
Copyright 2016, ABRACO

Trabalho apresentado durante o INTERCORR 2016, em Búzios/RJ no mês de maio de 2016.

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

Avaliação da influência da soldagem “Friction Spot Welding” (FSpW) nas propriedades da liga AA5754 na junta soldada AA5754/Ti-6Al-4V

¹Guilherme S. Vacchi, ²Athos H. Plaine, ³Carlos A. D. Rovere, ⁴Sebastião E. Kuri, ⁵Nelson G. Alcântara, ⁶Jorge dos Santos, ⁷Luis F. S. Baroni

Abstract

In this work, the influence of the welding process "Friction Spot Welding" (FSpW) in the AA5754 aluminum alloy properties in the welded joint AA567854 / Ti-6Al-4V were investigated. The results obtained for the base metal regions (MB), heat affected zone (HAZ), thermomechanically affected zone (ZTMA) and the mixing zone (MZ) were compared. The hardness analysis showed that the ZTA had the lowest hardness, followed by ZM and MB, which can be attributed to the metallurgical changes promoted by the thermal cycle of the welding process. Fe rich precipitates were found in all analyzed regions. Electrochemical tests showed that the region with the lowest resistance to localized corrosion was the MB, followed by ZTA and ZM. This behavior was associated with Fe rich precipitates and the microstructure of each region. The nucleation of pits occurred in the interface between the matrix and the Fe rich precipitates, and the dissolution occurred preferentially in the AA5754 alloy matrix.

Keywords: Aluminium alloys, friction spot welding, localized corrosion, pitting corrosion, polarization.

Resumo

Neste trabalho, A influência do processo de soldagem “Friction Spot Welding” (FSpW) nas propriedades da liga de alumínio AA5754 na junta soldada AA567854/Ti-6Al-4V foram investigados. Os resultados obtidos para as regiões do metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA), zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e a zona e mistura (ZM) foram comparados. As análises de dureza mostraram que a ZTA apresentou a menor dureza, seguido da ZM e MB, fato que pode ser atribuído as alterações metalúrgicas promovidas pelo ciclo térmico do processo de soldagem. Precipitados ricos em Fe foram encontrados em todas as regiões analisadas. Os ensaios eletroquímicos mostraram que a região com menor resistência à corrosão localizada foi o MB, seguida pelo ZTA e ZM. Este comportamento foi associado aos precipitados ricos em Fe e a microestrutura de cada região.

¹Mestrando, Universidade Federal de São Carlos

²Doutorando, Universidade Federal de São Carlos

³Professor – Doutor, Universidade Federal de São Carlos

⁴Professor – Doutor, Universidade Federal de São Carlos

⁵Professor – Doutor, Universidade Federal de São Carlos

⁶Professor – Doutor, Helmholtz-Zentrum Geesthacht - Zentrum für Material- und Küstenforschung

⁷Doutorando, Universidade Federal de São Carlos

A nucleação dos pites ocorreu na interface entre a matriz e o precipitado rico em Fe, sendo que a dissolução ocorreu preferencialmente na matriz da liga AA5754.

Palavras-chave: Liga de alumínio, soldagem por fricção por ponto, corrosão localizada, corrosão por pites, polarização

Introdução

A indústria de transportes atual busca peças que tenham um menor custo de produção e de manutenção para que os veículos produzidos sejam mais baratos e com uma durabilidade maior. Neste sentido, as ligas de alumínio e de titânio são utilizadas nesta aplicação devido as boas propriedades de resistência mecânica específica que apresentam (1). Entretanto, do ponto de vista econômico, as ligas de Al possuem um valor e uma durabilidade menor, enquanto que as ligas de titânio possuem um valor e uma durabilidade maior, fazendo com que o setor tenha que escolher entre o menor custo ou a maior durabilidade.

Como alternativa para os produtos fabricados apenas com Al ou apenas com Ti, a indústria desenvolveu as estruturas multi-materiais de Al-Ti (2), (3). Entretanto, a soldagem dissimilar do Al com o Ti por meio de técnicas de fusão é uma dificuldade para a indústria. Primeiro, devido as diferenças químicas e físicas entre essas ligas, segundo, porque ocorre a formação de intermetálicos na interface entre esses materiais, podendo reduzir o desempenho da junta soldada (4).

Técnicas de soldagem alternativas podem ser uma solução para a união desses materiais. “*Friction Spot Welding*” (FSpW) é uma técnica de soldagem no estado sólido relativamente nova (2004) e uma alternativa para união de ligas difíceis de serem soldadas e juntas dissimilares. Estudos de juntas soldadas por este método (ligas de alumínio, magnésio, aço e titânio) apresentaram um comportamento mecânico acima do exigido por normas técnicas do setor de transportes (5), (6), (7), (8), (9).

Entretanto, estes estudos não avaliaram as mudanças microestruturais geradas pelo processo de soldagem na resistência à corrosão das juntas, o que pode levar a uma redução da vida útil da peça. Desta forma, o objetivo deste trabalho é avaliar a influência da microestrutura de uma liga de Alumínio AA5754 soldada com a liga de Titânio Ti-6Al-4V pelo método FSpW.

Metodologia

Neste trabalho foi utilizado uma junta sobreposta soldada de uma chapa da liga de alumínio AA5754 com uma chapa de liga Ti-6Al-4V através do método FSpW. As dimensões de cada chapa são: 26 mm x 47 mm x 2 mm. O método de soldagem utilizado está descrito na figura 1. O método consiste na rotação da camisa e do pino enquanto que o anel de fixação permanece fixo. Inicialmente ocorre a fixação do anel de fixação nas chapas, e depois disso a camisa e o pino iniciam a rotação produzindo calor através da fricção entre ferramenta e material. Após o material amolecer o pino e a camisa se movem em direções opostas, sendo que a camisa irá penetrar no material e o pino irá retrair para comportar o volume deslocado pela penetração da camisa. Após atingir a camisa atingir a profundidade e o tempo de

homogeneização pré-determinado o processo é revertido e ambas as ferramentas retornam para o estado inicial. Por último, as ferramentas são retidas da superfície do material, resultando em uma junta soldada livre de buraco.

