

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DA LIGA 2024-T351
SOLDADA POR FSW – *FRICTION STIR WELDING*

Thaís de Paula Busquim

São Carlos

2007

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CORROSÃO DA LIGA 2024-T351
SOLDADA POR FSW – *FRICITION STIR WELDING*

Thaís de Paula Busquim

Dissertação apresentada ao
Programa de Pós-Graduação em Ciência
e Engenharia de Materiais como requisito
parcial à obtenção do título de MESTRE
EM ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Dr. Sebastião Elias Kuri

Agência Financiadora: CNPq

São Carlos

2007

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

B979ar

Busquim, Thaís de Paula.

Avaliação da resistência à corrosão da liga 2024-T351 soldada por FSW – *Friction Stir Welding* / Thaís de Paula Busquim. -- São Carlos : UFSCar, 2008.
80 f.

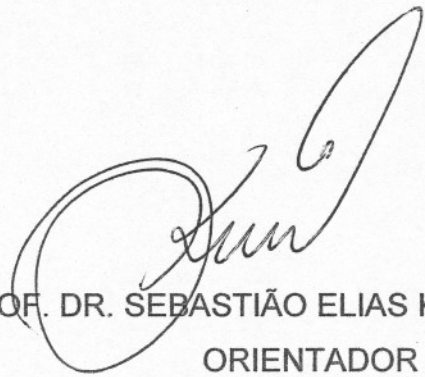
Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2007.

1. Corrosão. 2. Liga de alumínio. 3. FSW - (Friction Stir Welding). 4. Microestrutura. 5. Resistência à corrosão. I. Título.

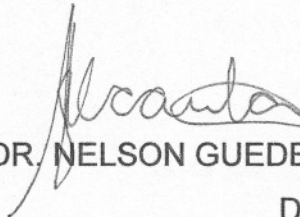
CDD: 620.11223 (20^a)

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE
THAÍS DE PAULA BUSQUIM
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 14 DE SETEMBRO DE 2007.

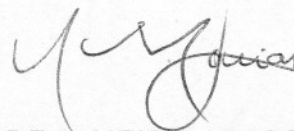
BANCA EXAMINADORA:



PROF. DR. SEBASTIÃO ELIAS KURI
ORIENTADOR
DEMa-UFSCAR



PROF. DR. NELSON GUEDES DE ALCÂNTARA
DEMa-UFSCAR



PROF. DRA. NEIDE APARECIDA MARIANO
USF-ITATIBA

DEDICATÓRIA

Aos meus pais Solange Maria de Paula Busquim e Edson Antonio Busquim, pelo apoio, incentivo e pelo amor incondicional.

VITAE DO CANDIDATO

Bacharel em Química pela UFSCar (2005).

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE
THAÍS DE PAULA BUSQUIM
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 14 DE SETEMBRO DE 2007.

BANCA EXAMINADORA:

PROF. DR. SEBASTIÃO ELIAS KURI
ORIENTADOR
DEMa-UFSCAR

PROF. DR. NELSON GUEDES DE ALCÂNTARA
DEMa-UFSCAR

PROF. DRA. NEIDE APARECIDA MARIANO
USF-ITATIBA

AGRADECIMENTOS

A Deus por ter permitido que este trabalho fosse realizado.

Ao Prof. Dr. Sebastião Elias Kuri pela orientação, contribuição, amizade e confiança durante a execução deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Wolfgang Dietzel e Dr. Jorge Fernandes dos Santos pela oportunidade e orientação durante minha estada na Alemanha.

Aos Profs. Drs. Nelson Guedes de Alcântara e Tomaz Toshimi Ishikawa pelas contribuições no exame de qualificação.

Ao Prof. Dr. Oscar Balancin por possibilitar o uso de microscopia ótica.

Aos mestres Carlos Alberto Della Rovere, Fabrício Simão dos Santos e José Mario de Aquino pela força, amizade e contribuições técnico-científicas na realização dos ensaios.

Ao Dr. José Eduardo May, por ter-me ensinado não só as técnicas eletroquímicas como também valores éticos, obrigada pela amizade.

Ao grande amigo Gustavo Pinheiro, pela amizade, pelos momentos inesquecíveis que vivemos na Alemanha e por ter trazido as juntas soldadas.

Aos meus grandes amigos Anna Carolina Perssonelli Serra, Manoela dos Santos Sanches e Lawrence Henrique Ferrari Olivo pela amizade, companheirismo e das noites conversando.

A todas as pessoas do DEMa, que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho.

A GKSS-FORSCHUNGSZENTRUM, pelo estágio de 6 meses e por ceder as juntas soldadas de alumínio.

Ao PPG-CEM pelo suporte durante os dois anos.

Ao DEMa pela infraestrutura.

Aos técnicos Alemão, Rover, Beto, Marcos, pela enorme ajuda e paciência.

Ao CNPq, pela concessão da bolsa de mestrado.

RESUMO

A resistência à corrosão de ligas de alumínio pode ser degradada devido à precipitação de intermetálicos quando submetidas a tratamentos térmicos para elevar a resistência mecânica. Este trabalho investiga a resistência à corrosão da liga de alumínio 2024-T351 e também da junta soldada por FSW. Foram feitas análise microestrutural e microdureza. Foram realizados ensaios de corrosão intergranular segundo a norma ASTM G110-97, corrosão por esfoliação de acordo com a norma ASTM G34-01 e também ensaio de corrosão sob tensão em solução de NaCl 3,5% com taxa de deformação de 10^{-6} e 10^{-7} s^{-1} , segundo a norma ASTM G129-00. O comportamento anódico foi avaliado por testes potenciodinâmicos em solução de NaCl 3,5%. Os precipitados intermetálicos não foram observados por microscopias ótica e eletrônica. Nos ensaios de corrosão intergranular e esfoliação foi observado que a junta soldada sofreu corrosão mais acentuada do que o metal base. A junta soldada foi suscetível a corrosão sob tensão, somente em ensaios realizados com taxa de deformação baixa, de 10^{-7} s^{-1} . O metal base e a junta ensaiada ao ar e em NaCl 3,5% com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} apresentaram comportamento dútil, enquanto a junta com taxa de deformação 10^{-7} s^{-1} , apresentou comportamento frágil. Nos ensaios de polarização em meio de cloretos a liga 2024-T351 não foi observado patamar de passivação o que dificultou a determinação do potencial de pite. As curvas de polarização mostraram que a junta soldada possui densidade de corrente menor e maiores potenciais do que o metal base. Em baixos potenciais os pites foram formados preferencialmente nos contornos dos grãos.

EVALUATION OF CORROSION RESISTANCE OF ALUMINUM ALLOY 2024-T351 WELDED BY FSW-FRICTION STIR WELDING

ABSTRACT

The corrosion resistance of aluminum alloy can be impaired due to intermetallic precipitation during thermal treatment to improve mechanical properties. This work investigates the corrosion resistance of aluminum alloy 2024-T351 and the joint welded by FSW. Microstructural analysis and microhardness tests were made. Intergranular corrosion tests according to ASTM G110-97, exfoliation corrosion tests according to ASTM G 34-01 and stress corrosion cracking in 3.5% NaCl according to ASTM G 129-00, were carried out. Anodic behavior was evaluated by potentiodynamic polarization measurements in 3.5% NaCl solution. It was not detected intermetallic precipitates by electron and optical microscopy. It was also detected that the joint was more severe attacked than the base metal by intergranular corrosion and exfoliation tests. The welded joint was susceptible to stress corrosion cracking in tests carried out with low nominal strain rate of 10^{-7} s^{-1} . Base metal and the joint in tests carried out in air and in 3.5% NaCl at strain rate of 10^{-6} s^{-1} showed ductile behavior, while the joint with strain rate of 10^{-7} s^{-1} showed fragile behavior. The polarization test in chloride medium of aluminum alloys didn't show passive breakdown what make difficult to determinate the pitting potential. Polarization curves indicated that the welded joint had lower current density and higher potential than the base metal. In lower potentials pitting was formed majoritary at grain boundaries.

PUBLICAÇÕES

- BUSQUIM T. P.; KURI S. E. Caracterização microestrutural e resistência à corrosão de juntas soldadas de ligas de alumínio. In: 17º CBECIMat - CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS. **Anais**. Foz do Iguaçu – PR. Novembro de 2006.

SUMÁRIO

	Pag.
BANCA EXAMINADORA	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO	v
ABSTRACT	vii
PUBLICAÇÕES.....	ix
SUMÁRIO	xi
ÍNDICE DE TABELAS	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS	xv
1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	3
2.1 Friction Stir Welding	3
2.2 A liga 2024-T351	7
2.3 Tratamento Térmico de Endurecimento por Precipitação – T351	8
2.4 Corrosão de Ligas de Alumínio.....	11
2.4.1 Corrosão Intergranular de Ligas de Alumínio	11
2.4.2 Corrosão por Esfoliação de Ligas de Alumínio.....	15
2.4.3 Corrosão sob Tensão de Ligas de Alumínio.....	16
2.4.4 Corrosão por Pites de Ligas de Alumínio	23
3 MATERIAL E MÉTODOS	27
3.1 Material	27
3.2 Análise estrutural	27
3.2.1 Microscopia Ótica (MO).....	27
3.3 Microdureza	28
3.4 Corrosão Intergranular	28
3.5 Corrosão por Esfoliação.....	29
3.6 Corrosão sob tensão.....	30
3.7 Polarização Anódica Potenciodinâmica	32
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	35
4.1 Análise estrutural	35
4.1.2 Microscopia ótica	35

4.2	Microdureza.....	37
4.3	Corrosão Intergranular	38
4.4	Corrosão por Esfoliação	42
4.5	Corrosão sob Tensão	48
4.5.1	Metal Base (ao ar e taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1}).....	48
4.5.2	Junta Soldada (ao ar e taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1}).....	51
4.5.3	Junta Soldada (em NaCl 3,5% e taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1}).....	54
4.5.4	Junta Soldada (em NaCl 3,5% e taxa de deformação de 10^{-7} s^{-1}).....	57
4.6	Polarização Anódica Potenciodinâmica.....	62
5	CONCLUSÕES	69
6	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	71
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	73

ÍNDICE DE TABELAS

	Pág.
Tabela 2.1 Composição química nominal da liga 2024 (% em peso) [23].....	7
Tabela 3.1 Composição química da liga 2024-T351 (% em peso).....	27
Tabela 4.1 Taxas de deformação (s^{-1}), alongamento (mm), deformação (%), tempo de ensaio (h) e limite de resistência à tração (MPa), após o ensaio de corrosão sob tensão nos diferentes meios.....	62

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pág.
Figura 2.1 Sistema robotizado de <i>Friction Stir Welding</i> . [Cortesia GKSS-FORSCHUNGSZENTRUM]	3
Figura 2.2 Princípios básicos do processo de soldagem FSW [13].	4
Figura 2.3 Esquema da microestrutura resultante do processo FSW [15].	5
Figura 2.4 Diagrama de fase Al-Cu, mostrando as zonas GP metaestáveis, θ'' e θ' [24].	8
Figura 2.5 (a) Linha solvus metaestável esquemática para o sistema Al-Cu. b) Curva TTT para o mesmo sistema Al-Cu [24].	10
Figura 2.6 Representação esquemática da microestrutura da liga Al-4%Cu envelhecida [32].	12
Figura 2.7 Corrosão intensa por esfoliação de uma liga de alumínio [43].	15
Figura 2.8 Representação esquemática da propagação da trinca pelo modelo de ruptura do filme. (a) Taxa de ruptura do filme maior do que taxa de repassivação. (b) Rompimento do filme pelo surgimento de planos de escorregamento [50].	19
Figura 2.9 (a) Ação máxima da deformação na ponta da trinca. (b) A trinca ocorre paralela à deformação aplicada. Deformação mínima é aplicada na ponta da trinca [51].	20
Figura 2.10 Curvas tensão–deformação de soldas dissimilares por FSW das ligas 7075 e 6056 testadas ao ar e em solução de NaCl 3,5%, com taxa de deformação nominal de 10^{-6} s^{-1} [53].	21
Figura 2.11 Curvas tensão–deformação de duas soldas dissimilares por FSW testadas em solução de NaCl 3,5%, com taxas de deformação nominal de 10^{-6} s^{-1} e 10^{-7} s^{-1} [53].	22
Figura 2.12 Corrosão por pites e esfoliação em função do tempo de exposição para a liga 2024-T351[56].	26
Figura 3.1 Montagem experimental do ensaio de corrosão sob tensão (a) ao ar e (b) em NaCl 3,5%.	31
Figura 3.2 Geometria e dimensões das amostras [Cortesia GKSS-	

<i>Forschungszentrum</i>].	30
Figura 3.3 (a) Cella eletroquímica e (b) Eletrodo de trabalho.	32
Figura 3.4 Equipamento utilizado no ensaio eletroquímico de polarização.	33
Figura 4.1 Microestrutura da liga 2024-T351, direção de laminação.	35
Figura 4.2 (a) Microestrutura da liga 2024-T351, soldada por FSW, corte transversal. Regiões microestruturais da junta soldada. (b) Metal base. (c) Lente de soldagem. (d) ZTMA, zona termomecanicamente afetada.	36
Figura 4.3 Perfil de microdureza Vickers da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 em função da distância do centro da solda (lente de soldagem).	38
Figura 4.4 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 após ensaio de corrosão intergranular; (a) face da solda e (b) raiz da solda.	39
Figura 4.5 Micrografia ótica da face da solda por FSW da liga 2024-T351 após ensaio de corrosão intergranular.	39
Figura 4.6 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 após ensaio de corrosão intergranular; (a) seção transversal da junta soldada, (b) corrosão na interface ZTMA e ZTA (c) raiz da junta na região da lente de soldagem, com ataques intensos por pites e (d) ataque de corrosão por esfoliação na região do metal base.	40
Figura 4.7 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 após ensaio de corrosão intergranular; (a) seção transversal da junta soldada, (b) face da solda com ataque localizado, (c) interface entre o metal base e a junta soldada e (d) ataque de corrosão intergranular na ZTMA.	41
Figura 4.8 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 durante o ensaio de corrosão por esfoliação.	42
Figura 4.9 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 antes e após ensaio de corrosão por esfoliação por um período de 96 horas (a). A ruptura da amostra aconteceu na região da ZTMA (b).	43
Figura 4.10 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 após ensaio de corrosão por esfoliação por um período de 48 horas. (a) Face e raiz da solda. (b) Ataque intenso na face. (c) Raiz da solda com trincas na região da lente de soldagem.	44
Figura 4.11 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 após ensaio de corrosão	

por esfoliação. (a) Seção transversal da junta. (b) Metal base com corrosão intergranular e esfoliação intensa, do tipo EC. (c) Raiz da junta na região da lente de soldagem, com ataques intensos e pites profundos e trincas, tipo P. (d) Interface entre a ZTMA/lente de soldagem, tipo ED.	46
Figura 4.12 Corrosão intergranular e esfoliação do metal base da liga 2024-T351.....	47
Figura 4.13 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 após ensaio de corrosão por esfoliação. (a) Seção transversal da junta soldada. (b) Metal base com esfoliação intensa. (c) Ataque intenso na região da lente de soldagem.	48
Figura 4.14 Corpos de prova do metal base da liga 2024-T351 antes e após o ensaio de corrosão sob tensão realizada com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} ao ar.....	49
Figura 4.15 Curva tensão-deformação do metal base da liga 2024-T351 ensaiada ao ar com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1}	50
Figura 4.16 Microestrutura da superfície de fratura do metal base da liga 2024-T351, composta por <i>dimples</i> , após ensaio de corrosão sob tensão realizada ao ar, com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1}	51
Figura 4.17 Curva tensão-deformação do metal base e da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 ensaiada com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} , ao ar.	52
Figura 4.18 Superfície de fratura da junta soldada da liga 2024-T351, após ensaio de corrosão sob tensão, com taxa de deformação 10^{-6} s^{-1} , ao ar.....	53
Figura 4.19 Microestrutura da superfície de fratura da junta soldada da liga 2024-T351, mostrando <i>dimples</i> , após ensaio de corrosão sob tensão, ao ar com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1}	53
Figura 4.20 Micrografia ótica da junta soldada da liga 2024-T351 testada ao ar com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} , mostrando que a ruptura ocorreu na ZTMA, no lado de retrocesso da solda. Seção transversal.....	54
Figura 4.21 Curva tensão-deformação da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 ensaiada ao ar e em solução de NaCl 3,5% com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1}	55
Figura 4.22 Superfície de fratura da junta soldada da liga 2024-T351, após ensaio de corrosão sob tensão, em solução de NaCl 3,5% e com taxa de	

deformação de 10^{-6} s^{-1}	56
Figura 4.23 Microestrutura da superfície de fratura da junta soldada da liga 2024-T351, mostrando <i>dimples</i> , após ensaio de corrosão sob tensão em solução de NaCl 3,5%, e taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1}	56
Figura 4.24 Micrografia ótica da junta soldada da liga 2024-T351 testada em solução de NaCl 3,5%, com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} . A ruptura ocorreu na região da ZTMA, no lado de retrocesso da solda. Seção transversal.	57
Figura 4.25 Mostra o gráfico do comportamento tensão-deformação da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 ensaiada em solução de NaCl 3,5% com taxa de deformação de 10^{-7} s^{-1} e do metal base ao ar com taxa de deformação 10^{-6} s^{-1}	58
Figura 4.26 Superfície de fratura da junta soldada da liga 2024-T351, após ensaio de corrosão sob tensão realizado em solução de NaCl 3,5%, com taxa de deformação de 10^{-7} s^{-1}	59
Figura 4.27 (a) superfície de fratura da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 com regiões atacadas pelo meio corrosivo e regiões frágeis. (b) região atacada pela solução de NaCl 3,5%	59
Figura 4.28 Micrografia ótica da junta soldada da liga 2024-T351 testada em solução de NaCl 3,5%, com taxa de deformação de 10^{-7} s^{-1} . A fratura ocorreu na região da ZTMA, no lado de retrocesso da solda. Seção transversal.	60
Figura 4.29 Mostra a curva tensão-deformação do metal base e da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 ensaiada ao ar e em solução de NaCl 3,5% com taxas de deformação de 10^{-6} e 10^{-7} s^{-1}	61
Figura 4.30 Curvas de polarização potenciodinâmica em solução de NaCl 3,5% para o metal base da liga 2024-T351. Taxa de varredura: 1 mV/s	63
Figura 4.31 (a) pites formados no metal base da liga 2024-T351, após teste potenciodinâmico em NaCl 3,5% até densidade de corrente de $2 \times 10^{-4} \text{ A/cm}^2$. (b) pites nucleados nos contornos dos grãos. Taxa de varredura: 1 mV/s	64
Figura 4.32 Curvas de polarização potenciodinâmica em solução de NaCl 3,5% para a junta soldada por FSW. Taxa de varredura: 1 mV/s	65
Figura 4.33 Mostra imagens de pites formados na junta soldada por FSW, após teste potenciodinâmico em NaCl 3,5%. (a) Pites na região do metal base; (b)	

pites na região da lente de soldagem; (c) pites na região da ZTMA.	66
Figura 4.34 Curvas de polarização potenciodinâmica em solução de NaCl 3,5% para o metal base e para a junta soldada por FSW da liga 2024-T351. Taxa de varredura: 1 mV/s.....	67

1 INTRODUÇÃO

As ligas Al-Cu, conhecidas como ligas da série 2000, são as mais antigas dentre as ligas de alumínio, descobertas no início do século 20 [1]. São as principais ligas de alumínio que compõem as aeronaves atualmente, seguidas pelas ligas da série 6000 (Al-Si-Mg) e 7000 (Al-Zn-Mg-Cu) [2].

As ligas de alumínio são amplamente usadas devido à elevada resistência à corrosão. A resistência à corrosão das ligas de alumínio é devido à presença de um filme passivo muito fino, da ordem de nanômetros, composto por $\text{Al}_2\text{O}_{3(s)}$ [3]. A adição de elementos de liga como o Cu é feita para melhorar ainda mais a resistência à corrosão, porém o efeito benéfico desse elemento somente existe em solução sólida. A adição de cobre ao alumínio pode provocar a precipitação de intermetálicos que degradam a resistência à corrosão localizada da liga 2024, no entanto aumentam a dureza do material [3,4].

Recentemente, o interesse no estudo da resistência à corrosão das ligas de alumínio tem sido aumentado devido ao grande interesse da indústria aeroespacial. Estas ligas são utilizadas devido à baixa densidade, elevada resistência mecânica aliada com alta resistência à corrosão, atualmente há um aumento do uso dessas ligas pela indústria automotiva [4]. Os tratamentos térmicos a que são submetidas às ligas podem provocar uma diminuição na resistência à corrosão [5].

A indústria aeronáutica por ser um dos setores mais exigentes na qualidade dos materiais utilizados em sua produção, demonstra grande interesse na investigação de melhores materiais e também de novos processos de soldagem. A empresa *Boeing* investiu 15 milhões de dólares na soldagem por FSW do tanque de combustível do foguete de lançamento *Delta* [6] e a EMBRAER está financiando juntamente com outras empresas, desde o início de 2003, um projeto de pesquisa do TWI (The Welding Institute, Inglaterra), sobre a soldagem de chapas de alumínio com espessuras menores que 1,3 mm [7].

O processo de soldagem FSW vem sendo estudado pela indústria aeronáutica desde seu desenvolvimento pelo TWI há 15 anos [8]. Atualmente, está sendo utilizado na fuselagem dos aviões da empresa *Eclipse Aviation Co* [9] e também em partes não estruturais do A380 da *Airbus*, maior avião de passageiros do mundo, lançado em 2005 [10].

A técnica FSW é muito eficiente na soldagem de ligas até então pouco soldáveis como as ligas de alumínio e magnésio. Porém pouco se sabe a respeito da resistência à corrosão das ligas de alumínio soldadas por FSW [11,12].

Dentro desse contexto, o objetivo principal deste trabalho é avaliar a resistência à corrosão da liga 2024–T351 soldada por FSW.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Friction Stir Welding

Friction stir welding é um processo de soldagem no estado sólido, desenvolvido pelo Instituto de soldagem Inglês, *The Welding Institute* (TWI) [8].

FSW é um processo autógeno de contínuo cisalhamento a quente envolvendo um pino rotor não consumível e mais duro do que o metal base. Essa técnica produz juntas com baixa deformação bom acabamento superficial e relativo baixo custo [8].

O processo utiliza uma ferramenta rotativa, constituída por ombro e pino, onde o pino é introduzido na junta a ser soldada. A fricção entre o material e a ferramenta promove o aquecimento do sistema a uma temperatura abaixo do ponto de fusão do metal e o material é deformado plasticamente durante o processo. A rotação e o deslocamento da ferramenta e do pino na direção soldagem promovem o transporte de material do lado de avanço da ferramenta para o lado de retrocesso. Pela pressão exercida pela ferramenta o material é consolidado [8]. A Figura 2.1 mostra o sistema robotizado de FSW, e a Figura 2.2 apresenta o esquema ilustrativo do processo de soldagem FSW.



Figura 2.1 Sistema robotizado de *Friction Stir Welding*. [Cortesia GKSS-FORSCHUNGSZENTRUM]

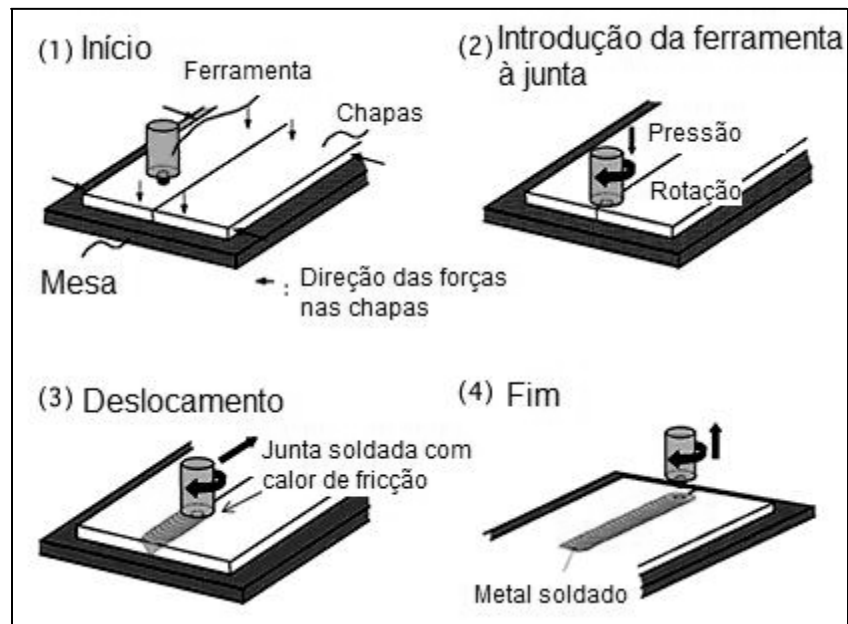


Figura 2.2 Princípios básicos do processo de soldagem FSW [13].

