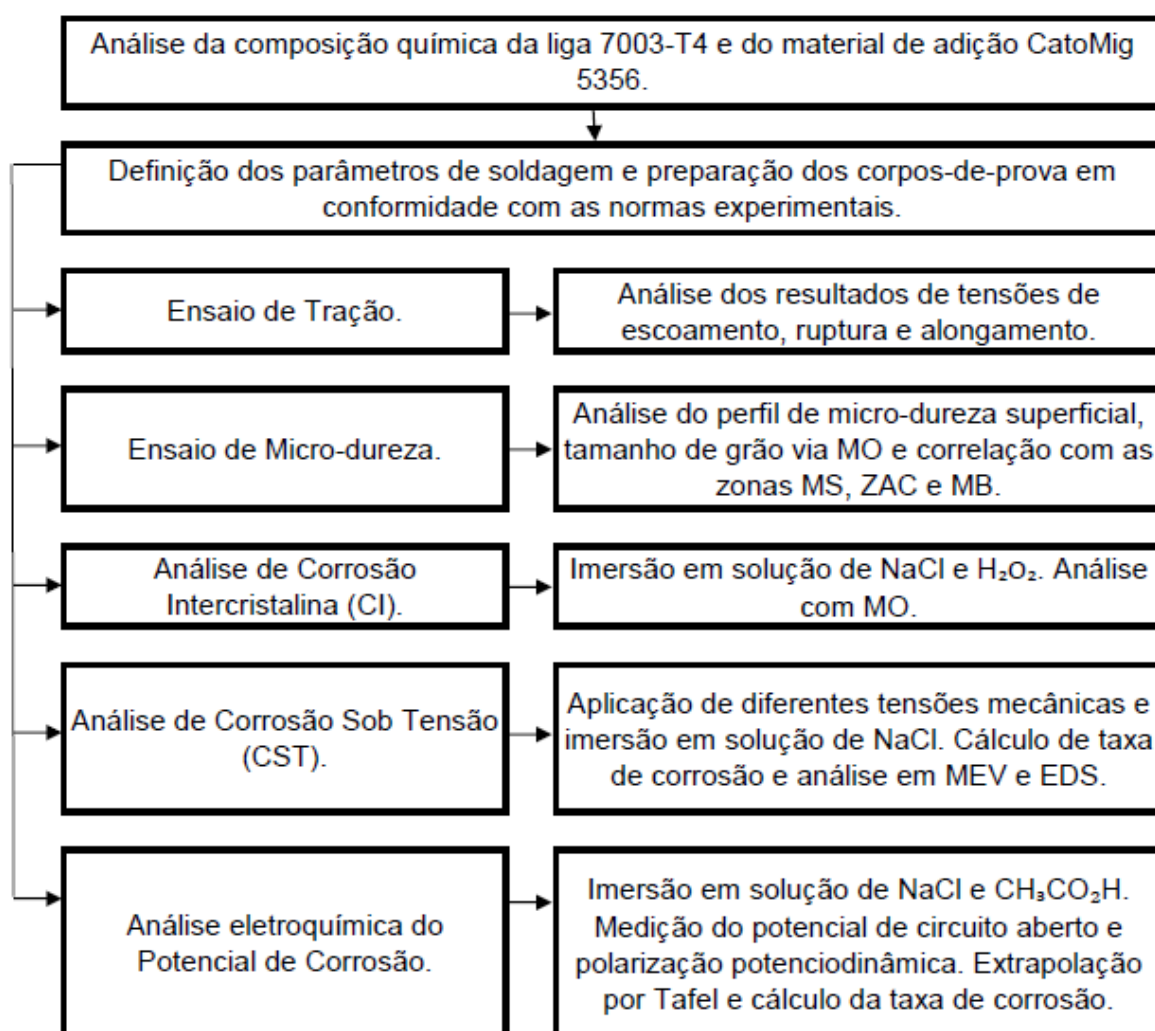


Fonte: [40].

4 METODOLOGIA

Nesta seção serão apresentados em um primeiro momento os materiais utilizados no desenvolvimento do presente trabalho e também os métodos de caracterização e análise da liga de alumínio 7003-T4 soldada. A Figura 18 representa o fluxograma geral da metodologia utilizada ao longo do presente estudo.

Figura 18 - Fluxograma geral dos experimentos.



Fonte: Elaborado pelo próprio autor.

4.1 MATERIAIS

Para realização dos experimentos foram preparados corpos-de-prova a partir de tubos de alumínio da liga 7003-T4, fornecidos com diâmetros de 19 mm, 25 mm e 38 mm, e espessuras de 1,5 mm e 2 mm. Os mesmos foram soldados através de processo robotizado, com uso da técnica GMAW e material de adição CastoMIG 5356 como material de adição.

Antes da soldagem realizou-se um pré-aquecimento nos tubos, na faixa de temperatura de 100 à 150 °C. Os parâmetros de soldagem utilizados foram: corrente de 90 a 110 A; tensão de 22 a 24 V; alimentação do arame de 10 a 13 m/min e vazão do gás de 11 a 12 l/min.

A composição química do MB e MS foi determinada com o auxílio de um espectrômetro de emissão óptica da Oxford, modelo Foundry-Master, ver Figura 19. A base normativa para caracterização foi a ASTM E34-11e1 [41].

Figura 19 - Espectrômetro de emissão óptica da Oxford, modelo Foundry-Master.



Fonte: Próprio autor.

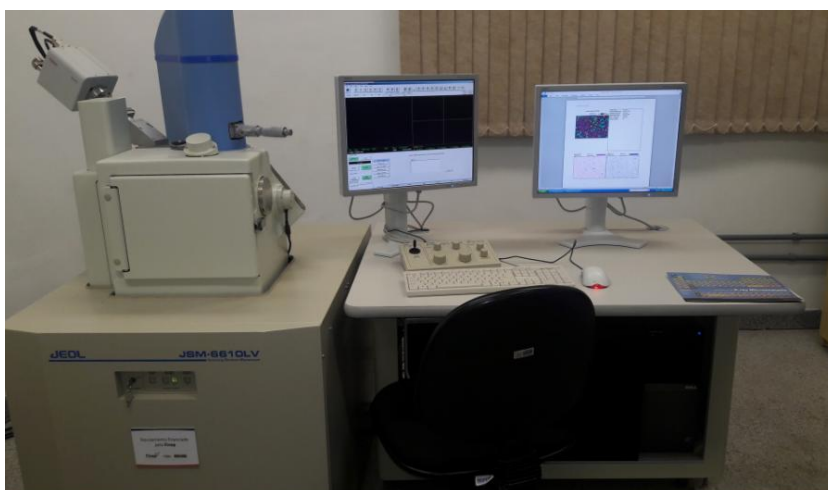
A análise microestrutural dos corpos-de-prova foi realizada por microscopia óptica em um Microscópio Ótico OLYMPUS modelo BX41-M LED com câmera digital BIOPTIKA 5.0M acoplada, conforme Figura 20, do LAPEM - UFPel. Também foi utilizado um Microscópio Eletrônico de Varredura, Jeol, JSM - 6610LV, equipado com microssonda de EDS, do CEME-SUL – FURG, conforme Figura 21.

Figura 20 - Microscópio Ótico do LAPEM – UFPel.



Fonte: Próprio autor.

Figura 21 - Microscópio Eletrônico de Varredura com microssonda de EDS CEME-SUL – FURG.



Fonte: Próprio autor.

4.2 MÉTODOS

4.2.1 Ensaio de Tração

O primeiro procedimento experimental consistiu na realização de ensaio de tração, com carga axial, na taxa de 1 mm/min até início do alongamento, e posterior taxa de 5 mm/min, com velocidade constante até a ruptura dos corpos-de-prova. Utilizou-se a base normativa ASTM B557M - 15 [42].

O ensaio objetivou a determinação das propriedades mecânicas da liga estudada, tais como: limite de escoamento (σ_e), limite de resistência a tração (LRT) e parâmetro de ductilidade através do alongamento final (ϵ).

Para realização dos ensaios de tração, foi utilizado uma máquina universal de ensaios mecânicos EMIC, Modelo DL30000, ver Figura 22.

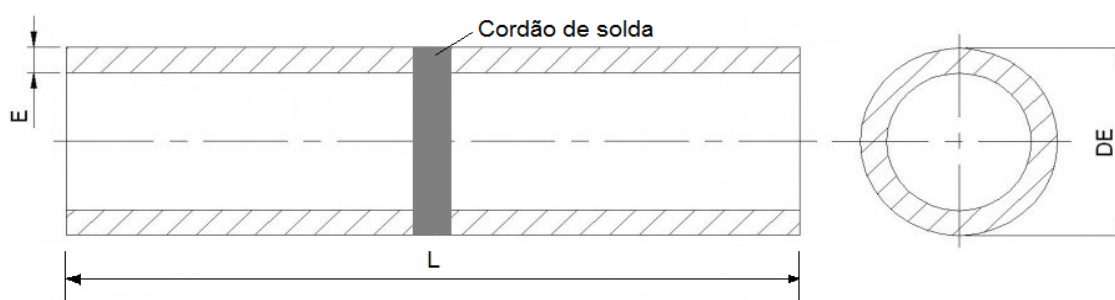
Figura 22 - Máquina Universal de Ensaio Mecânicos EMIC (DL30000).



Fonte: Próprio autor.

Foram preparados 05 corpos-de-prova, a partir de tubos, com diâmetro externo de 25 mm, espessura 2 mm e comprimento 250 mm, soldados ao centro de seu comprimento, conforme Figura 23.

Figura 23 - Corpos-de-prova utilizados no ensaio de tração. Cotas (mm): DE = 25; E = 2; L = 250.



Fonte: Próprio autor.

4.2.2 Ensaio de Micro-dureza

O segundo procedimento experimental consistiu na realização de ensaio de micro-dureza superficial. Utilizou-se como método o teste padrão para dureza Vickers de acordo com a norma ASTM E92-82(2003) [43] e ASTM E384-16(2016) [44].

O ensaio objetivou a determinação do perfil de micro-dureza e a sua correlação com as distintas áreas dos corpos-de-prova: MB, ZAC e MS. Em cada amostra foi realizado um total de vinte e três endentações no sentido longitudinal do corpo-de-prova. Para análise da micro-dureza, foi utilizada um durômetro de bancada marca Digimess, conforme Figura 24.

Figura 24 - Durômetro de bancada Digimess.

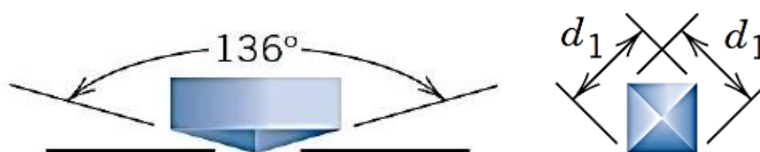


Fonte: Próprio autor.

Para análise utilizou-se um penetrador piramidal de diamante com base quadrangular e ângulo de abertura de 136° com carga de 0,98 N por um período de tempo de 20 seg. A distância entre endentações foi de uma vez e meia (1,5x) a diagonal do penetrador.

Conforme [44], nesse ensaio, a dureza foi determinada através da formação de uma penetração relativamente pequena, feita na superfície dos corpos-de-prova. O número de dureza Vickers foi baseado na força dividida pela área da superfície de penetração. As cargas típicas foram expressas em grama-força (gf) e as diagonais em micrômetros (μm). O tamanho da penetração foi medido usando um microscópio ótico equipado com um dispositivo de medição.

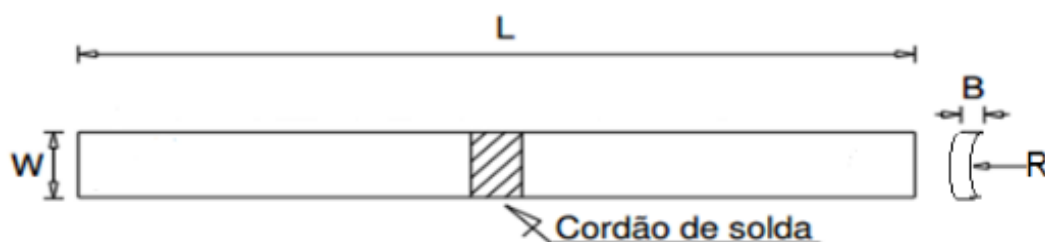
A Figura 25 mostra o ângulo de face e as diagonais do penetrador piramidal:



Fonte: [13].

Foram preparados 03 corpos-de-prova, a partir de tubos, com diâmetro externo de 38 mm, espessura 2 mm e comprimento 120 mm, soldados ao centro de seu comprimento, conforme Figura 26. As endentações foram distribuídas de forma espelhada, tomando como referência a linha de centro do cordão de solda.

Figura 26 - Corpos-de-prova utilizados no ensaio de micro-dureza. Cotas (mm): $W = 30$; $B = 2$; $L = 120$; $R = 17$.



Fonte: Próprio autor.

4.2.3 Análise de Corrosão Inter cristalina

O terceiro procedimento experimental consistiu na imersão de corpos-de-prova em uma solução de NaCl e H_2O_2 , por um período de 16 horas, com o propósito de avaliar a resistência a CI da liga 7003, conforme norma ASTM G110 – 92 (2003) [45].

O ensaio objetivou analisar o efeito térmico produzido pelo processo de soldagem na liga 7003, assim como o efeito do ataque químico induzido na imersão, e a sua possível correlação com a CI. Para análise microestrutural foi utilizado o microscópio ótico OLYMPUS modelo BX41-M LED.

Foram preparados 03 corpos-de-prova a partir de tubos, conforme Figura 26. Destes, 02 corpos-de-prova foram submetidos a imersão em solução de NaCl e H_2O_2 . O corpo-de-prova restante não foi imerso, sendo utilizado como referência para comparação. A seguir o detalhamento das etapas do experimento conforme norma [45].

A primeira etapa tratou da preparação dos corpos-de-prova através de lavagem com água deionizada, seguido de imersão por 1 min em solução de 945 ml (H_2O), 50

ml (HNO_3) e 5 ml (HF), aquecida a 93°C , Figura 27. Na sequência, realizou-se enxague em água deionizada e imersão por 1 min em 500 ml (HNO_3), prosseguido de novo enxague em água.

Figura 27 - Etapa de preparação dos corpos-de-prova antes da imersão em solução de NaCl e H_2O_2 .



Fonte: Próprio autor.

A segunda etapa tratou da imersão dos corpos-de-prova em solução de NaCl e H_2O_2 , na proporção de 57 g (NaCl), 10 ml (H_2O_2) e 990 ml (H_2O), por 16 horas em contínuo. Não foi realizada aeração, desaeração ou agitação da solução durante a imersão. Posteriormente realizou-se enxague em água deionizada e imersão por 10 min, em solução 50 ml (H_3PO_4), 20 g (CrO_3) e 950 ml (H_2O), aquecida a 90°C , Figura 28. Por final novo enxague em água.

Figura 28 - Etapa de imersão em solução: 50 ml (H_3PO_4), 20 g (CrO_3) e 950 ml (H_2O).



Fonte: Próprio autor.

Foram realizados ensaios metalográficos por meio de microscopia óptica, com amostras retiradas das seções superficial e transversal, na direção longitudinal do comprimento do tubo, mantendo em sua linha de centro o cordão de solda de união. Os corpos-de-prova foram cortados em serra metalográfica, com disco abrasivo de carbeto de silício (SiC) para materiais não ferrosos, e embutidas em resina acrílica.

O processo de polimento das amostras foi realizado em uma politriz metalográfica rotativa, marca Arotec/Apl – 4, com velocidade de 350 rpm. Para o polimento foi utilizada pastas de diamante (3 e 1 μm), utilizando tecidos de poliéster, com elevada e média dureza respectivamente para polimento inicial e intermediário, e na sequência tecido de veludo flocado para acabamento final.

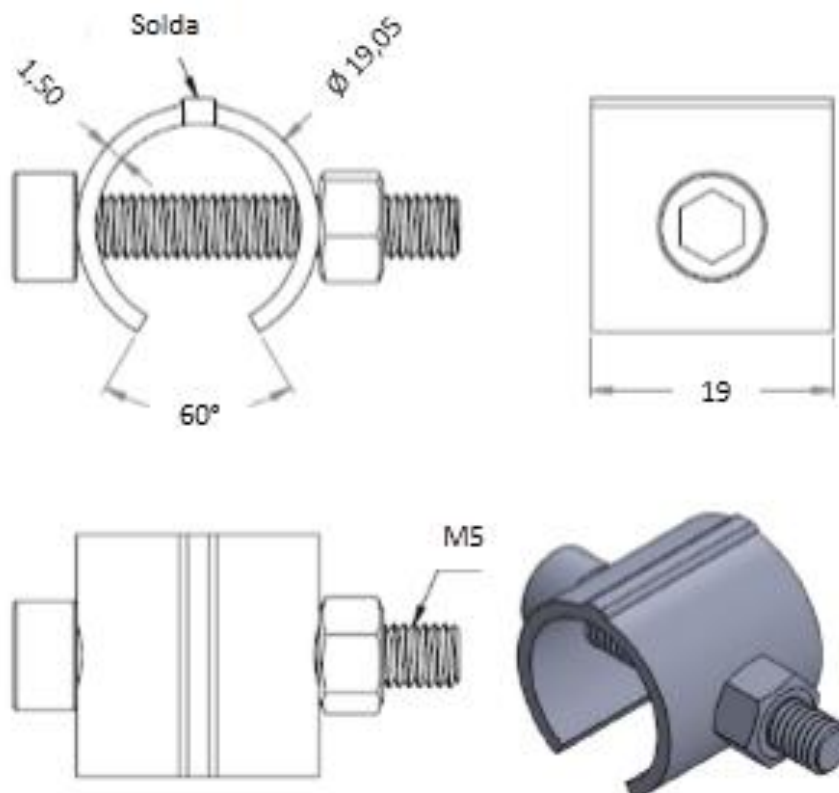
Para visualização da microestrutura, após o polimento, as amostras foram atacadas primeiramente com os reagentes Keller e Poulton, porém sem bons resultados. O ataque utilizado para visualização foi com ácido fluorídrico (HF) na proporção 3,0 ml (HF), 97 ml (H_2O), por 10 s, lavadas em água, e deixadas secar ao ar.

