



cnme

10º Congresso Nacional
de Mecânica Experimental

2016

Lisboa • LNEC • 12 a 14 de outubro de 2016

LNEC

LABORATÓRIO NACIONAL
DE ENGENHARIA CIVIL

FUNDEC

APAET

Fundo para o Desenvolvimento
das Ciências da Construção



[Comissões](#)

[Conferências Plenárias](#)

[Comunicações](#)

[Programa](#)

[Patrocínios](#)

[Ficha Técnica](#)

Este ciclo de conferências teve início em 1986, com a realização do 1º Encontro Nacional de Análise Experimental de Tensões no LNEC, tendo-se seguido mais 8 encontros nacionais e 2 internacionais (10th e 15th International Conference on Experimental Mechanics) realizados em Portugal.

Este evento comemora os 30 anos deste ciclo de conferências sempre sob a égide da Associação Portuguesa de Análise Experimental de Tensões (APAET). Nesta edição do CNME2016 foram abordados os seguintes temas:

- Análise experimental e numérica em infraestruturas de transportes
- Desafios e Oportunidades na Experimentação em Hidráulica e Ambiente
- Experimentação em Termofluidos
- Métodos Experimentais em Dinâmica de Estruturas e Engenharia Sísmica
- Acústica e Vibrações
- Biomecânica e Biomateriais
- Caracterização de Materiais
- Comportamento de Estruturas
- Dinâmica de Estruturas
- Geotécnica e Geologia
- Mecânica de Fluidos
- Métodos Computacionais e Simulação Numérica
- Monitorização Estrutural
- Nanotecnologia
- Tribologia

Neste suporte digital estão incluídos os artigos que, após terem sido sujeitos a um processo de revisão, foram aprovados pela Comissão Científica para apresentação no CNME2016.

Uma palavra final de agradecimento a todos os que permitiram a realização do congresso, com votos de um seminário proveitoso para a comunidade técnica e científica.

Editores

Carlos Pina, Jorge Gomes, Iara Pereira, Jorge Patrício, Mariana Carvalho, Paulo Morais, Simona Fontul, Teresa Gonçalves e Teresa Reis



Comissões

Conferências Plenárias

Comunicações

Programa

Patrocínios

Ficha Técnica

Comissão Organizadora

- Carlos Pina, Chairman
- Jorge Gomes, Co-Chairman
- Iara Pereira
- Jorge Patrício
- Mariana Carvalho
- Paulo Morais
- Simona Fontul
- Teresa Gonçalves
- Teresa Reis

Comissão Científica

- A. Torres Marques (FEUP)
- Abílio de Jesus (FEUP)
- Aldina Santiago (FCTUC)
- Alexandre Costa (ISEP)
- Alfredo Campos Costa (LNEC)
- Álvaro Cunha (FEUP)
- Álvaro Ribeiro (LNEC)
- António Arêde (FEUP)
- António Batista (LNEC)
- António Bettencourt (LNEC)
- António Gomes Correia (UM)
- Carlos Chastre Rodrigues (UNL)

- Cristina Costa (IPTomar)
- Cristina Oliveira (IPSetúbal)
- Daniel Cardoso Vaz (UNL)
- Eduardo Fortunato (LNEC)
- Elsa Caetano (FEUP)
- Elsa Pereira (LNEC)
- Elza Fonseca (IPB)
- Francisco Taveira Pinto (FEUP)
- Graça Vasconcelos (UM)
- Humberto Varum (FEUP)
- J.C. Reis Campos (FMDUP)
- João Estêvão (UALg)
- João G. Ferreira (IST)
- João Lanzinha (UBI)
- João Palma (LNEC)
- João Viegas (LNEC)
- Joaquim Barros (UM)
- Joaquim Infante Barbosa (ISEL)
- Joaquim Silva Gomes (FEUP)
- Jorge de Brito (IST)
- Jorge Saldanha Matos (IST)
- José Falcão de Melo (LNEC)
- José M. Cirne (FCTUC)
- José Muralha (LNEC)
- Julieta António (FCTUC)

- Júlio Montalvão (IST)
- Laura Caldeira (LNEC)
- Luís Simões da Silva (FCTUC)
- Maria Rosário Veiga (LNEC)
- Mário Santos (LNEG)
- Mário Vaz (FEUP)
- Marques da Silva (LNEC)
- Miguel Matos Neves (IST)
- Nuno Nunes (IPSetúbal)
- Óscar Ferreira (UALg)
- Paulo Bártolo (IPL)
- Paulo Fernandes (IST)
- Paulo Flores (UM)
- Paulo Lourenço (UM)
- Paulo Mendes (ISEL)
- Paulo Piloto (IPB)
- Paulo Tavares de Castro (FEUP)
- Paulo Vila Real (UA)
- Pedro Delgado (IPVianaCastelo)
- Rogério Mota (LNEC)
- Rui Calçada (FEUP)
- Rui Viegas (LNEC)
- Teresa Freitas (IST)
- Victor Neto (UA)

INFLUÊNCIA DA VELOCIDADE DE AVANÇO NA CORROSÃO DA LIGA DE ALUMÍNIO AA6082-T6 SOLDADA POR FRICÇÃO LINEAR

INFLUENCE OF FORWARD SPEED ON CORROSION OF ALUMINUM ALLOY AA6082-T6 WELDED BY FRICTION LINEAR

TN Toniato

Engenheira Metalurgista, Instituto Federal do Espírito Santo, Brasil

JE Ribeiro

Departamento de Tecnologia Mecânica, LAETA, INEGI, Instituto Politécnico de Bragança

A.C.F Silva

Instituto de Engenharia Mecânica, Porto, Portugal

P.M.G.P Moreira

Instituto de Engenharia Mecânica, Porto, Portugal



RESUMO

Atualmente, a soldadura é um dos mais importantes processos de ligação utilizados na indústria, pois permite a ligação de materiais metálicos de forma mais eficaz e econômica do que outros métodos de ligação. Por essas razões, verifica-se a sua crescente utilização nas indústrias aeronáutica, marítima, automóvel e metalomecânica. Porém, os métodos mais comuns de soldadura apresentam alguns inconvenientes tais como alterações microestruturais localizadas, originando o decréscimo de propriedades mecânicas na zona afetada pelo calor, elevados níveis de tensões residuais na região da soldadura, entre outros, por estas razões, na década 1990 foi desenvolvida uma nova técnica denominada de Fricção Linear e com a qual se pretende contornar algumas destas limitações. Esta é uma técnica de soldadura no estado sólido em que uma das suas primeiras aplicações foi na ligação de ligas de alumínio que, normalmente, são difíceis de soldar com as técnicas

clássicas de soldadura no estado líquido. O presente trabalho apresenta o estudo do comportamento do fenómeno de corrosão em amostras soldadas pelo processo Fricção Linear, onde a velocidade de rotação foi mantida constante, tendo-se variado a velocidade de avanço. Um dos principais objetivos deste trabalho foi o estudo da corrosão neste tipo de ligações soldadas, para isso realizaram-se dois ensaios de corrosão em meios diferentes: água do mar (pH 8.5) e solução de ácido sulfúrico (pH 1). A taxa de corrosão foi medida a partir da perda de massa de provetes soldados que foram mergulhados nas duas soluções. A perda de massa foi mais significativa nos provetes que estavam mergulhados na solução de ácido sulfúrico (superior a 10%) do que na água do mar (inferior a 0,1 %). Os resultados obtidos permitiram verificar que com o aumento da velocidade de avanço ocorreu um aumento da taxa de corrosão e de dureza no cordão de soldadura.

