

MONITORAMENTO DA CORROSÃO EM LIGAS DE ALUMÍNIO DISSIMILARES UNIDAS POR PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA (FSW) UTILIZADAS NO SETOR AERONÁUTICO

A. F.S. Bugarin¹, F. M. Queiroz¹, M. Terada², H.G. de Melo² e I. Costa^{1*}

¹Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Av. Prof. Lineu Prestes, 2242, CEP 05508-000, São Paulo - SP - afbugarin@usp.br

²Depto. de Eng. Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo,

Resumo

O comportamento frente à corrosão de ligas de alumínio (AA2024-T3 e AA7475-T761) unidas pelo processo de soldagem por fricção e mistura (FSW) foi monitorado por ensaios de imersão em solução 10 mM de NaCl. A resistência à corrosão foi também avaliada pelo teste de visualização em gel (ágar-ágar) e pela avaliação da superfície em função do tempo de exposição ao meio corrosivo (10 mM de NaCl). Com o ensaio de visualização em gel foi possível verificar o efeito do acoplamento galvânico entre as duas ligas. A liga AA2024 atuou como cátodo e a AA7475 como ânodo quando acopladas galvanicamente. Os testes de imersão permitiram verificar o acoplamento galvânico na zona misturada (ZM) ou nugget. A região mais afetada pela corrosão foi a zona termomecanicamente afetada (ZTMA) na interface com a ZTA no lado da liga AA7475, onde foi possível observar corrosão intergranular a partir das duas primeiras horas de imersão.

Palavras-chave: FSW, Ligas de alumínio, Soldas Dissimilares, Microestrutura, Corrosão.

INTRODUÇÃO

O método de soldagem conhecido como *Friction Stir Welding (FSW)* foi desenvolvido pelo *The Welding Institute (TWI)* em 1991 e vem despertando grande interesse por ser realizado em temperaturas abaixo do ponto de fusão dos materiais^(1,2). Nesse processo não é necessário o uso de metal de adição ou proteção gasosa, como nos métodos convencionais, que nas ligas de alumínio causam problemas de trincas, distorções e porosidades^(3,4,5). Como o processo FSW ocorre em estado sólido, o que envolve menor transferência de calor, este se tornou uma alternativa para unir materiais de baixa soldabilidade, como as ligas de alumínio das séries 2XXX e 7XXX que são empregadas na estrutura das aeronaves por possuírem elevada relação resistência/peso^(5,6,7).

A união dos materiais é realizada pelo emprego de uma ferramenta rotatória, não consumível. Esta é aplicada na região onde deve ocorrer a junção das peças, que são mantidas unidas pela aplicação de uma pressão de forjamento⁽¹⁻⁵⁾.

O processo FSW causa mudanças microestruturais, tanto na interface, quanto nas proximidades dos materiais que estão sendo soldados. As diferentes microestruturas encontradas são: metal base (BM), região que não é afetada pelo processo de soldagem; zona termicamente afetada (ZTA), apresenta efeitos do calor gerado no processo; zona termomecanicamente afetada (ZTMA); região com contribuições do calor e da deformação; e a zona misturada (ZM), também conhecida como *nugget*, onde ocorre a completa recristalização com refinamento de grão devido aos altos níveis de deformação em elevada temperatura^(1,8,9).

A aplicação da FSW no setor aeronáutico visa a redução do custo da fabricação estrutural e peso das aeronaves. Um exemplo do uso da FSW é na substituição dos rebites na fuselagem, uma vez que é comum utilizar ligas de alumínio da série 2XXX com resistência mecânica mais elevada e, nas partes adjacentes a estas, ligas de alumínio da série 7XXX⁽⁶⁾. A aeronave pioneira em fazer o uso extensivo da FSW foi o jato executivo *Eclipse500*, com 263 partes soldadas por FSW, o que representa a substituição de mais de 7300 elementos de fixação (aproximadamente 60% do total)⁽¹⁾.

Inicialmente, a aplicação da FSW em materiais dissimilares teve o objetivo de identificar o fluxo do material na região da ZM, o que não era possível com materiais similares⁽⁶⁾. Posteriormente, surgiu o interesse por combinar as propriedades dos

materiais que estavam sendo soldados, por exemplo, a união de ligas de alumínio com aço inoxidável, tornando viável a união de ligas de alumínio com qualquer tipo de material metálico^(4,8). Entretanto, é importante considerar a susceptibilidade à corrosão da região soldada. O contato de regiões com diferentes microestruturas e composições (no caso de materiais dissimilares), em presença de um meio corrosivo, resulta no acoplamento galvânico e formação de pilhas de corrosão.

Na literatura, algumas publicações trataram do efeito do processo FSW em ligas dissimilares^(6,8,10,11). O presente trabalho tem como objetivo investigar a resistência à corrosão das regiões afetadas pela soldagem de ligas dissimilares, particularmente as ligas AA2024-T3 e a AA7475-T761 soldadas por FSW. A resistência à corrosão foi investigada em solução 10 mM de NaCl. O desenvolvimento da corrosão foi monitorado pela observação da superfície em função do tempo de exposição ao meio corrosivo.

MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado no presente trabalho foi fornecido pela *Embraer* na forma de chapa fina de 1,6 mm de espessura das ligas de alumínio AA2024-T3 e AA7475-T761 unidas por FSW. O procedimento de junção das chapas é ilustrado na Fig. 1a, com o pino não consumível girando no sentido horário. A liga AA2024 no lado de avanço (LA) e AA7475 no lado do retrocesso (LR). Na Tab. 1, encontram-se as composições químicas das ligas obtidas pela técnica analítica de espectrometria de fluorescência de raios-X por dispersão de comprimento de onda.

As superfícies das amostras soldadas e ensaiadas foram preparadas com lixas de SiC até #4000 utilizando água como líquido refrigerante e polimento com suspensão de diamante de 3 µm e 1 µm. Tanto a superfície da solda quanto a secção transversal foram objetos de estudo.

Após a preparação da superfície, as amostras foram observadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) utilizando o equipamento *Hitachi* modelo *TM-3000* com tensão de aceleração de 15 keV, acoplado a um espectrômetro de energia dispersiva de raios-X (EDS) para caracterização dos precipitados e escolha das regiões para monitoramento da corrosão. A evolução da corrosão nas superfícies expostas ao meio foi monitorada em função do tempo de imersão em solução 10 mM de NaCl.

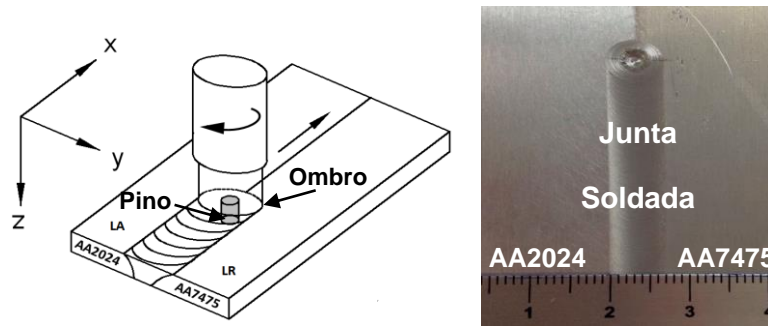


Fig. 1 – (a) Esquema dos materiais dissimilares unidos pelo processo FSW, indicando o sentido da rotação do pino de soldagem, o lado do avanço (LA) e do retrocesso (LR); (b) Macroscopia da chapa soldada.

Tab. 1 - Composição química (% em massa) das ligas estudadas.

Liga	Al	Mg	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Cu	Zn
2024	92,30±0,50	1,60±0,20	0,19±0,02	0,05±0,01	0,04±0,02	0,64±0,06	0,22±0,01	4,80±0,50	0,08±0,01
7475	89,40±0,50	1,90±0,20	0,15±0,02	0,04±0,01	0,22±0,01	0,02±0,01	0,12±0,02	1,70±0,20	6,20±0,60

O ataque metalográfico para revelação dos contornos de grãos nas diferentes regiões afetadas pela soldagem foi realizado com solução de HNO₃ (25%) e HF (2%) em 100 mL de H₂O à 4 °C. As superfícies atacadas foram observadas por microscopia óptica utilizando o microscópio *Leica* modelo DMLM. O teste de visualização em gel foi utilizado para identificar a susceptibilidade à corrosão através de alterações de coloração de acordo com a variação do pH local. A solução para este ensaio foi preparada com 3 g de ágar com 15 mL de indicador universal em 100 mL de solução de NaCl 10 mM aquecida à 100 °C.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

Microestrutura

Com o ataque metalográfico na secção transversal da amostra observou-se uma mistura não homogênea na ZM servindo como referência de posição da AA2024 e AA7475 na junta soldada, como mostrado na Fig.2a. A Fig.2d indica que a ZM consiste em grãos menores e equiaxiais, resultado da recristalização dinâmica devido ao processo de soldagem. Esta corresponde à região onde o pino da ferramenta entra em contato com o material a ser soldado. Há uma transição entre os grãos alongados na ZTMA e os grãos equiaxiais da ZM, tanto do lado do avanço (AA2024) observado na Fig.2f, quanto do retrocesso (AA7475) na Fig.2g. Quando a

superfície soldada é observada, Fig.2i e Fig.2j, tal transição é mais evidente. Os grãos das duas ligas na zona da ZTMA mostraram-se alongados, Fig.2e e Fig.2h, sendo característicos de materiais laminados. Além de alterar o tamanho do grão, o processo de soldagem também influencia na orientação dos mesmos.