4.2.4 Análise de Corrosão Sob Tensão

O quarto procedimento consistiu na análise de corpos-de-prova, submetidos a uma determinada tensão constante, imersos em solução NaCl, mantida aquecida a 85°C, por um período de 120 horas, com o propósito de analisar a CST da liga 7003 e sua possível correlação com o efeito térmico do processo de soldagem. A análise microestrutural foi realizada com auxílio de um MEV modelo Jeol, JSM - 6610LV, com microsonda de EDS.

Para preparação dos corpos-de-prova foram utilizadas as bases normativas ASTM G 38 – 01 [46] e ASTM G 58 – 85 (Reaprovada 1999) [47]. Foram preparados 08 corpos-de-prova, a partir de tubos, com diâmetro externo de 19,05 mm, espessura 1,5 mm e comprimento 19 mm, soldados em seu topo. Na face inferior foi realizado um corte com ângulo de 60°. Suas laterais foram furadas com diâmetro de 7 mm para passagem do parafuso tensor, conforme Figura 29.

Figura 29 - Corpos-de-prova utilizados no ensaio de CST.



Fonte: Próprio autor.

Para efeito de estudo comparativo da influência na T_c , foram aplicados diferentes valores de tensão, através de uma deformação constante provocada pelo torqueamento da porca no parafuso que atravessa transversalmente o corpo-de-prova. Para o cálculo do diâmetro final requerido em função da tensão desejada, foram utilizadas as Equações (1) e (2) conforme norma [46]:

$$OD_f = OD - \Delta \quad (\text{Equação 1})$$

Onde:

$$\Delta = \frac{f \pi D^2}{4EtZ} \quad (\text{Equação 2})$$

Onde:

OD = Diâmetro do tubo antes de sofrer a compressão, unidade (mm);

ODf = Diâmetro do tubo após sofrer a compressão, unidade (mm);

f = Tensão desejada, unidade (MPa);

Δ = Variação do diâmetro após a compressão, unidade (mm);

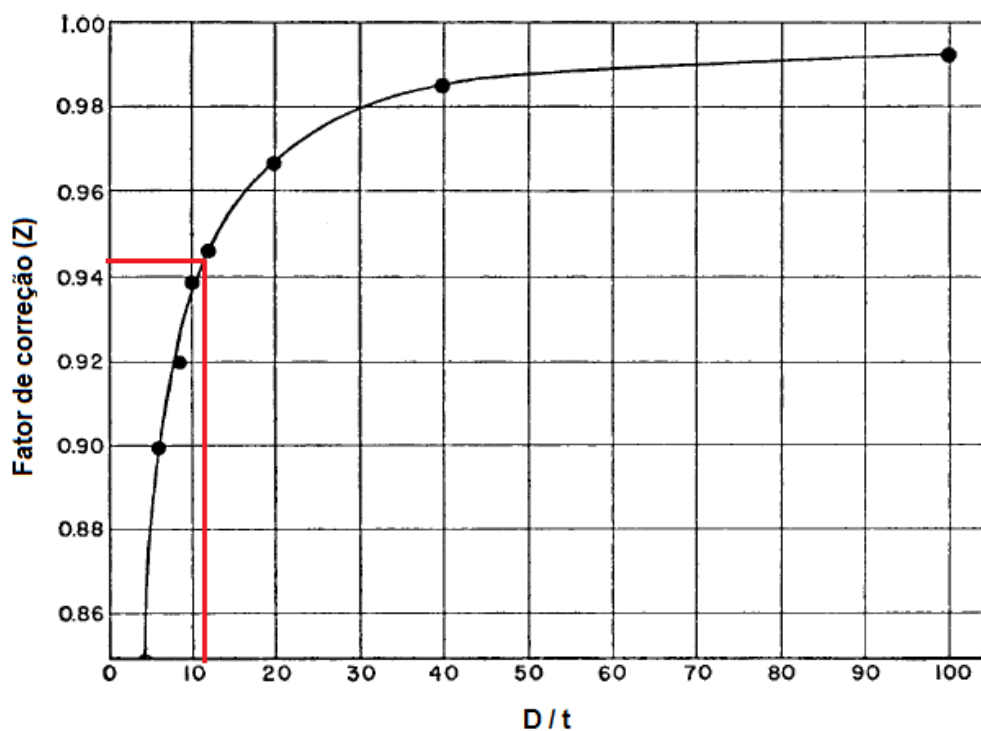
D = Diâmetro médio, dado por $(OD - t)$, unidade (mm);

t = Espessura da parede do tubo, unidade (mm);

E = Módulo de elasticidade do material, unidade (MPa);

Z = Fator de correção, conforme Figura 30.

Figura 30 - Curva para determinação do Fator de correção em função da razão entre o diâmetro médio e a espessura do tubo.



Fonte: [46]

Considerando o dimensional inicial do tubo “OD” 19,05 mm, com espessura de parede “t” 1,5 mm e módulo de elasticidade do material “E” 78.000 MPa [1]. Determinando “D” como a subtração de “OD” por “t” obtemos o valor de 17,55 mm, e realizando sua divisão por “t”, chegamos ao valor de 11,70 mm. Com esse, introduzimos no eixo das abscissas da curva Figura 30 e definimos o valor do Fator de correção “Z” igual a 0,945.

Com esses dados, arbitrando-se valores de tensão de 200, 400 e 600 MPa, e aplicando as Equações (1) e (2), chegamos aos valores de diâmetro final do tubo “ODf”. A Tabela 5 apresenta a distribuição realizada com a nomenclatura das amostras, quantidades, valores de tensão aplicados e seus respectivos diâmetros finais após a compressão. As amostras identificadas com a letra “(a)”, não sofreram tensão, sendo utilizadas como referência para os demais corpos-de-prova.

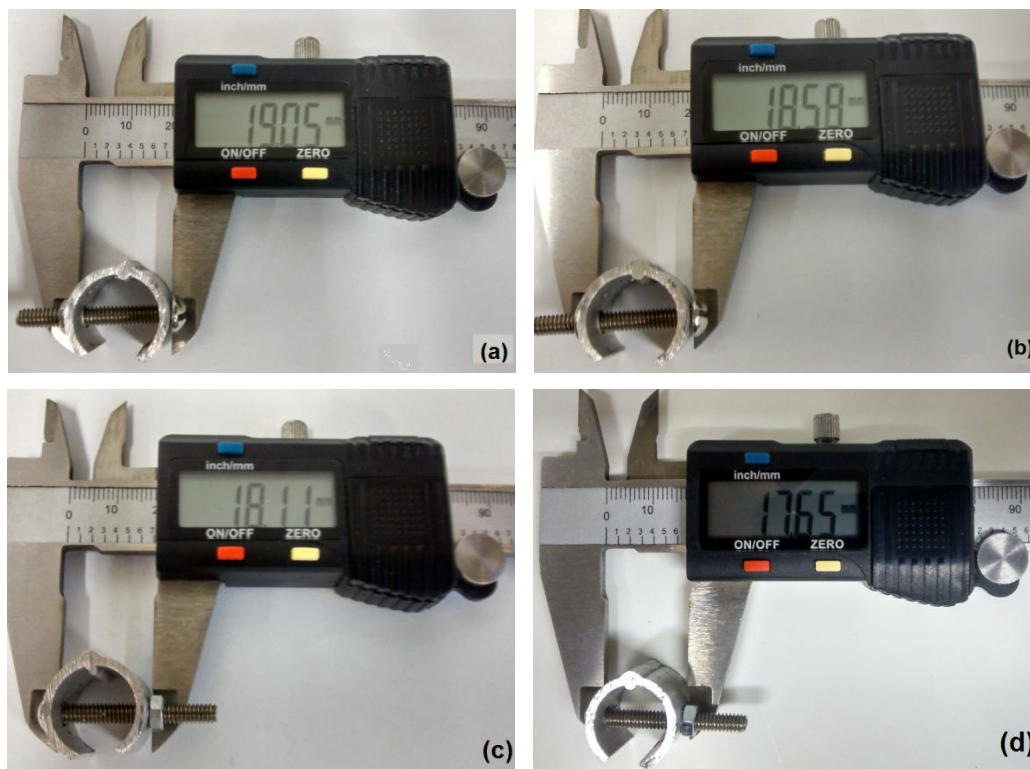
Tabela 5 - Quantidade de amostras analisadas e a respectiva tensão aplicada.

Identificação das amostras	Quantidade	Tensão aplicada (MPa)	ODf (mm)
(a)	02 peças	0	19,05
(b)	02 peças	200	18,58
(c)	02 peças	400	18,11
(d)	02 peças	600	17,65

Fonte: Próprio autor.

A seguir, na Figura 31, imagens dos corpos-de-prova tensionados, em fase de preparação para imersão em solução NaCl:

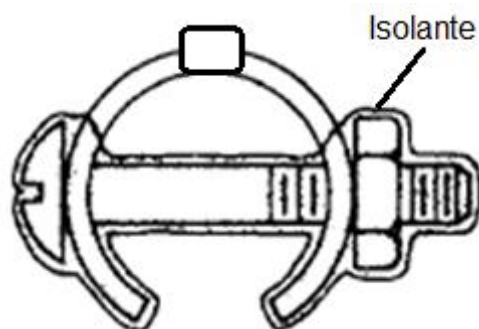
Figura 31 - Redução do diâmetro das amostras conforme Tabela 5: (a) sem tensão; (b) 200 MPa; (c) 400 MPa e (d) 600 MPa.



Fonte: Próprio autor.

Para evitar efeitos galvânicos entre o corpo-de-prova e o parafuso tensionador foi aplicada uma camada de proteção isolante, através de revestimento de verniz spray. A Figura 32 representa a área isolada do corpo-de-prova.

Figura 32 - Revestimento realizado com verniz isolante para evitar risco de efeitos galvânicos entre o corpo-de-prova e o parafuso tensionador.

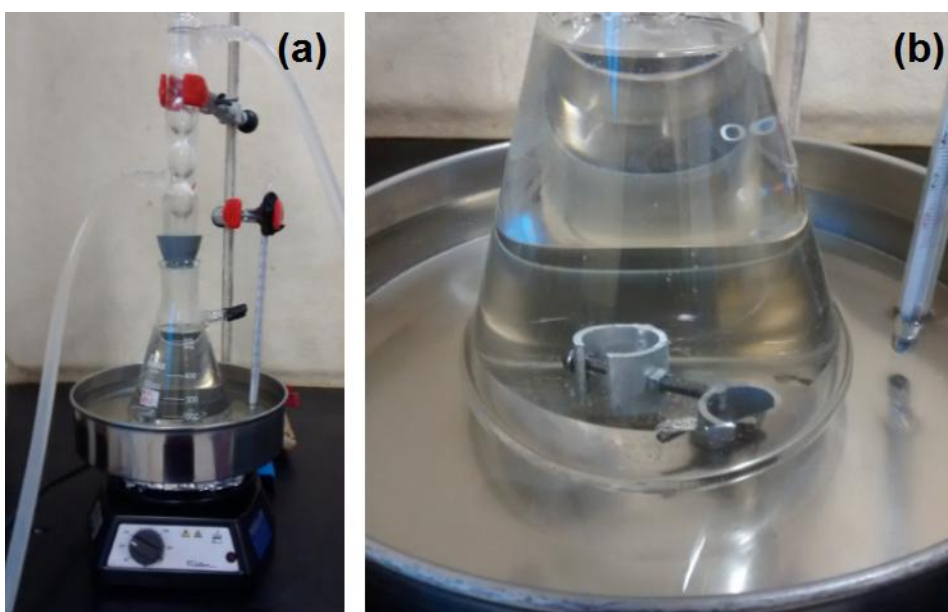


Fonte: Adaptado [45].

Para análise da CST, foi utilizada como base a norma ASTM G103 - 97(2016) [48], indicada para ligas de alumínio, da série 7xxx, soldadas, submetidas a uma carga estática e que possuam baixo teor de cobre ($\text{Cu} < 0,26\%$).

A solução foi preparada na proporção de 500 ml (H_2O) e 30 g (NaCl), com pH compreendido entre 6,4 e 7,2. Foi observado o volume mínimo de solução de 3 ml/cm². Antes da imersão dos corpos-de-prova foi deixada a solução ferver por 10 min. A Figura 33 demonstra o aparato experimental composto por 01 frasco Erlenmeyer, 01 placa de aquecimento elétrica, 01 condensador de refluxo e 01 termômetro de mercúrio.

Figura 33 - (a) Aparato experimental conforme norma [46]; (b) detalhe dos corpos-de-prova imersos na solução.



Fonte: Próprio autor.

Após um período de 120 horas, os corpos-de-prova foram retirados da solução, realizando-se a limpeza com ácido nítrico (HNO_3) e enxague com H_2O .

Antes e após o período de inserção na solução de NaCl , foi realizada a pesagem dos corpos-de-prova para cálculo das taxas de corrosão. Para pesagem foi utilizada uma balança analítica digital, marca Marconi, modelo AT220. A T_c , em milímetros por ano (mm/ano), foi calculada a partir dos dados de perda de massa para

as amostras obtidas após imersão, através de Equação (3), conforme ASTM G1 - 03(2011) [49]:

$$Tc = \frac{87,6W}{\rho ATe} \quad (\text{Equação 3})$$

Onde:

Tc = Taxa de corrosão, unidade (mm/ano);

W = Perda de massa, unidade (mg);

ρ = Densidade da liga de alumínio 7003, unidade (g/cm³);

A = Área da amostra, unidade (cm²);

Te = Tempo total de exposição, unidade (horas).

Foram realizados ensaios metalográficos por meio de MEV, sendo analisadas a seção transversal das amostras, mantendo em sua linha de centro o cordão de solda de união. O procedimento de polimento seguiu os mesmos passos já descritos no item 4.2.3.

4.2.5 Análise do Potencial de Corrosão

O quinto procedimento experimental consistiu em um ensaio eletroquímico, utilizado para determinação das características comportamentais da liga 7003, nas três diferentes zonas (MB, ZAC e MS), quanto ao Ecorr e potencial de circuito aberto, do inglês *open circuit potential* (OCP) e a determinação de curvas de polarização potenciodinâmica, utilizando como base as normas ASTM G69 [50] e ASTM G5 [51].

Os corpos-de-prova foram preparados a partir da seção transversal dos tubos de diâmetro 25 mm com parede de 2 mm. Os cortes foram realizados pela técnica de

eletroerosão, com espessura de 1 mm. Para preparação do eletrodo, realizou-se a conexão do fio de cobre ao corpo-de-prova com cola de prata. Após a cura, embutiu-se com resina acrílica. Posteriormente, a face oposta ao corpo-de-prova foi vedada com massa epóxi bi componente, conforme Figura 34. Cada corpo-de-prova, agora denominado como eletrodo de trabalho, ficou com uma área superficial de 1,45 cm².

Figura 34 - Corpo-de-prova para ensaio potenciodinâmico.



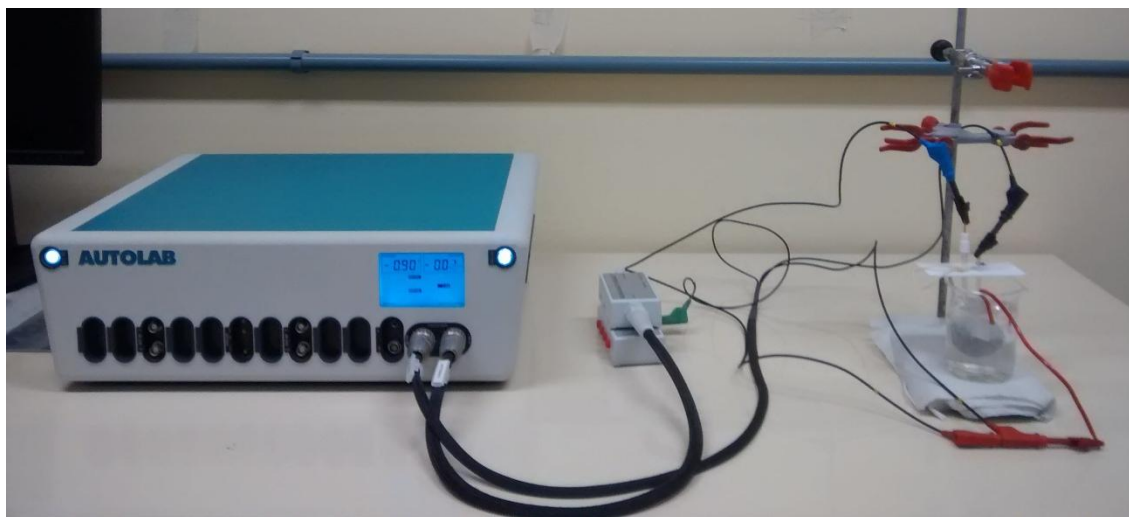
Fonte: Próprio autor.

Foi utilizado como referência o eletrodo de prata/cloreto de prata (Ag/AgCl), e como contra eletrodo o de platina (Pt). Os eletrodos de trabalho foram lixados sequencialmente com lixas de SiC de granulometria 320, 600 e 1200, utilizando H₂O como lubrificante, 15 min antes da imersão. A solução de teste foi preparada utilizando 26 g de NaCl, 1 ml de CH₃CO₂H (ácido acético) e 500 ml H₂O, para um pH entre 2.8 e 2.9. Não foi realizada aeração, desaeração ou agitação da solução durante a imersão.

Primeiramente o procedimento envolveu a medição do OCP, por um período de 10 min antes de iniciar a polarização potenciodinâmica. Todas as medições de polarização foram feitas a uma taxa de varrimento de 1 mV/s, utilizando um potenciostato marca Autolab PGSTAT302N, controlado pelo *software* NOVA 1.10.

As varreduras começaram com um potencial de 250 mV abaixo do valor de OCP, concluído até alcançar o potencial de - 600 mV. A Figura 35 demonstra a disposição dos componentes utilizados no ensaio potenciodinâmico.

Figura 35 - Aparato experimental do ensaio potenciodinâmico.



Fonte: Próprio autor.