Palavras-chave: Corrosão / Ligas de alumínio / Soldadura / Fricção Linear

ABSTRACT

The welding is the most important joining processes currently used in industry because is one of the most efficient and economic process to join materials. However, some welding processes need important improvements, especially for applications like in the aeronautical, maritime and automotive industry. These applications fields are growing every day and the need of reliable manufacturing methods brings the engineering community to research the new welding processes. A new welding technique, appeared in 1991, called Friction Stir Welding has become very popular in the transportation industry. The FSW is an interesting solution for welding aluminium alloys because is difficult to obtain good welded joints with the traditional welding methods. This work presents the study of the corrosion behaviour of the samples welded by FSW process, where the rotation speed was held constant and the travel speed had changed. The corrosion tests were performed in two ways: seawater (pH between 8.5) and sulphuric acid solution (pH 1). The corrosion rate was measured from the mass loss of welding specimens who were immersed in two solutions. Mass loss was more significant in the samples which were immersed in sulphuric acid solution (over 10%) than in seawater (below 0.5%). The results showed that with the increase of travel speed have been increased corrosion rate and the hardness of the weld.

Key Words: Corrosion / Aluminium Alloys / Welding / Friction Stir Welding

1. INTRODUÇÃO

O crescente aumento dos custos da energia tem obrigado a indústria de transportes a tomar medidas no sentido de aumentar a eficiência e diminuir custos energéticos. Assim, uma das grandes apostas tem sido a seleção de materiais mais leves e, simultaneamente, com características mecânicas suficientemente elevadas que permitam suportar as exigências cada vez mais apertadas dos consumidores. Nas últimas décadas tem-se observado a utilização de um conjunto de materiais com características bastante interessantes sob o ponto de vista de leveza e propriedades mecânicas na indústria de transportes (Ghassemieh, 2011), (Aghion, 2003), (Buchholz, 1998), (McWilliams, 2007), sendo as ligas de Alumínio de alta resistência as mais utilizadas (Miller, 2000), (Baumeister, 1997), (Skillingberg, 2007) s.

As ligas de alumínio possuem propriedades que as tornam muito competitivas para uma ampla variedade de utilizações, sendo de destacar: a baixa densidade, elevada resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas. Contudo, em aplicações onde há a necessidade de ligações soldadas com processos de soldadura clássicas (MIG ou TIG) algumas das vantagens enumeradas anteriormente poderão sofrer um decréscimo de tal forma elevado que pode inviabilizar sua utilização. Os métodos mais comuns de soldadura utilizam uma fonte de calor para promover a ligação entre os materiais, porém esse calor gera mudanças na microestrutura do metal base, alterando assim suas propriedades mecânicas. Pode ainda acrescentar-se que, associado ao arrefecimento não controlado destes processos, podem surgir tensões residuais de origem térmica que limitam a carga máxima suportada pela estrutura e diminuem a sua vida em fadiga (Ribeiro, 2006), (Moreira, 2007). Outro fenómeno que ocorre com alguma frequência nos processos de soldadura no estado líquido são os defeitos no cordão de soldadura, tais como, micro ou macroporosidades, falta de deposição de material e fissuração, entre outros (Rangel, 2012). Com a finalidade de eliminar alguns desses inconvenientes, surgiu em 1991 uma nova técnica que permite a ligação de metais no estado sólido, denominado por soldadura por fricção linear ou, na sua designação inglesa, *Friction Stir Welding* (FSW). Essa técnica foi desenvolvida pelo instituto de soldadura na Grã-Bretanha e apareceu como uma alternativa para ser utilizada em ligas de alta resistência que eram difíceis de unir com as técnicas convencionais de ligação. Foi inicialmente desenvolvido para ligas de alumínio, mas, desde então também tem sido utilizada numa grande variedade de materiais (Koumoulos, 2011), (Properties and Selection, 1987).

Uma das principais vantagens das ligas de Alumínio é a sua resistência à corrosão (Properties and Selection, 1987), porém essa resistência depende do meio envolvente (Vereecken, 1994) e de possíveis alterações microestruturais decorrentes de processos de fabrico, como é o caso da soldadura (Rao, 2004), (Squillace, 2004). As ligas de alumínio soldadas por FSW apresentam suscetibilidade à corrosão nas regiões onde ocorre sensibilização da microestrutura (Frankel, 1999). O cordão de soldadura apresenta uma microestrutura composta por grãos finos, equiaxiais recristalizados dinamicamente. O refinamento de grão é causado principalmente pela rotação da ferramenta, associado a processos de deformação intensa e recristalização dinâmica (Paglia, 2008). Durante a soldadura, as regiões afetadas pelo calor podem atingir uma temperatura entre 250 e 450°C, que sensibilizam a microestrutura. No entanto, tratamentos térmicos pós-soldadura com exposições de tempo e temperatura similares aos submetidos durante a soldadura podem representar métodos eficazes para homogeneizar a microestrutura sensibilizada e aumentar a resistência à corrosão.

Sendo a FSW um processo relativamente recente, necessita de estudos mais apurados para a melhor compreensão do seu comportamento mecânico. O objetivo deste trabalho é analisar a resistência à corrosão da liga de alumínio AA6082-T6 soldada pelo processo de FSW em diferentes meios, mais especificamente, em água do mar e em solução de ácido sulfúrico. Pretende-se também verificar a influência da velocidade de avanço da ferramenta no processo de corrosão e na dureza das juntas soldadas.

2. FUNDAMENTOS TEÓRICOS

2.1 Soldadura por Fricção Linear

O princípio de funcionamento FSW baseia-se na utilização de uma ferramenta rotativa, especialmente projetada, de grande resistência mecânica e não consumível, que é introduzida na interface das duas chapas a serem soldadas, até que o *shoulder* (base) da ferramenta toca a superfície do metal base e depois percorre-a ao longo da linha de soldadura. Dessa maneira, cria-se uma junta soldada por meio da deformação plástica e do aquecimento gerado pelo atrito, promovendo o escoamento do material e sua mistura, a temperaturas inferiores à temperatura de fusão da liga a ser soldada. Como o FSW é um processo de estado sólido, logo não se forma uma estrutura de solidificação na soldura. Deste modo, os problemas relacionados com a presença de fases inter-dendríticas e eutéicas quebradiças são eliminados. Como consequência deste facto é possível unir

materiais diferentes, evitando muitos dos problemas associados com as técnicas de fusão (Rangel, 2012), (Jariyaboon, 2007).