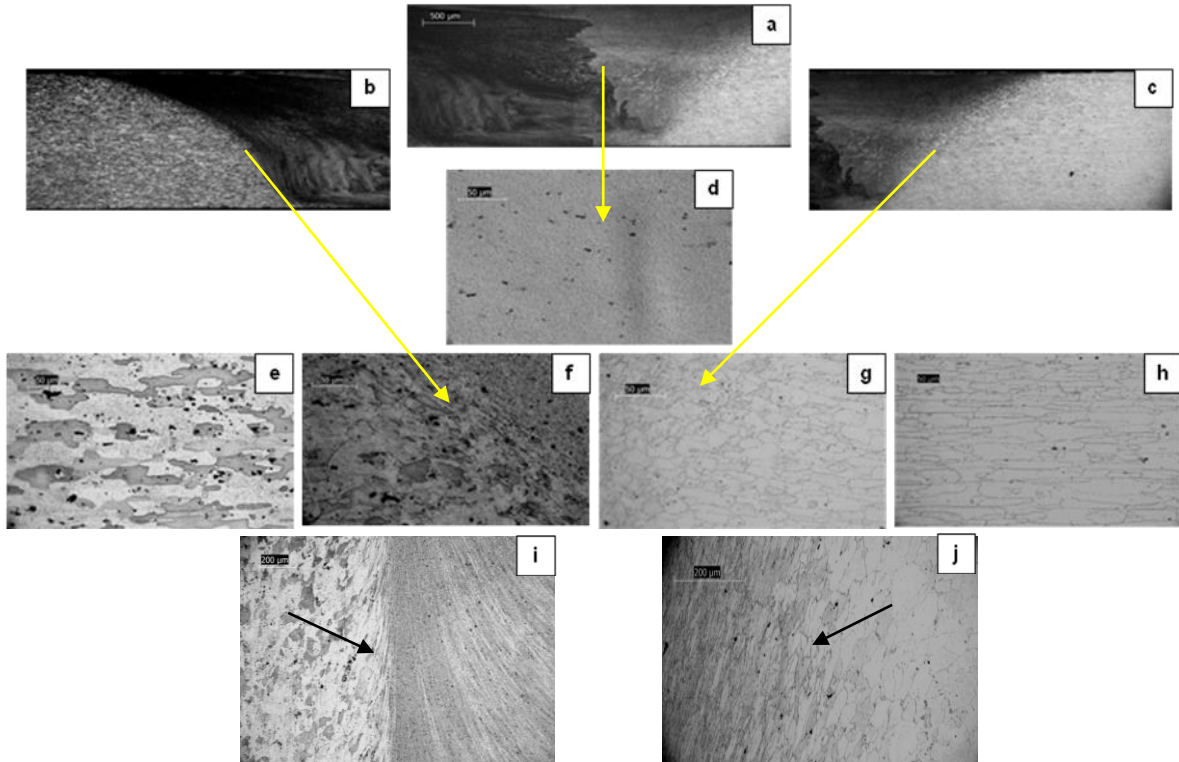


Fig.2 - Estrutura dos grãos em secção transversal após ataque metalográfico em HNO_3 (25%) e HF (2%) em 100 mL de H_2O à 4°C. Interface (a) das duas ligas, AA2024 (mais escuro) e AA7475 (mais claro); (b) ZM/ZTMA/ZTA no lado da AA2024; (c) ZM/ZTMA/ZTA no lado da AA7475); (d) ZM; (e) MB da AA2024; (f) ZTMA da AA2024; (g) ZTMA da AA7475 e (h) MB da AA7475. Interface ZM/ZTMA da (i) AA2024 e (j) AA7475.

A Figura 3 mostra a vista de topo da ZM observada por microscopia eletrônica de varredura. A

Fig. 3b mostra a junção dos dois materiais onde pode ser notado que os precipitados seguem um fluxo preferencial no sentido de rotação do pino de soldagem. Quanto mais perto da região soldada, mais evidente é esta característica. Na ZM observa-se a contribuição dos dois materiais e ao afastar-se desta zona, a microestrutura torna-se similar ao MB, como mostra a

Fig. 3a referente à liga AA 2024, e a

Fig. 3c, para a liga AA7475.

Embora a literatura relate vários tipos de precipitados na liga AA2024⁽¹²⁾, neste trabalho os dois tipos mais comuns caracterizados foram: precipitados menores e arredondados, denominados de fase S (Al_2CuMg) e precipitados maiores e com uma morfologia heterogênea, cujos elementos principais são o Al-Cu-Fe-Mn (Fig. 3d). Em relação ao MB da AA7475, a microestrutura mostrou-se mais “limpa” quando comparada com o MB da AA2024. Os precipitados na liga AA7475 consistiram principalmente de Al-Cu-Zn-Fe (Fig. 3e).

