
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).

Influência da soldagem RFSSW na resistência à corrosão localizada no Al da junta dissimilar AA6016-DP600

Willian S. de Carvalho^a, Guilherme S. Vacchi^b, Uceu Suhuddin^c, Jorge F. dos Santos^d, Carlos A. D. Rovere^e

Abstract

The Refill Friction Stir Spot Welding (RFSSW) is a solid-state welding process that has been gaining momentum in recent years due its numerous advantages over conventional fusion welding methods, such as: low thermal input (which can reduce or even inhibit the brittle intermetallic compound layer formation), the ability to join dissimilar materials, high energy efficiency, high welding speed, ease of automation, costs reduction due to non-use of supplies, etc. Previous studies have shown that the RFSSW process promoted an improvement of the stir zone (SZ) corrosion resistance in an Al-Ti joint, but due the different combination of dissimilar materials in the present work, a new study was necessary to evaluate the joint behaviour. Samples of the aluminium alloy AA6016-T4 and the dual phase steel DP600 were welded through the RFSSW process and their joint surface were analysed by optical microscope, scanning electron microscope (SEM), Vickers hardness test and potentiodynamic polarization techniques. The characterization process showed that the base material (BM) and the SZ present the same two precipitates, the Al (Fe, Si, Mn, Mg) and the Mg₂Si. The results indicated that the RFSSW process resulted in a grain refinement in the SZ when compared with the BM, but did not promote notable changes in the precipitates size, which resulted in a similar behaviour in the corrosion resistance from both regions. The SEM images recorded after potentiodynamic polarization tests also showed that the pit nucleation occurs preferentially in regions adjacent to Al (Fe, Si, Mn, Mg) precipitates.

Keywords: Refill Friction Stir Spot Welding, RFSSW, dissimilar joint, pitting corrosion, aluminum alloy, dual phase steel, hardness.

Resumo

O processo de Soldagem a Ponto por Fricção (RFSSW) é um processo de soldagem no estado sólido que vêm ganhando espaço nos últimos anos devido à suas diversas vantagens quando comparado com os processos de soldagem por fusão convencionais, como por exemplo: baixo aporte térmico (o que reduz, ou mesmo inibe, a formação de compostos intermetálicos

^a Graduando, Estudante de Engenheiro de Materiais – Universidade Federal de São Carlos - UFSCar

^b Mestre, Doutorando em Engenheiro de Materiais - Universidade Federal de São Carlos - UFSCar

^c PHD, Pesquisador – Helmholtz-Zentrum Geesthacht – HZG

^d PHD, Pesquisador – Helmholtz-Zentrum Geesthacht - HZG

^e PHD, Professor - Universidade Federal de São Carlos - UFSCar

frágeis), capacidade de unir materiais dissimilares, elevada eficiência energética, elevada velocidade de soldagem, fácil automação, baixos custos devido à não utilização de insumos, etc. Estudos anteriores mostraram que o processo RFSSW promove um aumento da resistência à corrosão na zona de mistura (ZM) nas juntas de Al-Ti soldadas, mas devido à diferente combinação proposta no presente trabalho, um novo estudo se faz necessário para avaliar o comportamento da junta. Amostras da liga de alumínio AA6016-T4 e aço bifásico DP600 foram soldadas através do processo RFSSW e a superfície da solda foi analisada através do microscópio ótico, microscópio eletrônico de varredura (MEV), medidas de dureza Vickers e análises de polarização potenciodinâmica. O processo de caracterização mostrou que o material de base (MB) e da ZM apresentam os mesmos dois precipitados, o Al (Fe, Si, Mn, Mg) e o Mg₂Si. Os resultados indicaram que o processo de RFSSW resulta em um refinamento dos grãos na ZM quando comparada com o MB, mas não promove mudanças notáveis nos tamanhos dos precipitados, o que resulta em um comportamento similar da resistência à corrosão de ambas as regiões. Imagens do MEV após os testes de polarização potenciodinâmica também mostraram que a nucleação de pites ocorre preferencialmente em regiões adjacentes aos precipitados de Al (Fe, Si, Mn, Mg).

Palavras-chave: Soldagem a Ponto por Fricção, RFSSW, juntas dissimilares, corrosão localizada, ligas de alumínio, aço bifásico, dureza.

Introdução

A união de dois materiais dissimilares através de um processo de soldagem visa, em geral, a combinação de suas principais vantagens, sejam elas propriedades físicas ou mecânicas, que seriam impossíveis de serem alcançadas utilizando-se apenas um material. Essas combinações de materiais dissimilares permitem soluções únicas para os requisitos de engenharia, e são principalmente aplicadas pela indústria automotiva, uma vez que esta busca conciliar a obtenção de estruturas mais leves, que aumentam a eficiência energética de seus produtos, sem a perda de resistência mecânica, que garante a segurança dos passageiros.

Segundo Cheah (1), uma redução de 10% no peso de um automóvel médio pode representar uma redução no consumo de combustível de 5,6 a 8,2%, e para obter essa redução em seus veículos, a indústria automotiva aplica, amplamente, diversas ligas de alumínio e magnésio, que possuem baixa densidade específica. Já para manter a resistência mecânica da estrutura essa indústria aplica, no geral, os Aços Avançados de Alta Resistência (Advanced High Strength Steel – AHSS) (2).

Desenvolver processos de união para estes dois materiais dissimilares possui grande importância do ponto de vista industrial e científico, porém representa um grande desafio, uma vez que estes possuem grande diferença entre os intervalos de fusão, a extrema diferença nas propriedades físicas, tais como condutividade térmica, expansão térmica, calor específico, e propriedades mecânicas, além da reduzida solubilidade do Fe no Al, o que induz à formação de compostos intermetálicos do tipo Fe_xAl_y, que geralmente resultam na degradação das propriedades mecânicas da junta (2). Com isso em mente, foram desenvolvidos no decorrer das últimas décadas diversos processos de soldagem no estado sólido e, dentro desta categoria, um dos processos de soldagem que vem ganhando força nos últimos anos é o processo de Soldagem a Ponto por Fricção (Refill Friction Stir Spot Welding – RFSSW).