Desde o seu surgimento, o FSW tem sido o processo preferido para a união das ligas de alumínio tratáveis termicamente e de alta resistência das séries (2xxx, 6xxx, 7xxx e 8xxx) para a indústria aeroespacial, automóvel e aplicações marítimas. Essa técnica é atraente para a soldadura de ligas de alumínio de alta resistência, pois a geração de calor é muito inferior à gerada pelos processos convencionais de soldadura, tais como TIG e MIG. O processo FSW conduz a relativamente pequenas mudanças microestruturais, obtendo-se uma melhor geometria do cordão, diminuindo a possibilidade de formação de fissura, porosidade e distorção das peças soldadas, apresentando melhores propriedades mecânicas do que a soldadura convencional (Jariyaboon, 2007), (Srinivasan, 2010). Porém, o FSW ainda apresenta alguns inconvenientes. Em estudos já realizados notaram-se mudanças microestruturais devido ao calor e à deformação plástica associado ao FSW. Em todas as zonas que sofrem influência do calor podem ocorrer falhas mecânicas, dependendo da quantidade de calor gerado na soldadura e que é controlada por parâmetros como a velocidade de rotação e velocidade de avanço (Jariyaboon, 2007).

O processo FSW gera três zonas microestruturais distintas (Jariyaboon, 2007):

- o cordão de soldadura: é a região através do qual passa o pino da ferramenta e, por isso, experimenta deformação e alta temperatura. Geralmente é constituído por grãos finos e equiaxiais devido à recristalização completa.
- a zona termo-mecanicamente afetada (TMAZ): é a região adjacente ao cordão de soldadura. Na TMAZ o metal é deformado plasticamente e aquecido, mas isto não é suficiente para provocar a recristalização.
- a zona termicamente afetada (HAZ): é a região que experimenta apenas um efeito de aquecimento, sem qualquer deformação mecânica.

2.2 Liga de Alumínio AA6082-T6

No presente trabalho foi analisada a liga de alumínio AA6082-T651, que é uma liga com excelente resistência à corrosão e termicamente tratável. Em relação ao comportamento mecânico, são consideradas como ligas de média resistência, sendo a mais resistente da série 6XXX. É especialmente utilizada em aplicações soldadas, para maquinagem e em componentes estruturais (Srinivasan, 2010).

Os principais elementos de liga são o magnésio e o silício, com percentagens de até 1,5% cada. O magnésio é adicionado para facilitar a soldabilidade. O silício é adicionado para que

haja endurecimento da liga por tratamento térmico, e a combinação de ambos os elementos melhora a resistência à corrosão (Jariyaboon, 2007).

Nas ligas da série 6XXX, a fase Mg_2Si é a base para o endurecimento por precipitação e é reativo em soluções ácidas. No entanto, em solução sólida ou como precipitado microscópico, o Mg_2Si tem um efeito desprezável sobre o potencial de eletrodo. Quando os teores de magnésio e silício são equilibrados (na proporção de formar apenas Mg_2Si), a corrosão intergranular é pequena na maioria dos ambientes corrosivos. Se a liga contém silício além do necessário para formar Mg_2Si ou contém um elevado nível de impurezas catódicas, aumenta a suscetibilidade à corrosão intergranular (Corrosion, 1987).

Adições de cobre fazem aumentar a resistência mecânica em muitas destas ligas, mas essa adição está limitada a pequenas quantidades por diminuir a resistência à corrosão (Corrosion, 1987).

Especificamente para liga AA6082-T651, objeto deste estudo, um típico tratamento térmico dado é o T6, que consiste na realização de um aquecimento da ordem de 400 a 500°C durante 1 a 2 horas, solubilização, seguida de um arrefecimento brusco em água, que se encontra à temperatura ambiente. Em seguida, realiza-se um tratamento de precipitação a temperaturas da ordem de 150 a 180°C, durante algumas horas ou até dias, este tratamento é denominado por envelhecimento artificial. A denominação T651 significa que esse tratamento térmico foi realizado em chapa (Properties and Selection, 1987), (Srinivasan, 2010).

2.3 Corrosão em Juntas Soldadas

A corrosão é um processo espontâneo em que os materiais metálicos estão constantemente a ser transformados, de tal forma que a sua durabilidade e desempenho podem deixar de satisfazer os fins a que se destinam (Davis, 2006).

As soldaduras apresentam características microestruturais especiais que precisam ser reconhecidas e entendidas, com o objetivo de prever a vida útil de estruturas soldadas que se encontram sujeitas à ação de fenômenos de corrosão. As soldaduras convencionais apresentam diferenças de composição entre o metal base e o metal de adição, assim é gerado um par galvânico que pode influenciar o processo de corrosão na vizinhança do cordão (Dadfar, 2007). A própria zona de fusão oferece um efeito galvânico devido à segregação resultante da solidificação (Davis, 2006) (Koumoulos, 2011).

O Alumínio é um metal que apresenta boa resistência à corrosão em vários meios, devido à formação de uma camada de alumina na sua superfície que também o torna impermeável à ação da humidade e do oxigénio. Esse óxido de alumínio dissolve-se em muitas substâncias

químicas, principalmente em ácidos fortes e álcalis. Quando o filme é removido, o metal é corroído rapidamente por dissolução uniforme (Jariyaboon, 2007).

As condições de estabilidade termodinâmica da película de óxido são expressas pelo diagrama de Pourbaix (potencial em relação ao pH) mostrado na Fig.1. Como demonstrado por este diagrama, o alumínio é passivo, ou seja, está protegido pela sua camada de óxido, na faixa de pH entre 4 e 8.5. Os limites deste intervalo, no entanto, variam um pouco com a temperatura, com a forma específica do filme de óxido presente e com a presença de substâncias que podem formar complexos solúveis ou insolúveis com os sais de alumínio (Corrosion, 1987).

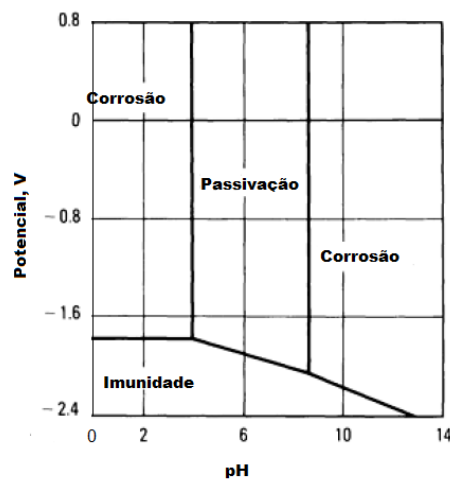


Fig. 1 – Diagrama de Pourbaix para o Alumínio com um filme de $Al_2O_3 \cdot 3H_2O$ a 25 °C (75 °F).

Valores de potencial são para elétrodo de hidrogênio (Corrosion, 1987)

Para além dos limites da mesma amplitude passiva, o alumínio corrói em solução aquosa, porque os seus óxidos são solúveis em muitos ácidos e bases, produzindo inicialmente iões Al^{3+} e depois iões AlO_2^- (aluminato). Existem, no entanto, situações em que a corrosão não ocorre fora da faixa passiva, por exemplo, quando a película de óxido não é solúvel ou quando a película é mantida pela natureza oxidante da solução (Corrosion, 1987).