A Figura 2.2 mostra o processo em 4 etapas. A primeira consiste na disposição das placas a serem soldadas e na ligação e colocação da ferramenta no local a ser iniciada a soldagem. A segunda etapa consiste na inserção do pino na junta. A terceira etapa é a movimentação da ferramenta na direção de soldagem, e a última etapa é a retirada da ferramenta [8].

A junta por FSW é dividida em lado de avanço e retrocesso. O lado de avanço é o que possui o vetor velocidade do pino com a mesma direção do movimento de avanço da ferramenta. O lado de retrocesso possui o vetor velocidade do pino com a direção contrária a do movimento de avanço da ferramenta.

O material que vem do lado de avanço da ferramenta tem um maior fluxo e contato com o ombro e o pino. Assim, este material apresenta maior grau de deformação. Quanto maior a velocidade de avanço da ferramenta, menor será o calor gerado e menor será a ZTA (zona termicamente afetada) [14].

Os principais parâmetros para controlar este processo são: espessura e material das placas, velocidade de avanço, velocidade de rotação da ferramenta, pressão aplicada à ferramenta, ângulo entre a ferramenta e as placas, a geometria e o material da ferramenta, e a geometria da junção.

A solda por FSW é dividida em quatro diferentes regiões microestruturais, como mostra a Figura 2.3.

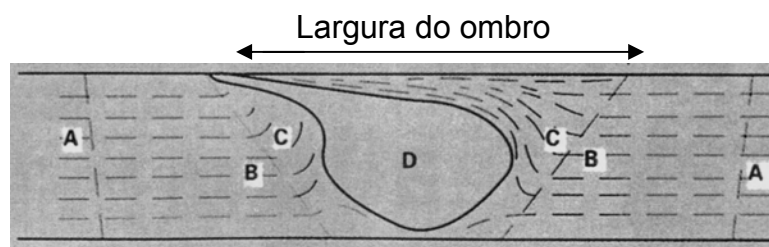


Figura 2.3 Esquema da microestrutura resultante do processo FSW [15].

A = MB (Metal base)

B = ZTA (zona termicamente afetada)

C = ZTMA (zona termo-mecanicamente afetada)

D = NUGGET ou Lente de Soldagem

A região **A** é a região do metal base, não é afetada pelo processo de soldagem. A região **B**, zona termicamente afetada (ZTA), não sofre deformação causada pela ferramenta. A região **C**, zona termomecanicamente afetada (ZTMA) sofre efeitos do ciclo térmico e da deformação mecânica, os quais são tão mais intensos quanto maior for a proximidade do centro da solda. A região **D**, (nugget ou lente de soldagem) é o centro da solda, devido às temperaturas elevadas nessa região os grãos são dinamicamente recristalizados [16].

Na região **A** é observada a presença de grãos que possuem formas e tamanho que derivam do processo de fabricação (extrusão, forjamento, laminação, etc.) dessas chapas. Esta região não sofre ação dos mecanismos de deformação plástica ou do ciclo térmico promovido pela ferramenta [16,17].

A lente de soldagem **D** está diretamente associada com a passagem do pino em que o material é altamente deformado plasticamente ou agitado pela rotação do pino. Essa região pode também ser descrita como zona de recristalização. A microestrutura consiste de grãos finos e equiaxiais de 2 a 5 μm [16]. A lente de soldagem tem o mesmo diâmetro do pino [12].

A ZTMA, **C**, corresponde aproximadamente à borda do pino rotor e não sofre recristalização porque a temperatura proveniente do processo de

soldagem não é alta suficiente nem a deformação imposta é tão intensa para provocar esse fenômeno. É a região onde a combinação de tensão e temperatura é suficiente para promover a deformação plástica do material e dissolução dos precipitados o que reduz a dureza nessa região [12,16].

Na ZTA, **B**, não há deformação mecânica. Alguns fenômenos metalúrgicos como, por exemplo, envelhecimento ou superenvelhecimento de precipitados, solubilização de precipitados pré-existentes e variação na densidade de linhas de discordâncias devido ao ciclo térmico, podem ocorrer. O tamanho de grão dessa região é similar ao metal base, assim esta região da solda é de difícil identificação [12,16].

O menor tamanho de grão é tipicamente encontrado próximo a face da solda devido à temperatura alta atingida com a fricção da ferramenta com a chapa ocorre a dinâmica de recristalização e em baixo próximo a raiz da solda, devido à baixa temperatura encontrada nessa região [18].

De maneira geral, a microdureza de soldas FSW é bastante característica. A região do núcleo apresenta uma perda de dureza em relação ao metal base de 5 a 30%, sendo que o valor mínimo de microdureza é encontrado na ZTMA [19].

A dureza e a ductilidade das regiões da solda são controladas pelo tamanho e distribuição dos precipitados intragranulares, quanto maior o precipitado e o tamanho de grão menor a dureza. No metal base os precipitados intragranulares conferem ao material resistência mecânica. Na região da ZTA os precipitados coalescem ou são dissolvidos e há uma perda da dureza. Na lente de soldagem a alta temperatura solubiliza os precipitados, resultando em uma perda de dureza, porém os grãos finos compensam esse efeito [20].

A liga 2024-T351 soldada através da técnica FSW foi estudada por Jones et al. [21], e a região com menor dureza encontrada foi a ZTMA como resultado do superenvelhecimento da fase S (Al_2CuMg), outra razão para esta perda de resistência mecânica pode ser atribuída à dissolução dos precipitados.

2.2 A liga 2024-T351

Devido à sua baixa densidade, boas propriedades mecânicas e boa resistência à corrosão, as ligas de alumínio são materiais de grande importância econômica e tecnológica. Estas ligas são utilizadas nas mais variadas atividades industriais, como na indústria automotiva, naval e aeronáutica [12, 4].

As ligas da série 2000, Al-Cu, podem ser subdivididas em dois grupos principais: as ligas Al-Cu com teores de magnésio relativamente baixos, como a 2017, e aquelas com teores de magnésio relativamente altos (denominadas Al-Cu-Mg), superiores a 1%, como a 2024 (1,5 % de magnésio). A principal diferença entre esses dois subgrupos é que nas ligas Al-Cu, mais antigas, só contribuem para o endurecimento por precipitação as fases precursoras da fase θ (Al_2Cu): θ'' e θ' , ao passo que nas ligas Al-Cu-Mg como a 2024-T351, objeto deste trabalho, é igualmente importante a contribuição da fase S' , precursora da fase S (Al_2CuMg). Se o teor de silício for relativamente alto, também poderá ser encontrada nessas ligas a fase quaternária Q ($\text{Al}_4\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_7$) [22]. A tabela 2.1 mostra a composição química nominal da liga 2024 [23].

Tabela 2.1 Composição química nominal da liga 2024 (% em peso) [23].

Elemento	Teor (%)
Cu	3,8 – 4,9
Mg	1,2– 1,8
Si	0,5
Mn	0,3 – 0,9
Fe	0,5
Zn	0,2
Al	Restante

A Figura 2.4 mostra o diagrama de fase Al-Cu com as fases GP (Guinier Preston) θ'' e θ' metaestáveis e a fase de equilíbrio θ [24].

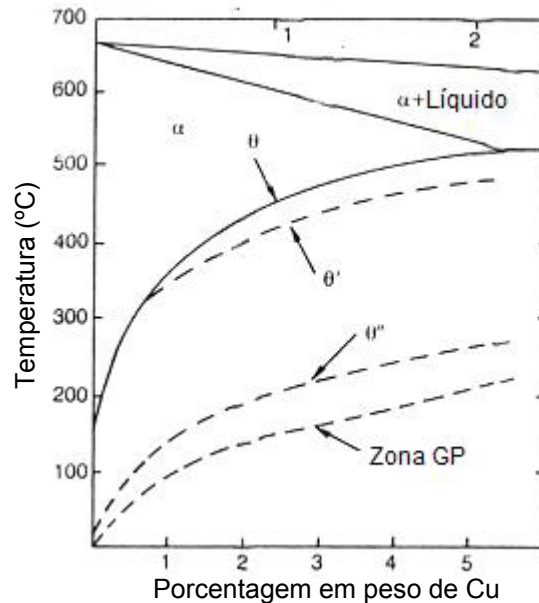


Figura 2.4 Diagrama de fase Al-Cu, mostrando as zonas GP metaestáveis, θ'' e θ' [24].

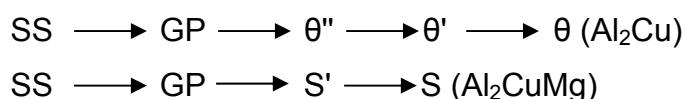
Pela Figura 2.4 pode-se observar que a zona GP é formada em menor temperatura (190°C), e a linha tracejada indica que esta fase é metaestável. As fases θ'' e θ' também estão representadas por linhas tracejadas, pois também são fases metaestáveis, que com a elevação da temperatura ou tempos prolongados de tratamento térmico se transformam em compostos de equilíbrio termodinâmico (θ), linha sólida.

2.3 Tratamento Térmico de Endurecimento por Precipitação – T351

As ligas tratáveis termicamente contêm elementos de liga, cuja solubilidade no alumínio diminui com a diminuição da temperatura ou quando a concentração desses elementos excede o limite de solubilidade (em solução sólida) a temperatura ambiente ou a temperaturas moderadamente maiores.

Os elementos de liga mais importantes para as ligas tratáveis termicamente são: cobre, lítio, magnésio e zinco [25].

O tratamento térmico T351 consiste em solubilizar a liga em aproximadamente 500°C, com resfriamento rápido até a temperatura ambiente para obter uma solução supersaturada de Cu em Al e subsequente trabalho a frio. A partir daí com o envelhecimento artificial a 190°C inicia-se a precipitação das zonas GP (Guinier Preston), θ'' e θ' metaestáveis e a fase de equilíbrio termodinâmico θ . Abaixo estão as duas seqüências de precipitação presentes na liga 2024-T351.



onde: SS = solução sólida supersaturada

GP = zonas de Guinier Preston

Nos períodos iniciais do envelhecimento artificial a temperaturas moderadamente elevadas, a principal mudança é a redistribuição de átomos de soluto dentro da solução sólida para formar *clusters* ou Zonas GP que são consideravelmente enriquecidas em soluto. O efeito do endurecimento das zonas GP deve-se à necessidade de maior tensão para movimentar as linhas de discordância através de uma região distorcida por tensões coerentes. Com o aumento do tempo ou temperatura do envelhecimento, as zonas GP são convertidas e substituídas por partículas que têm uma estrutura cristalina diferente da solução sólida e da fase de equilíbrio. Estas partículas são chamadas de precipitados de transição ou metaestáveis. O efeito de endurecimento provocado por esses precipitados de transição semicoerentes ocorre devido às deformações provocadas na rede, o que impede o movimento das discordâncias [26].

A continuação das reações de precipitação acarreta no crescimento das partículas dessa fase de transição e no aumento das deformações coerentes, até que a resistência da ligação interfacial é excedida, ocorrendo à perda de

coerência. A resistência diminui com o crescimento das partículas da fase de equilíbrio (θ) e com o aumento do espaçamento entre essas partículas. Essa etapa de perda de resistência é chamada de superenvelhecimento [26].

A Figura 2.5 mostra o diagrama de fase da liga Al-Cu associado a um diagrama TTT (temperatura, tempo, transformação). A linha vermelha contida na Figura 2.5 corresponde à temperatura de envelhecimento da liga 2024-T351, 190°C. Pode-se observar pelo digrama TTT que todos os precipitados (Zonas GP, θ'' , θ' e θ) são formados no tratamento de endurecimento dessa liga, porém são formados em tempos diferentes, ou seja, existe um efeito cinético na precipitação.

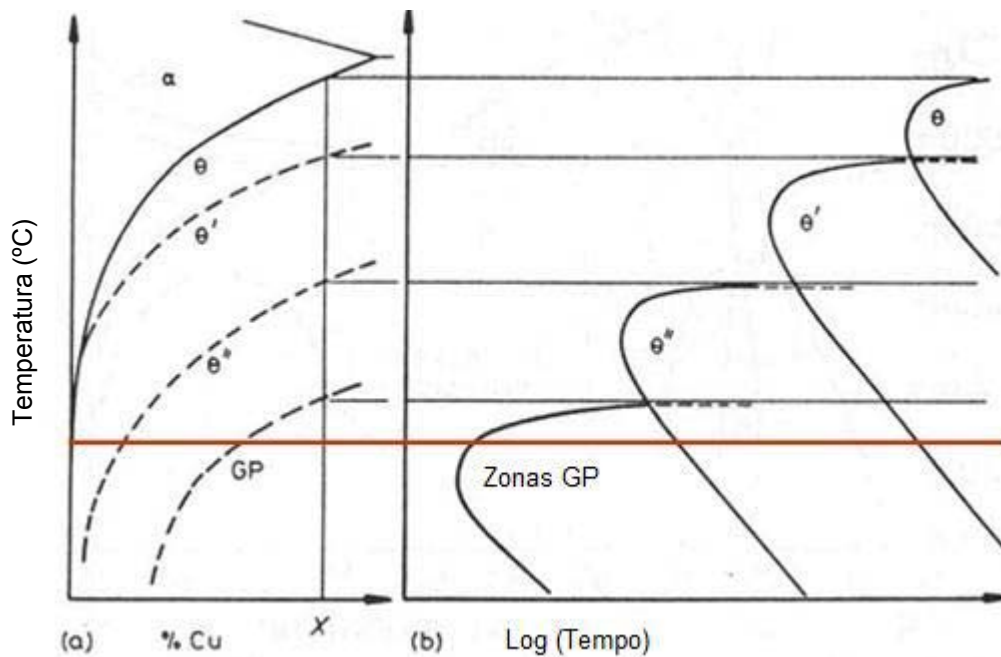


Figura 2.5 (a) Linha solvus metaestável esquemática para o sistema Al-Cu. b) Curva TTT para o mesmo sistema Al-Cu [24].

As ligas de alumínio que contêm cobre em solução sólida possuem maior resistência à corrosão por pites, porém a precipitação de compostos intermetálicos diminui sensivelmente a resistência à corrosão localizada dessas ligas, pois as regiões adjacentes às partículas precipitadas são empobrecidas

em Cu. Assim essas regiões apresentam menores potenciais de pite e maiores probabilidades de nucleá-los [27].

Por outro lado, a precipitação de intermetálicos aumenta a resistência mecânica, pois existe uma distorção em torno e dentro das vizinhanças das partículas dessas fases de transição. Durante a deformação plástica, os movimentos das discordâncias são dificultados como resultado dessas distorções e, conseqüentemente, a liga se torna mais dura e mais resistente [28].

2.4 Corrosão de Ligas de Alumínio

O alumínio possui boa resistência à corrosão atmosférica e em soluções aquosas. Sua resistência à corrosão se deve à presença de um filme superficial muito fino, de 2-10 nm, chamado filme passivo, composto por Al_2O_3 [29,3]

As ligas de alumínio são produzidas pela adição de elementos de liga, como o Cu, Mg e Zn. Muitas dessas ligas têm menor resistência à corrosão do que o alumínio puro. No entanto as ligas de alumínio podem passar por tratamentos superficiais que aumentam a resistência à corrosão, devido à formação de filmes óxidos protetores. Por outro lado, os elementos de liga, impurezas e os tratamentos de endurecimento podem resultar na formação de precipitados intermetálicos e a liga quando exposta ao ambiente corrosivo tem como resultado ataques localizados, como pites, corrosão sob tensão e corrosão intergranular [30].

2.4.1 Corrosão Intergranular de Ligas de Alumínio

A corrosão intergranular e por pite são as duas formas mais comuns de corrosão localizada em ligas de alumínio em solução contendo cloretos. Regiões onde ocorre corrosão intergranular e pites são locais preferenciais

para a nucleação de trincas, que podem resultar em falhas catastróficas por corrosão sob tensão, ou fadiga corrosão [31].

A corrosão intergranular acontece nas ligas de alumínio devido à precipitação de intermetálicos ricos em Cu (Al_2Cu) nos contornos de grãos, os quais são mais nobres do que a matriz, deixando a vizinhança desses precipitados empobrecida desse elemento. Dessa forma o precipitado age como catodo e a região adjacente se torna mais anódica e sujeita à corrosão intergranular [31–32]. Para sustentar esse mecanismo de corrosão intergranular, Galvele e De Micheli, 1970 [32], mediram uma diferença de potencial em torno de 100 mVsce entre o precipitado rico em Cu e a vizinhança empobrecida em Cu durante a corrosão. A Figura 2.6 mostra a representação esquemática da microestrutura da liga Al-4% Cu envelhecida.

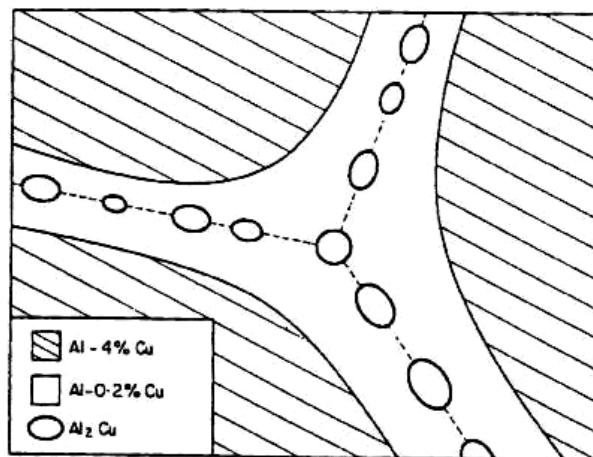


Figura 2.6 Representação esquemática da microestrutura da liga Al-4%Cu envelhecida [32].

De acordo com a Figura 2.6 pode-se observar que a região hachurada é a liga de alumínio com solução sólida de 4% de Cu. A região sem hachuras é a região mais anódica empobrecida em Cu e suscetível à corrosão intergranular. As regiões representadas por círculos são os precipitados de equilíbrio (Al_2Cu) [32].

Para que ocorra a corrosão intergranular os íons cloretos devem estar presentes, assim como para que ocorra corrosão por pites [32]. Segundo Muller e Galvele, 1977 [27], a corrosão intergranular é uma forma especial de corrosão localizada que ocorre nos contornos de grãos. No entanto existem diferenças entre pite e corrosão intergranular. Por exemplo, envelhecimento artificial é feito para minimizar a corrosão intergranular, mas não aumenta a resistência à corrosão por pites.

De acordo com Campestrini, 2002 [33], alguns autores consideram que a influência das partículas intermetálicas sobre a extensão do ataque intergranular é secundária, e relacionada, principalmente, à tendência das mesmas para precipitar nos contornos do grão. Desta maneira, pode-se considerar que o principal efeito galvânico na propagação da corrosão é exercido pela diferença de potencial entre a zona empobrecida e a própria matriz da liga, e não entre a zona empobrecida e os precipitados. Como um exemplo, determinou-se que a liga Al-Li 2090 é mais susceptível ao ataque intergranular que a liga Al 2024, porque a fase Al_2CuMg da Al 2024 tem menor tendência à concentrar-se no contorno dos grãos que a fase Al_2CuLi da liga Al 2090 [34].

Por outro lado, Robinson, M. J. et. al., 1999 [35], atribuíram um papel mais importante na corrosão intergranular das ligas de Al para a partícula intermetálica presente nos contornos de grão. Esses autores supõem que a rápida corrosão intergranular mostrada pela liga Al 2024, em comparação com a liga Al 2014, poderia ser atribuída à diferença de potencial entre os precipitados e a vizinhança. A precipitação nos contornos de grão das partículas intermetálicas Al_2CuMg faz com que a vizinhança sofra rápida dissolução anódica no Al 2024, já na liga Al 2014 os intermetálicos Al_2Cu não são tão catódicos em relação à vizinhança, diminuindo a dissolução anódica.

A partir do que foi discutido anteriormente, pode-se notar que os intermetálicos exibem uma conduta muito complexa, e que o papel dos mesmos sobre a corrosão das ligas de Al ainda tem muito a ser investigado antes que sejam estabelecidos quais fatores são mais relevantes para o comportamento de corrosão exibido pelas ligas.

Estudos recentes com curvas de polarização em solução desarejada de cloreto de sódio foram realizados na tentativa de descobrir quais fenômenos corrosivos atuam nas ligas de alumínio 2024. As curvas apresentaram duas quebras de potenciais que são independentes da taxa de varredura de potencial. O mais ativo está entre -670 e -700 mVsce e o mais nobre entre -590 e -610 mVsce [31,36]. Este resultado também foi observado por Galvele e De Micheli em 1970 [32], onde a primeira quebra de potencial foi atribuída à dissolução das zonas empobrecidas em Cu no contorno de grão, ou seja, corrosão intergranular, e a segunda à corrosão por pite no interior do grão.

Urushino e Sugimoto, [37], propõem que os dois potenciais de ruptura se referem ao pite no contorno de grão e na matriz, respectivamente. Já em um trabalho realizado por Guillaumin e Mankowski [38], foi proposta uma pequena diferença na interpretação, foi atribuída à primeira quebra à dissolução de precipitados grosseiros Al_2CuMg , enquanto a segunda quebra de potenciais à ruptura da matriz.

Contrariando o que De Micheli e Galvele 1970 [32] observaram, Frankel e Zhang, 2003 [31] atribuíram a primeira quebra de potenciais na curva de polarização à corrosão por pite e a segunda quebra à corrosão intergranular.

Um estudo realizado com a liga 2024-T3 soldada por FSW mostrou que a junta soldada sofre corrosão intergranular quando submetida ao ensaio de corrosão segundo a norma ASTM G110-97 [39], por um período de 6 horas. A profundidade de ataque atingida na região da lente de soldagem e na região da ZTA (zona termicamente afetada) foi de $150 \mu m$. A corrosão foi similar no metal base, exibindo corrosão intergranular e pite com profundidade acima de $200 \mu m$ [40].

Um estudo realizado por Wadesom, 2006 [41], revelou que os precipitados do metal base da liga 7108-T79 são distribuídos uniformemente no interior dos grãos. No entanto, na ZTMA, a fase de equilíbrio termodinâmico precipita nos contornos dos grãos, e o potencial se torna negativo nessa região. Assim, os contornos dos grãos se tornam locais favoráveis para a dissolução anódica quando comparados com a matriz.

2.4.2 Corrosão por Esfoliação de Ligas de Alumínio

A corrosão por esfoliação pode ocorrer na superfície de ligas de alumínio tratáveis termicamente e trabalhadas a frio [42].

A corrosão por esfoliação é um tipo de corrosão intergranular que ocorre em grãos alongados provenientes do trabalho a frio do alumínio e promove o destacamento de grãos da estrutura do material. Esse tipo de corrosão se processa em diferentes camadas. O produto de corrosão formado entre as estruturas de grãos alongados, por ter maior volume molar, gera um campo de tensão que separa as camadas, ocasionando o inchamento do material metálico [36 e 42]. A Figura 2.7 mostra corrosão intensa por esfoliação de uma liga de alumínio.

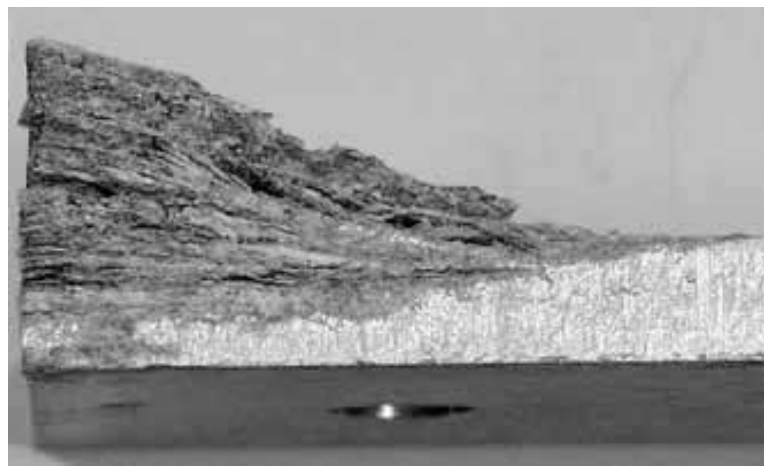


Figura 2.7 Corrosão intensa por esfoliação de uma liga de alumínio [43].

Com a evolução da corrosão intergranular, produtos de corrosão se acumulam (óxido de alumínio hidratado) na região entre os grãos deformados. Uma vez que o volume molar dessas substâncias é em geral maior do que a do alumínio, a presença desses produtos de corrosão gera um campo de tensão que induz a formação de um tipo de corrosão intergranular chamada esfoliação. Observa-se então que a esfoliação é um fenômeno influenciado pelo efeito da tensão e pela corrosão intergranular [36,42].

O mecanismo de corrosão por esfoliação é o mesmo para a corrosão intergranular e tem como pré-requisito a diferença de potencial entre os precipitados endurecedores, mais ricos em Cu, agindo como catodo e a região adjacente a eles empobrecida em Cu, mais anódicas e sujeitas à corrosão por esfoliação [44].