O processo RFSSW tem se mostrado adequado a produzir soldas de boa qualidade superficial e com boa resistência mecânica, tanto em materiais similares como dissimilares, o que garante a este processo de soldagem um grande potencial de aplicação industrial (5-6).

Além da capacidade de soldar materiais dissimilares, e da obtenção de juntas que atendem os requisitos relacionados à resistência mecânica, outro ponto muito importante para a indústria automotiva em um processo de soldagem é a total compreensão das mudanças microestruturais que este processo implica no material soldado e a forma com que estas mudanças alteram a resistência à corrosão superficial do mesmo. O processo de averiguação desta resistência é muito importante e deve ser sempre realizado, uma vez que por mais que um determinado processo resulte em uma junta com bom acabamento superficial e boa resistência mecânica, esta pode não atender os requisitos necessários quanto a resistência à corrosão, resultando na inviabilização de seu uso.

O presente trabalho visará averiguar as mudanças microestruturais em uma junta dissimilar AA6016-T4/DP600 soldada através do processo de RFSSW, identificar os precipitados presentes nas diferentes regiões e avaliar suas respectivas resistências à corrosão através de análises de polarização potenciodinâmica.

Metodologia

Neste trabalho foram utilizadas chapas de liga de alumínio AA6016-T4 e de aço DP600 com espessuras de 1,5 mm e 1,2 mm respectivamente. As composições de ambos os materiais são apresentadas na Tabela 1.

Tabela 1 - Composições químicas (wt%) dos materiais AA6016-T4 e DP600.

Liga	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Si/Mg	C	Ni	P	S
AA6016-T4	Bal.	1,03	0,17	0,08	0,08	0,32	0,01	0,01	3,2	-	-	-	-
DP600	-	0,44	Bal.	-	1,8	-	0,26	-	-	0,12	0,016	0,021	0,006

Chapas dos materiais com as espessuras descritas acima foram inicialmente cortadas em corpos de prova com 100 mm de comprimento e 25,4 mm de largura. Tais dimensões foram baseadas na norma DIN EN ISO 14273. O corpo de prova de alumínio foi posicionado 25,4 mm acima do corpo de aço em configuração de overlap. Todas as dimensões estão apresentadas na Figura 1, inclusive o spot da solda.

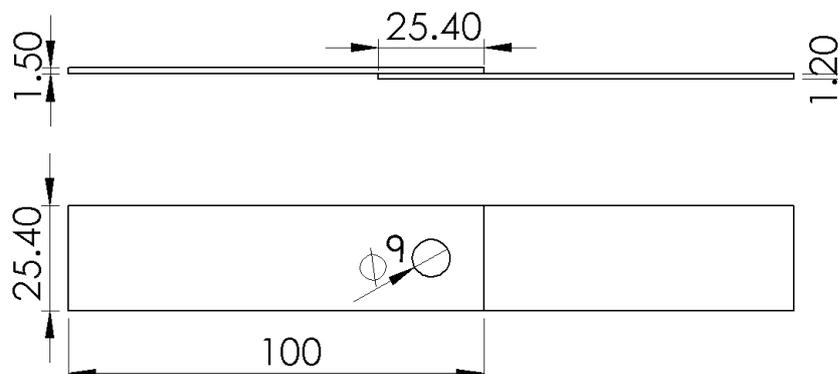


Figura 1 - Representação dos corpos de prova usados no presente trabalho.

O procedimento de soldagem foi realizado no instituto Helmholtz-Zentrum Geesthacht utilizando um equipamento Harms Wende RPS100®, onde a ferramenta utilizada apresenta um anel de fixação com 17 mm de diâmetro, uma camisa com 9 mm de diâmetro e um pino com 6 mm de diâmetro. Para o processo de soldagem utilizou-se uma penetração de 1,3 mm da camisa, onde a ferramenta entra em contato apenas com a liga de alumínio e nem mesmo toca a superfície do aço que está na posição inferior da junta.

Os parâmetros de soldagem utilizados foram: velocidade de rotação da ferramenta de 1000 RPM; velocidade de injeção do material plastificado na cavidade criada durante o processo de soldagem de 4 mm/s; e um tempo de permanência da ferramenta no material de 1 s. Esta combinação de parâmetros foi obtida após um longo processo de otimização realizado pelo instituto. A Figura 2 apresenta o equipamento de soldagem.



Figura 2 - RPS100 utilizada para soldagem das amostras no presente trabalho.

Para a caracterização metalográfica utilizou-se microscópio ótico (MO) equipado com luz polarizada na superfície das amostras e com isso foi possível determinar as diferentes regiões da junta soldada. O processo de preparação para estas análises seguiu os procedimentos metalográficos padrões de embutimento, lixamento e polimento. Após a conclusão do processo de polimento, as superfícies das amostras foram limpas apenas com etanol e atacadas eletroliticamente com solução Barker (5 mL de HBF_4 em 200 mL de H_2O) utilizando 20 V por 90 s.

Para uma análise morfológica e de composição dos precipitados em cada uma das regiões da solda poliu-se as amostras novamente e analisou-se suas superfícies através de um MEV e de espectroscopia por energia dispersiva (EDS).

Buscando avaliar as modificações na resistência do material decorrentes do processo de soldagem realizou-se um mapa de dureza Vicker na superfície do alumínio, analisando-se tanto a junta soldada quanto a região ao redor. Os testes de dureza foram realizados em uma

área de 15 mm x 11 mm, com penetrador convencional, e com uma carga de 0,3 kgf (HV 0.3) e período de indentação de 10 s. O espaçamento entre cada indentação foi de 0,5 mm.

Por fim, para o processo de análise por polarização potenciodinâmica das diferentes regiões da solda utilizou-se uma solução de 0,01 M NaCl e 0,1 M Na₂SO₄ a temperatura ambiente. O Na₂SO₄ foi adicionado para melhorar a identificação do potencial de pitting (E_{pit}) durante os ensaios de polarização da liga de alumínio.

Resultados e discussão

A Figura 3 apresenta a macroestrutura da superfície da liga de alumínio da junta dissimilar AA6016-T4/DP600 soldada. Na figura é possível notar três diferentes regiões: o MB (a), uma zona de interface entre o MB e a ZM (b) e a ZM (c).

