
Copyright 2018, ABRACO

Trabalho apresentado durante o INTERCORR 2018, em São Paulo, no mês de maio de 2018.

As informações e opiniões contidas neste trabalho são de exclusiva responsabilidade do(s) autor(es).

Estudo do comportamento corrosivo de uma liga soldada de alumínio 7003

Vinícius P. Furtado^a, Tábata A. Vieira^b, José H. Alano^c, Alice G. Osório^d,
Fernando M. Machado^e

Abstract

This study objected to analyze the corrosive behavior of the aluminum alloy 7003-T4, welded with electrode 5356, by the electric arc process. The surface microhardness of the welded joint and the susceptibility to intercrystalline corrosion (IC) were analyzed in the range of 0 - 600 MPa were also investigated by scanning electron microscopy (SEM) and X-ray energy dispersion spectroscopy (EDS). Electrochemical technique was also applied to determine corrosion potentials. Microhardness softening in the zone affected by heat (HAZ) was verified, as well as susceptibility to diffusion of elements to form precipitates MgZn₂ in the grain boundaries. Through the micrographs it was observed that, for the HAZ region, the greater the stress, the greater the area of precipitation formation. For both regions, HAZ and base metal (BM), there was reduction in the mean particle size of MgZn₂ associated with stress elevation. In potentiodynamic polarization, a higher passivation current density value was observed in the HAZ region. In the calculation of the corrosion rates (CR), it was verified that the region of the HAZ had the highest value, in the order of 4 and 2 times higher, compared respectively to BM and to the weld metal (WM).

Keywords: Aluminum, 7xxx, Stress Corrosion Cracking, Intercrystalline Corrosion, Anodic Dissolution.

Resumo

Este estudo objetivou analisar o comportamento corrosivo da liga de alumínio 7003-T4, soldada com eletrodo 5356, pelo processo a arco elétrico. Analisou-se a microdureza superficial da união soldada e a suscetibilidade à corrosão intercrystalina (CI) a tensões na faixa de 0 - 600 MPa, através da análise em microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia por dispersão de energia de raios X (EDS). Aplicou-se, também, técnica eletroquímica para determinação dos potenciais de corrosão. Verificou-se amaciamento da microdureza na região da zona afetada pelo calor (ZAC), assim como suscetibilidade a difusão de elementos para formação de precipitados de MgZn₂ nos contornos de grãos. Através das micrografias observou-se que, para a região da ZAC, quanto maior a tensão, maior a área de formação de precipitações. Para ambas regiões, ZAC e metal base (MB), houve redução no tamanho médio das partículas de MgZn₂ associada a elevação da tensão. Na polarização potenciodinâmica, verificou-se maior valor de densidade de corrente de

^a Engenheiro Mecânico – Universidade Federal de Pelotas

^b Estudante – Universidade Federal de Pelotas

^c Doutor – Universidade Federal de Pelotas

^d Doutor – Universidade Federal de Pelotas

^e Doutor – Universidade Federal de Pelotas

passivação na região da ZAC. No cálculo das taxas de corrosão (TC), verificou-se que a região da ZAC possuiu o maior valor, na ordem de 4 e 2 vezes superior, em comparação respectivamente ao MB e ao metal de solda (MS).

Palavras-chave: Alumínio, 7xxx, Corrosão Sob Tensão, Corrosão Intercristalina, Dissolução Anódica.

Introdução

O aumento da temperatura produzido por um processo de soldagem causa instabilidade nos precipitados comumente encontrados em ligas de alumínio termicamente tratáveis. Além disso, o estado de precipitação muda, dependendo do tempo de exposição e do gradiente de temperatura, bem como a natureza dos precipitados metaestáveis ou estáveis, inicialmente presentes na liga (1, 2).

Nas ligas AA 7xxx (Al-Zn-Mg), a pré-tensão geralmente resulta na formação da fase de equilíbrio de $MgZn_2$ na matriz deslocada, reduzindo assim o número de solutos para formar a fase principal de endurecimento, levando a uma diminuição da resistência mecânica das ligas. O envelhecimento subsequente faz com que os precipitados em limites de grãos se estendam e sejam distribuídos de forma descontínua (3, 4).

A fase $MgZn_2$ se comporta como o ânodo e a solução sólida atua como o cátodo. Fatores como a coerência, limites de grãos e tamanho dos precipitados determinam o comportamento eletroquímico da liga (5). Quanto maior a precipitação de $MgZn_2$, maior a mudança no potencial de corrosão (6). Embora as fases intermetálicas possam ter um potencial de corrosão da solução sólida, não há influência sobre a dissolução potencial, no entanto, eles podem dar origem aos fenômenos de CI ou corrosão-sob-tensão (CST) (7 - 9).

Apesar de o comportamento da CST das ligas Al-Zn-Mg em ambientes corrosivos ou soluções com diferentes valores de pH ter sido estudado nas últimas décadas (10, 11), os pesquisadores pouco consideraram os efeitos dos potenciais eletroquímicos, juntamente com a introdução de outros elementos de metais de adição de soldagem, bem como a variação dos níveis de tensão mecânica (12, 13). Portanto, a associação dos efeitos térmicos da soldagem, com a introdução de tensão mecânica e seu impacto na difusão de elementos químicos no comportamento da CST é de interesse significativo.

Para evitar a falha catastrófica de componentes soldados de liga 7xxx, expostos a ambientes agressivos e submetidos a diferentes níveis de tensão, é relevante compreender os mecanismos de dissolução de elementos químicos, modificação microestrutural e cálculo de TC. Desta forma, o objetivo do presente estudo foi avaliar o comportamento eletroquímico da liga de alumínio 7003-T4, soldada pelo processo a arco elétrico, com atmosfera de proteção gasosa, utilizando como metal de enchimento o eletrodo 5356. Além disso, investigou-se a CST e a formação de precipitados, aplicando diferentes níveis de tensão mecânica.

