

Caracterização da interface do aço SAE 8630 modificado e amanteigado com Inconel 725 pelo processo de soldagem MIG

Anne Karyne Cunha Martins, annekarynecunha@gmail.com¹

Antonio Marcos Vila Nova, a.marcos.20@gmail.com¹

José Hilton Ferreira da Silva, jhiltonf@ct.ufpb.br¹

Roneles de Santana Silva, selenor_jp@hotmail.com¹

¹Universidade Federal da Paraíba, Departamento de Engenharia Mecânica, PB, Brasil

Resumo: Este trabalho tem como objetivo analisar o comportamento mecânico e microestrutural da interface da solda de amanteigamento de juntas dissimilares para aplicações em estruturas offshore submetida à proteção catódica. O processo de soldagem MIG com o modo de corrente de soldagem convencional foi utilizado no amanteigamento do aço SAE 8630 modificado com o consumível AWS ERNiCrMo-15 (Inconel 725). Para proteção do arco e da poça de fusão foi utilizada a mistura 75% Ar + 25% He. A variável de influência é o tratamento térmico de alívio de tensões (com TTAT e sem TTAT). As variáveis de resposta analisadas são a diluição, a microestrutura e a microdureza da interface do amanteigamento. Como resultados tem-se que o uso do TTAT após a solda de amanteigamento não garantiu níveis de microdureza ($HV_{0,025}$) desejada nas zonas parcialmente diluídas (ZPDs) devido ao aparecimento de uma elevada quantidade de zonas martensíticas, rica em ferro, chamadas de Zona M.

Palavras-chave: soldagem MIG, amanteigamento, ligas de níquel, microestrutura.

1. INTRODUÇÃO

De acordo com Cantarin (2011), em alguns equipamentos da indústria do petróleo se emprega a soldagem por revestimento com o objetivo de aumentar sua resistência à corrosão, além de seu desempenho estrutural. Ainda, segundo Linnert (1995), o revestimento de estruturas subaquáticas de extração de petróleo é muito praticado para aumentar a resistência a este ambiente agressivo, sendo por outras vezes utilizado como amanteigamento, atenuando a transição entre juntas de metais dissimilares, devido às diferenças entre os coeficientes de expansão térmica e pontos de fusão.

Dentro desse contexto, Oliveira (2013) evidencia que o SAE 8630 modificado é comumente utilizado pela indústria de petróleo, especialmente em juntas dissimilares soldadas, sendo normalmente aplicado um amanteigamento antes da união das juntas. Este é um aço de médio carbono e baixa liga utilizado na condição temperado e revenido para atender aos requisitos para aplicações subaquáticas e em meio contendo H_2S , impostos pela norma NACE MR0175. Sua quantidade de carbono, juntamente com seu elevado carbono equivalente lhe dá propensão à formação de trincas por hidrogênio.

Acidentes ocorridos em plataformas petrolíferas no Mar do Norte em 2001 e no Golfo do México em 2005 apresentaram como diagnóstico falhas na soldagem de uniões dissimilares. De acordo com Cantarin (2011), teve-se como causa a presença de fases com alta dureza (martensita), áreas com precipitados de segunda fase e a fragilização por Hidrogênio, entre a interface do aço SAE 8630 com o Inconel 625, utilizado como amanteigamento.

Após tais episódios diversas pesquisas foram desenvolvidas a fim de identificar as possíveis causas destas falhas, sendo uma das linhas desses estudos a possibilidade de troca do Inconel 625 por outro metal de adição para o amanteigamento.

Shoemaker (2005), conclui que a resistência à corrosão da liga Inconel 725 juntamente com a sua alta resistência a torna uma opção para aplicações na indústria marítima, química, aeroespacial, petrolífera e indústrias de gás. A liga Inconel 725 apresenta uma resistência à corrosão equivalente à da liga 625. Assim, proporciona resistência adequada à corrosão na maioria dos ambientes marítimos e de bordo. Além da sua resistência, ela também oferece excelente resistência à fratura. Antes do advento do Inconel 725, os designers marinho foram limitados ao Inconel 718, uma liga de resistência elevada. No entanto, o Inconel 718 oferece apenas resistência moderada à corrosão marinha e sua tenacidade à fratura é menor do que o desejado para condições “sub-seguras”. A liga 725 oferece uma melhoria significativa na resistência à corrosão e tenacidade à fratura a um nível ligeiramente inferior de resistência.