A composição química das ligas estudadas é apresentada na tabela 1 e os parâmetros utilizados na soldagem estão descritos na tabela 2.

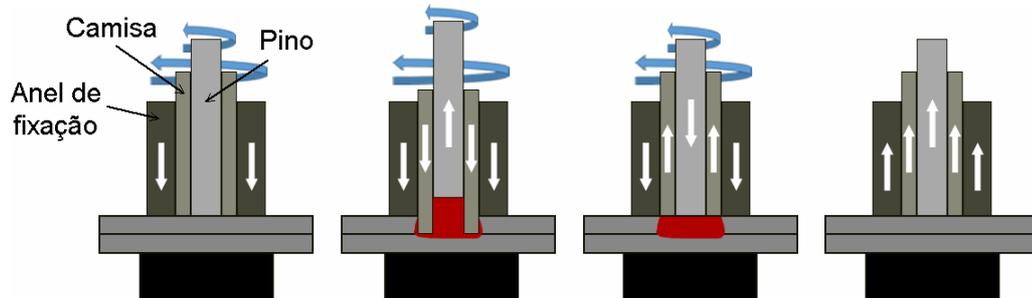


Figura 1 – Ilustração do método de soldagem “Friction Spot Welding”

tabela 1– Composição química das ligas (% em peso).

Material	Ti	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	V	C	O	N	H
AA5754	0,040	Bal.	0,150	0,20	0,050	0,080	3,10	0,010	0,010	-	-	-	-	-
Ti-6Al-4V	Bal.	6.25	-	0.14	-	-	-	-	-	3,91	0,020	0,130	0,0030	0,0020

Tabela 2 – Parâmetros de soldagem utilizados na confecção da junta soldada.

Junta soldada	Velocidade de rotação	Profundidade da penetração	Tempo de mistura	Ø Anel de fixação	Ø Luva	Ø Pino
AA5754/ Ti-6Al-4V	2000 RPM	1,8 mm	2 s	18 mm	9 mm	6 mm

A variação da dureza ao longo da junta soldada foi analisada através de um mapeamento na superfície do alumínio. O mapeamento foi realizado por meio de microdureza Vickers ao longo do retângulo destacado na figura 2. Nestas medidas foram utilizados um espaçamento entre as identações de 0,5 mm, uma carga de 500 g e um tempo de carregamento de 10 s. Após a obtenção das medidas, construiu-se um mapa utilizando o programa *SigmaPlot*[®].

As mudanças microestruturais foram analisadas ao longo de toda a superfície do alumínio através de microscopia ótica (MO) com luz polarizada e microscopia eletrônica de varredura (MEV). As chapas de Al foram lixadas até granulação 1200 e polidas em suspensão de alumina 1,0 µm. Para análise de MEV, as amostras foram apenas polidas, enquanto que para a análise em MO, foram atacadas eletroliticamente com reagente Barker's (5 ml de HBF₄ em 200 ml H₂O) por 120 s. Os precipitados encontrados ao longo da superfície foram analisados através de espectroscopia de dispersão de raio-x (EDS).

Com o intuito de verificar a resistência à corrosão localizada nas diferentes regiões da junta soldada foram realizados ensaios de polarização potenciodinâmica. As amostras utilizadas

para as medidas eletroquímicas foram usinadas em formas cilíndricas com 6 mm de diâmetro, sendo que as regiões que foram retirados os corpos de prova está indicado na figura 2. Todas as medidas foram programadas para iniciarem após 30 min de estabilização no potencial de circuito aberto. Este potencial de início das medidas foi definido como potencial de circuito aberto (E_{oc}). A polarização potenciodinâmica foi realizada em solução de 0,1 M de NaCl + 0,1 M de Na₂SO₄. Iniciou-se a varredura de potencial partindo de 500 mV abaixo do E_{oc} , no sentido anódico, a uma taxa de 1 mV/s, até a densidade de corrente de 1×10^{-3} A/cm². Foram realizadas pelo menos 3 curvas para cada região. A fim de identificar a morfologia do ataque corrosivo, foram obtidas imagens através de MEV após a realização do ensaio de polarização potenciodinâmica.

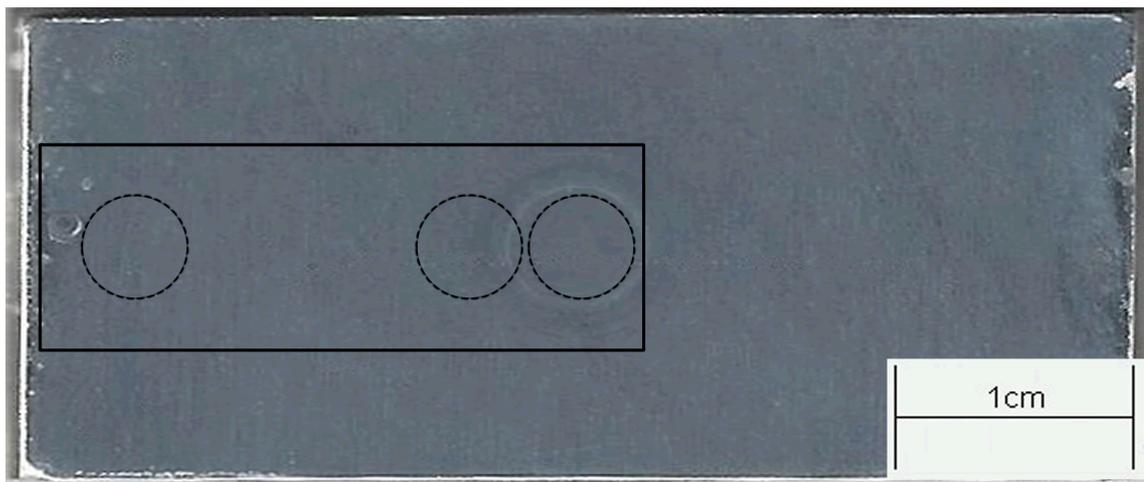


Figura 2 – Macrografia do topo da junta soldada. Em destaque, a região utilizada no mapeamento da dureza (retângulo) e as regiões de onde foram retiradas as amostras para os ensaios eletroquímicos (círculos tracejados).