Metodologia

A liga de interesse é a liga comercial 7003-T4. Trata-se de uma liga de alta resistência, termicamente tratável e com baixo teor de cobre. Utilizou-se o processo de soldagem a arco elétrico com atmosfera de proteção, com metal de enchimento 5356. Antes da soldagem, os tubos foram pré-aquecidos na faixa de 100 a 150 °C. Os parâmetros de soldagem foram: corrente de solda, 90 - 110 A; tensão de arco, 22 - 24 V; velocidade do fio, 10 - 13 m/min; e fluxo de gás, 11 - 12 l/min.

A composição química da liga e do metal de adição foi determinada com um espectrômetro de emissão óptica, modelo Oxford, Foundry-Master. Os resultados estão na Tabela 1.

Tabela 1 - Composição química da liga 7003 e do metal de adição AA 5356.

Elemento (wt%)	Zn	Mg	Fe	Si	Cu	Ti	Cr	Ni	Mn	Al	Outros
7003	6,03	0,57	0,31	0,09	0,09	0,08	0,04	0,03	0,03	Balanço	0,30
5356	0,90	3,50	0,28	4,60	0,16	0,24	0,18	1,15	0,29	Balanço	4,06

A. Experimento de CST

O experimento de CST consistiu em submeter os corpos-de-prova a uma tensão mecânica constante, imersos em uma solução aquecida (85 °C) de NaCl, por um período de 120 horas. Foram utilizadas como base as normas ASTM G38-01 (14) e ASTM G58-85 (15). Os corpos-de-prova foram preparados a partir de tubos soldados na face superior, com um diâmetro externo de 19,05 mm, espessura 1,50 mm e comprimento 19,00 mm. Na face inferior, realizou-se um corte com um ângulo de 60°. Suas laterais foram perfuradas com um diâmetro de 7 mm para passagem do parafuso tensionador, de acordo com a Figura 1.

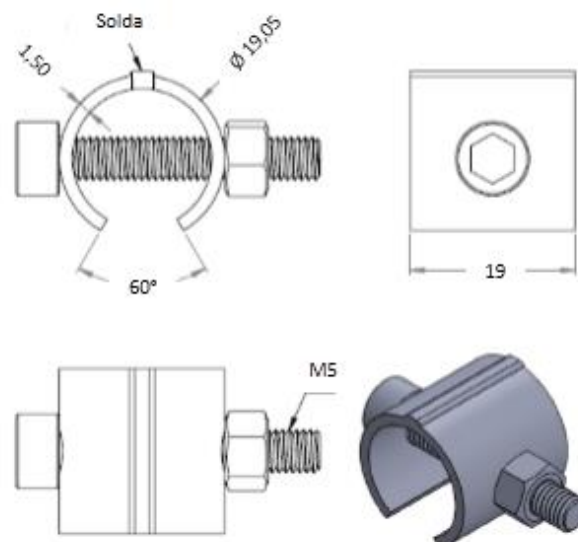


Figura 1 - Corpos-de-prova utilizados no ensaio de CST.

Para um estudo comparativo da influência da TC, foram aplicados diferentes valores de tensão através de uma deformação constante causada pelo torque do parafuso que atravessa transversalmente o corpo-de-prova. Para o cálculo do diâmetro final requerido em função da tensão desejada, foram utilizadas as equações de acordo com a norma (14). Os valores das tensões arbitrados foram 0, 200, 400 e 600 MPa.

Para a análise da CST, seguiu-se a norma ASTM G103-97 (16), indicado para ligas 7xxx de baixo teor de cobre, soldadas e sujeitas a uma carga estática. A solução foi preparada com 6% de NaCl e pH entre 6,4 e 7,2. Antes da imersão dos corpos-de-prova, a solução foi deixada a ferver durante 10 min. Após 120 horas de imersão em solução, os corpos-de-prova foram removidos, limpos com HNO₃ e enxaguados com água deionizada.

Antes e após o período de imersão na solução de NaCl aquecida, as amostras foram pesadas em uma balança digital para calcular as TC. A mesma, foi calculada em mm/ano, a partir dos dados de perda de massa das amostras obtidas após a imersão, de acordo com a norma ASTM G1-03 (17).

Os testes metalográficos foram realizados na seção transversal das amostras. O processo de polimento foi realizado em um polidor metalográfico rotativo, com velocidade de 350 rpm. Para o polimento, utilizaram-se pastas de diamante (3 e 1 µm), empregando tecidos de poliéster, com dureza alta e média, respectivamente, para polimento inicial e intermediário e, posteriormente, o tecido de veludo flocado foi utilizado para o acabamento.

A análise microestrutural dos corpos-de-prova foi realizada com o auxílio de um MEV modelo Jeol, JSM - 6610LV, com microsonda de EDS.

B. Experimento de Potencial de Corrosão

O experimento consistiu em um teste eletroquímico, usado para determinar as características comportamentais da liga 7003 e do metal de enchimento 5356 nas três diferentes regiões de soldagem: MB, ZAC e MS. As técnicas utilizadas foram de acordo com as normas ASTM G69 (18) e ASTM G5 (19).

Os corpos-de-prova foram preparados a partir da seção transversal de tubos de 25 mm de diâmetro com uma espessura de 2 mm. Os cortes foram realizados pela técnica de eletroerosão. Para preparar o eletrodo, o fio de cobre foi conectado ao corpo-de-prova utilizando-se cola de prata. Após a cura, foi preenchido com resina acrílica. Cada espécime, agora denominado “eletrodo de trabalho”, ficou com uma área superficial de 1,45 cm².