Alumínio e suas ligas são geralmente sensíveis aos ambientes de cloretos, sofrendo então ataque localizado. Porém são mais resistentes em relação ao H_2SO_4 , sendo então menos afetados em ambientes industriais (Corrosion, 1987) (Maggiolino, 2011).

Um estudo feito por Maggiolino e Schmid (Maggiolino, 2011) mostrou que em amostras soldadas por FSW não ocorreu grande diferença na resistência à corrosão por pitadas (*pitting*) entre o material de base e a junta soldada. Por outro lado, a soldadura MIG apresentou menor resistência, sendo que as zonas mais críticas se encontravam na proximidade da zona termicamente afetada, isso porque no processo de fusão, como no

caso da soldadura MIG, é elevada probabilidade da ocorrência de porosidades no cordão de soldadura, que funcionam como uma pitada inicial para a corrosão.

Outros autores estudaram a soldadura das ligas 2024, 6061, 1100, 7010-T651, e de ligas de Al-Cu-Mg-Ag, e todas elas também exibiram suscetibilidade à corrosão localizada. Na maioria dos casos, a suscetibilidade à corrosão está correlacionada com as grandes zonas livres de precipitados e precipitados grosseiros. Em geral, a corrosão inicia-se ao longo das zonas livres de precipitados de forma localizada como corrosão por pitadas e propaga-se com a dissolução das fases nos contornos dos grãos como corrosão intergranular (Paglia, 2008).

Ligas de alumínio de alta resistência contendo magnésio, cobre, silício, zinco e lítio são suscetíveis à corrosão sob tensão em determinadas condições metalúrgicas e a condição de soldada é uma delas. As ZTMAs e ZTAs são regiões suscetíveis à corrosão localizada e, muitas vezes, são zonas onde ocorre a fratura (Paglia, 2008). Na corrosão sob tensão tem-se a deterioração do material decorrente da ação combinada de tensões residuais (provenientes de operações de soldadura) ou aplicadas e o meio corrosivo. As solicitações são estáticas e a fratura é intergranular. Os contornos de grão e as regiões adjacentes a ele podem ser caminhos preferenciais para a corrosão, isso porque essas regiões ficam empobrecidas de elementos de liga devido ao processo de precipitação (Gentil, 2011).

3. MATERIAL

O ensaio experimental realizado do âmbito deste trabalho foi efetuado em duas fases distintas. A primeira fase correspondeu à preparação dos provetes soldados utilizando a técnica de soldadura FSW e na segunda implementou-se o ensaio de corrosão em dois meios diferentes: água do mar e solução de ácido sulfúrico.

3.1 Soldadura dos Provetes

A preparação dos provetes para posterior ensaio de corrosão consistiu na soldadura de duas placas de liga de alumínio com a técnica de FSW. As placas tinham a forma retangular com as dimensões: 360mmx120mmx3mm. A liga de alumínio utilizada tem a designação de AA6082-T6, as principais propriedades mecânicas e sua composição química encontram-se nas Tabela 1 e Tabela 2, respectivamente. As propriedades mecânicas foram determinadas a partir do ensaio de tração de 6 provetes de acordo com a norma EN 10002-1 (EN 10002-1, 2006) e os valores da Tabela 1 correspondem ao valor médio dos resultados obtidos no ensaio.

Tabela 1 – Propriedades mecânicas da liga AA6082-T6, material base.

<i>Propriedade</i>	<i>Valor</i>
Tensão de rotura [MPa]	322.9
Tensão de cedência [MPa]	276.2
Alongamento [%]	17.5

Tabela 2 – Composição química da liga AA6082-T6 (%peso).

<i>Elemento</i>	<i>Si</i>	<i>Mg</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>	<i>Cr</i>	<i>Cu</i>	<i>Zn</i>	<i>Ti</i>	<i>Al</i>
%	0.91	0.69	0.56	0.23	0.035	0.062	0.098	0.019	97.4

A soldadura foi executada com os chanfros em bordos retos e com prévia limpeza das superfícies a serem ligadas, utilizando acetona como desengordurante e um pano macio. Após preparação e limpeza das placas, estas foram fixadas num gabari apropriado e procedeu-se ao processo de soldadura de acordo com os parâmetros indicados nas Tabela 3 e Tabela 4.

Tabela 3 – Parâmetros de soldadura.

<i>Parâmetros</i>	<i>Valor</i>
Diâmetro do <i>shoulder</i> [mm]	12
Diâmetro da ferramenta [mm]	6
Penetração do pino [mm]	2.83
Penetração do <i>shoulder</i> [mm]	0
<i>Tilt angle</i> [°]	0

Tabela 4 – Parâmetros de velocidade da soldadura FSW.

<i>Amostras^a</i>	<i>Velocidade de Rotação (RPM)</i>	<i>Velocidade de avanço (mm/s)</i>
FSW S	1000	78
FSW M	1000	130
FSW F	1000	360

A FSW é a abreviatura do processo de soldadura *Friction Stir Welding*. A letra que segue refere-se à velocidade de avanço, onde S é baixa (*slow*), M é média (*medium*) e F é rápida (*fast*).

Neste trabalho foram realizados três provetes onde se variou somente a velocidade de avanço da soldadura. A velocidade de rotação da ferramenta foi de 1000 rpm, no sentido horário e o avanço ocorreu na direção paralela à direção da laminagem da placa.

Na Fig. 2, pode-se observar o provete obtido após soldadura das duas placas.

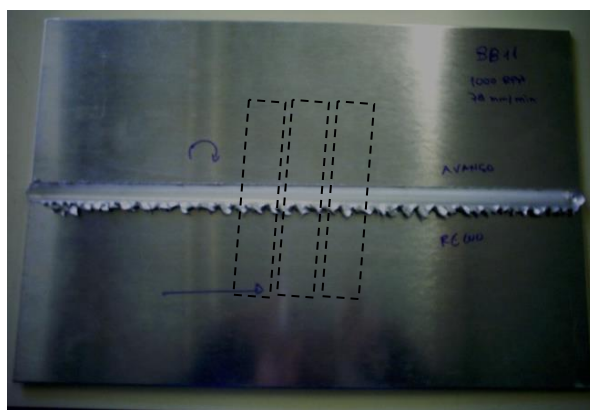


Fig. 2 – Provette obtido após a soldadura de FSW.

3.2 Soldadura dos Provetes

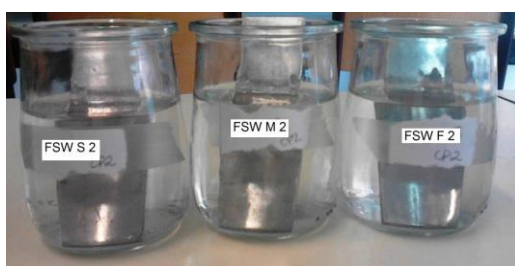
Após o fabrico dos provetes soldados com os parâmetros apresentados nas tabelas 2 e 4, procedeu-se ao seccionamento das placas soldadas, obtendo-se um conjunto de amostras de menor dimensão (20mmx60mm - Fig. 2) que foram colocadas em diferentes ambientes corrosivos. Estes foram escolhidos de acordo com o grau de severidade corrosiva, assim, optou-se por ambientes marítimos, submergindo três amostras em água do mar e ambientes industriais mergulhando três outras amostras numa solução de ácido sulfúrico. Na tabela 5 os números de 1, 2 e 3 referem-se aos grupos para a análise de diferentes propriedades conforme apresentado ao longo do trabalho.