O processo de corrosão por esfoliação difere do mecanismo de corrosão sob tensão, pois a tensão necessária para que ocorra a esfoliação não é externa e sim gerada pelos produtos de corrosão [45].

O trabalho realizado com a liga 2024-T351, objeto de estudo deste trabalho, mostrou que a resistência à corrosão por esfoliação dessa liga varia com o meio corrosivo [36]. A liga 2024-T351 não exibiu claramente corrosão por esfoliação quando submetida ao ensaio de esfoliação ASTM G34-01 [46]. em atmosfera marinha a corrosão por esfoliação foi mais pronunciada [36].

A corrosão por esfoliação da junta soldada por FSW da liga 2024-T3 foi relatada por Billias G. 1999 [40], como preferencial na ZTMA. Após 4 dias imersa na solução de esfoliação segundo a norma ASTM G34-01 [46] a liga sofreu corrosão intensa na raiz da solda. Na face da solda o ataque foi moderado e a ZTA mostrou uma maior degradação causada por bolhas do que o metal base. O metal base revelou pites e uma leve formação de bolhas depois de 48 e 96 horas de exposição, respectivamente.

Robinson M.J. 1999 [47], estudando a liga 2024-T351 observou que o superenvelhecimento é benéfico em baixar a suscetibilidade à corrosão por esfoliação. Com o passar do tempo os precipitados crescem e podem perder a coerência com a matriz, amolecendo o material, ou se dissociam dificultando o mecanismo de corrosão por esfoliação que ocorre devido à diferença de potencial entre os precipitados (catódicos) e a vizinhança (anódica).

2.4.3 Corrosão sob Tensão de Ligas de Alumínio

A corrosão sob tensão, algumas vezes chamada de trincamento devido à corrosão sob tensão, resulta da ação combinada de uma tensão de tração que é aplicada e de um meio corrosivo; ambos os fatores são necessários.

O procedimento de ensaio de corrosão sob tensão envolve a imposição de taxas de deformação, que são atingidas por uma taxa de alongamento constante no corpo de prova enquanto são monitoradas a carga e a extensão do corpo de prova.

Os ensaios de corrosão sob tensão sempre produzem fratura do corpo de prova. Normalmente, os resultados dos testes realizados em ambientes corrosivos são comparados com os testes do mesmo material em um ambiente de controle. O ambiente de controle é um meio em que o material é testado e que não há excessiva corrosão do material. Normalmente o ambiente de controle é o ar. Os resultados dos ensaios nesse meio servirão de base para comparação com os ensaios realizados em meio corrosivo, na mesma temperatura [48].

Os primeiros estágios da corrosão sob tensão são compostos por trincas microscópicas que não podem ser observadas visualmente. A corrosão sob tensão acontece quando um material, submetido a tensões de tração (aplicadas ou residuais), é colocado em contato com um meio corrosivo específico. A tensão de tração deve necessariamente ser superior a certo valor limite. Neste tipo de corrosão formam-se trincas no material, sendo a perda de espessura muitas vezes desprezível [49].

As trincas decorrentes da corrosão sob tensão podem ser intergranulares ou transgranulares, dependendo do material e do meio corrosivo. A corrosão sob tensão intergranular ocorre quando a direção preferencial para a corrosão é o contorno de grão, geralmente devido à precipitação de intermetálicos nos contornos ou à existência de segregações neste local [49-50].

Trincas intergranulares são encontradas em ligas de alumínio, aços com baixos teores de carbono e latões. Trincas transgranulares são encontradas nos aços inoxidáveis [49].

O processo de corrosão sob tensão é dividido em três estágios: início da trinca, propagação e falha do material. O mecanismo de propagação da trinca pode ser de duas formas: dissolução anódica ou catódica. O processo anódico acontece devido à dissolução ativa da ponta da trinca e o catódico devido à evolução de hidrogênio e fragilização [50].

O principal uso dessa prática é fornecer procedimentos aceitáveis para testes acelerados de resistência à corrosão de materiais metálicos em várias condições ambientais. Em muitos casos, o início da ação do ambiente na trinca é acelerado através da aplicação de tensão dinâmica no comprimento do corpo de prova. Devido à natureza acelerada do teste, os resultados não têm a intenção de representar o comportamento do material em serviço, mas ao invés disso estudar a interação entre o ambiente e o material [48].

As taxas de deformação nos ensaios de corrosão sob tensão devem ser suficientemente lentas para que haja tempo do processo corrosivo se iniciar, mas rápidas o bastante para que a ruptura do corpo de prova aconteça em um período aceitável de tempo [48].

A célula de teste deve ser inerte, ou seja, não sofrer ataque do meio corrosivo em estudo e deve ser dimensionada para que o volume de solução por centímetro quadrado do corpo de prova não seja menor do que 30 mL/cm² [48].

A complexidade das variáveis que envolvem o fenômeno de corrosão sob tensão são evidências suficientes de que o mecanismo não é tão simples de ser explicado. Muitas teorias já foram propostas, mas nenhuma foi adotada como absoluta [49].

O mecanismo de corrosão sob tensão que atua no alumínio é o de dissolução anódica associado ao modelo de ruptura de filme. A deformação plástica localizada na ponta da trinca rompe o filme passivo, expondo o metal na ponta da trinca à solução. Assim, o metal exposto é dissolvido rapidamente resultando no crescimento da trinca. A taxa de ruptura do filme na ponta da trinca é maior do que a taxa de repassivação do filme e a trinca tende a se propagar, como esquematizado na Figura 2.8 (a). Outros estudos assumem que a ponta da trinca repassive completamente e é periodicamente rompida

pelo aparecimento de degraus provenientes do movimento de discordâncias, como mostra a Figura 2.8 (b) [50].

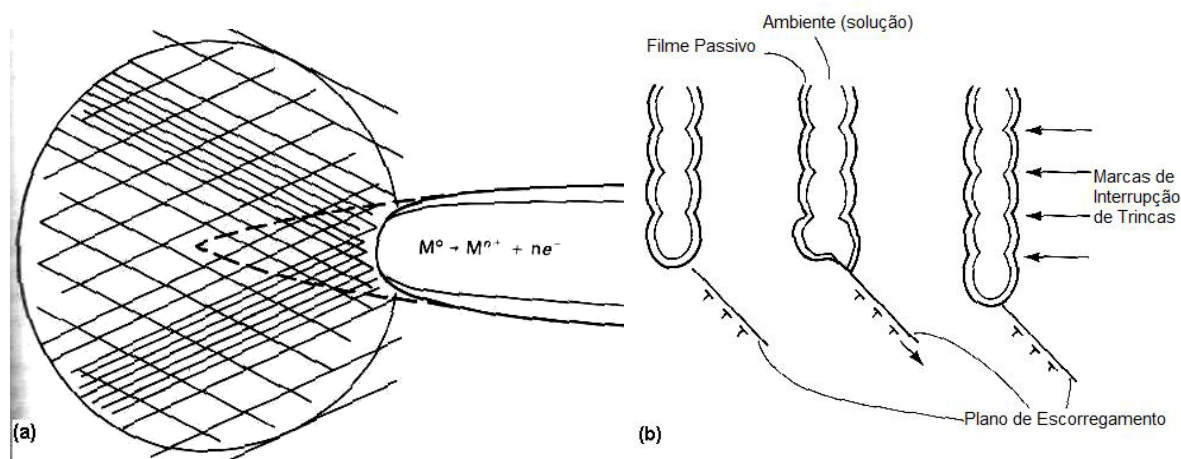


Figura 2.8 Representação esquemática da propagação da trinca pelo modelo de ruptura do filme. (a) Taxa de ruptura do filme maior do que taxa de repassivação. (b) Rompimento do filme pelo surgimento de planos de escorregamento [50].

De acordo com Conde e Damborenea, 1999 [51], inicialmente a trinca cresce perpendicularmente à tensão de tração. Ao encontrar um grão alongado, a trinca é contida e muda de direção, crescendo paralela à tensão aplicada, mas por um mecanismo de corrosão intergranular, como mostra a Figura 2.9. Então a trinca passa por diferentes estágios: um em que a ação da tensão é máxima, com alta taxa de propagação; e outro no qual a ação da tensão na ponta da trinca é baixa e conseqüentemente a taxa de crescimento é atenuada. Nessa direção a velocidade é mínima, e a ação do meio corrosivo, que atua nos contornos dos grãos por um mecanismo de corrosão intergranular, faz com que a trinca se propague

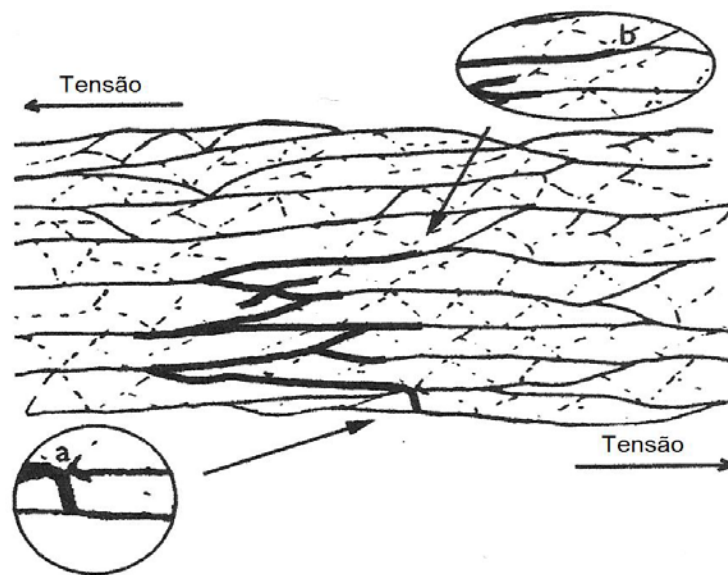


Figura 2.9 (a) Ação máxima da deformação na ponta da trinca. (b) A trinca ocorre paralela à deformação aplicada. Deformação mínima é aplicada na ponta da trinca [51].

Outra forma de explicar a corrosão sob tensão é a pré-existência de defeitos. Esse conceito é aplicado especialmente para aqueles materiais que tendem a falhar com baixas taxas de deformação quando testados ao ar. Quando a superfície de um metal é exposta a um líquido corrosivo, uma camada fina ou um filme óxido é formado na superfície. Caso este filme seja perfeitamente contínuo, então não haverá corrosão. No entanto, devido a descontinuidades na superfície dos metais, como os contornos dos grãos, ou rupturas do filme, anodos e catodos surgem na superfície dos metais. A superfície de um metal adjacente a uma descontinuidade no filme, como um contorno de grão, será anódica em relação ao restante da superfície do metal e a corrosão ocorrerá nessa pequena área [49].

Estudos de corrosão realizados em juntas soldadas por FSW são escassos na literatura, Lohwasser D, 2003 [52] mostrou que a resistência à corrosão sob tensão e fratura intergranular das ligas de alumínio 2024-T3 soldadas por FSW geralmente são consideradas como aceitáveis, embora ataques localizados tenham sido relatados na região da lente de soldagem, onde os grãos são refinados.

De acordo com Lohwasser D, 2003 [52] soldas similares e dissimilares por FSW atingem fatores de soldagem da ordem de 75 a 95% em relação ao metal base o que confirma a alta qualidade dessas juntas. As soldas similares quando submetidas a ensaios de corrosão sob tensão fraturam na ZTMA no lado de retrocesso da chapa. As soldas dissimilares fraturam na liga com menores propriedades mecânicas.

Ensaio de corrosão sob tensão em NaCl 3,5% e ao ar, com taxa de deformação 10^{-6} s^{-1} , apresentam curvas tensão-deformação similares, para juntas soldadas dissimilarmente por FSW entre as ligas 7075 e 6056, segundo Srinivasan P. B., 2004 [53], como pode ser visto na Figura 2.10 [53].

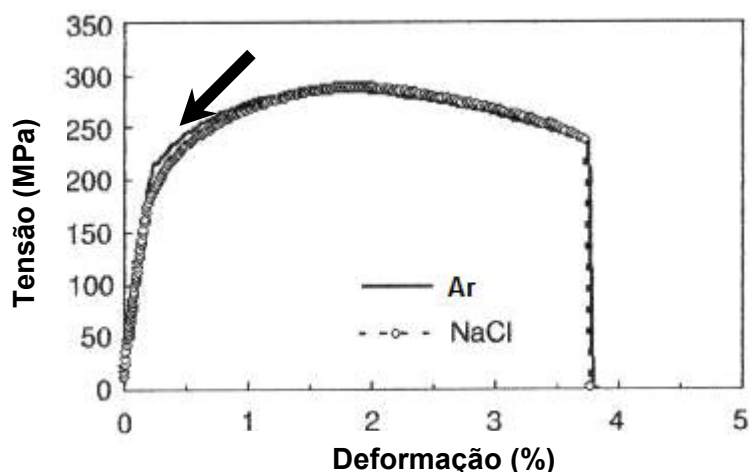


Figura 2.10 Curvas tensão–deformação de soldas dissimilares por FSW das ligas 7075 e 6056 testadas ao ar e em solução de NaCl 3,5%, com taxa de deformação nominal de 10^{-6} s^{-1} [53].

Embora os corpos de prova tenham apresentado valores de deformação da ordem de 4%, houve um aumento do comprimento útil da liga 6056. As amostras testadas em ambas as condições, ar e em NaCl 3,5%, exibiram uma redução em área de 50%, revelando que não houve corrosão sob tensão da junta no ensaio realizado em solução com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} . Foi concluído que a junta soldada não sofre corrosão sob tensão e a fratura dessas juntas foi do tipo dútil, devido a possíveis defeitos preexistentes [53].

Srinivasan P. B, 2004 [53], também realizou ensaios de corrosão sob tensão de soldas dissimilares com taxas de deformação menores, 10^{-7} s^{-1} , em meio de cloreto. As amostras fraturaram com um nível de tensão muito menor. O exame da superfície de fratura revelou que não houve redução da área da secção transversal, e a fratura foi frágil. Neste caso pites foram encontrados na raiz da solda, porém a fratura aconteceu na interface entre a ZTMA e a ZTA da liga 7075. A dissolução da liga 7075 sob as condições do ensaio de corrosão sob tensão tem sido observada como altamente localizada, e isso pode ser devido à dissolução anódica de partículas intermetálicas ou dissolução da matriz na presença de partículas intermetálicas nobres.

A Figura 2.11 mostra a curva tensão–deformação para duas soldas dissimilares testadas em solução de NaCl 3,5% com taxas de deformação nominal de 10^{-6} s^{-1} e 10^{-7} s^{-1} . A causa da fratura no ensaio com taxa de deformação menor foi à corrosão sob tensão, sem limite de resistência à tração. O ensaio realizado com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} teve como causa da fratura à pré-existência de defeitos e a fratura foi dútil.

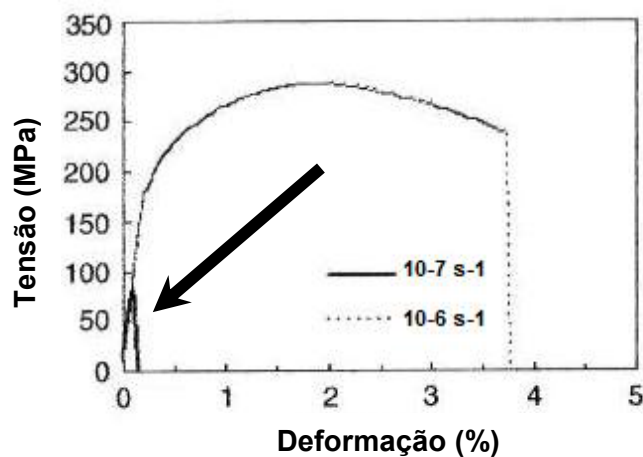


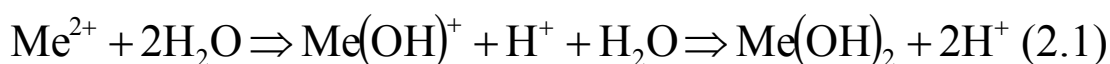
Figura 2.11 Curvas tensão–deformação de duas soldas dissimilares por FSW testadas em solução de NaCl 3,5%, com taxas de deformação nominal de 10^{-6} s^{-1} e 10^{-7} s^{-1} [53].

2.4.4 Corrosão por Pites de Ligas de Alumínio

Corrosão por pites é a dissolução localizada e acelerada do metal que ocorre como resultado da quebra do filme passivo protetor na superfície do metal. É uma forma extrema de ataque localizado que pode resultar em furos no metal. É uma das formas de corrosão mais destrutivas e perigosas. Causa a falha de um equipamento pela perfuração com a perda de apenas uma pequena quantidade de material [50].

O mecanismo de corrosão consiste na rápida dissolução dentro do pite, enquanto a reação de redução ocorre nas áreas adjacentes da superfície. É um processo autocatalítico. A rápida dissolução do metal dentro do pite tende a produzir um excesso de cargas positivas nessa área, resultando na migração de íons cloretos para restabelecer a eletroneutralidade. Desta forma, atinge-se uma alta concentração de cloreto e cátions metálicos no interior do pite e, como resultado da reação de hidrólise dos cátions metálicos, uma alta concentração de íons hidroxônio. Tanto o íon hidroxônio quanto o cloreto estimulam a dissolução da maioria dos metais e ligas, e todo o processo se intensifica com o tempo [3, 50].

O pH dentro do pite diminui devido à hidrólise dos cátions metálicos e também pela falta de reação catódica [3]. A reação 2.1 mostra a formação dos íons H⁺.



Este tipo de corrosão ocorre na presença de espécies aniônicas agressivas. O Cl⁻ é usualmente a causa desse tipo de corrosão, mas os haletos em geral podem provocar o ataque localizado. A razão da agressividade do Cl⁻ vem do fato de ser um ânion de ácido forte. Muitos cátions são solúveis em soluções cloradas e os cloretos são ânions pequenos com alta difusividade, interferindo na passivação. A presença de agentes oxidantes em ambientes contendo cloretos é extremamente agressiva e favorece a corrosão localizada

[3]. Quanto maior a concentração de cloretos na solução maior a suscetibilidade ao ataque localizado [30].

Os pites quase sempre iniciam em alguma heterogeneidade química ou física na superfície, como inclusões, partículas de segunda fase, segregação de soluto no contorno de grão, problemas mecânicos ou discordâncias. Os pites em ligas de alumínio estão associados com partículas intermetálicas [4].

A solução sólida de Cu em Al melhora a resistência à corrosão por pite. No entanto quando há precipitação de Al_2Cu , fase θ , a resistência ao pite diminui. Esta queda na resistência à corrosão localizada está associada ao efeito galvânico entre as regiões catódicas empobrecidas em Cu em torno da fase θ anódica [3, 32].

A corrosão por pite ocorre em quatro etapas [4]: (1) Na interface entre o filme passivo e a solução ocorre adsorção dos íons cloreto na superfície do óxido; (2) dentro do filme passivo ocorre a reação química dos íons cloreto adsorvidos na etapa (1) com os íons Al^{3+} do filme de óxido; (3) ocorre a formação dos chamados pites metaestáveis que iniciam e crescem por um período curto de tempo, abaixo do potencial crítico de pite e então repassivam; (4) formação dos pites estáveis acima do potencial crítico de pite que é o afinamento do filme de óxido pela dissolução dos complexos formados entre o haleto e o alumínio.

O mecanismo de adsorção (1) está baseado na competição entre o ânion agressivo e a espécie responsável pela passivação [54].

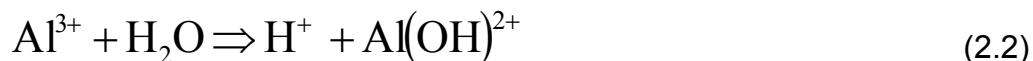
A reação química dentro do filme (2) ocorre devido ao aumento da condutividade iônica do filme passivo, pois a penetração do ânion agressivo adsorvido na camada ocorre por difusão através dos defeitos da rede cristalina. Dessa forma a diminuição da força de coesão da película pela adsorção do ânion agressivo provoca uma diminuição da tensão superficial, enfraquecendo o filme localmente, e o pite tem seu início.

Os produtos de corrosão por pites em alumínio são sais de alumínio. Não é bem sabido que tipo de sal se forma, $AlCl_3$, $Al(OH)_2Cl$ ou $Al(OH)Cl_2$. Dependendo do tipo de sal formado o pH dentro do pite muda. Na presença de

AlCl_3 o pH será menor do que 1. Por outro lado, com o sal Al(OH)Cl_2 , o pH será 3.

A corrosão por pites pode ser descrita pelas reações químicas 2.2, 2.3 e 2.4.

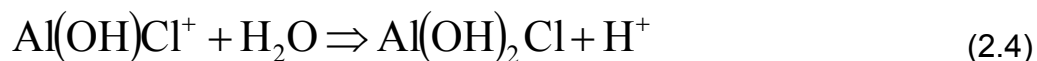
- Ionização do alumínio:



- Hidróxido de alumínio reage com cloreto:



- O produto de (2.3), reage com água para produzir condições ácidas:



As propriedades eletroquímicas da liga 2024-T351 foram estudadas através de curvas de polarização em 0,1 M de Na_2SO_4 contendo íons cloreto [55]. Foi observado um pico de suscetibilidade ao pite em -220 mVsce [55]. Pelo mesmo mecanismo explicado anteriormente o composto intermetálico enriquecido em Cu é catódico em relação à vizinhança que se torna local favorável à dissolução anódica [55].

A degradação ocorrida através da corrosão por pites na liga 2024-T351, foi relatada por Petroyiannis P.V. [56] como característica em tempos curtos de exposição, já em tempos longos a corrosão por esfoliação controlou o processo de corrosão, como pode ser visto na Figura 2.12.

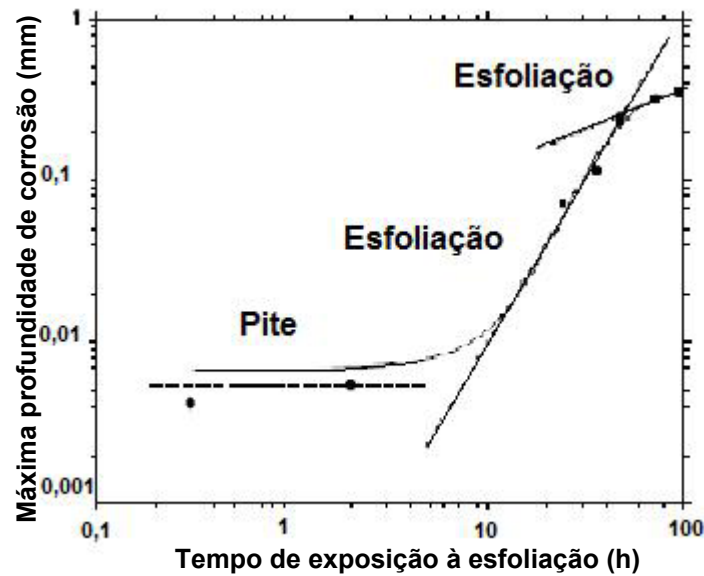


Figura 2.12 Corrosão por pites e esfoliação em função do tempo de exposição para a liga 2024-T351[56].

Na Figura 2.12 as 3 inclinações diferentes mostram o aumento do gradiente de degradação. É sugerido por Petroyiannis P.V. [56], que os pites formados em tempos curtos de exposição são locais preferenciais para o início e propagação de outras formas de corrosão como a corrosão intergranular e esfoliação.

São poucos os trabalhos de corrosão por pites com ligas de alumínio soldadas por FSW disponíveis na literatura. Em um estudo realizado com as ligas 2024 e 2195 soldadas similarmente por FSW mostrou que após 25 dias de imersão em solução NaCl 0,6 M houve aparecimento de corrosão localizada por pite tanto no metal base como na região da junta para ambas as ligas [57].

3 MATERIAL E MÉTODOS

3.1 Material

Foi estudada a liga de alumínio 2024 tratada termicamente com o tratamento T351, na forma de chapas finas laminadas com 1,3 mm de espessura, soldada por FSW. A junta soldada foi fornecida pela instituto de pesquisa alemão, *GKSS-Forschungszentrum*. A composição química, obtida por espectroscopia de emissão por plasma, está mostrada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 Composição química da liga 2024-T351 (% em peso).

Elemento	Teor (%)
Cu	3,95
Mg	1,24
Si	0,195
Mn	0,556
Fe	0,239
Zn	0,229
Al	93,6

3.2 Análise estrutural

A seção transversal da junta soldada foi analisada por microscopia ótica (MO).

3.2.1 Microscopia Ótica (MO)

Para as observações por MO as amostras foram embutidas em resina poliéster de alta fluidez, lixadas até grana 1200 e polidas com suspensão de alumina 1,0 μm . A seguir, foram atacadas com reagente Keller: 190 mL H_2O + 3,0 mL HCl 37% + 2,0 mL HF + 5,0 mL HNO_3 , segundo a norma ASTM E407-99 [58]. Esse reagente permite obter excelente contraste entre os grãos.