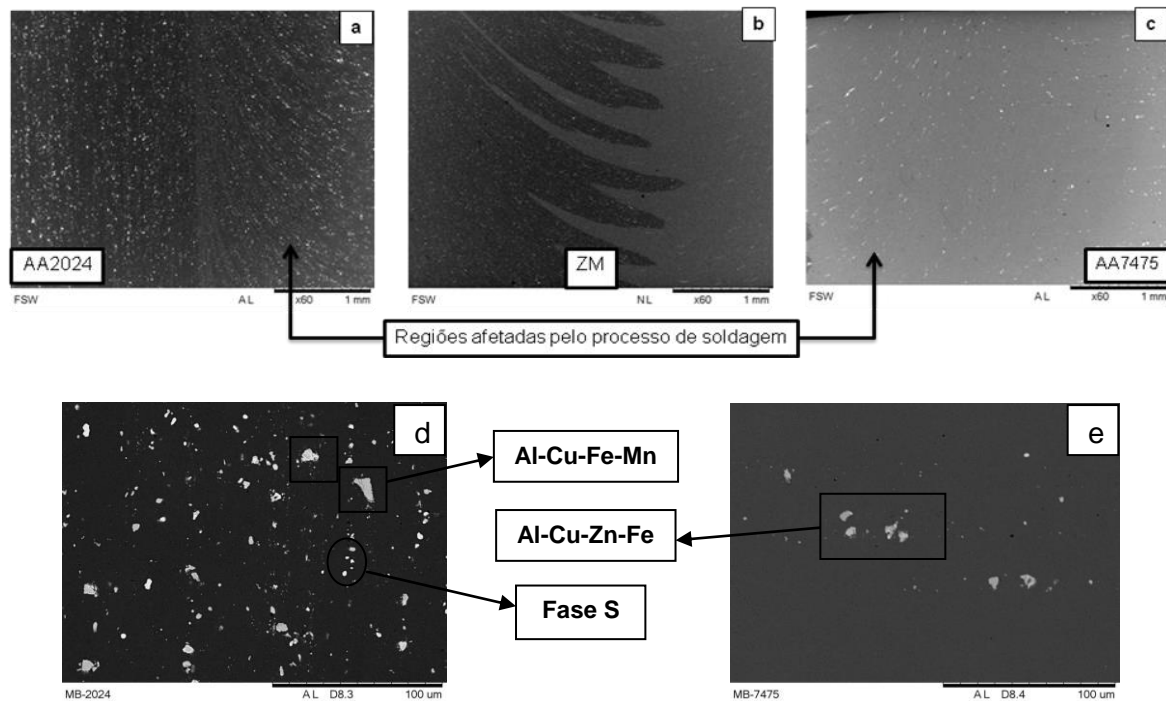


Fig. 3 - Microestrutura obtida por MEV da (a) interface entre ZTMA e ZTA da liga AA2024; (b) ZM; (c) interface entre ZTMA e ZTA da liga AA7475 (d) MB 2024 e (e) MB 7475

Avaliação da resistência à corrosão

O teste de visualização em gel permitiu identificar as regiões anódicas e catódicas da amostra soldada – Fig. 4. Após duas horas de exposição, o lado da liga AA2024 apresentou coloração esverdeada, devido à alcalinização do meio. Esta coloração é resultado da reação de redução do oxigênio, gerando íons hidroxila. Já no lado da liga AA7475 a coloração ficou entre o amarelo e o alaranjado que, como mostra a escala de pH abaixo, é característica de um meio ácido.

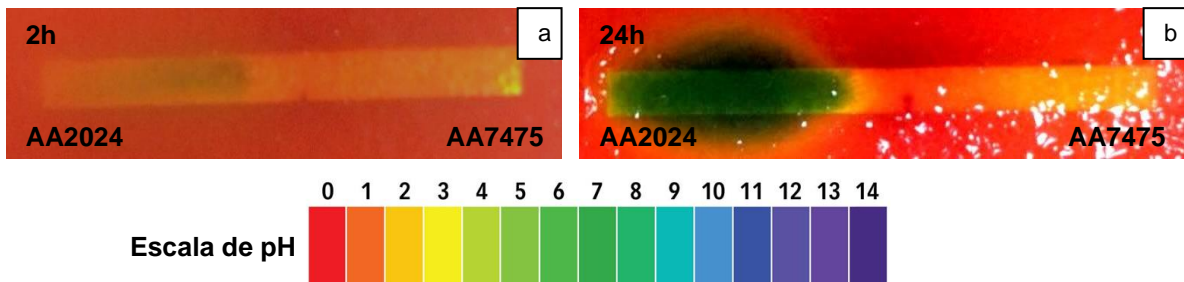


Fig. 4 - Teste de visualização em gel da amostra soldada após (a) 2 h e (b) 24 h.

Na região anódica, lado da liga AA7475, ocorre a dissolução do alumínio com formação de cátions metálicos, seguida por hidrólise e abaixamento do pH. O mesmo comportamento foi observado em trabalhos com a AA2024 soldada à AA7010 por Jariyaboon *et al*⁽⁶⁾. Durante o ensaio de imersão houve a formação de bolhas a cerca de 2 mm do centro da ZM da AA7475 a partir de 2 horas de exposição ao meio. De acordo com a orientação dos contornos de grão revelados pelo ataque metalográfico, Fig.2, pode-se deduzir que a formação de bolhas ocorreu próximo à interface ZTMA/ZTA da AA7475.

Bolhas também foram observadas na interface ZTMA/ZTA quando se avaliou a secção transversal da amostra Fig. 5a. Entretanto, a formação de bolhas não se apresentou alinhada verticalmente, mas seguiu o formato cônico da região da interface, como sugerido pelo ataque metalográfico (Fig.2). Esta figura sugere que as regiões afetadas pelo processo de soldagem na secção transversal da amostra seguem este formato, como observado na Fig. 5b.