A determinação do E_{corr} e da Corrente de Corrosão (I_{corr}) foi realizada através da técnica de extrapolação de Tafel em conformidade com a norma ASTM G102 – 89 (2015)e1 [52]. A velocidade de corrosão em milímetros por ano foi calculada através da Equação (4), conforme norma ASTM G59 – 97 (2014) [53]:

$$T_c = 3270 \frac{J_{corr}EW}{\rho} \quad (\text{Equação 4})$$

Onde:

J_{corr} = Densidade de corrente, unidade (A/cm²);

EW = Peso equivalente, unidade (g/mol);

ρ = Densidade da liga de alumínio 7003, unidade (g/cm³);

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Nesta seção serão apresentados os resultados e análise dos experimentos.

5.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

A Tabela 6 demonstra os resultados da composição química para liga 7003:

Tabela 6 - Composição química nominal (% massa) da liga 7003.

Elemento	Analisado (%)	ASM Handbook (%) [1]
Zn	6,03 ± 0,16	5,00 – 6,50
Mg	0,57 ± 0,03	0,50 – 1,00
Fe	0,31 ± 0,33	0,35
Si	0,09 ± 0,01	0,30
Cu	0,09 ± 0,01	0,20
Ti	0,08 ± 0,01	0,20
Cr	0,04 ± 0,06	0,20
Ni	0,03 ± 0,10	-
Mn	0,03 ± 0,01	0,30
Outros	0,30	0,20 – 0,40

Fonte: Próprio autor.

Percebe-se na Tabela 6, que para os principais elementos de liga, Zn e Mg, os valores obtidos na análise da amostra do material encontram-se dentro dos limites de variação, tomando como referência [1]. Elementos classificados como impurezas, Fe e Si possuíram valores abaixo da referência. Da mesma forma, elementos como o Cu, responsável pela melhora da resistência a CST [22, 23], que associado ao Mn podem

formar precipitados catódicos [7], também apresentaram valores analisados abaixo da referência.

Abaixo, a Tabela 7 demonstra os resultados da análise química do MS:

Tabela 7 - Composição química nominal (% massa) do MS CastoMIG 5356.

Elemento	Analisado (%)
Al	83,97 ± 1,25
Si	4,60 ± 1,05
Mg	3,50 ± 0,61
Ni	1,15 ± 0,74
Zn	0,90 ± 0,41
Pb	0,45 ± 0,02
Mn	0,29 ± 0,14
Fe	0,28 ± 0,09
Ti	0,24 ± 0,19
Zr	0,22 ± 0,11
Cr	0,18 ± 0,09
Cu	0,16 ± 0,03
Outros	4,06

Fonte: Próprio autor.

Realizando um comparativo dos elementos químicos presentes na liga 7003 objeto de estudo, com o material de adição CastoMIG 5356, agrupando-os de forma a contrapor o comportamento anódico ou catódico à matriz [7], percebe-se na Tabela 8, que há uma redução do potencial anódico em paralelo a um aumento do potencial catódico.

Já analisando de forma individual os elementos Zn e Mg, responsáveis pela formação de precipitados da fase M ($MgZn_2$) [1], verifica-se que a liga 7003 possui, para esses elementos, uma razão na ordem de 10:1, havendo uma inversão quando

da análise do material de adição CastoMIG 5356, o qual possui uma razão de 1:4. Estas alterações tanto dos potenciais, como da proporcionalidade dos elementos Zn e Mg, podem estar associados a perda de propriedades mecânicas principalmente localizadas nas ZF e ZAC conforme [6].

Tabela 8 – Comparação em (% massa) dos elementos anódicos e catódicos à matriz.

Elementos (%)	Liga 7003 analisada	CastoMIG 5356 analisado	Variação
Anódicos em relação à matriz (Mg-Zn)	6,6	4,4	-33,33%
Catódicos em relação à matriz (Fe-Cu-Mn)	0,43	0,73	+69,77%

Fonte: Próprio autor.

5.2 ENSAIO DE TRAÇÃO

A Tabela 9 demonstra os valores médios obtidos nos ensaios de tração realizados nas amostras de tubos soldados conforme descrito na seção 4.2.1 do presente estudo. Percebe-se que, por se tratar de uma união soldada, os valores obtidos não se comportam caracteristicamente como um material dúctil, o qual possui um limite de escoamento bem definido, assim como uma representativa taxa de alongamento. O comportamento observado é semelhante ao de um material frágil, isto constata-se devido à proximidade dos valores das tensões de escoamento e de limite de resistência a tração.

Tabela 9 - Propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração.

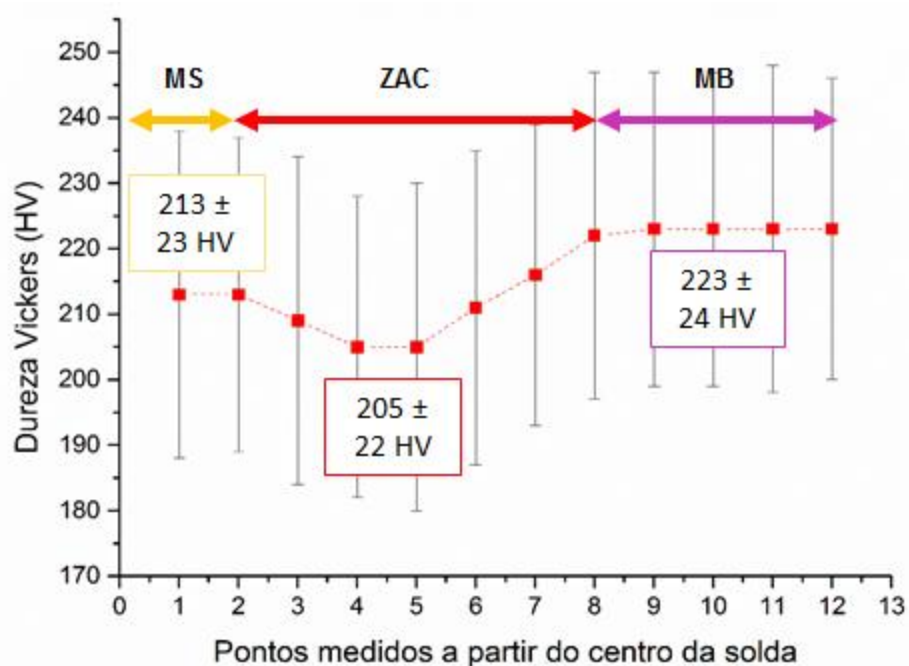
Propriedade	Resultado
Limite de Escoamento (σ_e)	$170,75 \pm 1,00$ MPa
Limite de Resistência a Tração (LRT)	$171,25 \pm 1,00$ MPa
Alongamento final (ϵ)	$3,97 \pm 1,82$ %

Fonte: Próprio autor.

5.3 ENSAIO DE MICRO-DUREZA

Na Figura 36 está a representação gráfica dos valores médios e desvio padrão obtidos na medição de micro-dureza superficial conforme descrito na seção 4.2.2. O ponto 1, do eixo das abcissas, representa a linha de centro no MS. Os demais pontos medidos tratam-se do avanço longitudinal nos corpos-de-prova, representando as áreas da ZAC e MB.

Figura 36 - Resultado da medição de micro-dureza superficial.



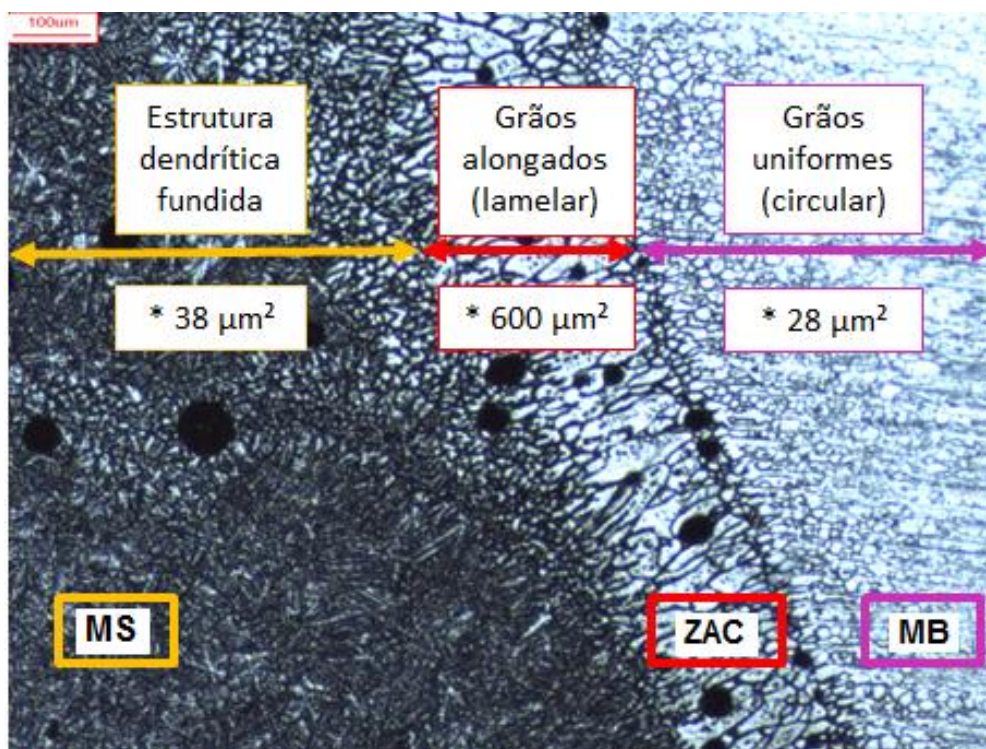
Fonte: Próprio autor.

A primeira região observada na Figura 36 é o MS, indicada pelos Pontos 1 e 2 do eixo das abcissas, com uma micro-dureza média típica de 213 ± 23 HV. Avançando no gráfico, um perfil íngreme é encontrado através da linha de fusão, localizado entre os Pontos 2 ao 5, indicando a transição da solda para a ZAC. Nesta área verifica-se uma região de amaciamento no perfil de micro-dureza, com os valores médios mínimos de 205 ± 22 HV. A região amaciada é seguida por um aumento no perfil, Pontos 5 ao 9, até atingir a micro-dureza do MB, com valores médios de 223 ± 24 HV.

O perfil da micro-dureza, observado entre os Pontos 1 e 3, antes da região de amaciamento indica a possibilidade de ocorrência de envelhecimento natural, uma vez que as medições foram realizadas 45 dias após o processo de soldagem. Contudo, apesar da variação não significativa da micro-dureza entre as diferentes regiões da união soldada, o perfil típico de micro-dureza encontrado corrobora com observações realizadas em estudos da liga 7xxx [31, 36, 38, 39].

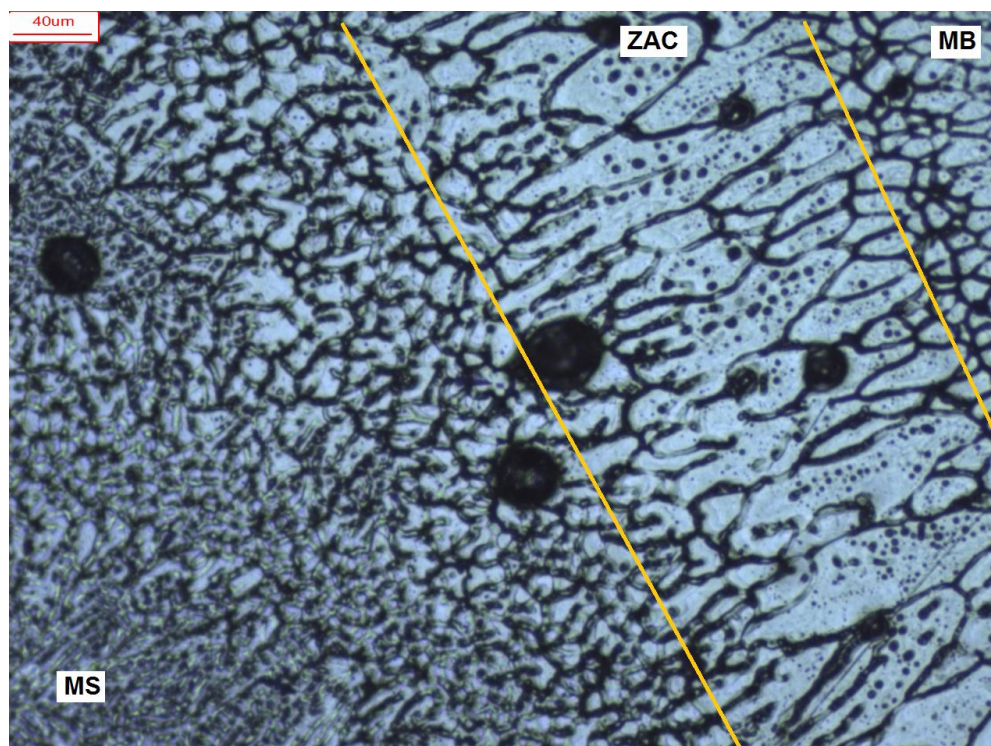
A Figura 37 demonstra a aparência típica da seção transversal da liga 7003 soldada e as microestruturas das três distintas regiões (MS, ZAC e MB):

Figura 37 - Micrografia obtida via MO do MS, ZAC e MB da liga 7003, ampliada 40x.



Fonte: Próprio autor.

Figura 38 - Micrografia obtida via MO do MS, ZAC e MB da liga 7003, ampliada 100x.



Fonte: Próprio autor.

Conforme pode-se observar na Figura 38, a seção transversal do MS revelou uma microestrutura dendrítica fundida. Ao longo da linha de fusão, adjacente ao MS, formou-se uma estreita área identificada como ZAC, com largura entre 100-150 μm , com grãos recristalizados, em formato lamelar, maiores em comparação com as microestruturas, tanto do MS como do MB. A esta variação de tamanho de grão, representada na Tabela 10, pode-se atribuir a diminuição dos valores de dureza verificados na Figura 36.

Para cálculo da área média dos grãos foi utilizado o *software* ImageJ 1.5. Os valores encontrados são levemente superiores ao estudo desenvolvido por [40] para a liga 7003 soldada. Deve-se inferir a importância dos parâmetros de soldagem e a sua correlação com a alteração microestrutural nas regiões da ZF e ZAC, conforme analisado por [54], em seu estudo com a liga 6061, que diz que há uma relação inversa entre o tamanho do grão com o calor aplicado no processo de soldagem, ou seja, quanto maior o calor, menor será o tamanho do grão nas referidas regiões.

Tabela 10 - Área média dos grãos nas três distintas MS, ZAC e MB áreas da seção transversal da liga 7003 soldada.

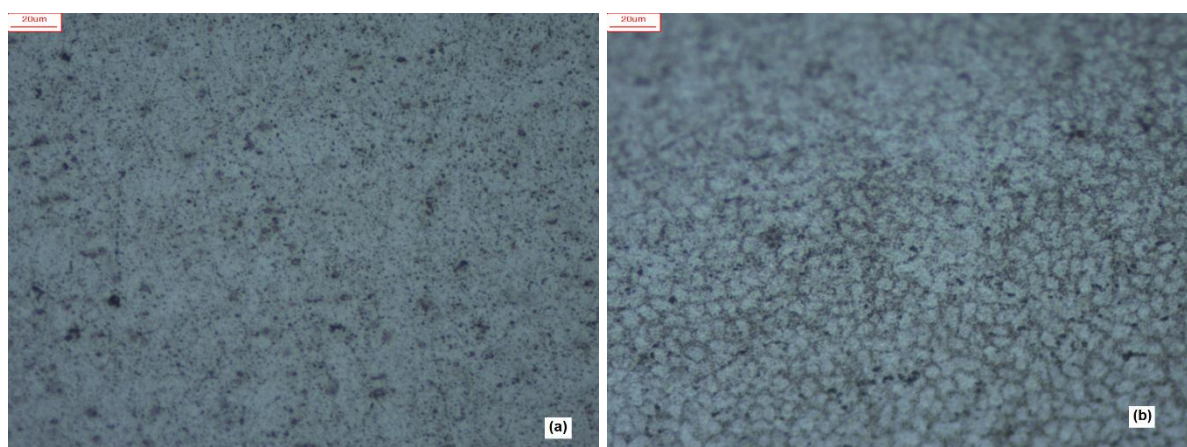
Região	Área média (μm^2)
MS	38
ZAC	600
MB	28

Fonte: Próprio autor.

5.4 ENSAIO DE CORROSÃO INTERCRISTALINA

Este experimento destinou-se a avaliar a suscetibilidade à CI da liga 7003 soldada. O procedimento adotado consistiu em uma análise qualitativa do material, sendo especialmente útil para avaliar o efeito de processos térmicos sobre o tipo de corrosão inerente. A Figura 39, demonstra a análise microscópica, via MO, realizada na seção superficial da amostra, na região do MB. A Figura 39(a) refere-se a amostra de referência, ou seja, sem o ataque químico. Já a Figura 39(b) refere-se a amostra submetida a imersão em solução de $\text{NaCl} + \text{H}_2\text{O}_2$, conforme norma [45].

Figura 39 - Micrografias da seção superficial do MB da liga 7003, (a) amostra de referência e (b) amostra com ataque de corrosão. Magnificação de 200x.

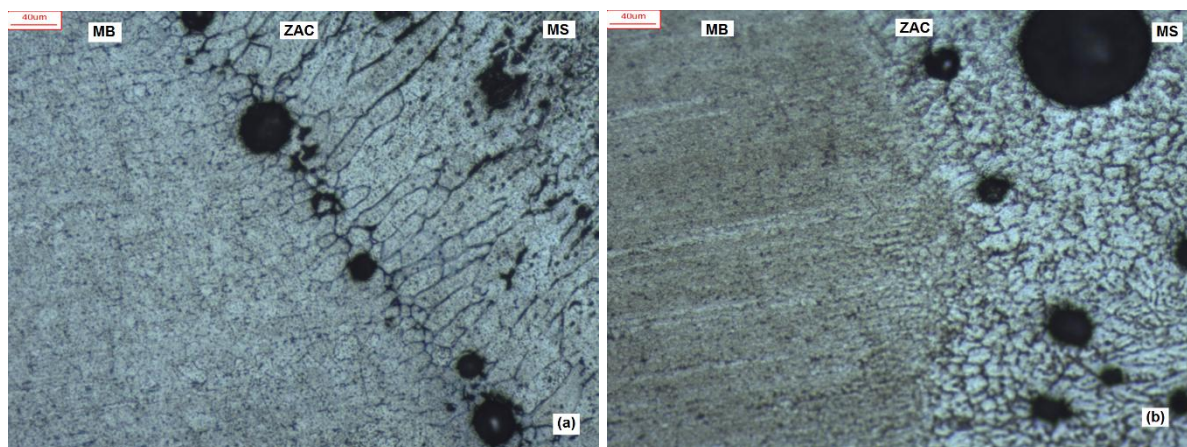


Fonte: Próprio autor.