As fissurações próximas à linha de fusão do amanteigamento, tal como as dos acidentes supra citados, tornam essa área frequentemente apontada como a região mais crítica e a grande quantidade de hidrogênio atômico adsorvido na superfície das juntas foram apontadas como a provável causa das falhas encontradas nesses tipos de juntas.

Observou-se também que os elevados níveis de diluição impostos pelo processo de soldagem podem, além de reduzir a resistência à corrosão pela incorporação de ferro do metal de base, promove a formação de microestruturas definidas como zonas parcialmente diluídas (ZPD), fundamentalmente martensíticas, duras e frágeis sobre a linha de fusão.

Como mostra Gitos (2008) e Oliveira (2013), as ZPD tornam componentes soldados susceptíveis à falhas em operação devido à formação de martensita ou devido a intensa precipitação de carbonetos, mesmo após o tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT). Vale acrescentar que segundo Omar (1998), todos os parâmetros de soldagem podem ter efeito de aumentar ou reduzir a extensão da ZPD.

Baseados nisto e na constatação da pouca utilização e de pesquisas acerca do Inconel 725 no amanteigamento de aços para indústria de petróleo e gás, quando comparado ao Inconel 625, motivou-se o desenvolvimento deste trabalho, o qual visa estudar a interface do amanteigamento do aço SAE 8630 modificado com o Inconel 725, e analisar este conjunto para a utilização em instalações para a exploração de petróleo e gás em águas submarinas, além de entender os fenômenos ocorridos na microestrutura da região de solda.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Materiais

Para confecção dos corpos de prova utilizou-se como metal de base placas de aço SAE 8630 modificado nas dimensões de 90 x 30 x 55 mm, com composição química apresentada na Tab.1, conforme fornecida pelo fabricante.

Tabela 1. Composição química do aço SAE 8630.

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb
0,33	0,84	0,26	0,007	0,006	0,006	0,001
V	Ti	Cr	N	Cu	Mo	Ni
0,015	0,0005	0,92	0,005	0,09	0,38	0,81

Para o metal de adição utilizou-se a liga de níquel Inconel 725, classificado como AWS ERNiCrMo-15, com diâmetro de 1,2 mm. A Tab.2 apresenta a composição química do metal de adição, de acordo com o fabricante do arame.

Tabela 2. Composição química do arame AWS ERNiCrMo-15 (% massa).

Ni	Cr	Mo	Fe	Nb	Ti	Al	C	N	Mn	S
58,3	20,8	8,0	7,4	3,5	1,52	0,21	0,006	0,008	0,07	0,0004

Como gás de proteção utilizou-se uma mistura de gases inertes (75% Ar / 25% He), com vazão de 20 l/min.

2.2. Tratamentos Térmicos

Para atender aos requisitos de propriedades para aplicação no setor de petróleo e gás, segundo a norma NACE MR0175, antes de ser realizado o procedimento de amanteigamento, o aço SAE 8630 foi submetido aos tratamentos térmicos de têmpera e revenido, conforme condições esquematizadas na Fig. 1.

2.3. Procedimentos para o Amanteigamento e Obtenção dos Corpos de Prova

Para execução do amanteigamento do aço SAE 8630M com o Inconel 725, utilizou-se uma célula de soldagem composta por uma fonte de energia microprocessada, microprocessos e sinérgica, modelo DIGIplus A7; um sistema de aquisição de dados IMC SAP-4.0 e uma tartaruga para traslado da tocha de soldagem.

O sistema de aquisição de dados foi utilizado para monitoramento e controle das variáveis de soldagem (corrente de soldagem, tensão do arco, velocidade de alimentação do arame e vazão do gás de proteção). O sistema de aquisição de dados também foi utilizado para auxiliar no controle e ajuste das variáveis. O amanteigamento foi realizado de forma mecanizada.

Para definição dos procedimentos de soldagem foram realizados uma série de ensaios preliminares. Os parâmetros: velocidade de alimentação do arame (v_a), corrente de soldagem (I), tensão do arco (U), velocidade de soldagem (v_s) e a distância do bico de contato até a peça (DBCP), foram ajustados para o melhor procedimento de soldagem que

propiciasse os menores níveis de diluição possíveis e controle das zonas parcialmente diluídas (ZPD). Os parâmetros selecionados e utilizados no processo do amanteigamento são apresentados na Tab.3.