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

Primeiramente o procedimento envolveu a medição do potencial de circuito aberto (OCP), por um período de 10 min, para estabilização do potencial, antes de iniciar a polarização

potenciodinâmica. Todas as medições de polarização foram feitas a uma taxa de varrimento de 1 mV/s, utilizando um potenciostato marca Autolab PGSTAT302N, controlado pelo software Nova 1.10. As varreduras começaram com um potencial de 250 mV abaixo do valor de OCP, completado ao atingir o potencial de - 600 mV.

A determinação do potencial de corrosão (E_{corr}) e densidade de corrente (J_{corr}) foi realizada utilizando a técnica de extrapolação de Tafel de acordo com a norma ASTM G102-89 (20). A taxa de corrosão foi calculada de acordo com a norma ASTM G59-97 (21).

C. Teste de microdureza

O teste padrão de dureza Vickers foi utilizado, de acordo com a norma ASTM E92-82 (22), com o objetivo de determinar o gradiente de microdureza e sua correlação com as diferentes regiões dos corpos-de-prova: MB, ZAC e MS. Em cada corpo-de-prova, foram realizadas vinte e três endentações na direção longitudinal da amostra.

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

Para análise microestrutural, utilizou-se o microscópio óptico (MO), modelo Olympus BX41-M LED. Para análise, após o polimento, as amostras foram atacadas pela primeira vez com os reagentes Keller e Poulton, mas sem bons resultados. O ataque usado para visualização foi com ácido fluorídrico na proporção de 3,0 ml de HF, 97 ml de H₂O, durante 10 segundos, lavado em água e deixado secar ao ar.

Resultados e discussão

A. Experimento de CST

A primeira etapa de análise dos resultados consistiu na avaliação da perda de massa, depois de submeter os corpos-de-prova em solução aquecida de NaCl por 120 horas. Os resultados da TC média versus tensão mecânica são representados na Figura 2. Uma linha de tendência com R^2 0,99091 foi adicionada ao gráfico.

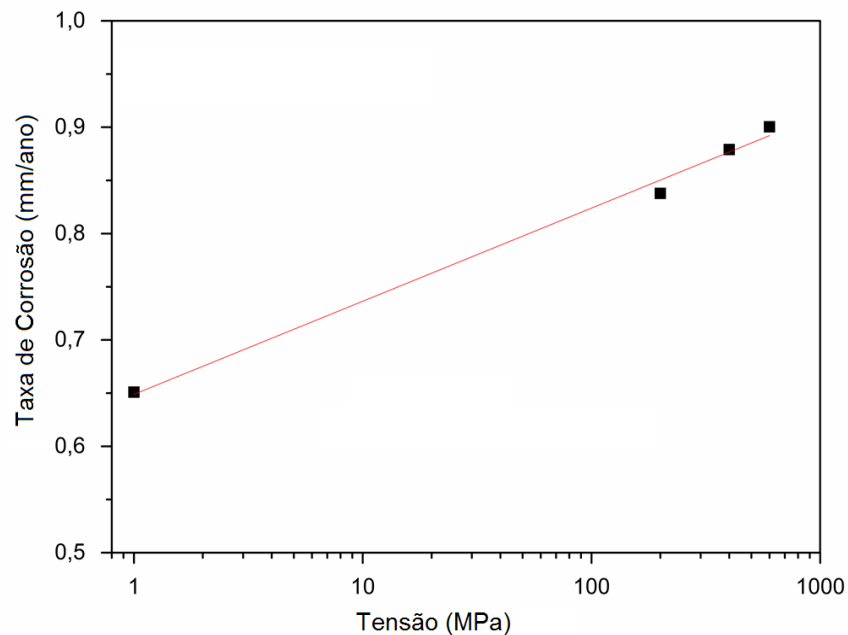


Figura 2 - Gráfico da TC em função da tensão aplicada em corpos-de-prova da liga 7003.

De acordo com os resultados obtidos pode-se observar que, quanto maior a tensão mecânica aplicada ao corpo-de-prova, maior é a TC. Para a amostra não tensionada (0 MPa), obteve-se um valor de TC de 0,6509 mm/ano. Para a tensão de 200 MPa, observou-se uma maior evolução de crescimento da TC, com um valor de 0,8378 mm/ano. Finalmente, para as tensões subsequentes, 400 e 600 MPa, mostraram uma menor evolução na TC, tendendo a uma estabilização, com valores de 0,8790 e 0,9004 mm/ano, respectivamente.

A literatura sugere que TC superiores a 0,5000 mm/ano, em caso de corrosão uniforme, tornam o alumínio um material inviável em relação à sua aplicabilidade e custo (23, 24). No entanto, a informação de TC deve ser analisada com ponderação, servindo como parâmetro de análise, contextualizando a finalidade de uso do material, fenômeno e tipo de corrosão sofrida, bem como os processos de manufatura que envolverão o produto a ser fabricado.

A Figura 3 demonstra a micrografia obtida via MEV, utilizando o modo BEI (*backscattered electron imaging*), com magnitude de x1000. Observando as imagens, verifica-se que, quanto maior a tensão aplicada ao material, maior é a área de formação de precipitados, assim como o seu surgimento no entorno e contorno de grãos, como mostra a Figura 3 (h). Percebe-se também nas imagens uma situação mais severa na região da ZAC quando em comparação com o MB.