A solução ácida utilizada no ensaio tinha uma concentração de 150g/l de ácido sulfúrico. A água do mar utilizada no ensaio foi retirada do Atlântico Norte, na costa Portuguesa. Esta água é rica em fitoplâncton e outros microrganismos que podem acelerar o processo de corrosão. Determinou-se, também, a salinidade da água, para isso utilizou-se um refratômetro digital (HI96822 da HANNA) que faz a medição do índice de refração para determinar a salinidade da água salgada. Foi medida uma salinidade de 32 ppt.

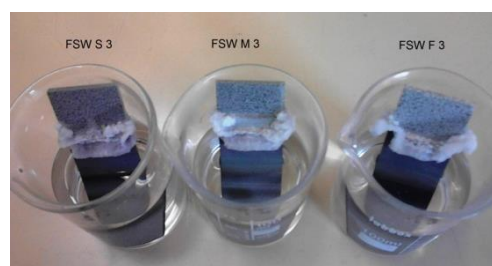
Tabela 5 – Propriedades a ser analisada em cada grupo de amostras.

<i>Grupo</i>	<i>Meio Corrosivo</i>	<i>Denominação das Amostras</i>
1	Não aplicável	FSW S 1
		FSW M 1
		FSW F 1
2	Água do mar	FSW S 2
		FSW M 2
		FSW F 2
3	Ácido sulfúrico	FSW S 3
		FSW M 3
		FSW F 3

Para evitar que houvesse uma significativa alteração nas características micro-orgânica da água, conservou-se uma quantidade de água em ambiente refrigerado, a uma temperatura de 5°C, que foi utilizada para repor as perdas que ocorreram por evaporação durante o ensaio. Antes da imersão das amostras nos respectivos recipientes com os meios corrosivos fez-se uma prévia preparação que consistiu no polimento com uma lixa de granulometria #220 e na posterior limpeza com desengordurante e acetona. Após esta preparação as amostras foram mergulhadas na água do mar e solução de ácido sulfúrico. Na Fig. 3, estão apresentados os dois conjuntos de amostras imersas nos meios corrosivos.



(a)



(b)

Fig. 3 – Amostras das juntas soldadas por FSW imersas nos dois meios corrosivos: água do mar (a) e solução de ácido sulfúrico (b).

Os ensaios decorreram durante cerca de três meses (94 dias para a água do mar e 70 dias para o meio ácido) a uma temperatura ambiente média de 20°C. A diferença de tempo para os dois conjuntos de ensaio justifica-se pela grande diferença de perda de massa que ocorreu nos dois meios corrosivos, tal com se pode observar pelas Fig. 8 e 9, a perda de massa ocorrida no meio corrosivo de água do mar foi muito pequena, por isso optou-se por manter as amostras durante mais vinte e quatro dias nesse meio com o objetivo de observar-se uma perda de massa mais significativa. Foram realizadas pesagens semanais numa balança de precisão, ADA 210C da Algen Scale, para avaliar a perda de massa provocada pela corrosão das amostras. Estas eram retiradas dos recipientes, lavadas em água corrente, limpas numa máquina de ultra-sons (modelo H da Selecta) durante 15 minutos a uma temperatura de 50°C. Finalmente, as amostras foram secas com ar quente e pesadas na balança de precisão.

Procedeu-se, também, à medição do pH dos dois meios corrosivos: água do mar e solução de ácido sulfúrico. Para esse efeito, foi utilizado um indicador universal com papel de tornassol. Na tabela 6 estão indicados os resultados de pH obtidos para a água do mar e solução de ácido sulfúrico.

Tabela 6 – Resultados do teste de pH.

<i>Meio corrosivo</i>	<i>Valor de pH</i>
Água do mar	8.5
Ácido sulfúrico	1

3.3 Metalografia e microdurezas

Com o intuito de estudar a influência do parâmetro velocidade de avanço na qualidade da soldura, microestrutura e microdureza do material na região da soldadura realizou-se um ensaio metalográfico e a medição de microdureza Vickers.

Assim, fez-se uma análise metalográfica a cada uma das juntas logo após a soldadura e que correspondeu às amostras do grupo 1 (ver tabela 5). Estas foram lixadas com lixas da granulometria #220, #320, #500 e #1000, posteriormente forma polidas com uma suspensão de sílica coloidal. De seguida, foram atacadas com o reagente Keller durante 30 segundo e lavadas em água quente, finalmente, realizou-se uma análise no microscópio ótico, marca Nikon, modelo LHS-H50C-1. A composição química do reagente Keller utilizado foi: 1mL de HF com 200 mL de H₂O.

Um outro parâmetro importante para a análise soldadura foi o estudo da microdureza no cordão e na região termo-mecanicamente afetada. Para isso, foram cortadas 3 amostras para embutir na resina a frio, lixadas com lixas de granulometria #220, #320, #500 e #1000, posteriormente foram polidas em suspensão de sílica coloidal. De seguida mediu-se a microdureza Vickers na superfície dessas amostras. As medições da microdureza foram efetuadas num microdurómetro de marca Mitotoyo, modelo HM-210.

4. RESULTADOS E DISCURSÕES

Neste ponto faz-se a apresentação comentada dos resultados obtidos nos diferentes ensaios realizados no âmbito deste trabalho: micrográfico, microdureza Vickers e corrosão.

4.1 Micrografia

As micrografias obtidas foram realizadas com uma ampliação de cem vezes e encontram-se representadas nas Fig. 4, Fig.5 e Fig.6. No primeiro caso corresponde às amostras FSW S1, segundo às FSW M1 e no terceiro às FSW F1.