Resultados e discussão

A liga de alumínio AA5754 com adição em peso de 3% de Mg não é tratável termicamente, sendo que o aumento da sua resistência mecânica é realizado através da deformação. A figura 3 (a) apresenta o metal de base com os grãos alongados provenientes deste processo. Na figura 3 (b) temos a micrografia obtida por microscopia eletrônica onde é possível notar alguns precipitados brancos que foram destacados pelas setas 1 e 2. Na figura 3 (c) é apresentado a micrografia do centro da soldagem, onde é possível observar uma redução na quantidade e tamanho dos precipitados quando comparado com a figura 3 (b). Resultado semelhante foi observado por Mishra e colaboradores que associaram ao trabalho mecânico de deformação proveniente do processo de soldagem que quebrou estes precipitados e as altas temperaturas alcançadas que possibilitam a solubilização de parte desses precipitados (10).

Foi realizado EDS dos precipitados marcados na figura 3 (b) e o resultado obtido está descrito na tabela 3. O resultado através da razão entre a porcentagem atômica do alumínio com o ferro sugere que a estequiometria do precipitado pode ser Al₆Fe e Al₇Fe. Este resultado está de acordo com o estudo realizado por Izadi e colaboradores para a liga de alumínio AA5059 que mostraram a existência de precipitados ricos em Fe, como os precipitados Al₆(Fe,Mn) e Al₇(Fe,Mn) (11). Ratchev e colaboradores também encontraram precipitados ricos em ferro Al₆(Fe,Mn) ou Al₇(Fe,Mn) em na liga de alumínio 5182, sendo que eles apresentaram uma morfologia de placas e romboédricas em concordância com os resultados

obtidos nesse estudo (12).

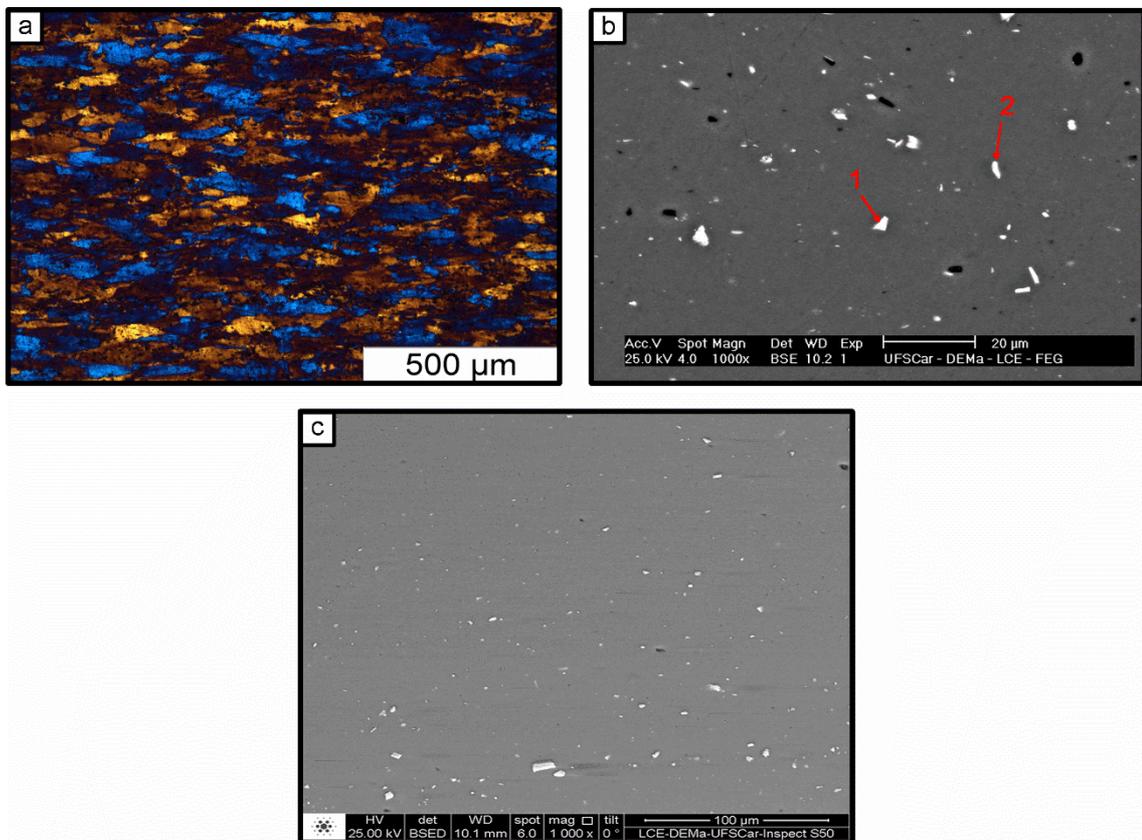


Figura 3 – Microestrutura referente ao metal de base (a). Imagem obtida por MEV do metal de base e em (c) da zona de mistura.

tabela 3 – Composição química obtida por EDX dos precipitados.

Ponto	1	2
Elemento	At %	At %
Mg	2,45	2,33
Al	85,64	84,63
Fe	11,92	13,03
Al/Fe	7,18	6,49

Frigaard e colaboradores propuseram um modelo térmico para soldagem de ligas de alumínio endurecidas por precipitação soldadas por “*Friction Stir Welding*” (FSW) e constataram que o perfil de temperatura partindo do centro, que atingiu 580 °C, alcançou valores de 200 °C a uma distância de 19 mm do centro (13). Temperaturas de 550 °C foram observadas para os processos de soldagem “*Friction Spot welding*” (FSpW) e “*Friction Stir Spot Welding*” (FSSW) para a liga AA5754 (14), (15). Amâncio e colaboradores encontraram resultados semelhantes, onde observou uma queda na temperatura de 350°C para 100°C entre 10 mm até 27 mm de distância do centro da solda (16).