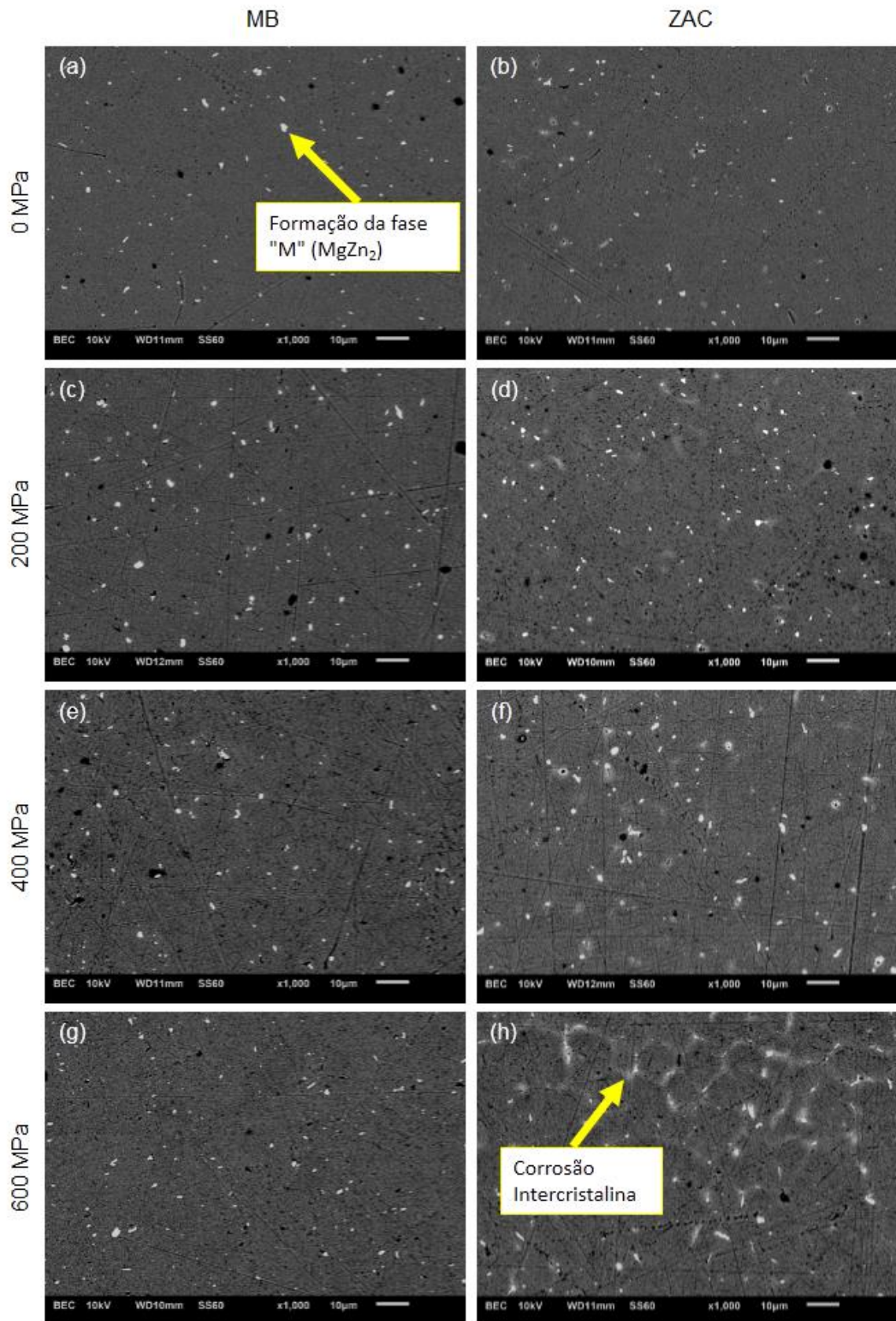


Figura 3 - Imagens obtidas via MEV-BEI, a 10kV com magnificação de x1000, das regiões do MB e ZAC, respectivamente a tensões de 0, 200, 400 e 600 MPa.

Na análise da composição química dos precipitados, de acordo com a relação atômica dos elementos Zn e Mg, identificou-se a formação da fase "M" ($MgZn_2$) (25), que é mais anódica em relação à matriz. Esse comportamento corrobora com a teoria da dissolução anódica e da falha intergranular presente nos fenômenos de CST, de acordo com estudos anteriores (6, 26, 27).

Os dados da Tabela 2, obtidos através do software ImageJ 1.5, demonstraram que, para o intervalo avaliado, na região ZAC, quanto maior a tensão mecânica aplicada ao material, maior a área de precipitação. No entanto, para a região MB, observou-se uma estabilização da área de precipitação, independente do valor de tensão aplicado na faixa de 200 a 600 MPa. Para ambas as regiões, ZAC e MB, houve uma redução no tamanho médio de partículas de $MgZn_2$, associada ao aumento da tensão.

Tabela 2 - Tamanho médio e percentual de área de precipitados, das regiões do MB e ZAC dos corpos-de-prova respectivamente a tensões de 0; 200; 400 e 600 MPa.

Tensão (MPa)	Redução do diâmetro original (mm)	MB		ZAC	
		Tamanho médio do precipitado (μm)	Percentual de área de precipitados (%)	Tamanho médio do precipitado (μm)	Percentual de área de precipitados (%)
0	0,00	0,009	1,031	0,005	0,978
200	0,47	0,008	1,316	0,006	1,110
400	0,94	0,005	1,207	0,005	1,703
600	1,40	0,001	1,334	0,001	1,750

Comparando as diferentes regiões, MB e ZAC, para o mesmo valor de tensão aplicada ao material, a Tabela 2 mostra que o tamanho médio do precipitado é maior em MB quando comparado à região ZAC, para a tensão de até 200 MPa. Para valores entre 400 e 600 MPa, os tamanhos dos precipitados tendem a se aproximar. Esse fenômeno de uniformidade do tamanho do precipitado para maiores tensões mecânicas pode ser associado ao rearranjo microestrutural causado pela deformação aplicada ao material para reproduzir a tensão.

De acordo com estudos anteriores, a deformação do material provoca a incubação de espaços originados pelos deslocamentos na matriz que, em associação com a temperatura de exposição no experimento, propiciou a difusão de elementos de solutos para os limites de grãos. Assim, resultando na criação de precipitados na matriz deslocada, o que levou a uma diminuição da resistência do material (27 - 30).

