

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PAMPA

HORTENCIA NORONHA DOS SANTOS

**AVALIAÇÃO DO EFEITO DA CORROSÃO EM JUNTAS SOBREPOSTAS DA
LIGA AL6060-T5 SOLDADAS PELO PROCESSO FSSW**

**Alegrete
2020**

HORTENCIA NORONHA DOS SANTOS

**AVALIAÇÃO DO EFEITO DA CORROSÃO EM JUNTAS SOBREPOSTAS DA
LIGA AL6060-T5 SOLDADAS PELO PROCESSO FSSW**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação *Strictu Sensu* em Engenharia - PPEng da Universidade Federal do Pampa, como requisito parcial para obtenção do Título de Mestre em Engenharia.

Orientador: Prof. Dr. Tonilson de Souza Rosendo

Coorientadora: Prof^a. Dr^a. Ana Cláudia Costa de Oliveira

**Alegrete
2020**

Ficha catalográfica elaborada automaticamente com os dados fornecidos pelo(a) autor(a) através do Módulo de Biblioteca do Sistema GURI (Gestão Unificada de Recursos Institucionais) .

Santos, Hortencia Noronha dos
Avaliação do efeito da corrosão em juntas sobrepostas da liga Al6060-T5 soldadas pelo processo FSSW / Hortencia Noronha dos Santos.
119 p.

S237a Dissertação(Mestrado)-- Universidade Federal do Pampa, MESTRADO EM ENGENHARIA, 2020.
"Orientação: Tonilson de Souza Rosendo".

1. corrosão. 2. propriedades mecânicas. 3. FSSW. 4. alumínio. I. Título.

HORTENCIA NORONHA DOS SANTOS

AVALIAÇÃO DO EFEITO DA CORROSÃO EM JUNTAS SOBREPOSTAS DA LIGA AL6060-T5 SOLDADAS PELO PROCESSO FSSW

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação *Strictu Sensu* em Engenharia - PPEng da Universidade Federal do Pampa, como requisito parcial para obtenção do Título de Mestre em Engenharia.

Dissertação defendida e aprovada em: 30 de novembro de 2020.

Banca examinadora:



Prof. Dr. Tonilson de Souza Rosendo
Orientador
UNIPAMPA



Prof^a. Dr^a. Ana Cláudia Costa de Oliveira
Coorientadora
UNIPAMPA



assinatura (Dec 10, 2020 20:02 GMT-3)

Prof. Dr. Getúlio de Vasconcelos
IEAv



Prof. Dr. Carlos Otávio Damas Martins
UFS



Prof^a. Dr^a. Chiara Valsecchi
UNIPAMPA

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a meus pais, Edison e Silvia, pelo apoio incondicional em todos os meus projetos.

AGRADECIMENTOS

A conclusão deste trabalho jamais seria possível sem o apoio de tantas pessoas que me acompanharam nesta trajetória.

Agradeço a meus pais, Edison e Silvia, pelos ensinamentos de vida, apoio emocional e todo suporte para que pudesse desenvolver essa pesquisa. A meus irmãos, Paglya e Jerônimo, pelo incentivo e paciência durante esta etapa.

A meu orientador, professor Tonilson, pela orientação, conselhos e todos ensinamentos transmitidos durante o período da graduação e pós-graduação.

A minha coorientadora, professora Ana Cláudia, pelo incentivo a ingressar no mestrado, os ensinamentos e a amizade.

A meus melhores amigos Bruno, Luis Guilherme, Alex e Mateus, pelo apoio, tornando esta caminhada mais leve. A minhas queridas amigas Marta e Stefanny, por estarem presentes, mesmo à distância.

A Rafaela, que além da amizade, me auxiliou com os ensaios de imersão em laboratório. A Rosi, pela amizade e companhia durante as disciplinas do mestrado.

Ao DTCA/ITA, por permitir a realização dos ensaios, mesmo durante o período da pandemia. Em especial a prof^a Margareth e a Eng^a Natasha pela assistência.

Ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia, da Universidade Federal do Pampa, seus professores e funcionários.

A todas as pessoas, que direta ou indiretamente me apoiaram para que eu pudesse chegar até aqui, meu muito obrigada.

“Defender a pesquisa científica é uma questão de soberania nacional. Os países que renunciam a ela [pesquisa] renunciam a sua própria independência como nação”.

Miguel Nicolelis

RESUMO

Corrosão é um processo espontâneo que ocorre em todos os materiais. Este processo é evidenciado em materiais metálicos usados na indústria em geral, pois possuem um diferencial energético quando comparados com seus compostos encontrados na natureza. Assim, estudar o comportamento das propriedades mecânicas e químicas de materiais metálicos é fundamental para prevenção de falhas. As ligas de alumínio são um dos materiais que vem sendo utilizados na indústria automotiva e aeroespacial por apresentar um conjunto de propriedades ótimas como: baixa densidade, resistência a corrosão, elevada resistência mecânica, entre outros. Em 2001, um novo processo de soldagem, conhecido como FSSW (*Friction Stir Spot Welding*) promove união com melhores propriedades metalúrgicas em relação a processos convencionais. A deformação plástica e o aumento de temperatura provocam alterações microestruturais nas regiões da junta soldada, que, de acordo com a literatura, podem apresentar diferente resistência a corrosão. Neste trabalho, foi avaliado a resistência à corrosão de uma junta soldada da liga Al6060-T5 pelo processo FSSW. Para isso, as amostras foram submetidas a ensaio de imersão em NaCl 3,5%, em temperatura ambiente, durante 1008h. A cada 336h, um conjunto de peças foi retirado, sendo avaliado seu PCA e realizado ensaio de cisalhamento, além do perfil de dureza, análise das fases por Difração de Raios-x. Foi realizada análise por MEV, onde foi observado corrosão nos precipitados de MgSi e produtos de corrosão, além de início de corrosão por pite em uma das amostras avaliadas. No EDS, foi realizada a caracterização química das regiões da solda, onde foi notado aumento do percentual de Oxigênio, relacionado a atividade eletroquímica na junta soldada. Foi identificada atividade corrosiva na zona de mistura de todas as amostras submetidas ao ensaio de corrosão por imersão. Nos ensaios eletroquímicos globais, foi identificado que as regiões próximas do centro da solda apresentam maior taxa de corrosão, em função da presença precipitados de MgSi que apresentaram caráter anódico, que desencadeiam o processo de corrosão. Mesmo assim, a perda na taxa de corrosão é pequena, e as juntas soldadas se mostraram resistentes às condições impostas neste trabalho.

Palavras-Chave: Corrosão, FSSW, propriedades mecânicas, alumínio.

ABSTRACT

Corrosion is a spontaneous process that occurs in all materials. This process is evidenced in metallic materials used in industry in general, as they have an energy differential when compared to their compounds found in nature. Thus, studying the behavior of the mechanical and chemical properties of metallic materials is fundamental to prevent failures. Aluminum alloys are one of the materials that have been used in the automotive and aerospace industry because they present a set of excellent properties such as: low density, corrosion resistance, high mechanical resistance, among others. In 2001, a new welding process, known as FSSW (Friction Stir Spot Welding) promotes union with better metallurgical properties compared to conventional processes. The plastic deformation and the increase in temperature cause microstructural changes in the regions of the welded joint, which, according to the literature, can present different resistance to corrosion. In this work, the corrosion resistance of Al6060-T5 alloy welded joint was evaluated by the FSSW process. For that, the samples were submitted to immersion test in 3.5% NaCl, at room temperature, for 1008h. Every 336h, a set of samples was removed, its PCA was evaluated and a shear test was performed, in addition to the hardness profile, analysis of the phases by X-Ray Diffraction. SEM analysis was performed, where corrosion was observed in the precipitated MgSi and corrosion products, in addition to the beginning of pitting corrosion in one of the evaluated samples. In the EDS, the chemical characterization of the weld regions was carried out, where an increase in the percentage of oxygen was noted, related to the electrochemical activity in the welded joint. Corrosive activity was identified in the mixing zone of all samples submitted to the immersion corrosion test. In global electrochemical tests, it was identified regions closer to the center of the weld have a higher corrosion rate, due to the presence of precipitated MgSi that had an anodic character, which trigger the corrosion process. Even so, the loss in the corrosion rate is small, and welded joints were resistant to the conditions imposed in this work.

Keywords: corrosion, mechanical properties, FSSW, aluminium.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Curva tensão x deformação da liga AA6060-T5.....	18
Figura 2 - Ciclo dos metais.....	19
Figura 3 - Esquema de uma pilha eletroquímica.....	20
Figura 4 – Esquema da célula eletroquímica conectada ao potenciostato.....	21
Figura 5 - Esquema de curva de polarização típica de material passivo.....	24
Figura 6 – Exemplo de uma curva experimental de Tafel.	24
Figura 7 - Diagrama de Pourbaix para alumínio.....	26
Figura 8 – Imagem obtida por MEV da liga Al-Mg-Si após estabilização do PCA.....	29
Figura 9 - Curvas de polarização para alumínio AA6060-T5 com e sem revestimento.	30
Figura 10 - Curvas de polarização potenciodinâmicas de diferentes ligas de alumínio em solução de 3,5% de NaCl.....	32
Figura 11 - Curvas de polarização potenciodinâmicas para ligas AA6060 e AA6082 em água pura e chuva ácida.....	33
Figura 12 - Desenho esquemático do processo FSW.....	34
Figura 13 – Estágios da soldagem FSSW.....	36
Figura 14 - Macrografia das regiões que compõem a junta soldada FSSW.	37
Figura 15 – Imagens obtidas por microscopia óptica da zona de solda de uma liga AZ31: a) MB, (b) ZTA, (c) ZTMA, (d) ZM superior, (e) ZM inferior	39
Figura 16 - (a) ZTA corroída (b) profundidade da corrosão intergranular na região afetada.....	40
Figura 17 - Imagens obtidas das regiões de solda (a) metal base (b) Zona termicamente afetada (c) zona termo-mecanicamente afetada (d) zona de mistura.....	41
Figura 18 - Medições de PCA local em regiões da solda, os traços verticais representam os desvios médios das medições.....	42
Figura 19 – Curvas potenciodinâmicas das diferentes regiões da junta dissimilar da liga AA6082 e aço galvanizado DP600 em solução de 3,5% de NaCl.....	42
Figura 20 - Fluxograma de atividades.....	43
Figura 21 – Desenho esquemático dos corpos de prova	44
Figura 22 - Desenho esquemático da distribuição dos CPs conforme ensaios e caracterizações.....	45
Figura 23 - (a) Centro de usinagem CNC (b) Montagem do sistema de fixação das chapas e ferramenta	46
Figura 24 – Geometria e dimensões da ferramenta de soldagem.....	47
Figura 25 - Limpeza das peças em banho de imersão e ultrassom	48
Figura 26 – Pontos de medição de temperatura.....	48
Figura 27 - Medição de pH do eletrólito	50
Figura 28 - (a) Balança de precisão (b) agitador magnético (c) dessecador à vácuo.	50
Figura 29 - Amostras preparadas para o ensaio de imersão.....	51
Figura 30 - (a) Estufa (b) amostras em imersão.....	52
Figura 31 - Ensaio de cisalhamento: (a) amostra posicionada para ensaio de cisalhamento (b) detalhe que exhibe os calços utilizados.....	53
Figura 32 – Desenho esquemático da seção transversal da solda mostrando a distribuição dos pontos de medição.....	54
Figura 33 - Realização das medições de microdureza: (a) Micrômetro (b) amostra durante o ensaio.....	54

Figura 34 – Gráficos de classificação padrão de pites.	57
Figura 35 - Cortadora metalográfica.....	58
Figura 36 - Medição de PCA de uma amostra.	59
Figura 37 – Potenciostato e célula eletroquímica.....	60
Figura 38 – Célula eletroquímica convencional de três eletrodos	61
Figura 39 - Amostras preparadas para o ensaio: (a) macrografia da seção transversal da junta soldada com as regiões de análise destacadas (b) seção transversal da junta soldada (c) metal base.	62
Figura 40 - União obtida pelo processo FSSW da liga AA6060-T5.....	63
Figura 41 - Perfil de temperatura x Tempo da amostra.....	64
Figura 42 - Força axial do processo de soldagem.....	65
Figura 43 – Imagem obtida através de MEV da seção transversal da junta soldada da liga AA6060-T5 após 336h de ensaio.	66
Figura 44 – Imagens obtidas por MEV das regiões da junta soldada após 336 horas de ensaio.....	66
Figura 45 – Imagem obtida por MEV da seção transversal da junta soldada da liga AA6060-T5 após 672h de ensaio.	67
Figura 46 – Imagens obtidas por MEV da junta soldada, após 672h de ensaio.....	68
Figura 47 – Imagem obtida por MEV da junta soldada após 1008h de ensaio de imersão.....	69
Figura 48 – Imagens obtidas por MEV das regiões da junta soldada após 1008h de ensaio.....	69
Figura 49 - Medição da área de um pite da amostra de 1008 horas.	71
Figura 50 – Comparação da região da zona de mistura (a) sem corrosão (b) após 672h de corrosão.	71
Figura 51 - Curvas de polarização potenciodinâmicas das regiões de interesse.	74
Figura 52 - Difractogramas das amostras: (a) referência (b) 336h (c) 672h (d) 1008h.	81
Figura 52 – Teste de normalidade de Anderson-Darling	82
Figura 44 - Perfil de dureza da amostra com 0h de exposição	84
Figura 45 - Perfil de dureza da amostra exposta por 336h.	85
Figura 46 - Perfil de dureza da amostra exposta por 672h.	85
Figura 47 - Perfil de dureza da amostra exposta por 1008h	86
Figura 48 – Comparação dos perfis de dureza das amostras imersas, em relação a amostra de referência.	87
Figura 59 – Imagens obtidas pelo MEV do modo de falha – fratura cisalhante.	88
Figura 59 – Região de fratura da amostra de 1008h. (a) Zonas de transição de fratura da amostra, (b) dimples, (c) fratura na zona parcialmente soldada.	89
Figura 60 – Detalhamento da fratura na amostra de referência.	90
Figura 62a – EDS da amostra de referência da ZTA-ZTMA.	110
Figura 63a – EDS da ZTA-ZTMA da amostra após 336h de imersão	112
Figura 64a - EDS da ZTA-ZTMA da amostra após 672h de imersão.....	114
Figura 65a - EDS da ZTA-ZTMA da amostra após 1008h de imersão.....	116

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Classificação de ligas de alumínio em função dos elementos de liga	17
Tabela 2 – Composição química da liga de alumínio 6060-T5.....	18
Tabela 3 - Composição química da liga AA6060-T5 (metal base) - % em peso	45
Tabela 4 – parâmetros do processo FSSW utilizados no trabalho.....	46
Tabela 5 – Potencial de circuito aberto nos diferentes tempos de corrosão.	72
Tabela 6 – Resumo da tabela ANOVA fator único para medição de PCA	73
Tabela 7 – Resumo dos principais parâmetros obtidos pelas curvas de polarização.	76
Tabela 8 – Comparação de PCA do ensaio de imersão com o ensaio eletroquímico.	77
Tabela 9 – Composição de Al-Mg-Si da amostra de referência.	78
Tabela 10 – Composição de Al-Mg-Si da amostra de 336h.....	78
Tabela 11 - Composição de Al-Mg-Si da amostra de 672h.....	79
Tabela 12 - Composição de Al-Mg-Si da amostra de 1008h.....	80
Tabela 13 – Resultados dos ensaios de cisalhamento	82
Tabela 14 - Resumo da tabela ANOVA fator único para carga máxima.	83
Tabela 15 – Análise de variância fator único para ensaio de cisalhamento	105
Tabela 16 – Análise de variância de fator único para medição de PCA	106

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Ag – Prata

AgCl – Cloreto de prata

ASTM - *American Society for Testing and Materials*

CNC – Comando Numérico Computacional

ChI1 – Chapa Inferior 1

ChS1 – Chapa Superior 1

ChS2 – Chapa Superior 2

Cr - Cromo

Cu - Cobre

E_{corr} – Potencial de Corrosão

ECS – Eletrodo de Calomelano Saturado

EDS – Espectroscopia de Energia Dispersiva

E_{pass} – Potencial de passivação

E_{pit} – Potencial de Pite

Fe - Ferro

FSSW – *Friction Stir Spot Welding*

FSW – *Friction Spot Welding*

H₂SO₄ – Ácido Sulfúrico

HRC – Escala de dureza Rockwell

i_{corr} – Densidade de Corrente de Corrosão

i_{pass} – Densidade de Corrente de Passivação

ISO - *International Organization for Standardization*

ITA – Instituto Tecnológico de Aeronáutica

IZA – *International Zin Association*

LAMEF – Laboratório de Metalurgia Física

MB – Metal base

MEV – Microscópio Eletrônico de Varredura

Mg - Magnésio

Mn - Manganês

NaCl – Cloreto de Sódio

OCP – *Open Circuit Potential* (Potencial de Circuito Aberto)

PCA – Potencial de Circuito Aberto

RPM – Rotações por minuto

Si - Silício

Ti - Titânio

TWI – *The Welding Institute*

UFRGS – Universidade Federal do Rio Grande do Sul

UNIPAMPA – Universidade Federal do Pampa

XRD/DRX – Difração de Raios-x

ZM – Zona de Mistura

Zn - Zinco

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ZTMA – Zona Termo-mecanicamente Afetada

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	14
1.1 Objetivo Geral	16
1.2 Objetivos Específicos.....	16
2.1.Liga de alumínio AA6060-T5	17
2.2. Corrosão do alumínio e suas ligas.....	19
2.2.1. Aspectos gerais	19
2.2.2. Métodos de Avaliação Eletroquímica.....	20
2.2.3. Comportamento eletroquímico do alumínio	26
2.2.4. Corrosão de ligas de alumínio da série 6XXX	28
2.3. Processo de soldagem por fricção e mistura mecânica (FSW)	33
2.4 PROCESSO DE SOLDAGEM PONTO POR FRICÇÃO E MISTURA (FSSW) ..	35
2.4.1 Metalurgia do Processo FSSW.....	37
2.5. Corrosão nos Processos de Soldagem por Fricção	40
3 METODOLOGIA	43
3.1 Material das amostras.....	44
3.2 Equipamento e parâmetros de soldagem	45
3.3 Monitoramento do processo de soldagem	48
3.4 Ensaio de imersão em eletrólito de NaCl 3,5% em peso.....	49
3.5 Caracterização Mecânica.....	52
3.5.1 Ensaio de Cisalhamento	53
3.5.2 Dureza	53
3.6 Caracterização Metalúrgica	55
3.6.1 Análise de falhas	55
3.6.2 Difração de Raios-x.....	55
3.6.4 Espectroscopia de Energia Dispersiva	55
3.6.3 Avaliação da formação de pites e outras formas de corrosão.....	56
3.7 Caracterização Eletroquímica	58
3.7.1 Potencial de Circuito Aberto	58
3.7.2 Curvas de Polarização	59
4 RESULTADOS.....	63
4.1 Monitoramento do processo de soldagem	63
4.1.2 Ciclo de temperatura.....	63
4.1.3 Força axial de soldagem.....	64
4.2 Caracterização por Microscopia Eletrônica de Varredura	65
4.3 Potencial de Circuito Aberto	72
4.5 Análise por Espectroscopia de Energia Dispersiva	77
4.6 Difração de Raios-x.....	80
4.7 Ensaio de Cisalhamento	81
4.7 Perfil de dureza.....	84
4.8 Análise de Falhas	88
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS...91	
REFERÊNCIAS.....	96
APÊNDICE A – ANÁLISE DE VARIÂNCIA.....	105
ANEXO I.....	107
ANEXO II.....	108
ANEXO III.....	110

1. INTRODUÇÃO

Metal mais abundante na crosta terrestre, o alumínio tem destaque na aplicação industrial. Dados da Associação Brasileira de Alumínio indicam que o Brasil é o 14º produtor de alumínio primário, produzindo 659 mil toneladas em 2018, 4º produtor de Bauxita e 3º produtor de alumina. Em termos econômicos e sociais, a indústria do alumínio brasileiro faturou 61,5 bilhões de reais e gerou quase meio milhão de empregos em 2018 (ABAL, 2019).

Mesmo a produção de alumínio ser inferior ao aço, que girou em torno de 1 bilhão de toneladas apenas na China, no mesmo ano (Zhang e Daly, 2020), não significa que o metal não tenha relevância na indústria. O metal puro não é utilizado na indústria por apresentar baixa resistência mecânica. Porém, a baixa densidade, resistência a corrosão e elevada condutividade térmica e elétrica, são propriedades atrativas, quando comparadas com o aço. Nesse sentido, o uso de ligas de alumínio vem sendo explorado pela indústria automobilística, aeronáutica e naval. Além disso, a combinação de propriedades das ligas de alumínio permite que o material tenha diversas aplicações (ABAL, 2019).

Adicionar elementos de liga pode aumentar a resistência do alumínio, mas também pode afetar outras propriedades, a exemplo da corrosão. Ao adicionar Cobre, que possui potencial de redução do íon Cu^{2+} de $E_{\text{red}}=0,34$, em contato com o alumínio (Al^{3+}), com $E_{\text{red}}=-0,166$ provoca a oxidação do alumínio e redução do cobre. Por apresentar um dos potenciais de redução mais negativos entre os elementos químicos, pode ocasionar oxirredução. Este é um dos processos que causam a corrosão entre os materiais (WEST, ASTLE, 1979).

A corrosão é conceituada, de maneira geral, como a deterioração de um material, por ação química ou eletroquímica em um determinado meio. A corrosão também pode estar associada a esforços mecânicos, o que se denomina como corrosão sob tensão (GENTIL, 2000). A ação da corrosão pode levar a alterações no material, tais como desgaste, variações químicas ou modificações estruturais, o que modifica o material de seu projeto original.

O processo corrosivo é espontâneo e ocorre sempre que existe um diferencial de potencial entre o material e o meio em que está inserido (GENTIL, 2000). A ocorrência do processo é identificada em materiais metálicos com maior evidência

pois são encontrados na natureza em forma de compostos, óxidos e sulfetos, que possuem conteúdo energético menor quando comparado aos metais manufaturados em indústrias.

Avaliando os aspectos econômicos, a corrosão em metais representa um percentual considerável em perdas econômicas pela necessidade de substituição de peças e componentes. Um estudo da *International Zinc Association* (IZA), com o apoio da Universidade de São Paulo, mostrou que 4% do Produto Interno Bruto Brasileiro foi consumido pela ação da corrosão, que representa 200 bilhões de reais. Isso mostra a necessidade de verificar métodos para monitorar o processo, bem como avaliar materiais quanto a resistência à corrosão (IZA, 2015).

Tendo em vista os aspectos econômicos e boas propriedades que as ligas de alumínio podem fornecer para indústria, justifica-se o aumento de sua produção mundial. Porém, por apresentar propriedades mecânicas e características diferentes do aço, alguns processos de fabricação amplamente empregados em aços são difíceis de serem adaptados para ligas de alumínio, como a soldagem, por exemplo.

Segundo Modenesi (2005), soldagem é um dos processos de união mais importantes na indústria, desde a união de componentes microeletrônicos até a fabricação de estruturas de milhares de toneladas.

O processo de soldagem para alumínio e suas ligas tem suas peculiaridades devido às diferentes propriedades térmicas do material. Muitas vezes, a utilização desse material é inviabilizada pela dificuldade de uni-lo. Nesse sentido, em 1991, foi desenvolvido pelo *The Welding Institute* (TWI), na Inglaterra, uma técnica de soldagem por fricção e mistura mecânica (*friction stir welding*), aplicada não apenas em alumínio, mas em aços, metais dissimilares e não ferrosos.

O processo FSW envolve deformação plástica intensa e geração de calor por fricção. A solda é realizada pela interação de uma ferramenta de alta dureza não consumível e a peça que será soldada, sendo a ferramenta rotacionada e transladada a fim de realizar o cordão de solda. Deste processo, surgiram variações, como o processo de solda ponto por fricção (*friction stir spot welding*), que difere do processo FSW por não ter movimento de translação (ROSENDO, 2009).

No estudo das propriedades dos materiais, é de fundamental importância avaliar a resistência dos metais à corrosão, pois pode influenciar no ciclo de vida útil de um componente (KOZLIK Jr, 2007). Falhas por corrosão podem ocorrer, pois

modifica-se as propriedades químicas, além de desgaste e alterações estruturais, podendo ser superficiais, com ou sem deposição visível dos produtos de corrosão, ou internos, alterando as condições ideais de projeto (GENTIL, 2000; ZEEMANN, 2003).

Por ser uma técnica de aplicação industrial restrita, a ampla aplicação da soldagem ponto por fricção demanda estudos mais aprofundados também na avaliação do material em serviço. Nesse sentido, este trabalho procura contribuir com a avaliação das propriedades mecânicas, microestruturais e comportamento corrosivo da solda, principalmente em função da corrosão ser um processo de deterioração natural. Investigar o comportamento da solda em ambiente propício à corrosão pode revelar a necessidade da criação de alternativas, conferindo maior confiabilidade a esse tipo de soldagem e ampliando suas aplicações na indústria automotiva e aeroespacial.

1.1 Objetivo Geral

Esse trabalho tem como objetivo geral realizar avaliar a influência do tempo de exposição/imersão na resistência à corrosão da liga Al6060-T5 submetidas a corrosão por imersão em NaCl.

1.2 Objetivos Específicos

Em termos específicos, busca-se:

- Avaliar a formação de pites e demais formas de corrosão na estrutura do material;
- Avaliar o comportamento eletroquímico das regiões de solda.
- Analisar a influência do tempo de imersão na resistência ao cisalhamento das juntas soldadas antes e após o ensaio de imersão;
- Caracterizar o perfil de dureza da junta soldada, para cada intervalo de tempo de imersão;
- Avaliar os mecanismos de fratura, em cisalhamento, através da análise de falhas;

2. CONCEITOS GERAIS E REVISÃO DE LITERATURA

2.1. Liga de alumínio AA6060-T5

As propriedades físicas e mecânicas das ligas de alumínio fazem com que o material tenha expressivo crescimento na indústria de manufatura. Baixo peso específico, alta resistência mecânica, resistência a corrosão, resistência a fadiga são algumas propriedades que justificam a utilização deste material nas mais diversas aplicações (Lakshminarayanan *et al*, 2009; Capelari e Mazzaferro, 2009).

O alumínio, dentre várias propriedades físicas e mecânicas, se destaca por possuir baixa densidade quando comparado a outros materiais metálicos (Atkins e Jones, 2000). A baixa densidade permite que uma peça produzida seja mais leve, sendo uma característica de interesse para indústria aeroespacial e automobilística. O que reflete, por exemplo, na estrutura de uma aeronave comercial que possui cerca de 70% de ligas de alumínio em seus componentes (REZENDE, 2007).

As ligas de alumínio são classificadas em séries que vão de 1XXX a 8XXX, sendo que cada série indica determinada composição química e aplicações, conforme mostra Tabela 1. Os principais elementos de liga para ligas de alumínio são: cobre (Cu), magnésio (Mg), manganês (Mn), silício (Si) e zinco (Zn).

Tabela 1 – Classificação de ligas de alumínio em função dos elementos de liga

Série	Principal elemento químico da liga
1XXX	Alumínio não-ligado. Mínimo de 99% de pureza
2XXX	Cobre
3XXX	Manganês
4XXX	Silício
5XXX	Magnésio
6XXX	Magnésio e Silício
7XXX	Zinco
8XXX	Outros elementos

Fonte: adaptado de ALCAN, 1993.

A presença de magnésio e silício na série 6XXX faz com que seja possível realizar tratamento térmico na liga. Mesmo não possuindo propriedades mecânicas

elevadas como nas ligas da série 2XXX e 7XXX, a série 6XXX apresenta boa soldabilidade, fácil conformação, resistência a corrosão e média resistência mecânica (MAIA, 2012). A Tabela 2 mostra a composição química da liga de alumínio 6060-T5.

Tabela 2 – Composição química da liga de alumínio 6060-T5

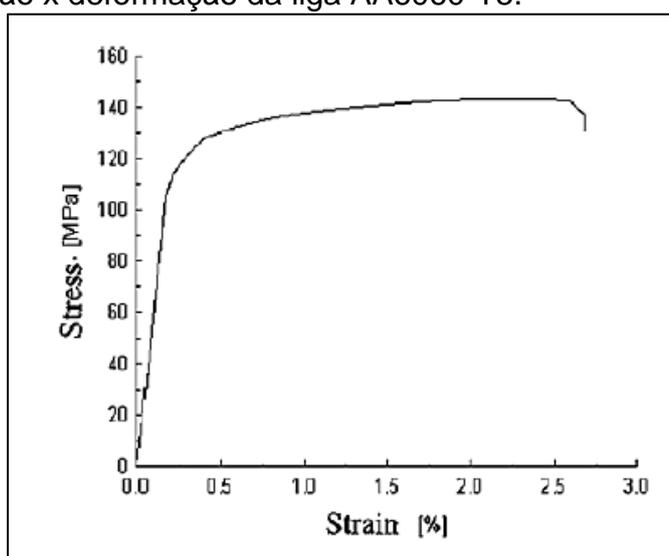
Concentração dos elementos (% em peso)								
Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn	Cr	Outros
0,10	0,10 - 0,30	0,35 - 0,60	0,10	0,30	0,10	0,10	0,050	0,150

Fonte: SCHWENDLER e STROHAECKER, 2013.

Como este material é tratado termicamente, existe uma classificação específica de acordo com cada tipo de tratamento. A liga utilizada neste trabalho é designada como T5, ou seja, passou por tratamento térmico de envelhecimento, sendo resfriada de uma temperatura elevada (proveniente de um processo de conformação) e envelhecida artificialmente (MAIA, 2012).

Merzoug *et al* (2010) caracterizou uma liga AA6060-T5 laminada, obtendo tensão máxima de tração de 143,8 MPa, alongação de 14%, módulo de Young 67,87 MPa e ponto de escoamento de 110,63 MPa. A Figura 1 mostra a curva tensão deformação típica de uma liga Al6060 na condição T5.

Figura 1 – Curva tensão x deformação da liga AA6060-T5.



Fonte: Merzoug *et al* (2010).

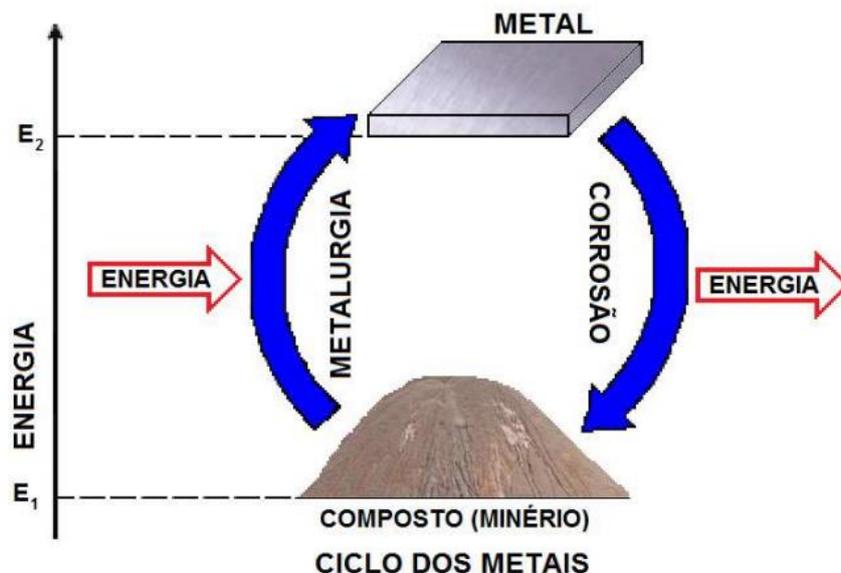
2.2. Corrosão do alumínio e suas ligas

2.2.1. Aspectos gerais

Corrosão é um fenômeno físico em que ocorre deterioração de um material, principalmente metais, por ação química ou eletroquímica. Pode ser associado ou não a esforços mecânicos, sendo um processo espontâneo que compromete a durabilidade de materiais (GENTIL, 2011).

A corrosão metálica faz parte do ciclo de vida dos materiais metálicos, podendo ser analisado através das considerações energéticas. A Figura 2 exibe um gráfico relacionando energia com o ciclo do metal. Metais utilizados na indústria estão em um nível energético maior que seus compostos (minérios, na forma de óxidos, por exemplo). Para obter um metal com determinado valor de pureza, é necessário inserir quantidade de energia através de processos siderúrgicos, não sendo, portanto, um processo espontâneo. A corrosão, por sua vez, irá agir transformando o metal puro em um composto metálico de energia inferior, sendo um processo espontâneo e a energia é perdida para o meio (GENTIL, 2011).

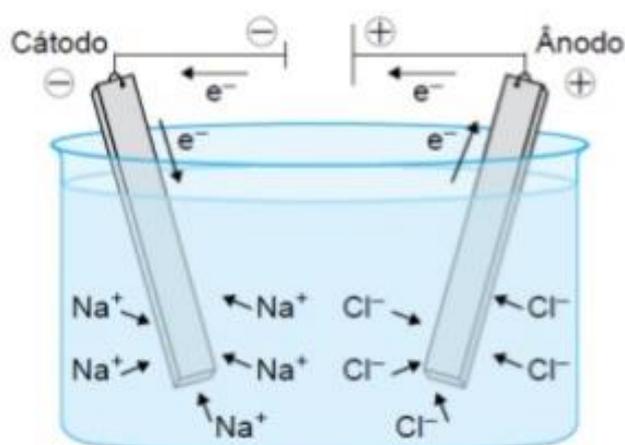
Figura 2 - Ciclo dos metais.



Fonte: Pimenta, 2006.

Os processos de corrosão eletroquímica são os que mais ocorrem em materiais metálicos. Neste caso, se caracteriza por necessidade de existir um meio aquoso para ocorrer, geralmente em temperatura ambiente, formando uma pilha ou célula eletroquímica, com circulação de elétrons na superfície metálica. A pilha eletroquímica é formada pelo anodo, onde ocorre oxidação (ou corrosão), eletrólito, meio aquoso que transporta a corrente elétrica do anodo para o catodo, que é onde ocorrem reações de redução (GENTIL, 2011).

Figura 3 - Esquema de uma pilha eletroquímica.



Fonte: Gentil, 2011.

As pilhas eletroquímicas são caracterizadas por uma diferença de potencial entre os eletrodos (ânodo e cátodo), que é medida em Volts e varia de acordo com as espécies químicas envolvidas, temperatura do processo e concentração do eletrólito. A diferença de potencial obtida de uma dada pilha eletroquímica mostra a capacidade dos eletrodos em sofrer reações de oxi-redução, bem como se o processo é espontâneo ou não (GENTIL, 2011).

2.2.2. Métodos de Avaliação Eletroquímica

É possível identificar a degradação de um material, em laboratório, a partir do uso de técnicas eletroquímicas nas primeiras etapas do processo de corrosão. A utilização dessas técnicas é importante, pois é possível identificar a corrosão antes da degradação visual, o que ocorre principalmente em materiais resistentes a oxidação.

Garante-se a confiabilidade desses ensaios pois promovem um fenômeno eletroquímico, sem causar grandes danos a estrutura do material.

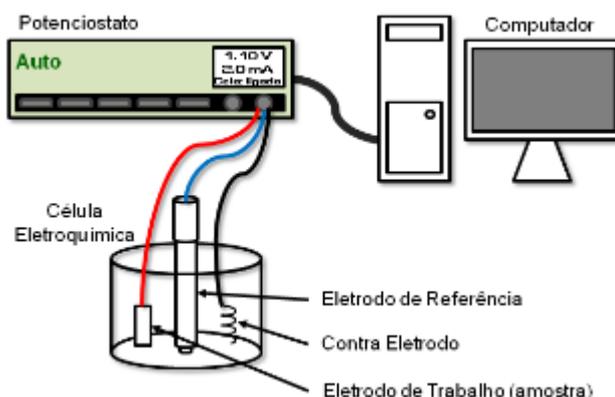
Como a corrosão é um fenômeno natural e está relacionada a vários fatores (temperatura, meio ambiente, presença de eletrólito), os ensaios eletroquímicos são importantes para obter informações sobre o comportamento do material em relação à corrosão, podendo-se utilizar diferentes eletrólitos, controle de temperatura, entre outros parâmetros.