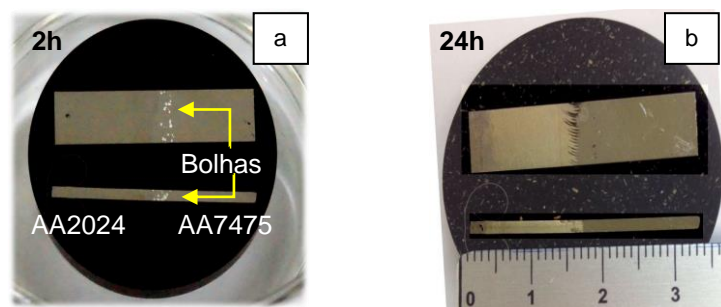


Fig. 5 – (a) Formação de bolhas durante o ensaio de imersão em solução 10 mM de NaCl e (b) superfície da amostra após 24 h de ensaio de imersão

A Fig. 6 mostra a interface das duas ligas na ZM. Em duas horas de imersão em solução 10 mM NaCl o lado da AA2024 apresentou corrosão similar à do MB, ou seja, ataque parcial nos precipitados de fase S, que se encontram espalhados por toda a matriz (Fig. 6a). Após de 5 h de imersão (Fig. 6b) ocorreu o ataque na interface entre as duas ligas, indicando a corrosão galvânica nesta região. Após 24 h

(Fig. 6c) houve formação de grande quantidade de produtos de corrosão sobre a superfície da amostra. A observação da superfície após a retirada do produto de corrosão (Fig. 6d) mostrou vários pontos de ataque, principalmente na liga AA2024 devido à grande concentração de precipitados nesta liga, à atuação desta liga como cátodo no par galvânico com a liga AA7475 e, conseqüentemente, alcalinização localizada em torno das partículas com conseqüente ataque do óxido de alumínio na vizinhança das partículas.

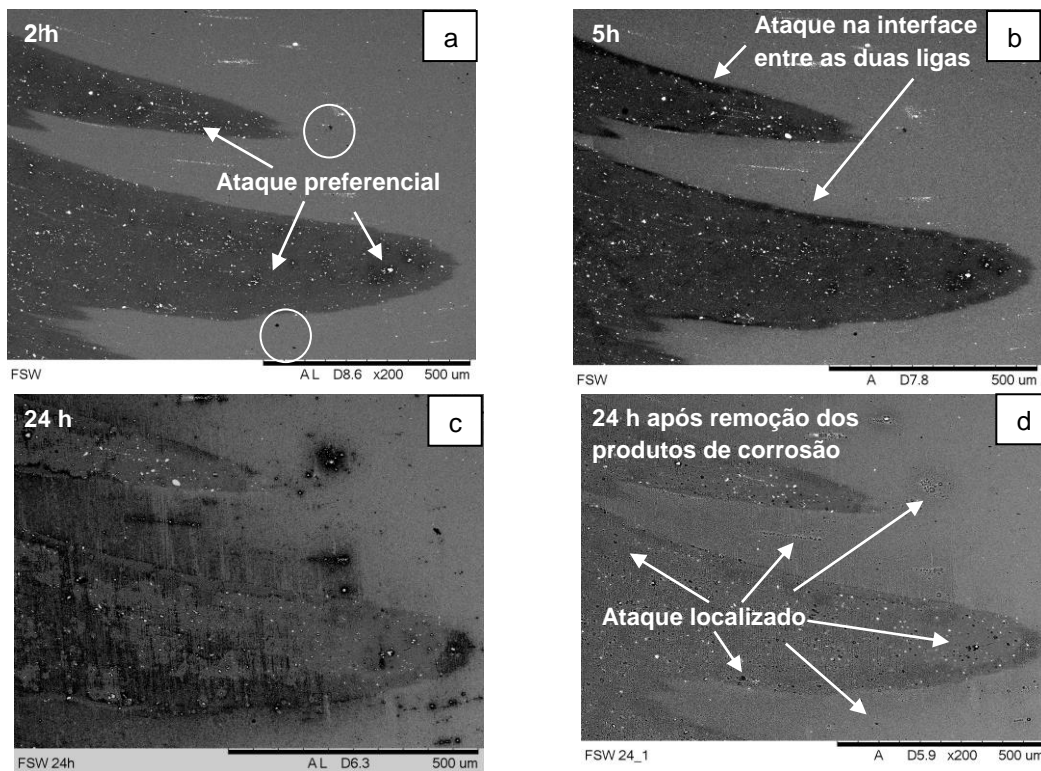


Fig. 6 – MEV da ZM exposta à solução 10 mM de após (a) 2h; (b) 5h; (c) 24h e (d) remoção do produto de corrosão após 24h

Ataque similar ao observado na ZM também foi notado na interface ZTMA/ZTA da liga AA2024 após 2 h de imersão (Fig. 7a). Entretanto, com 5 h de imersão (Fig. 7b) foi observado ataque também na matriz em torno dos precipitados, sugerindo ataque cristalográfico. Esse tipo de ataque pode ter sido ocasionado pela deformação mecânica gerada pelo processo de soldagem. Esta muda a orientação e tamanho dos grãos, deixando-os mais susceptíveis ao ataque corrosivo. Para tempos maiores de imersão não foi possível observar o desenvolvimento destas áreas devido a grande quantidade de produtos de corrosão formados na superfície.