Nos corpos-de-prova ensaiados, não foram verificadas corrosão por pite conforme estudo de (7) para a mesma liga. Isto pode ser explicado pelo menor tempo de exposição à solução salina. Desta forma não foi evidenciada corrosão a partir da camada superficial passivante em direção ao grão. Também, não se pode concluir a respeito da presença do fenômeno de corrosão por fragilização por hidrogênio nos corpos-de-prova. O principal fenômeno apurado neste experimento foi o de corrosão por dissolução anódica a partir do núcleo do material, sendo mais severa na região da ZAC em comparação ao MB.

Verificou-se que na região da ZAC há uma relação entre o aumento da tensão aplicada com o aumento da área de formação de precipitados de $MgZn_2$, mostrando um aumento de 78,94% na área percentual de formação de precipitado na comparação entre 0 e 600 MPa (veja Tabela 2). O fenômeno ocorrido na região da ZAC está associado, principalmente, a quatro fatores:

- i. Diferença da composição química entre a liga 7003 e o metal de adição 5356, ocasionando variação porcentual de elementos anódicos (Mg, Zn) e catódicos (Fe, Cu, Mn) em relação à matriz;
- ii. Efeito térmico do processo de soldagem, uma vez que a temperatura de fusão do metal de adição 5356 está na faixa de 570 a 620 °C, e considerando a característica de alta condutividade térmica do alumínio, pode haver uma tendência de ocorrência de incompleta solubilização da liga nas regiões do MB e da ZAC;
- iii. Deslocamentos na matriz de alumínio, devido a tensão mecânica aplicada, a qual permitiu a incubação de novos espaços que promovem a difusão de átomos de solutos para o limite de grãos; e
- iv. Exposição ao meio corrosivo, que provoca desestabilização do filme de passivação devido à presença de íons agressivos.

B. Experimento de Potencial de Corrosão

O primeiro passo do experimento consistiu na obtenção dos valores de OCP para as diferentes regiões MB, ZAC e MS. O teste teve uma duração de 10 min antes da polarização potenciodinâmica. Os três eletrodos de trabalho tiveram um comportamento comum, com valores estáveis quando comparados à medida on-line e a média ponderada durante o experimento.

O ensaio de polarização potenciodinâmica foi realizado para caracterizar a cinética da corrosão ao calcular as respectivas TC, bem como a caracterização dos domínios catódico, anódico ativo e anódico passivo de cada eletrodo de trabalho. A Tabela 3 mostra os valores obtidos para OCP, E_{corr} e J_{corr} , através da extrapolação de Tafel em curvas mostradas na Figura 4.

Tabela 3 - Valores de OCP, E_{corr} e J_{corr} para as diferentes regiões da liga 7003 soldada com metal de adição 5356.

Região	OCP ($V_{Ag/AgCl}$)	E_{corr} ($V_{Ag/AgCl}$)	J_{corr} (A/cm^2)
MS	- 0,907	- 0,89901	$0,11245 \times 10^{-3}$
ZAC	- 0,909	- 0,89401	$0,22875 \times 10^{-3}$
MB	- 0,903	- 0,89164	$0,05654 \times 10^{-3}$

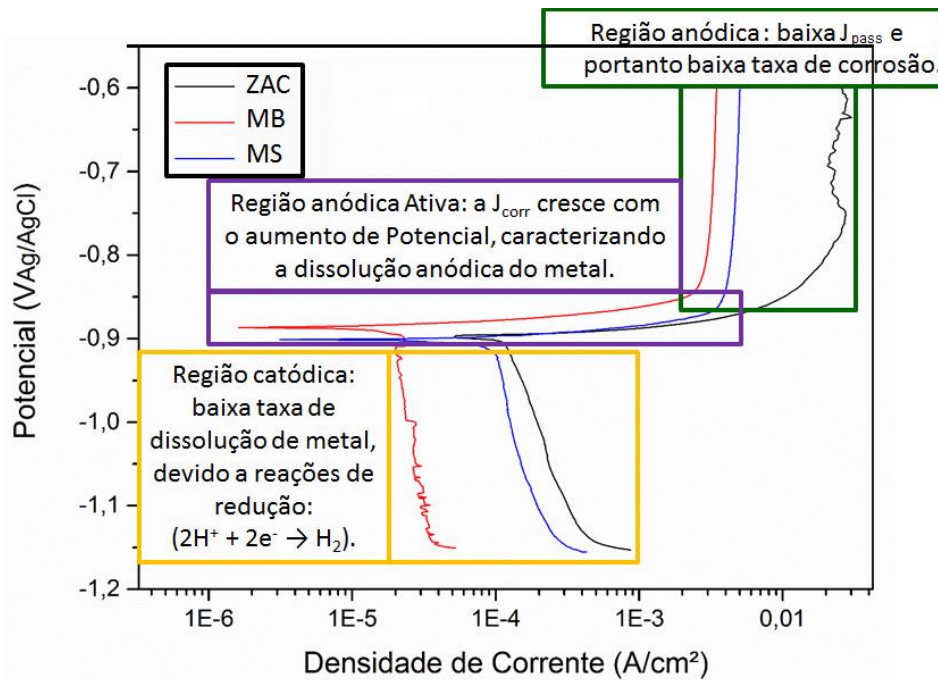


Figura 4 - Curvas de polarização potenciodinâmica das regiões do MS, ZAC e MB da liga 7003.

Na região catódica das curvas, nas quais ocorrem as reações de redução devido à baixa taxa de dissolução de metal, verificou-se que a região da ZAC possui o maior valor de J_{corr} , seguida do MS e MB. Já na região anódica ativa, as três diferentes regiões da união soldada exibiram o mesmo comportamento, caracterizado pelo aumento da J_{corr} juntamente com o potencial, indicando a dissolução anódica do metal.