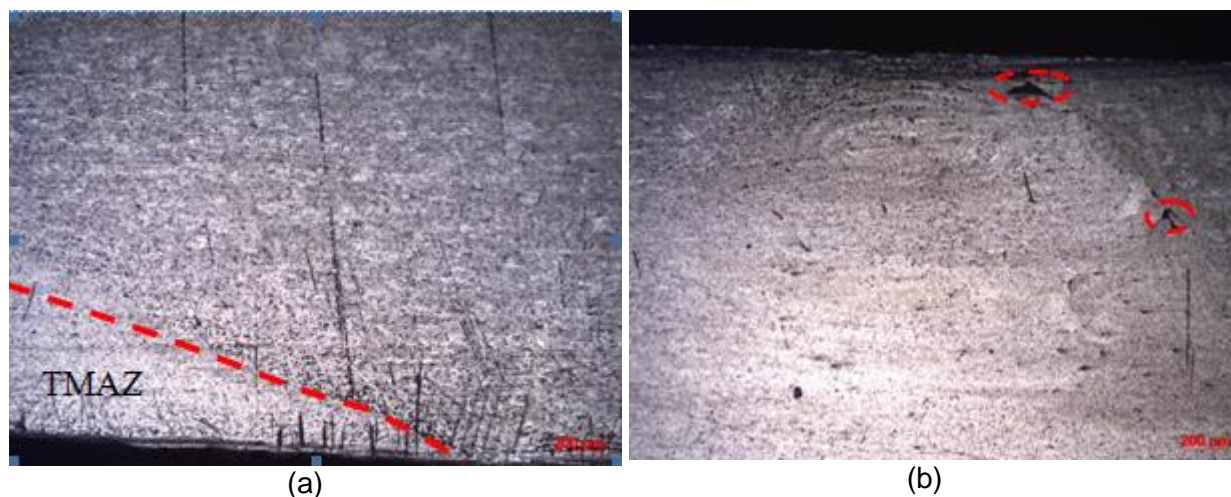
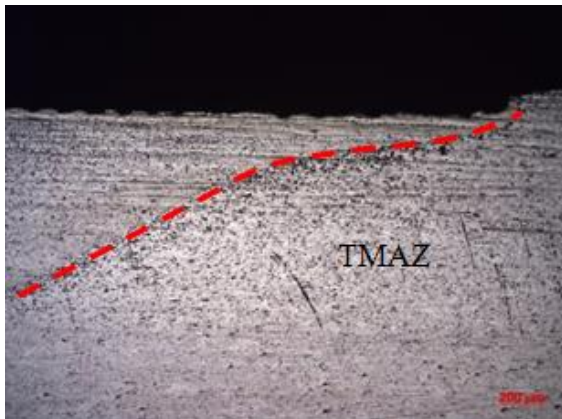


Fig.4 – Soldadura da amostra FSW S1: a) Zona termo-mecanicamente afetada. b) Cordão de Soldadura.

É de salientar que estas amostras foram retiradas logo a seguir à soldadura e, como tal, não lhe foi imposto nenhum processo de corrosão.

Observa-se claramente na Fig. 4 a) o limite entre o cordão de soldadura e o metal base. Na Fig. 4 (b) nota-se uma falta continuidade de material no cordão de soldadura.



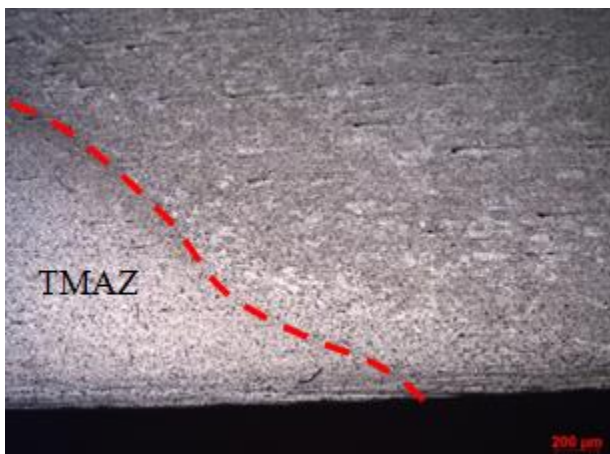
(a)



(b)

Fig.5 – Soldadura da amostra FSW M1: a) Zona termicamente afetada. b) Cordão de Soldadura.

Na Fig. 5 a) pode verificar-se o limite entre o cordão de soldadura e o metal base. Já na Fig. 5 b) vê-se, claramente, que a parte central sofreu uma maior deformação plástica devido ao aumento da velocidade de avanço que deformou com maior intensidade o centro do cordão de soldadura. Da Fig. 5, também é possível observar-se na amostra FSW M1 não existe qualquer descontinuidade de material, desta análise pode concluir-se que, provavelmente, os parâmetros utilizados nesta soldadura são os mais adequados para a ligação desta liga de alumínio e espessura de chapa.



(a)



(b)

Fig.6 – Soldadura da amostra FSW F1: a) Zona termicamente afetada. b) Cordão de Soldadura.

4.2 Microdureza Vickers

As micrografias obtidas foram realizadas com uma ampliação de cem vezes e encontram-se representadas nas Fig. 4, Fig. 5 e Fig. 6. No primeiro caso corresponde às amostras FSW S1, segundo às FSW M1 e no terceiro às FSW F1. É de salientar que estas amostras foram retiradas logo a seguir à soldadura e, como tal, não lhe foi imposto nenhum processo de corrosão. E a Tabela 7 mostra os valores de microdurezas obtidos para cada uma das cinco regiões.

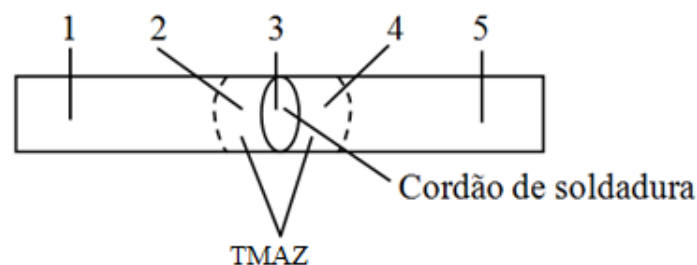


Fig.7 – Representação esquemática dos locais de medição de microdureza.

Tabela 7 – Resultado do ensaio Microdureza Vickers.

Amostra	Pontos de medida				
	1	2	3	4	5
FSW S	100.3	77.23	57.00	77.23	93.23
FSW M	102.7	85.76	56.48	77.23	93.51
FSW F	102.7	82.19	78.84	82.19	93.64

Nas regiões 1 e 5, não ocorreu mudança significativa na microdureza, pois a medição foi efetuada diretamente no metal base, esta região que não foi afetada pelo calor nem pela deformação plástica que ocorrem durante o processo FSW. Assim, tal como no estudo desenvolvido por Peel *et al.* (Peel, 2003) verificou-se que o metal base apresentou uma dureza Vickers superior ao cordão de soldadura. Isso ocorre devido ao processo de soldadura que amacia significativamente o metal com a redução da dureza em torno do cordão. Kumar e Kailas (Kumar, 2008) explicam que a temperatura mínima necessária para modificar os precipitados em ligas de Al-Zn-Mg é de 200°C, como a temperatura de soldadura da FSW varia entre 250°C e 450°C, os precipitados aumentam de tamanho, ou seja, a presença de precipitados grosseiros faz com que a ZTMA apresente menor dureza.

À medida que aumenta a velocidade de avanço, ocorre menor transferência de calor por unidade de distância percorrida (a entrada de calor é menor), fazendo com que a zona recristalizada seja mais estreita, refletindo-se no aumento de dureza. Esse facto pode ser constatado pelo valor de dureza encontrado na amostra FSW F, que foi soldada com maior velocidade de avanço e apresentou dureza mais elevada.

4.3 Corrosão

O processo de corrosão foi avaliado pela perda de massa que ocorreu ao longo do tempo em que foi realizado o ensaio.