A ocorrência de CI, observada nos limites de contorno de grão, conforme Figura 39(b), fundamenta-se, de acordo com [27], no fenômeno de difusão de elementos como o Zn e Mg, que se associam aos elementos eletroquímicos mais ativos, provocando o seu deslocamento, da matriz para os limites de grão, resultando na diminuição da concentração de $MgZn_2$ na solução sólida. Além disto, a exposição em solução de H_2O_2 propicia a ocorrência do fenômeno de fragilização por hidrogênio, uma vez que ocorre a dissociação de íons de H em conjunto com a alteração do potencial catódico [11].

A Figura 40 demonstra a análise microscópica, via MO, da seção transversal da liga 7003 soldada, sendo a Figura 40(a) referência, e Figura 40(b) com imersão em solução de acordo com a norma de ensaio [45]. Para as distintas regiões da união soldada, a CI pode ser relacionada, conforme proposto por [37], devido a precipitação contínua da fase “M” ($MgZn_2$) ou “T” ($Al_2Mg_3Zn_3$) na ZAC, a qual pode provocar efeito prejudicial ao longo dos limites de grãos, conforme pode-se verificar o ataque mais severo na amostra da Figura 39(b).

Figura 40 - Micrografias da seção transversal do MS, ZAC e MB da liga 7003, (a) amostra de referência e (b) amostra com ataque de corrosão. Magnificação 100x.



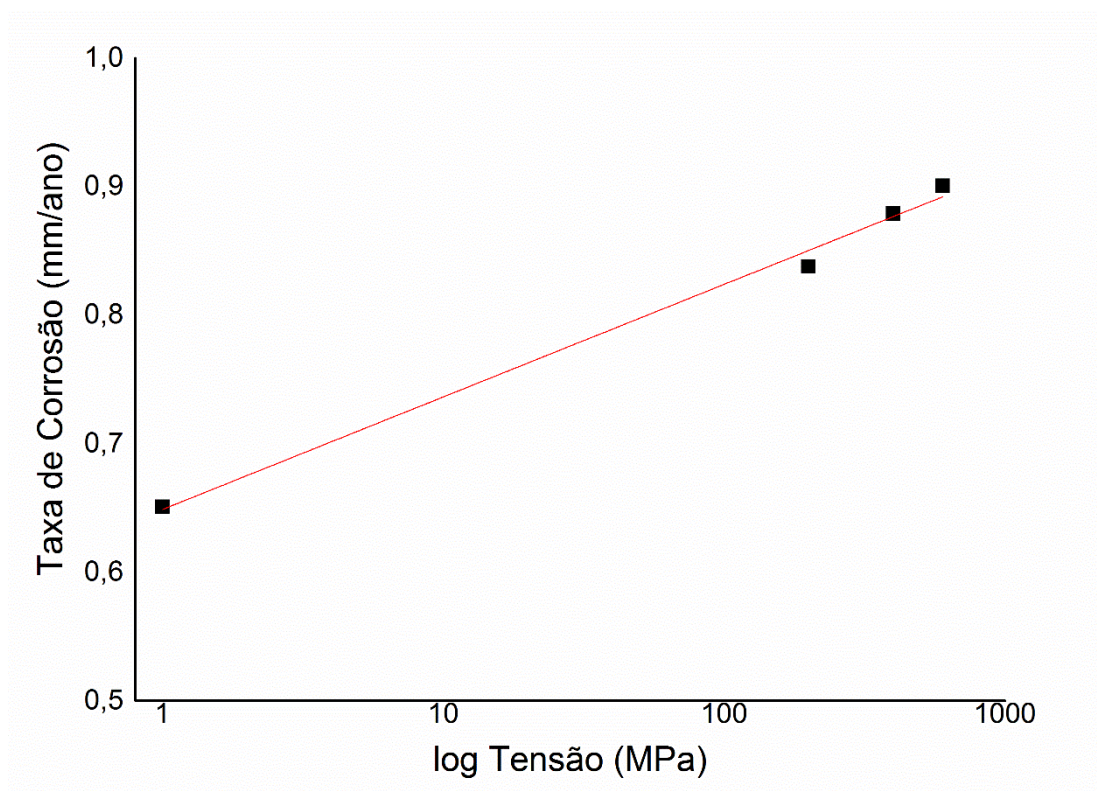
Fonte: Próprio autor.

5.5 ENSAIO DE CORROSÃO SOB TENSÃO

Neste experimento, a primeira etapa de análise dos resultados consistiu na avaliação de perda de massa (W), após submeter por 120 horas (T_e), os corpos-de-prova tensionados em solução aquecida de NaCl, conforme descrito na seção 4.2.4. A T_c , em milímetros por ano, foi calculada, tomando por base a W , T_e , além dos parâmetros, ρ no valor de $2,74 \text{ g/cm}^3$ para a liga 7003, e A no valor de $34,92 \text{ cm}^2$, através de Equação 3, conforme norma [49].

Os resultados estão representados no gráfico da Figura 41, através dos pontos da intersecção dos valores de Tensão em MPa (eixo logarítmico das abscissas), e T_c em mm/ano (eixo linear das ordenadas). Adicionou-se uma reta de tendência com R^2 de 0,99091.

Figura 41 - Gráfico da taxa de corrosão em função da tensão aplicada em corpos-de-prova da liga 7003 em experimento conforme procedimento normativo [47].



Fonte: Próprio autor.

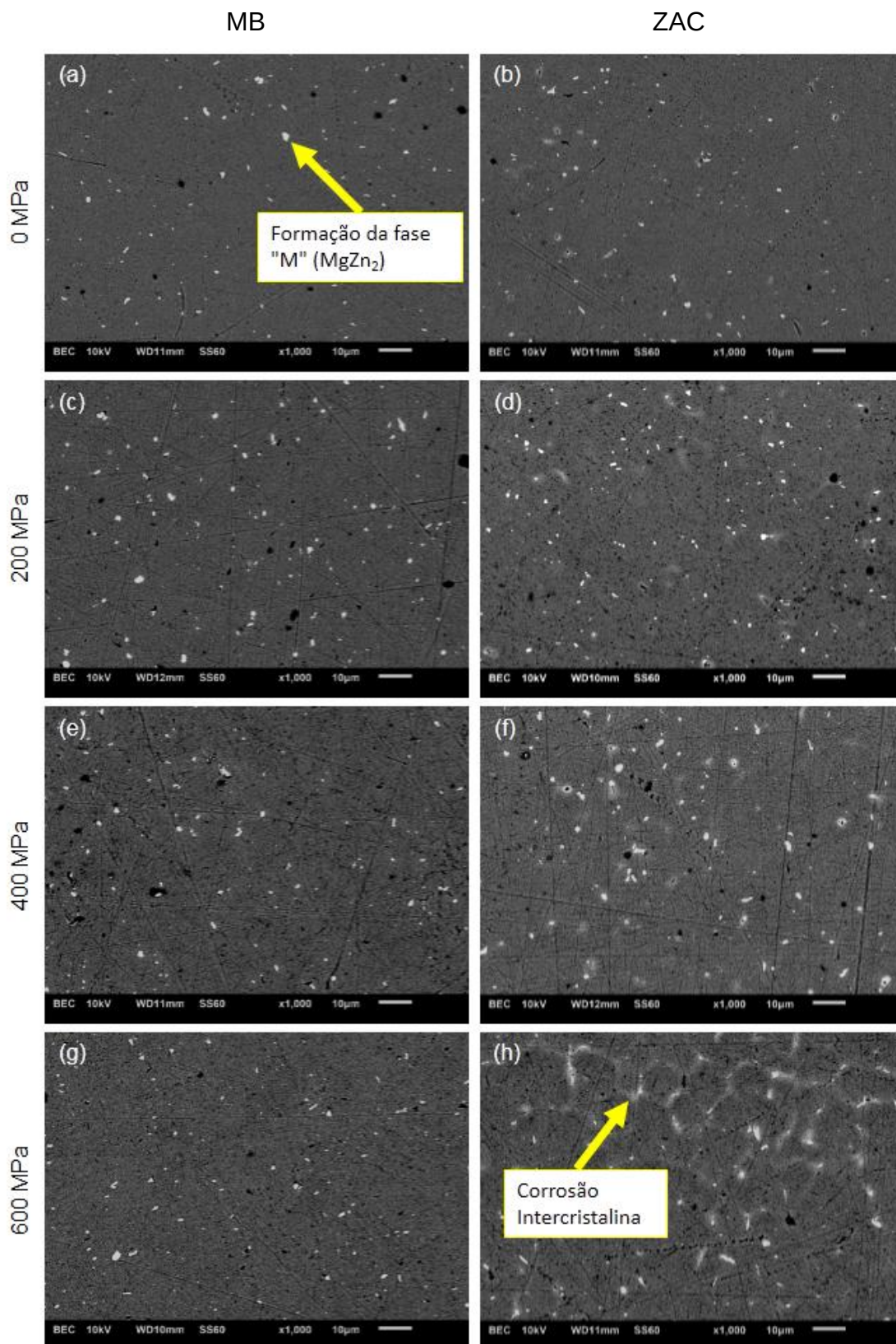
Pode-se analisar na Figura 41 que, para o intervalo de tensões mecânicas analisadas, quanto maior a deformação aplicada ao corpo-de-prova, maior será a T_c . Para um corpo-de prova não submetido a tensão (0 MPa), considerando somente as tensões residuais do processo de soldagem, obteve-se valor na ordem de 0,6509 mm/ano. Para a tensão de 200 MPa teve-se uma maior taxa de crescimento na velocidade de corrosão, com valor na ordem de 0,8378 mm/ano. Por fim, as tensões subsequentes, 400 e 600 MPa, registrou-se uma menor evolução na T_c , tendendo a uma estabilização, sendo respectivamente os valores de T_c igual a 0,8790 e 0,9004 mm/ano.

Como referência [55], sugere-se que T_c maiores que 0,5000 mm/ano, em caso de corrosão uniforme, tornam o alumínio um material não aceitável sem proteção em relação a sua aplicabilidade e custo, em comparação com outros materiais mais caros como a prata e o titânio, e mais baratos como o aço-carbono e o ferro fundido. Todavia esta informação deve ser utilizada com cautela, servindo como mais um parâmetro de análise, sem deixar de contextualizar o propósito de uso do material, fenômeno e tipo de corrosão sofrido, assim como os processos de manufatura que envolverão o produto a ser fabricado.

As Figuras 42 e 43 demonstram a análise em MEV, utilizando o modo BEI (*backscattered electron imaging*), respectivamente a magnificações de x1000 e x3000, dos corpos-de-prova expostos ao experimento de CST. Analisando as imagens percebe-se que, quanto maior a tensão aplicada ao material, maior é a área de formação de precipitados, assim como o seu surgimento no entorno e contorno de grãos, como observa-se na Figura 42(h). Percebe-se também nas imagens uma situação mais severa na região da ZAC quando em comparação com o MB.

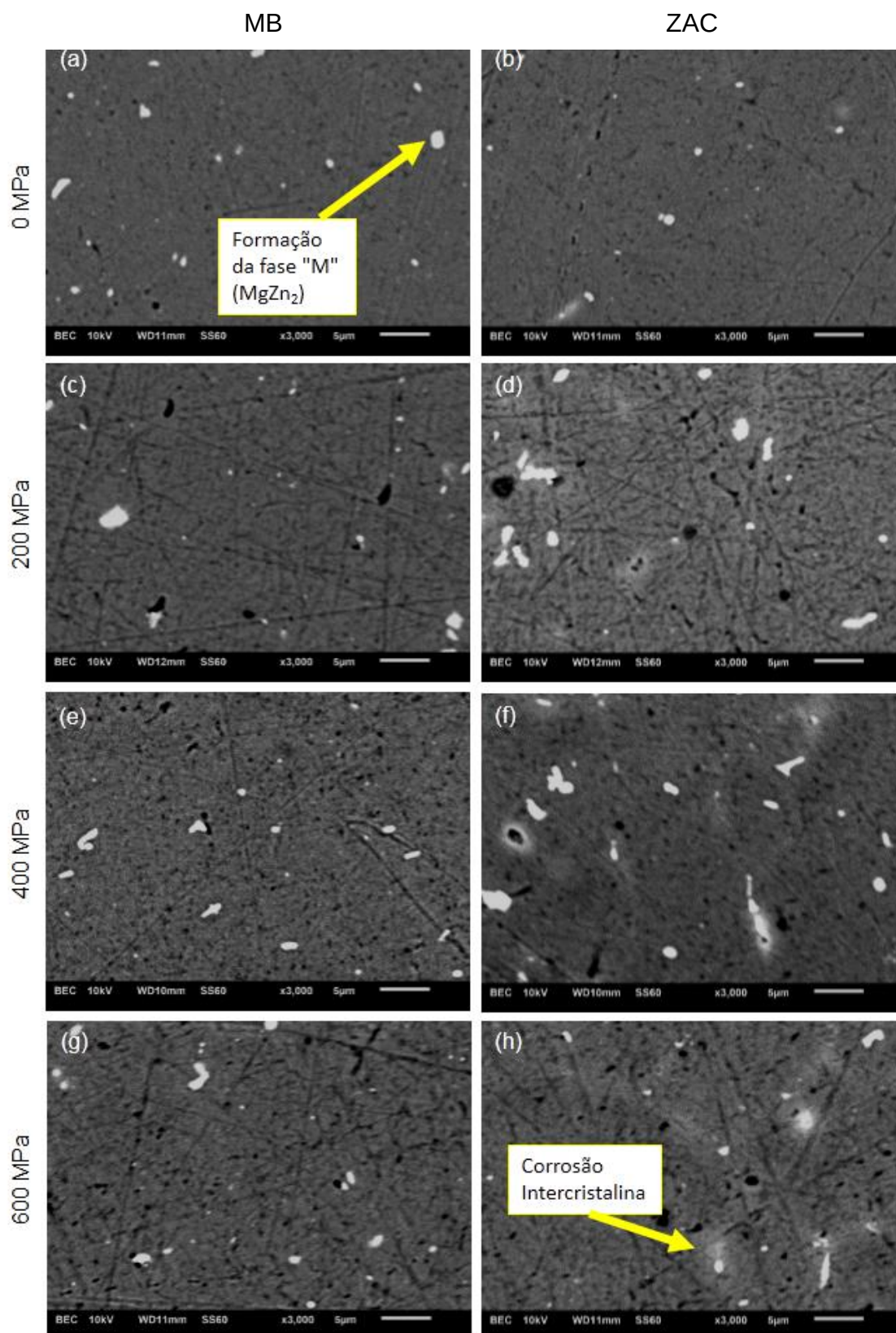
Na análise por EDS dos precipitados, constante nos Anexos (anexo A ao H, vide final do trabalho), de acordo com a proporção atômica dos elementos Zn e Mg, identificou-se a formação da fase “M” ($MgZn_2$) [56], que é mais anódica em comparação com a matriz. Este comportamento corrobora com a teoria de dissolução anódica e falha intercristalina presente nos fenômenos de CST, conforme estudos anteriores [15, 27, 39].

Figura 42 - Imagens obtidas via MEV-BEI, a 10kV com magnificação de x1000, das regiões do MB e ZAC, respectivamente a tensões de 0, 200, 400 e 600 MPa.



Fonte: Próprio autor.

Figura 43 - Imagens obtidas via MEV-BEI, a 10kV com magnificação de x3000, das regiões do MB e ZAC, respectivamente a tensões de 0, 200, 400 e 600 MPa.



Fonte: Próprio autor.

Dados da Tabela 11, utilizando o *software* ImageJ 1.5, demonstraram que, para a região da ZAC, quanto maior a tensão aplicada ao material, maior será a área de precipitações. Já, para a região do MB, percebeu-se uma estabilização da área de precipitações, independentemente do valor da tensão aplicada no intervalo entre 200 MPa e 600 MPa. Para ambas regiões, ZAC e MB, houve uma redução do tamanho médio das partículas associada a elevação da tensão.

Tabela 11 - Tamanho médio e percentual de área dos precipitados, análise utilizando o *software* ImageJ 1.5 para as regiões do MB e ZAC dos corpos-de-prova submetidos ao experimento de CST a tensão respectivamente de 0, 200, 400 e 600 MPa.

Tensão aplicada (MPa)	MB		ZAC	
	Tamanho médio precipitado (μm)	Percentual área (%)	Tamanho médio precipitado (μm)	Percentual área (%)
0	0,009	1,031	0,005	0,978
200	0,008	1,316	0,006	1,110
400	0,005	1,207	0,005	1,703
600	0,001	1,334	0,001	1,750

Fonte: Próprio autor.

Comparando as diferentes regiões, MB e ZAC, para o mesmo valor de tensão aplicado ao material, na Tabela 11 verifica-se que o tamanho médio do precipitado é maior no MB em relação a ZAC para tensões de até 200 MPa. Já para tensões superiores, no intervalo entre 400 e 600 MPa os tamanhos dos precipitados tendem a se aproximarem. Este fenômeno, de uniformidade de tamanho de precipitados para tensões mais elevadas, pode estar associado ao rearranjo microestrutural ocasionado pela deformação aplicada ao material para reproduzir o estresse.

Pois, de acordo com estudos anteriores, a deformação do material provoca a incubação de espaços originados pelos deslocamentos na matriz, que em associação a temperatura de exposição, propicia a difusão de elementos de solutos para os limites de grão, resultando na criação de precipitados na matriz deslocada, conduzindo a uma diminuição da resistência do material [18, 31, 32, 33].

Nos corpos-de-prova ensaiados, não foram verificadas corrosão por pite conforme estudo de [40] para a mesma liga. Isto pode ser explicado pelo menor tempo de exposição à solução salina. Desta forma não foi evidenciada corrosão a partir da camada superficial passivante em direção ao grão.