Estas temperaturas condizem com tratamentos térmicos comerciais de recozimento e têmpera para ligas da série 5xxx, portanto, os processos de recuperação, recristalização e crescimento de grão podem ocorrer nestas regiões (17), (18). Nas figuras 4 (b-d) é apresentado a evolução microestrutural encontrada na zona termicamente afetada (ZTA). O processo de recuperação é difícil de ser observado pois não apresenta alteração no formato dos grãos, dificultando a definição da transição desta zona para o metal de base através da microscopia ótica.

O início da recristalização é apresentado na figura 4 (b), onde pode-se observar a formação de novos grãos nos contornos dos grãos alongados, já na figura 4 (c), a estrutura está completamente recristalizada. Na figura 4 (d), região próxima da zona de mistura, podemos notar um crescimento de grão quando comparado com a figura 4 (c), mostrando que esta região foi submetida a temperaturas e tempo maiores.

Estas mudanças estão relacionadas com as temperaturas atingidas nessas regiões e a composição química da liga AA5754, já que essa liga apresenta uma baixa densidade de precipitados. A adição de Mg de 3% wt favorece a movimentação das discordâncias e diminui a energia necessária para iniciar os processos de recuperação, recristalização e crescimento de grão (19).

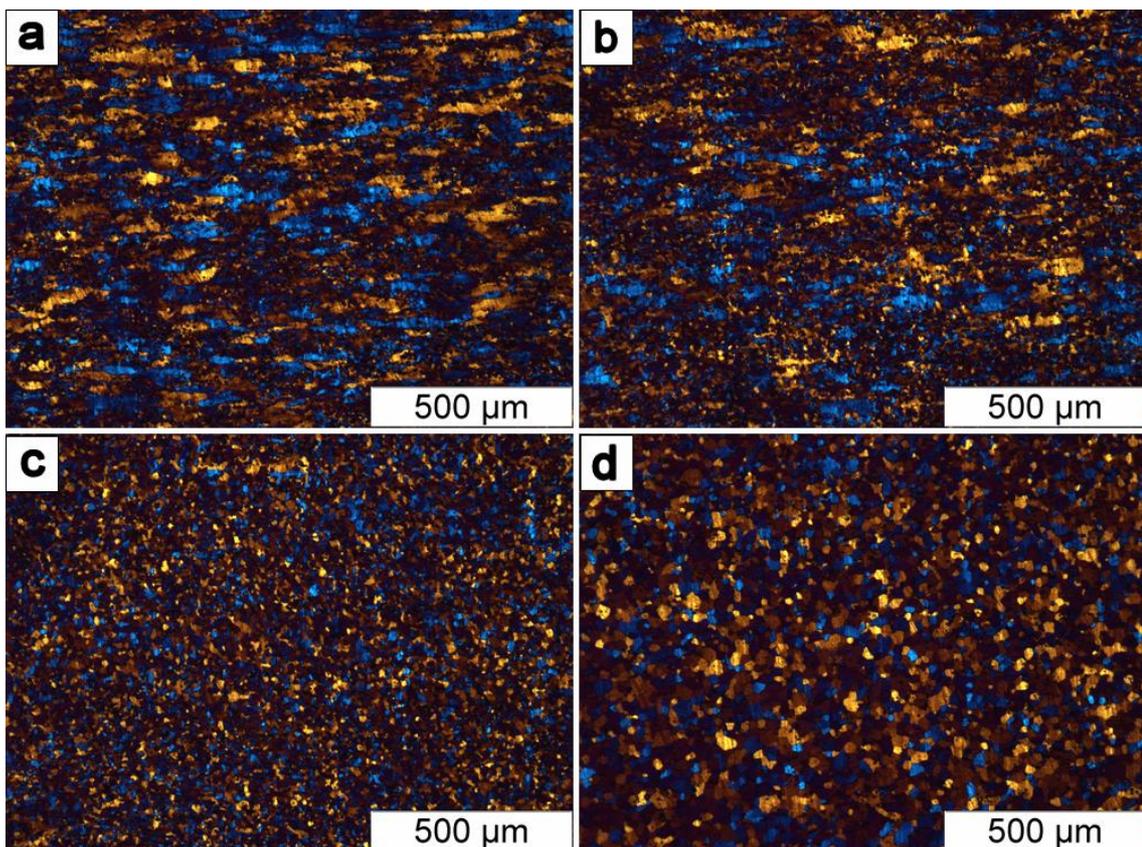


Figura 4 – Evolução microestrutural da zona termicamente afetada: (a) metal de base, (b) início da recristalização, (c) totalmente recristalizada, (d) crescimento de grão.

A evolução microestrutural do botão de soldagem, incluindo a ZTA, ZTMA e a ZM está apresentada na figura 5. Na figura 5 (a) é possível observar que a interface entre a ZTA e a ZTMA que é a região de contato entre o anel de fixação e a camisa. De acordo com a

literatura, a ZTMA é uma região mais deformada, podendo ou não sofrer recristalização enquanto que a região da ZM, figura 5 (b) apresenta grãos finos e equiaxiais que são resultado do processo de recristalização dinâmica devido a deformação em altas temperaturas impostas pelo processo de soldagem (9), (20), (18).