- **Potencial de Circuito Aberto e Curvas de Polarização**

Utiliza-se o potenciostato para obter as curvas de polarização, que são obtidas a partir da variação de corrente elétrica. É um equipamento capaz de realizar a varredura da célula eletroquímica, e, ao mesmo tempo, faz a leitura da corrente proveniente da reação eletroquímica. O potenciostato controla a diferença de potencial elétrico entre o eletrodo de trabalho e o eletrodo de referência, podendo atuar como inibidor ou catalisador de reações.

A célula eletroquímica é formada pelo eletrodo de trabalho, eletrodo de referência e um contra-eletrodo, todos imersos em um eletrólito. O desenho esquemático da célula eletroquímica e potenciostato está na Figura 4.

Figura 4 – Esquema da célula eletroquímica conectada ao potenciostato.



Fonte: Leite (2015).

As aplicações de cada um dos elementos que compõem a célula eletroquímica estão descritas a seguir.

- a) Contra eletrodo: permite a conexão elétrica de forma que uma corrente elétrica possa ser aplicada ao eletrodo de trabalho. Geralmente são utilizados materiais inertes, como fios ou placas de platina;
- b) Eletrodo de referência: é um eletrodo em relação ao qual se mede o potencial do eletrodo indicador. O potencial do eletrodo de referência é conhecido, constante e não depende da composição solução do eletrólito. Normalmente se usa eletrodo de Calomelano Saturado (ECS) e Ag/AgCl;
- c) Eletrodo de trabalho: é o eletrodo que se tem interesse em determinar o potencial e a sua resposta depende da concentração do eletrólito.

O potencial do eletrodo está relacionado às variáveis termodinâmicas que são determinantes no grau de espontaneidade do processo de corrosão. O estudo do estado eletroquímico dos materiais metálicos em eletrólitos (meio aquoso) possibilita a correlação entre o potencial (E), corrente (i) e a resistência elétrica dos processos eletroquímicos e a transferência de elétrons pela interação dos componentes da célula eletroquímica, causando a corrosão do metal estudado.

É possível representar o potencial da relação metal/íon metálico, provenientes da região anódica, através de:



Na região catódica, o potencial é representado a partir da determinação da reação predominante no processo catódico. Considerando meios neutros ou básicos aerados, tem-se:



Considera-se que o eletrodo estudado tem o mesmo potencial em toda sua superfície, logo, todas as regiões anódicas e catódicas se mantem polarizadas até alcançar um único potencial, sendo este chamado de potencial de circuito aberto (*Open Circuit Potential – OCP*), que é o potencial medido entre o eletrodo de trabalho e o eletrodo de referência, sem passagem de corrente elétrica (ASTM G193, 2012).

A obtenção de curvas de polarização consiste em monitorar a relação entre a intensidade de corrente existente no sistema eletroquímico e um potencial crescente submetido à célula eletroquímica. Esse potencial vai desde o potencial inferior ao de

corrosão (região catódica) até alcançar o potencial anódico, procedimento conhecido como varredura linear de potencial com registro de corrente. Utiliza-se velocidade de varredura de 1 mV/s a 2mV/s, para permitir troca de carga no material analisado (ASTM G59, 2014).

As principais informações obtidas nas curvas de polarização são (ASTM G193, 2012):

- Potencial de corrosão (E_{corr}), que é o potencial de equilíbrio do material estudado em relação ao eletrodo de referência, em um determinado eletrólito.
- Taxa de corrosão, que é a perda de massa por unidade de tempo, geralmente mm/ano.
- Densidade de corrente de passivação (i_{pass}), que é o valor da intensidade de corrente por unidade de área que se mantém estável para um intervalo de potencial, também chamado de zona de passivação.
- Densidade de corrente de corrosão (i_{corr}), intensidade de corrente que passa através da célula eletroquímica sob o potencial de corrosão, sendo uma medida direta da velocidade de corrosão do eletrodo de trabalho.

A Figura 1.

Figura 5 mostra uma curva típica de material passivo, mostrando as diferentes regiões de ensaio e parâmetros importantes de análise. Através dos pontos indicados por letras na figura, pode-se caracterizar as seguintes regiões:

AB: região catódica, onde ocorrem as reações de redução,

B: potencial de circuito aberto (PCA), o ponto onde a densidade de corrente é menor, e também é conhecido como potencial de corrosão (E_{corr}),

BCDEF: região anódica, onde ocorrem as reações de oxidação,

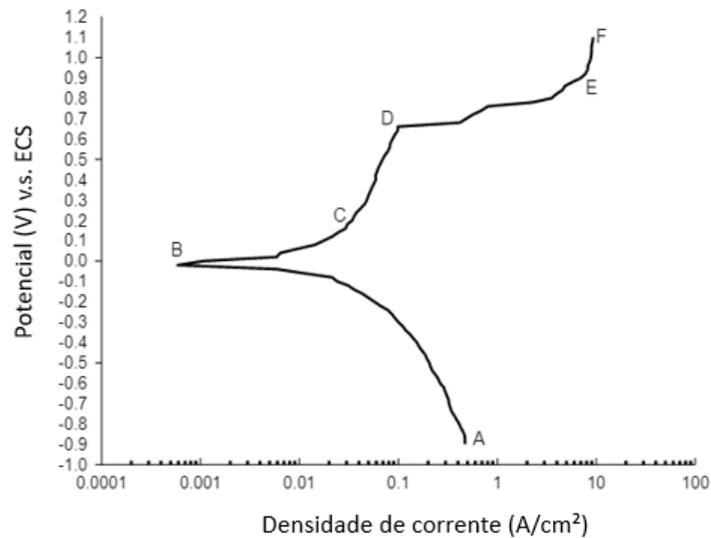
BC: região passiva parcial, também chamada de pré-passivação, em que C é chamado de potencial passivo completo,

CD: região passiva completa, em que D é chamado de potencial de ruptura ou potencial de pite (E_{pit}),

DE: região de dissolução ativa (DE), onde E é o segundo potencial passivo (E_{pass}),

EF: região de repassivação, que pode caracterizar a regeneração da camada protetora.

Figura 5 - Esquema de curva de polarização típica de material passivo.



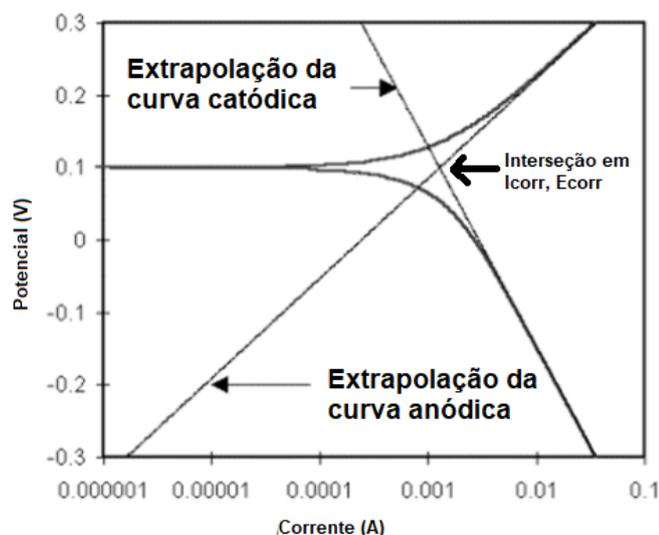
Fonte: adaptado de HAYYAN *et al*, 2012.

O uso de técnicas eletroquímicas permite obter os parâmetros E_{corr} e I_{corr} . A partir desses dados, é possível calcular a taxa de corrosão. A obtenção desses parâmetros é realizada através de um método de interseção, chamado de retas de Tafel.

Na

Figura 6 observa-se um exemplo da curva experimental de Tafel, onde extrapola-se a região linear da curva até o valor do potencial de corrosão para se obter a corrente de corrosão. A interseção dessas retas determina os valores de E_{corr} e I_{corr} .

Figura 6 – Exemplo de uma curva experimental de Tafel.



Fonte: adaptado de Whittemore (2009).

A taxa de corrosão, dada em mm/ano, pode ser calculada a partir de métodos gravimétricos (perda de massa). Mas também pode ser obtida através de ensaios eletroquímicos.

Conforme a norma ASTM G-59, *Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements*, a taxa de corrosão pode ser calculada através da equação (1):

$$TC = 3,27 \times 10^{-3} \frac{i_{corr} E_w}{\rho} \quad (1)$$

Em que TC é taxa de corrosão, em mm/ano, i_{corr} é a densidade de corrente de corrosão, em A/cm², E_w é o peso equivalente, em g e ρ é a densidade do material analisado, em g/cm³.

Para obtenção da densidade de corrente de corrosão, é necessário converter o valor da corrente medido no ensaio para um valor de densidade de corrente. Esse valor corresponde a razão entre da corrente medida pela área submetida ao ensaio. É assumido que a corrente se distribui uniformemente na área. A equação 2 mostra a relação entre a corrente de corrosão e a área analisada, onde i_{corr} é a densidade de corrente (A/cm²), A é a área analisada (cm²) e I_{corr} é a corrente anódica medida (A).

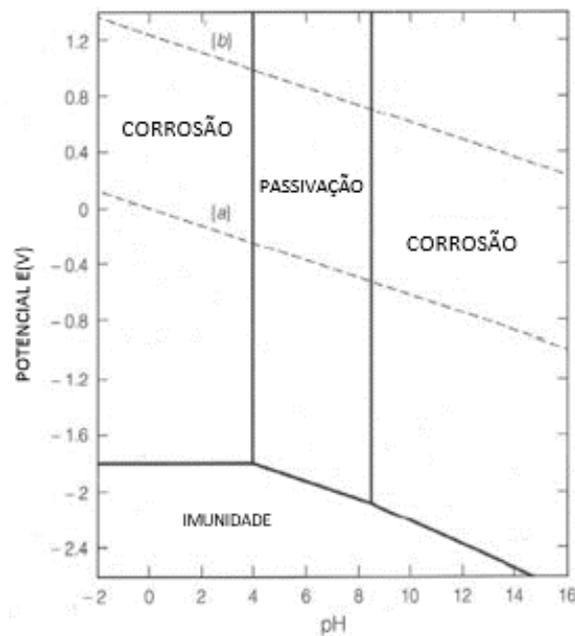
$$i_{corr} = \frac{I_{corr}}{A} \quad (1)$$

Ressalta-se que este tipo de cálculo de taxa de corrosão considera ocorrência de corrosão uniforme, sendo necessário utilizar outros métodos em conjunto para avaliar as formas de corrosão. Em metais que apresentem comportamento passivo ou haja ocorrência de pites, a velocidade de corrosão pode variar em função da repassivação das amostras submetidas a meios suficientemente agressivos (SILVA, 2010).

2.2.3. Comportamento eletroquímico do alumínio

A maioria das ligas de alumínio apresenta boa resistência à corrosão em diversos tipos de meio corrosivo (GENTIL, 2011). Isso se deve a camada de óxido que se forma como produto de corrosão da interação do alumínio com o meio, formando óxido de alumínio (Al_2O_3), que não é solúvel em água e se torna uma proteção natural contra corrosão em meio que não seja suficientemente corrosivo, como uma atmosfera contendo íons agressivos (DAR WU, *et al*, 2015; PONTES, 2017). Esta capacidade do alumínio em produzir um filme protetor garante um caráter passivo ao material em determinado pH do meio em que se encontra (DOS SANTOS, 2011).

Figura 7 - Diagrama de Pourbaix para alumínio.



Fonte: POURBAIX, 1966.

A Figura 7 mostra o comportamento do alumínio em relação ao pH de uma solução aquosa e o potencial (em Volts) de uma célula eletroquímica, para condições de passivação, corrosão e imunidade. Nota-se que em soluções neutras, com pH variando de 4 a 8, é observado domínio termodinâmico de passivação, ou seja, a camada de óxido formada da interação com o meio será resistente, protegendo o metal (ASSIS, 2017).

Em meios ácidos ou básicos, acima de um dado potencial, o filme protetor não será suficiente para impedir a propagação da corrosão do material. Nota-se também

que abaixo de um certo valor de potencial o alumínio é imune à corrosão independente do pH da solução (GENTIL, 2011).

O alumínio não ligado possui boa resistência à corrosão, porém baixa resistência mecânica. Assim, o uso de ligas de alumínio visa aumentar a resistência mecânica, não o aumento de resistência à corrosão, como ocorre com o cromo no aço (Reboul e Baroux, 2011). Os autores ainda afirmam que, para casos onde seja necessária alta resistência à corrosão e resistência mecânica, existem ligas da série 5XXX que apresentam os melhores resultados.

Precipitados intermetálicos podem ser uma alternativa quando se é necessário aumentar a resistência mecânica de uma liga de alumínio sem afetar a propriedade de resistência à corrosão. Com a presença de precipitados, dificulta-se o movimento de discordâncias no sólido cristalino. Quanto mais organizados e distribuídos esses precipitados estiverem na rede cristalina, maior será o endurecimento da liga sem afetar a resistência à corrosão, quando comparado com outros métodos (REBOUL E BAROUX, 2011). Por outro lado, a presença de alguns constituintes e precipitados podem determinar o início da corrosão no alumínio, bem como o tipo de corrosão a ser identificada (BOUSQUET *et al* 2011; KAIRY *et al*, 2017; GERENGI *et al*, 2015).

2.2.4. Corrosão de ligas de alumínio da série 6XXX

Segundo Eckermann *et al* (2008), ligas da série 6XXX são ligas de Al-Mg-Si, possuem alta rigidez específica, boa soldabilidade, boa conformabilidade e resistência à corrosão. Durante o processo de solidificação ou tratamentos termomecânicos, a composição química, morfologia e distribuição de fases secundárias dispostas na matriz podem induzir a corrosão localizada, tanto por pites quanto inter ou intragranular (OSÓRIO *et al*, 2011; PROTON *et al*, 2014).

A distribuição das fases intermetálicas é uma característica dominante quando se avalia a corrosão localizada em ligas Al-Mg-Si (Birbilis *et al*, 2005), embora ainda sejam escassos na literatura estudos que contemplem as diferenças morfológicas e distribuição de intermetálicos na resistência à corrosão desse tipo de liga (Zeng *et al*, 2011; Li *et al*, 2015).

Eckermann *et al* (2008), indicou que os precipitados de MgSi e Si em ligas Al-Mg-Si são responsáveis por ativar processos de corrosão, a partir da avaliação do comportamento eletroquímico e composicional destes precipitados.

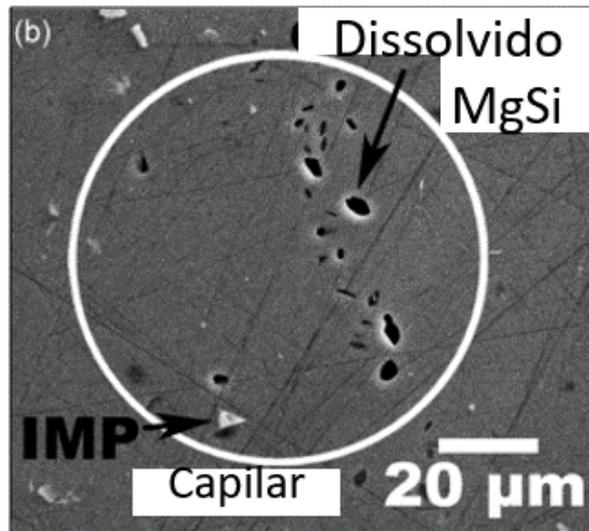
As análises realizadas no trabalho, também identificaram que a velocidade de corrosão pode variar ao longo da realização do ensaio. Foi identificada a ocorrência de corrosão localizada logo nos primeiros minutos de ensaio eletroquímico, que diminuiu com o passar do tempo do ensaio. A redução da velocidade de corrosão pode estar relacionada com os processos de passivação, mesmo após a ruptura do filme passivo e dissolução ativa da amostra, como também reporta Ezuber *et al* (2007).

Outra informação obtida através desse ensaio, é que compostos intermetálicos que contenham Fe permaneceram inativos durante o tempo inicial de ensaio de corrosão, fazendo com que ligas de alumínio com maiores concentrações de Fe sejam mais resistentes à corrosão intergranular por apresentarem células refinadas que são mais resistentes a corrosão (OSÓRIO *et al*, 2010).

A

Figura 8 mostra a superfície de uma região da liga Al-Mg-Si após exposição a ambiente corrosivo e estabilização do Potencial de Circuito Aberto, onde se verifica dissolução do precipitado MgSi decorrente da corrosão localizada e da presença de intermetálico de Fe (denominado como IMP na imagem).

Figura 8 – Imagem obtida por MEV da liga Al-Mg-Si após estabilização do PCA



Fonte: adaptado de Eckermann *et al* (2008)

Braun (2006) estudou a microestrutura e comportamento corrosivo das ligas de alumínio 6061 e 6013 na forma de chapas, com tratamento térmico de envelhecimento. Os potenciais de corrosão de ambas as ligas foram modificados, mais ativos do que sem tratamento desta espécie. Com um ensaio de imersão em solução de peróxido de cloro, a liga 6061 apresentou corrosão intergranular e pites nos tratamentos T4 e T6. Na liga 6013, por outro lado, houve corrosão intergranular e envelhecimento artificial, sendo que, quando naturalmente envelhecida, houve apenas presença de pites. No estudo, as duas ligas foram resistentes à corrosão sob tensão.

Kairy *et al* (2017) também investigou a corrosão intergranular em ligas da série 6XXX, além de também monitorar a dureza. Foi possível relacionar a influência da composição da liga, em função de Si, proporção de Mg e teor de Cu, além do tipo de tratamento térmico (tempo e temperatura) com modificações na microestrutura com corrosão intergranular, microdureza e estabilidade térmica.

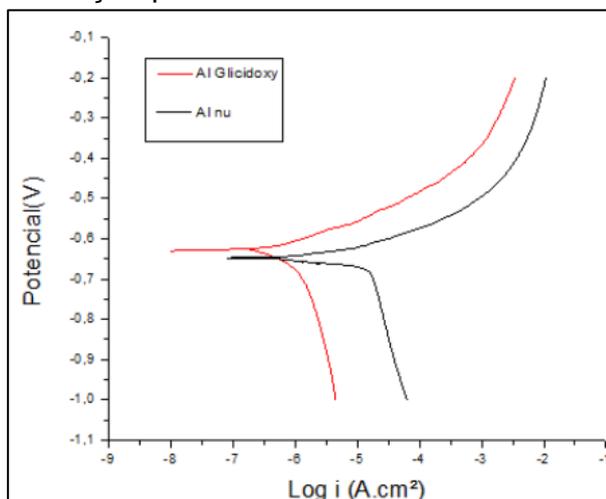
Em ligas que continham cobre, com tratamento térmico envelhecido naturalmente, foi predominante a presença de pites, o que não ocorreu em ligas livres de cobre. Quanto a corrosão intergranular, a incidência ocorre em ligas com maior concentração de cobre, sendo que, em ligas envelhecidas, este tipo de corrosão era praticamente suprimido pela corrosão por pites.

Um estudo avaliou a resistência à corrosão de ligas de alumínio 6060 e 6082, através de simulações de chuva ácida. Foram realizadas medições eletroquímicas das amostras, bem como exposição delas a chuva ácida, que possuía elementos químicos agressivos para o filme protetor do alumínio, tais como H_2SO_4 e $NaCl$. Foram realizadas análises com MEV e EDS, mostrando que a liga 6060 apresentou pites na superfície, porém em menor quantidade, quando comparada com a liga 6082. Este resultado relacionou-se também com os compostos intermetálicos de cada liga, sendo que a 6082 possui maior concentração de Mg (GERENGI *et al*, 2015).

É importante avaliar a corrosão das ligas a partir de técnicas eletroquímicas, a fim de verificar o comportamento catódico e anódico dessas ligas, como meio de identificar o comportamento corrosivo, determinar o potencial de corrosão, em determinadas condições.

Arrussul (2015) avaliou as curvas de polarização potenciodinâmicas de uma amostra de alumínio AA6060-T5 com e sem revestimento, imerso em solução de $0,05 \text{ mol.L}^{-1}$ de $NaCl$, durante 15 minutos, obtendo as curvas exibidas na Figura 9.

Figura 9 - Curvas de polarização para alumínio AA6060-T5 com e sem revestimento.



Fonte: ARRUSSUL, 2015.

A amostra de alumínio AA6060-T5, a mesma utilizada neste trabalho, sem revestimento, mostrou potencial de corrosão (E_{corr}) de $-0,65 \text{ v}$ e densidade de corrente (i_{corr}) de $7,9 \times 10^{-5} \text{ A/cm}^2$. Potenciais (V) mais negativos mostram uma tendência a corrosão. Mas a velocidade de corrosão é determinada a partir da densidade de

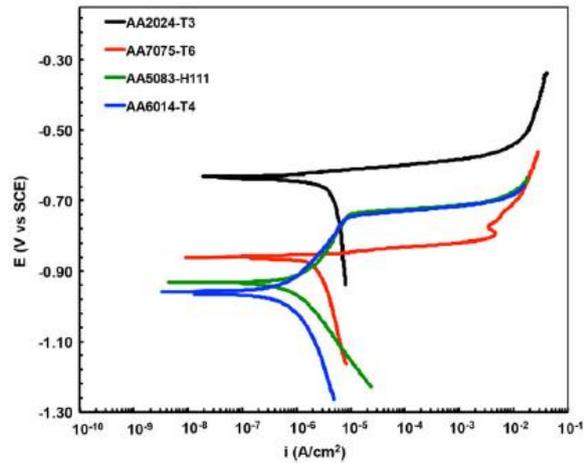
corrente, sendo que quanto maior a densidade de corrente registrada, mais rápido ocorrerá o processo de corrosão (OLIVEIRA, 2006; ARRUSUL, 2015).

É possível comparar as curvas de polarização potenciodinâmicas de diferentes ligas de alumínio, em um estudo realizado por Visser *et al* (2019), analisadas em eletrólito de 3,5% de NaCl. Na Figura 10, nota-se que o alumínio AA6014-T4 possui potencial de corrosão (E_{corr}) menos nobre (mais negativo) em comparação com os demais. Na região anódica da curva de potencial, ambas as ligas AA6014-T4 e AA5083-H111 mostraram quebra da película passiva e determinação de potencial de pite, enquanto as ligas AA2024-T3 e AA7075-T6 mostraram, na região anódica, dissolução ativa até a passivação, além de potencial de corrosão mais nobre (mais positivo).

O potencial de pite (E_{pit}), quanto mais positivo, indica que o material possui maior resistência à corrosão por pites. As ligas AA6014-T4 e AA5083-H111 apresentaram valor distinto de E_{pit} , enquanto as ligas AA2024-T3 e AA7075-T6 obtiveram o valor de E_{pit} igual ao E_{corr} . Desta maneira, o trabalho demonstra que é possível identificar que, com base no aumento da atividade eletroquímica e os potenciais apresentados, a liga AA2024-T3 possui menor sensibilidade à corrosão quando comparada as demais ligas estudadas nesse trabalho.

Ressalta-se que as ligas da série 5XXX e 6XXX escolhidas no trabalho de Visser *et al* (2019) são mais resistentes à corrosão, quando comparadas as demais, porém também apresentaram corrosão localizada após 168 horas de exposição, com ensaio de corrosão por névoa salina (ASTM B117).

Figura 10 - Curvas de polarização potenciodinâmicas de diferentes ligas de alumínio em solução de 3,5% de NaCl.

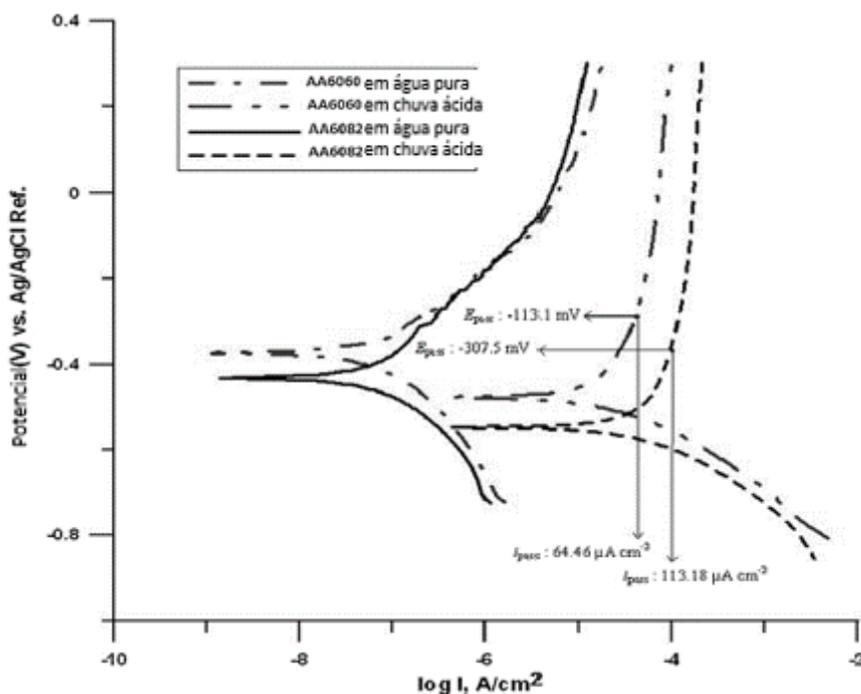


Fonte: VISSER *et al*, 2019.

Gerengi *et al* (2015) analisou as curvas potenciodinâmicas de polarização para ligas AA6060 e AA6082 em água e chuva ácida, onde apresentaram comportamentos semelhantes. Na Figura 11, é possível identificar a influência do eletrólito na resistência a corrosão das ligas. Em meio contendo solução simulando chuva ácida, composta por 0,032 H₂SO₄, 0,015 HNO₃, 0,128 Na₂SO₄, 0,0084 NaNO₃, 0,0336 NaCl e 0,0184 (NH₄)₂SO₄ (concentração em g/L em água), ambas ligas apresentaram valores mais negativos de potencial, ou seja, são mais propícias a iniciar um processo de corrosão.

Neste meio, a densidade de corrente foi mais positiva para as duas ligas, o que indica que a velocidade de corrosão é maior. Ambas as ligas indicaram dissolução ativa e posterior passivação, como também verificado na pesquisa de Visser *et al* (2019), para as ligas da série 5XXX e 6XXX, que é um comportamento esperado em ligas de alumínio (LIU *et al*, 2013; Kaewmaneekul *et al*, 2013).

Figura 11 - Curvas de polarização potenciodinâmicas para ligas AA6060 e AA6082 em água pura e chuva ácida.



Fonte: adaptado de GERENGI *et al*, 2015.

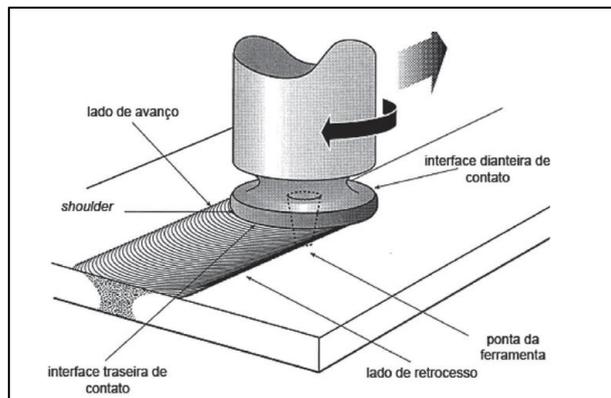
2.3 Processo de soldagem por fricção e mistura mecânica (FSW)

Com a necessidade de utilizar ligas de alumínio na indústria automotiva e aeroespacial, os processos de fabricação também passaram por modificações para atender os requisitos desses tipos de materiais. Ligas de alumínio possuem dificuldade na soldagem convencional por fusão, por possuir uma camada de óxido (Al_2O_3) refratária, com alto ponto de fusão e alta dureza. Além disso, apresenta porosidade, que pode reter umidade e inclusões que podem contaminar o cordão de solda. Assim, foi necessário adaptar esse tipo de processo, tendo em vista que soldagem é essencial na união de peças nesses segmentos da indústria (GARCIA, 2016).

O processo FSW é um processo de soldagem que não envolve fusão e não requer adição de outro metal, evitando os problemas que poderiam surgir com a utilização de técnicas convencionais, como trincas e porosidade (ASSIS, 2017). O desenvolvimento desta tecnologia é datado de 1991, sendo patenteado por Thomas Wayne, no The Welding Institute, Reino Unido (EUA Patente Nº PCT/GB92/02203, 1991).

Nesse tipo de solda, as peças a serem unidas são fixas em um dispositivo e são mantidas pela pressão de forjamento. A realização da solda é feita por uma ferramenta não consumível, de formato cilíndrico, com um pino com determinado perfil que, através de movimento de rotação, penetra na junta, ocasionando um furo na peça. Com esta ação, há um aumento de temperatura das peças, em função da pressão de forjamento normal, bem como o cisalhamento da ferramenta não consumível nas peças a serem soldadas. Assim, forma-se uma zona de metal “amolecido”, ou zona plástica. A partir do movimento de rotação e as transformações decorrentes do processo, é obtido o cordão de solda a partir da extrusão do material na zona plástica (ASSIS, 2017; AITA, 2017).

Figura 12 - Desenho esquemático do processo FSW.



Fonte: adaptado de Thomas & Nicholas, 1997.

Na

Figura 12 observa-se o desenho esquemático do processo FSW, mostrando que a ferramenta é composta por duas partes: ombro e pino, sendo que o ombro gera calor e restringe a quantidade de material e o pino é responsável pela mistura mecânica entre as chapas. Além disso, nota-se que com o movimento rotacional da solda FSW existe o lado de avanço e retrocesso, que reflete em uma assimetria na solda. O lado do avanço corresponde ao lado da solda para o qual o movimento de deslocamento da peça é o mesmo da rotação da ferramenta. O lado onde o movimento de deslocamento é oposto à rotação, é denominado de lado do retrocesso, região onde é extrudada a maior parte de material (ASSIS, 2017).

Neste tipo de processo, o controle de parâmetros é essencial para que a solda tenha qualidade. Deve-se trabalhar com uma velocidade de rotação e avanço da

ferramenta adequados, geometria da ferramenta, profundidade de penetração do pino e ângulo de inclinação (FIORAVANTI, 2008; KUMAR & MILTON, 2016; SANTOS, 2018).

Em metais não ferrosos, o processo FSW é cada vez mais utilizado, pois além de permitir a união de materiais com baixo ponto de fusão, não necessita de metal de adição, não necessita de gás de proteção e não é necessário preparar as peças anteriormente. O que ainda impede o processo de ser amplamente utilizado é a falta de dados na literatura, visto que o processo é recente quando comparado aos processos de soldagem convencionais (BERGMANN *et al*, 2016).

Nas ligas de alumínio da série 6XXX, a investigação de parâmetros ótimos para o processo tem mostrado resultados promissores. Santos *et al* (2018) investigou parâmetros para a liga de alumínio AA6060-T5, realizada em um CNC, obtendo combinação ótima de velocidade de rotação e avanço, através da avaliação da microdureza das regiões da solda, inspeção visual e macrografias.

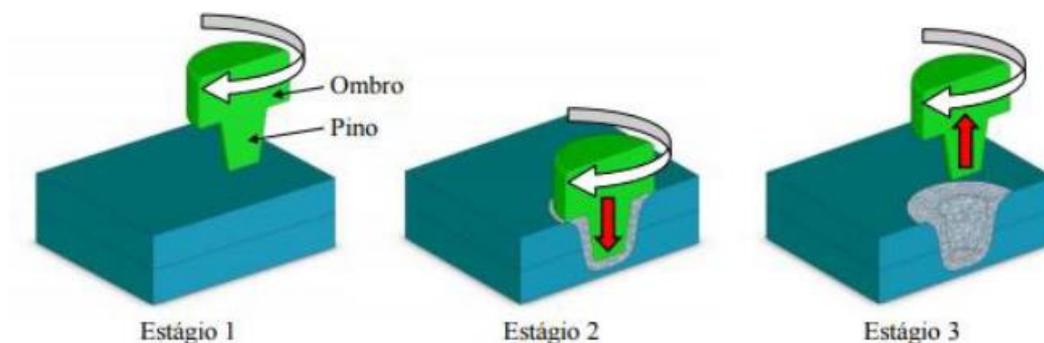
2.4 Processo de soldagem ponto por fricção e mistura (FSSW)

O processo FSSW é uma tecnologia relativamente desenvolvida pela *Mazda Motor Corporation*, no Japão (FERNANDES, 2016) derivada do processo FSW, que realiza uma união pontual entre dois elementos metálicos de forma sobreposta (AWANG e DAVID, 2005; AITA 2017). É um processo de união que apresenta melhor desempenho e vantagens quando comparado a processos comuns no mercado, como soldagem por resistência elétrica, largamente utilizado na indústria automotiva.

A principal diferença entre o processo FSW para o FSSW é o movimento transversal da ferramenta, uma vez que no processo FSSW não há movimento da ferramenta ao longo da peça. Neste caso, forma-se um botão de solda, através da rotação da ferramenta em contato com as peças a unir (AWANG e DAVID, 2005).

O processo de soldagem FSSW possui três estágios distintos: rotação da ferramenta, penetração e retirada (AWANG e DAVID, 2005, ROSENDO, 2009). A Figura 13 exibe um desenho esquemático ilustrando as características do processo.

Figura 13 – Estágios da soldagem FSSW.



Fonte: ROSENDO (2009).

Os estágios da soldagem determinam os parâmetros de todo o processo. No estágio 1, a ferramenta gira a uma rotação determinada que se mantém a mesma durante todo o processo. Nessa etapa, ainda não há contato da ferramenta com a peça. No estágio 2, a ferramenta entra em contato com as peças a serem soldadas, mantendo a rotação definida e também a uma profundidade determinada. No estágio 3, a ferramenta retorna à posição inicial, encerrando o processo. É bastante usual a implementação de um tempo de permanência (*dwell time*) da ferramenta entre os estágios 2 e 3.

Os parâmetros controláveis do processo geram efeitos na solda, por essa questão devem ser estudados e monitorados. A aparência da solda é fortemente relacionada à adequada especificação de parâmetros de processo. A união entre as chapas (dispostas de forma sobreposta) depende da adequada mistura do material das chapas. A eficácia da mistura depende dos parâmetros de processo, sendo que os principais são: de velocidade de rotação, profundidade de penetração, taxa de penetração e tempo de permanência. O aporte de calor no processo é fortemente afetado pela velocidade de rotação e pelo tempo de permanência (PICOLLO, 2014; FERNANDES, 2016).

A união ocorre a uma temperatura abaixo da temperatura de fusão dos materiais sendo unidos. Devido à alta pressão que a ferramenta aplica sobre as peças que serão soldadas e o aumento da temperatura no local, ocorre a inter-difusão do material a nível atômico. A mistura, que ocorre nas direções circunferencial e axial (em relação ao eixo da ferramenta), forma o botão de solda característico do processo (AWANG, 2005, AITA, 2017).

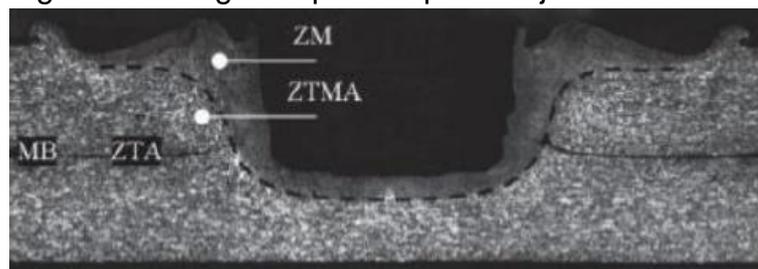
2.4.1 Metalurgia do Processo FSSW

Assim como os processos de soldagem convencionais, o processo FSSW também interfere nas características metalúrgicas dos materiais que, conseqüentemente, influenciam nas propriedades mecânicas do material, bem como na qualidade da junta soldada.

O calor gerado durante a rotação da ferramenta eleva a temperatura, amolecendo os materiais, facilitando a deformação plástica. O resultado são zonas com microestruturas e características metalúrgicas distintas na junta soldada que variam dependendo da temperatura atingida e intensidade da deformação plástica (AWANG, 2005).

No processo FSSW, observam-se três zonas bastante características: zona de mistura (ZM), zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA) e zona termicamente afetada (ZTA). Considera-se também o metal base (MB) para efeitos de identificação nas macrografias (AWANG, 2005; AITA 2017). Na Figura 14 é possível observar a macrografia da sessão transversal de uma solda FSSW, onde se vê cada uma das zonas da solda.

Figura 14 - Macrografia das regiões que compõem a junta soldada FSSW.



Fonte: CAMPANELLI *et al*, 2011.

A zona de mistura (ZM) é a região mais próxima da ferramenta durante o processo de soldagem. Apresenta grão muito finos devido à recristalização decorrente da alta temperatura e intensa deformação plástica sobre o material nesta zona.

A zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA) é adjacente à zona de mistura. O material experimenta deformação plástica, porém não ocorre recristalização, e microestrutura também tem alterações decorrentes da temperatura. Nessa região, os grãos são alongados e “acompanham” o sentido do fluxo do material. A Figura 15

mostra detalhes da microestrutura das várias zonas da solda, segundo Campanelli (2012). É de fundamental importância a compreensão das diferenças entre as microestruturas das zonas da solda, pois influenciam diretamente nas propriedades mecânicas da junta.

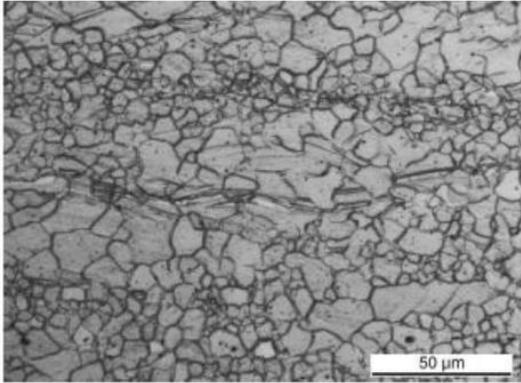
Na Figura 15(a), observa-se o metal base (MB). A região não apresenta alterações microestruturais referente ao processo pois é uma região que não sofre influência da temperatura por estar mais distante da região soldada. Também não ocorre deformação plástica. As características da microestrutura, neste caso, são resultados de processos anteriores à soldagem, como tratamento térmico da liga (ROSENDO, 2009, CAMPANELLI 2012).

Na Figura 15(b), se vê a zona termicamente afetada (ZTA), onde a temperatura causa alterações microestruturais no material, porém não há deformação plástica. Os grãos nessa região são similares ao material base pois houve apenas influência da temperatura na região, podendo haver recuperação da microestrutura, por exemplo.

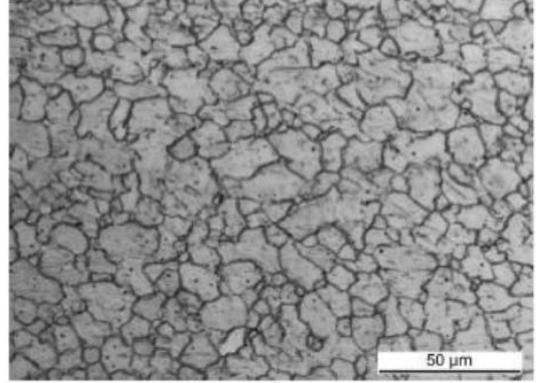
A ZTMA é mostrada na Figura 15(c). Há alterações microestruturais em decorrência da temperatura e o material também sofre deformação plástica. Contudo, nesta zona a temperatura não é suficiente para promover recristalização da estrutura. Observa-se alongamento dos grãos em uma direção, além de deformação, quando comparados ao MB e ZTA (ROSENDO *et al*, 2011).

A zona de mistura pode ser observada na Figura 15c e Figura 15d. É possível observar o refino de grão nessa região, causado pela combinação de intensa deformação plástica e alta temperatura. Nessa região é onde ocorre a união das chapas de forma mais efetiva (CAMPANELLI, 2012).

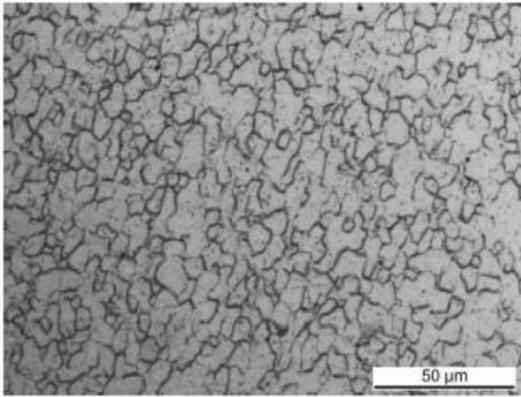
Figura 15 – Imagens obtidas por microscopia óptica da zona de solda de uma liga AZ31: a) MB, (b) ZTA, (c) ZTMA, (d) ZM superior, (e) ZM inferior



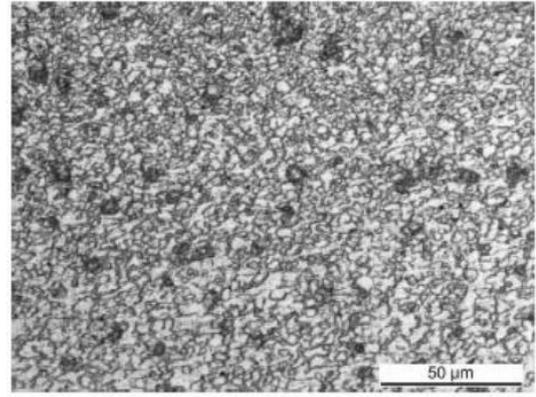
(a)



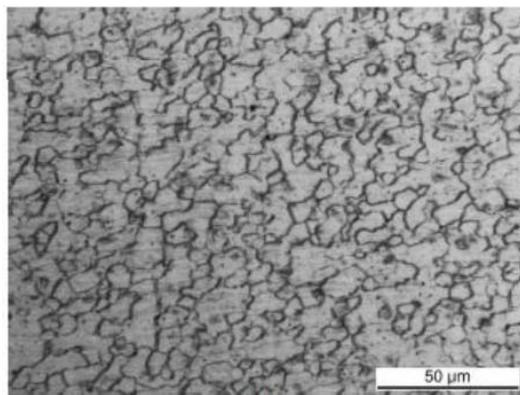
(b)



(c)



(d)



(e)

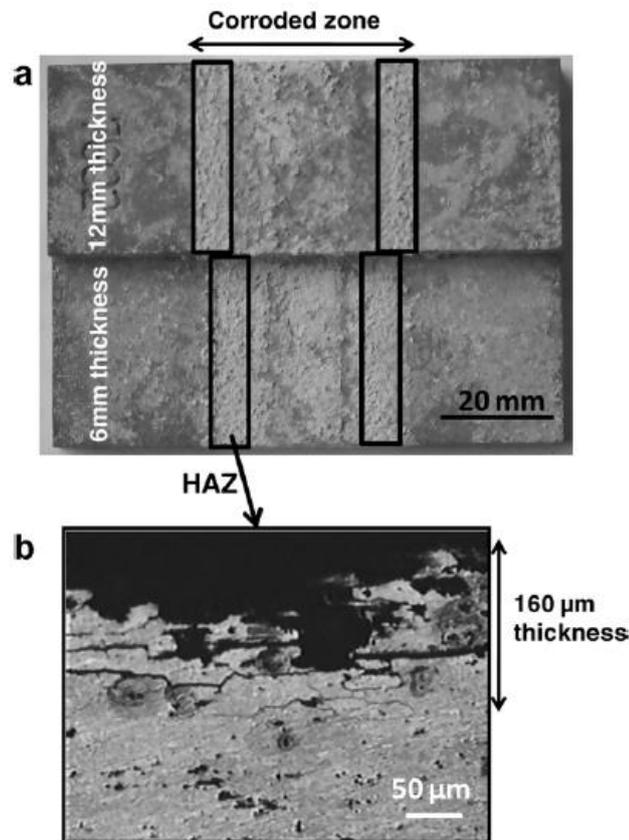
Fonte: CAMPANELLI, 2012.

2.5. Corrosão nos Processos de Soldagem por Fricção

Bousquet *et al* (2011) investigou a relação entre corrosão, microestrutura e microdureza de liga de alumínio AA2024-T3 soldada pelo processo FSW através de ensaio de corrosão intergranular (ASTM G110). Foi estudado o comportamento eletroquímico da solda a partir de medições do potencial de circuito aberto local.

As macro e micrografias obtidas após o ensaio de corrosão intergranular mostraram que a zona afetada pelo calor (ZTA) sofreram maior corrosão quando comparadas às demais regiões da solda, como mostra a Figura 16.

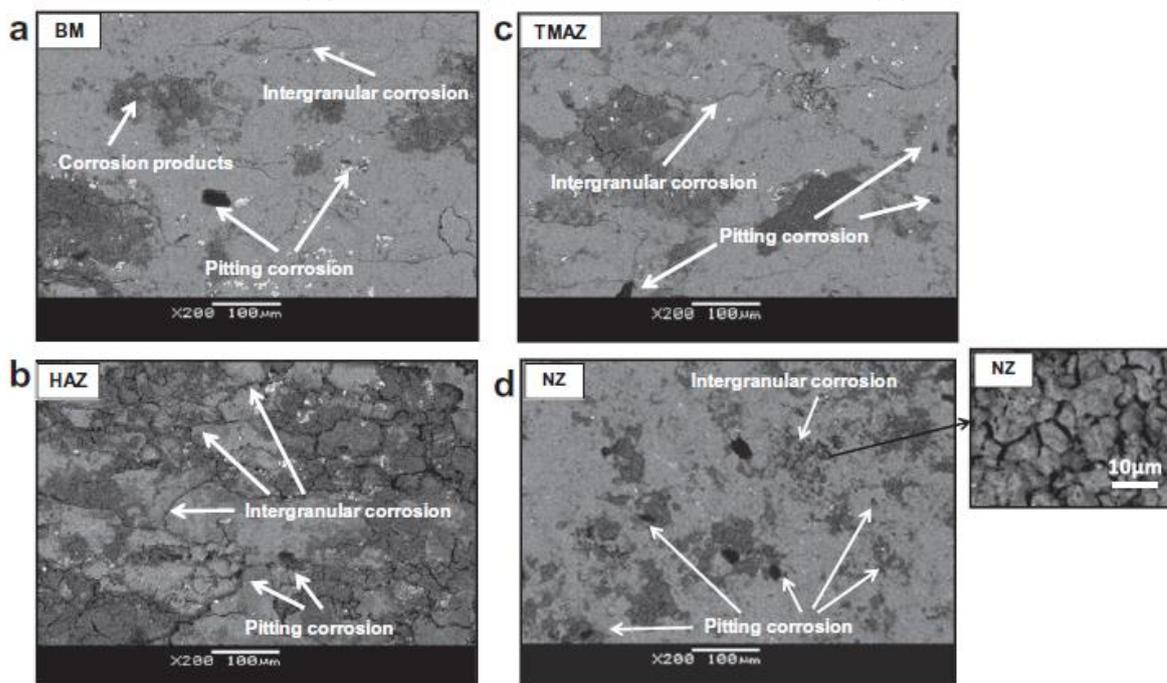
Figura 16 - (a) ZTA corroída (b) profundidade da corrosão intergranular na região afetada.



Fonte: BOUSQUET *et al*, 2015.

Apesar de ter sido realizado ensaio de corrosão intergranular, foi possível identificar a formação de pites na estrutura, em praticamente todas as regiões da solda. As imagens da Figura 17 obtidas por Microscópio Eletrônico de Varredura, mostram a presença de pites em todas as regiões da solda, sendo a ZTA a região mais afetada.

Figura 17 - Imagens obtidas das regiões de solda (a) metal base (b) Zona termicamente afetada (c) zona termo-mecanicamente afetada (d) zona de mistura



Fonte: BOUSQUET *et al*, 2015.

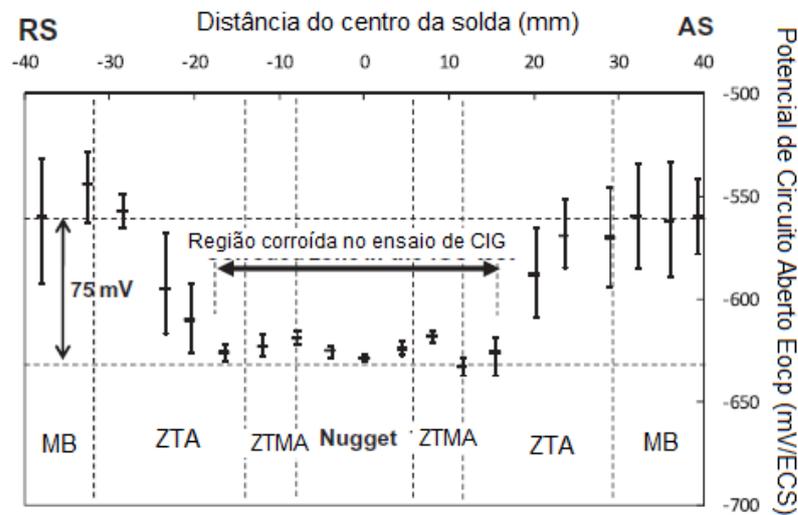
Para compreender porque a região foi afetada, foi necessário realizar o ensaio eletroquímico em cada região da solda. Na avaliação do potencial de circuito aberto de cada região, houve variação significativa do PCA na ZTA, indicando que naquela região estava ocorrendo maior incidência de corrosão por pites. Caso o PCA se mantenha estável, é indicativo de reatividade homogênea da superfície. Na Figura 18 são exibidos os valores de PCA para cada região da solda

Lumsden *et al* (2003) estudou o comportamento corrosivo de ligas de alumínio AA7050-T7651 soldadas pelo processo FSW, avaliando isoladamente cada região da junta soldada através de curvas de polarização potenciodinâmicas. Os potenciais foram comparados com o metal base. O ensaio utilizou solução de 3,5% de NaCl para realizar os ensaios. A zona de mistura e a ZTA foram as regiões que obtiveram os potenciais de corrosão mais negativos e maior ocorrência de corrosão por pite e intergranular.

Zhang *et al* (2017) investigou o comportamento corrosivo de juntas dissimilares de uma liga de alumínio 6082 e aço galvanizado DP600 soldadas pelo processo FSSW com ferramenta sem pino (*Keyhole-free Friction Stir Spot Welding*). As análises foram feitas a partir de testes de imersão e análises eletroquímicas. O trabalho

evidenciou que apenas a liga de alumínio sofreu corrosão por esfoliação e pites, sendo a última em maior quantidade, enquanto o aço permaneceu sem corrosão. Na análise eletroquímica foram avaliadas as curvas de potencial da junta dissimilar, indicando a zona termicamente afetada (ZTA) com menor resistência à corrosão e a zona do *nugget*/mistura (ZN/ZM) a região mais resistente (42Figura 19).

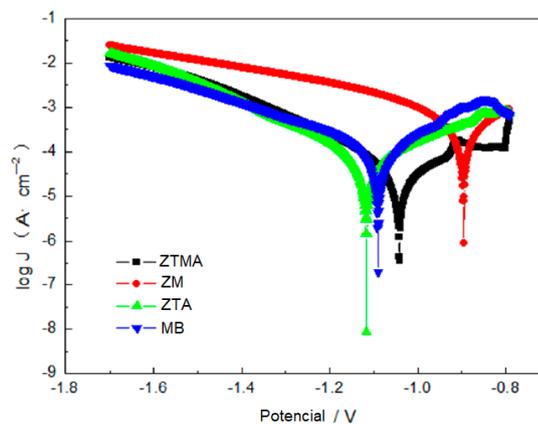
Figura 18 - Medições de PCA local em regiões da solda, os traços verticais representam os desvios médios das medições.



Fonte: adaptado de BOUSQUET *et al*, 2015.

Esses trabalhos mostram que é evidente a necessidade de se investigar isoladamente o comportamento eletroquímico, tendo como base as modificações microestruturais, mudanças no contorno de grão, precipitados, entre outros.

Figura 19 – Curvas potenciodinâmicas das diferentes regiões da junta dissimilar da liga AA6082 e aço galvanizado DP600 em solução de 3,5% de NaCl.



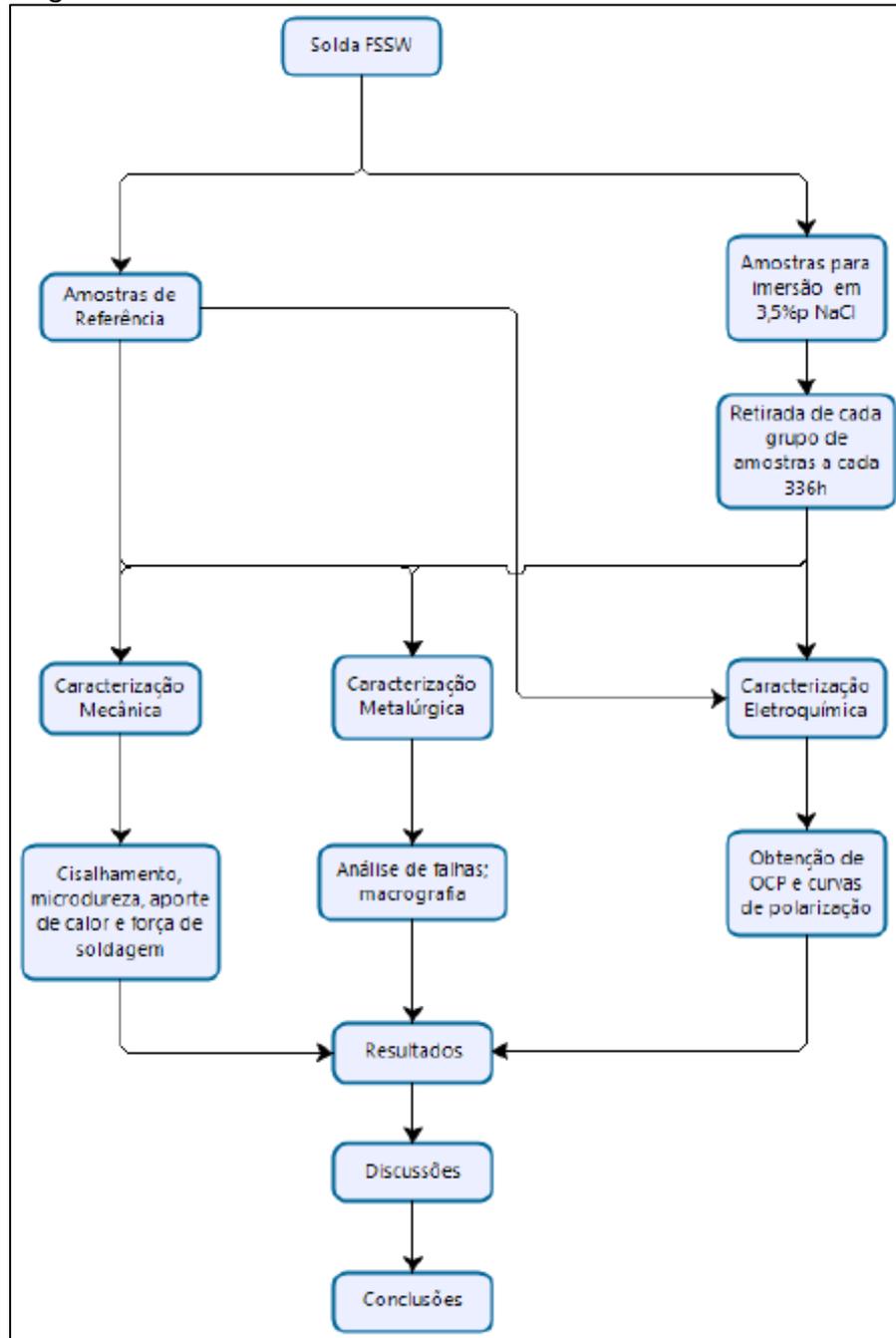
Fonte: adaptado de ZHANG *et al*, 2017.

3 METODOLOGIA

Neste capítulo será apresentada a metodologia realizada e os métodos e procedimentos adotados para o desenvolvimento do trabalho.

A metodologia do trabalho seguiu o fluxograma da Figura 20.

Figura 20 - Fluxograma de atividades.

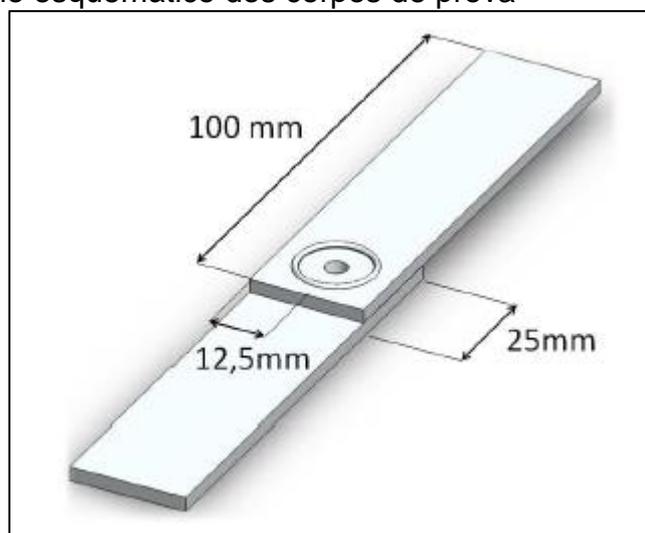


Fonte: autoria própria.

3.1 Material das amostras

Utilizou-se chapas de liga de alumínio 6060-T5, com 3,2 mm de espessura, 100 mm de comprimento e 25 mm de largura. Os corpos de prova produziram-se na forma de juntas sobrepostas, com sobreposição de 20 mm, conforme Aita (2017), baseados na norma ISO 14273:2002 “*Specimens Dimensions and Procedure for Shear Testing Resistance Spot, Seam and Embossed Projection Welds*”. A Figura 21 mostra um desenho esquemático dos corpos de prova.

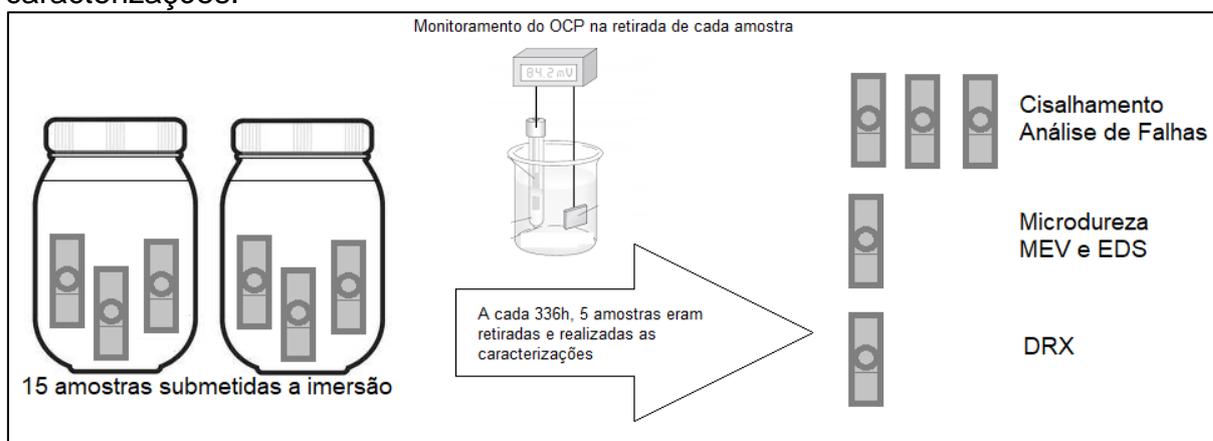
Figura 21 – Desenho esquemático dos corpos de prova



Fonte: Aita (2017).

Para os ensaios e caracterizações indicadas no fluxograma de atividades da Figura 20, foram produzidos 20 corpos de prova. Organizou-se quatro grupos com cinco amostras cada, sendo um dos grupos servindo de referência (que não foi submetido a ensaio de corrosão) e três grupos submetidos a corrosão por imersão em eletrólito. Cada grupo de amostras foi identificado como: 0h, 336h, 672h e 1008h, em referência ao tempo de imersão no eletrólito. A Figura 22 exibe um desenho esquemático das configurações do ensaio, distribuição dos corpos de prova de acordo com os ensaios e caracterizações realizadas para obtenção dos resultados.

Figura 22 - Desenho esquemático da distribuição dos CPs conforme ensaios e caracterizações.



Fonte: autoria própria.

A Tabela 3 apresenta a composição química da liga utilizada oriunda do mesmo lote caracterizado por Aita (2017).

Tabela 3 - Composição química da liga AA6060-T5 (metal base) - % em peso

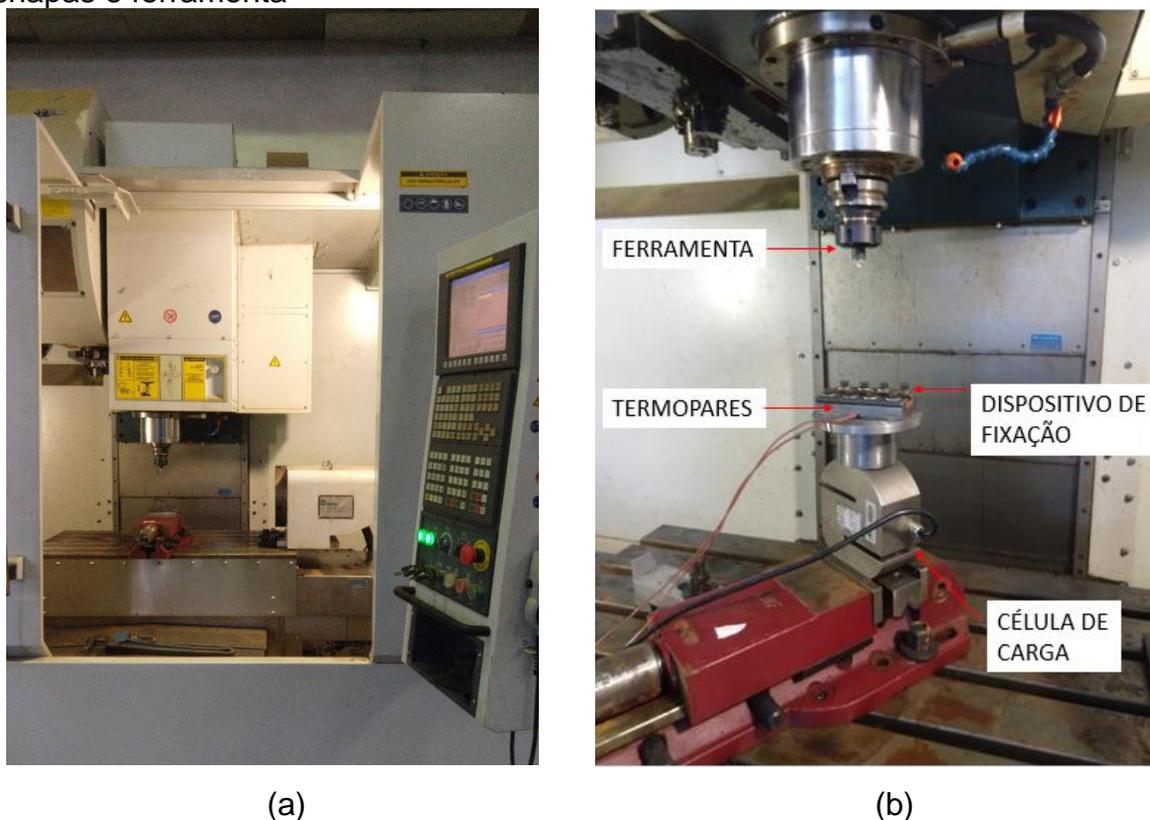
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al	Outros
0,45	0,19	0,06	0,08	0,53	0,003	0,01	0,03	98,52	0,02

Fonte: AITA, 2017.

3.2 Equipamento e parâmetros de soldagem

As soldas foram realizadas em um centro de usinagem CNC Romi D800 da UNIPAMPA, conforme mostra a Figura 23. Foi utilizado um sistema de fixação das chapas, como mostra o detalhe na Figura 23 (b).

Figura 23 - (a) Centro de usinagem CNC (b) Montagem do sistema de fixação das chapas e ferramenta



Fonte: autoria própria.

Para realização das soldas, adotou-se os parâmetros ótimos, em termos de propriedades mecânicas, estabelecidos no estudo prévio realizado por Aita (2017), conforme mostra a Tabela 4.

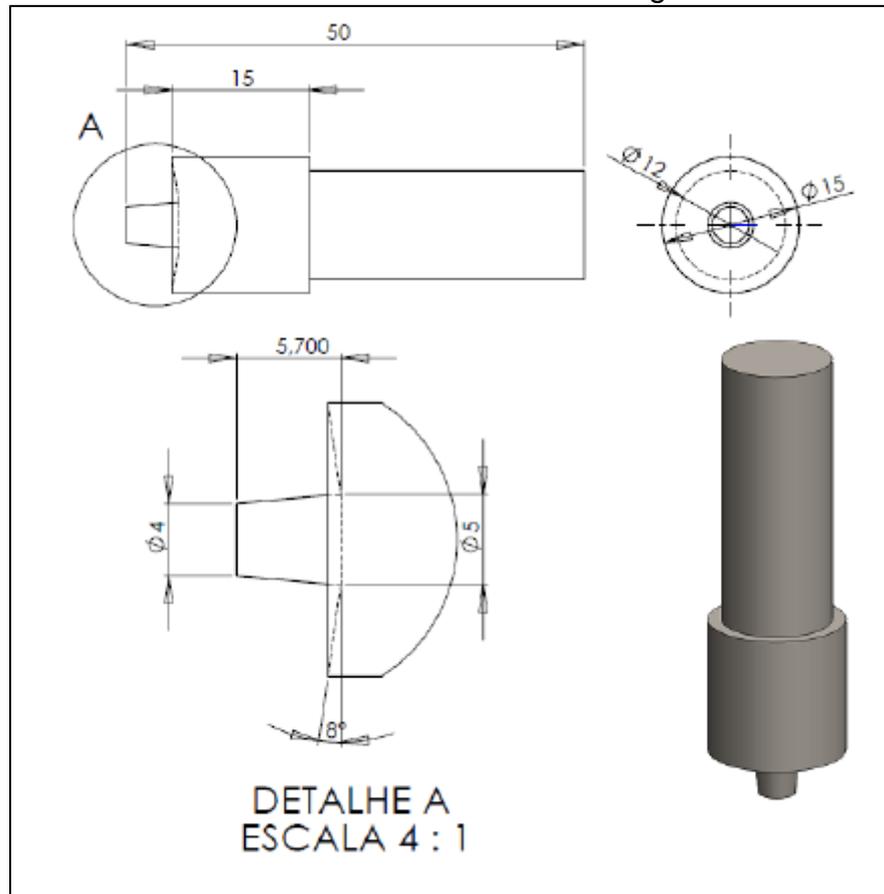
Tabela 4 – parâmetros do processo FSSW utilizados no trabalho.

Parâmetros	
Velocidade de rotação	1500 RPM
Velocidade de penetração	120 mm/min
Tempo de permanência	4 s

Fonte: adaptado de Aita, 2017.

A ferramenta de soldagem utilizada no processo foi fabricada em aço M2, com a geometria mostrada na Figura 24. A ferramenta foi tratada termicamente por têmpera em óleo e duplo revenido. Após o tratamento o material da ferramenta apresentou uma dureza de 65 HRC (AITA, 2017).

Figura 24 – Geometria e dimensões da ferramenta de soldagem.



Fonte: Aita, 2017.

Previamente ao processo de soldagem, as amostras foram limpas em ultrassom, por imersão em um Becker contendo acetona pura, como mostra a Figura 25. O processo de limpeza foi realizado por 20 minutos em temperatura ambiente.

Figura 25 - Limpeza das peças em banho de imersão e ultrassom



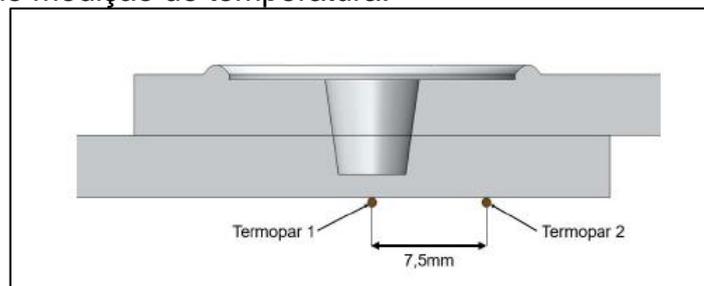
Fonte: acervo do autor

3.3 Monitoramento do processo de soldagem

Para garantir conformidade ao processo de soldagem, foi feito o acompanhamento dos ciclos de temperatura e força axial durante o processo.

A temperatura foi medida com termopares tipo J, posicionados em dois locais distintos da junta soldada, sendo um junto furo deixado pelo pino e o outro nas proximidades do ombro da ferramenta. A aquisição de dados foi feita através de um condicionador de sinais *HBM/Spider 8* controlado por computador utilizando o software *CatMan Easy*. Os dados foram coletados a uma taxa de aquisição de 50 Hz. A Figura 26 mostra esquematicamente os pontos de medição de temperatura.

Figura 26 – Pontos de medição de temperatura.



Fonte: Aita (2017).

A força axial de soldagem foi medida através do uso de uma célula de carga de 100 kN, mostrada na Figura 23(b). A aquisição dos dados também foi feita utilizando o condicionador *HBM/Spider 8*, no mesmo arranjo e configuração descritos anteriormente.

3.4 Ensaio de imersão em eletrólito de NaCl 3,5% em peso

O ensaio de imersão em eletrólito de NaCl, na concentração de 3,5%, foi realizado conforme metodologia descrita na norma ASTM G44 - *Standard Practice for Exposure of Metals and Alloys by Alternate Immersion in Neutral 3.5 % Sodium Chloride Solution*. A solução de cloreto de sódio, a esta concentração, simula água marinha e é um meio contendo cloretos, o que provoca corrosão no material utilizado neste trabalho.

Neste ensaio, as amostras foram completamente imersas, ficando exposta apenas a região da solda e as demais cobertas com fita galvanoplástica. A cada 336 horas, um grupo de 5 amostras foi retirado, para realizar a caracterização mecânica, metalúrgica e eletroquímica.

A solução do eletrólito foi preparada no Laboratório de Química e Metalografia da Universidade Federal do Pampa. A preparação consistiu em realizar a pesagem de NaCl em balança de precisão (Figura 28 (a)), sendo este posteriormente adicionado a água destilada e misturado em agitador magnético (Figura 28 (b)). Após finalizar a dissolução de NaCl em água, foi monitorado o pH para verificar se estaria dentro da especificação da norma ASTM G44, que determina que o valor esteja entre 6,4 a 7,2. Para o monitoramento do pH durante todo o ensaio, utilizou-se o Phâmetro T-1000 da empresa TEKNA, (Figura 27). O pH da solução permaneceu entre 6 e 7 durante todo o período de ensaio, 1008 horas.

Figura 27 - Medição de pH do eletrólito



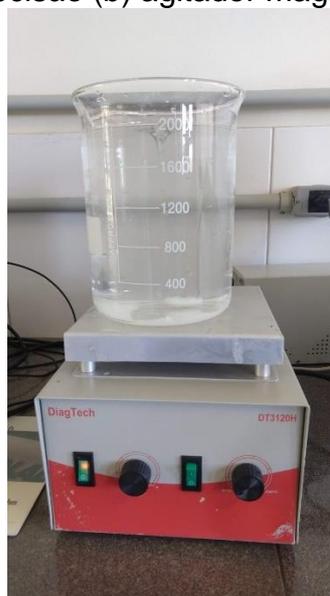
Fonte: autoria própria.

Ressalta-se que, enquanto as amostras não haviam sido submetidas ao ensaio de imersão, elas permaneceram em um dessecador à vácuo (Figura 28 (c)), de maneira a reduzir possível interações com o meio.

Figura 28 - (a) Balança de precisão (b) agitador magnético (c) dessecador à vácuo.