Também, não se pode concluir a respeito da presença do fenômeno de corrosão por fragilização por hidrogênio nos corpos-de-prova. As bolhas verificadas podem ser inerentes do processo de manufatura da liga e não necessariamente serem de hidrogênio molecular presente nos retículos. O principal fenômeno apurado neste experimento foi o de corrosão por dissolução anódica a partir do núcleo do material, sendo mais severa na região da ZAC em comparação ao MB.

5.6 ENSAIO ELETROQUÍMICO DE POTENCIAL DE CORROSÃO

A primeira etapa consistiu na obtenção dos valores de OCP para as diferentes zonas MS, ZAC e MB da liga 7003. O ensaio teve uma duração de 10 min precedente à polarização potenciodinâmica. Os três eletrodos de trabalho tiveram comportamento comum, ou seja, com valores estáveis na comparação entre a medida *on line* e a média ponderada durante todo o tempo do experimento. A média dos valores de OCP para as diferentes zonas podem ser vistos através da Tabela 12.

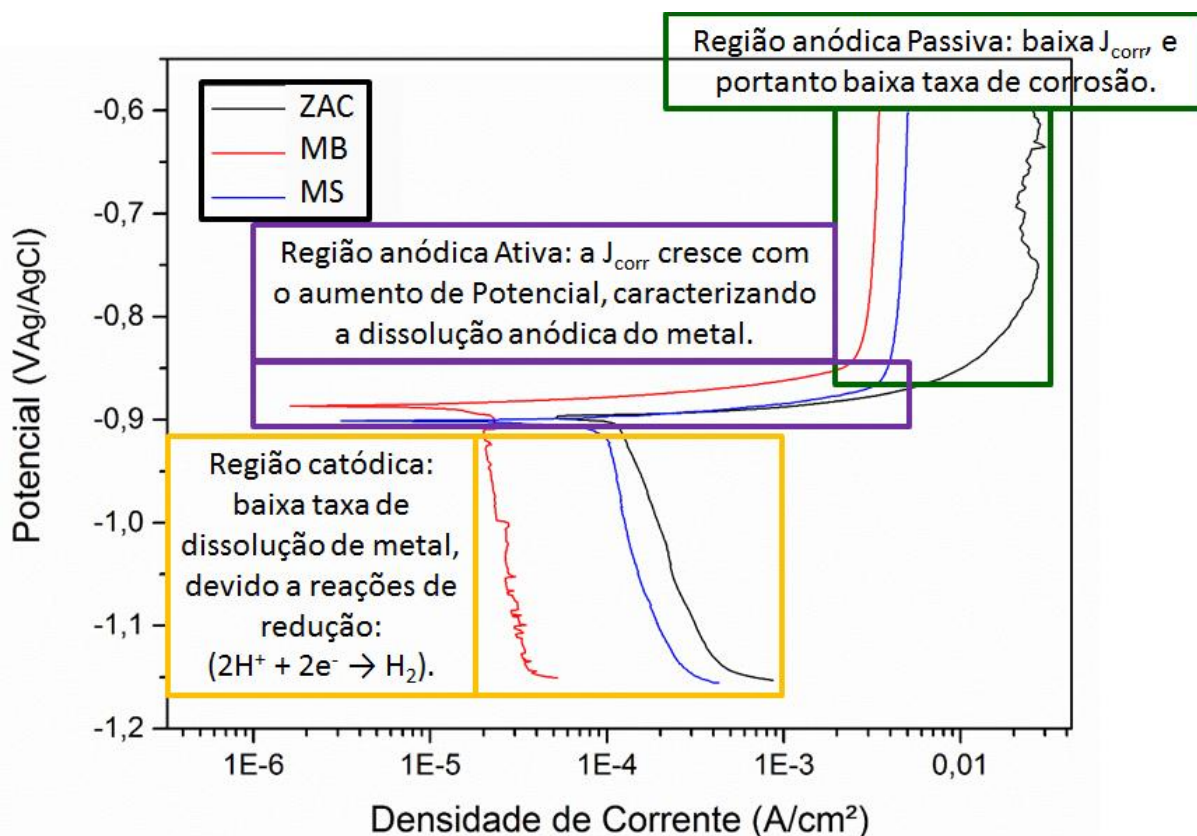
Tabela 12 - Média dos valores de OCP para as distintas regiões da liga 7003 soldada.

Região	OCP ($V_{Ag/AgCl}$)
MS	- 0,907
ZAC	- 0,909
MB	- 0,903

Fonte: Próprio autor.

Os resultados obtidos através das polarizações potenciodinâmicas para as distintas regiões da liga 7003 soldada, estão representadas na Figura 44.

Figura 44 - Curvas de polarização potenciodinâmica das regiões do MS, ZAC e MB da liga 7003.



Fonte: Próprio autor.

O ensaio de polarização potenciodinâmica teve por objetivo, para as três distintas regiões MB, ZAC e MS, caracterizar a cinética de corrosão através do cálculo das respectivas taxas de acordo com a Equação 4, assim como também caracterizar os domínios catódicos e anódicos ativos e passivos. A Tabela 13 expressa os valores obtidos de E_{corr} e J_{corr} , através da extrapolação de Tafel para as curvas da Figura 44. Para o cálculo de J_{corr} considerou-se o eletrodo de trabalho com uma área superficial de $1,45 \text{ cm}^2$.

Tabela 13 - Valores do Ecorr e Jcorr para as distintas regiões da liga 7003 soldada.

Região	Ecorr (V _{Ag/AgCl})	Jcorr (A/cm ²)
MS	- 0,89901	0,11245x10 ⁻³
ZAC	- 0,89401	0,22875x10 ⁻³
MB	- 0,89164	0,05654x10 ⁻³

Fonte: Próprio autor.

O Ecorr do MB ficou com valor intermediário aos estudos desenvolvidos por [11] e [40], dada a observação na conversão de valores obtidos com eletrodo de referência de Ag/AgCl e eletrodo saturado de calomelano (SCE), do inglês *saturated calomel electrode*. Ainda em comparação aos resultados obtidos por [40] conforme Figura 17, verificou-se similaridade nos valores do Ecorr no MS, porém em contrapartida, observou-se maior diferença no Ecorr da ZAC, isto pode ser explicado devido as peculiaridades dos parâmetros de soldagem utilizados em cada experimento.

Verificou-se que o ramo anódico ativo das curvas de polarização exibiram comportamento típico de dissolução de metal, isto devido ao aumento da densidade de corrente em conjunto com o aumento do potencial anódico.

O eletrodo de trabalho da região da ZAC, demonstrou uma região de passivação característica, em forma de “S”, a qual sugere valores distintos para a corrente de passivação (I_{pass}), localizada junto ao potencial de passivação (E_{pass}), e corrente de avaria, do inglês *breakdown* (I_{brk}), localizada junto ao potencial de avaria (E_{brk}).

As demais curvas das regiões MS e MB, apresentaram um comportamento linear na região anódica passiva, com um aumento acentuado do potencial anódico associado com um pequeno aumento da Jcorr, representando não haver um ataque localizado, mantendo o filme passivo sem ruptura na interface. Para esta situação entendemos que o conceito de E_{brk} não se aplique aos eletrodos de trabalho MS e MB.

A Tabela 14 representa os valores obtidos do E_{pass} , E_{brk} , I_{pass} e I_{brk} para as curvas de polarização potenciodinâmica.

Tabela 14 - Valores do E_{pass} , E_{brk} , I_{pass} e I_{brk} para as distintas regiões da liga 7003 soldada.

Região	E_{pass} ($V_{Ag/AgCl}$)	E_{brk} ($V_{Ag/AgCl}$)	I_{pass} (A)	I_{brk} (A)
MS	- 0,86487	N/A	$7,01105 \times 10^{-3}$	N/A
ZAC	- 0,74996	- 0,69382	$39,73694 \times 10^{-3}$	$29,87976 \times 10^{-3}$
MB	- 0,85907	N/A	$3,86262 \times 10^{-3}$	N/A

Fonte: Próprio autor.

Partindo-se do princípio de que a I_{pass} trata-se do valor a ser atingido no metal para que ocorra a passivação [10], entende-se que quanto menor for este valor, mais facilmente o material passivará. Desta forma, observando os dados da Tabela 14, verifica-se que a região da ZAC possui o valor de I_{pass} 466,7% e 928,7% maior em comparação com os valores das regiões do MS e MB, respectivamente, sugerindo que, assim como verificado na degradação de propriedades mecânicas, seção 5.3, ocorridas devido aos efeitos térmicos da soldagem, também ocorre a degradação da capacidade de passivação. O mesmo raciocínio aplica-se ao E_{pass} , ou seja, quanto mais próximo seu valor for em relação ao E_{corr} , menor a polarização que o metal necessita para passivar.

Da mesma forma, o menor valor de OCP observado para a região da ZAC, conforme Tabela 12, sugere que a atividade catódica é menos intensa nesta região, indicando que há mais precipitados atuando como ânodos e, portanto, podendo provocar uma maior corrosão nos contornos de grão, zonas limítrofes anódicas [27]. Em complemento, [10] refere que na pilha ativa-passiva formada, a área anódica localiza-se onde houve ruptura da camada passivante, e, como esta área é proporcionalmente menor em comparação a área catódica, poderá haver corrosão acelerada nestes pontos.

Com a finalidade de calcular a T_c utilizou-se a Equação 4. Para a J_{corr} foram utilizados os valores da Tabela 13. Considerou-se a liga 7003 com densidade ρ de 2,74 g/m³. Por fim, para calcular o peso equivalente EW foram utilizadas as informações analisadas conforme Tabela 6 para os eletrodos de trabalho do MB e ZAC e Tabela 7 para o eletrodo do MS. A Tabela 15 demonstra os valores obtidos.

Tabela 15 - Valores de EW e T_c calculado conforme ASTM G59 – 97 (2014).

Região	EW (g/mol)	T_c (mm/ano)
MS	9,5325	1,2793
ZAC	10,5324	2,8754
MB	10,5324	0,7107

Fonte: Próprio autor.

Os resultados obtidos para T_c , Tabela 15, demonstram que a região da ZAC possui maior velocidade de corrosão em comparação às demais regiões analisadas. Isto pode ser compreendido a partir dos valores de I_{pass} e I_{corr} serem maiores para esta região, em relação aos eletrodos de trabalho do MS e do MB. Por fim, a ordem de grandeza dos valores calculados para a T_c são similares aos resultados apresentados no ensaio de CST, conforme resultados demonstrados na Figura 41.

6 CONCLUSÕES

- A diferença da composição química dos elementos Zn e Mg, responsáveis pela formação de precipitados $MgZn_2$, na comparação da liga 7003 analisada, em relação ao material de adição CastoMIG 5356, pode estar associada a alterações tanto dos potenciais, como também das propriedades mecânicas na região da ZAC;
- Na análise de micro-dureza superficial verificou-se na região de transição entre a ZF e a ZAC, o perfil típico de amaciamento relatado em diversos estudos sobre as ligas 7xxx. A microscopia revelou uma formação dendrítica do MS, seguida por grãos mais alongados e de maior área na ZAC, até chegar a região do MB com grãos em formato arredondado, de menor tamanho;
- O experimento de avaliação qualitativa de suscetibilidade a CI, demonstrou que a liga 7003 soldada com o material de adição CastoMig 5356, sofreu difusão de elementos para formação de precipitados no contorno de grãos e áreas adjacentes;
- Verificou-se que a velocidade de corrosão está correlacionada com a tensão mecânica aplicada ao material. Na faixa de tensão de até 200 MPa teve-se um maior índice de crescimento na Tc. Para tensões na faixa de 300 e 400 MPa, registrou-se maiores valores de Tc, tendendo a uma estabilização;
- Nas micrografias via MEV no experimento de CST, observou-se que, para a região da ZAC, quanto maior a tensão aplicada ao material, maior a área de formação de precipitações. Já, na região do MB, verificou-se uma estabilização da área de precipitações independente da tensão. Observou-se também que, tanto para a região da ZAC como do MB, houve redução do tamanho médio dos precipitados com o aumento da tensão;
- O fenômeno apurado no experimento de CST foi o de corrosão por dissolução anódica a partir do núcleo do material, sendo mais severa na região da ZAC em comparação ao MB. Não foram verificadas corrosão por pite;

- A análise EDS realizada nos corpos-de-prova, submetidos ao experimento de CST, identificou que os precipitados possuíram uma razão atômica de Zn:Mg $\approx$ 4:1, na qual sugere-se a formação da fase “M” (MgZn_2);
- Na polarização potenciodinâmica verificou-se que o ramo anódico das curvas exibiram comportamento típico de dissolução de metal ativo, devido ao aumento da densidade de corrente em conjunto com o potencial anódico;
- O eletrodo de trabalho da região da ZAC, demonstrou uma região de passivação em forma de “S”. As curvas das regiões MS e MB, apresentaram comportamento linear na região de passivação, representando não haver ataque localizado, mantendo o filme passivo sem ruptura;
- Verificou-se que a região da ZAC possuiu o maior valor de I_{pass} em comparação com o MB e MS, sugerindo que nesta região ocorreu uma maior degradação da capacidade de passivação. Da mesma forma, o menor valor de OCP observado para a ZAC, sugere que a atividade catódica é menos intensa nesta região, indicando a existência de precipitados anódicos, sendo capaz de provocar uma maior corrosão nos contornos de grãos;
- No experimento de potencial de corrosão, os resultados obtidos para T_c , demonstraram que a região da ZAC possuiu maior velocidade de corrosão. Em relação a região do MB na ordem de 4 vezes a velocidade, e em relação com a região do MS na ordem de 2 vezes a velocidade.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Criação de um diagrama de precipitação em resfriamento contínuo de uma liga 7xxx: Trata-se da elaboração de um diagrama, do inglês *continuous cooling precipitation diagram*, para a liga 7003, utilizando o equipamento Calorímetro Diferencial de Varredura (DSC). O experimento consiste na solubilização de corpos-de-prova a determinada temperatura e tempo, seguida de resfriamento a diferentes taxas, a fim de analisar o comportamento de precipitações. O principal objetivo é identificar a taxa crítica de resfriamento para a liga. Como apoio à análise, deverá ser realizada a caracterização microestrutural utilizando os equipamentos MEV, EDS e Espalhamento de Raios X a baixo ângulo (SAXS) para verificação, respectivamente, da distribuição das partículas, tipo de precipitado, dimensionamento da fração volumétrica e tamanho médio das partículas. Por fim, realizar testes de dureza e modelamento matemático de variação de entalpia e energia de ativação;
- Análise do efeito térmico da solda em uma liga 7xxx: Trata-se de simulação de processo de soldagem, para a liga 7003, através da modelagem computacional dos perfis térmicos experimentados em cada ponto da ZAC. Utilizando o equipamento DSC, deverá ser aplicado os diferentes perfis térmicos com as respectivas temperaturas e taxas. Complementando a análise, deverão ser realizados testes de dureza e análise microestrutural com uso de equipamento MEV, EDS e SAXS para obtenção de informações de características da microestrutura de precipitação. Por fim, aplicar nas amostras os tratamentos térmicos de solubilização e resfriamento a taxa crítica, em DSC, conforme resultados da primeira proposta de estudo. Posteriormente reanalisar com as mesmas técnicas de caracterização e microscopia para evidenciar o comportamento do material.

Referências

- [1] ASM HANDBOOK. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special – Purpose Materials. Volume 2. Editor: ASM International. 1992. 3470 p.
- [2] THE ALUMINUM ASSOCIATION. **The aluminum advantage**. Disponível em: <<http://www.aluminum.org>>. Acesso em: 08 jun. 2017.
- [3] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DO ALUMÍNIO. **Dados do setor**. Disponível em: <<http://abal.org.br/>>. Acesso em: 08 jun. 2017.
- [4] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. NBR ISO 209:2010. **Alumínio e suas ligas – Composição química**. Rio de Janeiro, 2010. 4p.
- [5] MINISTÉRIO DE MINAS E ENERGIA DO. **Anuário Estatístico**. Disponível em: <<http://www.mme.gov.br/web/guest/secretarias/geologia-mineracao-e-transformacao-mineral/publicacoes/anuario-estatistico-do-setor-metalurgico-e-do-setor-de-transformacao-de-nao-metalicos>>. Acesso em: 26 out. 2017.
- [6] RAJA, V. S.; SHOJI, T. **Stress Corrosion Cracking - Theory and Practice**. 1 ed. Editor: WP – Woodhead Publishing. 2011. 816 p.
- [7] RAO, T. S.; REDDY, G. M.; RAO, S. R. H. Studies on variations in microstructure and hardness of AA7075-T651 aluminum alloy friction stir welds. **La Metallurgia Italiana** - n. 1. 2016. Disponível em: <http://www.aimnet.it/allpdf/pdf_pubbli/gen16/Rao.pdf>. Acesso em: 12 mai. 2016.

[8] AWS. Welding Handbook. **Materials and Applications – Part 1**. American Welding Society. v. 3. Ed. 8. USA.

[9] DAVIS, J. **Corrosion of weldments**. 1 ed. Ohio: ASM International, 2006. 225 p.

[10] GENTIL, V. **Corrosão**. 6 ed. [S.L.]: LTC, 2011. 392 p.

[11] ZHANG, X. et al. Effects of applied potential on the stress corrosion cracking behavior of 7003 aluminum alloy in acid and alkaline chloride solutions. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, China, v. 23, n. 7, p. 819-826, jul. 2016. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s12613-016-1296-y>>. Acesso em: 01 jun. 2017.

[12] MAIA, André Miguel Pires. **Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101**. 2012. 84 f. Dissertação (Mestrado Integrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade do Porto, Porto, 2012. Disponível em: <<https://repositorio-aberto.up.pt/handle/10216/68324>>. Acesso em: 15 mai. 2016.

[13] CALLISTER, W.; RETHWISCH, D. **Fundamentos da ciência e engenharia de materiais**: uma abordagem integrada. 4 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2014. 802 p.

[14] PETROV, D. **Ternary alloys: Aluminium-Magnesium-Zinc**. Editor: G. Effenberg, published by MSI, Stuttgart (Germany), Vol.16. 2000, 456-472 p. Disponível em: <extras.springer.com/2005/978-3-540-00400-1/00400011A30198.pdf>. Acesso em: 15 jul. 2016.

[15] RAO, A. et al. Stress corrosion cracking behaviour of 7xxx aluminum alloys: A literature review. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, China, v. 26, n. 6, p. 1447–1471, jun. 2016. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(16\)64220-6](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(16)64220-6)>. Acesso em: 01 jun. 2017.