Na figura também estão representadas, através de linhas, as regiões onde houve contato das três diferentes partes da ferramenta utilizada no processo.

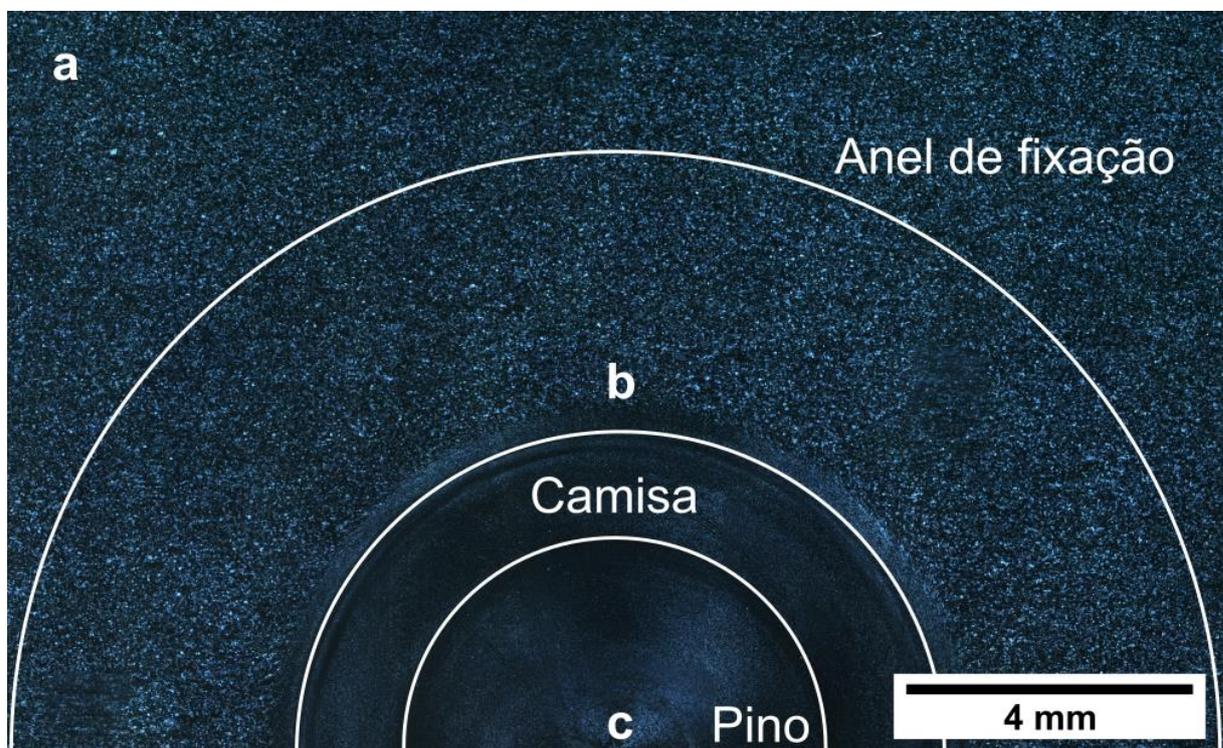


Figura 3 - Macroscopia da superfície do alumínio da junta soldada AA6016-T4/DP600.

A Figura 4 apresenta em maiores detalhes cada uma das três regiões observadas na Figura 8. Analisando a Figura 4 (a) é possível notar que o MB apresenta grãos equiaxiais orientados aleatoriamente e com um tamanho similar. Na Figura 4 (b), que representa a interface entre o MB e a ZM, é possível observar uma estrutura distorcida, onde os grãos estão orientados na mesma direção de rotação da camisa da ferramenta, devido ao processo de deformação ocorrido nesta região. A Figura 4 (c) representa a ZM e nela é possível observar, claramente, uma microestrutura homogênea, resultante do processo de recristalização dinâmica que ocorreu devido à alta deformação em elevada temperatura. O mesmo comportamento para essas regiões já foi observado por outros pesquisadores em diferentes ligas de alumínio [3-5].