As micrografias óticas foram obtidas através de um microscópio ótico *Carl Zeiss – AxioTech*, equipado com câmera de vídeo *Panasonic WV-CL 700*.

3.3 Microdureza

As medidas de microdureza foram realizadas utilizando uma máquina de ensaio de dureza Vickers tipo STIEFELMAYER, modelo Brivisor, com carga de 100 g e tempo de carregamento de 15 segundos, conforme norma ASTM E 384-06 [59].

3.4 Corrosão Intergranular

Os ensaios de corrosão intergranular foram realizados segundo a norma ASTM G110-97 [39]. As amostras passaram por uma etapa de limpeza em solução de 945 mL de H_2O destilada, 50 mL de HNO_3 (70%) e 4,0 mL de HF (48%) por 1 minuto a 93 °C. Após este período a amostra permaneceu por mais 1 minuto em HNO_3 (70%) à temperatura ambiente. A seguir foram lavadas e secas ao ar e submetidas ao ensaio em solução de 57 g de NaCl , 10 mL de H_2O_2 (30%) diluído em 1 L de H_2O destilada por um período de 6 horas à temperatura ambiente em um recipiente inerte.

Depois da imersão as seções transversais foram examinadas metalograficamente para determinar a profundidade da corrosão intergranular. A dimensão dos corpos de prova utilizados foi de 50 mm por 50 mm.

Após o ensaio as amostras foram lavadas e secas ao ar. Em seguida as amostras foram embutidas, na posição transversal, em resina poliéster de alta

fluidez para evitar a formação de bolhas e frestas, lixadas até grana 1200 e polidas com suspensão de alumina 1,0 μm . A seguir, foram atacadas com reagente de Keller: 190 mL H_2O + 3,0 ml HCl 37% + 2,0 mL HF + 5,0 mL HNO_3 , segundo a norma ASTM E407-99 [58], e a análise superficial foi realizada por microscopia ótica e eletrônica, o microscópio eletrônico de varredura *Philips XL 30 FEG*, com detetor *Oxford Link tentafet x-ray*.

3.5 Corrosão por Esfoliação

Os ensaios de corrosão por esfoliação foram realizados segundo a norma ASTM G34-01 [46]. As amostras foram imersas em uma solução contendo 4,0 M de NaCl, 0,5 M de KNO_3 , e 0,1 M HNO_3 a 25° C por um período de 96 ou 48 horas. A suscetibilidade á corrosão por esfoliação foi determinada pelo exame visual e comparação com fotos padrões contidas na norma ASTM G34-01 [46]. A dimensão dos corpos de prova foi de 50 mm por 100 mm.

Após o ensaio as amostras foram lavadas e secas ao ar. Em seguida as amostras foram embutidas, na posição transversal, em resina poliéster de alta fluidez para evitar a formação de bolhas e frestas, lixadas até grana 1200 e polidas com suspensão de alumina 1,0 μm . A seguir, foram atacadas com reagente de Keller: 190 mL H_2O + 3,0 ml HCl 37% + 2,0 mL HF + 5,0 mL HNO_3 , segundo a norma ASTM E407-99 [58].

A análise superficial foi realizada por microscopia ótica e eletrônica e comparada com os padrões da norma ASTM G34-01 [46] que prevê em ordem crescente de ataque por esfoliação, EA, EB, EC e ED como sendo, pouco atacado, ataque moderado, ataque intenso e ataque muito intenso, respectivamente. A norma ainda prevê ataque tipo P, para corrosão localizada por pites, e tipo N, para materiais que não foram atacados.

3.6 Corrosão sob tensão

Os ensaios foram realizados em dois diferentes meios: ao ar e em solução de NaCl 3,5%, arejada e a temperatura ambiente. Os testes em NaCl 3,5% foram feitos com duas taxas de deformação diferentes: 10^{-6} e 10^{-7} s^{-1} . No ambiente ar, foi utilizada a taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} , pois nesse meio a deformação plástica é praticamente a mesma para as duas taxas. Antes do ensaio, as amostras foram limpas com álcool isopropílico e secas ao ar. O ensaio foi realizado segundo a norma ASTM G129-00 [48]. A Figura 3.1 mostra a geometria e as dimensões das amostras.

A Figura 3.2 mostra a montagem experimental do ensaio de corrosão sob tensão realizado ao ar (a) e em NaCl 3,5% (b). Após o ensaio as amostras foram lavadas e secas ao ar. Em seguida foram analisadas nos microscópios ótico e eletrônico de varredura para observação dos tipos de corrosão e avaliação da superfície de fratura.

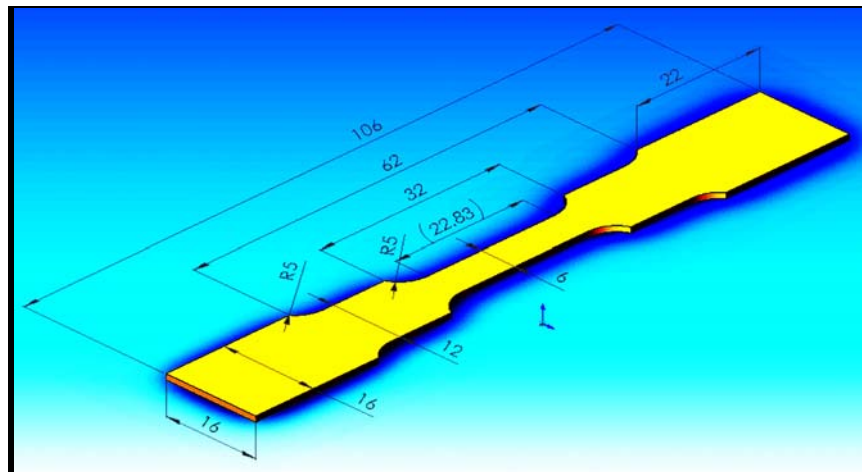
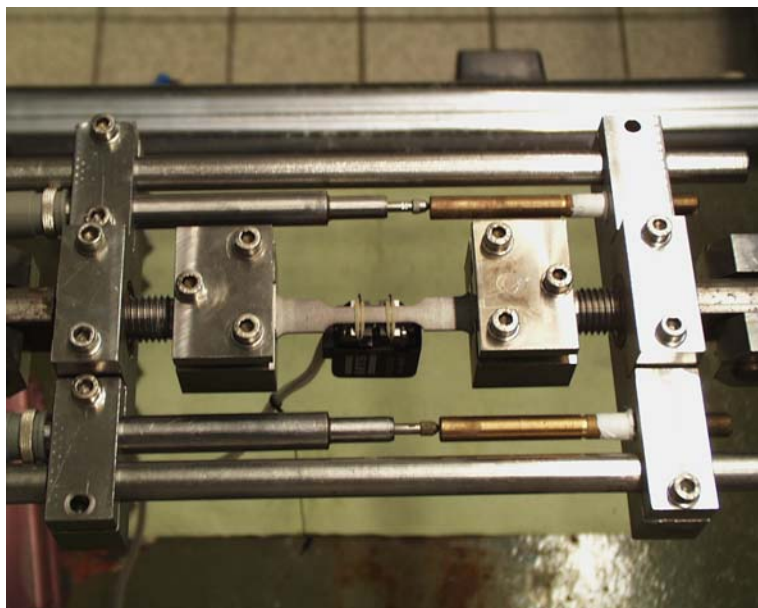
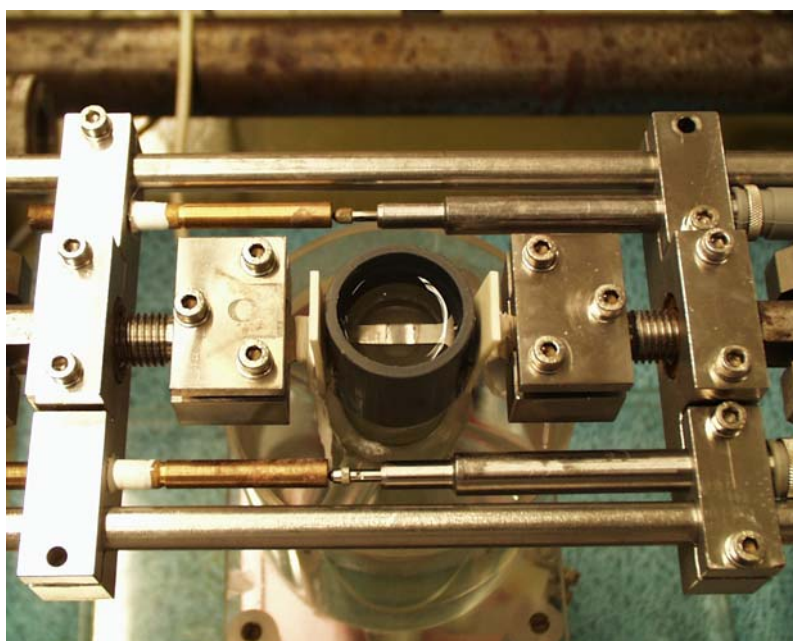


Figura 3.1 Geometria e dimensões das amostras [Cortesia GKSS-Forschungszentrum].



(a)



(b)

Figura 3.2 Montagem experimental do ensaio de corrosão sob tensão (a) ao ar e (b) em NaCl 3,5%.

3.7 Polarização Anódica Potenciodinâmica

Foram realizados ensaios de polarização anódica potenciodinâmica em NaCl 3,5% naturalmente arejado, a 25 °C, para a determinação dos potenciais de pite. O material foi lixado até grana 600, lavado com água destilada e álcool, seco com ar quente e imerso no eletrólito, permanecendo em circuito aberto por 20 minutos. Em seguida, iniciou-se a varredura de potencial partindo-se do potencial de circuito aberto, no sentido anódico, a uma taxa de 1 mV/s, até atingir a densidade de corrente de 1×10^{-3} A/cm². Foram feitas pelo menos 3 curvas para cada amostra.

Nos ensaios foi utilizada uma cela eletroquímica de três eletrodos, com eletrodo auxiliar de platina e eletrodo de referência de calomelano saturado (SCE). Os eletrodos de trabalho foram compostos pelas amostras de alumínio (MB) e pela junta soldada, na forma de discos com área de 0,44 cm² cortados por eletroerosão. Em seguida, as amostras foram embutidas em resina poliéster de alta fluidez para evitar a formação de bolhas e frestas. A Figura 3.3 mostra a cela eletroquímica e o eletrodo de trabalho utilizados.

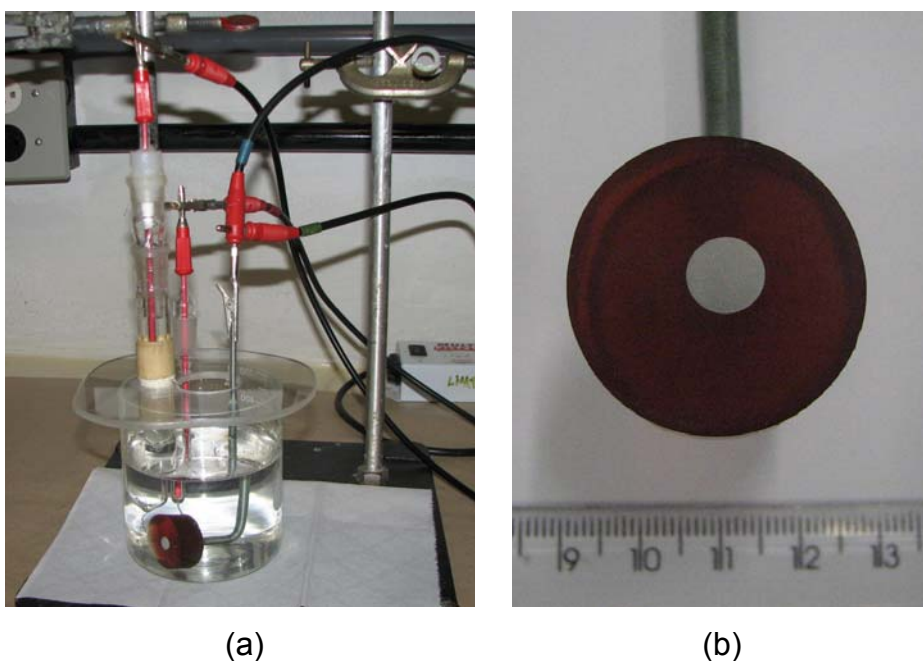


Figura 3.3 (a) Cella eletroquímica e (b) Eletrodo de trabalho.

Para as medidas de polarização, foi utilizado um potenciostato/galvanostato *Solartron* 1287, juntamente com os softwares *Corrware*, para aquisição dos dados, e *Corrview*, para visualização e tratamento dos dados. A Figura 3.4 mostra o equipamento utilizado.



Figura 3.4 Equipamento utilizado no ensaio eletroquímico de polarização.

Foram obtidas imagens dos pites por microscopias ótica e eletrônica de varredura. As amostras foram polidas em suspensão de alumina $1,0 \mu\text{m}$. Após 20 minutos de circuito aberto, iniciou-se a varredura de potencial a partir do potencial de circuito aberto até que a densidade de corrente atingisse $2 \times 10^{-4} \text{ A/cm}^2$, a 1 mV/s .

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise estrutural

4.1.2 Microscopia ótica

A Figura 4.1 mostra a micrografia ótica do metal base da liga de alumínio 2024-T35, na direção de laminação.

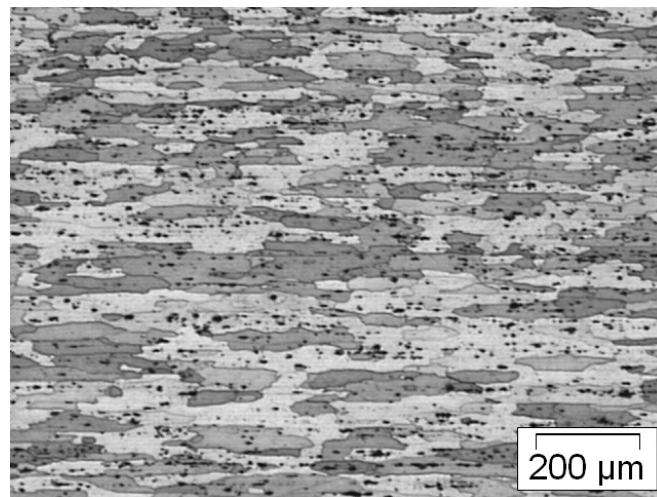


Figura 4.1 Microestrutura da liga 2024-T351, direção de laminação.

Por MO, observa-se que a microestrutura do metal base é formada por grãos alongados, como pode ser visto na Figura 4.1. A diferença de coloração presente entre os grãos não é devido à presença de duas fases, mas devido ao ataque químico preferencial de acordo com a orientação dos grãos. Os pontos pretos presentes na microestrutura são buracos provenientes do processo de polimento em alumina 1,0 µm.

A Figura 4.2 mostra a junta soldada por FSW da liga 2024-T351, em corte transversal, e suas regiões microestruturais: metal base, lente de soldagem, e ZTMA.

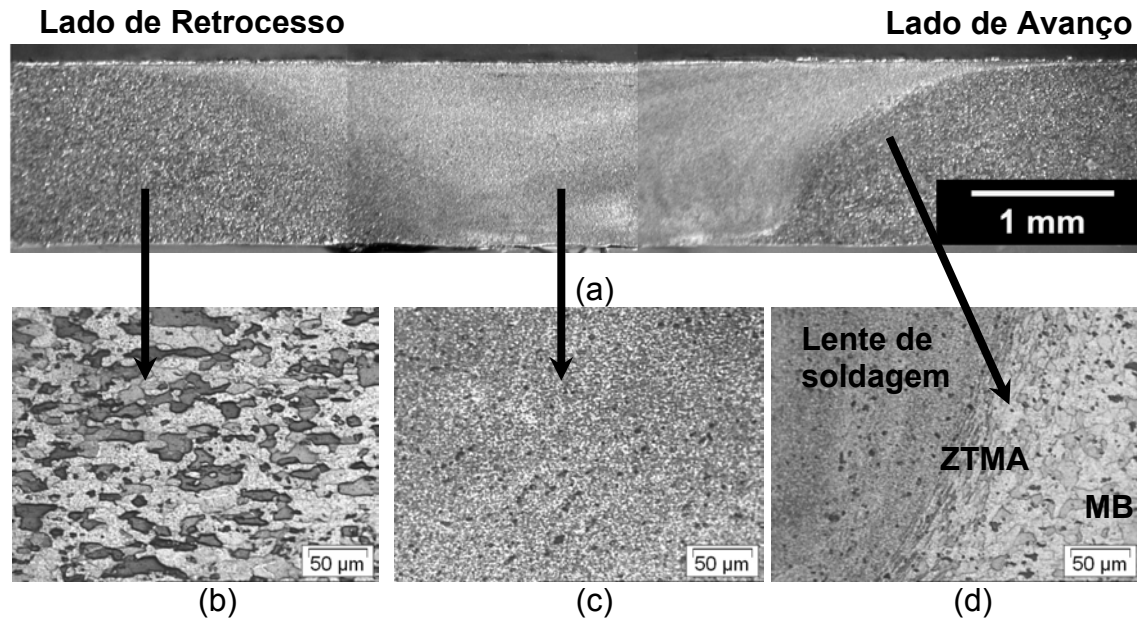


Figura 4.2 (a) Microestrutura da liga 2024-T351, soldada por FSW, corte transversal. Regiões microestruturais da junta soldada. (b) Metal base. (c) Lente de soldagem. (d) ZTMA, zona termomecanicamente afetada.

Nas microestruturas apresentadas na Figura 4.2, em corte transversal, pode-se observar que após o processo de soldagem os grãos sofreram alterações de tamanho e forma. O tamanho de grão do metal base é maior do que os presentes na lente de soldagem e nas zonas afetadas termicamente. A lente de soldagem, Figura 4.2 c, possui microestrutura refinada com grãos equiaxiais de 2 a 5 μm de diâmetro. Essa região sofreu recristalização devido às temperaturas suficientemente altas durante o processo de soldagem, como também foi observado por Kallee S.; Nicholas D., 1998 [61].

A microestrutura apresentada na Figura 4.2 d, representa a ZTMA. Essa região apresenta microestrutura de grãos deformados pela ação da ferramenta. Há também ZTA microestruturalmente muito parecida com o metal base e de difícil identificação devido à pequena espessura da chapa.

O lado de avanço da solda é caracterizado por uma distinção nítida entre a lente de soldagem e a ZTMA. Este contraste não é bem visto no lado de retrocesso da solda. Esta distinção de regiões é conseguida devido aos movimentos de rotação e translação da ferramenta. A velocidade do material

plasticizado tem direções opostas no lado de avanço da solda, definindo bem a interface entre as regiões, no entanto no lado de retrocesso essas velocidades possuem mesma direção [21,52].

4.2 Microdureza

O perfil de microdureza obtido é característico de juntas soldadas por FSW. Pela Figura 4.3 é observado que a região da lente de soldagem, região recristalizada, apresenta valor de microdureza 30% menor (80 HV) do que o metal base (110 HV), como também foi observado por Sutton, M. A, 2004 [19]. Houve uma diminuição da densidade de discordâncias provocada pela recristalização dos grãos durante o processo de soldagem, e a lente de soldagem tornou-se mais macia em comparação ao metal base.

A lente de soldagem apresentou um ganho de dureza em relação à ZTMA, devido à recristalização dos grãos promovida pela temperatura elevada provocada pela passagem direta da ferramenta. O efeito da diminuição do tamanho de grão se sobrepôs à diminuição da densidade de discordâncias como também à dissolução dos precipitados o que elevou a dureza da lente de soldagem, como foi discutido por Corral, 2000 [57].

Um valor mínimo de dureza foi observado há aproximadamente 2 mm da lente de soldagem, presente em ambos os lados da solda, representa a transição da ZTMA para a ZTA (70 HV), como foi observado por Leonard, A .J., 2000 [62]. Essa perda de dureza pode ser atribuída à dissolução dos precipitados pelo ciclo térmico ou pelo superenvelhecimento das partículas S. Esta é a região mais suscetível à corrosão, devido à distribuição não uniforme dos precipitados nos contornos de grão na ZTMA [41].

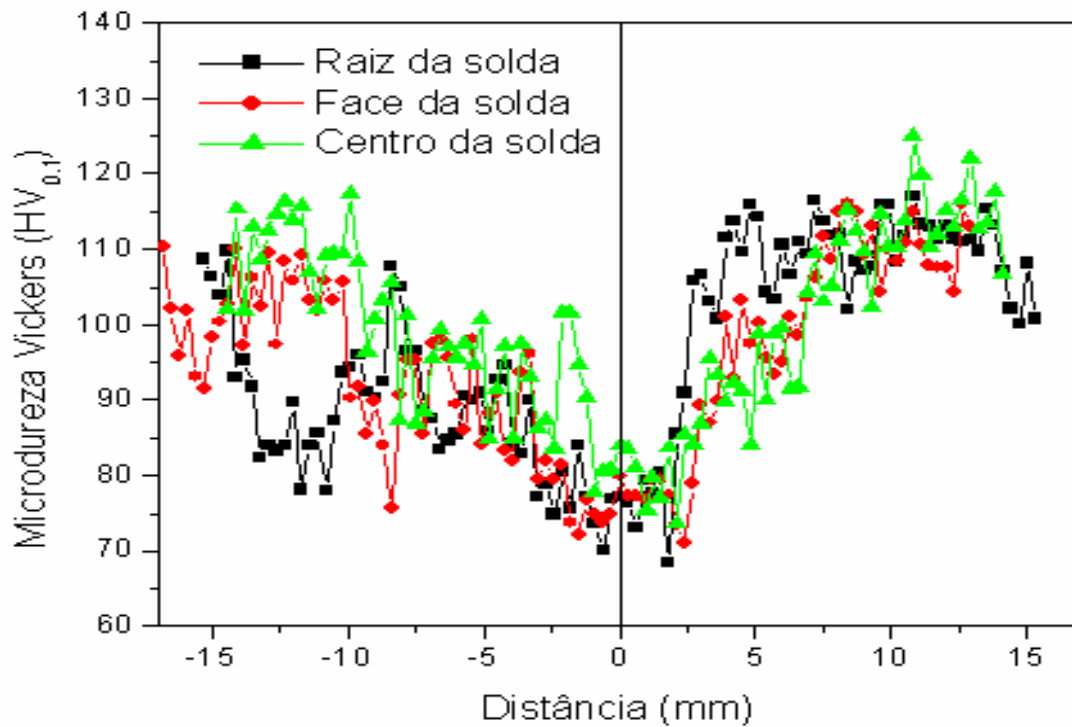


Figura 4.3 Perfil de microdureza Vickers da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 em função da distância do centro da solda (lente de soldagem).

4.3 Corrosão Intergranular

A junta soldada por FSW da liga 2024-T351 apresentou ataque intenso na face e na raiz da solda, como mostra as imagens da Figura 4.4 (a) e (b), respectivamente.

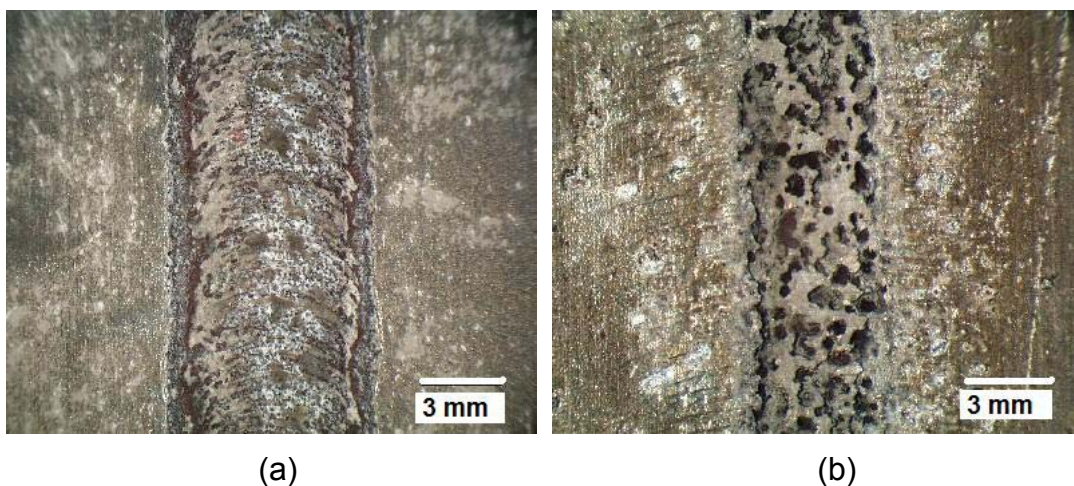


Figura 4.4 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 após ensaio de corrosão intergranular; (a) face da solda e (b) raiz da solda.