(a)



(b)

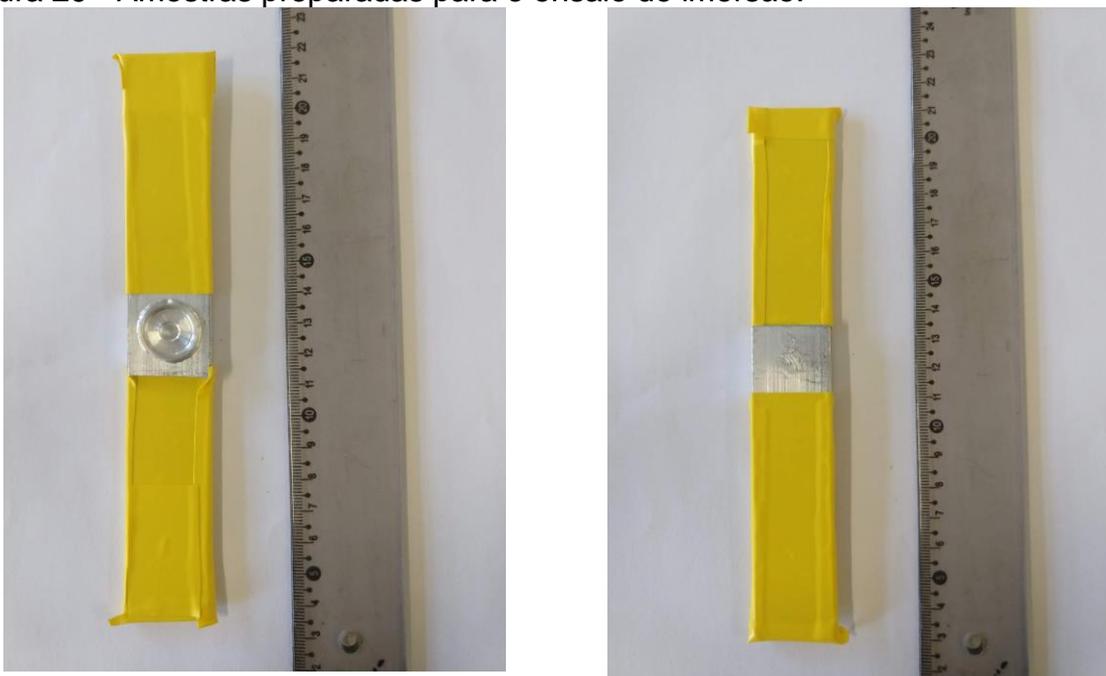


(c)

Fonte: acervo do autor

Após a preparação do eletrólito, as amostras submetidas ao ensaio de imersão foram preparadas utilizando fita galvanoplástica 470 da marca Scotch para expor apenas a região da solda aos efeitos da corrosão, conforme mostra a Figura 29.

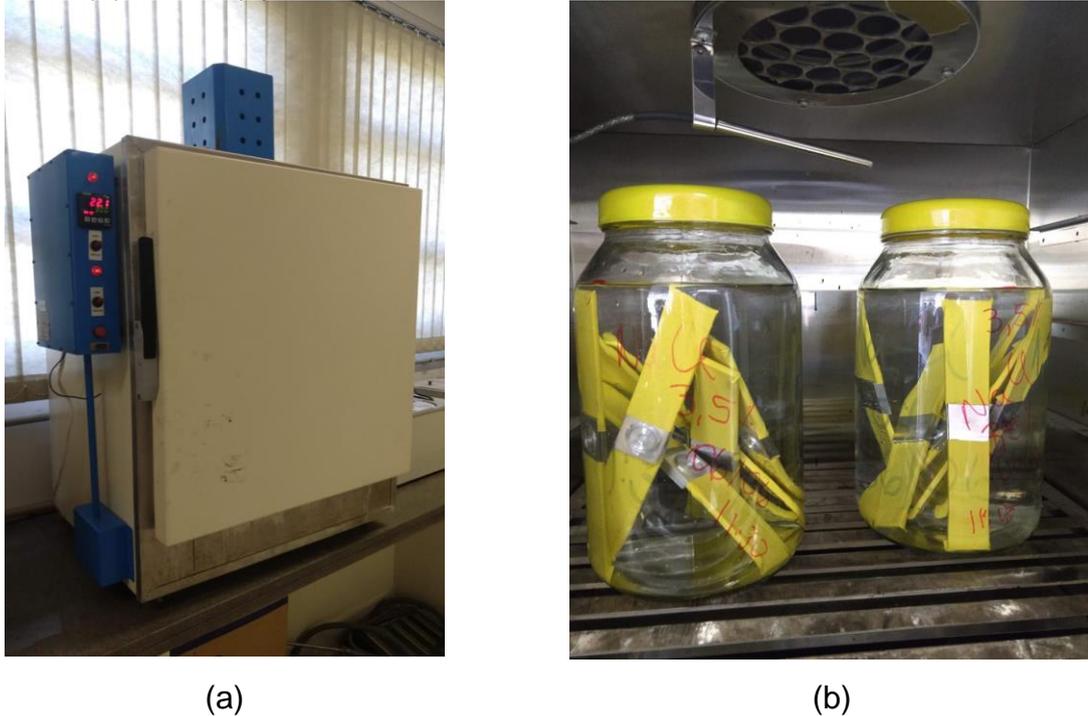
Figura 29 - Amostras preparadas para o ensaio de imersão.



Fonte: autoria própria.

As amostras foram armazenadas em dois recipientes de vidro de 3 litros, com tampa, como mostra a Figura 30(b). Apesar do recipiente estar fechado, não houve vedação que impedisse circulação de ar. Selecionou-se 15 amostras aleatoriamente para esse ensaio, sendo que 7 ficaram em um recipiente e 8 em outro. A fim de evitar variações consideráveis de temperatura, os recipientes com as amostras foram mantidos dentro de uma estufa Figura 30(a), com temperatura de 30°C durante todo o período de ensaio.

Figura 30 - (a) Estufa (b) amostras em imersão.



Fonte: autoria própria.

O tempo total de ensaio foi de 1008 horas, 42 dias. Cada grupo de amostras era retirado do recipiente a cada 336 horas, ou seja, 14 dias. A norma ASTM G44 não especifica a duração do ensaio, apenas pontua que deve ser observado o período entre 20 a 90 dias de ensaio, de acordo com as características da liga estudada. Portanto, para determinação do período de ensaio, conduziu-se ensaios preliminares, bem como consulta à literatura (RODRIGUES, 2012; BERTUOLI, 2014).

Dado o período estabelecido de ensaio para cada grupo de amostras, estas eram imediatamente limpas, conforme norma ASTM G1 - *Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens*. As amostras foram limpas com água destilada, sendo os produtos de corrosão removidos e as amostras imediatamente secas. Após a limpeza, observa-se e avalia-se em microscópio óptico a existência de produtos de corrosão a necessidade de repetir o processo.

3.5 Caracterização Mecânica

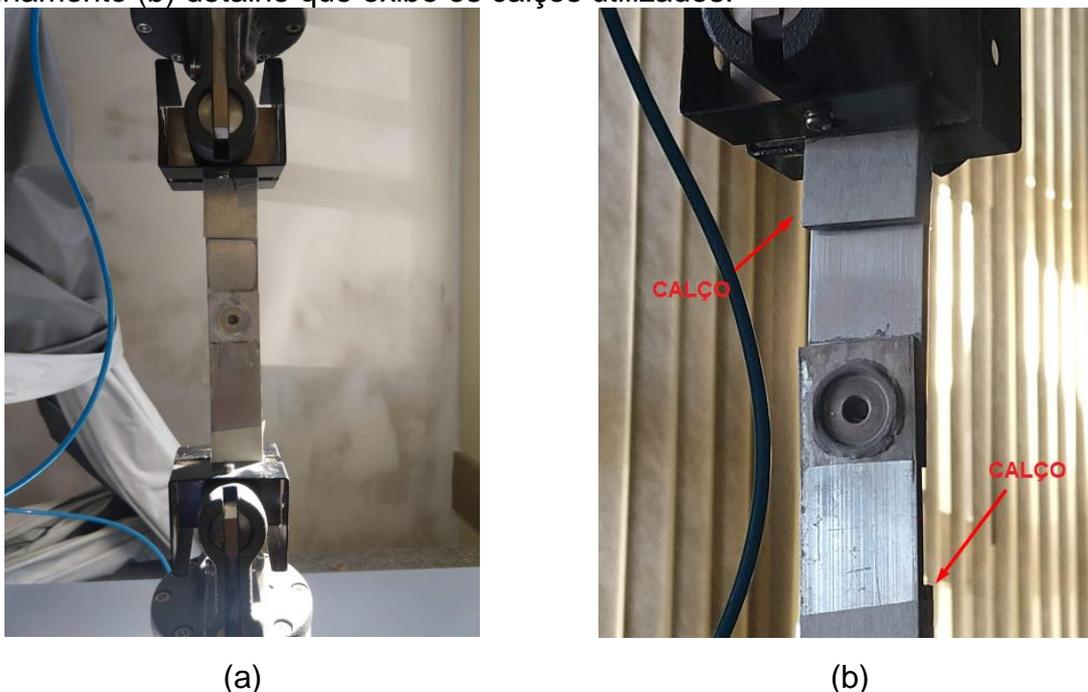
Para avaliar as propriedades mecânicas das juntas soldadas após o ensaio de imersão, elas foram submetidas a caracterizações mecânicas, metalúrgicas e

eletroquímicas, para verificar e comparar o desempenho mecânico após ação do meio corrosivo com amostras que não sofreram corrosão.

3.5.1 Ensaio de Cisalhamento

Para realização do ensaio de cisalhamento, foi utilizada a máquina universal de ensaios Shimadzu AGS-X 5kN, conforme mostra a Figura 31. A velocidade do ensaio foi de 0,5 mm/min. Para garantir o alinhamento das amostras à máquina durante o ensaio foram utilizados calços, de espessura idêntica às chapas, entre as garras da máquina e a amostra.

Figura 31 - Ensaio de cisalhamento: (a) amostra posicionada para ensaio de cisalhamento (b) detalhe que exhibe os calços utilizados.



Fonte: autoria própria.

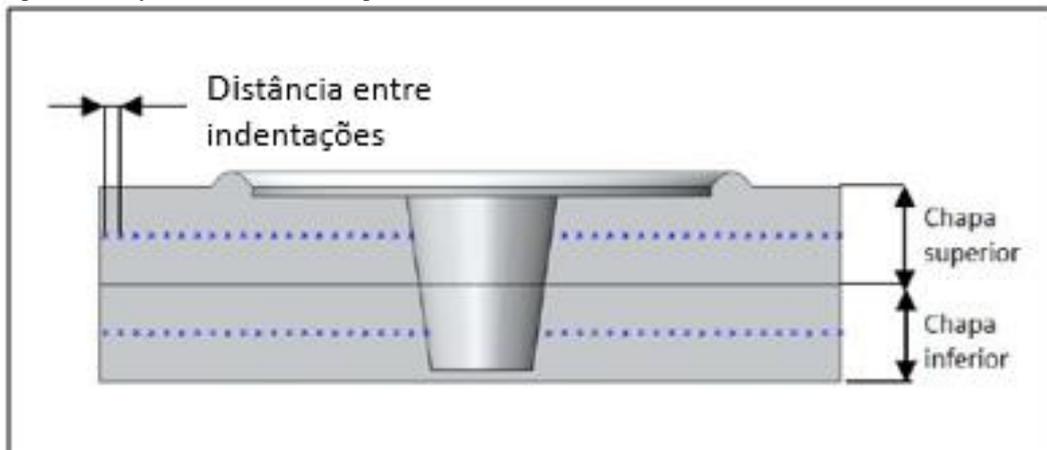
3.5.2 Dureza

A fim de verificar a possível interferência de processos de corrosão na dureza das juntas soldadas, foi avaliado o perfil de microdureza das amostras para cada intervalo de tempo: 0h, 336h, 672h e 1008h. A distância entre indentações foi estabelecida em três vezes o valor da diagonal base do indentador. As medições

foram feitas na chapa inferior e superior da junta, conforme mostra a Figura 32. O ensaio foi realizado no equipamento microdurômetro Buehler Micromet 6010 (

Figura 33), carga de 200g, tempo de aplicação de carga de 10s.

Figura 32 – Desenho esquemático da seção transversal da solda mostrando a distribuição dos pontos de medição.



Fonte: Aita (2017).

Figura 33 - Realização das medições de microdureza: (a) Micrômetro (b) amostra durante o ensaio.



(a)



(b)

Fonte: autoria própria.

3.6 Caracterização Metalúrgica

3.6.1 Análise de falhas

A fim de verificar o mecanismo de fratura das amostras rompidas no ensaio de cisalhamento, elas foram observadas no microscópio eletrônico de varredura. Este ensaio foi realizado nas dependências do Instituto Tecnológico de Aeronáutica, em São José dos Campos/SP, utilizando Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), TESCAN – Vega 3, equipado com detector de EDS Oxford, com as amostras dos diferentes intervalos de tempo de ensaio de imersão: 0h, 336h, 672h e 1008h. A análise teve por objetivo buscar correlação entre os mecanismos de falha e o nível de corrosão das amostras.

3.6.2 Difração de Raios-x

Para análise da composição das fases das amostras expostas em diferentes intervalos de tempo ao ensaio de imersão, bem como a amostra sem corrosão, foi feita análise por Difração de Raios-X (XRD), através do uso de um difratômetro com radiação da linha $K\alpha$ do Cu (Rigaku – Ultima IV), com geometria Bragg-Brentano. Foram definidos os seguintes parâmetros para o ensaio: Tempo de integração 1s, tensão e corrente nominal de 40/20 kV/mA e passo de 0,05 graus. O ensaio foi realizado no Campus Bagé da Universidade Federal do Pampa.

O ensaio foi realizado na região da zona de mistura da solda. Por questões dimensionais do equipamento, foi necessário que a amostra fosse seccionada nas dimensões 10x6 mm e a região fosse completamente plana.

3.6.4 Espectroscopia de Energia Dispersiva

De forma a analisar de maneira semiquantitativa a composição dos elementos químicos das amostras submetidas aos ensaios de corrosão, bem como a amostra de referência, foi usada a técnica de Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS). Essa análise, em conjunto com a técnica de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) permite identificar a presença dos principais elementos de liga (Al-Mg-Si) e alterações provenientes do processo de soldagem, quando comparado com a composição do metal base, bem como as alterações provenientes do processo de corrosão.

A norma ASTM E1508 regulamenta este ensaio e indica a técnica para análise de elementos que atendam os seguintes requisitos:

- 1) Peso atômico igual ou maior que o elemento Sódio (Na);
- 2) Tenham 0,1% ou mais de peso do elemento analisado. Caso tenha menos de 1%, será analisado com menor exatidão, quando comparado com elementos que estejam em maior quantidade;
- 3) Ocupe poucos micrometros cúbicos.

A limitação do ensaio em relação ao percentual de elemento químico presente na amostra é um fator negativo do uso do EDS em análises mais pontuais. Porém, a técnica pode ser realizada com rapidez e a etapa de preparação é simples, não necessitando, por exemplo, em alguns casos etapas de embutimento e polimento.

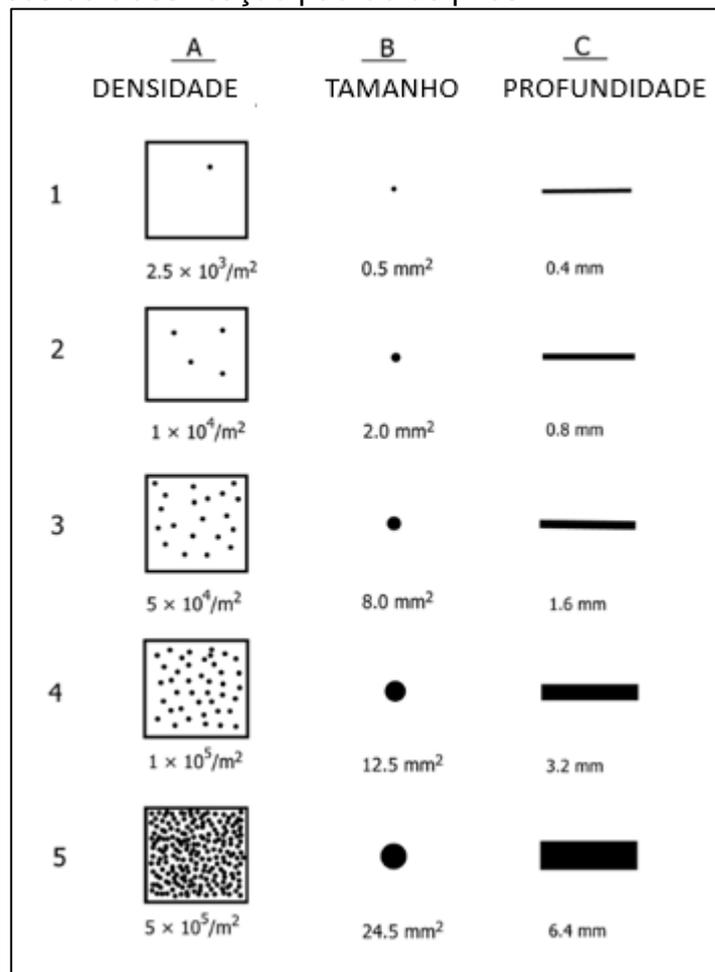
3.6.3 Avaliação da formação de pites e outras formas de corrosão

Esta análise teve por objetivo verificar a presença de pites nas amostras submetidas ao ensaio de corrosão por imersão. Foi utilizada como guia a norma ASTM G46 - *Standard Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion*, que orienta a avaliação do tamanho, forma e densidade dos pites.

A norma orienta diversas formas de observação de formação de pites, sendo descartada a gravimetria (perda de massa), ensaio mais utilizado para corrosão generalizada. Por este motivo, não foi realizada a pesagem das amostras antes e após o ensaio. Durante os testes preliminares do trabalho, foi realizada verificação da hipótese de inclusão de ensaio gravimétrico, porém não houve perda de massa significativa.

A investigação da formação de pites foi feita através da análise das imagens obtidas por MEV. Por meio de gráficos padrão (Figura 34), é possível classificar a severidade dos pites identificados em relação à densidade de pites por m^2 , área e/ou tamanho médio dos pites (mm^2) e profundidade do pite (mm), em que 1 é considerado ataque insignificante e 5 ataque severo.

Figura 34 – Gráficos de classificação padrão de pites.



Fonte: adaptado de ASTM G46 (1999).

Para a análise no MEV, as amostras foram embutidas, lixadas e polidas seguindo o procedimento metalográfico padrão, sendo observadas as características morfológicas da seção transversal da junta soldada: zona de mistura e zona parcialmente soldada. Para avaliar o tamanho do pite, foi utilizado o *software* SolidWorks®, com o uso da ferramenta *spline* para percorrer a área do pite.

- **Avaliação metalográfica**

Para realizar a avaliação metalográfica, as amostras foram seccionadas de forma transversal, no meio do botão de solda. O procedimento foi feito na Cortadora Metalográfica CM 60, da TecLago, pertencente ao Laboratório de Sistemas Mecânicos da Universidade Federal do Pampa (Figura 35). As amostras foram seccionadas à 0,5 mm do centro do botão de solda, para ter margem devido à perda de material durante o lixamento e polimento.

Figura 35 - Cortadora metalográfica



Fonte: autoria própria.

Após o corte, a amostra foi embutida em baquelite conforme técnica metalográfica padrão. Posteriormente, as amostras passaram por lixamento e polimento. A análise metalográfica das amostras foi realizada no Instituto Tecnológico de Aeronáutica, onde foi utilizado o Microscópio Eletrônico de varredura TESCAN – Vega 3, para avaliar a ação corrosiva nas amostras submetidas ao ensaio de imersão.

3.7 Caracterização Eletroquímica

3.7.1 Potencial de Circuito Aberto

Durante os ensaios de corrosão, foi feito o monitoramento do Potencial de Circuito aberto (PCA), utilizando um eletrodo saturado de calomelano (ECS) e o eletrodo de trabalho (amostra de alumínio) conectado a um multímetro, conforme mostra a Figura 36. A medição do PCA foi feita a cada retirada da amostra quando concluído o período de ensaio. Em cada medição aguardou-se um período de aproximadamente 30 minutos para estabilização do sinal antes da leitura.

Figura 36 - Medição de PCA de uma amostra.



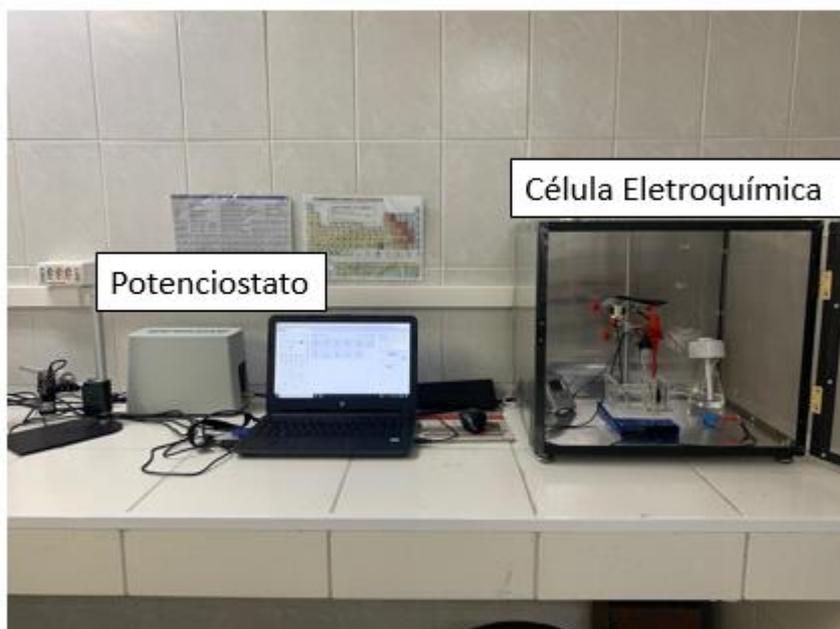
Fonte: autoria própria.

3.7.2 Curvas de Polarização

As curvas anódicas e catódicas foram obtidas a partir de testes em potenciostato, a partir de uma técnica de polarização linear, variando o potencial em relação ao PCA de cada amostra. Os testes foram realizados no laboratório de eletroquímica e corrosão do Instituto Tecnológico de Aeronáutica, em São José dos Campos/SP. Foi utilizado o equipamento Potenciostato/Galvanostato Autolab Metrohm PGSTAT204, no modo potenciostático no potencial de circuito aberto. O equipamento é gerenciado pelo software NOVA 1.1. A célula eletroquímica e o equipamento são mostrados na Figura 37.

A célula eletroquímica onde os ensaios foram realizados foi protegida com uma gaiola de Faraday devidamente aterrada, a fim de evitar interferência nas medições. A importância dessa proteção é em função da alta sensibilidade do ensaio e do equipamento. Como o laboratório possui outros equipamentos em funcionamento, simultaneamente, é fundamental o isolamento da célula e os eletrodos.

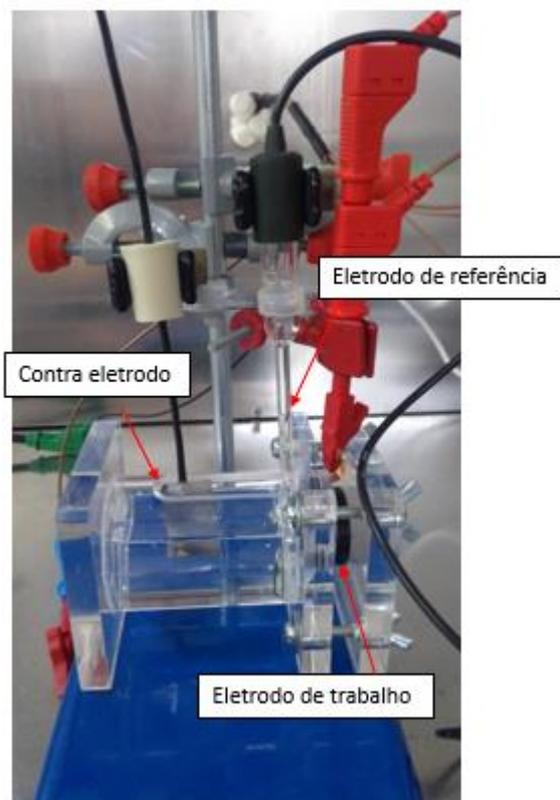
Figura 37 – Potenciostato e célula eletroquímica



Fonte: autoria própria.

Para o ensaio, foi utilizada uma célula eletroquímica convencional de três eletrodos: referência $\text{Ag}/\text{AgCl}_{\text{KCl sat}}$, uma folha de platina de área de 6 cm^2 como contra eletrodo e a amostra como eletrodo de referência, conforme mostra a Figura 38. O eletrólito usado no ensaio foi 3,5% de NaCl (3,5 gramas de NaCl para cada 100 mL de água destilada), mesma concentração utilizada no ensaio de imersão. O ensaio foi realizado na condição naturalmente aerada.

Figura 38 – Célula eletroquímica convencional de três eletrodos



Fonte: autoria própria.

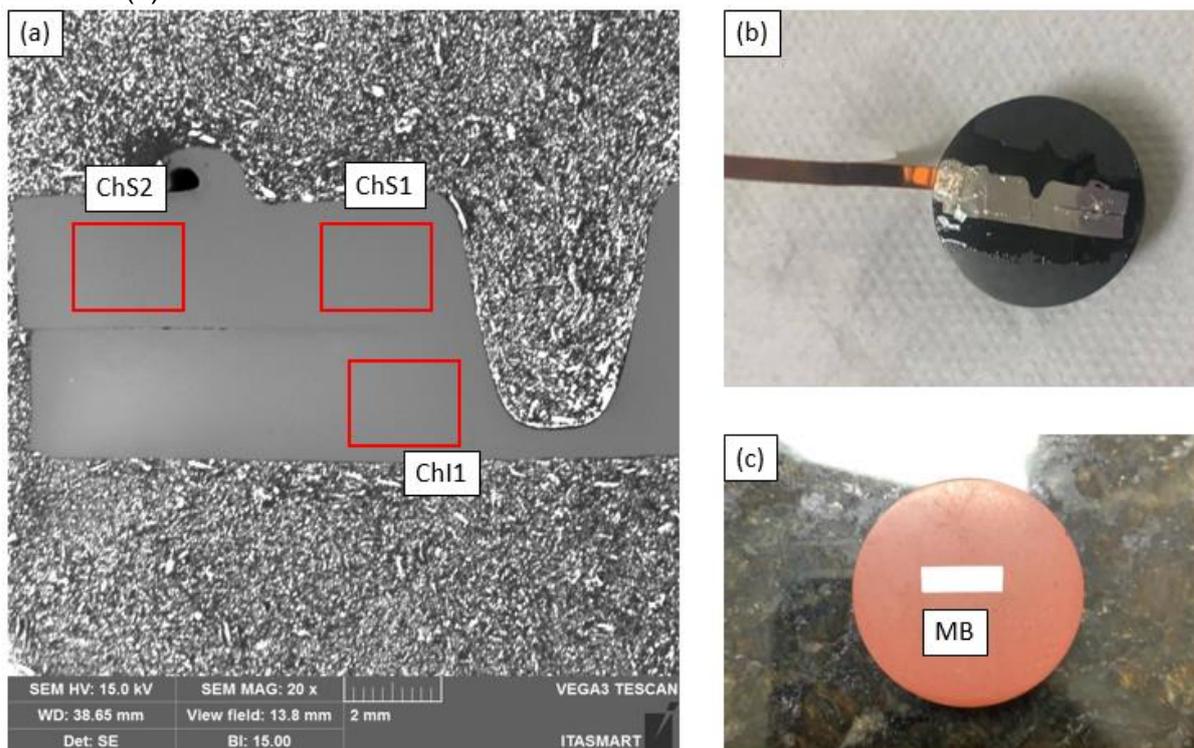
A análise foi realizada na região da seção transversal da junta soldada, que não passou pelo ensaio de imersão. A amostra foi embutida em baquelite, lixada com lixas d'água (granas #600, #800 e #1200), sendo posteriormente polida com lixa de grana #2400. Utilizou-se esmalte sintético incolor para isolar as áreas de interesse, sendo definidas como a região da zona de mistura da chapa superior e inferior, metal base e uma região mais afastada da zona de mistura.

O PCA, determinado neste trabalho como potencial de corrosão (E_{corr}), foi estabilizado em 30 minutos de ensaio. As polarizações lineares foram registradas com taxa de varrimento de 0,02 mV/s, com variação de $\pm 0,02 + E_{corr}$.

A área delimitada no ensaio variou entre 0,06 e 0,08 cm². A Figura 39 (a) mostra a macrografia da seção transversal da junta soldada. Nos retângulos vermelhos, são exibidas as regiões da junta que foram submetidas a análise. Foi analisado as regiões próximas do centro da solda, na chapa inferior e superior. Para tanto, foi escolhida a seguinte nomenclatura: ChI1, para região da chapa inferior, próxima do centro da solda; ChS1, para região da chapa superior, também próxima do centro da solda; ChS2, em uma região mais afastada do centro da solda.

Para efeito de comparação, foi analisada a seção transversal do material base, mostrado na Figura 39 (c) As análises referentes a esta amostra serão denominadas como MB. Na Figura 39 (b), tem-se a seção transversal da junta soldada já isolada e conectada a um fio de cobre para contato elétrico com a célula eletroquímica.

Figura 39 - Amostras preparadas para o ensaio: (a) macrografia da seção transversal da junta soldada com as regiões de análise destacadas (b) seção transversal da junta soldada (c) metal base.



Fonte: autoria própria.

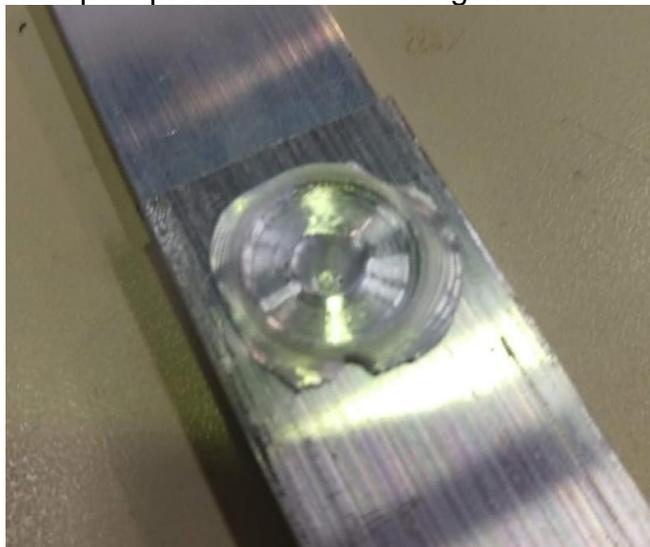
As curvas de polarização revelaram os potenciais de corrosão (E_{corr}), que também são chamados de potencial de circuito aberto (PCA), das amostras, que podem ser comparados com os valores de PCA aferidos na retirada dos CPs do ensaio de imersão. Além disso, foram obtidos os valores de potencial e densidade de pites (E_{pit} e i_{pit} , respectivamente), bem como os coeficientes β_a e β_c , declives de Tafel anódicos e catódicos, que são utilizados para extrapolação das retas de Tafel, que determinam os valores de potencial e densidade de corrente de corrosão.

Os dados obtidos no ensaio pelo software NOVA foram tratados pelo software Origin® 2020b. Foram realizadas plotagem das curvas de potencial e determinação dos valores de interesse do trabalho (potencial e densidade de corrente de corrosão e pite). Para determinação da taxa de corrosão, em mm/ano, utilizou-se a extrapolação das retas de Tafel com auxílio do software EC-Lab®.

4 RESULTADOS

Neste trabalho, foram produzidas juntas sobrepostas da liga AA6060-T5 soldadas pelo processo FSSW. Foram utilizados os parâmetros ótimos de soldagem determinados por Aita (2017) para a referida liga, levando em conta a ferramenta e chapas descritas no item 3 deste trabalho. Na Figura 40 está mostrada uma foto do botão de solda como visto logo após a soldagem. É notório o furo deixado pela penetração da ferramenta, bem como as rebarbas, resultantes do espalhamento do material.

Figura 40 - União obtida pelo processo FSSW da liga AA6060-T5.



Fonte: autoria própria.

4.1 Monitoramento do processo de soldagem

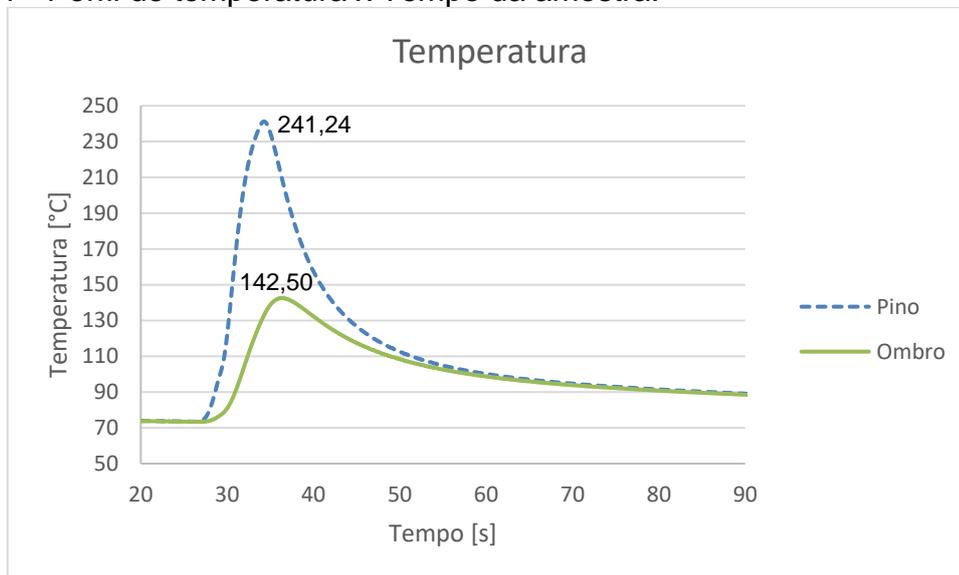
Para controle e garantia da repetibilidade do processo, foi feito o monitoramento da temperatura em duas posições e da força axial durante as soldagens.

4.1.2 Ciclo de temperatura

Com auxílio de termopares e software para coleta de dados, foram obtidas as medições de temperatura em dois pontos da chapa inferior, sendo um no centro da amostra, alinhado com o pino e o outro na região do ombro, como esquematizado na

Figura 26. A Figura 41 mostra o perfil de temperatura medido ao longo do processo para os dois pontos analisados.

Figura 41 - Perfil de temperatura x Tempo da amostra.



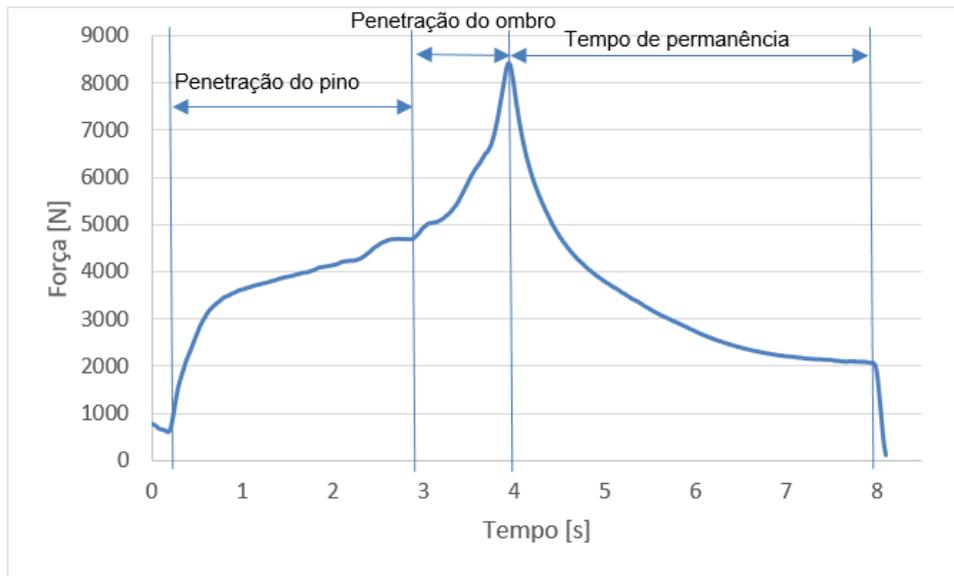
Fonte: autoria própria.

O ciclo térmico do processo se manteve semelhante ao da pesquisa anterior, sendo a média considerada por Aita (2017) de 239 °C de temperatura máxima na região próxima ao pino e 157 °C na região ao nível do ombro. A temperatura aumenta durante o processo de soldagem nos dois pontos analisados, sendo a temperatura próxima ao pino maior em comparação com aquela próxima ao ombro.

4.1.3 Força axial de soldagem

A Figura 42 exibe o gráfico da força axial durante o processo de soldagem de uma das amostras deste trabalho. Percebe-se aumento da força axial conforme a ferramenta penetra na peça, com aumento mais expressivo quando o ombro faz contato com a superfície da chapa superior. A força axial atinge o valor máximo ao final da penetração da ferramenta, diminuindo a partir deste instante, ao longo do tempo de permanência da ferramenta até o final do processo.

Figura 42 - Força axial do processo de soldagem.



Fonte: autoria própria.