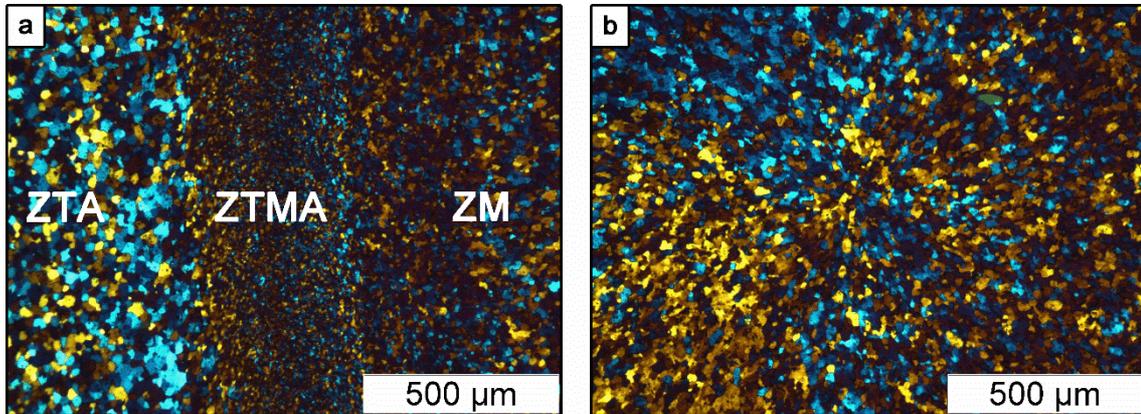


Figura 5 – Microestrutura da região de interface entre ZTA e ZTMA (a) e a região central da solda (b).

A região onde foi realizado o mapeamento está descrito na figura 6 (b) e o resultado do mapeamento de dureza está apresentado na figura 6 (a). Podemos identificar quatro regiões distintas no mapa de dureza, podendo associar ao metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA), a zona de mistura (ZM), sendo dividida entre a região de coloração predominantemente amarela e a região com coloração predominantemente verde.

A região do metal de base se estendeu por 11 mm e apresentou uma dureza variando entre 80 HV e 85 HV. A ZTA se estendeu por 6,5 mm (11 mm até 17,5 mm) e apresentou os menores valores de dureza, com valores entre 45 HV e 60 HV. Estes valores de acordo com a literatura estão relacionados com a perda do trabalho de deformação através dos mecanismos de recuperação e recristalização, conforme mostrado na figura 4 (21), (18). Zhang e colaboradores observaram uma perda da dureza na zona termicamente afetada em torno de 47% do valor do MB, neste estudo a redução foi em média 35%, que associou ao coalescimento de grão devido ao ciclo térmico do processo de soldagem (22). A região circular com extensão de 2 mm (17,5 mm até 19,5 mm) foi relacionada a camisa e apresentou uma dureza média de 75 HV. A região central apresentou um círculo com diâmetro de 5 mm, que foi associada ao pino central, apresentou uma dureza média de 65 HV. De acordo com a literatura, ambas as regiões sofrem deformação em altas temperaturas, o que promove a quebra dos precipitados, solubilização de parte deles e recristaliza dinamicamente o material, produzindo uma microestrutura mais refinada com maior dureza (20), (22).

Esta pequena diferença de dureza entre as regiões pode ser associada ao maior trabalho de deformação imposto pela camisa que aumenta a densidade de discordância localmente, elevando a dureza apenas nesta região. Entretanto Izadi e colaboradores encontraram que o efeito do aumento da densidade de discordâncias no aumento da dureza não é tão significativo quanto a redução do tamanho de grão (11).