A micrografia ótica da face da solda mostrou que o ataque mais intenso ocorreu na interface entre a ZTMA e ZTA, destacado na Figura 4.5 pelo segmento A-B. O maior ataque na interface ocorre devido à distribuição não uniforme dos precipitados (Al_2Cu) do contorno de grão na ZTMA, como mostra a Figura 4.5. Resultado semelhante foi encontrado por Wadeson, D.A., et.al., [41].

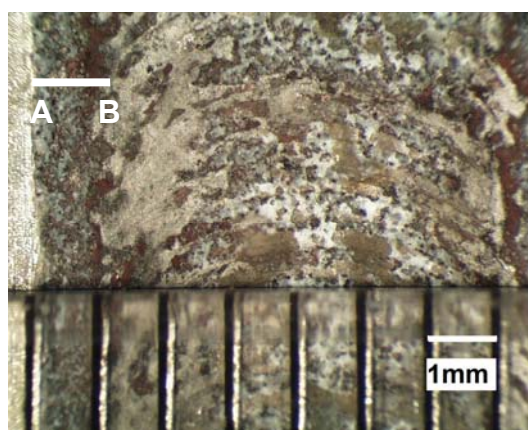


Figura 4.5 Micrografia ótica da face da solda por FSW da liga 2024-T351 após ensaio de corrosão intergranular.

Após ensaio de corrosão intergranular a junta soldada foi analisada por MO em sua seção transversal para avaliar a profundidade de ataque corrosivo, Figura 4.6 (a).

Pela Figura 4.6 (b) foi possível observar corrosão intensa na interface entre ZTMA e ZTA, na face da solda. Foi observado também ataque intenso na raiz da solda na região da lente de soldagem, com pites de 150 μm de profundidade e 200 μm de largura, Figura 4.6 (c). Ataques semelhantes foram observados por Billias G, 1999 [40]. O aparecimento de pites na raiz da solda é explicado pela menor temperatura dessa região, assim os precipitados enriquecidos em Cu (Al_2Cu) não são dissolvidos e agem como catodos na reação anódica. No metal base foi observada corrosão por esfoliação como está mostrado na Figura 4.6 (d).

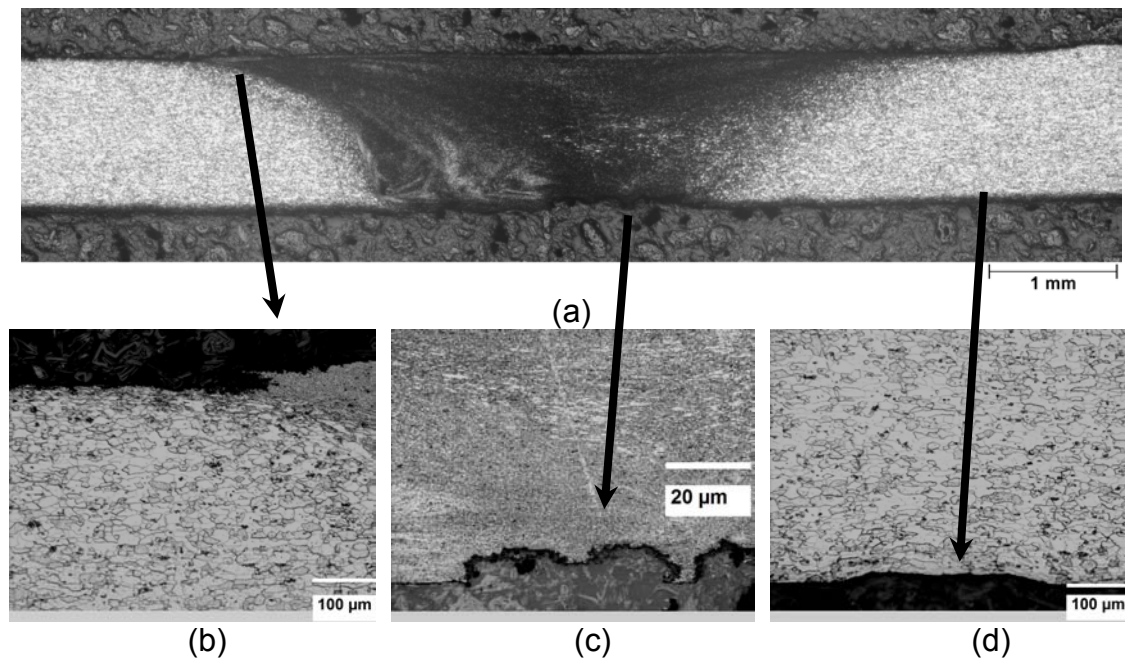


Figura 4.6 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 após ensaio de corrosão intergranular; (a) seção transversal da junta soldada, (b) corrosão na interface ZTMA e ZTA (c) raiz da junta na região da lente de soldagem, com ataques intensos por pites e (d) ataque de corrosão por esfoliação na região do metal base.

As micrografias obtidas por MEV confirmam que o maior ataque corrosivo ocorreu na junta soldada. A Figura 4.7 (a) mostra a seção transversal da junta onde sulcos provocados pela ferramenta delimitam a região afetada pelo processo de soldagem. A Figura 4.7 (b) mostra ataque de corrosão intenso na face da solda. A Figura 4.7 (c) mostra a interface metal base e região afetada pela solda. Pode-se observar que a corrosão que ocorre na ZTMA é do tipo intergranular, como mostra a Figura 4.7 (d).

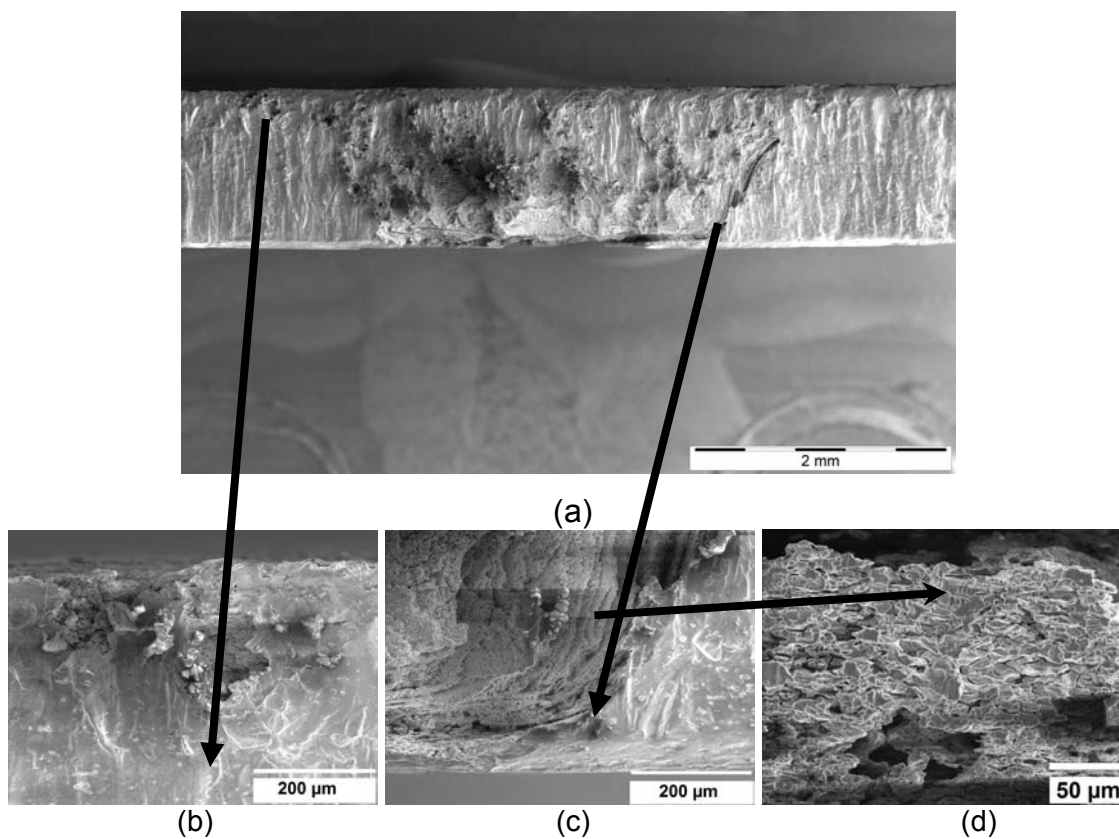


Figura 4.7 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 após ensaio de corrosão intergranular; (a) seção transversal da junta soldada, (b) face da solda com ataque localizado, (c) interface entre o metal base e a junta soldada e (d) ataque de corrosão intergranular na ZTMA.

A corrosão intergranular, como foi estudada por Galvele e De Michelli em 1970 [32] e mais recentemente por Zhang e Frankel, 2003 [31], acontece nas ligas de alumínio devido à precipitação de intermetálicos ricos em Cu

(Al₂Cu), mais nobres do que a matriz, nos contornos de grãos, deixando as vizinhanças desses precipitados empobrecidas nesse elemento. Dessa forma, o precipitado age como catodo e a região adjacente se torna mais anódica e sujeita à corrosão intergranular. Por outro lado, há autores como Campestrini, 2002 [33], que defendem que a matriz de alumínio age como catodo, não os precipitados enriquecidos em Cu, e a vizinhança age como anodo. Dessa forma, o mecanismo de corrosão intergranular nas ligas de alumínio ainda não está bem definido na literatura, pois os intermetálicos exibem um comportamento complexo, e o papel dos mesmos sobre a corrosão das ligas de Al ainda tem muito a ser investigado.

4.4 Corrosão por Esfoliação

Durante o ensaio de corrosão por esfoliação a junta soldada por FSW da liga 2024-T351 apresentou um elevado nível de desprendimento de gás hidrogênio da região da solda, indicando um acentuado grau de corrosão nessa região. A Figura 4.8 mostra a junta soldada durante o ensaio de corrosão por esfoliação.



Figura 4.8 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 durante o ensaio de corrosão por esfoliação.

A corrosão por esfoliação é um tipo de corrosão intergranular que ocorre em grãos alongados provenientes do trabalho a frio do alumínio e promovem o destacamento de grãos da estrutura do material. O mecanismo de corrosão por esfoliação, assim como o de corrosão intergranular ainda não está bem definido, porém o mais aceito tanto para a corrosão intergranular como para a esfoliação é o da diferença de potencial entre os precipitados endurecedores, ricos em Cu, agindo como catodo, e a região adjacente a eles empobrecida em Cu, mais anódica e sujeita à corrosão por esfoliação [44].

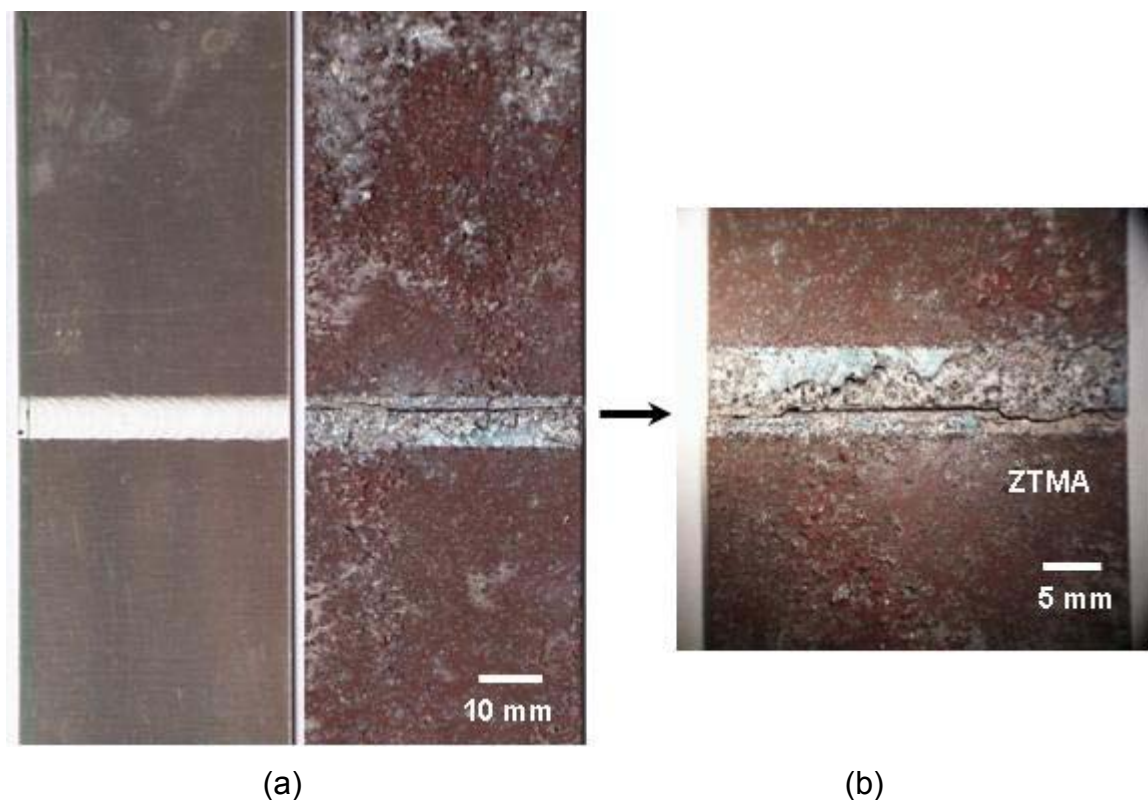


Figura 4.9 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 antes e após ensaio de corrosão por esfoliação por um período de 96 horas (a). A ruptura da amostra aconteceu na região da ZTMA (b).

O ensaio de corrosão por esfoliação da liga 2024-T351 soldada por FSW foi realizado segundo a norma ASTM G34 [46], durante um período de 96 horas, porém este período de tempo foi elevado, e a junta não apresentou resistência à corrosão apreciável, rompendo-se após a exposição ao meio

corrosivo. A Figura 4.9 (a) mostra a junta soldada antes e após ensaio de corrosão por esfoliação por um período de 96 horas. A Figura 4.9 (b) mostra que a fratura ocorreu na região da ZTMA.

Como a junta não resistiu ao ensaio de corrosão por esfoliação de 96 horas, o ensaio foi realizado com 48 horas. A junta soldada de alumínio apresentou intensa corrosão, tanto na face como na raiz da solda, como pode ser visto na Figura 4.10 (a). A Figura 4.10 (b) mostra a região da face da solda com produtos de corrosão. É possível observar que o maior ataque ocorreu na raiz da solda, onde existem trincas na região da lente de soldagem, Figura 4.10 (c).

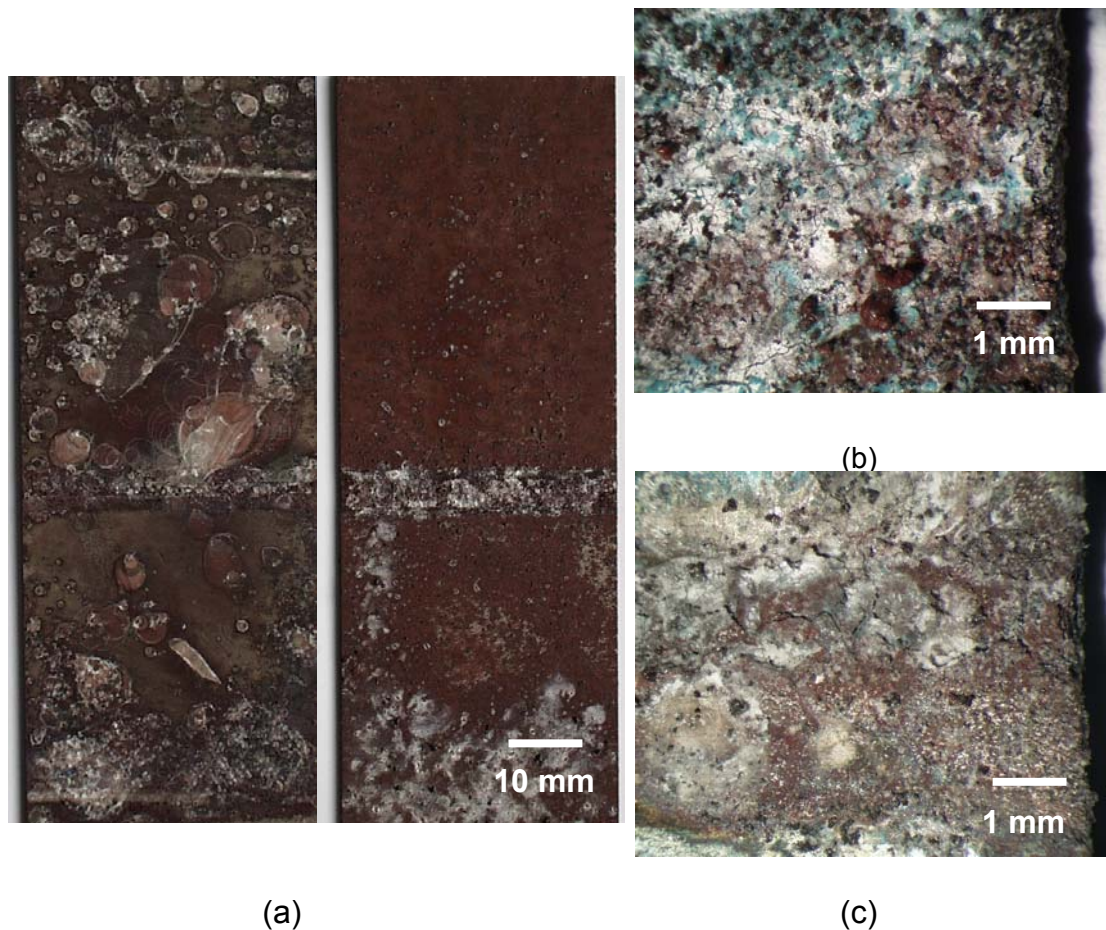


Figura 4.10 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 após ensaio de corrosão por esfoliação por um período de 48 horas. (a) Face e raiz da solda. (b) Ataque intenso na face. (c) Raiz da solda com trincas na região da lente de soldagem.

Após ensaio de corrosão por esfoliação a junta soldada por FSW da liga 2024-T351 foi analisada por MO em sua seção transversal para avaliar a profundidade de ataque corrosivo. Foi observada corrosão por esfoliação intensa, EC, no metal base e grande intensidade de ataque na região da junta soldada, ED, tanto na face como na raiz da solda. Na raiz da solda foram observados pites P, com 200 μm de profundidade.

A Figura 4.11 (a) mostra a seção transversal da junta após ensaio de corrosão por esfoliação segundo a norma ASTM G34 [46]. Pode-se observar que o ataque é mais pronunciado do lado de avanço da ferramenta na ZTMA, Figura 4.11 (d) como foi relatada por Billias, 1999 [40]. A caixa vermelha em torno da junta soldada representa o tamanho original da junta antes do ensaio de corrosão por esfoliação e a seta vermelha aponta a interface ZTMA/lente de soldagem intensamente atacada. A junta apresentou profundidade de ataque da ordem de 350 μm , tanto na região da face quanto da raiz da solda.

O metal base apresentou corrosão intergranular e esfoliação intensa, pois devido ao volume do produto de corrosão ser três vezes maior do que o do alumínio, isto resulta em uma tensão em cunha que eleva a superfície dos grãos e provoca o destacamento de lamelas do material [37], como pode ser visto na Figura 4.11 (b) [63]. Resultado semelhante foi observado nos trabalhos de Robinson M.J. [44, 47].

A região da lente de soldagem apresentou intenso ataque por pite que posteriormente nucleou o aparecimento de trincas nessa região, como está mostrado nas Figuras 4.11 (c).

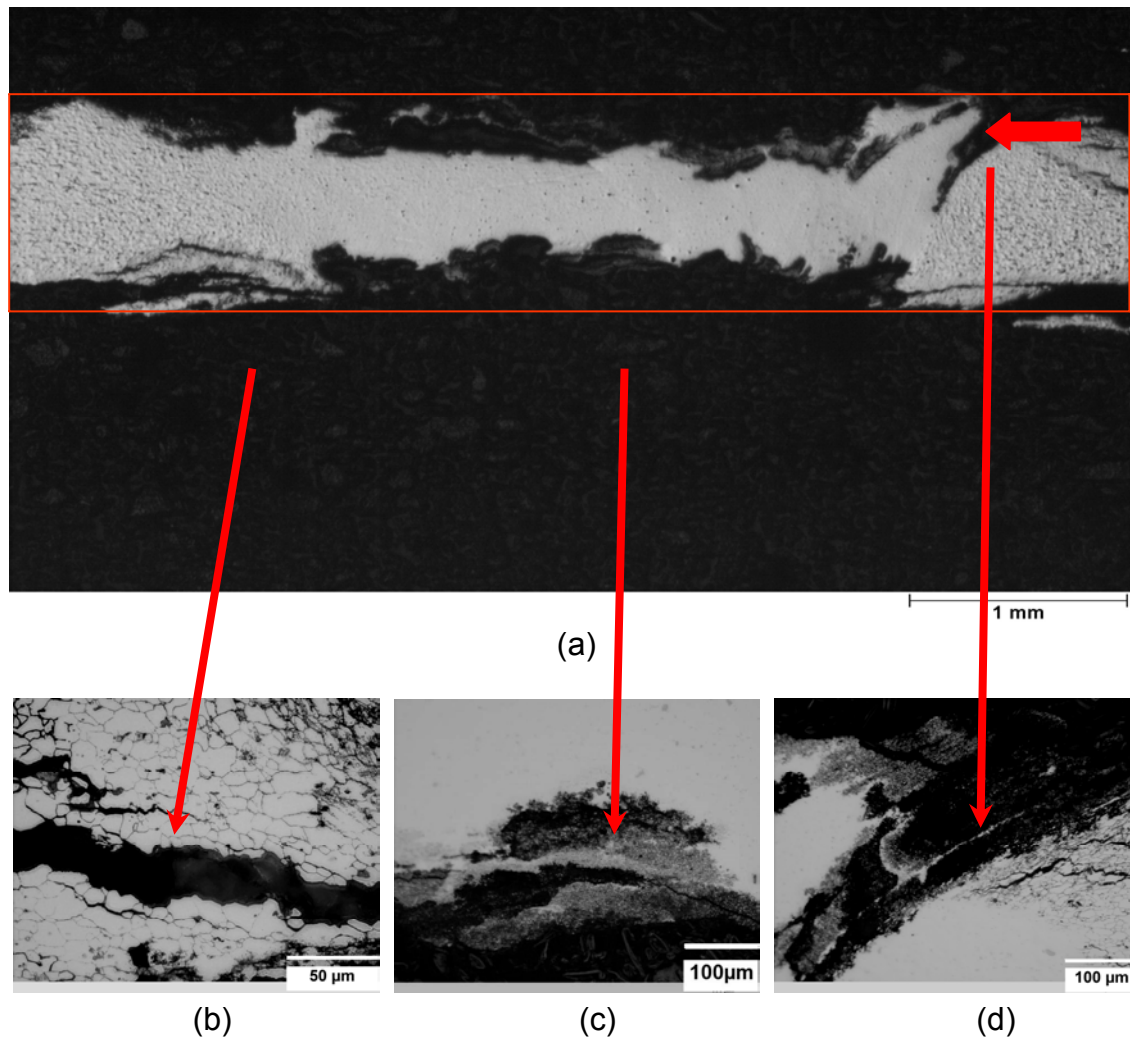


Figura 4.11 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 após ensaio de corrosão por esfoliação. (a) Seção transversal da junta. (b) Metal base com corrosão intergranular e esfoliação intensa, do tipo EC. (c) Raiz da junta na região da lente de soldagem, com ataques intensos e pites profundos e trincas, tipo P. (d) Interface entre a ZTMA/lente de soldagem, tipo ED.

Regiões onde ocorre corrosão intergranular e pites são locais favoráveis para a nucleação de trincas, que podem resultar em falhas catastróficas por corrosão sob tensão, ou corrosão por fadiga [31]. A corrosão intergranular e por pite, são as duas formas mais comuns de corrosão localizada em ligas de alumínio em solução contendo cloretos.

A micrografia ótica da Figura 4.12 mostra o metal base com corrosão intergranular e esfoliação intensa. Keddan M. et al, 1997 [36], trabalhando com a mesma liga de alumínio obteve resultado semelhante.

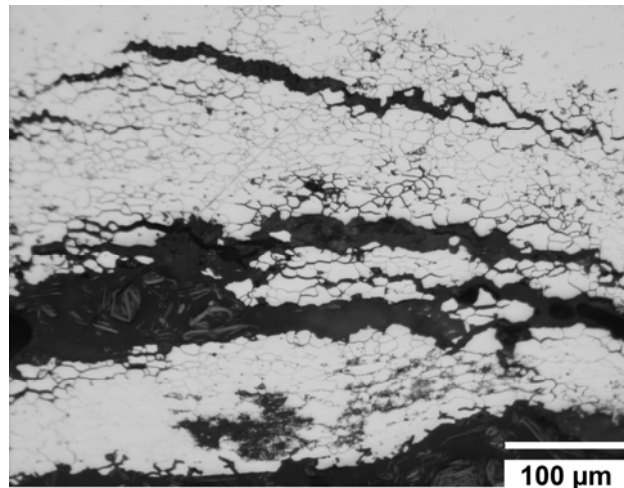


Figura 4.12 Corrosão intergranular e esfoliação do metal base da liga 2024-T351.