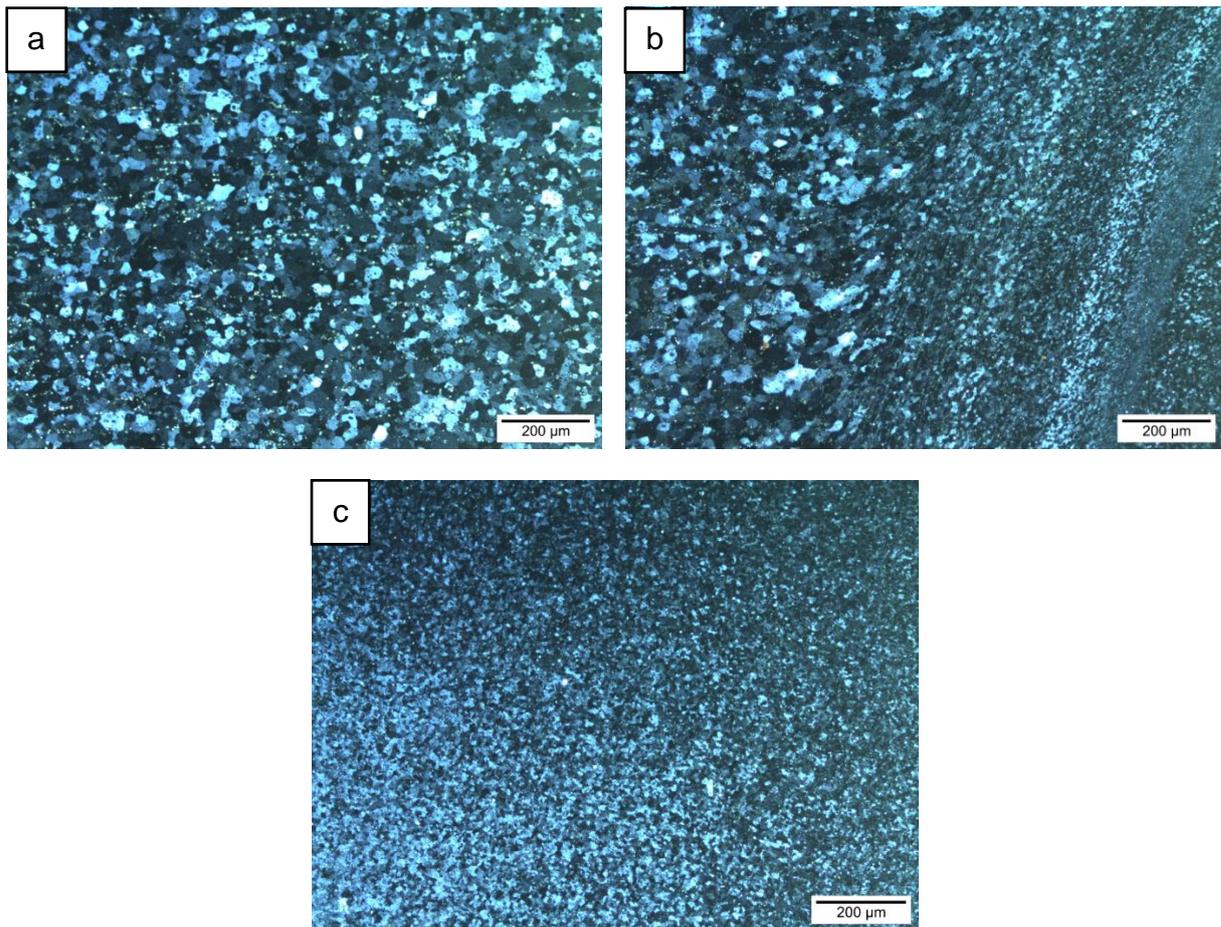


Figura 4 - Microscopia ótica de diferentes regiões da junta soldada: (a) MB; (b) interface entre MB e a ZM; (c) ZM.

A Figura 5 apresenta um mapa de microdureza Vickers da superfície soldada do alumínio. Analisando o mapa é possível observar que o MB apresenta uma dureza de aproximadamente 65 HV_{0.3}, enquanto que a ZTMA possui valores superiores, chegando à 75 HV_{0.3}.

Este aumento de aproximadamente 10 HV_{0.3} da interface entre o MB e a ZM, quando comparada com o MB, é atribuído à deformação plástica intensa causada nesta região pela rotação da camisa da ferramenta, o que induz o aparecimento de uma estrutura alongada e deformada, que resulta em um aumento da dureza desta região.

A dureza na ZM apresenta valores próximos a 70 HV_{0.3}, que é ligeiramente superior a dureza do MB. Isso acontece devido a intensa deformação a altas temperaturas sofrida por essa região durante o processo de soldagem, o que promove o aparecimento de uma estrutura mais refinada com menores grãos e precipitados. Os valores de dureza aqui observados são, em geral, inferiores aos observados na interface entre ao MB e a ZM devido à menor presença de precipitados nessa região.

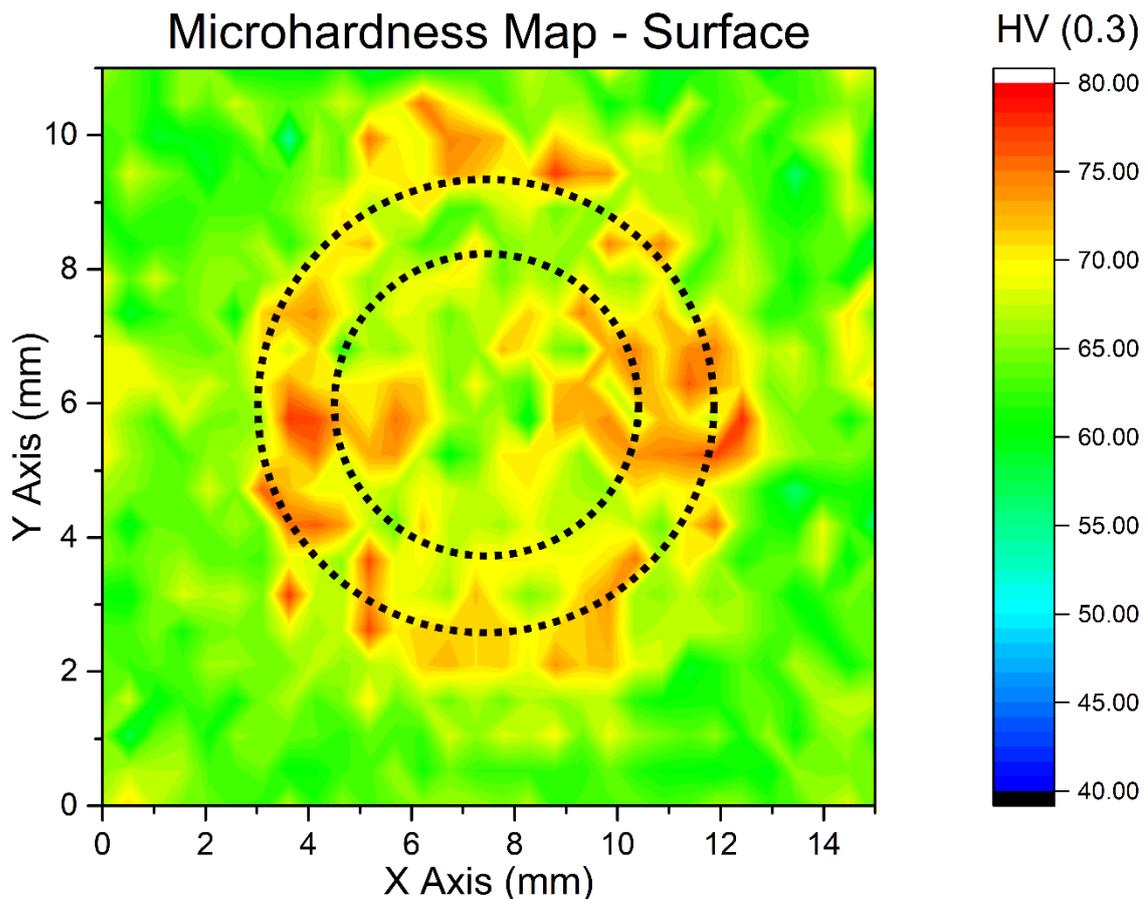


Figura 5 - Mapa de dureza Vickers na superfície do AA6016-T4 da junta soldada.