O eletrodo de trabalho da região da ZAC mostrou um “S” característico na zona anódica. Já as curvas de polarização das regiões do MS e MB mostraram um comportamento linear no ramo anódico, com aumento do potencial associado a um pequeno aumento da densidade de corrente de passivação J_{pass} , não representando haver ataque localizado, mantendo o filme passivo sem ruptura na interface. A Tabela 4 representa os valores obtidos de E_{pass} e J_{pass} para as curvas de polarização potenciodinâmica.

Tabela 4 - Valores de E_{pass} e J_{pass} para as diferentes regiões da liga 7003 soldada com metal de enchimento AA 5356.

Região	E_{pass} (V _{Ag/AgCl})	J_{pass} (A/cm ²)
MS	-0,86487	4,83521x10 ⁻³
ZAC	-0,74996	27,40479x10 ⁻³
MB	-0,85907	2,66387x10 ⁻³

A TC instantânea foi calculada de acordo com equações da norma (20). Os valores obtidos para as distintas regiões MS, ZAC e MB foram respectivamente: 1,2793; 2,8754 e 0,7107 mm/ano. Os resultados obtidos mostram que a região da ZAC tem uma maior taxa de corrosão em comparação com as outras regiões analisadas. Isso pode ser compreendido

devido aos maiores valores de J_{corr} na região da ZAC em relação aos demais eletrodos de trabalho, MS e MB.

Observando os dados da Tabela 4, verifica-se que a região da ZAC possui o valor de J_{pass} 466,7% e 928,7% maior em comparação com os valores das regiões do MS e MB, respectivamente, sugerindo que ocorreu uma maior degradação da capacidade de passivação na região da ZAC. Da mesma forma, o menor valor de OCP observado para a região de ZAC sugere que a atividade catódica é menos intensa nesta região, indicando que há mais precipitados que atuam como ânodos e, portanto, podem causar uma maior corrosão nos contornos de grãos, zonas limítrofes anódicas (6).

C. Teste de microdureza

Na Figura 5 está a representação gráfica dos valores médios e desvio padrão obtidos na medição de microdureza superficial. O ponto 1, do eixo das abcissas, representa a linha de centro no MS. Os demais pontos medidos tratam-se do avanço longitudinal nos corpos-de-prova, representando as áreas da ZAC e MB.

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

O perfil da microdureza, observado entre os Pontos 1 e 3, antes da região de amaciamento indica a possibilidade de ocorrência de envelhecimento natural, uma vez que as medições foram realizadas 45 dias após o processo de soldagem. Contudo, apesar da variação não significativa da microdureza entre as diferentes regiões da união soldada, o perfil típico de microdureza encontrado corrobora com estudos de ligas 7xxx (1, 4).

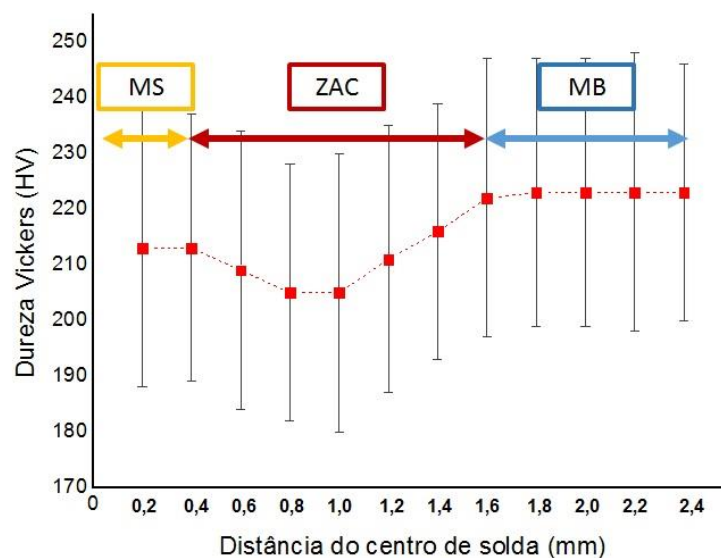


Figura 5 - Resultado da medição de micro-dureza superficial.

A Figura 6 demonstra a aparência típica da seção transversal da liga 7003 soldada e as microestruturas das três distintas regiões (MS, ZAC e MB) obtida via microscopia ótica:

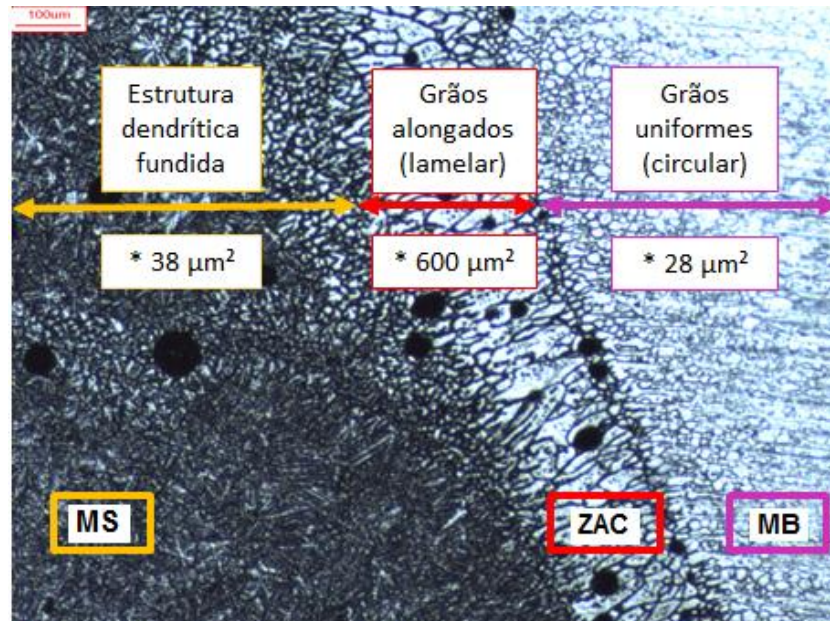


Figura 6 - Micrografia obtida via MO do MS, ZAC e MB da liga 7003, ampliada 40x.