As Fig.8 e Fig.9 mostram os resultados do ensaio de corrosão em água do mar e solução de ácido sulfúrico, respetivamente.

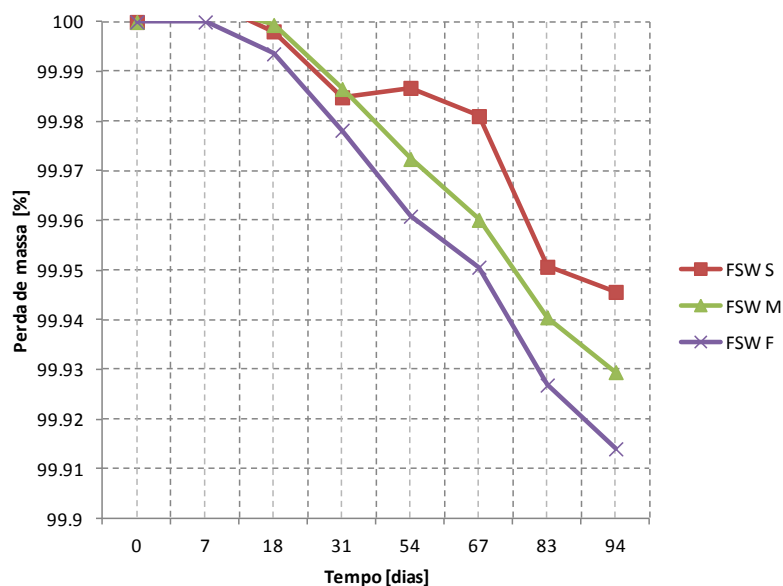


Fig.8 – Perda de massa ocorrida nas amostras do ensaio de corrosão em água do mar.

Através da análise dos gráficos pode-se perceber que o pH da água do mar está dentro do intervalo de passivação de acordo com o diagrama de Pourbaix, por esse motivo não houve perda efetiva de massa (perda inferior a 0,1%) das amostras do grupo 2. Já para o ácido sulfúrico, o pH está dentro da faixa de corrosão, facto esse que foi comprovado pela perda significativa de massa das amostras do grupo 3 (aproximadamente 10%).

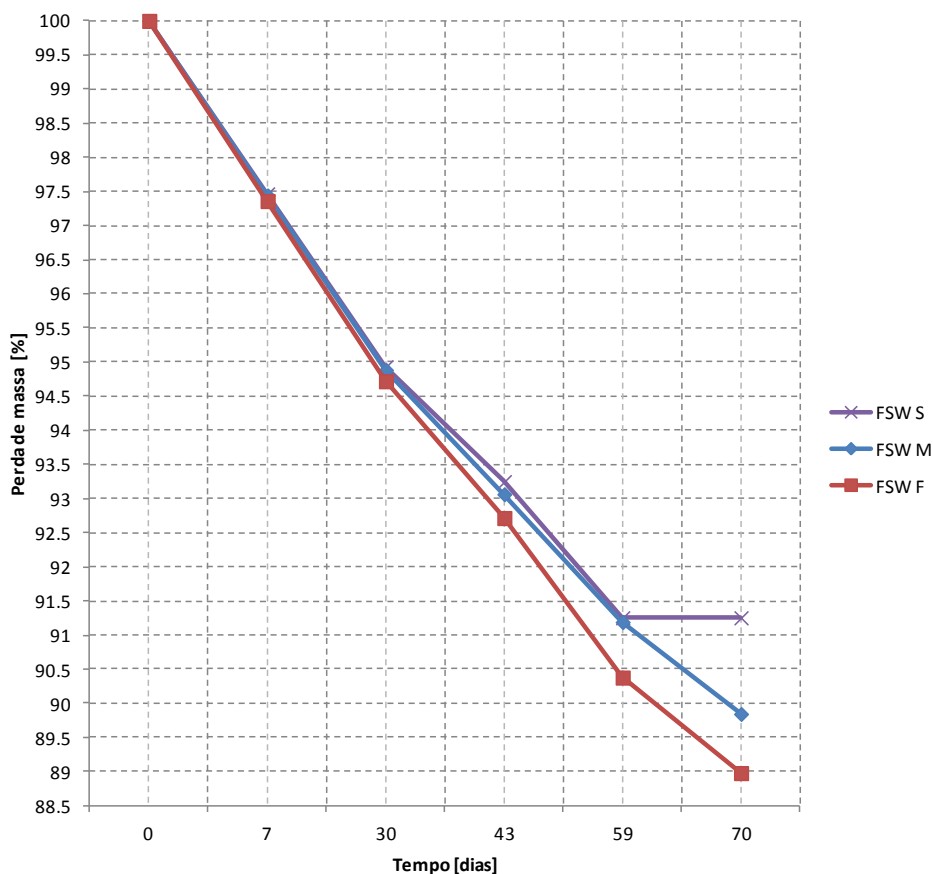


Fig.9 – Perda de massa no ensaio de corrosão numa solução de ácido sulfúrico.

A maior taxa de corrosão foi encontrada para a amostrar FSW F, soldada com a maior velocidade de avanço das amostras em estudo. Peel *et al.* (Peel, 2003) explicam que devido à velocidade de avanço surgem tensões de pico próximas da linha de soldadura. Essas tensões aumentam em magnitude com o aumento da velocidade de avanço. E de acordo com Paglia e Buchheit (Paglia, 2008), ligas de alumínio de alta resistência, como é o caso da liga em estudo AA6082-T651, são suscetíveis à corrosão sob tensão em determinadas condições metalúrgicas e a condição de soldado é uma delas. Então é provável que tenha ocorrido corrosão sob tensão, devido às tensões residuais geradas durante o processo de soldadura.

Na Fig.10 estão apresentadas as amostras após o ensaio de corrosão em água do mar e solução de ácido sulfúrico, respetivamente.

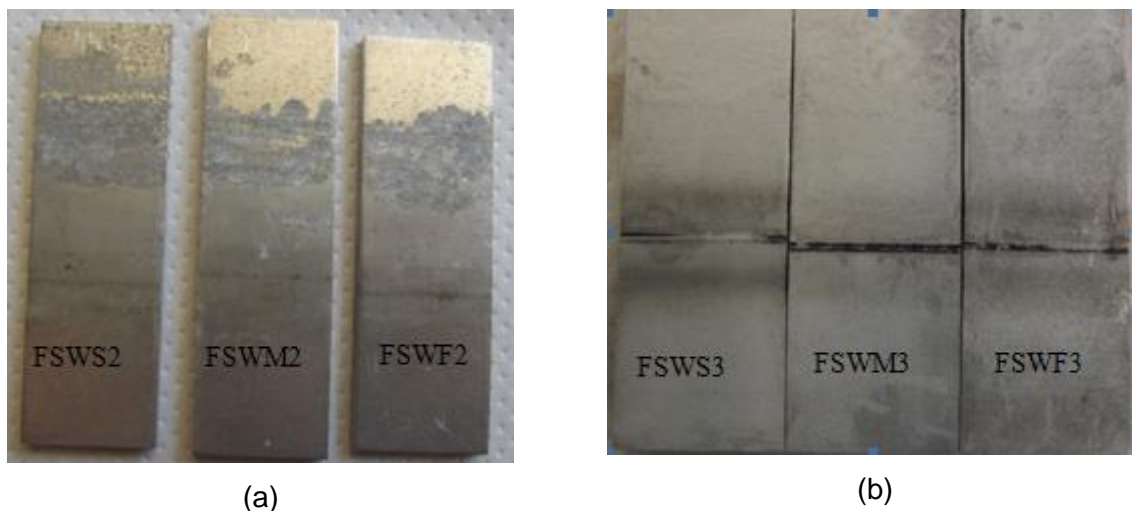


Fig.10 – Amostras FSW S 2, FSW M 2, FSW F 2 após ensaio de corrosão em água do mar (a); Amostras FSW S 3, FSW M 3, FSW F 3 após ensaio de corrosão em solução de ácido sulfúrico (b).