As Figuras 6 e 7 apresentam as imagens obtidas pelo MEV para as regiões do MB e ZM respectivamente. Analisando inicialmente a Figura 6 (a), é possível identificar duas fases uniformemente dispersas na matriz, uma com uma coloração mais clara, e outra com uma coloração mais escura. Através de uma análise por EDS da Figura 6 (b) encontrou-se que os precipitados claros são ricos nos seguintes elementos e podem ser identificados como Al (Fe, Si, Mn e Mg), enquanto que se descobriu que o que inicialmente foi identificado como um precipitado escuro em toda região da Figura 6 (a), era apenas porosidade do material. Após extensa procura para verificar a existência ou não de um segundo precipitado escuro encontrou-se, analisando a Figura 6 (c), a região apresentada pela Figura 6 (d), onde foi possível observar o precipitado destacado pelo círculo vermelho. Tal precipitado escuro foi identificado como sendo Mg_2Si através de uma análise de sua composição química por EDS. A composição de ambos os precipitados é apresentada na Tabela 2.

A presença dos precipitados claros pode ser atribuída à composição química do material e ao tratamento térmico utilizado. Esta liga contém 0,17 wt% de Fe, que possui uma solubilidade máxima em ligas de alumínio de 0,05 wt% em 655°C, o que possibilita a formação destes precipitados durante a solidificação da liga e sua difícil dissolução durante tratamentos térmicos posteriores devido à sua estabilidade termodinâmica (3-5). Por outro lado, os precipitados escuros foram identificados como sendo a fase Mg_2Si , que é formada durante o processamento da liga (3,6).

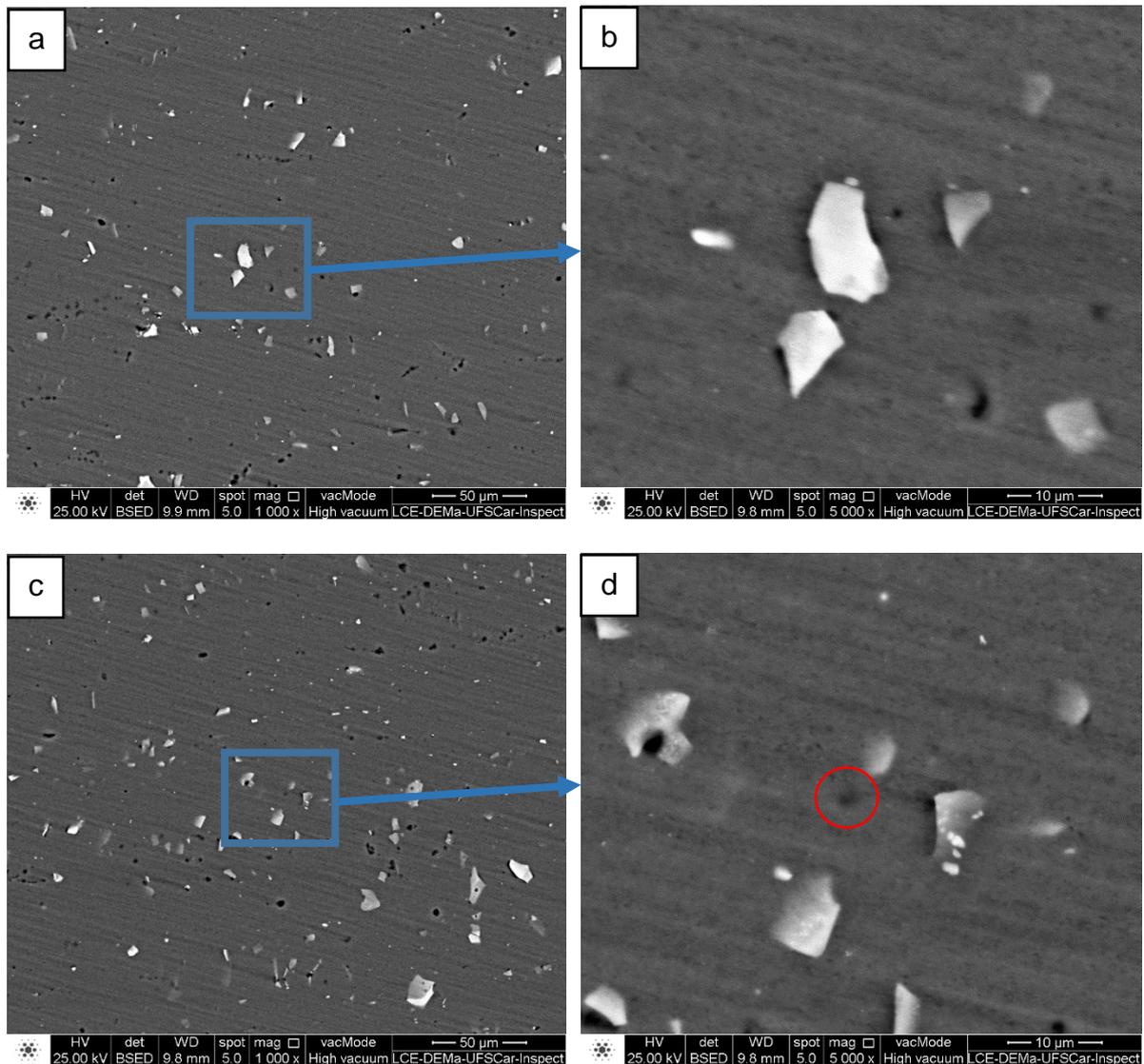


Figura 6 - Micrografias do MEV da região do metal de base.