A região do MS revelou uma microestrutura dendrítica fundida. Ao longo da linha de fusão, adjacente ao MS, foi formada uma estreita área, identificada como ZAC, com largura entre 100-150 μm , com grãos lamelares recristalizados, maiores do que as microestruturas observadas nas regiões do MS e MB.

O software ImageJ 1.5 foi utilizado para calcular a área média dos grãos. Os valores encontrados para as diferentes regiões MS, ZAC e MB foram respectivamente: 38; 600 e 28 μm^2 . Esta variação do tamanho do grão pode ser atribuída à diminuição dos valores de dureza verificados na Figura 5. Os valores encontrados são ligeiramente superiores ao estudo desenvolvido por (7) para a liga AA 7003 soldada.

Apesar da variação da microdureza superficial, observada no gráfico da Figura 5, o desvio padrão de aproximadamente $\pm 10\%$, não representa ser significativo na comparação entre as diferentes regiões da união soldada, indicando uma boa resposta da liga 7003 aos parâmetros utilizados na soldagem a arco elétrico.

Conclusões

De acordo com os resultados obtidos através deste estudo, podem ser extraídas algumas conclusões importantes:

- i. A diferença da composição química dos elementos Zn e Mg, responsáveis pela formação de precipitados MgZn_2 , na comparação da liga 7003 analisada, em relação

ao metal de adição 5356, pode estar associada a alterações tanto dos potenciais, como também das propriedades mecânicas na região da ZAC;

- ii. Verificou-se que a velocidade de corrosão está correlacionada com a tensão mecânica aplicada ao material. Na faixa de tensão de até 200 MPa teve-se um maior índice de crescimento na taxa de corrosão. Para tensões na faixa de 400 e 600 MPa, registrou-se maiores valores de taxa de corrosão, tendendo a uma estabilização;
- iii. Nas micrografias via MEV no experimento de CST, observou-se que, para a região da ZAC, quanto maior a tensão aplicada ao material, maior a área de formação de precipitações. Já, na região do MB, verificou-se uma estabilização da área de precipitações independente da tensão. Observou-se também que, tanto para a região da ZAC como do MB, houve redução do tamanho médio dos precipitados com o aumento da tensão;
- iv. O fenômeno apurado no experimento de CST foi o de corrosão por dissolução anódica a partir do núcleo do material, sendo mais severa na região da ZAC em comparação ao MB;
- v. A análise EDS realizada nos corpos-de-prova, submetidos ao experimento de CST, identificou que os precipitados possuíam uma razão atômica de Zn:Mg \approx 4:1, na qual sugere-se a formação da fase “M” (MgZn₂);
- vi. Na polarização potenciodinâmica verificou-se que o ramo anódico das curvas exibiram comportamento típico de dissolução de metal ativo, devido ao aumento da densidade de corrente em conjunto com o potencial anódico;
- vii. Verificou-se que a região da ZAC possuiu o maior valor de J_{pass} em comparação com o MB e MS, sugerindo que nesta região ocorreu uma maior degradação da capacidade de passivação. Da mesma forma, o menor valor de OCP observado para a ZAC, sugere que a atividade catódica é menos intensa nesta região, indicando a existência de precipitados anódicos, sendo capaz de provocar uma maior corrosão nos contornos de grãos;
- viii. No experimento de potencial de corrosão, os resultados obtidos para taxa de corrosão, demonstraram que a região da ZAC possuiu maior velocidade de corrosão. Em relação a região do MB na ordem de 4 vezes a velocidade, e em relação com a região do MS na ordem de 2 vezes a velocidade;
- ix. Na análise de microdureza superficial verificou-se na região de transição entre a zona de fusão e a ZAC, o perfil típico de amaciamento relatado em diversos estudos sobre as ligas 7xxx. A microscopia revelou uma formação dendrítica do MS, seguida por grãos mais alongados e de maior área na ZAC, até chegar a região do MB com grãos em formato arredondado, de menor tamanho.