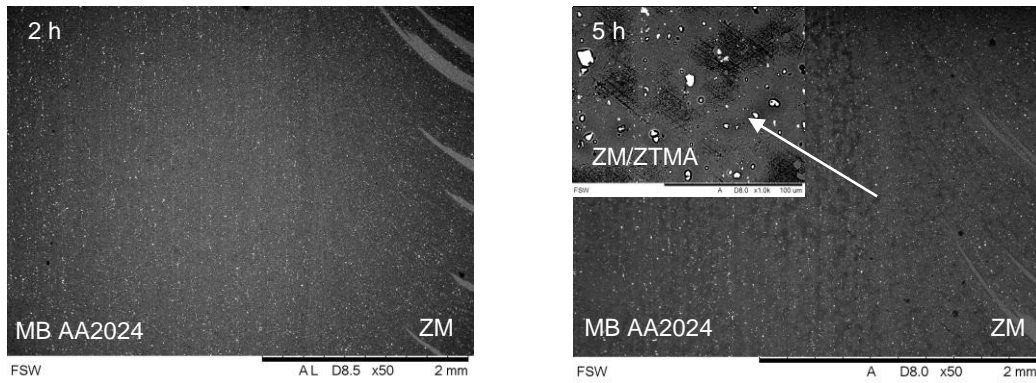
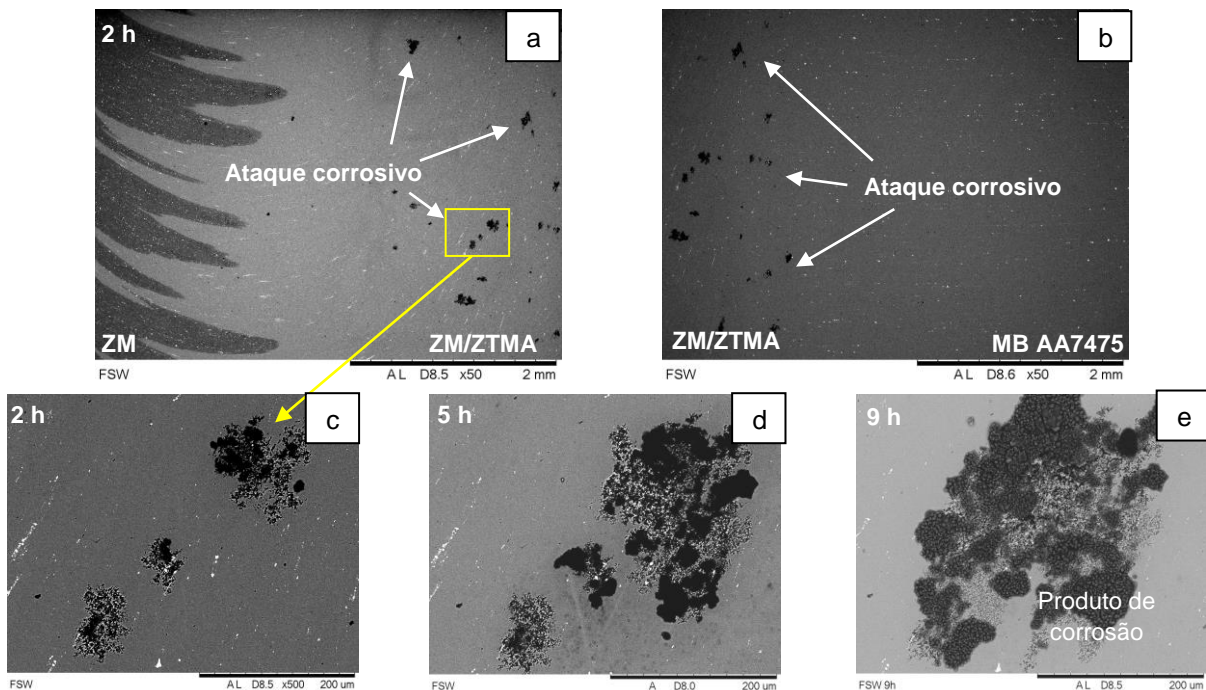


Fig. 7 - MEV da interface ZM/ZTMA da liga AA2024 após (a) 2 h e (b) 5 h de exposição à solução 10 mM de NaCl.

Nas regiões afetadas pelo processo de soldagem, no lado da AA7475, também houve ataque corrosivo desde as duas primeiras horas de imersão. Como pode ser observado nas Fig. 8a e Fig. 8b, o ataque mais intenso ocorreu na interface da ZM/ZTMA da liga AA7475, região onde passa o ombro da ferramenta durante o processo de soldagem. O ombro da ferramenta juntamente com o pino de soldagem são responsáveis pela geração de calor e pela mistura do material na linha de solda⁽⁹⁾. Esta distância coincide com a região em que foi observada a formação de bolhas (Fig. 5a).