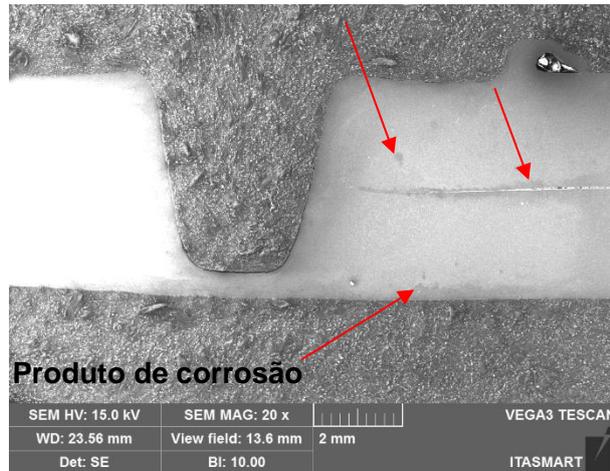
4.2 Caracterização por Microscopia Eletrônica de Varredura

Foram avaliadas as micrografias da seção transversal das amostras submetidas ao ensaio de imersão, na região do botão de solda, através de Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). A avaliação microestrutural buscou identificar formas de corrosão presentes nas amostras submetidas a corrosão por imersão nos intervalos de tempo de 336h, 672h e 1008h, bem como a morfologia dos precipitados da liga, a fim de avaliar efeitos da corrosão.

- **Seção transversal após 336h**

A Figura 43 mostra a macrografia da junta soldada, onde observa-se o aspecto geral da região. É possível observar a presença de produtos de corrosão presentes na região da solda, próximo da superfície e na região próxima à união das chapas sobrepostas.

Figura 43 – Imagem obtida através de MEV da seção transversal da junta soldada da liga AA6060-T5 após 336h de ensaio.



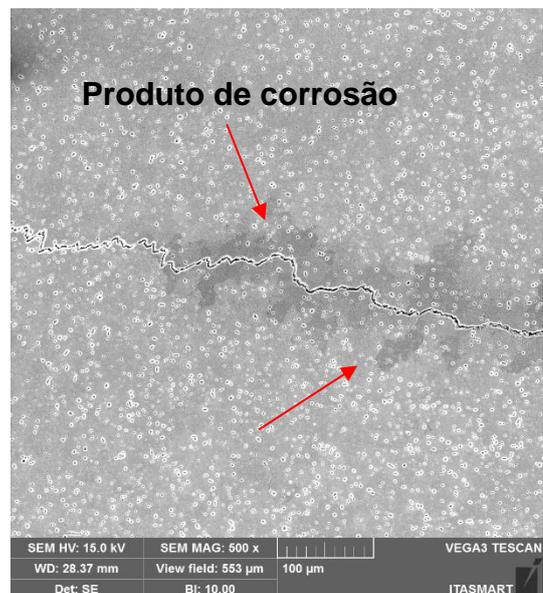
Fonte: autoria própria.

A Figura 44 mostra a micrografia das regiões da junta soldada, onde é possível observar a grande quantidade de precipitados, provavelmente Mg ou composto de MgSi (pontos pequenos e brancos). Verifica-se a uma certa distância do centro da solda as chapas sobrepostas apresentam uma interface bem visível (figura 44 b), até se unirem metalurgicamente (figura 44 a). Observa-se a presença de produtos de corrosão na ZTA, próximo da região de contato das chapas (região mais escura destacadas com setas), o que não acontece nas demais regiões, em função da união ocorrida na ZM e ZTMA. O círculo vermelho na figura 44 (a) mostra o início do processo de corrosão por pite em um precipitado, provavelmente de Fe.

Figura 44 – Imagens obtidas por MEV das regiões da junta soldada após 336 horas de ensaio.



(a) ZM e ZTMA, aumento 500x

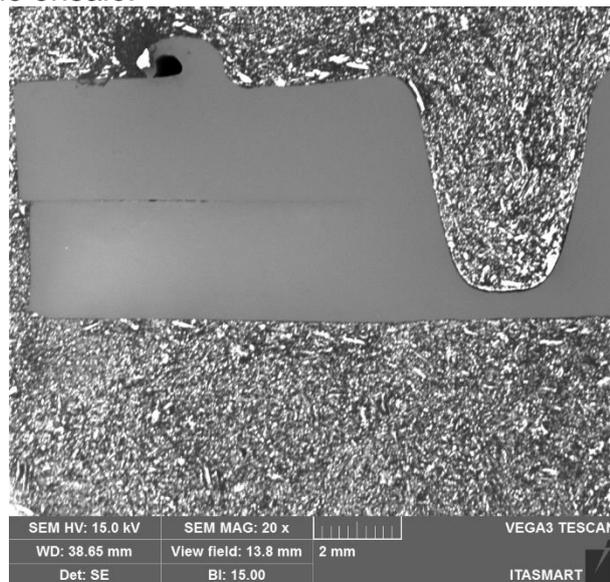


(b) ZTA, aumento 500x

- **Seção transversal após 672h**

Na Figura 45 observa-se a macrografia da amostra após 672h de ensaio. Nesta ampliação, a junta tem aspecto íntegro e sem alterações.

Figura 45 – Imagem obtida por MEV da seção transversal da junta soldada da liga AA6060-T5 após 672h de ensaio.



Fonte: autoria própria

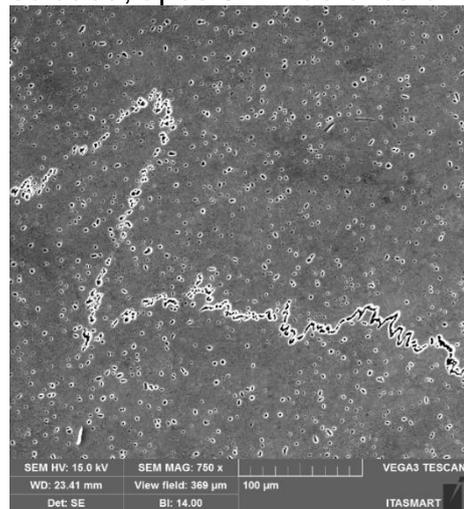
Com maior aumento é possível verificar que a ação da corrosão é mais agressiva quando comparada com a amostra submetida a corrosão por 336h. Após 672h, aumenta a incidência de produtos de corrosão, principalmente nas regiões próximas ao contato das chapas (Figura 46a), na região onde não houve mistura mecânica, sendo apenas afetada termicamente.

Diferente da amostra de 336h, após 672h de imersão foram identificados produtos de corrosão mais afastados da região de contato entre as duas chapas (Figura 46 c), início de corrosão por pite em um precipitado. Na Figura 46 (d), verifica-se a espessura da zona de mistura, indicada pela seta em vermelho.

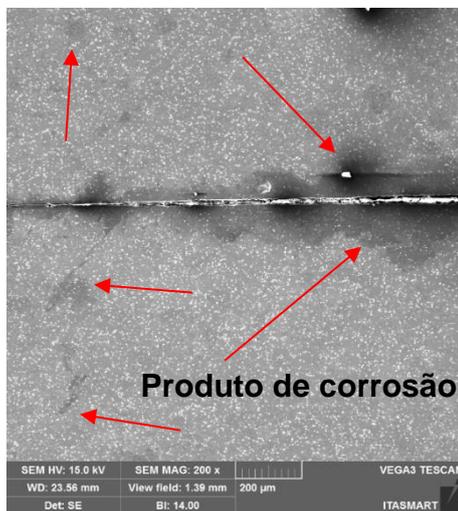
Figura 46 – Imagens obtidas por MEV da junta soldada, após 672h de ensaio.



(a) ZTA, aumento 500x



(b) ZM e ZTMA, aumento 750x



(c) ZTA, aumento 200x

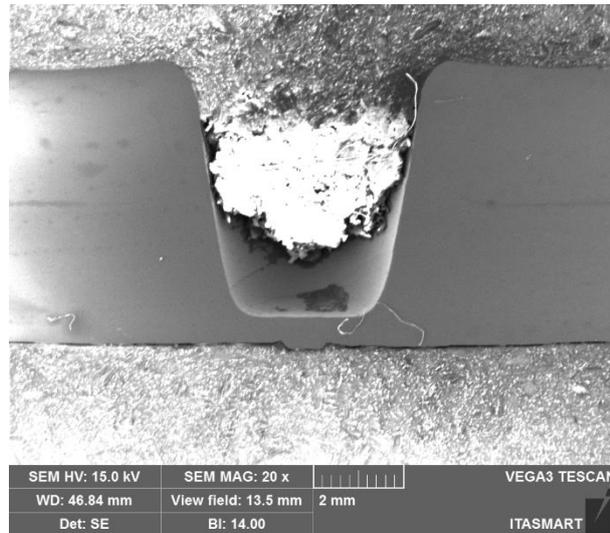


(d) ZM e ZTMA, aumento 200x

- **Seção transversal após 1008h**

A Figura 47 mostra a macrografia da junta soldada após 1008 horas de imersão. É possível verificar a presença de produtos de corrosão em diversos pontos da região, predominantemente na ZTA da junta soldada e metal base.

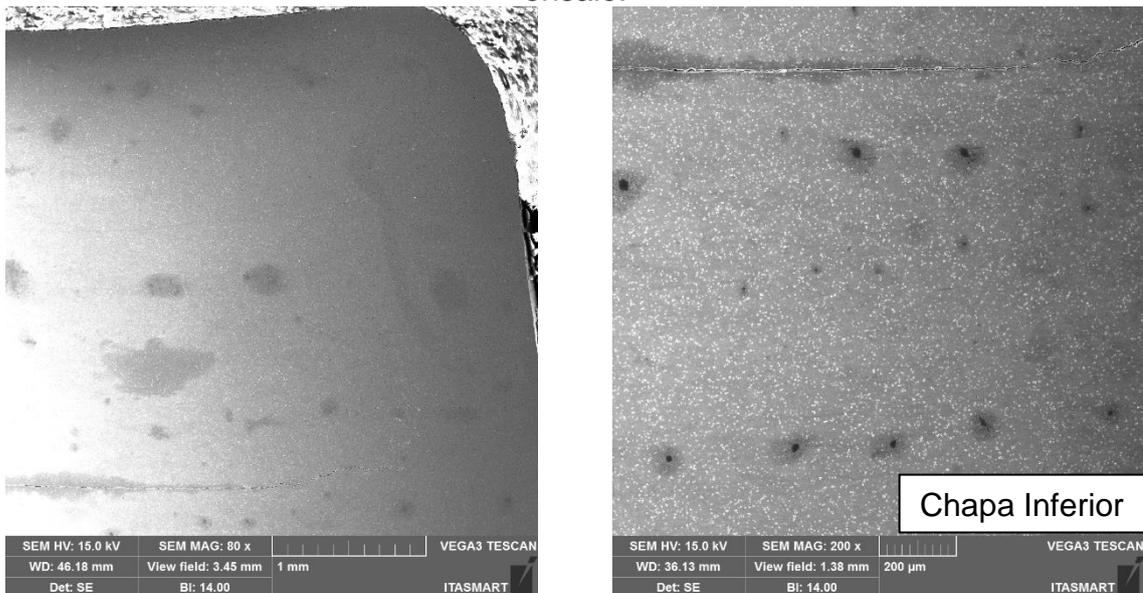
Figura 47 – Imagem obtida por MEV da junta soldada após 1008h de ensaio de imersão.



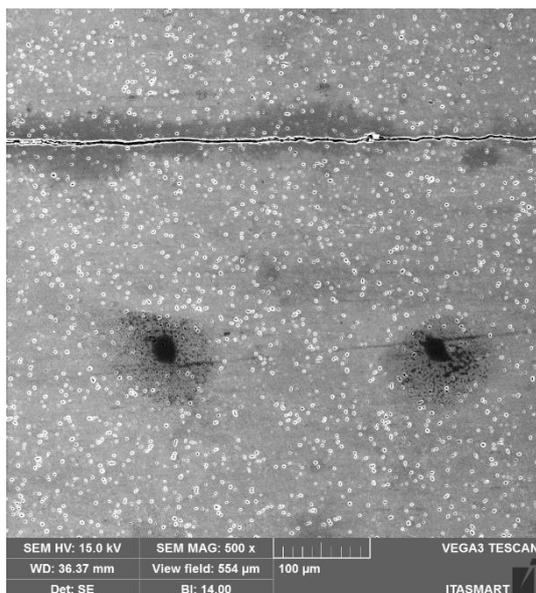
Fonte: autoria própria.

Na Figura 48, com maior aumento, é possível verificar a presença de pites em vários pontos da junta soldada, sobretudo na zona termicamente afetada e em direção ao metal base. A presença de produtos de corrosão em todas as amostras analisadas por MEV é indicativo de ação corrosiva, tanto para formação de pites quanto para presença de corrosão intergranular (Bousquet *et al*, 2011, Liang *et al*, 2018).

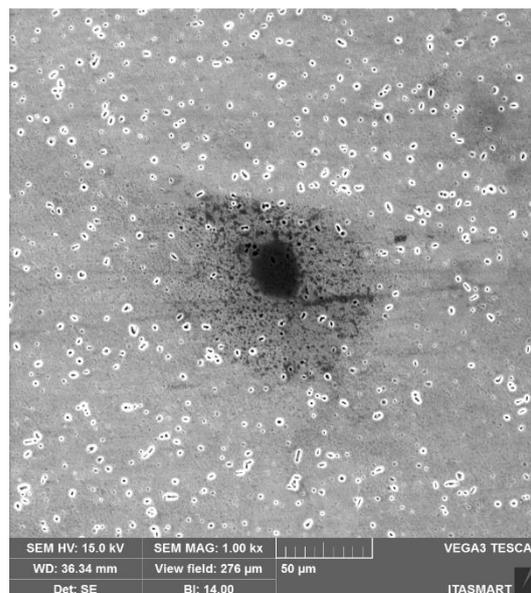
Figura 48 – Imagens obtidas por MEV das regiões da junta soldada após 1008h de ensaio.



(a) Aspecto geral da junta soldada. (b) ZTA. Aumento 200x
Aumento 80x



(c) Pites formados na ZTA. Aumento 500x.



(d) Formação de pite e produtos de corrosão. Aumento de 1000x.

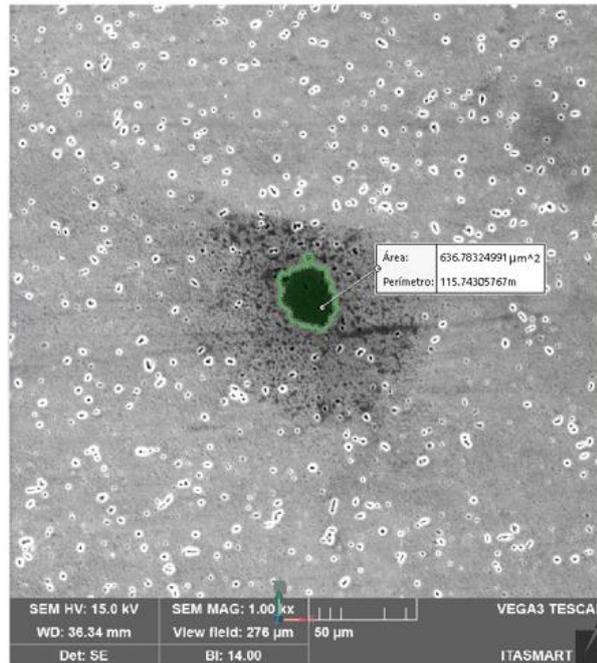
Nota-se que existe a relação entre o tempo de imersão no eletrólito com o aumento da incidência da ação corrosiva nas amostras. A região da zona de mistura também apresenta aspecto de produto de corrosão na micrografia, porém não foram identificados pites aparentes no período de imersão.

Sabe-se que a corrosão por pites ocorre através da ruptura do filme passivo, na superfície da peça, devido a presença de íons agressivos presentes no eletrólito. A corrosão evolui penetrando o material e formando pequenas cavidades, variando de micrometros a milímetros (Callister, 2006, Liao, 1999). Na liga de alumínio, além da presença dos íons agressivos, a corrosão por pite pode estar relacionada à dissolução dos compostos intermetálicos de Si e MgSi, como ocorreu em todas as amostras submetidas à imersão de NaCl neste trabalho.

Em todas as amostras submetidas à corrosão, verifica-se dissolução de precipitados que apresentam a morfologia característica de MgSi por toda região analisada, o que é característico em ligas Al-Mg-Si. Os precipitados e intermetálicos de Si e MgSi são reportados como ativadores dos processos de corrosão mesmo em ligas com características passivas (pequenos pontos brancos distribuídos pela superfície da seção transversal) (Ekermann *et al*, 2008), até que a severidade da corrosão inicie a formação de pites de maior dimensão, como observado na amostra de 1008h de imersão (Jesuino *et al*, 2001).

Em relação a classificação conforme a norma da ASTM G46, avaliou-se a área dos pites com auxílio do *software* SolidWorks®. A Figura 49 mostra a área de um dos pites encontrados, com área de $6,36 \times 10^{-4} \text{ mm}^2$. Conforme a classificação da norma ASTM G46, a classificação do tamanho do pite é B1, o que mostra que o ataque localizado é considerado insignificante.

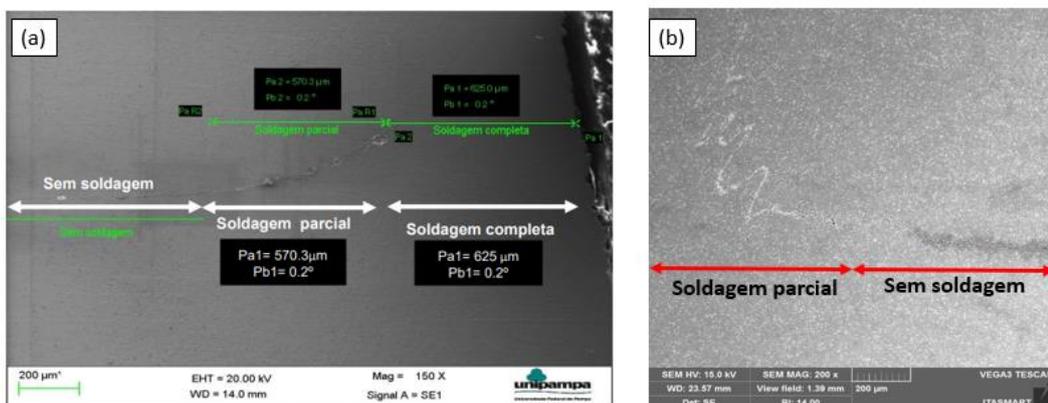
Figura 49 - Medição da área de um pite da amostra de 1008 horas.



Fonte: autoria própria.

Para efeito de comparação, na Figura 50, avaliou-se a morfologia da seção transversal da amostra de 672 horas em relação a uma amostra que não foi submetida à imersão, ficando evidente a dissolução dos intermetálicos de MgSi e a presença de produtos de corrosão (Figura 50b).

Figura 50 – Comparação da região da zona de mistura (a) sem corrosão (b) após 672h de corrosão.



Fonte: adaptado de Aita (2017).

4.3 Potencial de Circuito Aberto

O potencial de circuito aberto (PCA) das amostras foi medido no momento da retirada de cada amostra após o período do ensaio (336, 672 ou 1008 horas). Não foi possível verificar o PCA de cada região da solda individualmente, ou seja, os valores medidos correspondem ao botão de solda como um todo. Os PCA medidos para cada tempo de ensaio estão exibidos na Tabela 5, sendo cinco corpos de prova (CP) para cada tempo de corrosão.

Tabela 5 – Potencial de circuito aberto nos diferentes tempos de corrosão.

Potencial de circuito aberto (Volts)			
Corpos de prova	Tempo de imersão (sob corrosão)		
	336h	672h	1008h
CP 1	-1,10	-1,07	-1,33
CP 2	-1,01	-0,20	-0,21
CP 3	-0,96	-0,88	-1,68
CP 3	-0,35	-0,35	-0,30
CP 5	-1,03	-0,21	-0,97
Média	-0,89	-0,54	-0,90
Desvio Padrão	0,306	0,405	0,640

Fonte: autoria própria.

Apesar dos valores das médias de PCA das amostras de 336h e 1008h serem aproximadamente os mesmos, verifica-se aumento do valor do desvio padrão com o aumento do tempo de ensaio. Conforme mostrado por Bousquet *et al* (2015), variações significativas de PCA são indicativos de ocorrência de corrosão na amostra, o que pode apontar a ocorrência de corrosão nos espécimes. Porém, é necessária maior análise, principalmente de cada região da solda, a fim de verificar qual das regiões apresentará maior variação de PCA.

Para o PCA, foram consideradas as cinco medições para cada tratamento, utilizando a análise de variância fator único, de modo a testar a igualdade das amostras.

Assim, a hipótese nula contempla a igualdade entre as medições, não havendo diferença significativa no PCA submetido a cada corpo de prova uma significância de 0,05. Como hipótese alternativa, haveria desigualdade significativa nas medições de

PCA. O resumo dos resultados da análise de variância está disposto na Tabela 6. O detalhamento da análise de variância encontra-se no apêndice deste trabalho.

Tabela 6 – Resumo da tabela ANOVA fator único para medição de PCA

Fonte de variação	F	Valor P	F crítico	Significância
Entre os tratamentos	0,93	0,42	3,89	0,05

Fonte: autoria própria

Sendo o valor p maior que a significância, considera-se a hipótese nula de igualdade entre as medições de PCA, o que indica que as medições de PCA realizadas estão estatisticamente equivalentes, com confiança de 95%.

4.4 Curvas de Polarização

No ensaio eletroquímico, verificou-se a resistência à corrosão das regiões da solda. Foram avaliadas a chapa inferior e superior separadamente, em uma região que compreende a ZM, ZTA e ZTMA, em comparação com o metal base, utilizando a mesma solução de eletrólito que foi utilizada no ensaio de imersão. Em função das dimensões das regiões da solda, não foi possível avaliá-las separadamente pela característica do ensaio.

Na Figura 51 são exibidas as curvas potenciodinâmicas com os ramos anódicos e catódicos das regiões de interesse avaliadas neste trabalho. No trecho anódico, as alterações na curva são relacionadas à formação e dissolução de pites e produtos de corrosão. Nota-se pré-passivação das amostras, caracterizado pelo aumento do potencial. Em um certo ponto, para todas as análises, ocorre a quebra da película passiva (E_{pit}), seguida da dissolução ativa do material, até sua repassivação.

Mesmo após a quebra da camada de óxido protetora das amostras, há passivação de todas as regiões analisadas, caracterizada pelo aumento de potencial com pouca alteração na densidade de corrente, até atingir os maiores valores da varredura do potencial, o que mostra tendência de autoproteção da região.

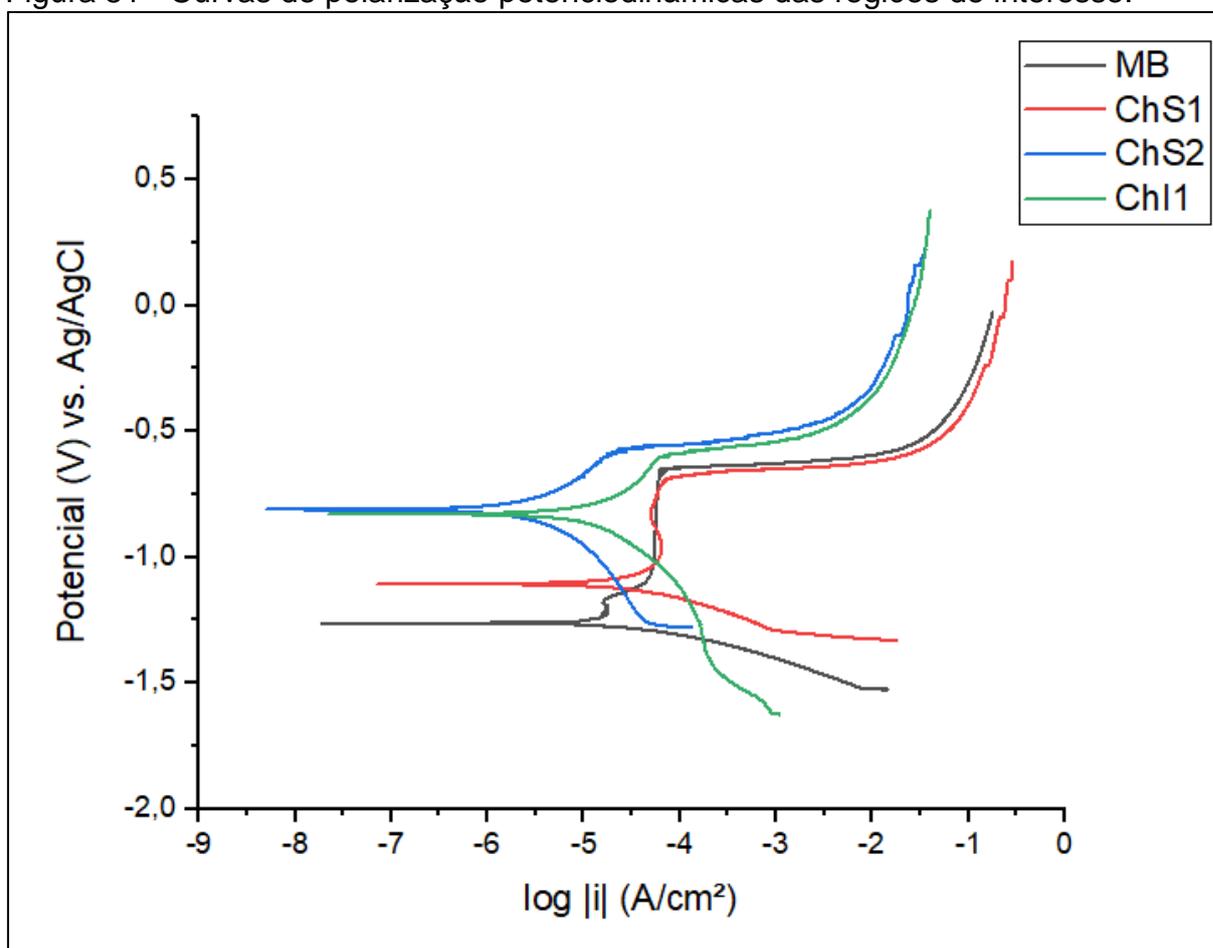
Nas regiões ChS1 e ChI1, próximas ao centro da solda, durante a repassivação na zona anódica passiva mostram perturbações na curva. Essas perturbações são pites metaestáveis, ou seja, pites que nucleiam e repassivam.

O ramo catódico (os potenciais mais negativos em relação ao PCA) geralmente é caracterizado pelos processos de difusão, que, em meio aerado, relaciona a

velocidade da corrosão com a difusão de oxigênio. O desprendimento de microbolhas de oxigênio seria responsável pela oscilação da corrente no ramo catódico.

A menor densidade de corrente associada ao potencial de corrosão (E_{corr}) ou potencial de circuito aberto (PCA) das amostras analisadas foi identificada no MB. De modo geral, o PCA indica o potencial (em V) que marca o início do processo de corrosão e seu valor é correspondente à menor densidade de corrente na curva de polarização.

Figura 51 - Curvas de polarização potenciodinâmicas das regiões de interesse.



Fonte: autoria própria.

A Tabela 7 reúne os principais parâmetros obtidos nas curvas de polarização. Observa-se que o MB apresenta um potencial de corrosão que se estabilizou em um valor menor (menos nobre) quando comparado às demais regiões analisadas. Porém, a diferença entre os valores encontrados é de 0,3 V, o que indica que o efeito de polarização em função do acoplamento das diferentes regiões da solda não deve ser acentuado.

Para o potencial de pite (E_{pit}), quanto mais positivo o valor, mais resistente a região será à corrosão. Nesse sentido, a ChS2 (distante da zona de mistura), apresenta maior resistência, enquanto a região ChS1, apresenta menor resistência. Os valores encontrados para densidade de corrente de corrosão nas regiões próximas ao centro da solda de ambas as chapas são maiores quando comparadas com a região mais distante da zona de mistura, o que indica que a velocidade de corrosão é maior.

Mesmo com o MB apresentando um valor de PCA menor entre todos os analisados, é a região com a menor taxa de corrosão. Avaliando a densidade de corrente, é menor quando se comparam as regiões da zona de mistura, que possuem as maiores taxas de corrosão. Observando a curva de potencial verifica-se que, há uma rápida passivação da superfície, com o maior aumento de potencial registrado entre as amostras analisadas, para posteriormente ruptura da camada protetora.

Na chapa superior a ferramenta está em maior contato, logo, nessa região atingem-se as temperaturas mais elevadas. Sabe-se que na região da zona de mistura ocorre recristalização dinâmica, induzida pela deformação mecânica, levando ao refino da microestrutura na região (Cruz, 2009; Assis, 2017).

Porém, como não foi possível isolar a ZM da ZTMA e ZTA, a redução da resistência à corrosão na região pode estar relacionada com a grande quantidade de precipitados de MgSi identificados na transição ZTA-ZTMA, que sofreram uma dissolução preferencial, como verificado nas micrografias exibidas nas Figura 44, Figura 46, Figura 48 e sendo comparada com a imagem da solda que não foi submetida a imersão, na Figura 50. Isso indica um comportamento anódico desses precipitados em relação ao Alumínio e outros elementos de liga.

Com relação a taxa de corrosão, as amostras analisadas próximas do centro solda, identificadas como ChI1 e ChS1, apresentaram maior taxa de corrosão, sendo 1,22 e 1,82, respectivamente. Comparando com o MB, que possui taxa de corrosão de 0,02 mm/ano, a região ChS1 tem taxa de corrosão 91 vezes maior.

Sabe-se, porém, que os valores da taxa de corrosão são considerados quando há corrosão uniforme. Conforme as imagens obtidas pelo MEV, ficou evidenciado a ocorrência de corrosão localizada por pites e indícios de corrosão intergranular, pela presença de produtos de corrosão.

Além disso, nas curvas de potencial, todas as regiões analisadas repassivaram, mesmo após a quebra da película protetora. Isso pode provocar diminuição da velocidade de corrosão, em função da autoproteção característica de materiais de caráter passivo.

Tabela 7 – Resumo dos principais parâmetros obtidos pelas curvas de polarização.

Região	E_{corr} (V)	i_{corr} (A/cm ²)	E_{pit} (V)	i_{pit} (A/cm ²)	E_{pass} (V)	i_{pass} (A/cm ²)	Taxa de corrosão (mm/ano)
ChI1	-0,82	-4,68	-0,60	-4,21	-0,30	-1,88	1,22
ChS2	-0,811	-5,41	-0,57	-4,62	-0,33	-2,00	0,32
ChS1	-1,10	-4,43	-0,69	-4,14	-0,46	-1,13	1,82
MB	-1,25	-5,01	-0,64	-4,64	-0,49	-1,18	0,02

Fonte: autoria própria

Para comparar os dados de PCA monitorados durante o ensaio de imersão, com os valores de PCA obtidos no ensaio eletroquímico, deve-se ajustar os valores em função dos diferentes eletrodos de referência utilizados.

O monitoramento de PCA durante o ensaio de imersão foi realizado com Eletrodo de Calomelano Saturado (ECS), enquanto os ensaios de polarização foram realizados com Ag/AgCl_{KCl,Sat}. Conforme Sawyer e Roberts (1974), o *offset* entre Ag/AgCl_{KCl,Sat} vs. ECS é de -0,045 V, a 25°C. Portanto, um potencial $E = -0,82$ V obtido com Ag/AgCl_{KCl,Sat} corresponderá a $E = -0,865$ V para o ECS. A Tabela 8 mostra a comparação entre os valores de PCA já corrigidos. Ressalta-se que os valores médios obtidos no ensaio de imersão se referem a medição do PCA global da peça, enquanto os PCAs das amostras do ensaio eletroquímico se referem a regiões menores.

Com relação ao MB, todas as médias mostram resistência a corrosão superior. Porém, como visto anteriormente, o processo de corrosão depende de outras variáveis, principalmente a densidade de corrente de corrosão, que determina a velocidade que irá ocorrer o processo corrosivo. Além disso, conforme visto pela Figura 49, o maior pite encontrado na amostra de 1008 horas possui classificação B1 de severidade de corrosão conforme ASTM G46, que é considerado um ataque insignificante.

Tabela 8 – Comparação de PCA do ensaio de imersão com o ensaio eletroquímico.

Região analisada no ensaio eletroquímico	PCA corrigido [V]	Intervalo de tempo do monitoramento de PCA	Média de PCA obtida no ensaio de imersão [V]
ChI1	-0,865	336h	-0,89
ChS2	-0,856	672h	-0,54
ChS1	-1,145	1008 h	-0,90
MB	-1,295		

Fonte: autoria própria.

4.5 Análise por Espectroscopia de Energia Dispersiva

A análise por Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS) avaliou semiquantitativamente a composição da liga. Como observado na seção 4.2, a morfologia dos precipitados de Si e MgSi que apresentaram sinais de corrosão pela presença de produtos de corrosão e pites, a dimensão reduzida desses precipitados impede que seja realizada sua determinação aproximada por EDS. As avaliações de composição foram verificadas nas ZM e ZTMA+ZTA de cada uma das amostras submetidas à corrosão por imersão, bem como a amostra de referência. Todos os gráficos obtidos por EDS, além das imagens das regiões analisadas, estão no ANEXO III deste trabalho.

4.5.1 Avaliação da Composição de Al-Mg-Si da amostra de referência

A Tabela 9 mostra a composição dos elementos químicos da amostra de referência, onde é possível observar a presença de picos de Oxigênio. Segundo Queiroz (2008), a presença de picos de Oxigênio nem sempre se relaciona com a formação de película protetora (Al_2O_3), podendo estar relacionada com a ocorrência de corrosão, devendo ser avaliada a concentração dos demais elementos de liga presentes na liga.

Tabela 9 – Composição de Al-Mg-Si da amostra de referência.

		Composição (% em peso)			
		Al	Mg	Si	O
ZM	Chapa Inferior	88,9	0,4	0,9	7,3
	Chapa Superior	89,3	0,4	0,7	7,5
ZTA+ZTMA	Chapa Inferior	87,5	0,4	0,8	9,1
	Chapa Superior	86,8	0,4	1,0	9,6

Fonte: autoria própria

Nota-se que houve diminuição, da ordem de 10%, da concentração de alumínio, quando comparada com o metal base (Tabela 3). Essa mudança de composição pode estar relacionada ao processo de soldagem, pois ocorre modificação das características microestruturais e diferentes distribuições e dissoluções de precipitados conforme cada região da solda (HEINZ E SKORTZKI, 2002; ASSIS, 2017).

4.4.2 Avaliação da Composição de Al-Mg-Si da amostra com 336h de imersão

Após 336 horas de ensaio de imersão, foram avaliadas as regiões de interesse, cujas composições estão indicadas na Tabela 10. Comparando com a Tabela 9, nota-se que houve aumento da concentração de oxigênio e ligeiro aumento da concentração de Si, enquanto os demais elementos químicos permaneceram com praticamente a mesma concentração. Como visto anteriormente, na Figura 44, a amostra de 336h apresentou produtos de corrosão em ambas as chapas e regiões avaliadas.

Tabela 10 – Composição de Al-Mg-Si da amostra de 336h.

		Composição (% em peso)			
		Al	Mg	Si	O
ZM	Chapa Inferior	86,1	0,4	1,0	10,3
	Chapa Superior	86,6	0,3	1,1	9,9
ZTA+ZTMA	Chapa Inferior	86,7	0,4	1,0	10,1
	Chapa Superior	86,3	0,3	0,9	10,3

Fonte: autoria própria

4.5.2 Avaliação da Composição de Al-Mg-Si da amostra com 672h de imersão

A Tabela 11 lista a concentração de elementos químicos da liga após 672h. Quando comparado com a amostra de referência, essa amostra apresenta valores superiores de Al e inferiores de Oxigênio, porém, não necessariamente indica que a amostra foi resistente à corrosão, pois, como mostrado na Figura 46, esta mostra teve grande incidência de produtos de corrosão. Como os mecanismos de corrosão ainda não estão bem estabelecidos pela literatura, principalmente em relação a presença de intermetálicos menores (Zhu e Ooij, 2003; Queiroz 2008), pode ocorrer que a camada de óxido de alumínio nesta amostra tenha espessura maior quando comparada às demais, fazendo com que o processo corrosivo tenha ocorrido mais lentamente nesta amostra.

Tabela 11 - Composição de Al-Mg-Si da amostra de 672h.