Tabela 2 - Composições químicas (wt%) dos precipitados encontrados

Precipitado	Al	Si	Fe	Mg	Mn
Claro	68,14	13,63	16,59	0,41	1,23
Escuro	81,37	6,62	0,51	11,5	-

Analisando a Figura 7 (a), que representa a ZM da solda, é possível notar que a mesma aparência observada no MB, é também aqui observada. Aqui podemos facilmente concluir que a quantidade de poros foi reduzida drasticamente nessa região devido ao processo de soldagem. Quanto aos precipitados, tem-se que o precipitado claro teve seu tamanho médio ligeiramente reduzido, o que é uma consequência da elevada deformação à altas temperaturas do processo de soldagem. Este mesmo fenômeno de quebra dos precipitados nessa região foi estudado por Yang (7), que avaliou o processo de Friction Stir Welding (FSW) em ligas de alumínio da série 2XXX, e encontrou também essa redução no tamanho médio dos precipitados dessa região. Quanto aos precipitados escuros, é possível observar na Figura 12

(c) que estes também estão presentes nessa região, porém em quantidade muito pequena, assim como no MB. Ao contrário do que foi reportado por outros pesquisadores (8, 9) para o mesmo processo de soldagem em uma liga de alumínio AA6181, aqui não é possível observar nenhum crescimento destes precipitados. Isso se deve ao rápido ciclo térmico imposto pelo processo de soldagem nessa região, que atinge temperaturas em torno de 430 °C, porém durante um espaço de tempo muito curto, o que não é suficiente para que ocorra o coalescimento destes precipitados.

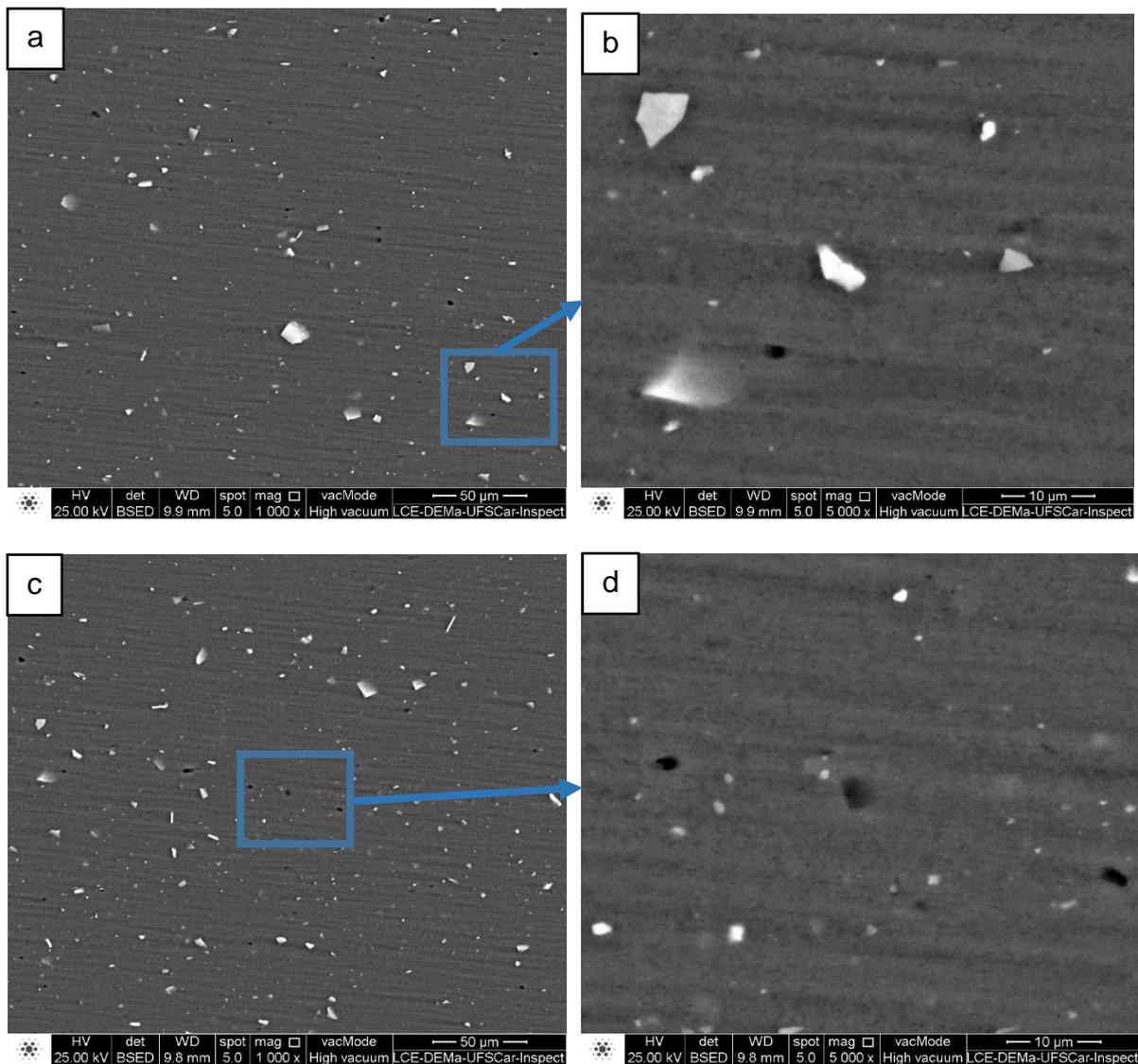


Figura 7 - Micrografias do MEV da região da zona de mistura.

A Figura 8 apresenta as curvas de polarização potenciodinâmica das duas diferentes regiões (MB e ZM). Analisando a imagem é possível observar que tanto o E_{corr} quanto o E_{pit} são praticamente os mesmos para ambas as regiões, o que pode ser atribuído ao fato de que as taxas de reação anódica e catódica permanecem essencialmente inalteradas. Segundo El-Menshawey (10), que avaliou o efeito do envelhecimento em baixas temperaturas da liga de alumínio AA6061, a fração volumétrica dos precipitados altera as taxas de reação anódica e catódica, alterando assim os resultados do E_{corr} e do E_{pit} . Sendo assim, pode-se confirmar através das curvas o que havia sido observado através do MEV, ou seja, a fração volumétrica

dos precipitados não variou significativamente entre as regiões, o que pode ser justificado pela rápida velocidade do processo de soldagem.