5. CONCLUSÕES

O processo de soldadura FSW mostrou ser eficaz na ligação da liga de alumínio AA6082-T6. O aumento da velocidade de rotação ou a diminuição da velocidade de avanço, aumenta a geração de calor durante o processo de soldadura.

Os parâmetros usados para soldar a amostra FSW M deram origem à soldadura com menos defeitos de descontinuidade de material.

A dureza do cordão de soldadura é menor que do metal base, devido ao amaciamento do cordão durante a soldadura.

A amostra FSW F, soldada com maior velocidade de avanço que as outras amostras, obteve uma maior taxa de corrosão e maior microdureza no cordão de soldadura.

A corrosão na solução de ácido sulfúrico foi muito mais intensa, já que é um meio mais agressivo, menor pH do que a provocada pela água do mar. No primeiro caso a perda de massa rondou os 10% enquanto no segundo caso foi inferior a 0.5%.

Verificou-se que ocorre o fenômeno de corrosão sob tensão devido às tensões residuais geradas durante o processo de soldadura.

6. REFERÊNCIAS

- Aghion, E., Bronfin, B., Von Buch, F., Schumann, S., Friedrich, H.(2003). "Newly developed magnesium alloys for powertrain applications", *Jom-J Miner Metals Mater Society*, 55: A30–A33.
- Baumeister, J., Banhart, J., Weber, M. (1997). "Aluminium foams for transport industry", *Materials & Design*, 18: 217-220.

- Buchholz, K. (1998). "Lightweight Body Panel Materials", *Automotive Engineering International*, 106: 19-22.
- Corrosion, *Metals Handbook*, Ninth ed. (1987). ASM International, Metals Park, Ohio, USA, 13: 1428-1506.
- Dadfar, M., Fathi, M., Karimzadeh, F., Dadfar, M., Saatchi, A. (2007). "Effect of TIG welding on corrosion behavior of 316L stainless steel", *Materials Letters*, 61: 2343–2346.
- Davis, J.R. (2006). *Corrosion of Weldments*, Chapter 1: Basic Understanding of Weld Corrosion, ASM International, Edited by J. R., Davis & Associates, Ohio, USA.
- EN 10002-1, *Tensile Test for Metallic Materials at Ambient Temperature*, 2006.
- Frankel, G., Xia, Z. (1999). "Localized Corrosion and Stress Corrosion Cracking Resistance of Friction Stir Welded Aluminum Alloy 5454", *Corrosion*, 55: 139-150.
- Gentil, V. (2011). *Corrosão*, Editora LTC, 6ª Edição, Rio de Janeiro.
- Ghassemieh, E. (2011). *Materials in Automotive Application, State of the Art and Prospects*, Chapter of New Trends and Developments in Automotive Industry, Edited by Marcello Chiaberge, Publisher: InTech.
- Jariyaboon, M., Davenport, A., Ambat, R., Connolly, B., Williams, S., Price, D. (2007). "The effect of welding parameters on the corrosion behaviour of friction stir welded AA2024–T351", *Corrosion Science*, 49: 877–909.
- Koumoulos, E., Charitidis, C., Daniolos, N., Pantelis, D. (2011). "Nanomechanical properties of friction stir welded AA6082-T6 aluminum alloy", *Materials Science and Engineering: B*, 176: 1585-1589.
- Kumar, K., Kailas, S.V. (2008). "The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation", *Materials Science and Engineering: A*, 485(1): 367-374.
- Maggiolino, S., Schmid, C. (2008). "Corrosion resistance in FSW and in MIG welding techniques of AA6XXX", *Journal of materials processing technology*, 197: 237–240.
- McWilliams, A. (2007). *Advanced Materials, Lightweight Materials in Transportation*, Report Code: AVM056A.
- Miller, W., Zhuang, L., Bottema, J., Wittebrood, A., Smet, P., Haszler, A., Vieregge, A. (2000). "Recent development in aluminium alloys for the automotive industry", *Materials Science and Engineering: A*, 280: 37–49.
- Moreira, P., Figueiredo, M., Castro, P. (2007). "Fatigue behaviour of FSW and MIG weldments for two aluminium alloys", *Theoretical and applied fracture mechanics*, 48: 169-177.
- Paglia, C., Buchheit, R. (2008). "A look in the corrosion of aluminum alloy friction stir welds", *Scripta Materialia*, 58: 383–387.
- Peel, M., Steuwer, A., Preuss, M., Withers, P.J. (2003). "Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds", *Acta Materialia*, 51: 4791-4801.
- Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, *Metals Handbook*, Ninth ed. (1987). ASM International, Metals Park, Ohio, USA, vol. 2.
- Rangel, J. (2012). *Aplicação do processo de fricção linear (FSP) na melhoria da resistência à fadiga de juntas T soldadas por MIG na liga AA6082*, Dissertação apresentada para a obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica, Faculdade de Ciência e Tecnologia da Universidade de Coimbra.
- Rao, K. (2004). "Pitting Corrosion of Heat-Treatable Aluminium Alloys and Welds: A Review", *Trans. Indian Inst. Met.* 57: 593-610.
- Ribeiro, J. (2006). *Caracterização Experimental e Numérica de Campos de Tensões Residuais Provocadas por Processos de Fabrico*, Tese de Doutoramento, Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.
- Skillingberg, M., Green, J. (2007). "Aluminum Applications in the Rail Industry", *Light Metal Age*, 65: 8–12.
- Squillace, A., Fanzo, A., Giorleo, G., Bellucci, F. (2004). "A comparison between FSW and TIG welding techniques: modifications of microstructure and pitting corrosion resistance in AA 2024-T3 butt joints", *Journal of Materials Processing Technology*, 152: 97–105.
- Srinivasan, P., Arora, K., Dietzel, W., Pandey, S., Schaper, M. (2010) "Characterisation of microstructure, mechanical properties and corrosion behaviour of an AA2219 friction stir weldment". *Journal of Alloys and Compounds*, 492: 631–637.
- Vereecken, J. (1994). *Corrosion Control of Aluminium - Forms of Corrosion and Prevention*, TALAT Lectures 5103, European Aluminium Association.