		Composição (% em peso)			
		Al	Mg	Si	O
ZM	Chapa Inferior	90,7	0,4	0,6	5,7
	Chapa Superior	90,7	0,5	0,7	5,6
ZTA+ZTMA	Chapa Inferior	91,2	0,4	0,6	5,5
	Chapa Superior	91,2	0,4	0,7	5,5

Fonte: autoria própria

4.5.3 Avaliação da Composição de Al-Mg-Si da amostra com 1008h de imersão

A Tabela 12 mostra a composição das regiões de interesse da amostra que passou 1008 horas imersa em NaCl. Nesta amostra também se observa aumento do pico de Oxigênio em todas as regiões analisadas. Como mostrou a Figura 48, esta amostra sofreu o processo de corrosão mais severo quando comparado às demais amostras.

Tabela 12 - Composição de Al-Mg-Si da amostra de 1008h.

		Composição (% em peso)			
		Al	Mg	Si	O
ZM	Chapa Inferior	86,2	0,4	1,0	10,2
	Chapa Superior	86,3	0,4	0,8	10,1
ZTA+ZTMA	Chapa Inferior	85,9	0,4	1,1	10,2
	Chapa Superior	86,1	0,3	0,9	10,1

Fonte: autoria própria

Também se observa alteração nos valores de Si em comparação com a amostra de referência, o que condiz com o estudo de Zeng *et al* (2011), que indica que em ligas de Al-Mg-Si, os precipitados de Si apresentam comportamento catódico, enquanto MgSi e Mg₂Si tem comportamento anódico, ambos em relação ao metal base. Essa configuração faz ocorrer um enriquecimento de Si e dissolução de Mg.

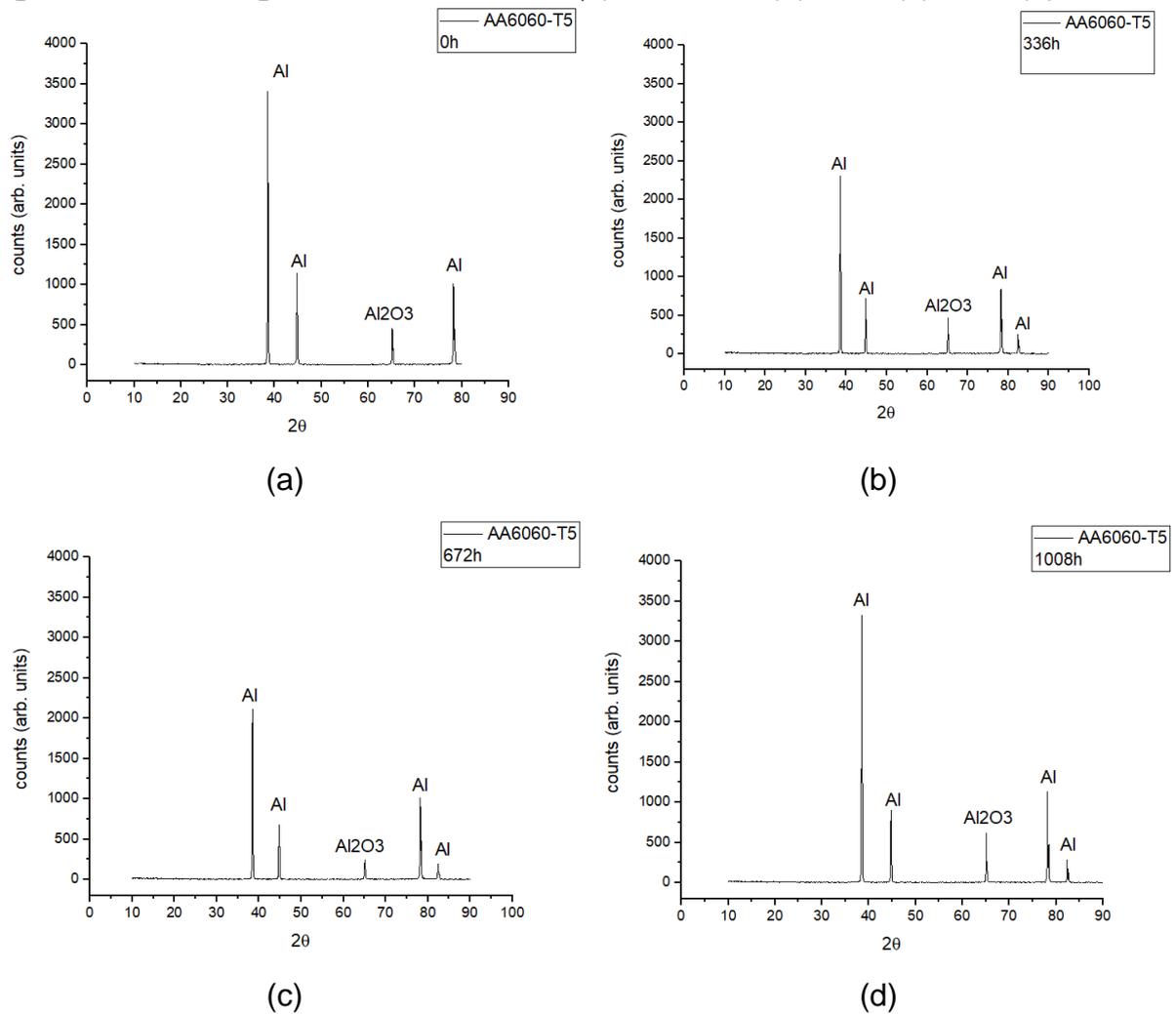
4.6 Difração de Raios-x

Os difractogramas das amostras submetidas ao ensaio de imersão, bem como da amostra de referência estão mostrados na Figura 52. Por decorrência das limitações de dimensões do equipamento, foi analisada a zona de mistura da solda. Os picos exibidos nos difractogramas são referentes a Alumínio e Óxido de Alumínio (Al₂O₃), conforme estudado por Dehnavi *et al* (2014) em ligas de alumínio AA6061.

Esta análise mostrou que houve deposição de alumínio nas amostras que passaram pelo ensaio de imersão, podendo indicar deposição de massa de produtos de corrosão, nos ângulos de 83°, das amostras que passaram por imersão, em todos os intervalos de tempo.

Em todas as amostras constata-se a presença de Óxido de Alumínio (Al₂O₃), camada protetora de corrosão, o que mostra que não houve completa dissolução da camada passiva protetora, podendo indicar que houve repassivação da superfície ou resistência da camada à concentração do eletrólito. Também pode estar relacionado com uma camada de óxido de alumínio mais espessa na região, que pode não ter sido completamente dissolvida.

Figura 52 - Difractogramas das amostras: (a) referência (b) 336h (c) 672h (d) 1008h.



Fonte: autoria própria.

4.7 Ensaio de Cisalhamento

Na Tabela 13, estão exibidos os resultados dos ensaios de cisalhamento, considerando a carga máxima obtida durante o ensaio.

Tabela 13 – Resultados dos ensaios de cisalhamento

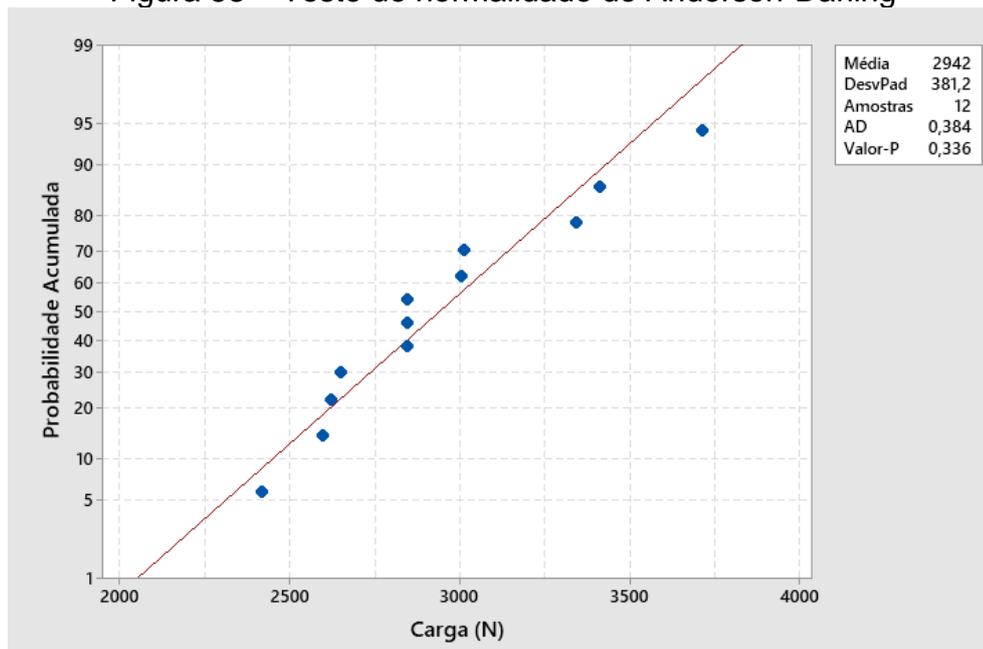
Resistência ao cisalhamento (N)				
Corpos de prova	Tempo em imersão (sob corrosão)			
	Sem corrosão	336h	672h	1008h
CP 1	2846,00	2621,25	2846,25	2649,61
CP 2	3010,75	3715,53	2597,26	3340,70
CP 3	2416,60	2846,25	3002,6	3412,99
Média	2757,78	3061,01	2815,37	3134,43
Desvio Padrão	306,74	577,89	204,43	421,42

Fonte: autoria própria.

Foi verificada a distribuição normal dos dados para realizar a análise da variância. Utilizou-se o teste de Anderson-Darling para comprovação da normalidade dos dados através do *software* Minitab Statistical Software®. Nesse método é avaliada a distância entre a distribuição experimental e a distribuição teórica normal.

Entende-se os dados como normais se a distância for inferior a significância estipulada. Logo, sendo o valor de prova maior ou igual à significância haverá uma distribuição normal. Na Figura 53, percebe-se que o valor-p está com valor acima da significância.

Figura 53 – Teste de normalidade de Anderson-Darling



Fonte: autoria própria.

Diferente do esperado, não houve decréscimo dos valores de carga máxima para submetidas à imersão evidenciando que a corrosão, na intensidade estudada, não teve efeito na resistência monotônica das soldas.

A variável independente carga máxima, foi designada como fator único na análise de variância. Foram considerados três ensaios de tração para cada intervalo de tempo de ensaio de imersão. De modo a verificar se existem diferenças entre as respostas médias dos tratamentos, foi utilizada ANOVA – fator único para o teste de variância, usando um nível de significância de 0,05. O procedimento foi realizado para verificar se tais diferenças existem a um nível de significância de 95%.

A variância é considerada como uma medida de dispersão absoluta das observações. É obtida a partir da soma das diferenças quadráticas das observações em relação a sua média, dividida pelo número total de observações.

Assim, testam-se duas hipóteses: se as médias dos tratamentos são iguais ou não. A hipótese nula (H_0) considera que todas as médias são iguais, enquanto a hipótese alternativa (H_a), considera que as médias não são iguais.

Com a análise das hipóteses, H_0 determina que não existe diferença significativa entre as médias dos fatores envolvidos, enquanto H_a considera a existência de diferença significativa entre as amostras, logo, não são iguais.

Os resultados resumidos para a análise de variância estão dispostos na Tabela 14.

Tabela 14 - Resumo da tabela ANOVA fator único para carga máxima.

Fonte de variação	F	Valor P	F crítico	Significância
Entre os intervalos de tempo	0,63	0,62	4,07	0,05

Fonte: autoria própria

O valor p, também chamado de probabilidade de significância, auxilia a determinar se a diferença entre as médias é estatisticamente significativa. Observa-se que o valor P é superior à significância, aceitando a hipótese nula de igualdade de carga máxima entre os corpos de prova. Com confiança de 95%, as cargas máximas dos corpos de prova estão estatisticamente equivalentes. O detalhamento da análise de variância encontra-se no apêndice deste trabalho.

A norma ASTM G46 considera que as propriedades mecânicas são modificadas quando a densidade de corrosão no espécime é relativamente alta ou ocorre corrosão generalizada.

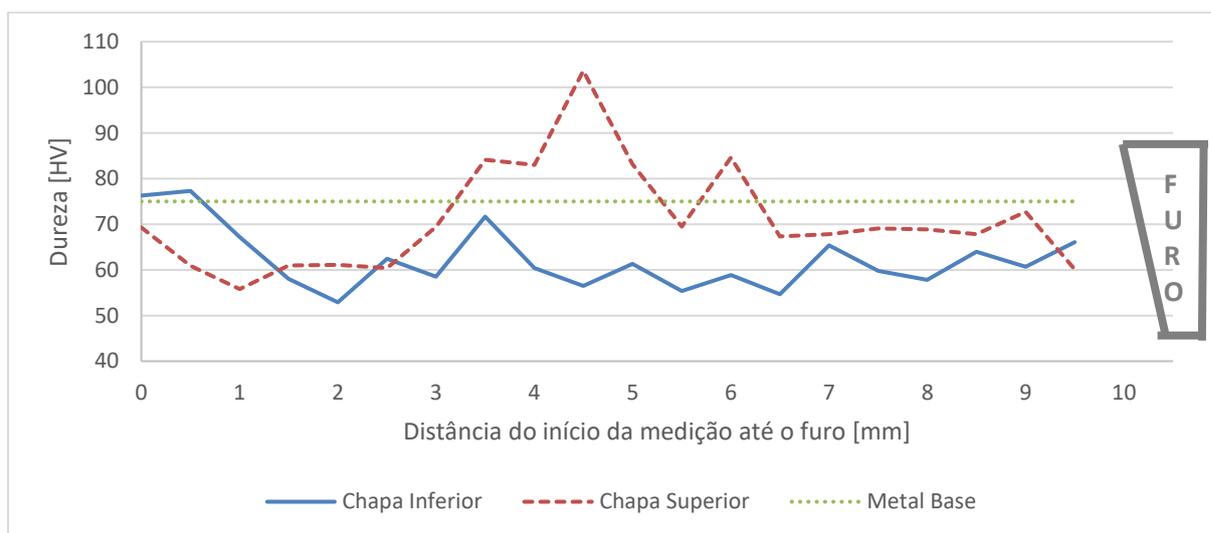
4.7 Perfil de dureza

Nesta seção são exibidos os perfis de dureza, em escala Vickers (HV), das amostras submetidas ao ensaio de imersão e a amostra de referência (sem corrosão). As medições foram realizadas conforme ilustrado na Figura 32.

Os perfis de dureza estão mostrados na Figura 54 a Figura 57 para um dos lados da solda, dada a sua simetria. Nota-se que houve decréscimo dos valores de dureza das amostras submetidas ao ensaio de imersão com relação aos valores do metal base, bem como da amostra de referência.

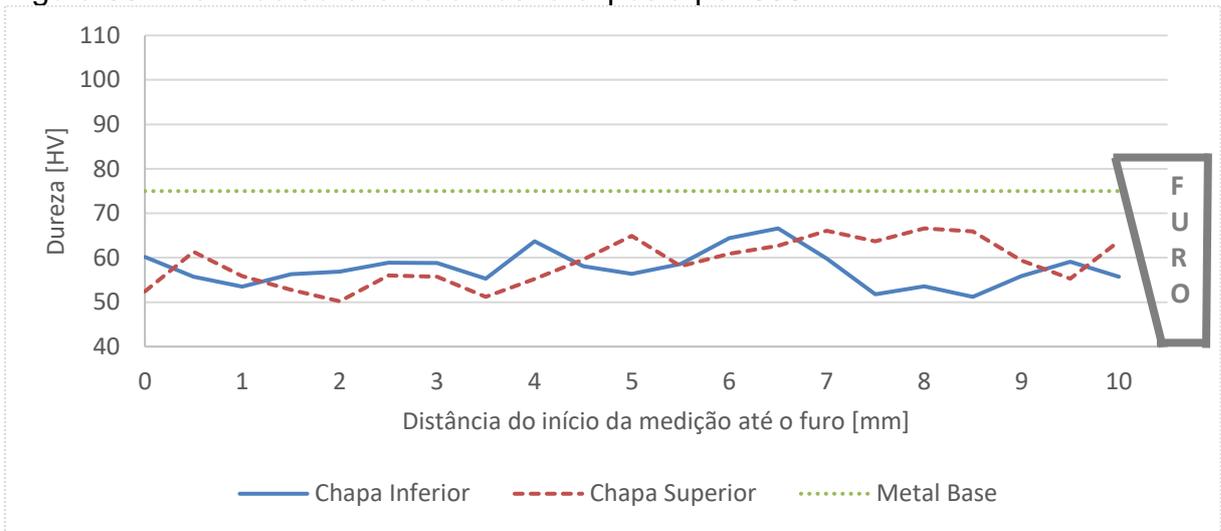
Vários trabalhos sobre soldagem FSW mostraram maior suscetibilidade de corrosão localizada na ZTA, em comparação ao metal base, em ligas de alumínio da série 2XXX, 5XXX e 7XXX (BOUSQUET *et al* (2011), LUMSDEN *et al* (2003), FONDA *et al* (2009)).

Figura 54 - Perfil de dureza da amostra com 0h de exposição



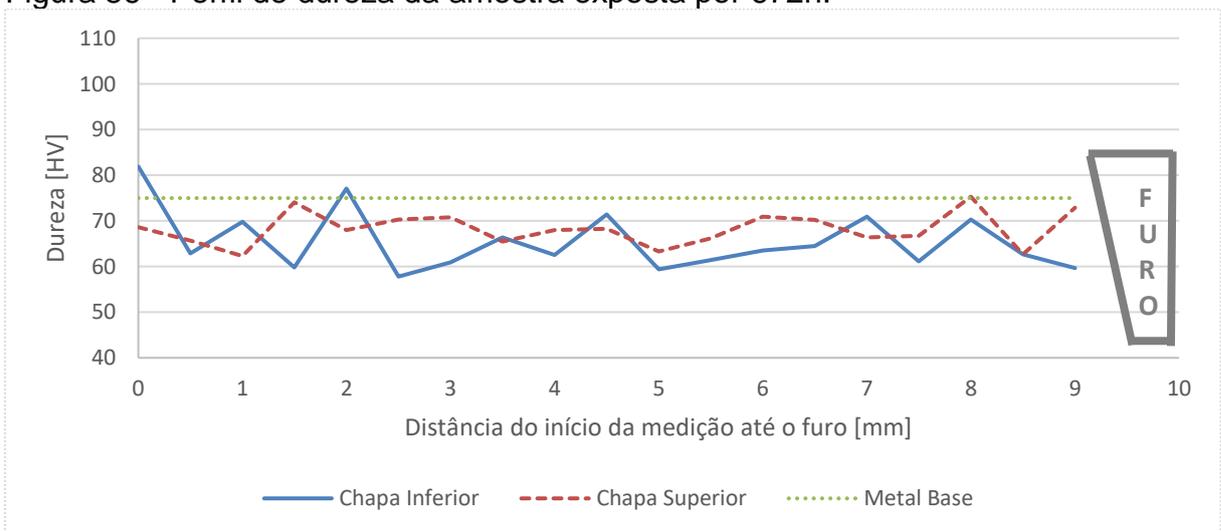
Fonte: autoria própria.

Figura 55 - Perfil de dureza da amostra exposta por 336h.



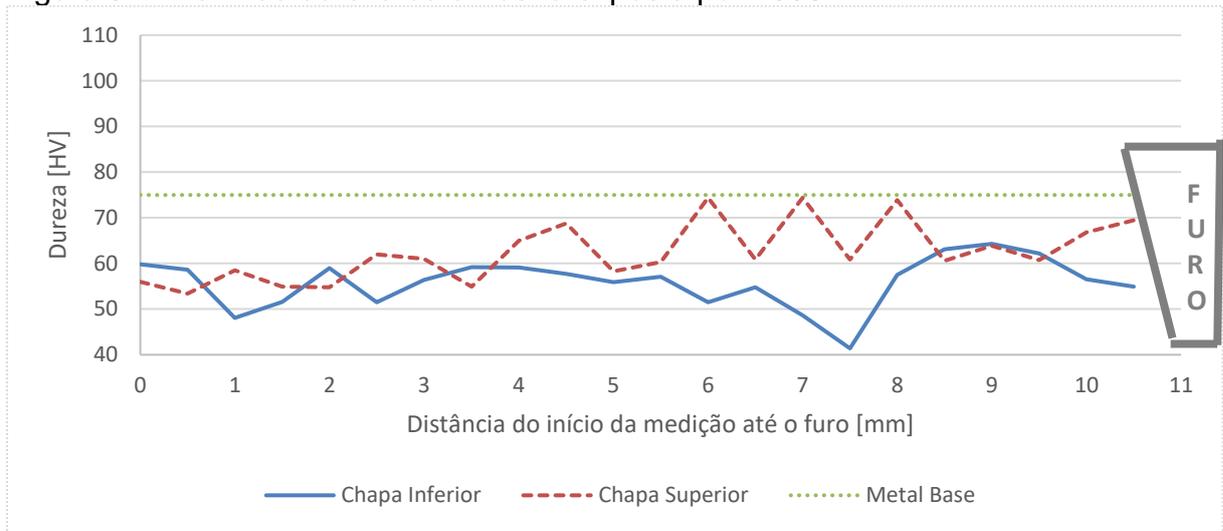
Fonte: autoria própria

Figura 56 - Perfil de dureza da amostra exposta por 672h.



Fonte: autoria própria.

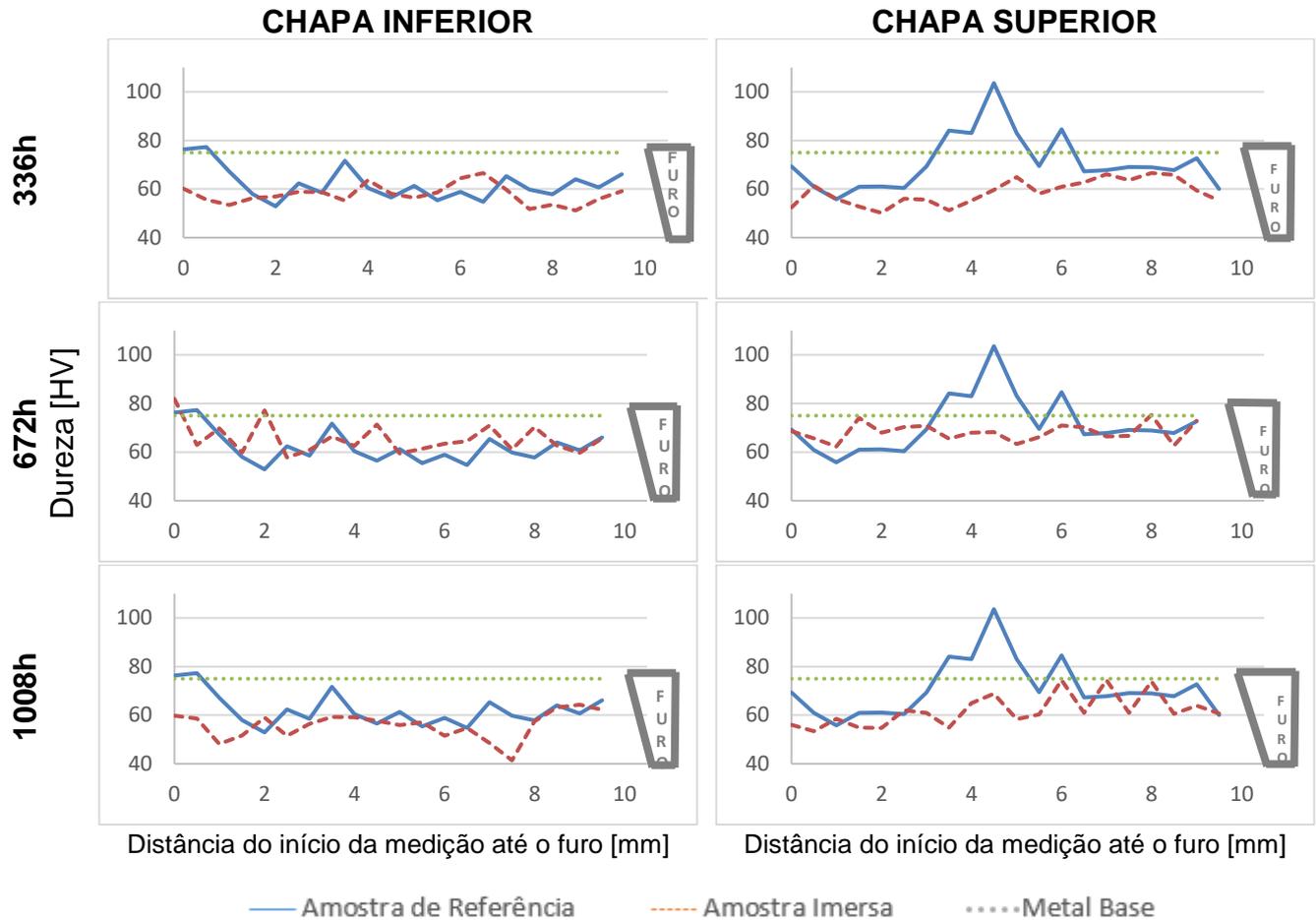
Figura 57 - Perfil de dureza da amostra exposta por 1008h



Fonte: autoria própria.

A Figura 58 mostra o comparativo do perfil de dureza das chapas inferior e superior nos períodos de ensaio estabelecidos (336, 672 e 1008h) com relação a amostra de referência (0h).

Figura 58 – Comparação dos perfis de dureza das amostras imersas, em relação a amostra de referência.



Fonte: autoria própria.

Nota-se que não houve mudança significativa do perfil de dureza das amostras imersas da chapa inferior, indicando que, mesmo após 1008 horas de ensaio, não houve influência da corrosão nesta caracterização.

Porém, na chapa superior, houve diferença entre os perfis nos intervalos de tempo de ensaio de imersão. Ressalta-se que a chapa superior está em contato com o ombro da ferramenta durante o processo, recebendo maior aporte térmico, quando comparada com a chapa inferior.

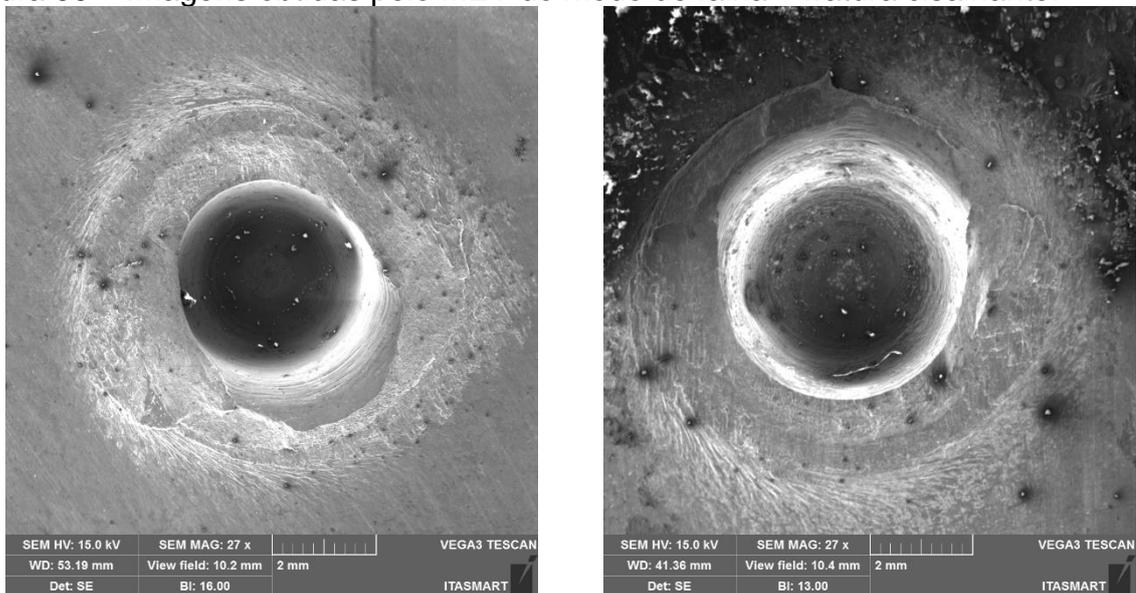
Nas imagens obtidas pelo MEV na seção 4.2 deste trabalho, não houve diferença na incidência de corrosão entre as chapas. A recristalização que dissolve precipitados é beneficiada pelo maior aporte térmico na região soldada, fazendo que a região da ZM tenha precipitados dissolvidos, enquanto a ZM e ZTMA possuem precipitados de MgSi que são ativadores do processo de corrosão. A chapa superior possui maior suscetibilidade de ocorrência de corrosão, que pode estar relacionada

as diferentes microestruturas das regiões adjacentes da ZM, que podem acelerar o processo de corrosão nesta região.

4.8 Análise de Falhas

Para análise da falha da junta soldada, comparou-se a amostra de referência (sem corrosão) com a amostra de 1008h, que possui pites aparentes na avaliação microestrutural. Ambas as amostras falharam por cisalhamento do botão de solda. A Figura 59 mostra uma fractografia em MEV das duas amostras.

Figura 59 – Imagens obtidas pelo MEV do modo de falha – fratura cisalhante.



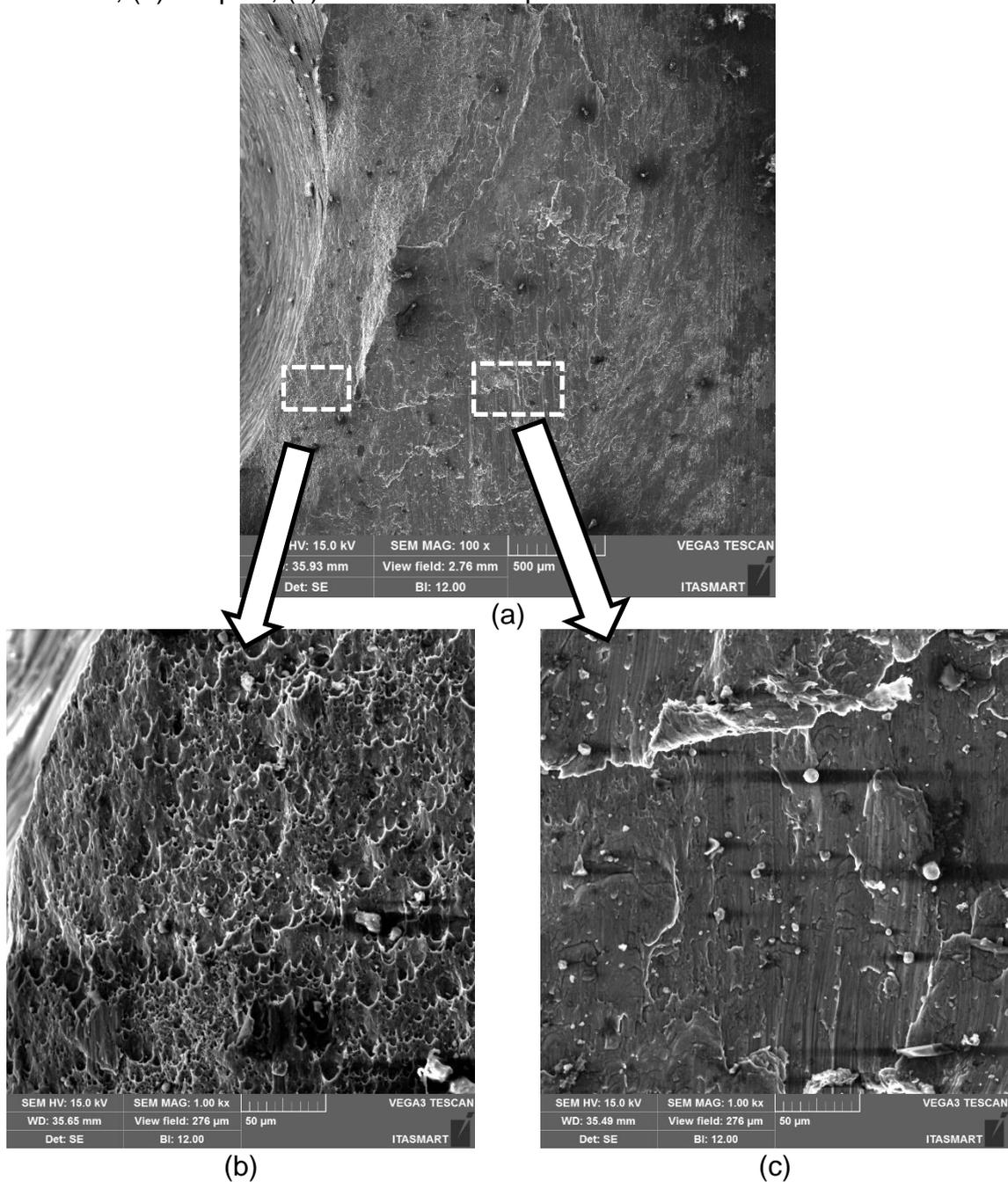
(a) Fratura da amostra de referência.
Aumento de 27x.

(b) Fratura da amostra de 1008h.
Aumento 27x.

Fonte: autoria própria.

Na Figura 60 observa-se detalhadamente a região de fratura da amostra de 1008h, onde se encontra a zona de mistura. Observa-se a presença de *dimples* alongados (Figura 60 b), característico para uma falha dúctil com estado de tensões misto de tração e cisalhamento no plano da fratura. Também é possível observar um ponto mais afastado da zona de mistura (Figura 60 c), onde a superfície de fratura difere dos *dimples*, com uma aparência de aspecto frágil. Não foram observados produtos de corrosão ou pites que pudessem comprometer a região.

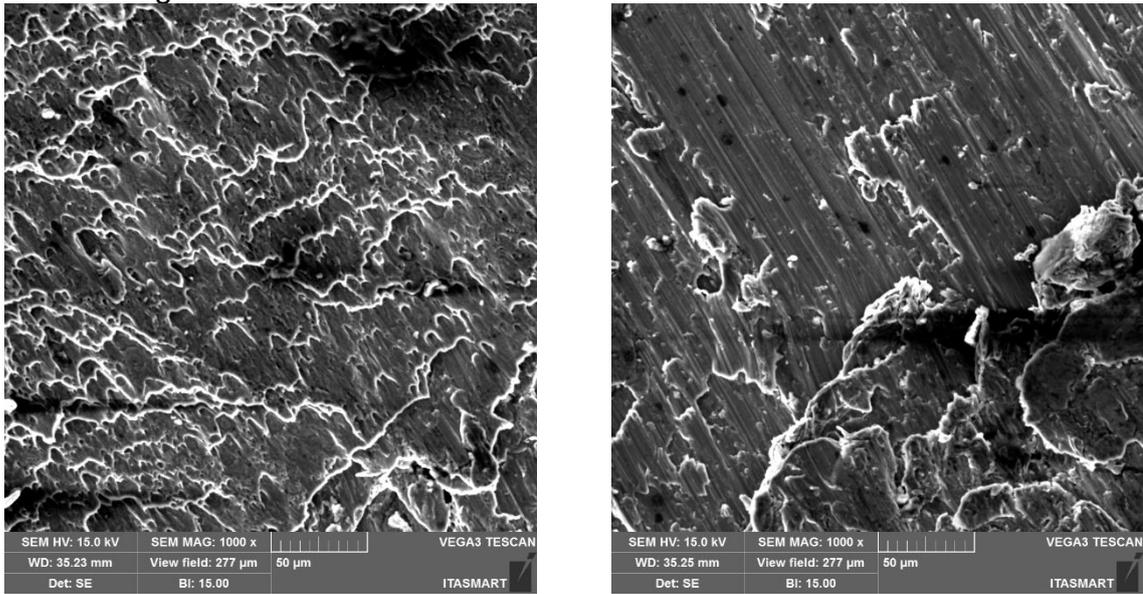
Figura 60 – Região de fratura da amostra de 1008h. (a) Zonas de transição de fratura da amostra, (b) dimples, (c) fratura na zona parcialmente soldada.



Fonte: autoria própria.

A amostra de referência (Figura 61) teve comportamento em fratura semelhante à amostra que foi submetida a 1008 horas de imersão, o que já era esperado, uma vez que a não houveram alterações no comportamento monotônico das amostras estudadas.

Figura 61 – Detalhamento da fratura na amostra de referência.



(a) Dimples na ZM

(b) fratura na zona parcialmente soldada.

Fonte: autoria própria

Em ambas as amostras analisadas, observa-se a presença de intermetálicos (pontos brancos) nas regiões parcialmente soldadas, podendo se tratar de precipitados provenientes do envelhecimento que o material é submetido no tratamento térmico. Não se observou relação desses precipitados nessa região com ocorrência de corrosão localizada, na análise de falhas.