[16] VARGEL, C. **Corrosion of aluminium**. Elsevier, 2004. 700 p.

[17] SPEIDEL, M; HYATT, M. Stress-Corrosion Cracking of High-Strength Aluminum Alloys. **Advances in Corrosion Science and Technology**, New York and London, v. 2, p. 115-335, jan. 1972. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1007/978-1-4615-8255-7_3>. Acesso em: 01 jun. 2017.

[18] TALIANKER, M.; CINA, B. Retrogression and reaging and the role of dislocations in the stress corrosion of 7000-type aluminum alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, [S.L], v. 20, n. 10, p. 2087–2092, jul. 1988. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/BF02650294>>. Acesso em: 02 jun. 2017.

[19] BURLEIGH, T. The Postulated Mechanisms for Stress Corrosion Cracking of Aluminum Alloys: A Review of the Literature 1980-1989. **CORROSION SCIENCE**, [S.L], v. 47, n. 2, p. 89-98, jun. 1991. Disponível em: <<https://doi.org/10.5006/1.3585235>>. Acesso em: 06 jun. 2017.

[20] POPOV, B. **Corrosion engineering**: Principles and solved problems. 1 ed. Elsevier, 2015. 792 p.

[21] GRUHL, W. Stress corrosion cracking of high strength aluminum alloys. **Zeitschrift Fuer Metallkunde**, Stuttgart, v. 75, n. 11, p. 819-826, nov. 1984.

[22] BIRNBAUM, H. Mechanisms of hydrogen related fracture of metals. **Naval Research Lab**, Washington D C, mai. 1989. Disponível em: <<http://www.dtic.mil/dtic/tr/fulltext/u2/a208210.pdf>>. Acesso em: 07 jun. 2017.

[23] SARKAR, B; MAREK, M; STARKE, E. The effect of copper content and heat treatment on the stress corrosion characteristics of Al-6Zn-2Mg-X Cu alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 12, n. 11, p. 1939–1943, nov. 1981. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1007/BF02643806>>. Acesso em: 05 jun. 2017.

[24] DANG, J. A Summary of Corrosion Properties of Al-Rich Solid Solution and Secondary Phase Particles in Al Alloys. **Metals**, China, v. 7, n. 84, mar. 2017. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/met7030084>>. Acesso em: 07 jun. 2017.

[25] ROMETSCH, P.; ZHANG, Y.; KNIGHT, S. Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys - Some recent developments. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, Austrália, v. 24, p. 2003-2017, jun. 2014. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63306-9](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63306-9)>. Acesso em: 01 jun. 2017.

[26] KAUFMAN, G. J.; ROOY, E. L. **Aluminum Alloy Castings: Properties, Processes, and Applications**. 1 ed. Editor: ASM International. 2004. 321 p.

[27] LIN, J. et al. Effect of heat treatments on the tensile strength and SCC-resistance of AA7050 in an alkaline saline solution. **Corrosion Science**, v. 48, n. 10, p. 3139-3156, out. 2006.

[28] WU, Y; WANG Y. Mechanical Properties of Al-Zn-Mg Alloy Weldments. **Journal of Materials Engineering and Performance - Springer Journals**, v. 19, n. 9, p. 1362-1369, dez. 2010. Disponível em: <<https://doi.org/10.1007/s11665-010-9638-9>>. Acesso em: 12 jun. 2017.

[29] MAGNIN, T. Recent Advances in the Environment Sensitive Fracture Mechanisms of Aluminium Alloys. *Materials Science Forum*, v. 217-222, p. 83-94, mai. 1996. Disponível em: <10.4028/www.scientific.net/MSF.217-222.83>. Acesso: 01 jun. 2017.

[30] MUKHERJEE, A. et al. Study of mechanical properties, microstructures and corrosion behavior of al 7075 t651 alloy with varying strain rate. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 75, n. 1, abr. 2015. Disponível em: <<https://doi.org/10.1088/1757-899X/75/1/012031>>. Acesso em: 13 jun. 2017.

[31] DESCHAMPS, A.; LIVET, F.; BRECHET, Y. Influence of predeformation on ageing in an Al-Zn-Mg alloy. Microstructure evolution and mechanical properties. **Acta Materialia**, v. 47, n. 1, p. 281-292, dez.1998.

[32] WANG, D; NI, D; MA, Z. Effect of pre-strain and two-step aging on microstructure and stress corrosion cracking of 7050 alloy. **Materials Science and Engineering A**, n. 494, p. 360-366, out. 2008. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2008.04.023>>. Acesso em: 02 jun. 2017.

[33] WATERLOO, G. et al. Effect of predeformation and preaging at room temperature in Al-Zn-Mg- (Cu, Zr) alloys. **Materials Science and Engineering A**, [S.L], v. 303, n. 1, p. 226-233, mai. 2001. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/s0921-5093\(00\)01883-9](https://doi.org/10.1016/s0921-5093(00)01883-9)>. Acesso em: 08 jun. 2017.

[34] HOEPPNER, D.; ARRICORRETA, C. Exfoliation Corrosion and Pitting Corrosion and Their Role in Fatigue Predictive Modeling: State-of-the-Art Review. **International Journal of Aerospace Engineering**, Salt Lake City, v. 2012, n. ID 191879. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1155/2012/191879>>. Acesso em: 07 mai. 2017.

[35] ASM HANDBOOK. Welding Brazing and Soldering. Volume 6. Editor: ASM International. 1993. 2873 p.

[36] NICOLAS, M. **Precipitation evolution in an Al-Zn-Mg alloy during non-isothermal heat treatments and in the heat-affected zone of welded joints**. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Material chemistry. Institut National Polytechnique de Grenoble - INPG, 2002. Disponível em: <<https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00370436/document>>. Acesso em: 14 mai. 2016.

[37] BORCHERS, T. et al. Effect of filler metal and post-weld friction stir processing on stress corrosion cracking susceptibility of Al–Zn–Mg arc welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, Columbus, v. 20, n. 6, p. 460-467, dez. 2014. Disponível em: <<https://doi.org/10.1179/1362171814Y.0000000273>>. Acesso em: 28 jun. 2017.

[38] MYHR, O. et al. Modelling of Microstructure Evolution and Residual Stresses in Processing and Welding of 6082 and 7108 Aluminum Alloys. **Proceedings of the 5th International Conference on Trends in Welding Research**, Georgia, USA, p. 233-238, jun. 1998.

[39] DAVIS, J. R. **Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys**. Editor: ASM International. 1999. 313 p.

[40] DABROWSKI, J. **Corrosion performance of mig welded cu-lean aa7xxx alloys**. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais). McMaster University, Hamilton, Ontario, Canada, 2015. Disponível em: <<http://hdl.handle.net/11375/16869>>. Acesso em: 07 jun. 2017.

[41] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E 34 – 94 (Reapproved 2002). **Standard Test Methods for Chemical Analysis of Aluminum and Aluminum-Base Alloys.** United States, 2002. 35p.

[42] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM B557M - 15. **Standard Test Methods of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum - and Magnesium Alloy Products [Metric].** United States, 2002. 19p.

[43] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E 92 – 82 (Reapproved 2003). **Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials.** United States, 2003. 9p.

[44] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E 384-16 (2016). **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials.** United States, 2016. 28p.

[45] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G 110 – 92 (Reapproved 2003). **Standard Practice for Evaluating Intergranular Corrosion Resistance of Heat Treatable Aluminum Alloys by Immersion in Sodium Chloride + Hydrogen Peroxide Solution.** United States, 2003. 3p.

[46] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G 38 – 01 (2013). **Standard Practice for Making and Using C-Ring Stress-Corrosion Test Specimens.** United States, 2013. 8p.

[47] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G 58 – 85 (2015). **Standard Practice for Preparation of Stress-Corrosion Test Specimens for Weldments.** United States, 2015. 8p.

[48] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G103 – 97 (2016). **Standard Practice for Evaluating Stress-Corrosion Cracking Resistance of Low Copper 7XXX Series Al-Zn-Mg-Cu Alloys in Boiling 6 % Sodium Chloride Solution.** United States, 2016. 4p.

[49] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G1 – 03 (2011). **Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens.** United States, 2011. 9p.

[50] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G 69 (2012). **Standard Test Method for Measurement of Corrosion Potentials of Aluminum Alloys.** United States, 2012. 5p.

[51] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G5 - 14. **Standard Reference Test Method for Making Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements.** United States, 2014. 9p.

[52] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G102 – 89 (2015)e1. **Standard Practice for Calculation of Corrosion Rates and Related Information from Electrochemical Measurements.** United States, 2015. 7p.

[53] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G59 – 97 (2014). **Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements.** United States, 2014. 4p.

[54] KUMAR, P. et al. Prediction of Heat Affected Zone and Effect of Heat Input in GTA Welded Al Alloy 6061. **International Journal of Engineering Science and Innovative Technology (IJESIT)**, v. 4, n. 6, p. 130-137, nov. 2015. Disponível em: <http://www.ijesit.com/Volume%204/Issue%206/IJESIT201506_15.pdf>. Acesso em: 20 jul. 2017.

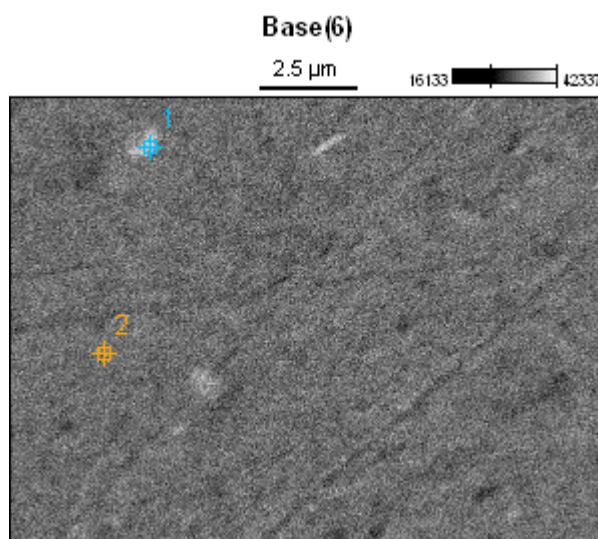
[55] MATTSSON, E. **Basic Corrosion Technology for Scientists and Engineers**. 2 ed. Editor: CRC Press. 1996. 204p.

[56] MONDOLFO, L. **Aluminium Alloys: Structure and Properties**. Editor: Butterworths. 1979. 973p.

ANEXOS

ANEXO A - ANÁLISE MEV-SEI E EDS, AMOSTRA 0 MPa, REGIÃO DO MB

Figura 45 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região do MB a 0 MPa.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 16 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 0 MPa, região do MB.

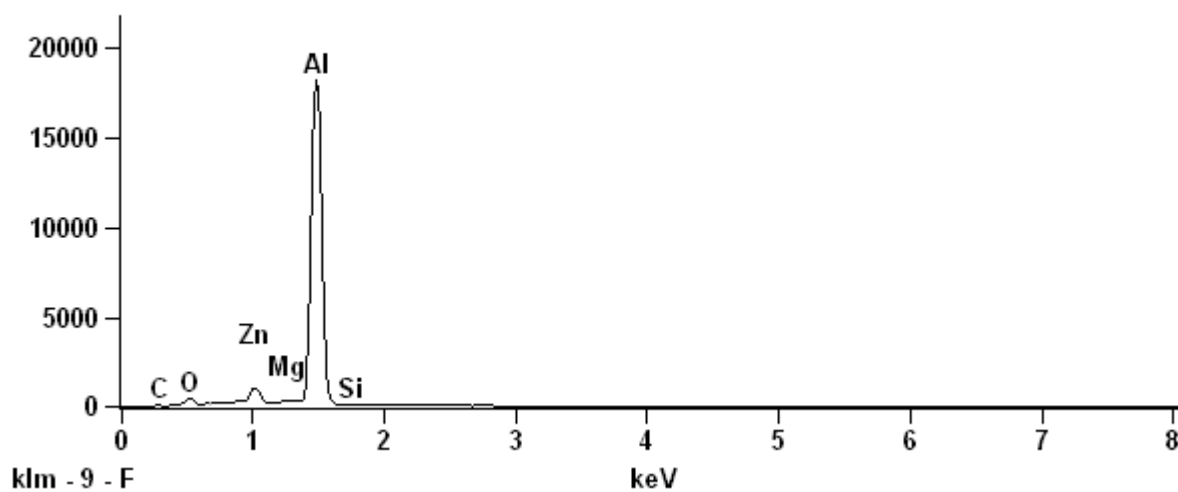
	C-K	O-K	Mg-K	Al-K	Si-K	Zn-L
Base(6)_pt1	1.62	5.89	0.60	89.26	0.00	2.63
Base(6)_pt2	1.34	5.78	0.69	89.44	0.00	2.74

Fonte: Próprio autor.

Figura 46 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 0 MPa, região do MB.

Full scale counts: 18211

Base(6)_pt1

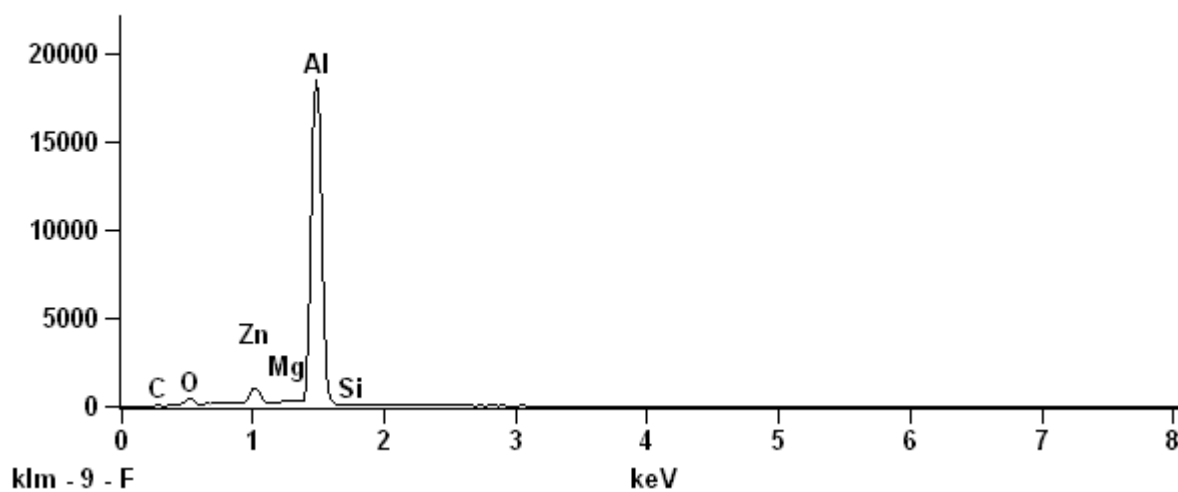


Fonte: Próprio autor.

Figura 47 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 0 MPa, região do MB.

Full scale counts: 18419

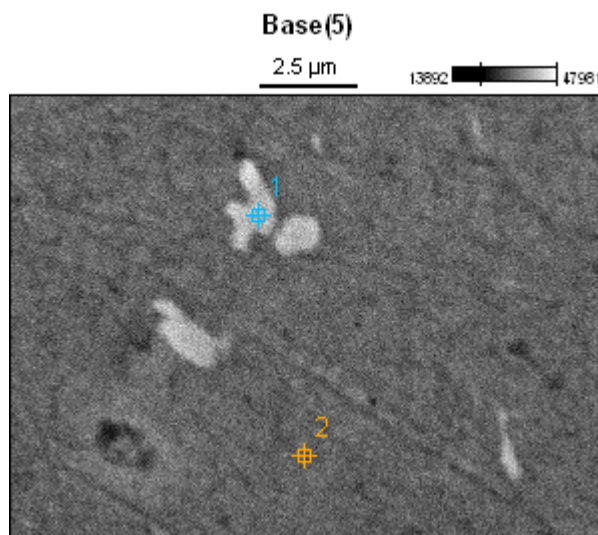
Base(6)_pt2



Fonte: Próprio autor.

ANEXO B - ANÁLISE MEV-SEI E EDS, AMOSTRA 0 MPa, REGIÃO DA ZAC

Figura 48 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região da ZAC a 0 MPa.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 17 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 0 MPa, região da ZAC.

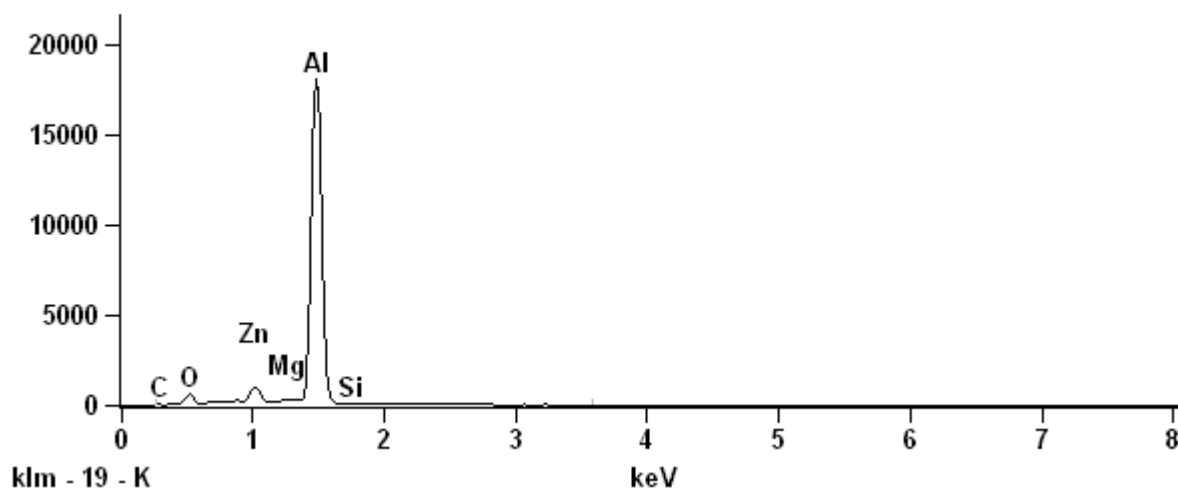
	C-K	O-K	Mg-K	Al-K	Si-K	Zn-L
Base(5)_pt1	1.51	7.03	0.60	88.19	0.00	2.68
Base(5)_pt2	1.57	6.67	0.76	88.41	0.00	2.59

Fonte: Próprio autor.