Através das micrografias obtidas por MEV foi observado maior ataque corrosivo na junta soldada, como aconteceu no ensaio de corrosão intergranular. A Figura 4.13 (a) mostra a seção transversal da junta soldada por FSW da liga 2024-T351.

Pode-se observar que a região da solda foi intensamente atacada, pois há uma grande perda de material. A Figura 4.13 (b) mostra a propagação da trinca originada na lente de soldagem e caminhando em direção ao metal base. A região da lente de soldagem foi intensamente atacada pela solução, sobretudo na região da raiz da solda, devido ao tamanho reduzido dos grãos e maiores contornos de grão há uma maior probabilidade de ataque. Como a lente de soldagem experimenta menor temperatura durante o processo de soldagem a dissolução dos precipitados torna-se difícil, assim a vizinhança dessa região fica mais suscetível a reação anódica, como pode ser observada na Figura 4.13 (c).

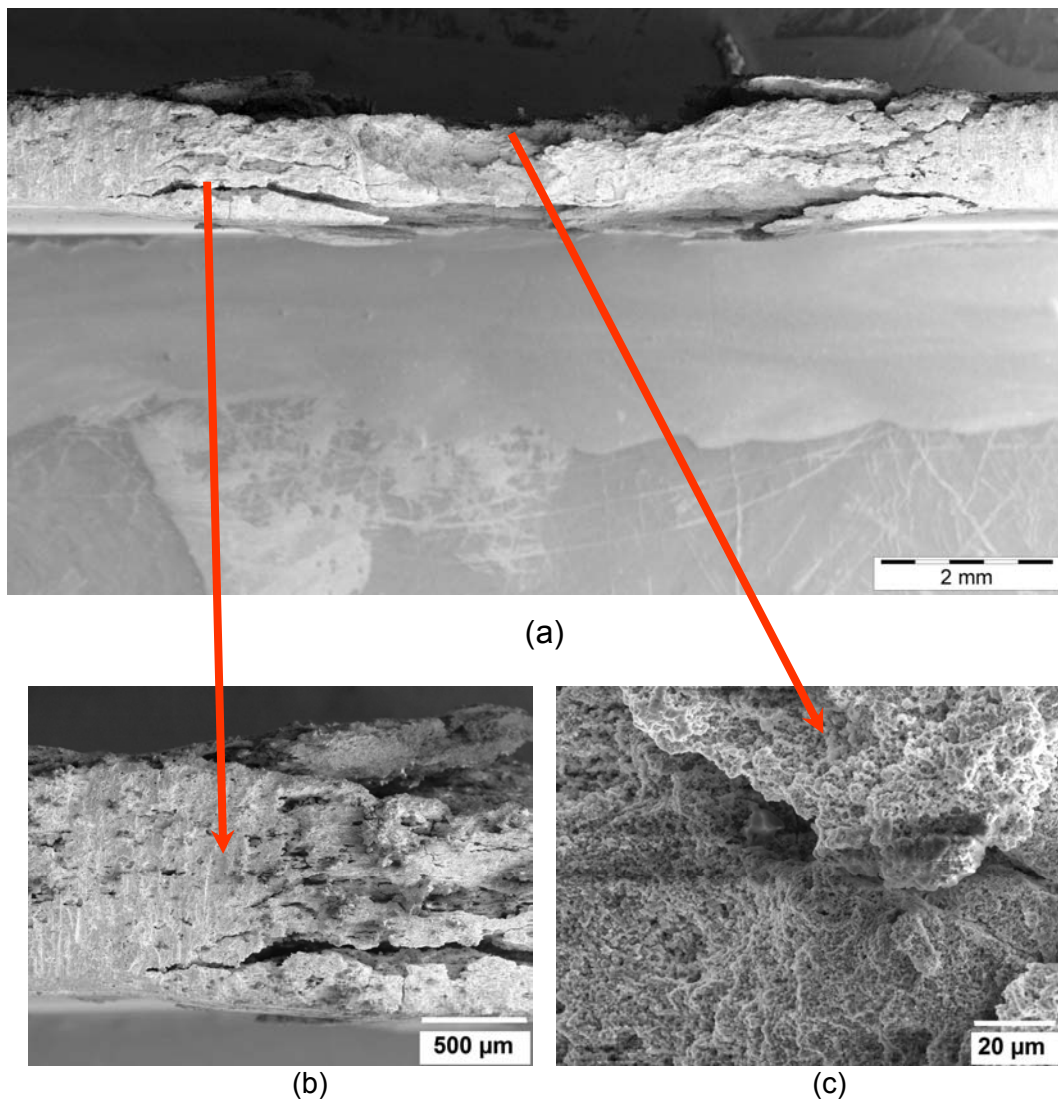


Figura 4.13 Junta soldada por FSW da liga 2024-T351 após ensaio de corrosão por esfoliação. (a) Seção transversal da junta soldada. (b) Metal base com esfoliação intensa. (c) Ataque intenso na região da lente de soldagem.

4.5 Corrosão sob Tensão

4.5.1 Metal Base (ao ar e taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1})

A Figura 4.14 apresenta os corpos de prova do metal base antes e após o ensaio de corrosão sob tensão realizado ao ar e com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} .

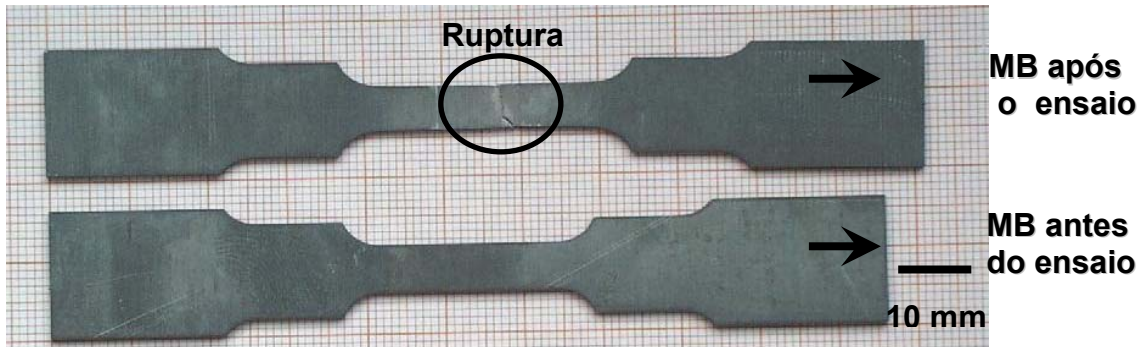


Figura 4.14 Corpos de prova do metal base da liga 2024-T351 antes e após o ensaio de corrosão sob tensão realizada com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} ao ar.

Pela Figura 4.14 pode-se observar que a trinca se propaga na direção perpendicular a tensão de tração até se aproximar da superfície do corpo de prova. Então a trinca termina com ângulo de aproximadamente 45° com a tensão de tração. Este é o ângulo em que a tensão de cisalhamento é máxima [63].

Para calcular a deformação do corpo de prova após o ensaio, usou-se a seguinte equação:

$$\text{Deformação} = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{(l_f - l_0)}{l_0} \cdot 100\% \quad (4.1)$$

Onde: l_f é o comprimento final do corpo de prova após o ensaio, l_0 é o comprimento inicial do corpo de prova (22,83 mm). A geometria e as medidas do corpo de prova estão mostradas na Figura 3.2.

Após o ensaio, a amostra sofreu um alongamento de 5,4 mm no comprimento inicial do corpo de prova. Esse alongamento representa uma deformação de 24% em relação ao tamanho original do corpo de prova. Houve

formação de empescoamento moderado, e a taxa de deformação foi a causa da fratura do corpo de prova.

A Figura 4.15 mostra a curva tensão-deformação do metal base da liga 2024-T351. O limite de resistência à tração do metal base é da ordem de 440 MPa. A curva tensão-deformação do metal base é típica de um material dútil que apresenta deformação plástica substancial com grande absorção de energia até a fratura.

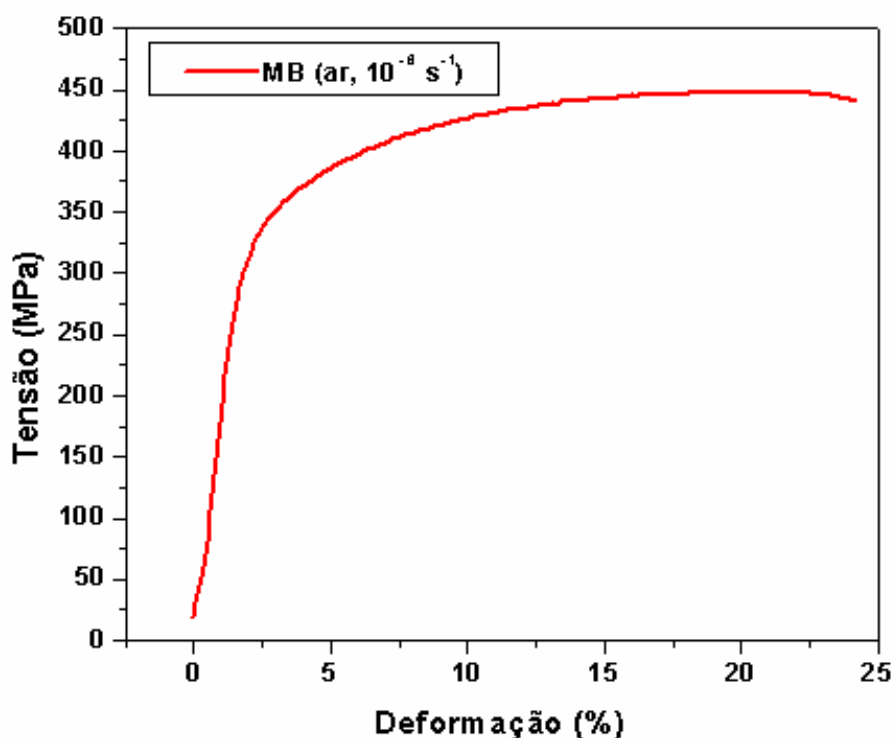


Figura 4.15 Curva tensão-deformação do metal base da liga 2024-T351 ensaiada ao ar com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} .

A superfície de fratura apresentou uma estrutura irregular e fibrosa composta por microcavidades esféricas, *dimples*, o que é indicativo de deformação plástica, como pode ser visto na fractografia da Figura 4.16. Essa estrutura é característica de fratura dútil causada por tração uniaxial. As microcavidades com formato em “C” são formadas na borda de cisalhamento.

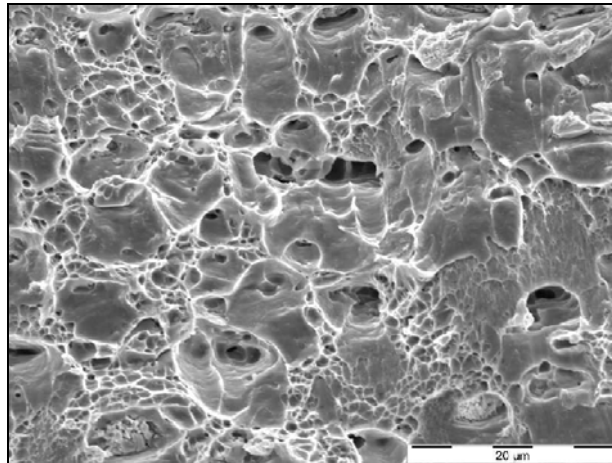


Figura 4.16 Microestrutura da superfície de fratura do metal base da liga 2024-T351, composta por *dimples*, após ensaio de corrosão sob tensão realizada ao ar, com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} .

4.5.2 Junta Soldada (ao ar e taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1})

Após o ensaio de corrosão sob tensão a junta sofreu um alongamento de 1,50 mm no comprimento útil do corpo de prova, alongamento menor do que o metal base. Esse alongamento representa uma deformação de 6,3 % em relação ao tamanho original do corpo de prova. Houve formação de empescoçamento moderado, e a taxa de deformação foi à causa da fratura do corpo de prova, como aconteceu para o metal base no mesmo meio e mesma taxa de deformação.

A Figura 4.17 mostra a curva tensão-deformação do metal base e da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 ensaiada ao ar e com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} . O limite de resistência à tração da junta soldada é da ordem de 380 MPa, ou seja, 14% menor do que o metal base. Ambos os corpos de prova apresentaram comportamento tensão-deformação do tipo dútil.

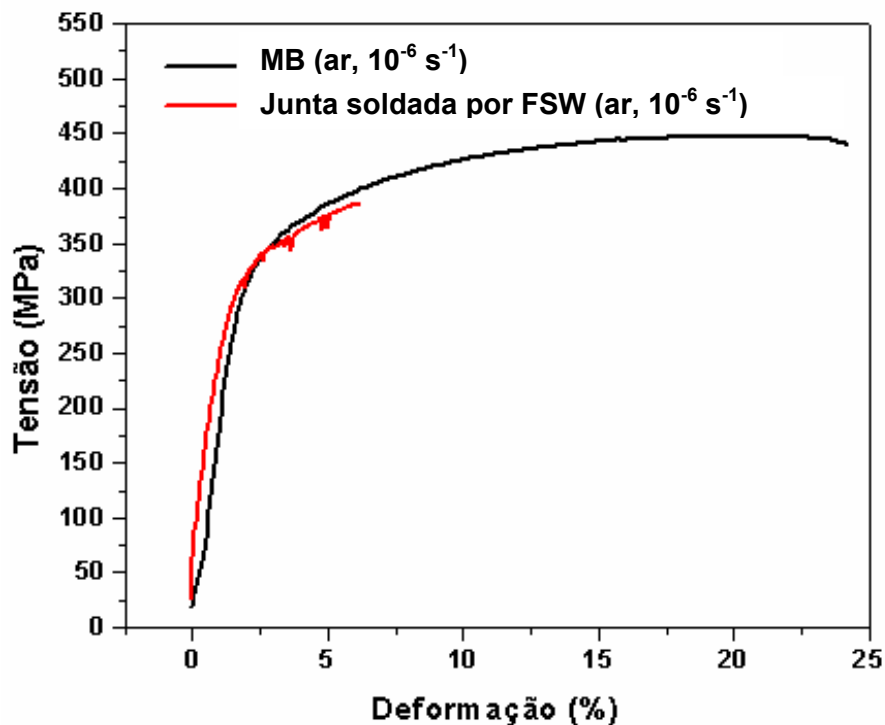


Figura 4.17 Curva tensão-deformação do metal base e da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 ensaiada com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} , ao ar.

Houve uma perda significativa da ductilidade do metal base para a junta soldada por FSW da liga 2024-T35 nos ensaios realizados ao ar com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} . Esta perda de ductilidade pode ser atribuída às mudanças microestruturais causadas durante o processo de soldagem. A dissolução ou o coalescimento dos precipitados durante o processo de soldagem provoca uma perda de microdureza do material e a região da ZTMA por ser a mais macia sofre maior efeito da deformação [49].

A superfície de fratura foi analisada por MEV. A Figura 4.18 mostra a superfície de uma fratura do tipo taça e cone, característica de fratura dútil. A Figura 4.19 mostra a superfície de fratura. Podem-se observar *dimples*, caracterizando a natureza dútil da fratura na junta soldada.

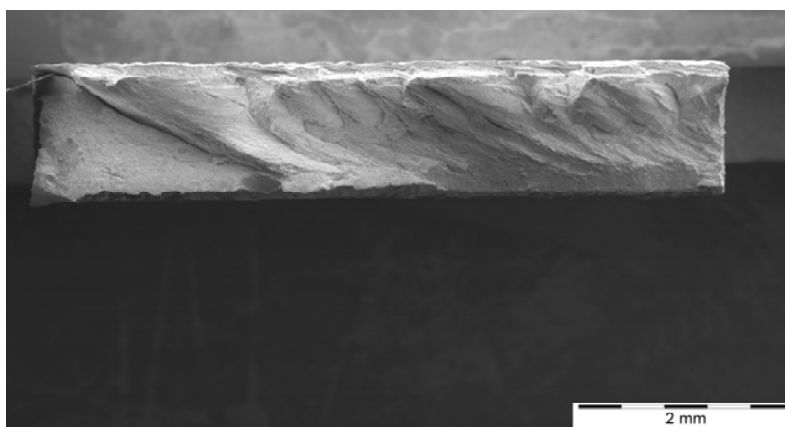


Figura 4.18 Superfície de fratura da junta soldada da liga 2024-T351, após ensaio de corrosão sob tensão, com taxa de deformação 10^{-6} s^{-1} , ao ar.

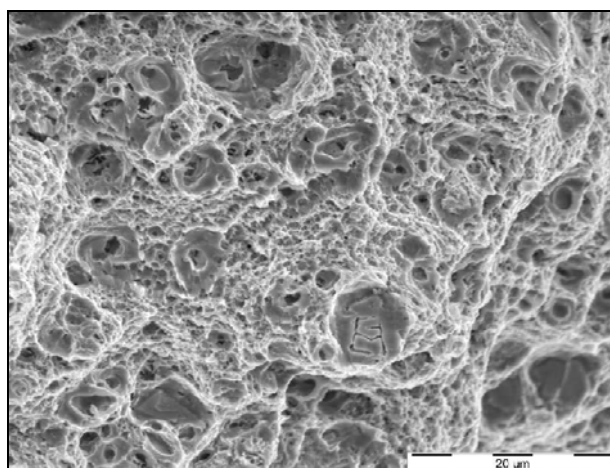


Figura 4.19 Microestrutura da superfície de fratura da junta soldada da liga 2024-T351, mostrando *dimples*, após ensaio de corrosão sob tensão, ao ar com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} .

A Figura 4.20 mostra a micrografia ótica da seção transversal da junta soldada, após ensaio de corrosão sob tensão, ao ar e com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} . Pode-se perceber que a fratura terminou com ângulo de aproximadamente 45° com o eixo de tração, como ocorreu com o metal base. A fratura ocorreu na região da ZTMA, no lado de retrocesso da solda, pois é a região de menor dureza, (70 HV), como foi observado na seção 4.2.

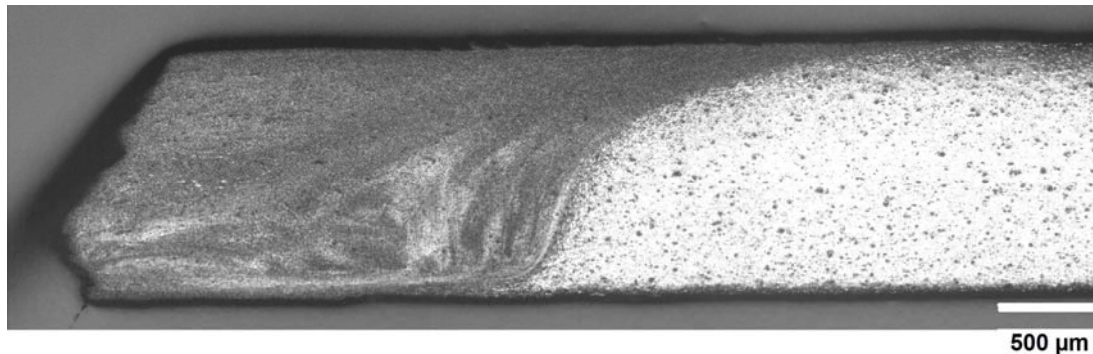


Figura 4.20 Micrografia ótica da junta soldada da liga 2024-T351 testada ao ar com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} , mostrando que a ruptura ocorreu na ZTMA, no lado de retrocesso da solda. Seção transversal.

4.5.3 Junta Soldada (em NaCl 3,5% e taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1})

Após o ensaio, a amostra sofreu um alongamento de 1,1 mm do comprimento útil do corpo de prova. Esse alongamento representa uma deformação de 4,8% em relação ao tamanho original do corpo de prova. Houve formação de empescoçamento moderado, e a taxa de deformação foi à causa da fratura do corpo de prova, como aconteceu para a junta ao ar e mesma taxa de deformação. O meio corrosivo influenciou pouco no desempenho de tração do corpo de prova.

É possível observar que não houve diferença no comportamento tensão-deformação da junta soldada em ensaio realizado ao ar e em solução de NaCl 3,5% com taxas de deformação de 10^{-6} s^{-1} . A Figura 4.21 mostra a curva tensão-deformação da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 ensaiada ao ar e em solução de NaCl 3,5% com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} . A junta soldada em solução de NaCl 3,5% apresentou limite de resistência à tração da ordem de 330 MPa, ou seja, 25% menor do que o metal base. É possível observar que houve uma diminuição da deformação e da tensão até a fratura

da junta soldada em meio de cloretos em relação à junta soldada ao ar, porém manteve-se na mesma ordem de grandeza. A presença de defeitos, ou a ruptura pontual do filme passivo, pode ter sido a responsável pelo início da trinca e posterior ruptura do material. O meio corrosivo influenciou pouco no desempenho da amostra. A junta apresenta curva tensão-deformação de material do tipo dútil.

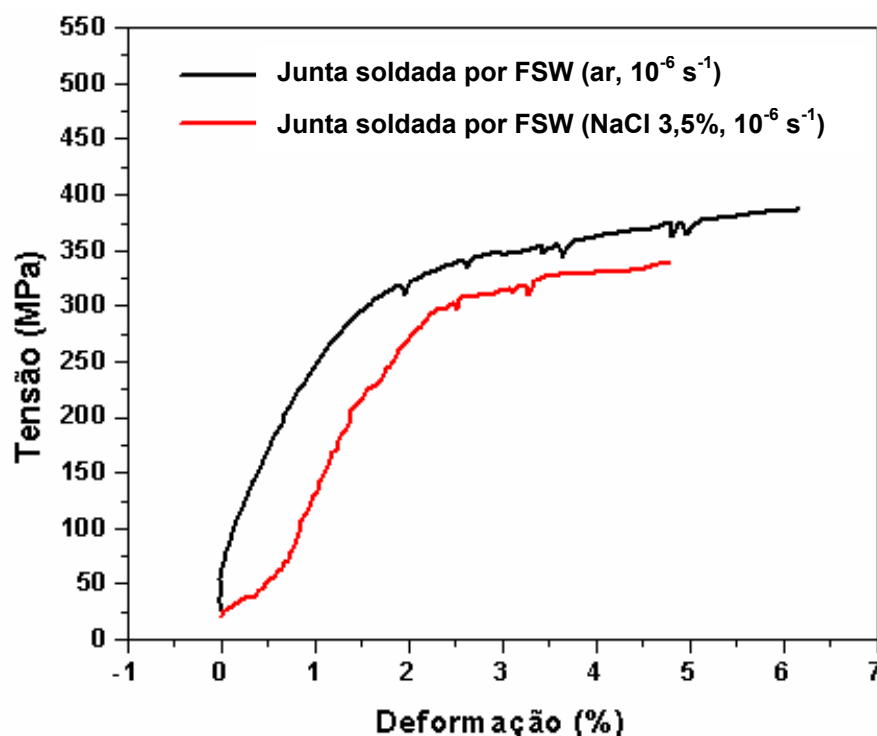


Figura 4.21 Curva tensão-deformação da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 ensaiada ao ar e em solução de NaCl 3,5% com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} .

De acordo com Lohwasser D, 2003 [52] a resistência à corrosão sob tensão das ligas de alumínio 2024-T3 soldadas por FSW ocorre devido a um mecanismo de corrosão intergranular onde a direção preferencial para a corrosão é o contorno de grão, geralmente devido à precipitação de intermetálicos nos contornos ou à existência de segregações nesse local [49, 50].

Por MEV foi observada a superfície de fratura na Figura 4.22. A superfície de fratura da junta soldada ensaiada em solução de NaCl 3,5% com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} , mostra que a fratura é do tipo taça e cone. A Figura 4.23 apresenta a superfície de fratura composta por *dimples*, característica de fratura dútil. O aspecto dútil da superfície de fratura do metal base é maior do que para o encontrado na junta soldada ensaiada em solução de cloreto.

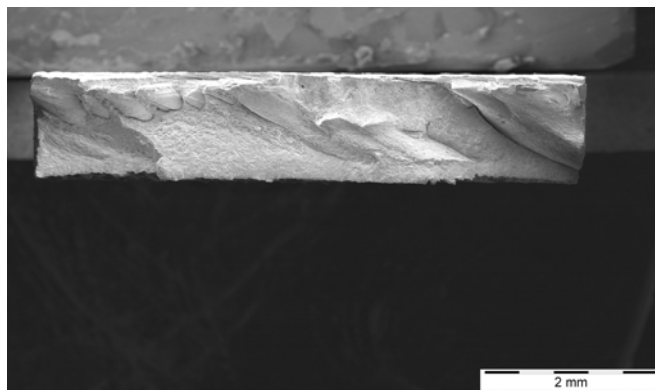


Figura 4.22 Superfície de fratura da junta soldada da liga 2024-T351, após ensaio de corrosão sob tensão, em solução de NaCl 3,5% e com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} .