Referências bibliográficas

- (1) NICOLAS, M.; DESCHAMPS, A. Precipitate microstructures and resulting properties of Al-Zn-Mg metal inert gas-weld heat-affected zones. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Ohio, v. 35A, n. 5, p. 1437-1448, May. 2004.
- (2) MA, H.; QIN, G.; BAI, X. Effect of initial temperature on joint of aluminum alloy to galvanized steel welded by MIG arc brazing-fusion welding process. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, London, v. 86, n. 9-12, p. 3135-3143, Oct. 2016.
- (3) TALIANKER, M.; CINA, B. Retrogression and reaging and the role of dislocations in the stress corrosion of 7000-type aluminum alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Ohio, v. 20, n. 10, p. 2087-2092, Jul. 1988.
- (4) DESCHAMPS, A.; LIVET, F.; BRÉCHET, Y. Influence of predeformation on ageing in an Al-Zn-Mg alloy. Microstructure evolution and mechanical properties. **Acta Materialia**, Oxford, v. 47, n. 1, p. 281-292, Dec. 1998.
- (5) BURLEIGH, T. The Postulated Mechanisms for Stress Corrosion Cracking of Aluminum Alloys: A Review of the Literature 1980-1989. **Corrosion Science**, Oxford, v. 47, p. 89-98, Jun. 1991.
- (6) LIN, J.; LIAO, H.; JEHNG, W.; CHANG, C.; LEE, S. Effect of heat treatments on the tensile strength and SCC-resistance of AA7050 in an alkaline saline solution. **Corrosion Science**, Oxford, v. 48, n. 10, p. 3139-3156, Oct. 2006.
- (7) DABROWSKI, J.; KISH, J. Localized Corrosion Susceptibility of Extruded Cu-Lean AA7xxx Gas Metal Arc Welding Lap Joints. **Corrosion**, Houston, v. 71, n. 7, p. 895-907, Jul. 2015.
- (8) ZHANG, H.; FENG, J.; HE, P.; HACKL, H. Interfacial microstructure and mechanical properties of aluminium-zinc-coated steel joints made by a modified metal inert gas welding-brazing process. **Materials Characterization**, New York, v. 58, n. 7, p. 588-592, Jul. 2007.
- (9) LI, J.; DANG, J. A Summary of Corrosion Properties of Al-Rich Solid Solution and Secondary Phase Particles in Al Alloys. **Metals**, v. 7, n. 3, p. 1-19, Mar. 2017.
- (10) ZHANG, X.; SONG, R.; SUN, B.; LU, H.; WANG, C. Effects of applied potential on the stress corrosion cracking behavior of 7003 aluminum alloy in acid and alkaline chloride solutions. **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, Beijing, v. 23, n. 7, p. 819-826, Jul. 2016.
- (11) DENG, Y.; YIN, Z.; ZHAO, K.; DUAN, J.; HU, J.; HE, Z. Effects of Sc and Zr microalloying additions and aging time at 120 °C on the corrosion behaviour of an Al-Zn-Mg alloy. **Corrosion Science**, Oxford, v. 65, p. 288-298, Dec. 2012.
- (12) ALATORRE, N.; AMBRIZ, R.; NOUREDDINE, B. Tensile Properties and Fusion Zone Hardening for GMAW and MIEA Welds of a 7075-T651 Aluminum Alloy. **Acta Metallurgica Sinica**, v. 27, n. 4, p. 694-704, Oct. 2014.
- (13) JÁCOME, L.; WEBER, S.; LEITNER, A.; ARENHOLZ, E.; BRUCKNER, J.; HACKL, H.; PYZALLA, A. Influence of Filler Composition on the Microstructure and Mechanical Properties of Steel - Aluminum Joints Produced by Metal Arc Joining. **Advanced Engineering Materials**, Weinheim, v. 11, n. 5, p. 350-358, May. 2009.

-
- (14) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G 38 – 01 (2013): **Standard Practice for Making and Using C-Ring Stress-Corrosion Test Specimens.** United States, 2013. 8p.
 - (15) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G 58 – 85 (2015): **Standard Practice for Preparation of Stress-Corrosion Test Specimens for Weldments.** United States, 2015. 8p.
 - (16) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G103 – 97 (2016): **Standard Practice for Evaluating Stress-Corrosion Cracking Resistance of Low Copper 7xxx Series Al-Zn-Mg-Cu Alloys in Boiling 6 % Sodium Chloride Solution.** United States, 2016. 4p.
 - (17) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G1 – 03 (2011): **Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens.** United States, 2011. 9p.
 - (18) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G 69 (2012): **Standard Test Method for Measurement of Corrosion Potentials of Aluminum Alloys.** United States, 2012. 5p.
 - (19) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G5 – 14: **Standard Reference Test Method for Making Potentiodynamic Anodic Polarization Measurements.** United States, 2014. 9p.
 - (20) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G102 – 89 (2015)e1: **Standard Practice for Calculation of Corrosion Rates and Related Information from Electrochemical Measurements.** United States, 2015. 7p.
 - (21) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM G59 – 97 (2014): **Standard Test Method for Conducting Potentiodynamic Polarization Resistance Measurements.** United States, 2014. 4p.
 - (22) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E 92 – 82 (Reapproved 2003): **Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials.** United States, 2003. 9p.
 - (23) MATTSSON, E. **Basic Corrosion Technology for Scientists and Engineers.** 2. ed. Michigan: CRC Press, 1996. 204 p.
 - (24) SATHISH, R.; RAO, V. Corrosion Studies on Friction Welded Dissimilar Aluminum Alloys of AA7075-T6 and AA6061 –T6. **International Journal of Electrochemical Science**, Belgrade, v. 9, p. 4104-4113, May. 2014.
 - (25) MONDOLFO, L. **Aluminium Alloys: Structure and Properties.** 1. ed. London: Butterworths, 1979. 973 p.
 - (26) RAO, A.; VASU, V.; GOVINDARAJU, M.; SRINADH, K. Stress corrosion cracking behaviour of 7xxx aluminum alloys: A literature review. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 26, n. 6, p. 1447-1471, Jun. 2016.
 - (27) DAVIS, J. **Corrosion of Aluminum and Aluminum Alloys**, 1. ed. New York: ASM International, 1999, 313 p.
 - (28) ZHANG, F.; SU, X.; CHEN, Z.; NIE, Z. Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints of a super high strength Al–Zn–Mg–Cu aluminum alloy. **Materials & Design**, v. 67. p. 483-491, Feb. 2015.

- (29) WANG, D.; MA, Z. Effect of pre-strain and two-step aging on microstructure and stress corrosion cracking of 7050 alloy. **Materials Science and Engineering A**, Lausanne, v. 494, n. 1-2, p. 360-366, Oct. 2008.
- (30) WATERLOO, G.; HANSEN, V.; GJØNNES, J.; SKJERVOLD, S. Effect of predeformation and preaging at room temperature in Al-Zn-Mg-(Cu,Zr) alloys. **Materials Science and Engineering A**, Lausanne, v. 303, n. 1-2, p. 226-233, May. 2001.