Figura 49 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 0 MPa, região da ZAC.

Full scale counts: 18057

Base(5)_pt1

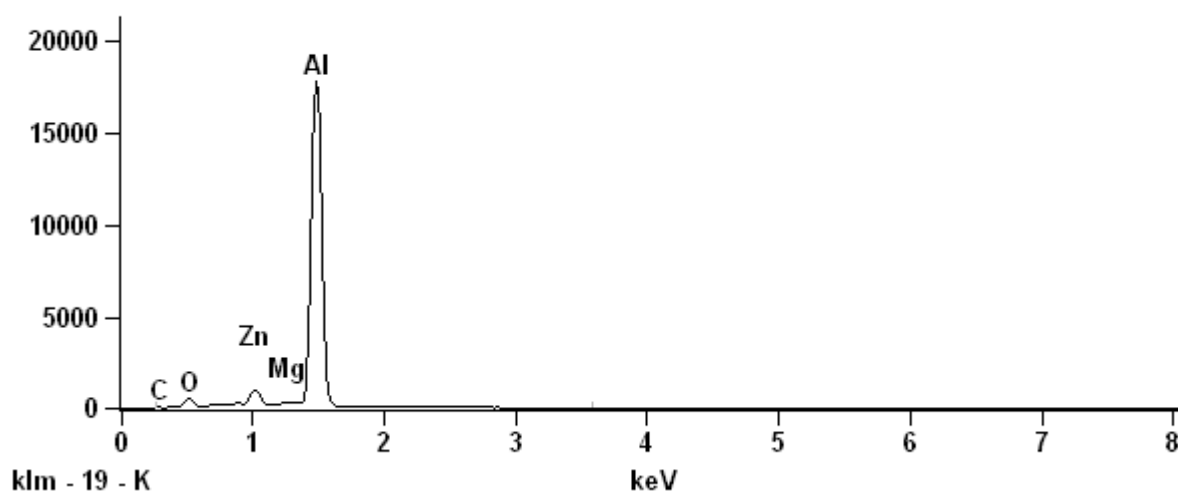


Fonte: Próprio autor.

Figura 50 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 0 MPa, região da ZAC.

Full scale counts: 17784

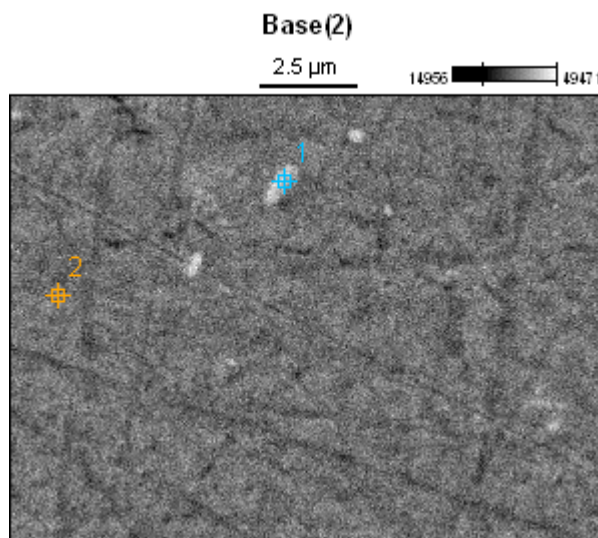
Base(5)_pt2



Fonte: Próprio autor.

ANEXO C - ANÁLISE MEV-SEI E EDS, AMOSTRA 200 MPa, REGIÃO DO MB

Figura 51 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região do MB a 200 MPa.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 18 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 200 MPa, região do MB.

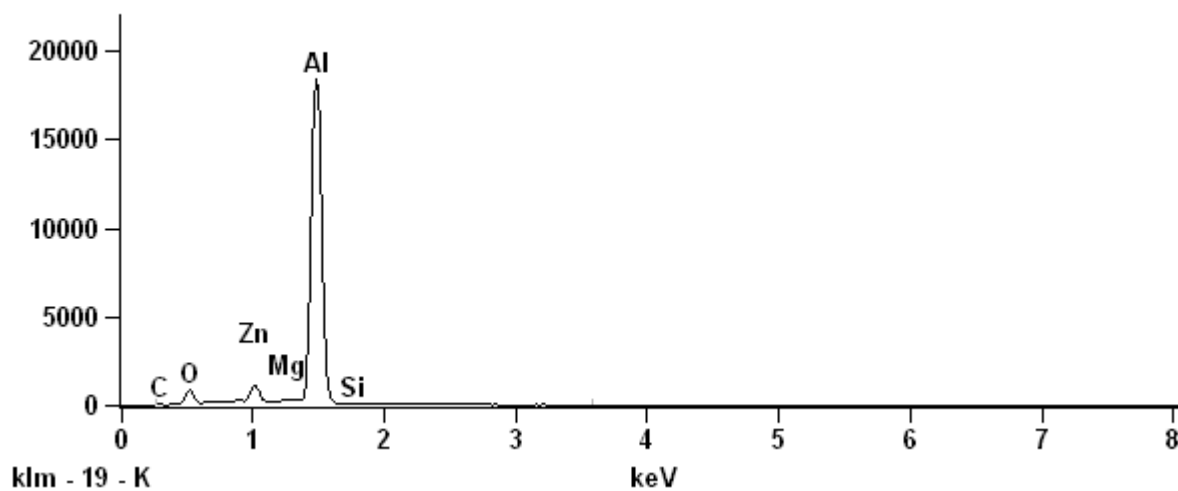
	C-K	O-K	Mg-K	Al-K	Si-K	Zn-L
Base(2)_pt1	1.63	9.12	0.64	85.87	0.01	2.73
Base(2)_pt2	2.19	8.05	0.59	86.56	0.00	2.62

Fonte: Próprio autor.

Figura 52 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 200 MPa, região do MB.

Full scale counts: 18373

Base(2)_pt1

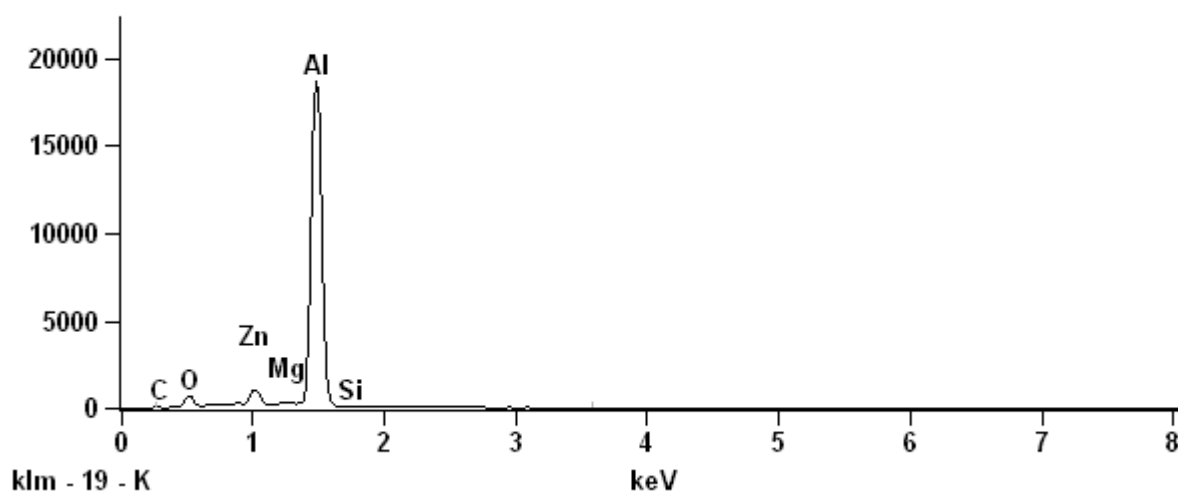


Fonte: Próprio autor.

Figura 53 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 200 MPa, região do MB.

Full scale counts: 18656

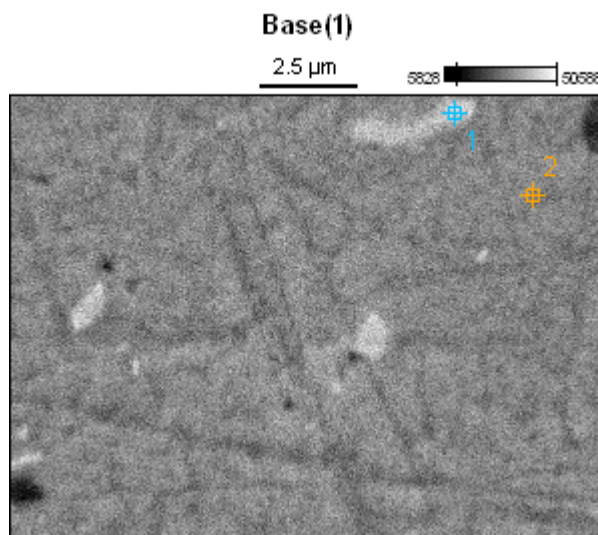
Base(2)_pt2



Fonte: Próprio autor.

ANEXO D - ANÁLISE MEV-SEI E EDS, AMOSTRA 200 MPa, REGIÃO DA ZAC

Figura 54 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região da ZAC a 200 MPa.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 19 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 200 MPa, região da ZAC.

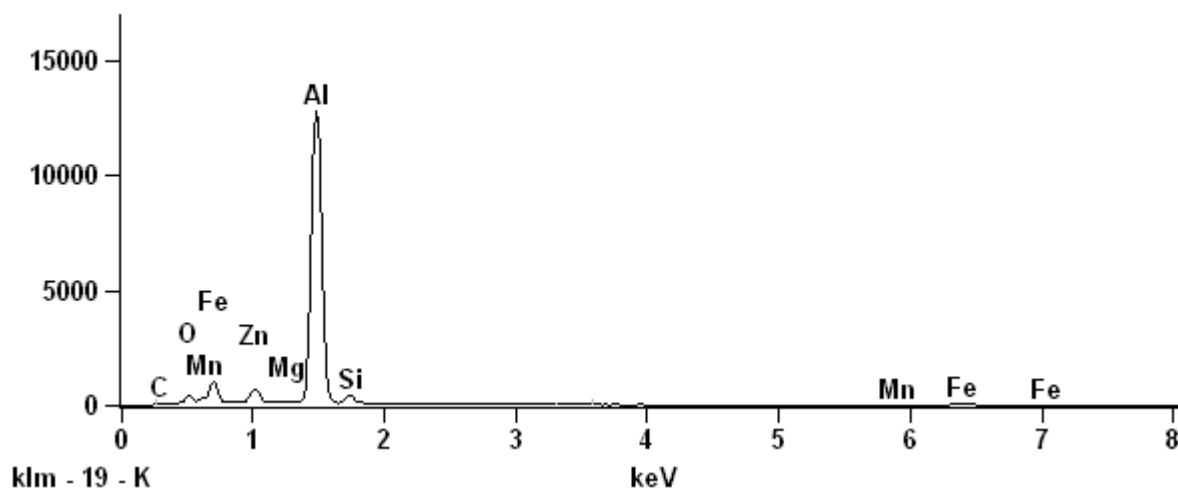
	C-K	O-K	Mg-K	Al-K	Si-K	Zn-L
Base(1)_pt1	1.71	4.09	0.40	75.32	2.67	2.23
Base(1)_pt2	2.27	5.93	0.61	88.56	0,00	2.63

Fonte: Próprio autor.

Figura 55 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 200 MPa, região da ZAC.

Full scale counts: 12774

Base(1)_pt1

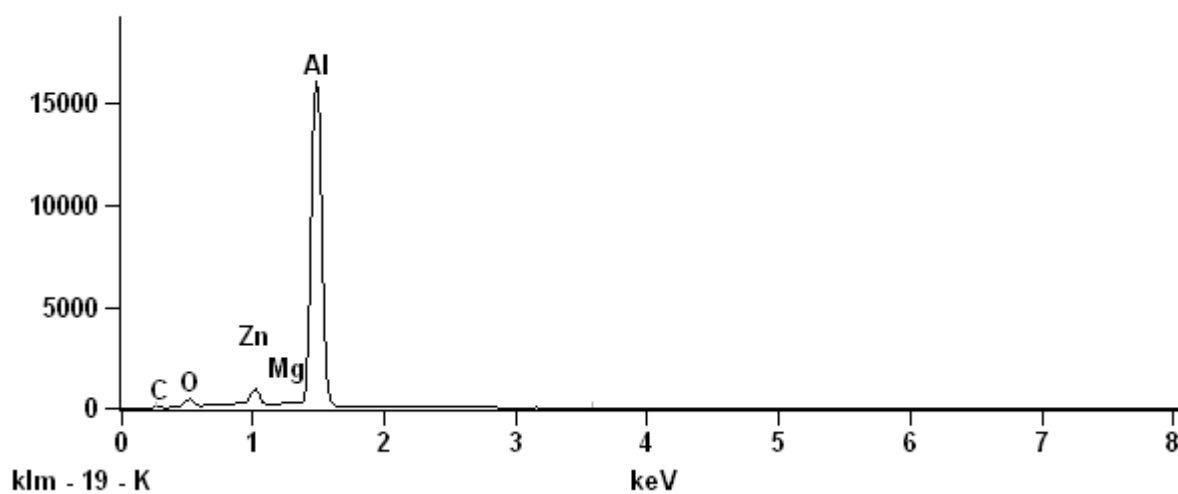


Fonte: Próprio autor.

Figura 56 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 200 MPa, região da ZAC.

Full scale counts: 16067

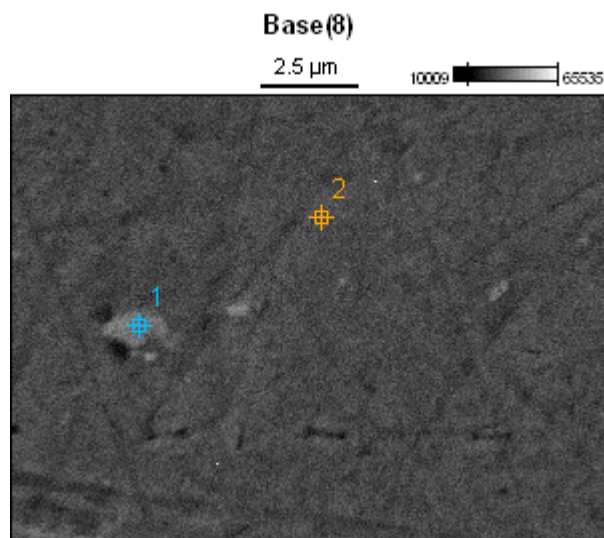
Base(1)_pt2



Fonte: Próprio autor.

ANEXO E - ANÁLISE MEV-SEI E EDS, AMOSTRA 400 MPa, REGIÃO DO MB

Figura 57 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região do MB a 400 MPa.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 20 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 400 MPa, região do MB.

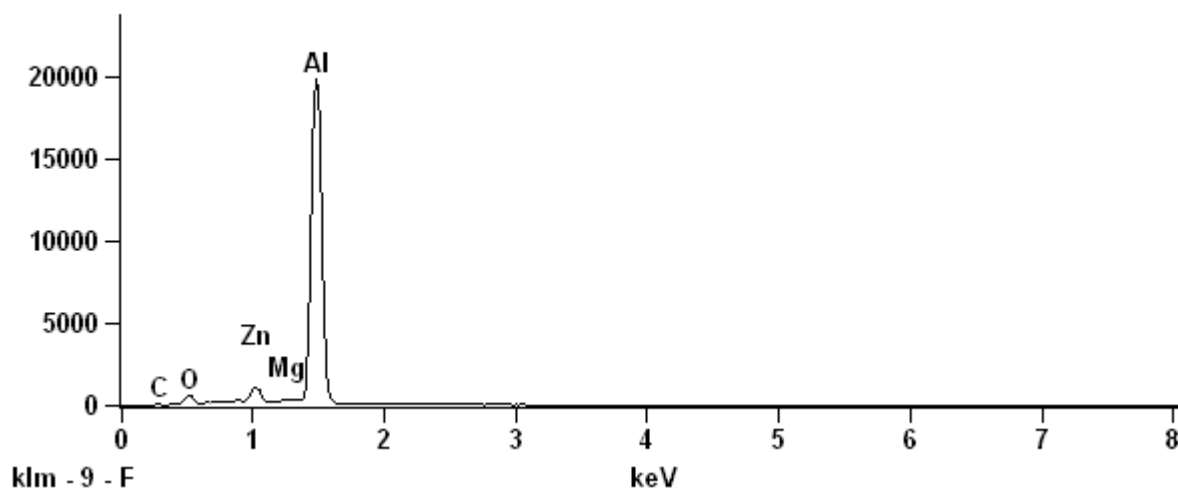
	C-K	O-K	Mg-K	Al-K	Si-K	Zn-L
Base(8)_pt1	1.65	6.55	0.61	88.54	0,00	2.65
Base(8)_pt2	1.92	5.53	0.51	89.20	0,00	2.84

Fonte: Próprio autor.

Figura 58 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 400 MPa, região do MB.

Full scale counts: 19768

Base(8)_pt1

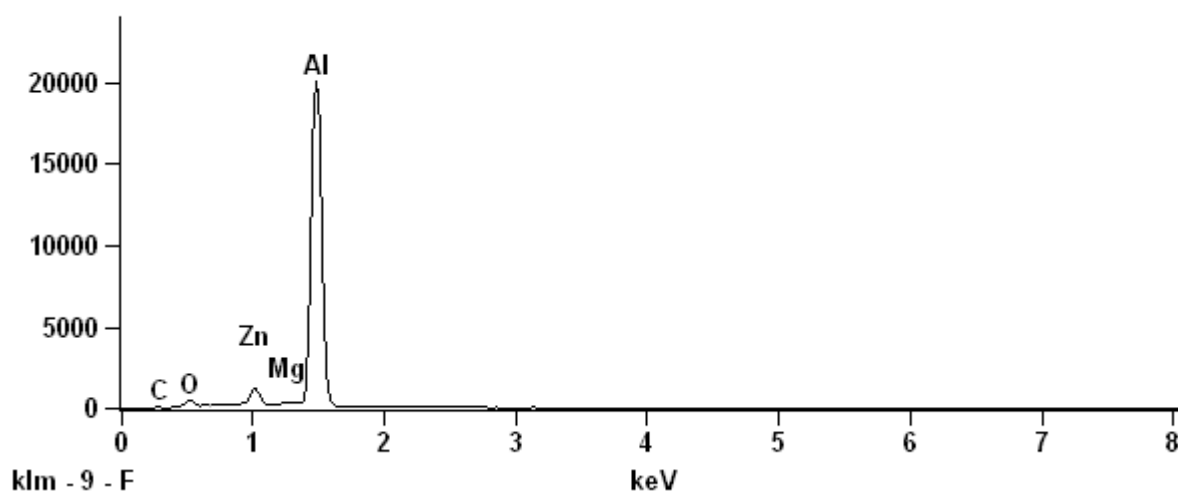


Fonte: Próprio autor.