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Neste trabalho, foram realizados ensaios experimentais em juntas soldadas pelo processo FSSW em uma liga AA6060-T5, para verificar a influência da corrosão nas características mecânicas e metalúrgicas nas zonas que compõem a junta soldada. Foi realizado um ensaio de imersão em eletrólito de 3,5% de NaCl, em temperatura ambiente, durante um período de 1008 horas de ensaio.

Os resultados mostram que, apesar da junta soldada sofrer ação da corrosão, indicada através de produtos de corrosão e formação de pites, além da estimativa da taxa de corrosão, a união é resistente e tem baixa perda de massa por ano, podendo ser utilizada em meios contendo cloretos, na concentração de NaCl estabelecida neste trabalho.

Nas condições escolhidas do ensaio de imersão, com a concentração de NaCl do eletrólito semelhante a água do mar, não houve modificação no comportamento monotônico das juntas soldadas, mesmo após 1008 horas de ensaio, para todos os corpos de prova submetidos ao ensaio de cisalhamento.

Em todas as amostras analisadas foram observados pites e produtos de corrosão na zona de mistura (que está em contato imediato com a ferramenta que realiza a soldagem) e na ZTA-ZTMA. Isso foi mais notório na amostra que esteve em maior tempo (1008 horas) em contato com o eletrólito, com maior ocorrência na ZTA e ZTMA.

A análise da composição química das regiões da solda, realizada através da espectroscopia de energia dispersiva, mostrou que as modificações microestruturais provenientes do processo de soldagem alteraram a concentração dos elementos químicos, podendo haver precipitação e/ou coalescência de precipitados, bem como completa dissolução de precipitados. Tais modificações ocorreram pela ação da temperatura do processo de soldagem. Essas modificações são diretamente relacionadas à corrosão intergranular nas ligas de alumínio, fato que foi possível visualizar a partir dos produtos de corrosão identificados nas imagens vistas em MEV.

O monitoramento do Potencial de Circuito Aberto (PCA) identificou alterações eletroquímicas que ocorreram com as amostras ao longo do ensaio de imersão. Os dados obtidos pela medição global da amostra mostraram potenciais negativos, principalmente nas amostras de 336 e 1008 horas. A amostra de 672 horas teve a maior média de PCA, em relação a todas as amostras analisadas, indicando que o

processo de corrosão pode ter sido mais lento que nas demais amostras. Isso pode ocorrer devido vários fatores, como maior espessura de película protetora, por exemplo. Observou-se também que houve aumento do desvio padrão do PCA enquanto transcorria o ensaio de imersão, podendo ser relacionado com atividade eletroquímica na região analisada.

As curvas de polarização potenciodinâmicas mostram que a chapa superior é mais afetada pela ação da corrosão. Em termos de taxa de corrosão, pode perder até 1,5 vezes mais espessura por ano, quando comparada com a chapa inferior, na mesma região de análise. Isso fica evidente pelos valores de potencial de corrosão menos nobres, isto é, mais negativos, quando comparado com as demais regiões analisadas. Além disso, a região apresenta maior densidade de corrente de corrosão, o que indica que o processo de corrosão irá ocorrer mais rápido. Para todas as regiões, a curva teve aspecto característico de material passivo: logo após a dissolução ativa no ramo anódico, há a formação de pites e posterior passivação da área analisada.

Devido ao ensaio ter sido realizado em um ambiente laboratorial controlado e ao fato de que a corrosão pode ocorrer com uma combinação de outros fatores (temperatura, umidade, pH, entre outros), dificilmente o mesmo desempenho será obtido no componente real.

5.1 Conclusões

Este trabalho teve como objetivo geral avaliar o efeito da corrosão por imersão em eletrólito de 3,5% de NaCl nas características mecânicas e metalúrgicas de juntas soldadas de alumínio AA6060-T5 pelo processo FSSW. Com os resultados obtidos e análises realizadas é possível fazer as seguintes conclusões:

- As amostras submetidas ao ensaio de imersão em solução de 3,5% de NaCl sofreram corrosão localizada, aumentando a incidência de pites e produtos de corrosão conforme maior tempo de ensaio.
- Os resultados obtidos no ensaio de cisalhamento não evidenciaram variações consistentes, mostrando que não há influência do efeito corrosivo no comportamento monotônico das juntas soldadas. Eventuais

variações nos resultados são atribuídas a eventos aleatórios que tipicamente ocorrem no momento do ensaio.

- A norma da ASTM G46 indica que alterações nas propriedades mecânicas decorrentes de processos corrosivos podem ocorrer caso a corrosão na amostra seja uniforme ou generalizada. Conforme as análises por MEV, os pites identificados se classificam dentro da norma como B1, logo, o ataque localizado não é severo.
- A análise semiquantitativa da composição da liga através do EDS evidenciou a existência de processo de corrosão pelas variações de concentração de Oxigênio nas amostras com maior tempo de imersão. Ficou evidente a relação direta que os elementos de liga possuem na ocorrência de corrosão localizada e intergranular.
- A análise por DRX indicou que mesmo as amostras sofrendo corrosão, não houve completa dissolução do filme passivo, o que é um indicador da alta resistência à corrosão da região da solda na concentração de eletrólito escolhida neste trabalho.
- A análise realizada em MEV da zona de mistura e ZTA-ZTMA das amostras submetidas ao ensaio de imersão, mostraram dissolução de precipitados de MgSi decorrentes de processo corrosivo e produtos de corrosão. Na amostra que permaneceu o maior período imersa no eletrólito (1008 horas), foram identificados pequenos pites na região parcialmente soldada.
- O mecanismo de fratura foi bastante semelhante entre a amostra de referência e amostra submetida a 1008 horas de imersão. Foi identificada a presença de intermetálicos na região parcialmente soldada, que pode modificar a resistência a corrosão da região.
- A variação nas medições de PCA, no ensaio de imersão, para valores mais negativos de potencial, mostra que houve corrosão das amostras. Quanto maior o tempo de ensaio, maior foi o desvio padrão calculado, que indica atividade eletroquímica na região.
- Quando se compara os valores de PCA do ensaio de imersão com os resultados obtidos no ensaio de polarização, nota-se que a maioria dos valores obtidos eram maiores que o E_{corr} do metal base. Mesmo com

valores mais nobres que o obtido para o metal base, foram identificados pites e produtos de corrosão nas amostras, o que indica que outras variáveis devem ser consideradas para avaliar a resistência a corrosão, como a densidade de corrente e taxa de corrosão.

- As curvas de polarização potenciodinâmicas indicaram que a chapa superior, na região da zona de mistura, possui maior taxa de corrosão, perdendo 1,82 mm/ano. Os parâmetros obtidos no ensaio são semelhantes para as diferentes regiões, sendo a densidade de corrente parâmetro que diferencia a velocidade de corrosão de cada região, refletindo nas taxas de corrosão. Os resultados apontam que a presença de precipitados de MgSi pode desencadear o processo de corrosão localizada, pois sofreram uma dissolução preferencial, mostrando comportamento anódico em relação aos demais componentes da liga.

5.2 Sugestões para trabalhos futuros

A seguir, são indicadas algumas sugestões para trabalhos futuros para análise das juntas soldadas pelo processo FSSW da liga AA6060-T5.

- Submeter as amostras ao ensaio de corrosão intergranular conforme norma ASTM G110 e avaliar as propriedades mecânicas e químicas da junta soldada.
- Realizar o ensaio de imersão alterando a concentração, temperatura e composição do eletrólito, de modo a verificar formas de corrosão mais severas para esse tipo de junta soldada.
- Realizar o ensaio de corrosão por névoa salina (*Salt spray*), conforme norma ASTM B117, para avaliar o comportamento mecânico da junta soldada.
- Verificar a influência da velocidade de rotação da ferramenta, durante o processo de soldagem, na suscetibilidade das regiões da solda em sofrer corrosão localizada.
- Realizar análise eletroanalítica da junta soldada através da voltametria cíclica, utilizando a mesma concentração de eletrólito, para avaliar

possíveis reações acopladas a processos eletroquímicos, como repassivação da superfície que está sendo corroída.

- Avaliar a topografia da seção transversal da junta soldada após processo de corrosão, através da técnica de Microscopia de Força Atômica (AFM), podendo identificar a profundidade dos pites e identificar ataques localizados em intermetálicos da liga AA6060-T5.

REFERÊNCIAS

AITA, Carlos Alfredo Gracioli. **Estudo do desempenho mecânico de juntas soldadas pelo processo de soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica (FSSW) da liga AA6060-T5**. 2017. Dissertação (Mestrado em Engenharia). Universidade Federal do Pampa, Alegrete, 2017. Disponível em: <<http://dspace.unipampa.edu.br:8080/bitstream/riu/1952/1/Carlos%20Alfredo%20Gracioli%20Aita%20-%202017.pdf>>. Acesso em: 10 jan. 2019

ALCAN. **Manual de Soldagem**. Alcan Alumínio do Brasil S/A. 1ª Edição. 1993. Disponível em: <http://www.soldaautomatica.com.br/index_arquivos/Arquivos/MANUAL%20DE%20OLDAGEM%20ALCAN.pdf>. Acesso em: 11 mai. 2019.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (FILADELFIA, PENNSYLVANIA). **ASTM G1-03: Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens**. Disponível em: <<https://www.astm.org/Standards/G1>>. Acesso em: 11 mai. 2019.

ARRUSSUL, V. **Comportamento corrosivo de soldas à fricção FSW do tipo alumínio-cobre**. 2015. Trabalho de Conclusão de Curso (Graduação em Engenharia Mecânica). Universidade Federal do Pampa, Alegrete, 2015. Disponível em: <<http://dspace.unipampa.edu.br/bitstream/riu/931/1/Comportamento%20corrosivo%20de%20soldas%20%C3%A0%20fric%C3%A7%C3%A3o%20FSW%20do%20tipo%20alum%C3%ADnio-cobre.pdf>>. Acesso em: 04 mai. 2020.

ASSIS, Camila Molena de. **Estudo do comportamento de corrosão de ligas de alumínio soldadas por fricção (FSW) utilizando técnicas eletroquímicas globais e locais**. 2016. Tese (Doutorado em Engenharia Química) - Escola Politécnica, University of São Paulo, São Paulo, 2016. Disponível em: <doi: 10.11606/T.3.2017.tde-24022017-134331>. Acesso em: 13 abr. 2019

ASTM E1508-12. **Standard Guide for Quantitative Analysis by Energy-Dispersive Spectroscopy**. 1998. Disponível em: <<https://www.astm.org/Standards/E1508.htm>>. Acesso em: 25 set. 2020.

ASTM G44-99. **Standard Practice for Exposure of Metals and Alloys by Alternate Immersion in Neutral 3.5 % Sodium Chloride Solution**. 2013. Disponível em: <<https://www.astm.org/Standards/G44.htm>>. Acesso em: 17 mar. 2019.

ASTM G46-94. **Standard guide for examination and evaluation of pitting corrosion**. 2005. Disponível em: <<https://www.astm.org/Standards/G46>>. Acesso em: 17 mar. 2019.

ASTM G59-97. **Standard test method for conducting potentiodynamic polarization resistance measurements**. In: American Society for Testing and Materials. 2014. Disponível em: <<https://www.astm.org/Standards/G59>>. Acesso em: 17 mar. 2020.

ASTM METALS HANDBOOK. (1990). **Corrosion**. Formerly 9th edition. Disponível em: <
<http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/TM315/Asm%20Metals%20Handbook%20Volume%2013%20-%20Corrosion%20Fundamentals,%20Testing,%20And%20Protection.pdf>>. Acesso em: 20 abr. 2019.

AWANG, M. et al. **Thermo-mechanical modeling of friction stir spot welding (FSSW) process: use of an explicit adaptive meshing scheme**. SAE Technical Paper, 2005. Disponível em: <<https://www.sae.org/publications/technical-papers/content/2005-01-1251/>>. Acesso em: 05 jun. 2019.

BERGMANN, Jean Pierre et al. **Advances and Potentials in Friction Stir Welding of Aluminum Alloys**. In: Key Engineering Materials. Trans Tech Publications Ltd, 2016. p. 137-142. Disponível em: <<https://www.scientific.net/KEM.710.137>>. Acesso em: 05 jun. 2019.

BIRBILIS, N. e BUCHHEIT, R.G. **Electrochemical characteristics of intermetallic phases in aluminum alloys an experimental survey and discussion**. Journal of the Electrochemical Society. v. 152, n. 4, p. B140-B151, 2005. Disponível em: <<https://iopscience.iop.org/article/10.1149/1.1869984>>. Acesso em: 28 set. 2020.

BOUSQUET, Emilie et al. **Relationship between microstructure, microhardness and corrosion sensitivity of an AA 2024-T3 friction stir welded joint**. Corrosion Science, v. 53, n. 9, p. 3026-3034, 2011. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0010938X1100271X>>. Acesso em: 16 jun. 2020.

BRAUN, Reinhold. **On the stress corrosion cracking behaviour of 6XXX series aluminium alloys**. International journal of materials research, v. 101, n. 5, p. 657-668, 2010. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1003632616642206>>. Acesso em: 10 mai. 2019.

BERTUOLI, Paula Tibola. **Desenvolvimento e caracterização de uma tinta em pó base poliéster contendo montmorilonita funcionalizada com silano**. 2014. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Processos) – Programa de pós-graduação em engenharia de processos e tecnologias. Universidade de Caxias do Sul. Caxias do Sul, 2014. Disponível em <<https://repositorio.ucs.br/xmlui/bitstream/handle/11338/826/Dissertacao%20Paula%20Tibola%20Bertuoli.pdf?sequence=1>>. Acesso em 20 jun. 2020.

CAMPANELLI, L. **Estudo do processo de soldagem por fricção por ponto da liga de magnésio AZ31**. 2012. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia. Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2012. Disponível em: <<https://repositorio.ufscar.br/handle/ufscar/873?show=full>>. Acesso em: 05 mai. 2019.

CAMPANELLI, Leonardo Contri; DE ALCANTARA, Nelson Guedes; DOS SANTOS, Jorge Fernandez. **Solid State Spot Welding of Lightweight Alloys**. SOLDAGEM &

INSPECAO, v. 16, n. 3, p. 301-307, 2011. Disponível em: <https://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242011000300011&lng=en&nrm=iso>. Acesso em: 15 mai. 2019.

CAPELARI, Tiago Valdameri; MAZZAFERRO, José Antônio Esmerio. **Process parameters and tool geometry evaluation in the FSW of AA 5052 aluminum alloy.** Soldagem & Inspeção, v. 14, n. 3, p. 215-227, 2009. Disponível em: <https://www.scielo.br/scielo.php?pid=S0104-92242009000300005&script=sci_abstract>. Acesso em: 15 mai. 2020.

CARNEIRO, D. R. M. **Aspectos de resistência à corrosão de ligas de níquel-cromo e cobalto-cromo obtidas pelo processo de aspersão térmica por arco elétrico.** 2016. Dissertação de Mestrado. Disponível em: <http://dippg.cefet-rj.br/ppemm/attachments/article/81/62_Mateus%20Rangel%20Duarte%20Carneiro.pdf>. Acesso em: 03 mar. 2020.

CODARO, Eduardo Norberto. **Estudo da corrosão em ligas de alumínio utilizadas na indústria aeronáutica.** 2006. Tese (livre-docência) - Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia, 2006. Disponível em: <<http://hdl.handle.net/11449/116075>>. Acesso em 08 set. 2020.

DAR WU, S. **The corrosion protection study on inner surface from welding of aluminum alloy 7075-T6 hydrogen storage bottle.** International Journal of Hydrogen Energy, v. 41, n. 1, p. 570 - 596, 2016. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0360319915024726>>. Acesso em: 06 jun. 2019.

DEHNAVI, Vahid et al. **Phase transformation in plasma electrolytic oxidation coatings on 6061 aluminum alloy.** Surface and Coatings Technology, v. 251, p. 106-114, 2014. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0257897214003247>>. Acesso em: 07 jul. 2019.

DOS SANTOS JR, M. C. **Emprego de Ferramentas Estatísticas Para Avaliação da Usinabilidade de Ligas de Alumínio.** Universidade Federal de Uberlândia. Uberlândia, 116p. 2012. Disponível em: <<https://repositorio.ufu.br/handle/123456789/14711>>. Acesso em: 03 abr. 2020.

Eckermann, F., Suter, T., Uggowitzer, P. J., Afseth, A., & Schmutz, P. (2008). **The influence of MgSi particle reactivity and dissolution processes on corrosion in Al-Mg-Si alloys.** Electrochimica Acta, 54(2), 844-855. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013468608007457>>. Acesso em: 18 out. 2020

EZUBER, Hosni; EL-HOUD, A.; EL-SHAWESH, F. **A study on the corrosion behavior of aluminum alloys in seawater.** Materials & Design, v. 29, n. 4, p. 801-805, 2008. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0261306907000258>>. Acesso em: 16 ago. 2020.

FERNANDES, Camila Albuquerque. **Estudo do desempenho mecânico e microestrutural de uniões da liga de alumínio, AA6061-T6, por solda a ponto por fricção (FSpW)**. 2016. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Pernambuco. Disponível em: <<https://repositorio.ufpe.br/handle/123456789/18599>>. Acesso em: 15 out. 2020.

FIORAVANTI, A. S. **Soldagem por FSW de ligas de alumínio Alcalad AA2024-T3 e AA7075-T6** [dissertação de mestrado]. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2008. Disponível em: <<https://lume.ufrgs.br/handle/10183/14373>>. Acesso em: 05 mai. 2020.

FONDA, R. W. et al. **Microstructure, mechanical properties, and corrosion of friction stir welded Al 5456**. Materials Science and Engineering: A, v. 519, n. 1-2, p. 1-8, 2009. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S092150930900522X>>. Acesso em: 22 mai. 2020.

GARCIA, Guilherme Santos. **Desenvolvimento de um processo de sinterização a plasma do alumínio utilizando gaiola catódica**. 2016. Dissertação (Mestrado). Escola de Engenharia. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2016. Disponível em: <<https://lume.ufrgs.br/handle/10183/151362>>. Acesso em: 07 jun. 2020.

GERENGI, Husnu et al. **Investigation of corrosion behavior of 6060 and 6082 aluminum alloys under simulated acid rain conditions**. Materials and Corrosion, v. 66, n. 3, p. 233-240, 2015. Disponível em: <<https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/maco.201307287>>. Acesso em: 24 ago. 2019.

JONES, Loretta; ATKINS, Peter William; HOEGGER, Carl. **Chemistry: Molecules, Matter, and Change Media Activities Book: Integrating Media in Learning**. Macmillan, 2000. Disponível em: <https://books.google.com.br/books/about/Chemistry_Molecules_Matter_and_Change_Me.html?id=kJhhiLiSUN8C&redir_esc=y>. Acesso em: 03 ago. 2019.

JESUÍNO, G. A. et al. **Propriedades mecânicas e resistência à corrosão da liga Ti-4Al-4V obtida da reciclagem da liga Ti-6Al-4V**. Materials Research, v. 4, n. 2, p. 63-69, 2001. Disponível em: <https://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392001000200004>. Acesso em: 15 out. 2020.

KAEWMANEEKUL, Tanapat; LOTHONGKUM, Gobboon. **Effect of aluminium on the passivation of zinc–aluminium alloys in artificial seawater at 80 C**. Corrosion science, v. 66, p. 67-77, 2013. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0010938X12004349>>. Acesso em: 12 out. 2020.

KAIRY, S. K. et al. **On the intergranular corrosion and hardness evolution of 6xxx series Al alloys as a function of Si: Mg ratio, Cu content, and aging condition**. Corrosion, v. 73, n. 10, p. 1280-1295, 2017. Disponível em: <

<https://corrosionjournal.org/doi/abs/10.5006/2506?af=R&mobileUi=0>>. Acesso em: 10 mai. 2019.

KIMINAMI, Claudio Shyinti; DE CASTRO, Walman Benício; DE OLIVEIRA, Marcelo Falcão. **Introdução aos processos de fabricação de produtos metálicos**. Editora Blucher, 2013. Disponível em: <http://arquivos.info.ufrn.br/arquivos/2013045043647a16917017e9ffe902e8e/Parte_I_-_Introduo_aos_processos_de_fabricao_Pblica.pdf>. Acesso em: 04 abr. 2019.

KOZLIK Jr., Antonio, **Sistemática para Análise de Falha por Corrosão em Componentes Mecânicos Metálicos**, 2007, 126p. Dissertação (Mestrado em Engenharia) - Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e de Materiais, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, 2007. Disponível em: <http://www.dominiopublico.gov.br/pesquisa/DetalheObraForm.do?select_action=&co_obra=94071>. Acesso em: 05 mai. 2020.

KUMAR, Ajay; MILTON, Mohammad Shahal. **A Comparison of welding techniques of aluminium alloys, A literature review**. International Journal of Scientific Research in Science, Engineering and Technology, v. 2, n. 3, p. 172-175, 2016. Disponível em: <<https://www.semanticscholar.org/paper/A-Comparison-of-Welding-Techniques-of-Aluminium-A-Kumar-Milton/1219c943867d89974fceb949804a7a6859199de>>. Acesso em: 02 out. 2020.

LAKSHMINARAYANAN, A. K.; BALASUBRAMANIAN, V.; ELANGO VAN, K. **Effect of welding processes on tensile properties of AA6061 aluminium alloy joints**. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 40, n. 3-4, p. 286-296, 2009. Disponível em: <<https://link.springer.com/article/10.1007/s00170-007-1325-0>>. Acesso em: 05 ago. 2019.

LEITE FILHO, Valfrido Furtado. **Eletropolimerização e caracterização de polianilina com incorporação de nanopartículas de TiO₂ a diferentes pHs**. 2015. 94 f. Dissertação (Mestrado em Ciência com ênfase em Física dos Materiais) – Escola de Minas, Instituto de Ciências Exatas e Biológicas, Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2015. Disponível em: <<https://www.repositorio.ufop.br/handle/123456789/6399>>. Acesso em: 05 out. 2020.

Liang M, Melchers R, Chaves I, **Corrosion and pitting of 6060 series aluminium after 2 years exposure in seawater splash, tidal and immersion zones**, Corrosion Science (2018). Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.05.036>>. Acesso em: 09 mai. 2019.

LIAO, Chi-Min; WEI, Robert P. **Galvanic coupling of model alloys to aluminum—a foundation for understanding particle-induced pitting in aluminum alloys**. Electrochimica Acta, v. 45, n. 6, p. 881-888, 1999. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013468699002996>>. Acesso em: 19 out. 2020.

LI Z.; LI,C.; GAO,Z.; LIU,Y.; LIU,X.; GUO,Q.; YU,L.; LI, H. **Corrosion behavior of Al–Mg 2 Si alloys with/without addition of Al–P master alloy**. Materials Characterization. v. 110, p. 170-174, 2015. Disponível em: <

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1044580315300310>>. Acesso em: 20 out. 2020.

LIU, Jiaan et al. **Increased corrosion resistance of closed-cell aluminum foams by electroless Ni-P coatings**. *Materials transactions*, v. 52, n. 12, p. 2282-2284, 2011. Disponível em: <[10.2320/matertrans.M2011205](https://doi.org/10.2320/matertrans.M2011205)>. Acesso em: 06 mai. 2019.

LUMSDEN, J. B. et al. **Corrosion behavior of friction-stir-welded AA7050-T7651**. *Corrosion*, v. 59, n. 3, p. 212-219, 2003. Disponível em: <<https://doi.org/10.5006/1.3277553>>. Acesso em: 20 jun. 2020.

MAIA, André M. **Efeito dos ciclos de solubilização e envelhecimento no comportamento da liga de alumínio 6101**. 2012. Dissertação (Mestrado). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade do Porto. Porto, 2012. Disponível em: <<https://repositorio-aberto.up.pt/bitstream/10216/68324/1/000154720.pdf>>. Acesso em: 15 jun. 2020.

MODENESI, Paulo José; MARQUES, Paulo Villani; BRACARENSE, Alexandre Queiroz. **Soldagem-fundamentos e tecnologia**. Editora UFMG, 2005. Disponível em: <https://books.google.com.br/books?id=ulxCh9lCgJEC&printsec=frontcover&hl=pt-BR&source=gbs_atb#v=onepage&q&f=false>. Acesso em: 06 abr. 2019.

MUYLDER, J. Van; POURBAIX, Magnesium. **Atlas of electrochemical equilibria in aqueous solution**. by M. Pourbaix, Rergomon press and cebelcor, p. 260-509, 1966. Disponível em: <<http://sunlight.caltech.edu/aic/pourbaix.pdf>>. Acesso em: 05 mai. 2019.

NACE/ASTM G193-12D. **Standard Terminology and Acronyms Relating to Corrosion**. 2012. Disponível em: <<https://www.astm.org/Standards/G193.htm>>. Acesso em: 15 set. 2020.

OLIVEIRA, M. **Estudo da influência de organo-silanos na resistência à corrosão de aço-carbono por meio de técnicas eletroquímicas**. Tese (Doutorado em Engenharia dos Materiais) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006). Disponível em: <<https://www.teses.usp.br/teses/disponiveis/3/3133/tde-19092006-112719/pt-br.php>>. Acesso em: 09 ago. 2019.

OSÓRIO W.R.; PEIXOTO, L.C.; GOULART, P.R.; GARCIA, A. **Electrochemical Corrosion Parameters of As-Cast Al-Fe Alloys in a NaCl solution**. *Corrosion Science*. v. 52, p. 2979-2993, 2010. Disponível em: <<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0010938X10002490>>. Acesso em: 05 out. 2020.

PAN, Tsung-Yu. **Friction stir spot welding (FSSW)-a literature review**. SAE Technical Paper, 2007. Disponível em: <[10.4271/2007-01-1702](https://doi.org/10.4271/2007-01-1702)>. Acesso em: 07 mai. 2020.

PICCOLO, D. **Optimization of friction spot welding (FSpW) process of similar and dissimilar welds of light alloys.** 2014. 116 f. Dissertação (Mestrado em Ciências Exatas e da Terra) - Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2014. Disponível em: <<https://repositorio.ufscar.br/handle/ufscar/930>>. Acesso em: 05 mai. 2020.

PONTES, Ágata Mayara Paula. **Análise da resistência à corrosão da Liga de Alumínio AA7075-T6 após conformação por Laminação a frio.** 123 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2017. Disponível em: <<http://repositorio.unifei.edu.br/xmlui/handle/123456789/988>>. Acesso em: 08 jun. 2019.

POPESCU, Ileana Nicoleta et al. **Development, microstructure and corrosion resistance of Al-Mg-(Si) binary and ternary system samples in 5.3% NaCl solution for applications with environmental impact.** In: Advanced Materials Research. Trans Tech Publications Ltd, 2015. p. 239-244. Disponível em: <<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.1114.239>>. Acesso em: 10 out. 2020.

PROTON, V.; ALEXIS, J.; ANDRIEU, E.; DELFOSSE, J.; DESCHAMPS, A.; DE GEUSER, F.; BLANC, C. **The influence of artificial ageing on the corrosion behavior of a 2050 aluminium-copper-lithium alloy.** Corrosion Science. v. 80, p. 494-502, 2014. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2013.11.060>>. Acesso em: 11 out. 2020.

QUEIROZ, Fernanda Martins. **Estudo do comportamento de corrosão dos intermetálicos presentes na liga AA 2024-T3, por meio de técnicas de microscopia associada a técnicas eletroquímicas.** Tese de Doutorado. Universidade de São Paulo. Disponível em: <[10.11606/T.85.2008.tde-17082009-152449](https://doi.org/10.11606/T.85.2008.tde-17082009-152449)>. Acesso em: 15 out. 2020.

REBOUL, M. C.; BAROUX, B. **Metallurgical aspects of corrosion resistance of aluminium alloys.** Materials and Corrosion, v. 62, n. 3, p. 215-233, 2011. Disponível em: <<https://doi.org/10.1002/maco.201005650>>. Acesso em: 10 mai. 2019.

REZENDE, Mirabel C. **Fractografia de compósitos estruturais.** Polímeros, v. 17, n. 3, p. E4-E11, 2007. Disponível em: <https://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-14282007000300003>. Acesso em: 07 jun. 2020.

RODRIGUES, Edison Almeida. **Corrosão e propriedades mecânicas de tração e fadiga da liga de alumínio 7050-T73651.** 2012. 117 p. Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Campinas, SP. Disponível em: <<http://www.repositorio.unicamp.br/handle/REPOSIP/265253>>. Acesso em: 20 mar. 2019

ROSENDO T, PARRA B, TIER M, da SILVA AAM, dos SANTOS JF, STROHAECKER TR. **Mechanical and microstructural investigation of friction spot welded AA6181- T4 aluminium alloy.** Materials Design, vol. 32, p;1094-1100, 2011. Disponível em: <<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.11.017>>. Acesso em: 09 mai. 2020.

ROSENDO, T.D.S. **Estudo do Desempenho Mecânico de Solda(s) Ponto por Fricção (FSpW) da Liga AA6181-T4**: 2009. Tese (Doutorado), Escola de Engenharia, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre. Disponível em: <<http://hdl.handle.net/10183/18981>>. Acesso em: 10 mai. 2020.

SILVA, Patrícia Sabino da. **Estudo da corrosão naftênica pela aplicação da técnica de ruído eletroquímico**. 2010. Dissertação (Mestrado), Universidade Federal do Paraná, Curitiba. Disponível em: <https://www.researchgate.net/publication/281409346_ESTUDO_DA_CORROSAO_NAFTENICA_PELA_APLICACAO_DA_TECNICA_DE_RUIDO_ELETROQUIMICO>. Acesso em: 08 set. 2020.

SANTOS, H. N.; TRELLES, M.; ROSENDO, T. S.; OLIVEIRA, A. C. C.; WIEDENHOFT, A. G.. **AVALIAÇÃO DA UNIÃO REALIZADA POR MEIO DO PROCESSO FRICTION STIR WELDING EM JUNTA TOPO DE LIGA AA6060-T5**. In: 23 CONGRESSO BRASILEIRO DE CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, 2018, Foz do Iguaçu. Disponível em: <<https://www.metallum.com.br/23cbecimat/anais/PDF/IIId40-011.pdf>>. Acesso em: 05 mar. 2020.

SAWYER, Donald T.; ROBERTS, Julian L. *Experimental electrochemistry for chemists*. Wiley, 1974. Disponível em: <<https://www.wiley.com/en-us/Electrochemistry+for+Chemists%2C+2nd+Edition-p-9780471594680>>. Acesso em: 10 set. 2020.

THOMAS, W. M.; NICHOLAS, E. D. **Friction stir welding for the transportation industries**. *Materials & design*, v. 18, n. 4-6, p. 269-273, 1997. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(97\)00062-9](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(97)00062-9)>. Acesso em: 20 mai. 2019.

VISSER, Peter; TERRY, Herman; MOL, Johannes MC. **Active corrosion protection of various aluminium alloys by lithium-leaching coatings**. *Surface and Interface Analysis*, v. 51, n. 12, p. 1276-1287, 2019. Disponível em: <>. Acesso em:

WEST, Robert C.; ASTLE, Melvin J. **CRC handbook of chemistry and physics**. CRC Process, Boca Raton, FL, 1987), p. D-71, 1979. Disponível em: <<http://webdelprofesor.ula.ve/ciencias/isolda/libros/handbook.pdf>>. Acesso em: 05 mar. 2020.

WORLD ALUMINIUM. **Primary Aluminium Production**. Disponível em: <<http://www.world-aluminium.org/statistics/#data>>. Acesso em 11 mai. 2020.

ZEEMANN, A. **Corrosão em Juntas Soldadas**. Infosolda. Disponível em: <<https://infosolda.com.br/wp-content/uploads/Downloads/Artigos/metall/corrosao-em-juntas-soldadas.pdf>>. Acesso em: 10 mai. 2020.

ZENG, Feng-li et al. **Corrosion mechanism associated with Mg₂Si and Si particles in Al-Mg-Si alloys**. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, v. 21, n. 12, p. 2559-2567, 2011. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(11\)61092-3](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(11)61092-3)>. Acesso em: 15 out. 2020.

ZHANG, M., DALY, T. **China 2019 crude steel output jumps 8.3%, sets 2nd straight annual record**. Reuters. Disponível em: <<https://www.reuters.com/article/china-economy-output-steel-idAFAZN002XP5>>. Acesso em 11 mai. 2020.

ZHANG, Zhong-Ke et al. **Corrosion behavior of keyhole-free friction stir spot welded joints of dissimilar 6082 aluminum alloy and DP600 galvanized steel in 3.5% NaCl solution**. Metals, v. 7, n. 9, p. 338, 2017. Disponível em: <<https://doi.org/10.3390/met7090338>>. Acesso em: 10 mar. 2019.

ZHU, Danqing; VAN OOIJ, Wim J. **Corrosion protection of AA 2024-T3 by bis-[3-(triethoxysilyl) propyl] tetrasulfide in sodium chloride solution.: Part 2: mechanism for corrosion protection**. Corrosion Science, v. 45, n. 10, p. 2177-2197, 2003. Disponível em: <[https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(03\)00061-1](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(03)00061-1)>. Acesso em: 15 jun. 2019.

APÊNDICE A – Análise de Variância

As análises de variância (ANOVA) foram realizadas com auxílio do software Microsoft Office Excel®. A Tabela 15 mostra os resultados completos da ANOVA para o ensaio de cisalhamento. Além do valor p, também é possível conduzir a análise através do teste F. Como o F obtido é inferior ao F crítico, aceita-se a hipótese nula de igualdade entre as cargas máximas resistidas, independente do intervalo de tempo.

Tabela 15 – Análise de variância fator único para ensaio de cisalhamento

Anova: fator único							
RESUMO							
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância	Desvio Padrão	CV (%)	
0h	3	8273,35	2757,783	94090,19	306,74	11,12	
336h	3	9183,03	3061,01	333953,6	577,89	18,88	
672h	3	8446,11	2815,37	41790,31	204,43	7,26	
1008h	3	9403,3	3134,433	177596,7	421,42	13,44	
ANOVA							
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico	
Entre grupos	303494,4	3	101164,82	0,63	0,62	4,07	
Dentro dos grupos	1294862	8	161857,7				
Total	1598356	11					

Fonte: autoria própria.

Também foi realizada análise de variância para os resultados obtidos nas medições do potencial de circuito aberto

(Tabela 16). Pelo valor p, também se aceita a hipótese nula de igualdade entre as medições de PCA, bem como a partir da análise pelo teste F.

O menor desvio padrão e o menor coeficiente de variação foi observado na amostra de 336h de imersão, embora a média do PCA da amostra de 672h foi maior que nas demais. Porém, a amostra de 672h apresenta maior coeficiente de variação entre todas as amostras, sendo os dados obtidos heterogêneos e com alta dispersão. Isto é indicativo de perturbação no PCA decorrente de alta atividade eletroquímica ocorrendo na amostra avaliada. Comportamento semelhante foi observado na amostra de 1008h.

Tabela 16 – Análise de variância de fator único para medição de PCA

Anova: fator único						
RESUMO						
Grupo	Contagem	Soma	Média	Variância	Desvio Padrão	CV (%)
336h	5	-4,45	-0,89	0,09365	0,3060	34,38
672h	5	-2,71	-0,542	0,16427	0,4053	74,78
1008h	5	-4,49	-0,898	0,40857	0,6392	71,18

ANOVA						
Fonte da variação	SQ	gl	MQ	F	valor-P	F crítico
Entre grupos	0,413173	2	0,21	0,93	0,42	3,89
Dentro dos grupos	2,66596	12	0,2221			
Total	3,079133	14				

Fonte: autoria própria.