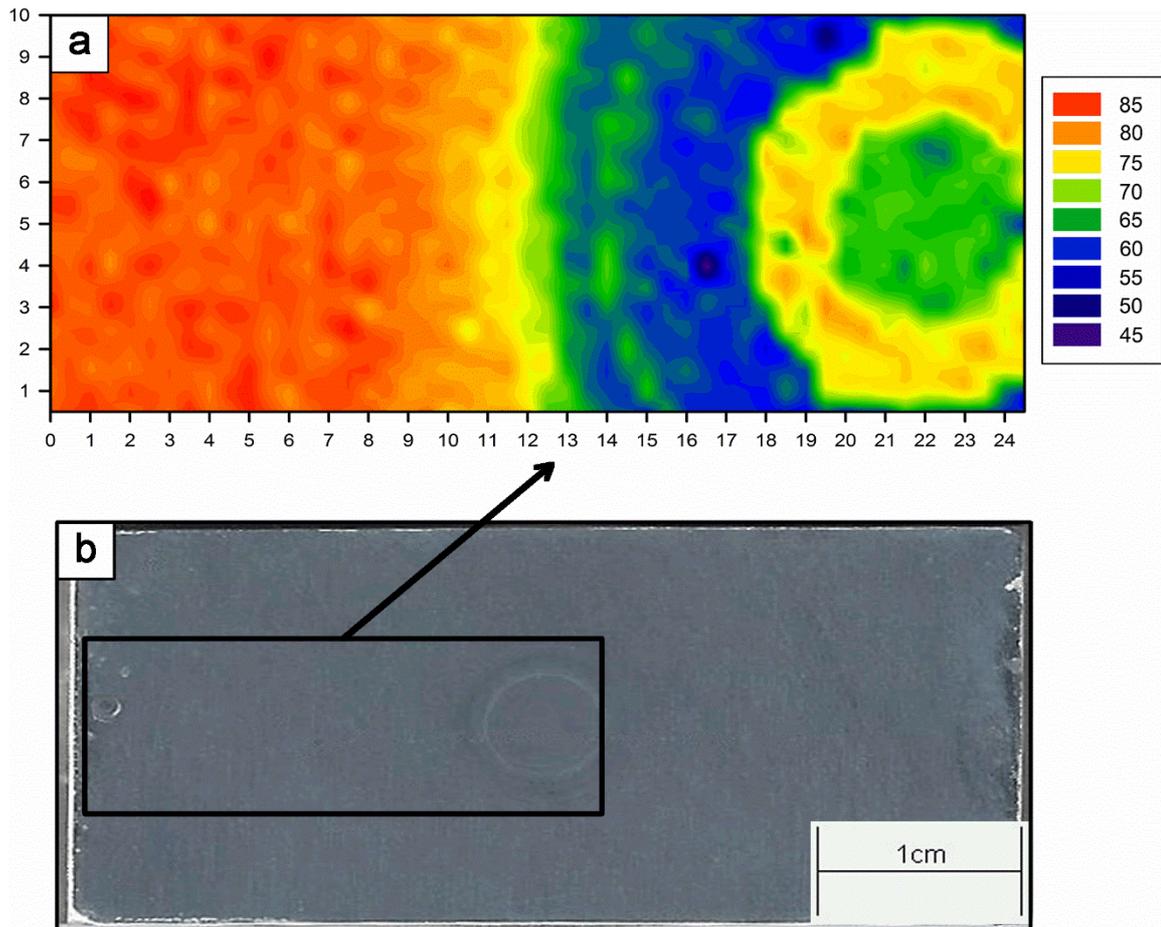


Figura 6 – Mapeamento de dureza da liga AA5754, (a) resultado do ensaio obtido por SigmaPlot, (b) Destaque da região ensaiada.

O ensaio de polarização potenciodinâmica foi realizado em solução de 0.1 M de NaCl e 0.1 M de Na₂SO₄ a fim de observar o comportamento de resistência à corrosão por pites das diferentes regiões de soldagem. O composto Na₂SO₄ foi adicionado para favorecer a visualização do potencial de pite, já que retarda o início do mesmo. Entretanto, após o pite formado, ele acelera o processo corrosivo (23), (24). A figura 7 mostra as curvas para as regiões do MB, ZTA-ZTMA e ZM. As curvas apresentaram uma região passiva, o que pode ser atribuído a adição do Na₂SO₄ na solução, facilitando a observação do potencial de pite. A partir das curvas de polarização foram obtidos os valores para E_{corr} e E_{pite} que estão descritos na tabela 4.

Nota-se que o ZM apresentou a maior resistência ao pite e o maior potencial de corrosão, indicado pelo maior valor do E_{pite} e E_{corr} , obtendo valores -546 mV_{SCE} para o E_{pite} e -731.33 mV_{SCE} para o E_{corr} . Já o MB apresentou os menores valores, -611 mV_{SCE} para o E_{pite} e $-809,67 \text{ mV}_{SCE}$ para o E_{corr} , enquanto que a ZTA-ZTMA apresentou valores intermediários, $-556,5 \text{ mV}_{SCE}$ para o E_{pite} e $-769,5 \text{ mV}_{SCE}$ para o E_{corr} . A mudança microestrutural promovida pelo processo de soldagem elevou a resistência à corrosão tanto do ZM como ZTA-ZTMA, o que pode ser atribuído a recuperação e recristalização da microestrutura na ZTA-ZTMA e a recristalização e dissolução de parte dos precipitados na ZM. Este resultado está de acordo com o obtido por Zucchi e colaboradores que observaram um aumento da resistência à corrosão devido ao processo de recristalização promovido pelo processo de soldagem (25).

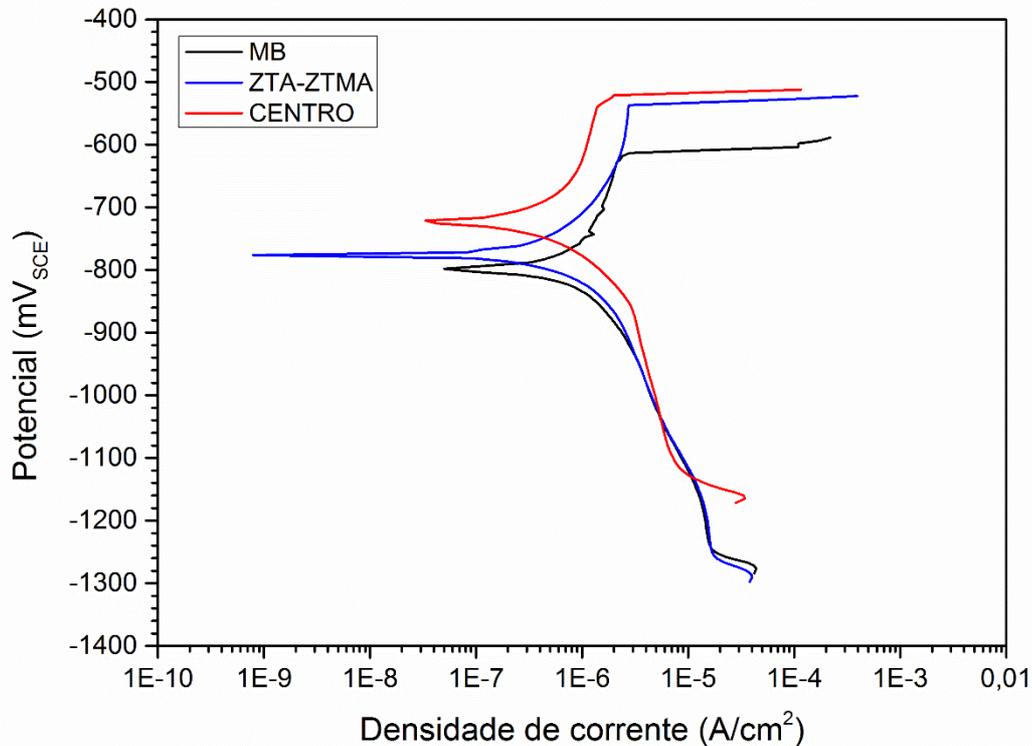


Figura 7 – Curva de polarização obtida em uma solução de 0,1M de NaCl + 0,1M de Na₂SO₄.

Tabela 4 – Resultado dos potenciais de corrosão (E_{corr}) e pites (E_{pite}) das diferentes regiões de soldagem.