Uma vez que ambas as regiões apresentam a mesma microestrutura e por consequência o mesmo comportamento, é possível analisarmos de forma geral o processo de corrosão observado. Sendo o precipitado claro, composto por Al, Fe, Si, Mn e Mg como indicado nas Figuras 6 e 7 (b), tem-se, segundo Aballe (12) que estes precipitados apresentam um comportamento catódico e formam uma célula galvânica com a matriz, resultando na dissolução preferencial do alumínio. Uma vez que a microestrutura observada é homogênea para ambas as regiões e, uma vez que o filme passivo formado em torno destes precipitados claros é menos efetivo, têm-se uma resistência à corrosão constante em todo o material, porém reduzida, quando comparada com outras ligas que não apresentem este precipitado.

Além disso, o tamanho do precipitado influencia significativamente a resistência à corrosão localizada. Com o crescimento do tamanho do precipitado, temos que a célula galvânica se torna mais intensa e o filme passivo se torna menos efetivo, causando uma dissolução maior da matriz adjacente ao precipitado. Este resultado está de acordo com o mecanismo proposto por Park et al. (13), que sugere que nos estados iniciais do processo de dissolução da matriz é independente do tamanho do precipitado, enquanto que em estágios mais avançados o processo de dissolução da matriz de alumínio é mais intenso em torno de precipitados maiores. Os resultados aqui observados também estão de acordo com os observados por Vacchi (8), onde observou-se um comportamento muito similar para as regiões do MB e da ZTA/ZTMA.

Segundo Donatus (6), a influência de precipitados pequenos, como os de Mg_2Si encontrados nesta liga, é muito pequena para os casos de corrosão localizada e por isso pode ser desconsiderada quando comparada com a contribuição de precipitados maiores como o Al (Fe, Si, Mn e Mg). Este resultado também foi observado por Vacchi (8), onde os precipitados de Mg_2Si sofreram um pequeno aumento de tamanho na ZTA, sem que houvesse alteração nos valores de E_{pit} nessa região quando comparado com os valores encontrados para o MB. Com isso, pode-se sugerir que o precipitado de Mg_2Si não aparenta influenciar a resistência à corrosão localizada da liga.

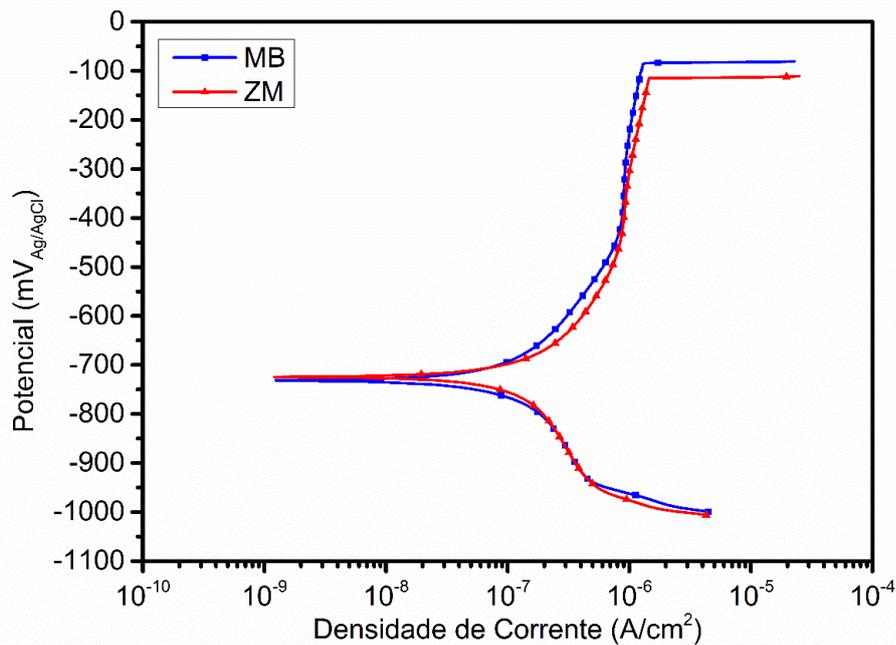


Figura 8 - Curvas de polarização potenciodinâmica obtidas em solução 0,01 M NaCl e 0,1 M Na₂SO₄ do MB e da ZM da liga AA6016-T4 soldada pelo processo de RFSSW.

A Figura 9 apresenta a superfície do MB (a) e da ZM (b) após o ensaio de polarização potenciodinâmica. Através das imagens é possível notar claramente que o ataque corrosivo ocorre nas regiões adjacentes aos precipitados de Al (Fe, Si, Mn e Mg), que estão indicados pelas setas azuis. Aparentemente um processo de corrosão localizada mais intenso é visível na ZM, porém este é apenas o resultado da pequena diferença de tempo até a parada do ensaio entre cada um dos testes das duas regiões. Outra possível explicação seria a presença de outros precipitados que não foram observados próximos ao destacado na Figura 9 (b), o que aumentaria a região atacada durante o processo de corrosão.