ANEXO I

Programa utilizado para as soldagens dos corpos de prova (Programa desenvolvido por AITA (2017):

Linguagem FANUC, Fresadora CNC ROMI® D800

N10 G91 ;

N20 S1500 M3 ;

N30 G01 Z-6 F120 ;

N40 G04 P4000 ;

N50 G01 Z1 F120 ;

N60 G0 Z150 ;

N70 M30;

Linha N10 – Definição de programa para coordenadas incrementais

Linha N20 – Definição de rotação de 1500RPM (S1500) e sentido horário (M3)

Linha N30 – Definição de interpolação linear (G01), comando para a ferramenta penetrar 6mm (Z-6) a um avanço de 120mm/min (F120)

Linha N40 – Função auxiliar para *Dwell Time* (G04) e tempo de permanência de 4s (P4000)

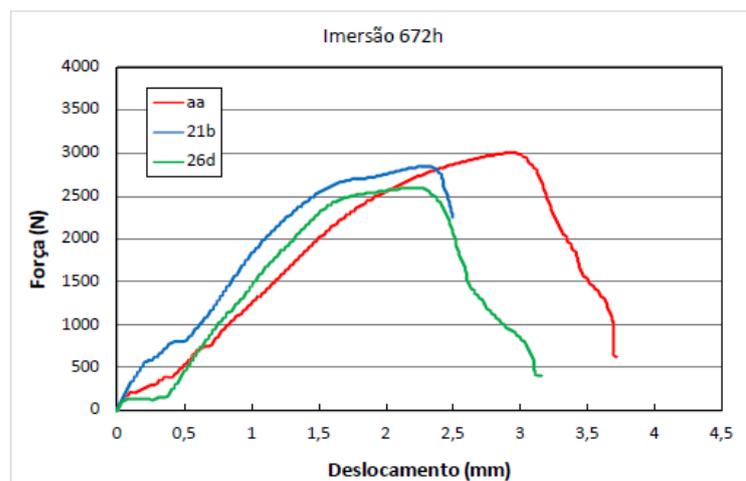
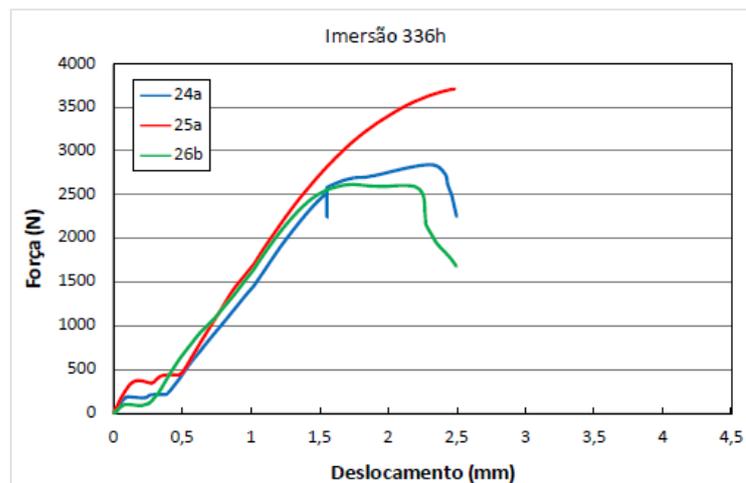
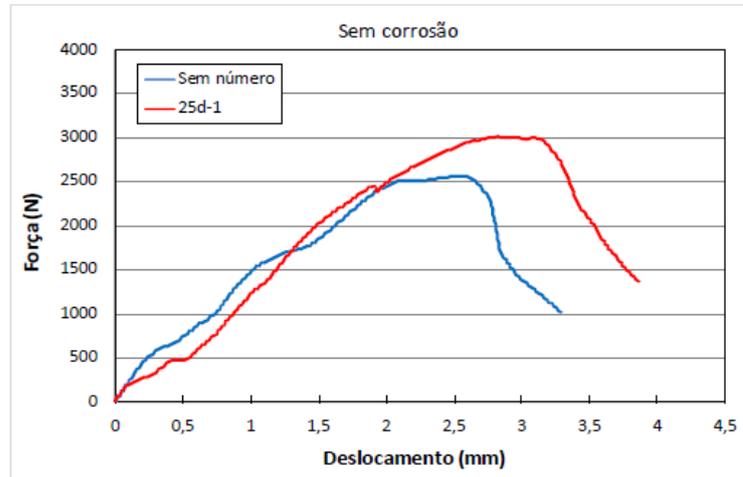
Linha N50 – Definição de interpolação linear (G01), comando para a ferramenta sair 1 mm (Z1) a um avanço de 120mm/min (F120)

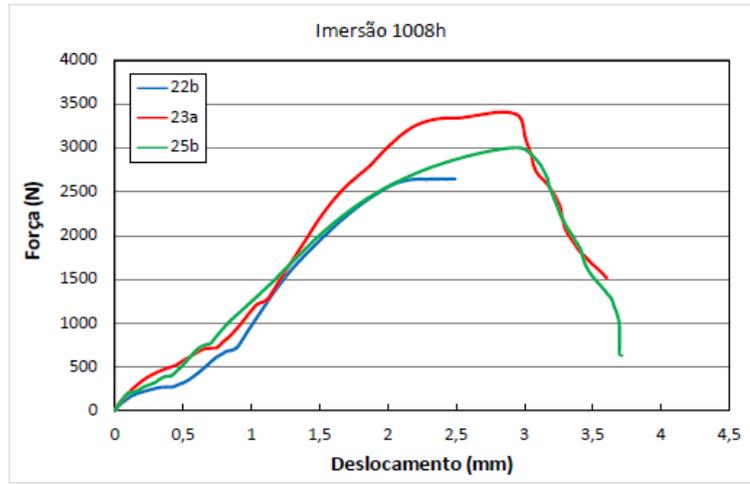
Linha N60 – Movimento rápido (G0) sendo retirada 150mm da posição anterior (Z150)

Linha N70 – Fim de operação (M30)

ANEXO II

Ensaio de cisalhamento das amostras de referência e das amostras submetidas ao ensaio de imersão, dos diferentes intervalos de tempo: 336, 672 e 1008 horas.





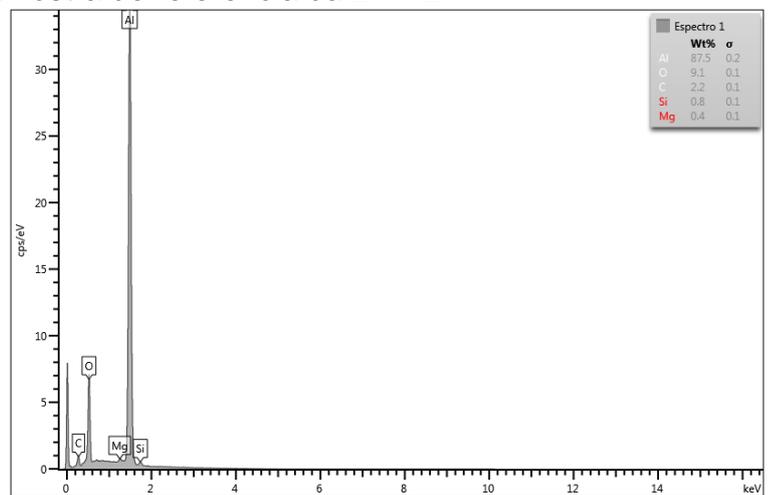
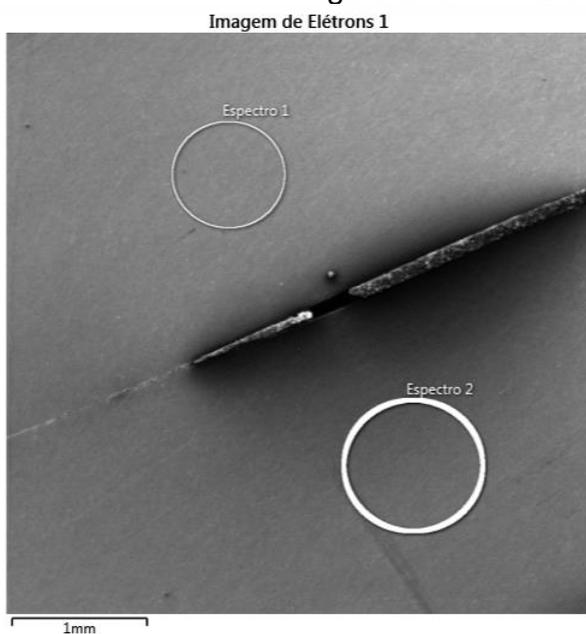
ANEXO III

Análises da composição da região da zona de mistura e a ZTA-ZTMA, da amostra de referência e amostras submetidas a imersão em eletrólito de 3,5% de NaCl, da chapa inferior e superior da junta soldada. Análises obtidas através da técnica de Espectroscopia de Energia Dispersiva.

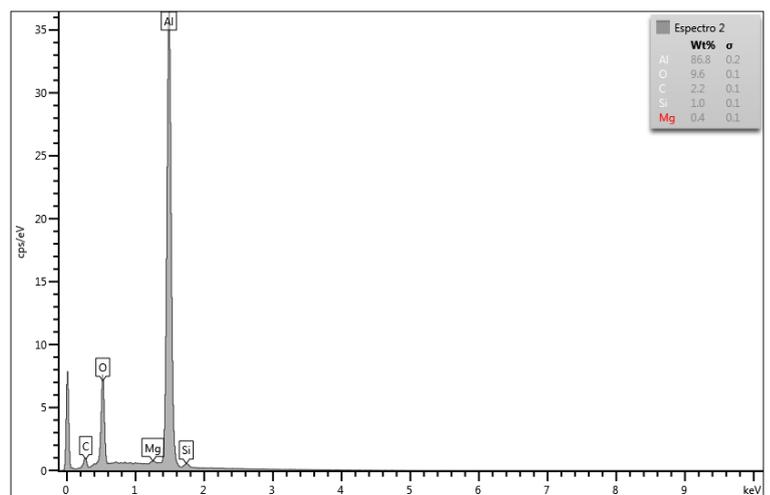
As Figura 62 a e b se referem a análise por EDS da amostra de referência.

- Amostra de referência, ZTA-ZTMA.

Figura 62a – EDS da amostra de referência da ZTA-ZTMA.



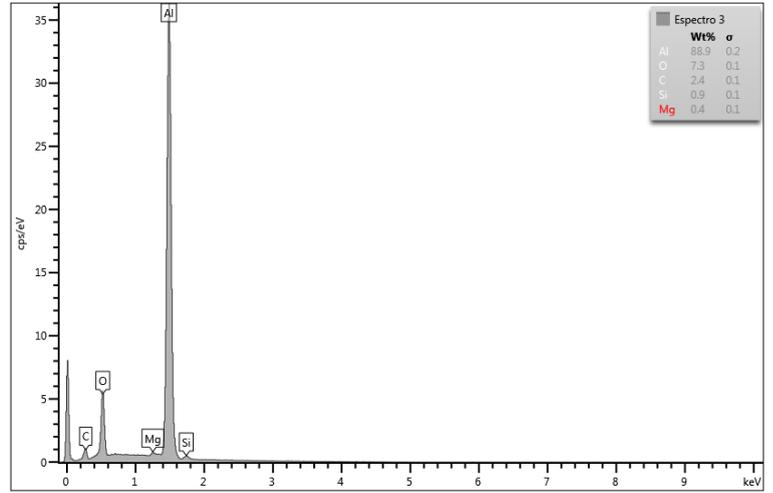
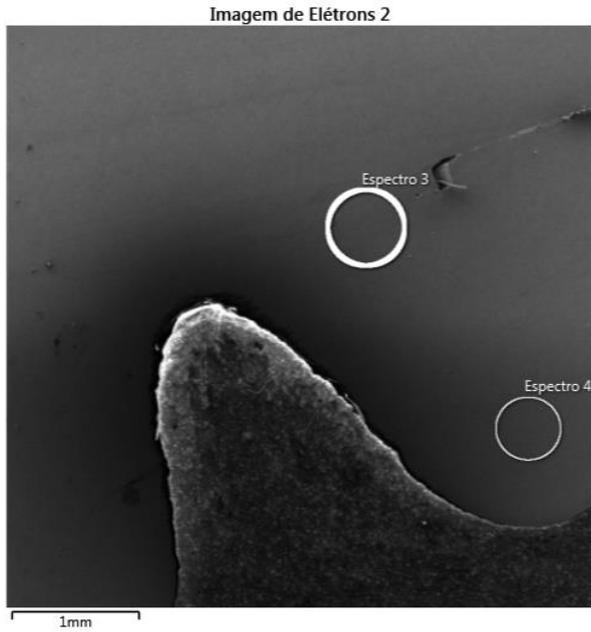
Espectro 1 – Chapa inferior



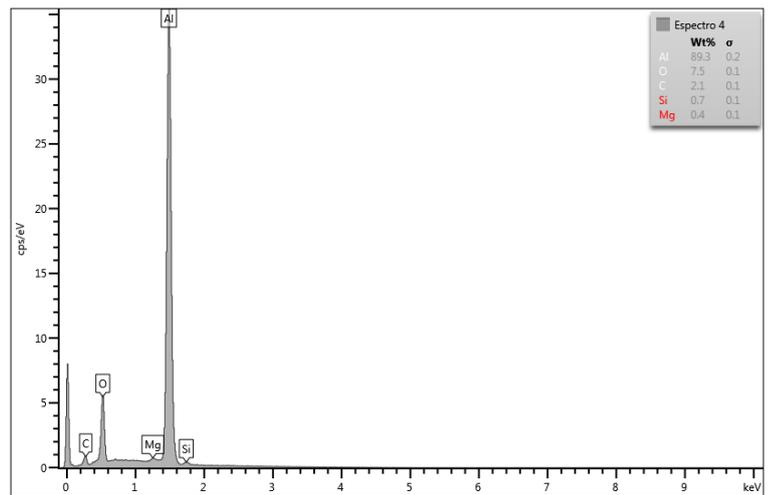
Espectro 2 – Chapa Superior

- Amostra de referência – zona de mistura

Figura 62 b - EDS da amostra de referência da ZM.



Espectro 3 – Chapa inferior

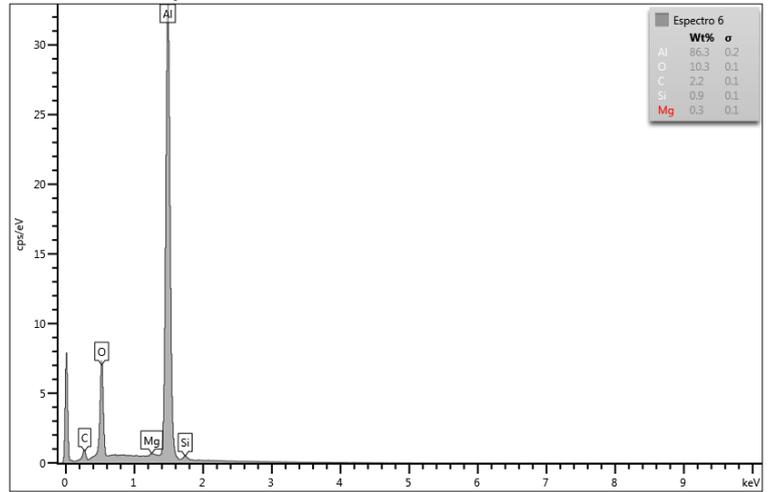
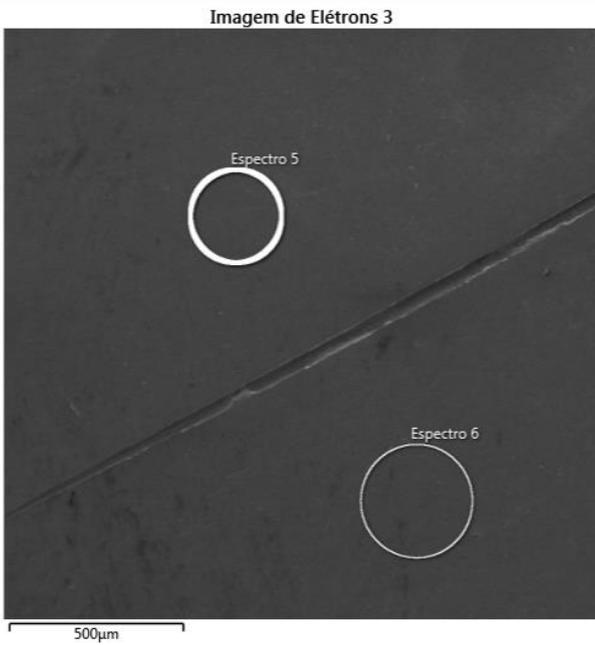


Espectro 4 – Chapa superior

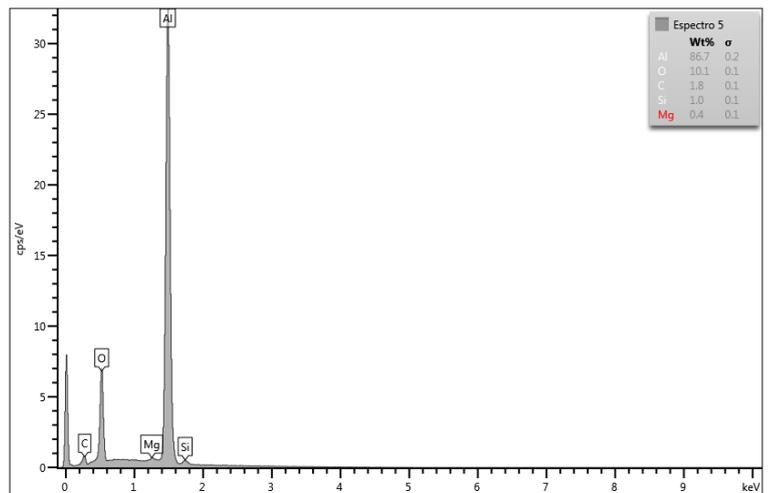
- Amostra de 336 horas – ZTA e ZTMA

As Figura 63 a e b se referem a análise por EDS da amostra após 336 horas de imersão.

Figura 63a – EDS da ZTA-ZTMA da amostra após 336h de imersão



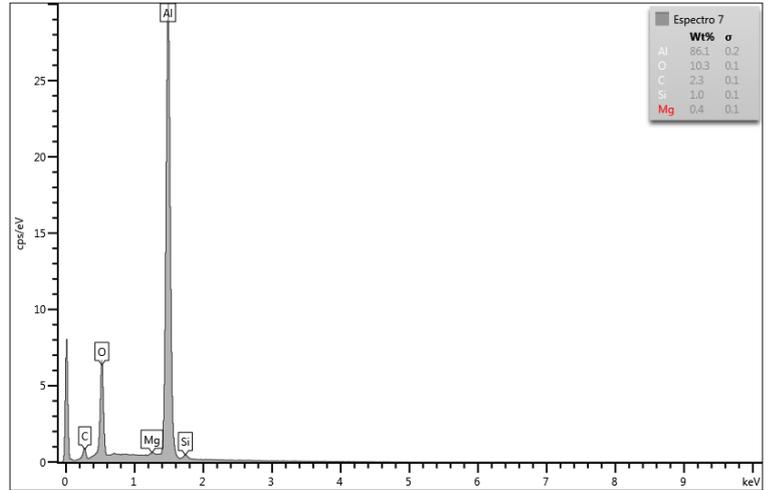
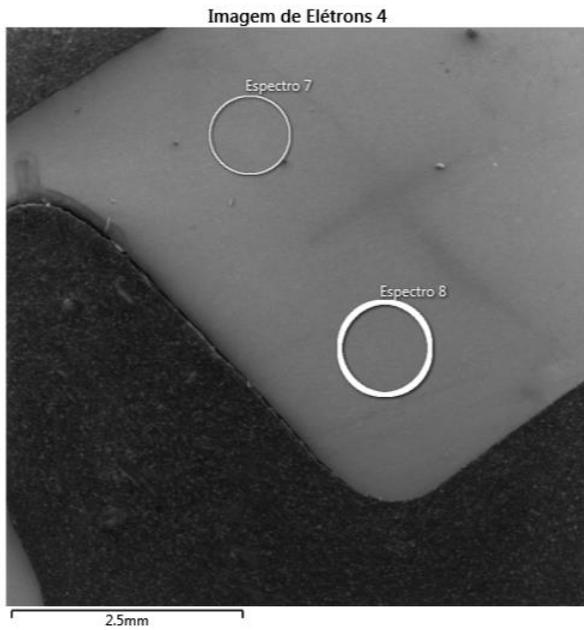
Espectro 6 – Chapa Superior



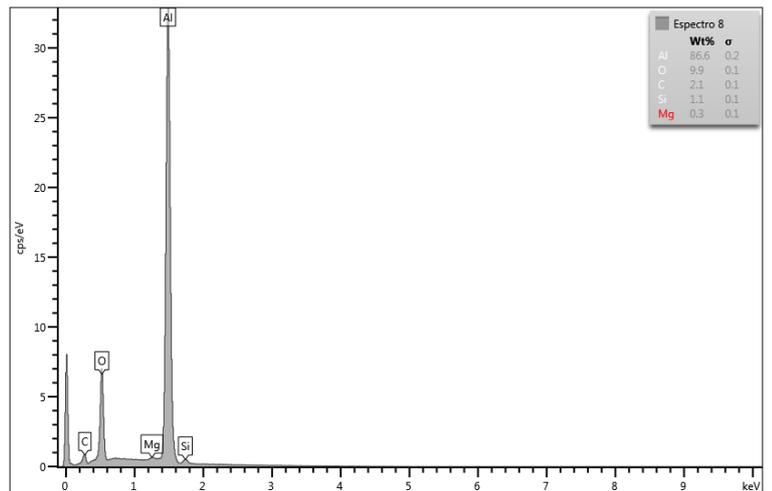
Espectro 5 – Chapa Inferior

- Amostra de 336 horas – zona de mistura

Figura 63b - EDS da ZM da amostra após 336h de imersão



Espectro 7 – Chapa Inferior

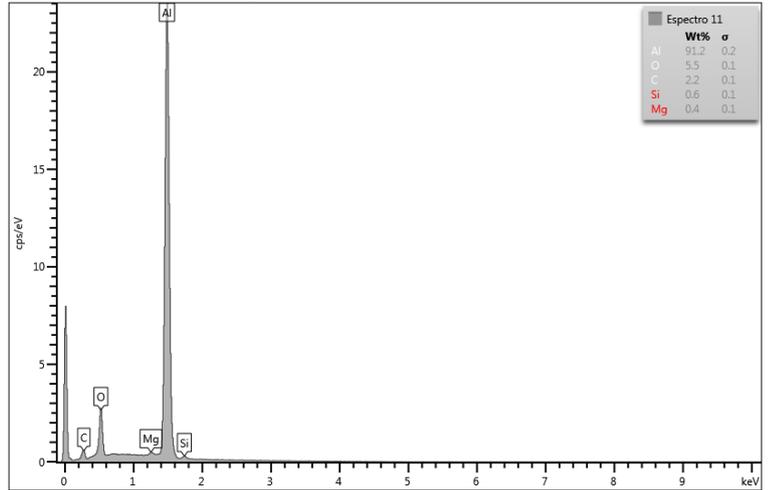
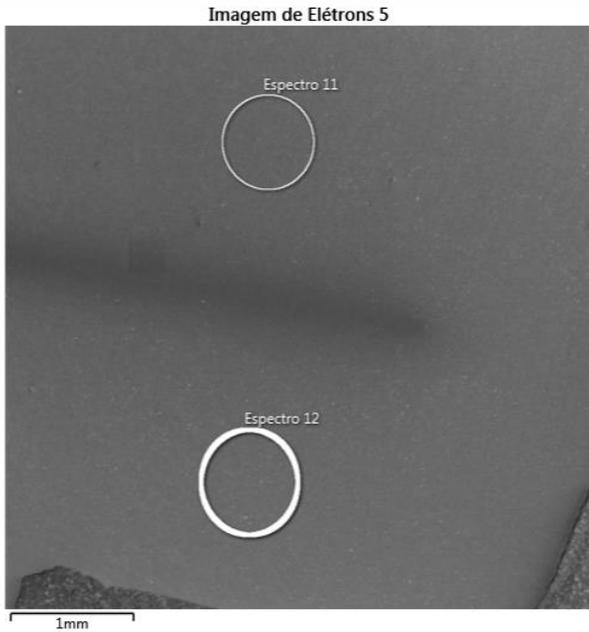


Espectro 8 – Chapa Superior

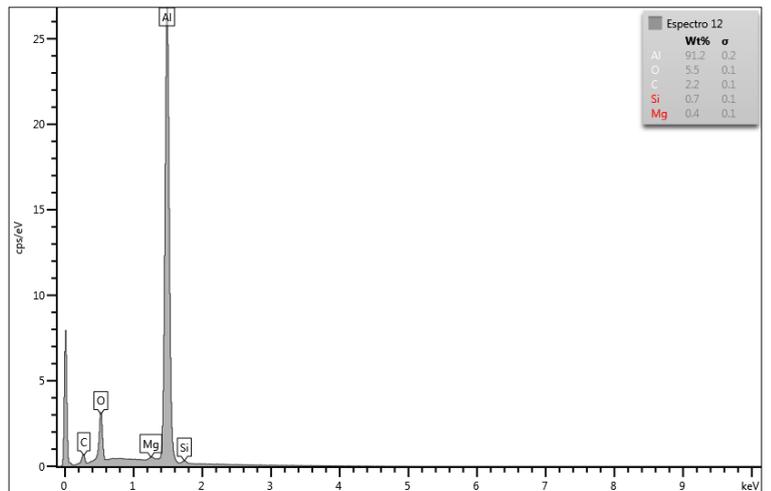
- Amostra de 672 horas – ZTA-ZTMA

As Figura 64 a e b se referem a análise por EDS da amostra após 672 horas de imersão.

Figura 64a - EDS da ZTA-ZTMA da amostra após 672h de imersão.



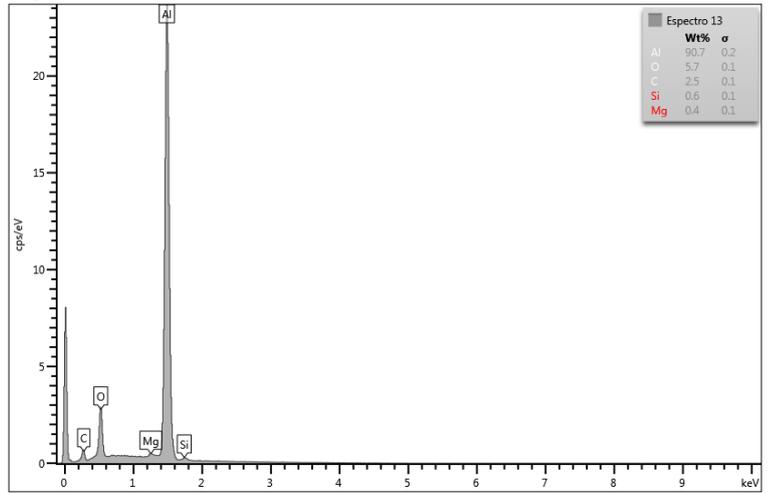
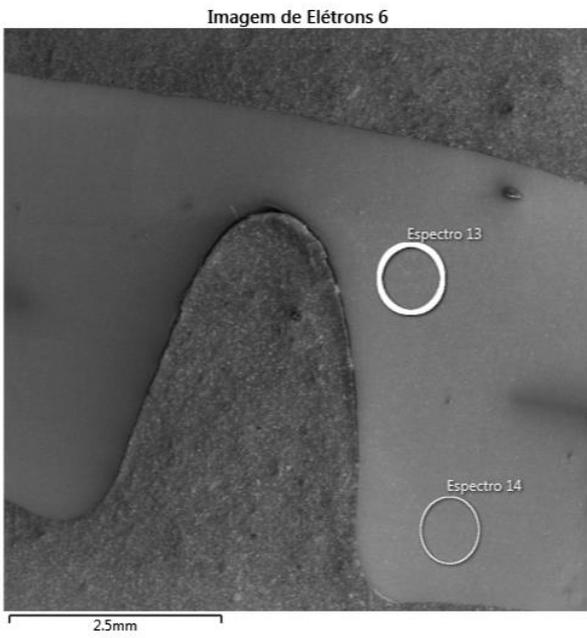
Espectro 11 – Chapa Inferior



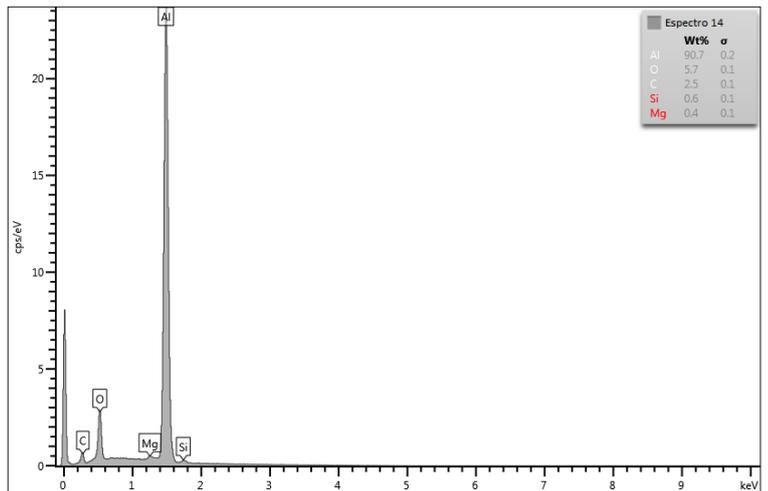
Espectro 12 – Chapa Superior

- Amostra de 672 horas – zona de mistura

Figura 64b - EDS da ZM da amostra após 672h de imersão



Espectro 13 – Chapa Inferior

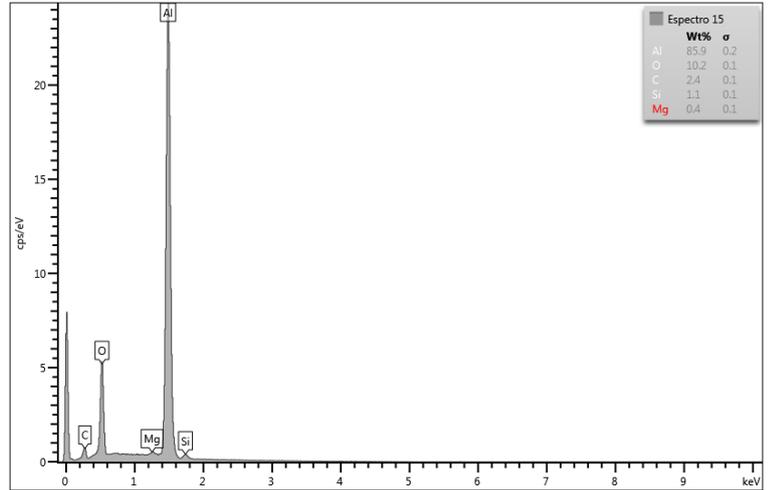
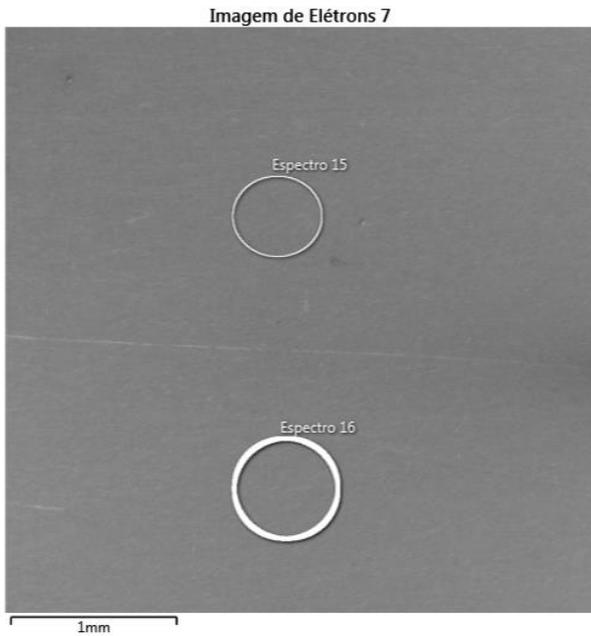


Espectro 14 – Chapa Superior

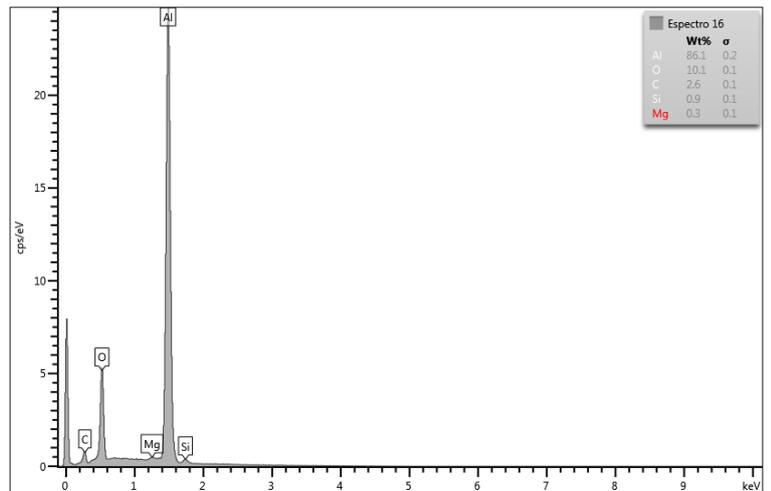
- Amostra de 1008 horas – ZTA e ZTMA

As Figura 65a e b se referem a análise por EDS da amostra após 1008 horas de imersão.

Figura 65a - EDS da ZTA-ZTMA da amostra após 1008h de imersão



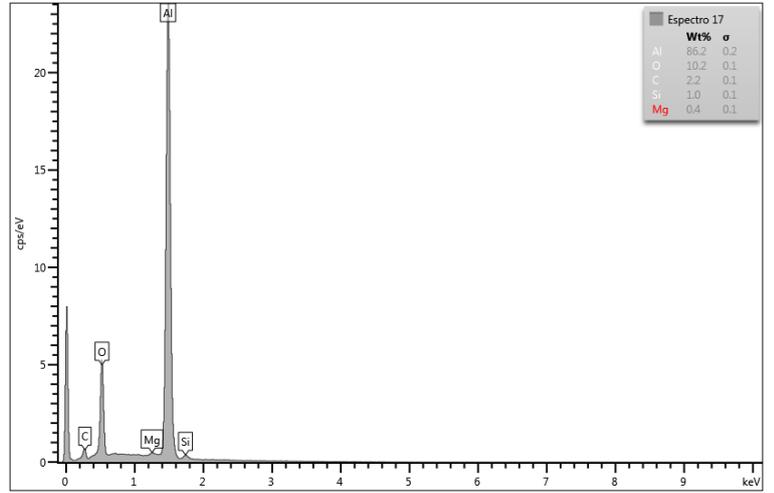
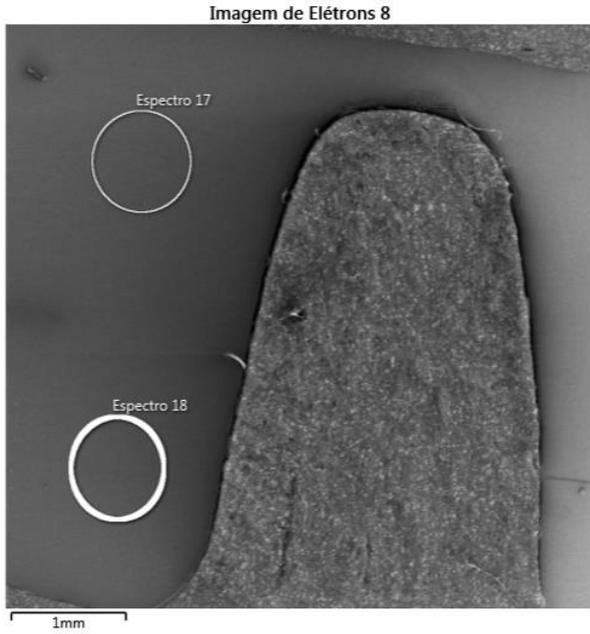
Espectro 15 – Chapa Inferior



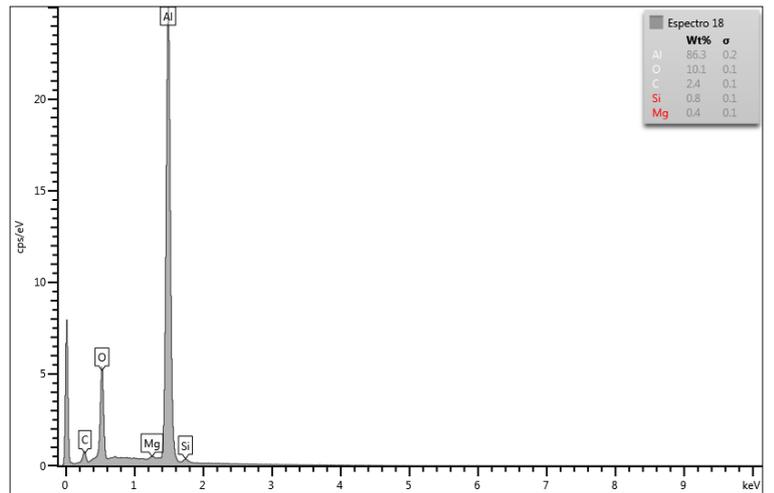
Espectro 16 – Chapa Superior

- Amostra de 1008 horas – zona de mistura

Figura 66b - EDS da ZM da amostra após 100h de imersão.



Espectro 17 – Chapa Inferior



Espectro 18 – Chapa Superior