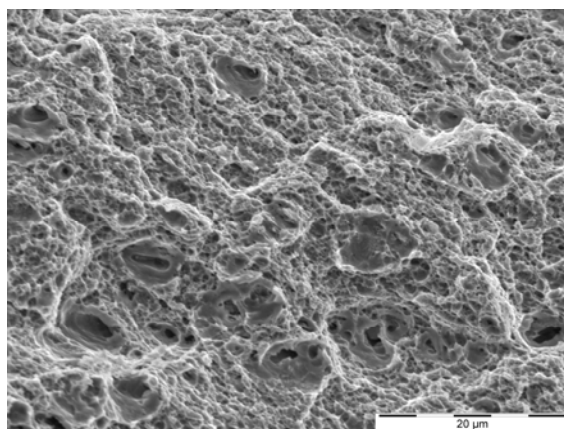


Figura 4.23 Microestrutura da superfície de fratura da junta soldada da liga 2024-T351, mostrando *dimples*, após ensaio de corrosão sob tensão em solução de NaCl 3,5%, e taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} .

Figura 4.24 mostra a micrografia ótica da seção transversal da junta soldada após ensaio de corrosão sob tensão, realizado em solução de NaCl 3,5% com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} . O aspecto da fratura mostra que a tensão de cisalhamento prevaleceu na causa da fratura, e o ângulo de término da fratura foi de aproximadamente 45° com o eixo de tração. A ruptura ocorreu na ZTMA no lado de retrocesso da solda, como foi observado para o ensaio da junta realizado ao ar.

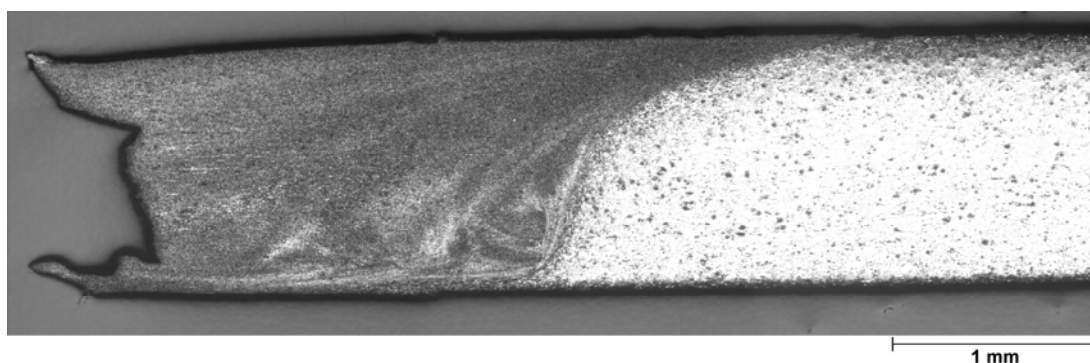


Figura 4.24 Micrografia ótica da junta soldada da liga 2024-T351 testada em solução de NaCl 3,5%, com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} . A ruptura ocorreu na região da ZTMA, no lado de retrocesso da solda. Seção transversal.

4.5.4 Junta Soldada (em NaCl 3,5% e taxa de deformação de 10^{-7} s^{-1})

Após o ensaio, a amostra sofreu um alongamento de 0,4 mm do comprimento útil do corpo de prova, alongamento muito menor do que os corpos de prova ensaiados com taxa de deformação maior, 10^{-6} s^{-1} . Esse alongamento representa uma deformação de 1,5% em relação ao tamanho original do corpo de prova.

A junta soldada apresentou limite de resistência à tração da ordem de 260 MPa, ou seja, 41 % menor do que o metal base. A Figura 4.25 mostra o gráfico do comportamento tensão-deformação da junta soldada por FSW da

liga 2024-T351 ensaiada em solução de NaCl 3,5% com taxa de deformação de 10^{-7} s^{-1} em comparação com a curva tensão-deformação do metal base. O comportamento da falha é característico daquele apresentado por materiais frágeis, embora a liga metálica seja intrinsecamente dútil. Além disso, as trincas podem formar-se em níveis de tensão relativamente baixos, significativamente abaixo do limite de resistência à tração.

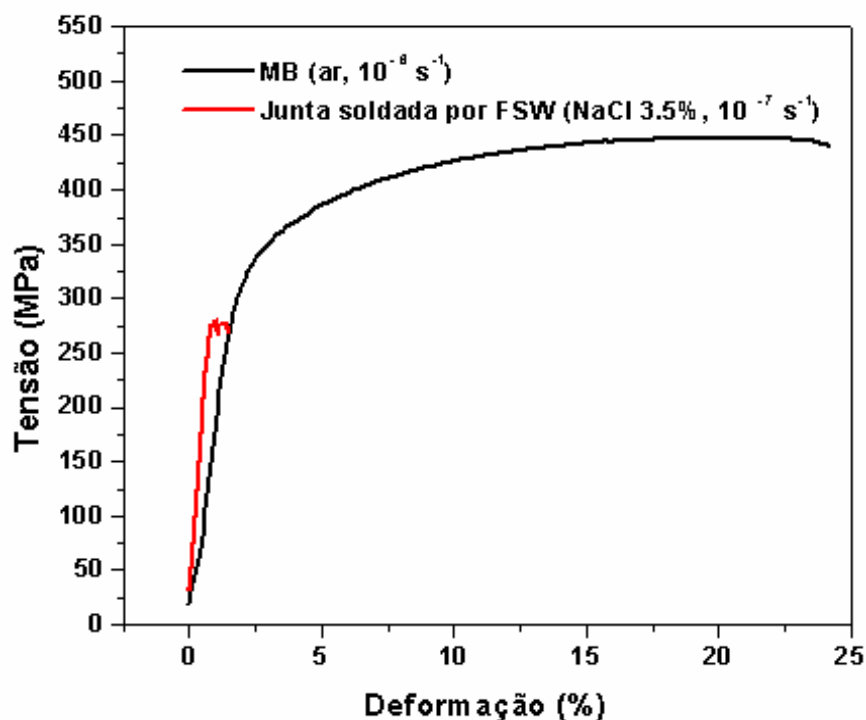


Figura 4.25 Mostra o gráfico do comportamento tensão-deformação da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 ensaiada em solução de NaCl 3,5% com taxa de deformação de 10^{-7} s^{-1} e do metal base ao ar com taxa de deformação 10^{-6} s^{-1} .

A superfície de fratura da junta soldada ensaiada em solução de NaCl 3,5% com taxa de deformação de 10^{-7} s^{-1} foi observada por MEV. A Figura 4.26 mostra a superfície de fratura.

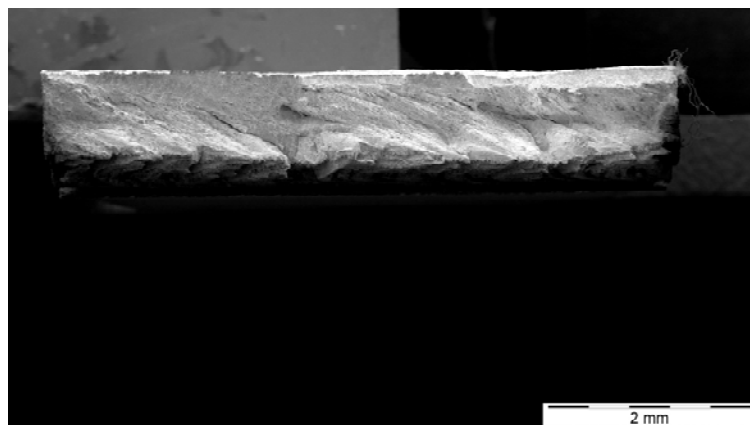


Figura 4.26 Superfície de fratura da junta soldada da liga 2024-T351, após ensaio de corrosão sob tensão realizado em solução de NaCl 3,5%, com taxa de deformação de 10^{-7} s^{-1} .

As juntas soldadas ensaiadas em solução de NaCl 3,5% e taxa de deformação de 10^{-7} s^{-1} apresentaram uma microestrutura não mais composta por *dimples* e sim uma microestrutura com regiões atacadas pela corrosão dos íons cloreto, como pode ser visto na Figura 4.27 (a) e (b).

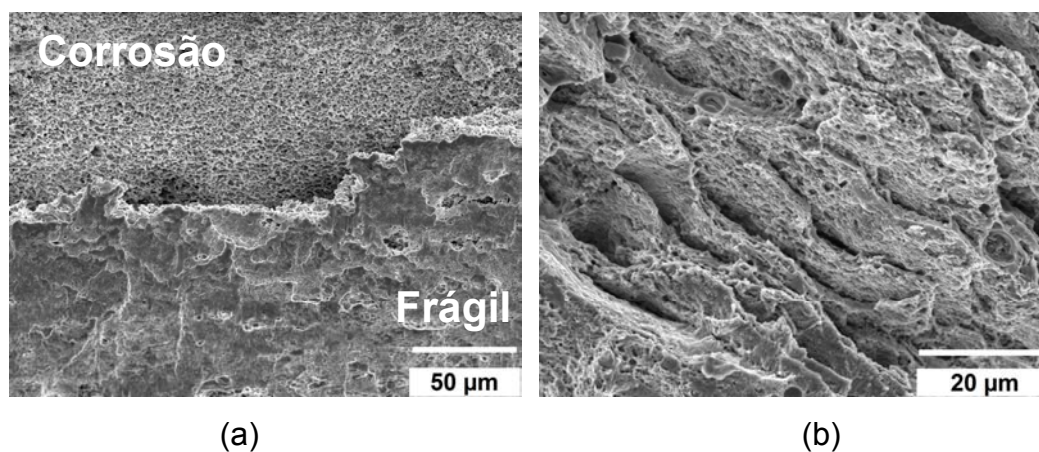


Figura 4.27 (a) superfície de fratura da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 com regiões atacadas pelo meio corrosivo e regiões frágeis. (b) região atacada pela solução de NaCl 3,5%.

A Figura 4.28 mostra a micrografia ótica da seção transversal da junta soldada após ensaio de corrosão sob tensão, em solução de NaCl 3,5% com taxa de deformação de 10^{-7} s^{-1} . Observa-se na superfície de fratura ataques localizados profundos mais pronunciados na raiz da junta soldada, pois como já foi mencionado, devido a menor temperatura dessa região, os precipitados não são dissolvidos e agem como catodos na reação anódica [18]. O efeito associado da taxa de deformação e do meio corrosivo foram os responsáveis pela ruptura do material. A fratura ocorreu na ZTMA no lado de retrocesso da solda, região com menor valor de microdureza.

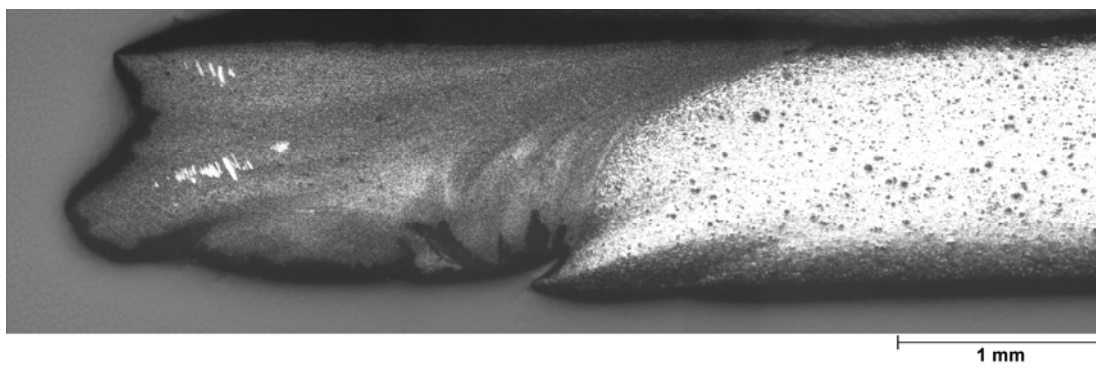


Figura 4.28 Micrografia ótica da junta soldada da liga 2024-T351 testada em solução de NaCl 3,5%, com taxa de deformação de 10^{-7} s^{-1} . A fratura ocorreu na região da ZTMA, no lado de retrocesso da solda. Seção transversal.

Nos ensaios realizados com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} , não foi possível identificar a corrosão sob tensão, ao ar e em solução de NaCl 3,5%. A fratura das juntas foi do tipo dútil, devido a possíveis defeitos pré-existentes na microestrutura do material ou da usinagem dos corpos de prova. Houve uma perda da utilidade das juntas soldadas nos ensaios realizados em solução de NaCl 3,5% com taxa de deformação de 10^{-6} s^{-1} em relação ao realizado ao ar, porém pelas micrografias, pode-se concluir que não houve efeito associado de corrosão e deformação mecânica.

As juntas ensaiadas em solução de NaCl 3,5% com taxa de deformação de 10^{-7} s^{-1} foram susceptíveis à corrosão sob tensão. A ruptura dessas juntas ocorreu devido às trincas nucleadas pela corrosão localizada dos íons cloreto presente na solução de ensaio. Todas as amostras fraturaram na região da ZTMA, o que já foi relatado por outros autores como a região mais susceptível à corrosão sob tensão em juntas soldadas similarmente por FSW [52], devido à distribuição irregular dos precipitados ricos em Cu nos contornos de grão que agem como catodo na reação anódica. As amostras ensaiadas ao ar fraturaram na região com menor valor de microdureza da junta, na ZTMA.

A Figura 4.29 mostra a curva tensão-deformação do metal base e da junta soldada por FSW da liga 2024-T351, tanto ao ar quanto em NaCl 3,5%, com taxas de deformação de 10^{-6} s^{-1} e 10^{-7} s^{-1} . Pela Figura 4.29 é observado que a junta ensaiada com taxa de deformação de 10^{-7} s^{-1} é suscetível à corrosão sob tensão, pois apresenta um comportamento frágil, embora a liga metálica seja intrinsecamente dútil.

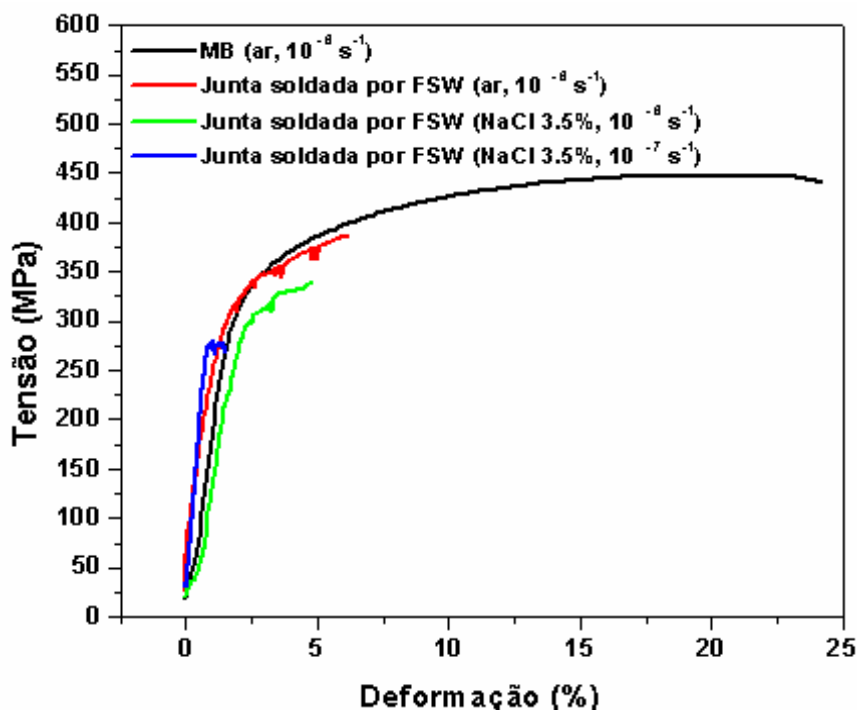


Figura 4.29 Mostra a curva tensão-deformação do metal base e da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 ensaiada ao ar e em solução de NaCl 3,5% com taxas de deformação de 10^{-6} e 10^{-7} s^{-1} .

Quanto menor a taxa de deformação, menor o alongamento sofrido até a fratura, pois como a amostra permanece por mais tempo exposta ao meio, a corrosão é nucleada fragilizando o material e diminuindo a resistência à fratura. A Tabela 4.1 mostra a deformação o alongamento e o tempo de ensaio do metal base e da junta soldada após os ensaios de corrosão sob tensão.

Tabela 4.1 Taxas de deformação (s^{-1}), alongamento (mm), deformação (%), tempo de ensaio (h) e limite de resistência à tração (MPa), após o ensaio de corrosão sob tensão nos diferentes meios.

Amostra	Taxa de deformação	Alongamento (mm)	Deformação (%)	Tempo de ensaio (h)	σ_r (MPa)
Metal base, ao ar	$10^{-6} s^{-1}$	5,4	24	64	440
Junta soldada, ao ar	$10^{-6} s^{-1}$	1,5	6,3	16	380
Junta soldada, NaCl 3,5%	$10^{-6} s^{-1}$	1,1	4,8	10	330
Junta soldada, NaCl 3,5%	$10^{-7} s^{-1}$	0,4	1,5	70	260

4.6 Polarização Anódica Potenciodinâmica

A Figura 4.30 mostra as curvas de polarização anódica em solução de NaCl 3,5% para o metal base da liga 2024-T351.

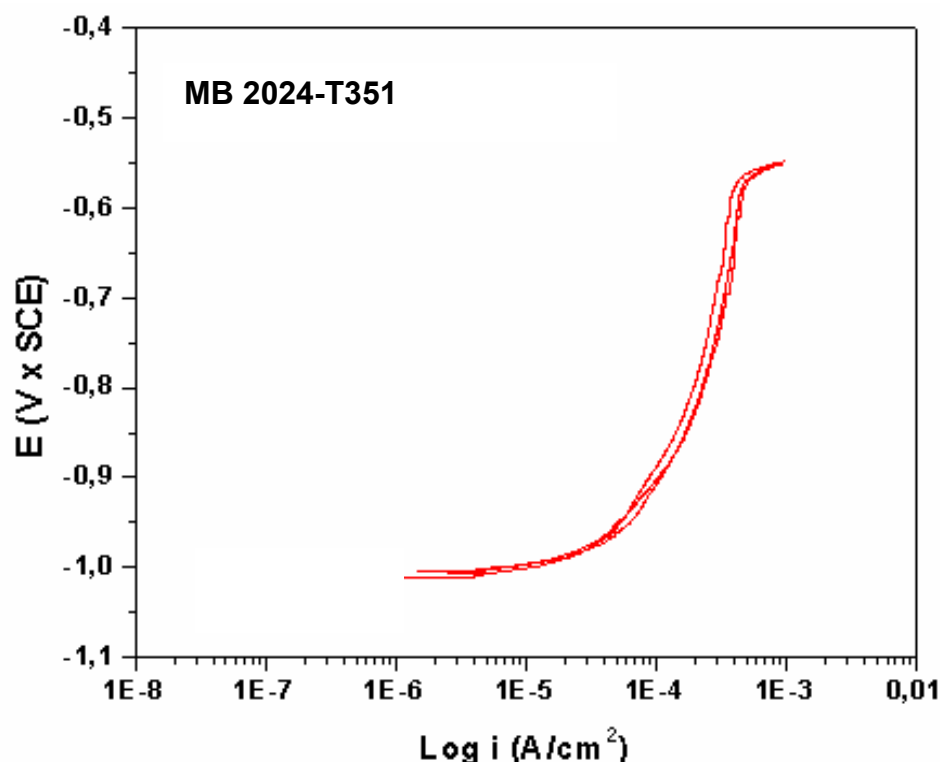


Figura 4.30 Curvas de polarização potenciodinâmica em solução de NaCl 3,5% para o metal base da liga 2024-T351. Taxa de varredura: 1 mV/s.

A curva de polarização apresenta um patamar com densidade de corrente da ordem de 10^{-4} A/cm², porém densidades de corrente passivas são menores da ordem de, 10^{-6} e 10^{-5} A/cm². Devido à densidade relativamente alta, este patamar não é considerado como patamar de passivação. Resultado semelhante foi obtido por Buchheith JR. et al., 1990 [64] e por Corral, et al. 2000 [57].

Com a varredura de potenciais no sentido anódico foi observado um aumento da densidade de corrente no potencial de -570 mV. Propõe-se que esse aumento da densidade de corrente seja atribuído a corrosão da matriz de alumínio e não pites, uma vez que pites foram encontrados em valores abaixo desse potencial.

Jin Feng Li, et al, 2005 [65] encontrou curva de polarização semelhante, com densidade de corrente crescente com o potencial, o que foi atribuído à dissolução de precipitados da fase S (Al₂MgCu). Em solução de cloreto, o Mg

contido nas partículas S, por ser mais ativo, é preferencialmente dissolvido, resultando em uma partícula rica em Cu e o potencial da partícula torna-se mais nobre. Assim, outra célula galvânica é formada, onde o S corroído é catodo, e a região adjacente a S é anodo, suscetível à dissolução anódica.

Foram obtidas imagens dos pites por microscopia ótica. Após 20 minutos de circuito aberto, iniciou-se a varredura de potencial a partir do potencial de circuito aberto até que a densidade de corrente atingisse $2 \times 10^{-4} \text{ A/cm}^2$, com taxa de varredura de 1 mV/s. A Figura 4.31 (a) apresenta imagens de pites formados na liga 2024-T351. Observa-se que os pites estão localizados na sua maioria nos contornos dos grãos, como pode ser visto na Figura 4.31 (b).

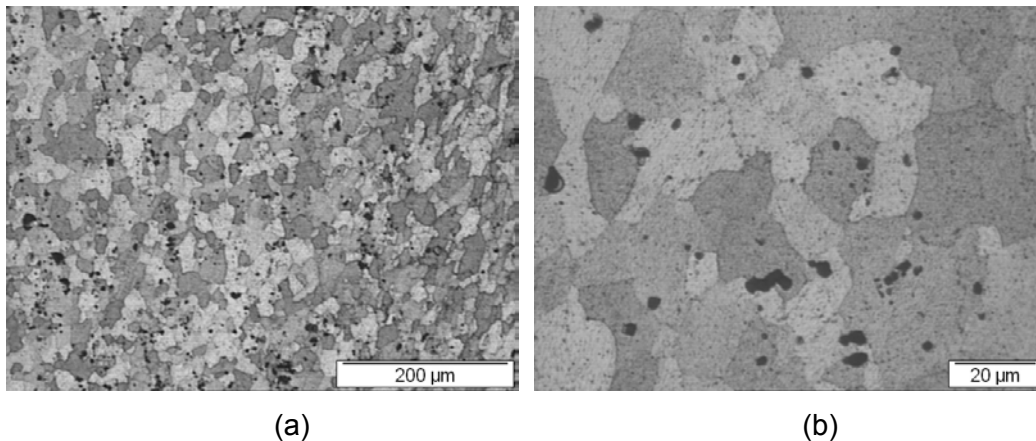


Figura 4.31 (a) pites formados no metal base da liga 2024-T351, após teste potenciodinâmico em NaCl 3,5% até densidade de corrente de $2 \times 10^{-4} \text{ A/cm}^2$. (b) pites nucleados nos contornos dos grãos. Taxa de varredura: 1 mV/s.

A região de contorno de grão é um local mais suscetível à corrosão por pite por ser uma região de descontinuidade em que há segregação de elementos, introduzindo defeitos no filme passivo.

A Figura 4.32 mostra as curvas de polarização anódica em solução de NaCl 3,5% para a junta soldada por FSW.

Pela figura 4.32 observa-se que o comportamento anódico da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 é semelhante ao metal base. A curva de

polarização apresenta um patamar com densidade de corrente da ordem de 10^{-4} A/cm², devido à densidade relativamente alta, este patamar não é considerado patamar de passivação [64].

Com a varredura de potenciais no sentido anódico foi observado um aumento da densidade de corrente em potencial de -400 mV. Como no metal base é proposto que esse aumento da densidade de corrente esteja associado à corrosão da matriz e não representa o potencial de pite, pois pites foram encontrados em potenciais abaixo desse.