Região	E_{corr} (mV _{SCE})	E_{pite} (mV _{SCE})
MB	-809,67	-611
ZTA-ZTMA	-769,5	-556,5
ZM	-731,33	-546

Após o ensaio de polarização potenciodinâmica na solução de 0,1 M de NaCl + 0,1 M de Na₂SO₄, a superfície das amostras foi analisada por elétron secundário para identificar a região preferencial para início da formação dos pites. A figura 8 apresenta as imagens das regiões MB, ZTA-ZTMA e ZM após o ensaio de polarização. A tabela 5 apresenta o resultado da composição química do precipitado encontrado no interior dos pites formados que estão indicados na figura 8. Nota-se que o precipitado é rico em Fe, sendo que a razão entre Al e Fe é de 6,57, indicando uma estequiometria deste precipitado de Al₆(Fe).

tabela 5 – Resultado da composição química do precipitado encontrado no interior dos pites formados.

Elemento	At%
----------	-----

Mg	2,64
Al	79,13
Si	4,98
Mn	1,21
Fe	12,04

É possível observar que os pites nucleiam preferencialmente nas interfaces dos precipitados. Nota-se que o ataque corrosivo ocorre na matriz da liga AA5754 ao invés do precipitado. Este resultado está de acordo com os estudos realizados tanto por Yasakau e colaboradores como por Aballe e colaboradores onde observaram que os intermetálicos ricos em Fe apresentaram um comportamento catódico com relação a matriz do alumínio, causando a dissolução da região adjacente ao precipitado (26), (27).

Também é possível observar que o ataque corrosivo nas regiões adjacentes ao precipitado foi intenso, o que pode ser associado a presença de Na_2SO_4 na solução, já que este composto acelera o ataque após o início da formação do pite. Lee e colaboradores observaram que a adição de Na_2SO_4 em soluções de NaCl eleva a taxa de dissolução do metal através da elevação do ataque promovido pelos íons SO_4^{2-} no fundo dos pites já existentes (28).

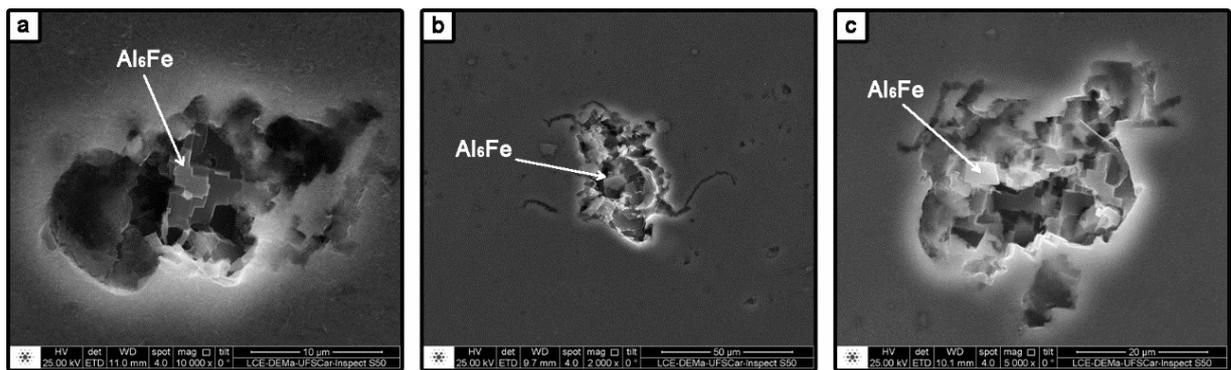


Figura 8 Morfologia típica dos pites na superfície após o ensaio de polarização potenciodinâmica em 0,1M NaCl + 0,1M Na₂SO₄. (a) MB, (b) ZTA-ZTMA e (c) ZM

Conclusões

1. O ciclo térmico causou uma diminuição na dureza na ZTA, devido aos processos de. Por outro lado, a zona de mistura apresentou uma dureza maior que a ZTA e menor que o MB, devido a microestrutura mais refinada promovida pela recristalização dinâmica.
2. O processo de soldagem promoveu uma quebra nos precipitados na zona de mistura, ocorrendo uma dissolução de parte desses precipitados devido as temperaturas alcançadas durante o processo.
3. A zona de mistura apresentou a maior resistência à corrosão localizada, seguida pela ZTA-ZTMA e o MB, fato que pode ser atribuído à redução na quantidade de precipitados e a recristalização estática e dinâmica que ocorreu na microestrutura devido ao ciclo térmico do processo de soldagem.
4. A nucleação dos pites iniciou na interface entre o precipitado rico em ferro e a matriz da liga AA5754. A matriz sofreu dissolução preferencial, indicando um comportamento anódico com relação ao precipitado rico em ferro.