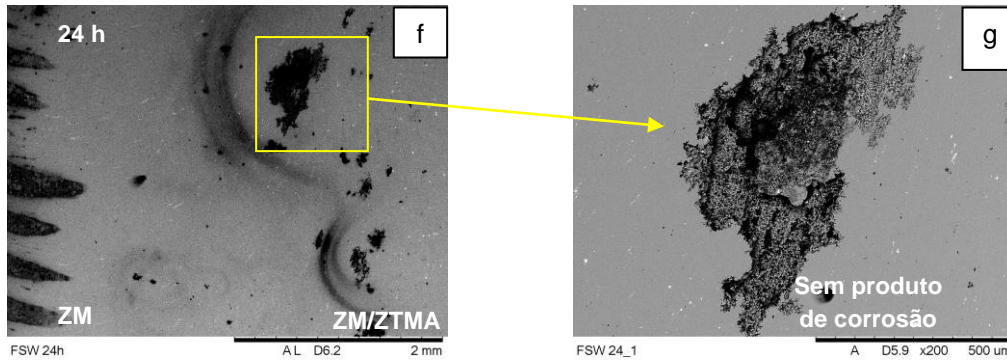


Fig. 8 - MEV de regiões das ligas soldadas por FSW após exposição à solução 10 mM de NaCl. (a) Interface ZM/ZTMA da AA7475 e (b) ZTMA/MB após 2 h; ataque corrosivo após (c) 2 h, (d) 5 h e (e) 9 h; (f) interface ZM/ZTMA da AA7475 após 24 h e (g) ataque corrosivo após 24 h com remoção do produto de corrosão

Ao analisar a secção da amostra soldada na Fig. 9 foi observada corrosão do tipo intergranular. As regiões mais suscetíveis ao ataque intergranular observadas na secção da amostra durante o ensaio de imersão foi a ZM na parte inferior da solda, conhecida como a raiz da junta soldada, e a ZM/ZTMA, ambas no lado da liga AA7475.

Segundo a literatura⁽⁶⁾, o aquecimento durante a soldagem favorece a precipitação de partículas nanométricas η'/η ($MgZn_2$) nos contornos de grão nesta região, deixando a área mais susceptível ao ataque intergranular. Tais partículas nanométricas não puderam ser observadas pelas técnicas microscópicas utilizadas neste trabalho.

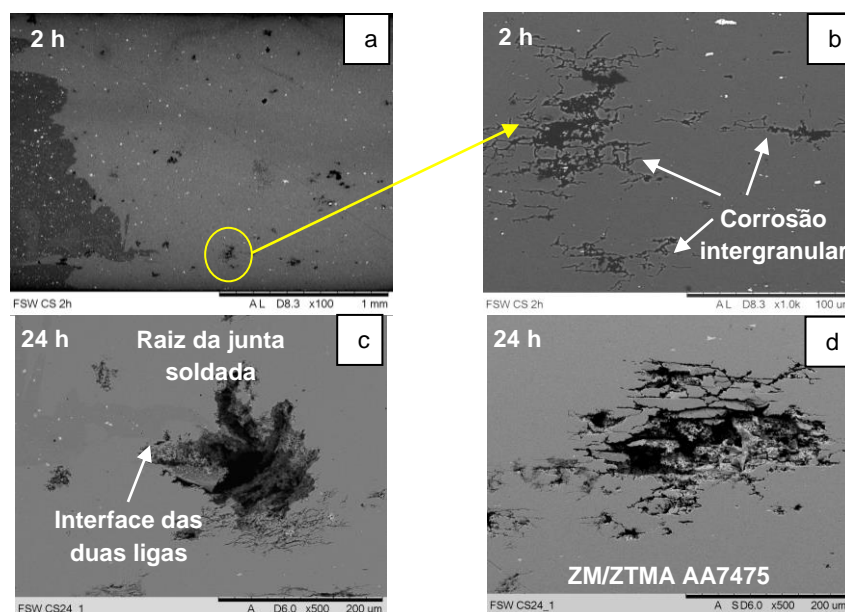


Fig. 9 - Evolução da corrosão na secção transversal da (a) ZM e (b) ZM/ZTMA da liga AA7475 após 2 h de imersão e (c) interface das duas ligas na raiz da solda e (d) ZM/ZTMA da AA7475 após 24 h de ensaio seguido por remoção dos produtos de corrosão com solução 30% de HNO₃.