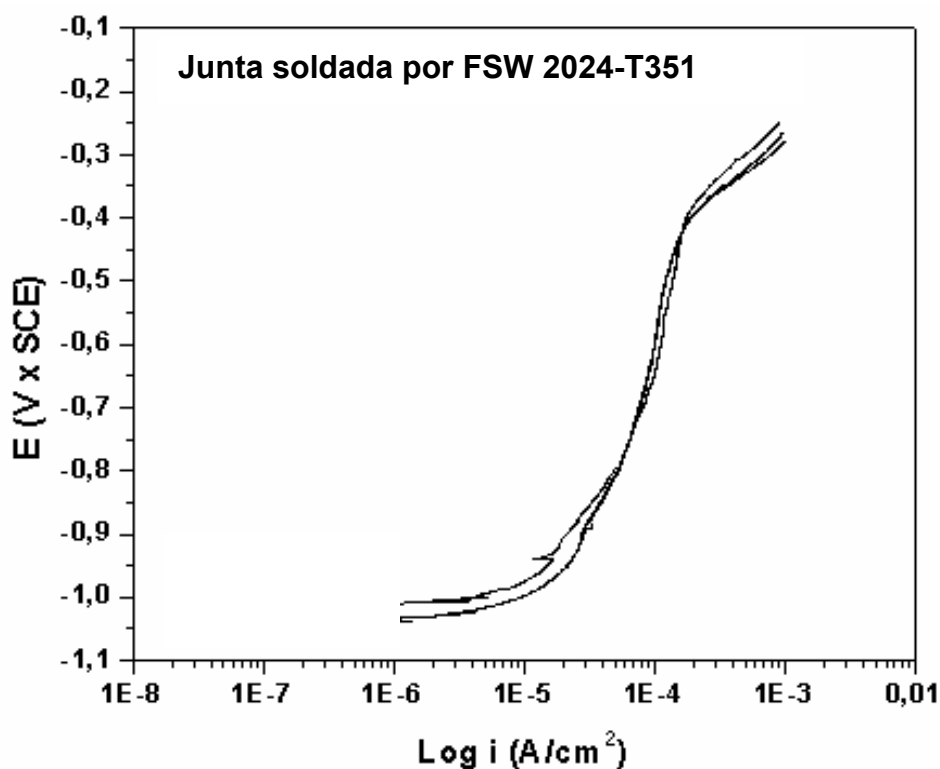


Figura 4.32 Curvas de polarização potenciodinâmica em solução de NaCl 3,5% para a junta soldada por FSW. Taxa de varredura: 1 mV/s.

Foram obtidas imagens dos pites por microscopia ótica, após ensaio de polarização potenciodinâmica utilizando o mesmo procedimento usado para o metal base. Após 20 minutos de circuito aberto, iniciou-se a varredura de potencial a partir do potencial de circuito aberto até que a densidade de corrente atingisse 2×10^{-4} A/cm², com taxa de varredura de 1 mV/s.

A Figura 4.33 apresenta imagens de pites formados na junta soldada por FSW após teste potenciodinâmico em NaCl 3,5%. (a) Pites no metal base; (b) pites na lente de soldagem; (c) pites na ZTMA.

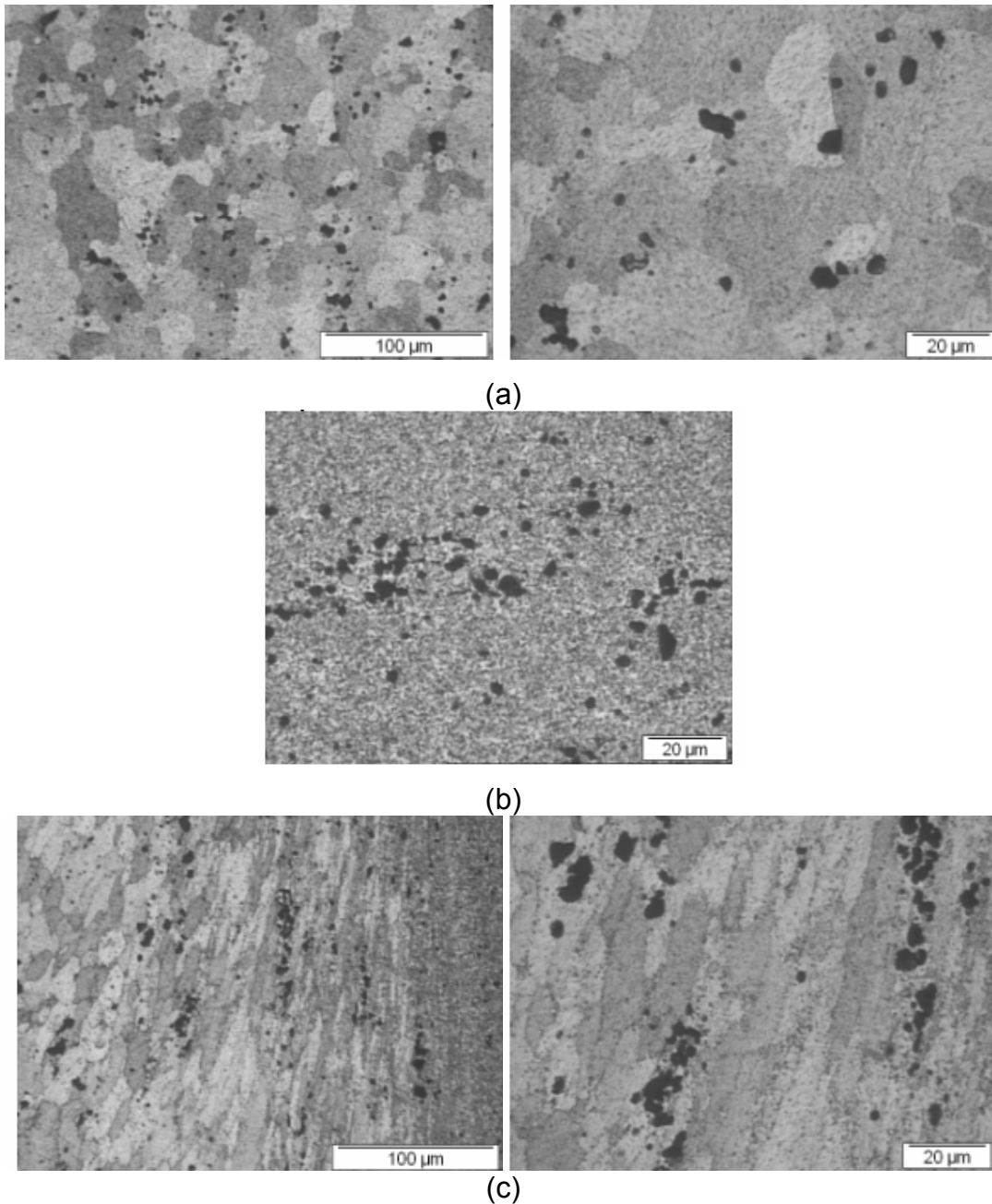


Figura 4.33 Mostra imagens de pites formados na junta soldada por FSW, após teste potenciodinâmico em NaCl 3,5%. (a) Pites na região do metal base; (b) pites na região da lente de soldagem; (c) pites na região da ZTMA.

Através da Figura 4.33 pode-se observar que existe maior densidade de pites na região da solda, compreendida por lente de soldagem e ZTMA do que no metal base. É possível observar que a nucleação dos pites se dão nos contornos dos grãos preferencialmente. A ZTMA foi a que sofreu maior ataque por pites como pode ser visualizado na Figura 4.33 (c).

A Figura 4.34 mostra as curvas de polarização anódica para o metal base e para a junta soldada por FSW da liga 2024-T351 em solução de 3,5% de NaCl. Observa-se que o potencial de circuito aberto tanto da junta soldada quanto do metal base são semelhantes, -1,0 V. Este valor de potencial de corrosão para a liga 2024 foi observado por Jin Feng Li, et al, 2005 [65], como também por Jianjun Ren, Yu Zuo, 2004 [66].

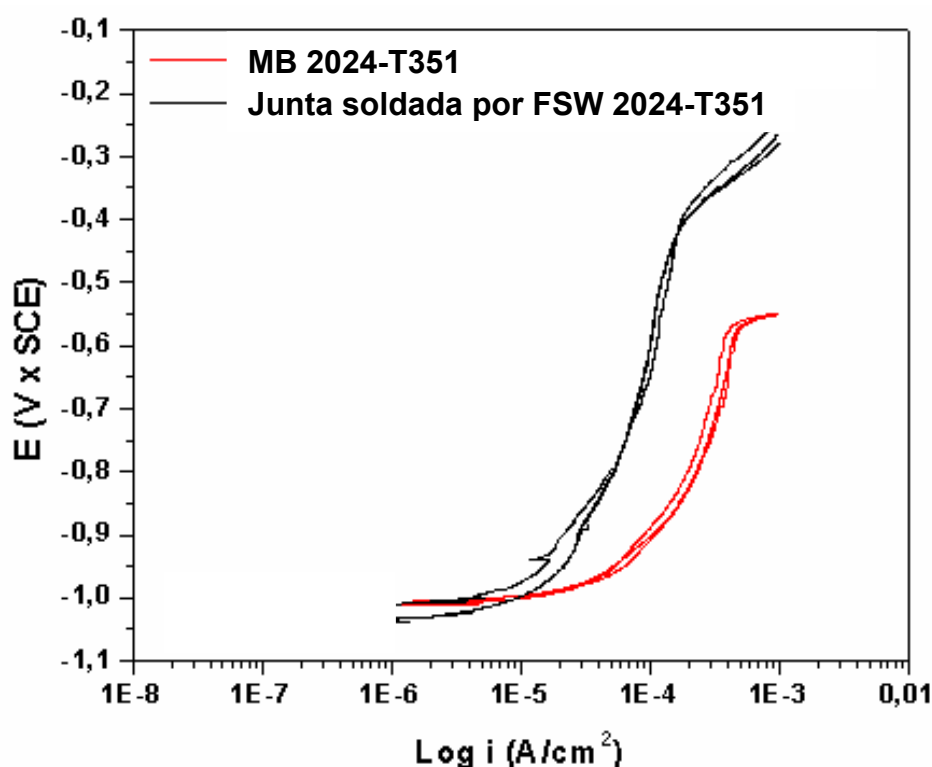


Figura 4.34 Curvas de polarização potenciodinâmica em solução de NaCl 3,5% para o metal base e para a junta soldada por FSW da liga 2024-T351. Taxa de varredura: 1 mV/s.

É possível observar que o comportamento anódico da junta soldada apresentou densidade de corrente menor do que o metal base. A densidade de corrente menor da junta soldada está associada à dissolução ou ao coalescimento dos precipitados durante o processo de soldagem. No metal base, onde os precipitados estão uniformemente distribuídos, a dissolução anódica é favorecida. Resultado semelhante foi observado por Frankel G.S. e Xia Z., 1999, [67].

5 CONCLUSÕES

- 1- A soldagem por FSW altera a microestrutura da liga de alumínio 2024-T351. A lente de soldagem recristaliza com grãos refinados, enquanto a ZTMA apresenta grãos deformados pela ação da ferramenta.
- 2- A região da lente de soldagem apresenta valor de microdureza 30% menor (80 HV) do que o metal base (110 HV). Um valor mínimo de dureza é observado há aproximadamente 2 mm da lente de soldagem, presente em ambos os lados da solda e representa a transição da ZTMA para a ZTA (70 HV). Essa perda de dureza pode ser atribuída à dissolução dos precipitados pelo ciclo térmico ou pelo superenvelhecimento das partículas S.
- 3- A liga 2024-T351 soldada por FSW é susceptível à corrosão intergranular e à corrosão por esfoliação em ambientes contendo cloreto. A junta soldada apresenta uma corrosão mais acentuada do que o metal base.
- 4- A suscetibilidade à corrosão sob tensão só é identificada com taxas de deformação de 10^{-7} s^{-1} . A trinca se propaga intergranularmente na ZTMA, por efeito associado do meio e da taxa de deformação.
- 5- O comportamento anódico do metal base em solução de NaCl 3,5% e o da junta soldada por FSW da liga 2024-T351 tem comportamento anódico distinto. A curva de polarização do metal base é deslocada para maiores valores de densidade de corrente e menores valores de potenciais.
- 6- Pites estáveis ocorrem a baixas correntes e baixos potenciais, apesar do potencial de pites não ser bem definido na curva de polarização.
- 7- Os pites nucleiam preferencialmente nos contornos de grão.

6 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

- 1- Estudar os mecanismos que deslocam as curvas de polarização para a direita e baixos potenciais.
- 2- Estudar os mecanismos que atuam na dissolução da liga 2024-T351 em altos potenciais.
- 3- Avaliar a resistência à corrosão das juntas em função dos parâmetros de soldagem e composição da liga.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 – MARTIN J.W. Pergamon Press, **Precipitation Hardening**, Oxford, UK, 1968, 1st. Edition.
- 2 – IMMARIGEON, J-P.; BEDDOES, J. C.; HOLT, ^a K.; ZHAO, L.; WALLACE, W. Lightweight Materials For Aircraft Applications. **Materials Characterization**. v. 35, p. 41-67, 1995.
- 3 – FRANKEL G.S. Pitting corrosion of metals, **Journal of The Electrochemical Society**. v. 145, n. 6, p. 2186-2198, 1998.
- 4 – SZKLARSKA-SMIALOWSKA Z., Pitting Corrosion of Aluminum, **Corrosion Science** v.41, p.1743-1767, 1991.
- 5 – CONDE, A.; DE DAMBORENEA J.; An electrochemical impedance study of a natural aged Al-Cu-Mg alloy in NaCl. **Corrosion Science**. v. 39, n. 2, p.295-303, 1997.
- 6 – MENDEZ, P.F.; EAGAR, T.W. Welding Processes for Aeronautics. **Advanced Materials and Processes**. p.39-43, 2001.
- 7 – www.twi.co.uk/j32k/unprotected/band_i/research_gspvehic.html, acessado em 10 Abr 2007.
- 8 – THOMAS, W. M, NICHOLAS, E.D., Friction stir welding for the transportation industries, **Materials & Design**. v. 18, n. 4, p. 269 -273, 1997.
- 9 – <http://www.eclipseaviation.com>, acessado em 14 Jun 2006
- 10 – DELMAS, F.; CASANOVE, M. J.; LOURS, P.; COUJOU, A. Quantitative TEM study of the precipitation microstructure in aluminium alloy Al(MgSiCu)

6056 T6. **Materials Science and Engineering**. v. 373, p. 80-89, 2004.

11 – BENAVIDES S.; Li Y.; MURR L.E.; BROWN D.; MCCLURE J.C. Low temperature friction stir welding of 2024 aluminium. **Scripta Materialia**, v.41, n.8, p.809-815, 1999.

12 – SCIALPI A., DE FILIPPIS L.A.C., CAVALIERE P. Influence of shoulder geometry on microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6082 aluminum alloys, **Materials and Design**. xxx (2006) xxx-xxx.

13 – http://www.hitachi-rail.com/.../images/index_1.gif, acessado em 15 Maio 2007.

14 – ZETTLER R., POTOMATI F., DOS SANTOS J.F., ALCÂNTARA N.G., Temperature Evolution and Mechanical Properties of dissimilar Friction Stir Weldments When Joining AA2024 and AA7075 with an AA6056 alloys, **Welding in the World**. v.50, n.11/12, p.107-116, 2006.

15 – http://www.twi.co.uk/j32k/unprotected/band_1/fswqual.html acessado em 05 Jun 2006

16 – THREADGILL P.L. Friction Stir Welding – The State of The Art. **Publicação do TWI n. 678**, 1999.

17 – LIPPOLD J.C. and DITZEL P.J. Microstructure and properties of aluminum friction stir welds. **Materials Science Forum**. v. 426-432, p.4597-4602, 2003.

18 – MURR L.E.; LIU G., MCCLURE J.C. A TEM study of precipitation and related microstructures in friction stir-welded 6061 aluminium. **Journal of Materials Science**. v. 33, p. 1243-1251, 1998.

- 19 – SUTTON M.A; YANG B.; REYNOLDS A .P; YAN J. Banded microstructure in 2024-T351 e 2524-T351 aluminum friction stir welds – Part II Mechanical characterization. **Materials Science & Engineering**, v.364, p. 66-74, 2004.
- 20 – HANNOUR F., DAVEMPORT A.J., STRANGWOOD M., Corrosion of Friction Stir Welds in High Strength Aluminium Alloys. **2nd International Symposium on Friction Stir Welding**, Gothemburg, Sweden 2000.
- 21 – JONES M.J., et.al., Correlation between microstructure and microhardness in a friction stir welded 2024 aluminium alloy. **Scripta Materialia**, 52 693-697, 2005.
- 22 – http://www.infomet.com.br/al_tratamentos_termicos.php, acessado em 05 Jun 2006.
- 23 – ASM HANDBOOK – **Heat Treating** v. 4, p.1861-1865, 1991.
- 24 – RUSSELL K. C., AARONSON H.I. Precipitation Processes in Solids. **Proceedings of a Symposium Sponsored by the TMS-AIME Heat Treatment Committee**, p-87, 1978.
- 25 – VASUDEVAN A.K.; DOHERT. R. D.; Aluminum alloys. Comtemporary research and applications. **Academic Press Inc.** v. 31, p.702, 1993.
- 26 – HATCH. J. E.; Aluminum: Properties and Physical Metallurgy. **American Society For Metals** p.424, 1983.
- 27 – I.L. MULLER and J.R. GALVELE, Pitting Potential Of High Purity Binary Aluminium Alloys -I. Al-Cu Alloys. Pitting And Intergranular. **Corrosion Science**, v.17, p.179, 1977.

28 – WILLIAN D. CALLISTER, JR. **Ciência e Engenharia de Materiais uma Introdução**. 5^a. Edição LTC – Livros Técnicos e Científicos, Editora S.A. Rio De Janeiro, 2002.

29 – UHLIG H.H. **Corrosion and Corrosion Control**, 3^a Edição, John Wiley & Sons, 1985.

30 – CHEN L., MYUNG N., SUMODJO P.T.A., NOBE K. A comparative electro dissolution and localized corrosion study of 2024Al in halide media. **Electrochimica Acta**, v. 44, p.2751±2764, 1999.

31 – ZHANG W., FRANKEL G.S., Transition between Pitting and Intergranular Corrosion in AA2024. **Electrochimica Acta**, v.48, p. 1193-1210, 2003.

32 – GALVELE J.R. AND DE MICHELI S.M., Mechanism of intergranular corrosion of Al-Cu Alloys. **Corrosion Science**, v.10, p. 795-807, 1970.

33 – CAMPESTRINI P. Microstructure-related quality of conversion coating on aluminium alloys. **Tese (Doutorado)-Ingegnere dei Materiali Università degli Studi di Trento**. Trento, p.1-247, 2002.

34 – WARNER T. J., SCHMIDT M. P., SOMMER F., BELLOT D. Characterisation of corrosion initiation on 2024 aluminium alloy by atomic force microscopy. **Zeitschrift fur Metallkunde**, v.86, n.7, p.494-501, 1995.

35 – ROBINSON M. J.; JACKSON M. C.; BOVARD F. S. Exfoliation corrosion of high strength Al-Cu-Mg alloys: effect of grain structure. **British Corrosion Journal**, v.34, p.45-9, 1999.

36 – KEDDAM M., et.al., Exfoliation corrosion of aluminium alloys examined by electrode impedance. **Electrochimica Acta**, v.42, n.1, p.87-97, 1997.

37 – URUSHINO K., SUGIMOTO K., Stress-corrosion cracking of aged Al--Cu--Mg alloys in NaCl solution. **Corrosion Science**, v.19, p.225-236,1979.

38 – GUILLAUMIN V., MANKOWSKI G, Localized corrosion of 2024-T351 aluminium alloy in chloride media. **Corrosion Science**, v.41, p.421-438, 1999.

39 – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS Standard practice for evaluating intergranular corrosion resistance of heat treatable aluminium alloys by immersion in sodium chloride + hydrogen peroxide solution, **ASTM G110-97**.

40 – BILLIAS G., et.al.; Structure and Properties of 2024-T3. **1ST Int. Friction Stir Welding Symposium**, 1999.

41 – WADESON, D.A., et.al., Corrosion behavior of friction stir welded AA7108-T79 aluminium alloy. **Corrosion Science**, v.48, p. 887-897, 2006.

42 – ROBINSON M.J., The role of Wedging stresses in the Exfoliation Corrosion of High Strength aluminium alloys, **Corrosion Science**, v.23, n.8, p. 887-899, 1983.

43 – [HTTP://www.ndt-ed.org.ExfoliationCorrosion1.jpg](http://www.ndt-ed.org.ExfoliationCorrosion1.jpg), acessado em 15/05/07.

44 – ROBINSON M.J., Mathematical Modelling Of Exfoliation Corrosion in High Strength Aluminium Alloys. **Corrosion Science**, v.22, n.8, p.775-790, 1982.

45 – KELLY D.J., ROBINSON M.J., Influence of Heat Treatment and Grain Shape on Exfoliation Corrosion of Al-Li Alloy 8090. **Corrosion Science**, v.49, n.10, p.787-795, 1993.

46 – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS Standard test method for exfoliation corrosion susceptibility in 2xxx and 7xxx series aluminium

alloys (EXCO Test), ASTM **G34-01**.

47 – ROBINSON M.J., JACKSON N.C., The influence of grain structure and intergranular corrosion rate on exfoliation and stress corrosion cracking of high strength Al-Cu-Mg alloys. **Corrosion Science**, v.41, p.1013-1228, 1999.

48 – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS Standard Practice for Slow Strain Rate Testing to Evaluate the Susceptibility of Metallic Materials to Environmentally Assisted Cracking. ASTM **G129-00**.

49 – BAYOUMI M.B. The Mechanics and Mechanisms of Fracture in Stress Corrosion Cracking Of Aluminium Alloys. **Engineering Fracture Mechanics**, v.54, n.6, p.879-889, 1996.

50 – ASM METALS HANDBOOK, **Corrosion**, 9th Edition, v.13, 1987.

51 – CONDE A., DAMBORENEA J.J. Stress corrosion cracking behaviour of 8090 Al-Li alloy at 313 K. The effect of grain structure. **Corrosion Science**, v.41, p.1079-1088, 1999.

52 – LOHWASSER D. Thin section air frame alloy welding within WAFS. **Materials Science Forum**. v.426-432, p.2879-2884, 2003.

53 – SRINIVASAN P.B., et al., Stress corrosion cracking susceptibility of friction stir welded AA7075-AA6056 dissimilar joint. **Materials Science and Engineering**, v.392, p.292-300, 2005.

54 – AOKI I. V.; BERNARD M. C.; TORRESI S.I.C.; et.al. Ac-impedance and raman spectroscopy study of the electrochemical behaviour of pure aluminium in citric acid media. **Electrochimica Acta**, v.46, n.12, p1871-78, 2001.

55 – BLANC C., LAVELLE B., MANKOWSKI G. The role of precipitates

enriched with copper on the susceptibility to pitting corrosion of the 2024 aluminium alloy. **Corrosion Science**, v.39, n.3, p.495-510, 1997.

56 – PETROYIANNIS P.V. et.al. Analysis of the effects of exfoliation corrosion on the fatigue behavior of the 2024-T351 aluminium alloy using the fatigue damage map, **International Journal of Fatigue**. v.27, p.817–827, 2005.

57 – CORRAL J., et.al., Corrosion of friction stir welded aluminum alloys 2024 and 2195. **Journal of Materials Science Letters**. v.19, p.2117-2122, 2000.

58 – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E407-99**: Standard practice for microetching metals and alloys. Philadelphia. v.3, p.21.

59 – AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **E384-06**: Standard test method for microindentation hardness of materials. Philadelphia. v.3, p.33.

60 – BUSQUIM T. P., KURI S.E. Caracterização microestrutural e resistência à corrosão de juntas soldadas de ligas de alumínio, **17º CBECIMat** - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais de 15 a 19 de Novembro de 2006, Foz do Iguaçu –PR.

61 – KALLEE S., NICHOLAS D. Causing stir in the future. **Welding & Joining**, v.4, p. 18-21, 1998.

62 – LEONARD A .J. Microstructure and ageing behavior of FSWs in aluminium alloys 2014-T651 and 7075-T761. In: **International Symposium on Friction Stir Welding**, Gothenburg. v.2, 2000.

63 – DIETER G.E. **Mechanical Metallurgy**, 2. ed. Mcgraw-Hill Kogakusha LTD, p.278, 1976.

64 – BUCHHEIT R. G., MORAN J. P., STONER G. E. Localized corrosion behavior of alloy 2090- The role of microstructural heterogeneity. **Corrosion**, v.46, n.8, p.610-17, 1990.

65 – LI J.F., et.al. Localized corrosion mechanism of 2xxx-series Al alloy containing S (Al_2CuMg) and (Al_2Cu) precipitates in 4.0% NaCl solution at pH 6.1. **Materials Chemistry and Physics**. v.91, p.325–329, 2005.

66 – REN J., ZUO Y. Study of electrochemical behavior and morphology of pitting on anodized 2024 aluminum alloy. **Surface and Coatings Technology**, v.182, p.237-241, 2004.

67 – FRANKEL G.S., XIA Z. Localized corrosion and stress corrosion cracking resistance of friction stir welded aluminum alloy 5454, **Corrosion**, v.55, p.139-150, 1999.