Referências bibliográficas

- (1) K. Michaels, "Aerospace Supply Chain & Raw Material Outlook," pp. 1–27, 2014.
- (2) F. Micari, G. Buffa, S. Pellegrino, and L. Fratini, "Friction Stir Welding as an Effective Alternative Technique for Light Structural Alloys Mixed Joints," *Procedia Eng.*, vol. 81, no. October, pp. 74–83, 2014.
- (3) W. V. Vaidya, M. Horstmann, V. Ventzke, B. Petrovski, M. Koçak, R. Kocik, and G. Tempus, "Improving interfacial properties of a laser beam welded Dissimilar joint of aluminium AA6056 and titanium Ti6Al4V for aeronautical applications," *J. Mater. Sci.*, vol. 45, no. 22, pp. 6242–6254, 2010.
- (4) R. Jiangwei, L. Yajiang, and F. Tao, "Microstructure characteristics in the interface zone of Ti/Al diffusion bonding," *Mater. Lett.*, vol. 56, no. 5, pp. 647–652, 2002.
- (5) U. Suhuddin, L. Campanelli, M. Bissolatti, H. Wang, R. Verastegui, and J. F. dos Santos, "A review on microstructural and mechanical properties of friction spot welds in Al-based similar and dissimilar joints," in *Proceedings of the 1st International Joint Symposium on Joining and Welding*, 2013, pp. 15–21.
- (6) R. N. Verastegui, J. A. E. Mazzaferro, C. C. P. Mazzaferro, T. R. Strohaecker, and J. F. dos Santos, "Welding of Aluminum to DP600 Steel Plates by Refill Friction Stir Spot Welding Process (Refill FSSW): Preliminary Results," *Adv. Mater. Res.*, vol. 1082, pp. 123–132, 2014.
- (7) U. Suhuddin, V. Fischer, F. Kroeff, and J. F. dos Santos, "Microstructure and mechanical properties of friction spot welds of dissimilar AA5754 Al and AZ31 Mg alloys," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 590, pp. 384–389, 2014.
- (8) A. H. Plaine, A. R. Gonzalez, U. F. H. Suhuddin, J. F. dos Santos, and N. G. Alcântara, "Process parameter optimization in friction spot welding of AA5754 and Ti6Al4V dissimilar joints using response surface methodology," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 83, pp. 36–41, Nov. 2015.
- (9) T. Rosendo, B. Parra, M. A. D. Tier, A. A. M. da Silva, J. F. dos Santos, T. R. Strohaecker, and N. G. Alcântara, "Mechanical and microstructural investigation of friction spot welded AA6181-T4 aluminium alloy," *Mater. Des.*, vol. 32, no. 3, pp. 1094–1100, Mar. 2011.
- (10) R. S. Mishra, P. S. De, and N. Kumar, *Friction Stir Welding and Processing*. 2014.
- (11) H. Izadi, R. Sandstrom, and A. P. Gerlich, "Grain Growth Behavior and Hall – Petch Strengthening in Friction Stir Processed Al 5059," vol. 45, no. November, pp. 5635–5644, 2014.
- (12) P. Ratchev, B. Verlinden, and P. V. A. N. Houtte, "EFFECT OF PREHEAT TEMPERATURE ON THE ORIENTATION RELATIONSHIP OF (Mn , Fe) A16 PRECIPITATES IN A N AA 5182 A L U M I N I U M - M A G N E S I U M ALLOY," vol. 43, no. 2, pp. 621–629, 1995.
- (13) Ø. Frigaard, Ø. Grong, and O. T. Midling, "A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 32, no. May, pp. 1189–1200, 2001.

-
- (14) A. H. Plaine, U. F. H. Suhuddin, C. R. M. Afonso, N. G. Alcântara, and J. F. Santos, "Interface formation and properties of friction spot welded joints of AA5754 and Ti6Al4V alloys," *JMADE*, vol. 93, pp. 224–231, 2016.
 - (15) a. Gerlich, M. Yamamoto, and T. H. North, "Strain rates and grain growth in Al 5754 and Al 6061 friction stir spot welds," *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 38, no. 6, pp. 1291–1302, 2007.
 - (16) S. T. Amancio-Filho, S. Sheikhi, J. F. dos Santos, and C. Bolfarini, "Preliminary study on the microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welds in aircraft aluminium alloys 2024-T351 and 6056-T4," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 206, no. 1–3, pp. 132–142, 2008.
 - (17) H. Jin, S. Saimoto, M. Ball, and P. L. Threadgill, "Characterisation of microstructure and texture in friction stir welded joints of 5754 and 5182 aluminium alloy sheets," vol. 17, no. December, pp. 1605–1614, 2001.
 - (18) P. L. Threadgill, A. J. Leonard, H. R. Shercliff, and P. J. Withers, "Friction stir welding of aluminium alloys," *Int. Mater. Rev.*, vol. 54, no. 2, pp. 49–93, 2009.
 - (19) X. W. Yang, T. Fu, and W. Y. Li, "Friction Stir Spot Welding: A Review on Joint Macro- and Microstructure, Property, and Process Modelling," *Adv. Mater. Sci. Eng.*, vol. 2014, p. 11, 2014.
 - (20) N. Pathak, K. Bandyopadhyay, M. Sarangi, and S. K. Panda, "Microstructure and Mechanical Performance of Friction Stir Spot-Welded Aluminum-5754 Sheets," vol. 22, no. January, pp. 131–144, 2013.
 - (21) M. Koilraj, V. Sundareswaran, S. Vijayan, and S. R. Koteswara Rao, "Friction stir welding of dissimilar aluminum alloys AA2219 to AA5083 - Optimization of process parameters using Taguchi technique," *Mater. Des.*, vol. 42, pp. 1–7, Dec. 2012.
 - (22) Z. Zhang, X. Yang, J. Zhang, G. Zhou, X. Xu, and B. Zou, "Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir spot welded 5052 aluminum alloy," *Mater. Des.*, vol. 32, no. 8–9, pp. 4461–4470, 2011.
 - (23) K. Na, S. Pyun, and H. Kim, "Analysis of electrochemical noise obtained from pure aluminium in neutral chloride and alkaline solutions," vol. 49, pp. 220–230, 2007.
 - (24) S. Pyun, K. Na, W. Lee, and J. Park, "Effects of Sulfate and Nitrate Ion Additives on Pit Growth of Pure Aluminum in 0.1 M Sodium Chloride Solution," vol. 56, no. 10, pp. 1015–1021, 2000.
 - (25) G. T. and V. G. F. Zucchi, "Pitting and stress corrosion cracking resistance of friction stir welded AA 5083," vol. 859, pp. 853–859, 2001.
 - (26) K. A. Yasakau, M. L. Zheludkevich, S. V Lamaka, and M. G. S. Ferreira, "Role of intermetallic phases in localized corrosion of AA5083," vol. 52, pp. 7651–7659, 2007.
 - (27) A. Aballe, M. Bethencourt, F. J. Botana, and M. J. Cano, "Localized alkaline corrosion of alloy AA5083 in neutral 3.5 % NaCl solution," vol. 43, 2001.
 - (28) W. Lee and S. Pyun, "Effects of sulphate ion additives on the pitting corrosion of pure aluminium in 0.01 M NaCl solution," vol. 45, pp. 1901–1910, 2000.