CONCLUSÃO

A observação da superfície das ligas AA2024 e AA7475 soldadas por FSW em função do tempo de exposição a meio corrosivo contendo cloreto permitiu observar o acoplamento galvânico entre elas causado por este tipo de soldagem. O processo de soldagem FSW causou alteração microestrutural e formação de regiões mais suscetíveis ao ataque corrosivo quando comparadas com o respectivo material não afetado pela solda. Com o teste de visualização em gel foi possível observar que a ZM da liga AA2024 comporta-se como cátodo enquanto a ZM do lado da AA7475 como ânodo, durante acoplamento galvânico das duas ligas. Com o ensaio de imersão nas regiões afetadas pela solda no lado da AA2024 foi observado ataque catódico ao redor dos precipitados, característico do MB. O ataque na ZM/ZTMA da liga A7475 foi mais intenso, sendo observada corrosão intergranular na interface entre a ZTMA e a ZTA desta liga.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq (Processo 133557/2015-4), à CAPES (Processo 1536157) e à FAPESP (Processo 2013/13235-6) pelo apoio financeiro, e à Embraer por fornecer o material para realização deste estudo.

REFERÊNCIAS

- [1] THREADGILL, P. L.; LEONARD, A.J.; SHERCLIFF, H.R.; WITHERS, P. J. Friction stir welding of aluminium alloys, *Int. Mater. Reviews.* v.54, n.2, p 49-93, 2009.
- [2] MENDEZ, P. F.; EAGAR, T. W. Welding Processes for aeronautics. *J. Adv Mater Process.* p.39-43, 2001.
- [3] OLIVIECKI, N. J.; BESKOW, A. B. Análise dos parâmetros do processo de solda por fricção em uma liga de alumínio. *Eng Perform.*, v.37, n. 138, p.15-29, 2013.
- [4] ALVES, Eder Paduan. Junções de materiais dissimilares utilizando o processo de soldagem por fricção rotativa. 2010. 126p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Tecnologia Espaciais/Ciência e Tecnologia de Materiais e Sensores) - Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais, INPE, São José dos Campos.

-
- [5] POTOMATI, Fernanda. Avaliação da qualidade final e juntas dissimilares de ligas de alumínio 2024-6056 e 7075-6056 soldadas por FSW – Friction Stir Welding. 2006. 93p. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de São Carlos, Ufscar, São Carlos.
- [6] JARIYABOON, M.; DAVENPORT, A.J.; AMBAT, R.; CONNOLLY, B.J.; WILLIAMS, S.W.; PRICE, D. A. Corrosion of a dissimilar friction stir weld joining aluminium alloys AA2024 and AA7010. *Corr. Eng. Sci. Technol.* v.41, p135-142, 2006.
- [7] JARIYABOON, M., DAVENPORT, A.J., AMBAT, R., CONNOLLY, B.J., WILLIAMS, S.W., PRICE, D.A. The effect of welding parameters on the corrosion behaviour of friction stir welded AA2024-T351. *Corr. Sci.* vol. 49, n.2, p.877-909, 2007.
- [8] MUBIAYI, P. M.; AKINLABI, E. T. Friction Stir Welding of dissimilar materials between aluminium alloys and copper - An Overview. *Proceedings of WCE*, v. 3, n. 1, p.1-7, 2013.
- [9] CAPELARI, Tiago Valdemeri. Avaliação da geometria da ferramenta e parâmetros do processo FSW na soldagem da liga de alumínio AA5052. 2006. 79p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, UFRG, Porto Alegre.
- [10] SIDANE, D. ; BOUSQUET E.; DEVOS, E.; PUIGGALI, M.; TOUZET, M.; VIVIER, V.; QUINTIN, A. P. Local electrochemical study of friction stir welded aluminum alloy assembly. **J. Of Electroal. Chem.**, v. 737, p.206-211, 2014.
- [11] SHEN, C.; ZHANG, J.; GE, J. Microstructures and electrochemical behaviors of the friction stir welding dissimilar weld. *J. Of Environ. Sci.* p.32-35, 2011.
- [12] QUEIROZ, Fernanda Martins. Estudo do comportamento de corrosão dos intermetálicos presentes na liga AA2024-T3, por meio de técnicas de microscopia associadas a técnicas eletroquímicas. 2008. 270p. Tese (Doutorado em Tecnologia Nuclear – Materiais) - Instituto de Pesquisa Energéticas e Nucleares, IPEN-CNEN/SP, São Paulo.

MONITORING OF CORROSION IN DISSIMILAR ALUMINUM ALLOYS JOINED BY FRICTION AND MIXING WELDING PROCESS (FSW) USED IN THE AERONAUTIC SEGMENT

Abstract

The corrosion behavior of the aluminum alloys (AA2024 -T3 and AA7475 - T761) joined by the friction and mixing welding process (FSW) was monitored by immersion test in 10 mM NaCl solution as a function of exposure time to the test solution. The corrosion resistance was also evaluated by a gel test (agar- agar) by means of which the galvanic coupling between the two alloys was observed. The AA2024 alloy acted as the cathode and the AA7475 as the anode of the galvanically coupled pair. The immersion tests showed galvanic coupling in the mixed region (ZM) or nugget. The zone most affected by corrosion was the thermomechanically affected zone (ZTMA) at the interface with the thermally affected one (ZTA) on the side of the AA7475 alloy. At this interface, intergranular corrosion was seen from the first two hours of immersion.

Keywords: FSW, Aluminium alloys, Dissimilar FSW welding, Microstructure, Corrosion.