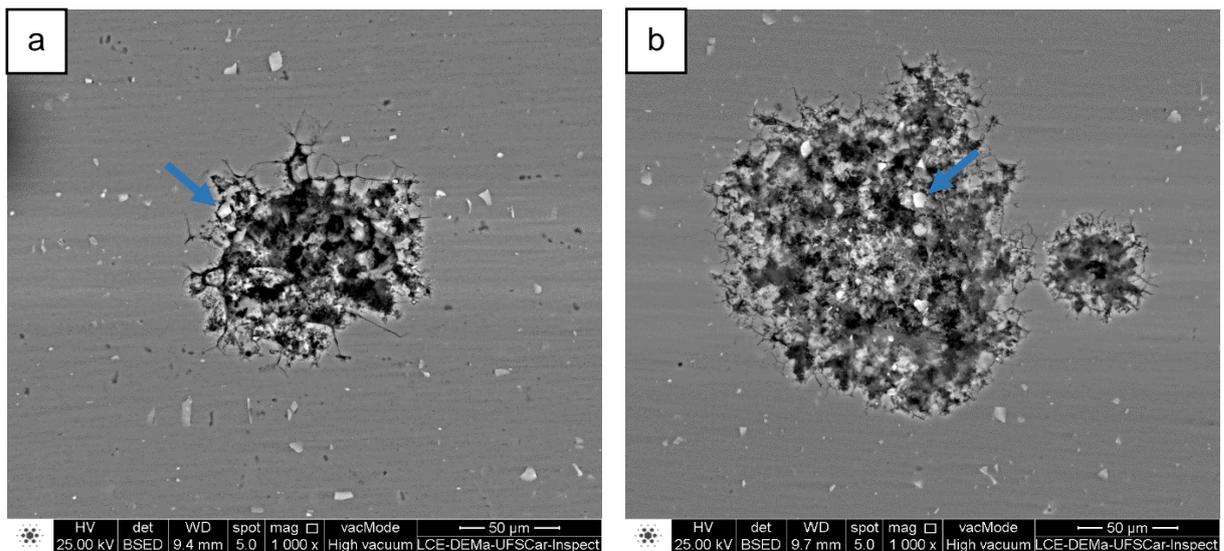


Figura 9 – Morfologia da corrosão por pitting na superfície de amostras da liga de alumínio AA6016-T4 soldadas pelo processo de RFSSW após o ensaio de polarização potenciodinâmica em solução 0,01 M NaCl e 0,1 M Na₂SO₄ nas regiões do BM (a) e ZM (b).

Conclusões

Ao realizar o processo de micrografia em MO foi possível observar que o processo de soldagem RFSSW quando aplicado nas ligas dissimilares AA6016-T4/DP600 prove um refinamento de grão na ZM e estruturas deformadas na região da interface entre a ZM e o MB. Através da análise da superfície tanto do MB como da ZM através do MEV foi possível identificar dois precipitados, um claro e um escuro, e concluir que o processo de soldagem por RFSSW com os parâmetros utilizados não promoveu grandes alterações de tamanho de ambos os precipitados quando comparado com o material antes de ser submetido ao processo. Uma análise por EDS possibilitou a identificação dos precipitados, onde concluiu-se que os precipitados claros e escuros são, respectivamente, precipitados de Al (Fe, Si, Mn e Mg) e Mg₂Si. O ensaio de microdureza Vickers comprovou que a dureza na ZM se manteve próxima do MB, o que comprova que não existem grandes diferenças nos tamanhos destes precipitados em ambas as regiões, e também mostrou que existe um aumento da densidade destes precipitados na interface do MB e da ZM, o que justifica o aumento da dureza nesta área. As curvas obtidas nos ensaios de polarização potenciodinâmica corroboram o fato de não existir grandes diferenças em relação aos precipitados das regiões do MB e da ZM. Por fim, uma nova análise no MEV após o processo de polarização potenciodinâmica indicou que a nucleação de pits ocorre preferencialmente em regiões adjacentes aos precipitados de Al (Fe, Si, Mn e Mg).

Referências bibliográficas

O item destina-se a fornecer informações que permitam ao leitor localizar os documentos técnicos que serviram de base para as afirmações relevantes, cuja comprovação não consta do trabalho, devendo ser elaborado segundo as instruções do item 2.9.

- (1) CHEAH, L. W. **Cars on a Diet: The Material and Energy Impacts of Passenger Vehicle Weight Reduction in the U.S.** 2010. 121 p. Tese (Doutorado em Engenharia) – Instituto de Tecnologia de Massachusetts, Massachusetts, 2010.
GALÁN, J.; Samek, L.; Verleysen, P.; Verbeken, K.; Houbert, Y. **Advanced high strength steels for automotive industry.** Revista de Metalurgia, v. 48, n. 2, p. 118-131, 2012.
- (2) Polmear, I. J. **Light Alloys: Metallurgy of the Light Metals.** Wiley 3 edição, 1995. 362 p.
- (3) Gallais, C.; Simar, A.; Fabregue, D.; Denquin, A.; Lapasset, G.; de Meester, B.; Brechet, Y.; Pardoën, T. Multiscale Analysis of the Strength and Ductility of AA 6056 Aluminum Friction Stir Welds. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 38, n. 5, p. 964-981, May 2007.
- (5) Ambat, R.; Afseth, A.; Davenport, A. J.; Scamans, G. M.; Afseth, A. Effect of iron-containing intermetallic particles on the corrosion behaviour of aluminium. **Corrosion Science**, v. 48, n. 11, p. 3455-3471, November 2006.
- (6) Donatus, U.; Thompson, G. E.; Zhou, X.; Wang, J.; Cassell, A.; Beamish, K. Corrosion susceptibility of dissimilar friction stir welds of AA5083 and AA6082 alloys. **Materials Characterization**, v. 107, p. 85-97, September 2015.
- (7) Yang, B.; Yan, J.; Sutton, M. A.; Reynolds, A. P. Banded microstructure in AA2024-T351 and AA2524-T351 aluminum friction stir welds. **Materials Science and Engineering A**, vol. 364, n. 1-2, p. 55-65, January 2004.

- (8) Vacchi, G. S.; Plaine, A. H.; Silva, R.; Sordi, V. L.; Suhuddin, U. F. H.; Alcântara, N. G.; Kuri, S. E.; Rovere, C. A. D. Effect of friction spot welding (FSpW) on the surface corrosion behavior of overlapping AA6181/Ti-6Al-4V joints. **Materials Design**, v. 131, p. 127-134, October 2017.
- (9) Gallais, C.; Denquin, A.; Bréchet, Y.; Lapasset, G. Precipitation microstructures in an AA6056 aluminium alloy after friction stir welding: Characterisation and modelling, **Materials Science and Engineering A**, vol. 496, n. 1-2, p. 77-89, November 2008.
- (10) El-Menshawy, K.; El-Sayed, A.-W.W. a; El-Bedawy, M. E.; Ahmed, H. a.; El-Raghy, S. M. Effect of aging time at low aging temperatures on the corrosion of aluminum alloy 6061, **Corrosion Science**, vol. 54, p. 167-173, January 2012.