Figura 59 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 400 MPa, região do MB.

Full scale counts: 20015

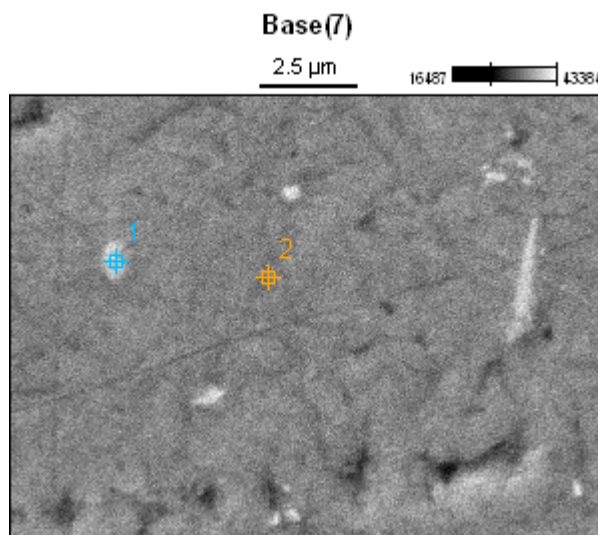
Base(8)_pt2



Fonte: Próprio autor.

ANEXO F - ANÁLISE MEV-SEI E EDS, AMOSTRA 400 MPa, REGIÃO DA ZAC

Figura 60 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região da ZAC a 400 MPa.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 21 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 400 MPa, região da ZAC.

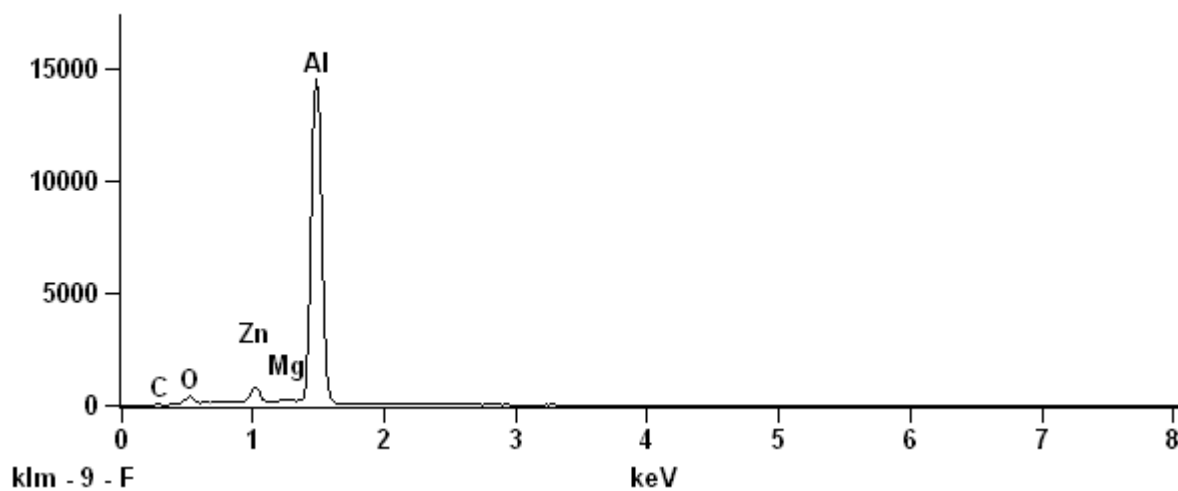
	C-K	O-K	Mg-K	Al-K	Si-K	Zn-L
Base(7)_pt1	1.39	5.95	0.56	89.50	0,00	2.60
Base(7)_pt2	1.53	4.44	0.86	89.99	0.00	3.19

Fonte: Próprio autor.

Figura 61 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 400 MPa, região da ZAC.

Full scale counts: 14526

Base(7)_pt1

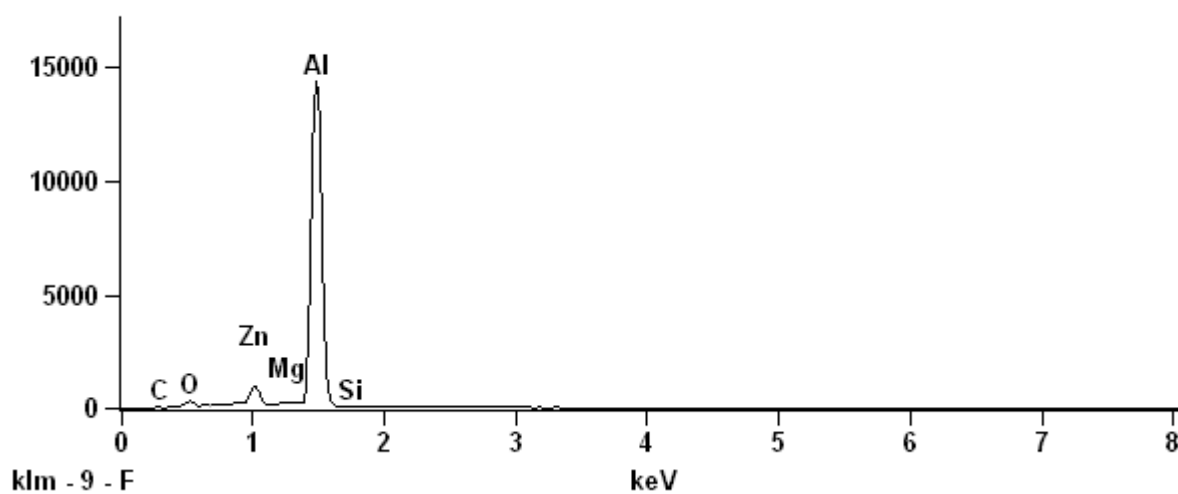


Fonte: Próprio autor.

Figura 62 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 400 MPa, região da ZAC.

Full scale counts: 14317

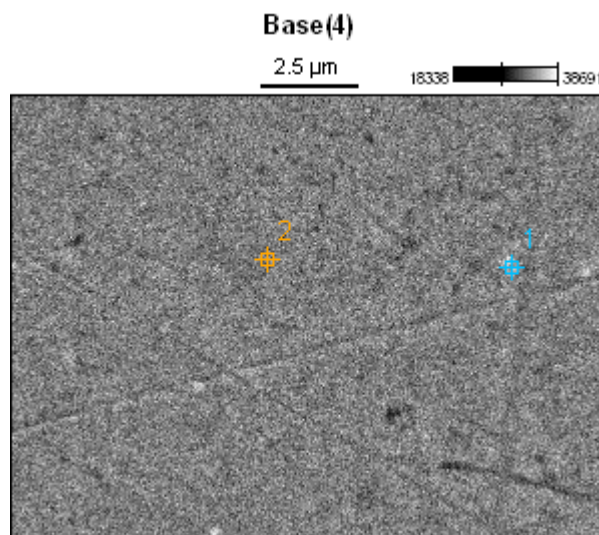
Base(7)_pt2



Fonte: Próprio autor.

ANEXO G - ANÁLISE MEV-SEI E EDS, AMOSTRA 600 MPa, REGIÃO DO MB

Figura 63 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região do MB a 600 MPa.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 22 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 600 MPa, região do MB.

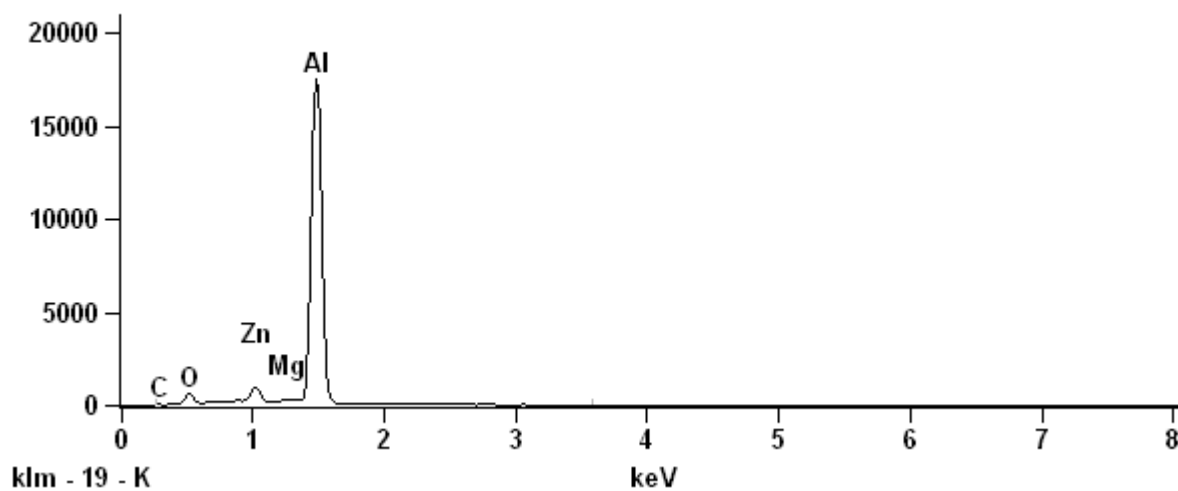
	C-K	O-K	Mg-K	Al-K	Si-K	Zn-L
Base(4)_pt1	1.86	7.07	0.64	87.77	0,00	2.65
Base(4)_pt2	1.90	6.63	0.69	88.03	0.00	2.75

Fonte: Próprio autor.

Figura 64 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 600 MPa, região do MB.

Full scale counts: 17469

Base(4)_pt1

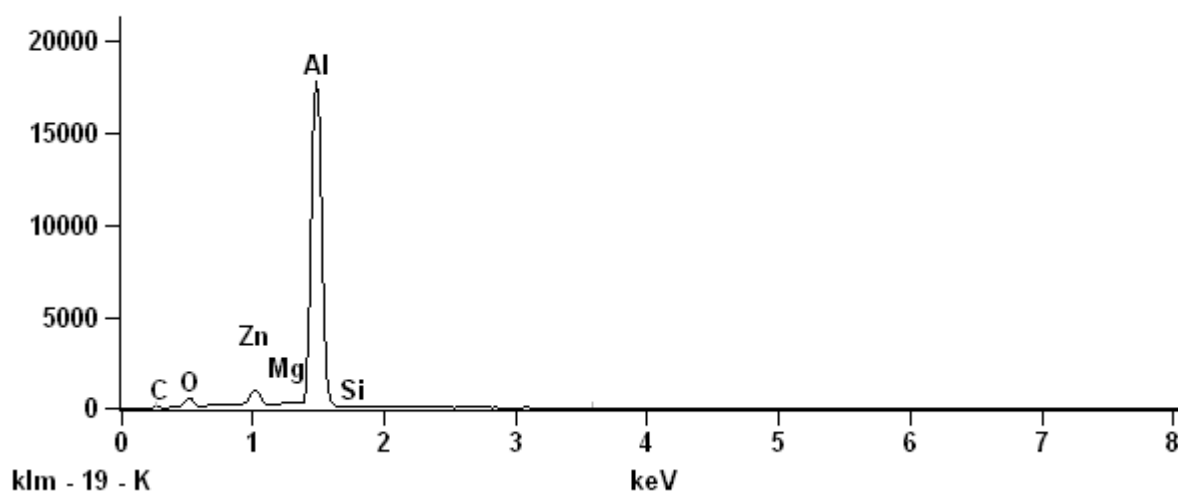


Fonte: Próprio autor.

Figura 65 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 600 MPa, região do MB.

Full scale counts: 17791

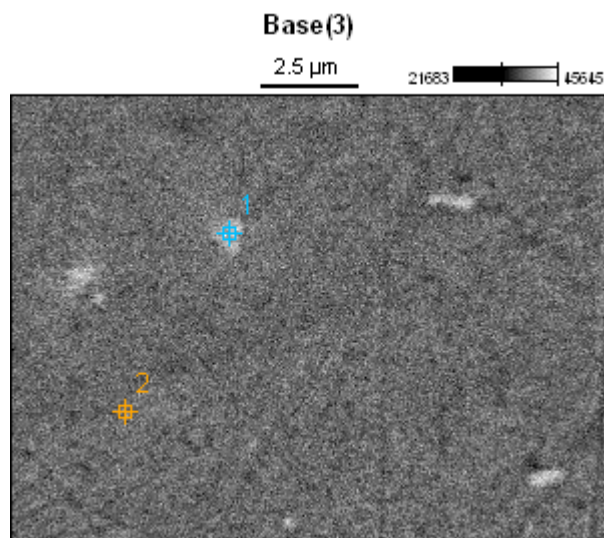
Base(4)_pt2



Fonte: Próprio autor.

ANEXO H - ANÁLISE MEV-SEI E EDS, AMOSTRA 600 MPa, REGIÃO DA ZAC

Figura 66 - Imagem via MEV-SEI, magnificação de 8000x, 10kV, região da ZAC a 600 MPa.



Fonte: Próprio autor.

Tabela 23 - Percentual atômico dos elementos químicos no Ponto 1 (precipitado) e Ponto 2 (matriz), amostra 600 MPa, região da ZAC.

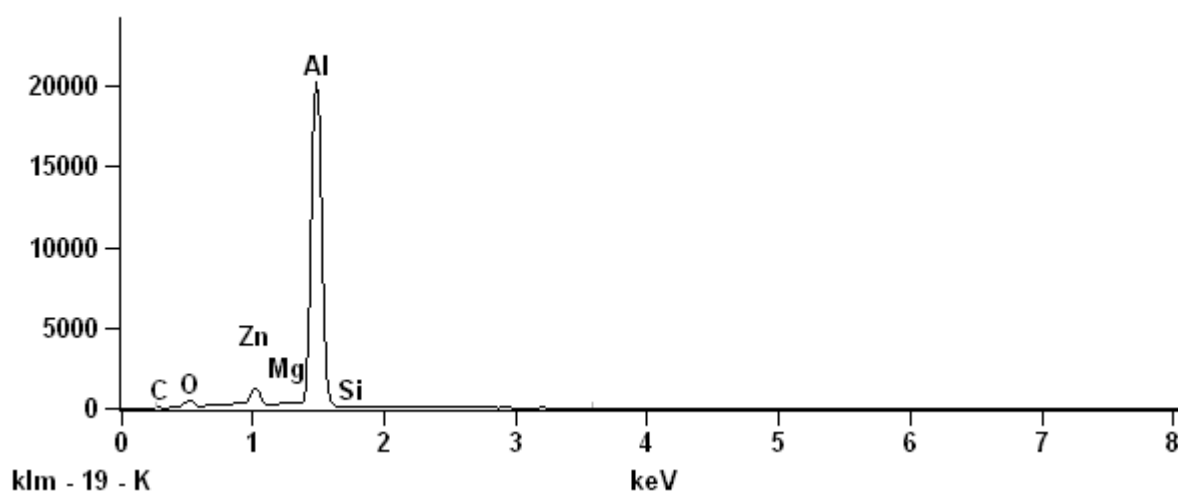
	C-K	O-K	Mg-K	Al-K	Si-K	Zn-L
Base(3)_pt1	1.44	5.75	0.94	88.82	0.00	3.05
Base(3)_pt2	1.49	5.31	0.55	89.91	0,00	2.74

Fonte: Próprio autor.

Figura 67 - Análise EDS do Ponto 1 (precipitado), amostra 600 MPa, região da ZAC.

Full scale counts: 20200

Base(3)_pt1

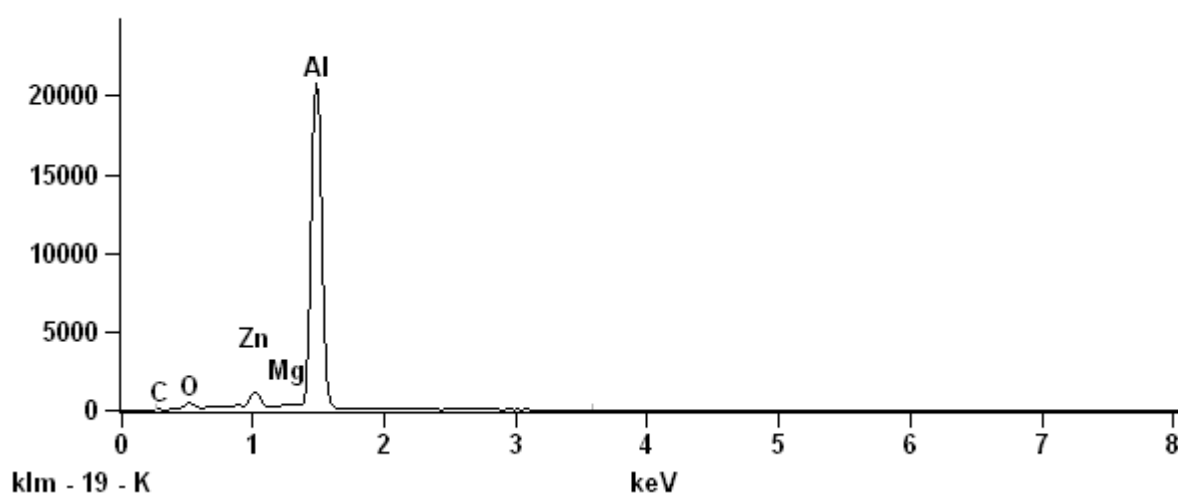


Fonte: Próprio autor.

Figura 68 - Análise EDS do Ponto 2 (matriz), amostra 600 MPa, região da ZAC.

Full scale counts: 20756

Base(3)_pt2



Fonte: Próprio autor.