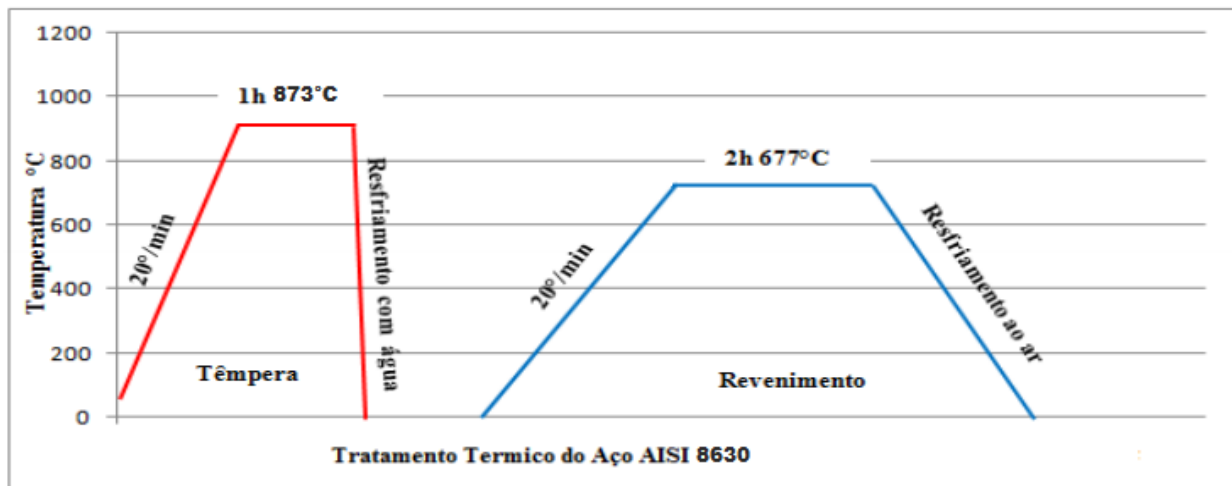


Figura 1. Condições de tratamento térmico do aço SAE 8630 – têmpera e revenimento.

Tabela 3. Parâmetros de soldagem.

Arame	Corrente média (A)	Tensão do arco (V)	Velocidade de alimentação do arame (m/min)	Velocidade de soldagem (mm/min)	DBCP (mm)	Energia de soldagem (kJ/mm)
Inconel 725	163,8	25	6,5	164	12	1,56

Definidos os procedimentos de soldagem, prepararam-se as chapas de aço SAE 8630 para o amanteigamento com a fixação (através de pontos de solda) de abas nas quatro arestas da peça, conforme Fig.2. A fixação dessas abas teve a finalidade de garantir uma deposição homogênea do cordão da solda de amanteigamento em toda a largura e extensão da chapa.



Figura 2. Chapas de aço SAE 8630 com abas fixadas antes do processo de amanteigamento.

A etapa seguinte consistiu em fixar o corpo de prova sobre um suporte de aço e pré-aquecer lentamente toda sua superfície, com uma chama de oxiacetileno, garantindo uma distribuição uniforme de calor por toda sua extensão e temperatura no intervalo de 240 °C a 280 °C. Esse controle de temperatura foi realizado com um pirômetro óptico digital com fundo de escala de 1500 °C. A temperatura de pré-aquecimento e de interpasse no intervalo de 240 °C a 280 tem como objetivo reduzir a taxa de resfriamento e, conseqüentemente, diminuir tensões residuais, distorções, evitar a precipitação de microconstituintes frágeis, etc..

A quantidade passes foi definida em razão da espessura mínima recomendada para o amanteigamento, que é de 9,5 mm, assim foi necessário depositar quatro camadas com quatro cordões de solda. A Figura. 3 mostra um corpo de prova com a soldagem de amanteigamento.

Para a análise metalúrgica e mecânica da interface da solda de amanteigamento, Os corpos de prova foram cortados com uma máquina de eletroerosão a fio modelo CNC EDM AR 1300. As amostras obtidas foram divididas em duas partes iguais, das quais uma delas foi analisada sem tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), e a outra com o tratamento. O ciclo térmico para alívio de tensões pós-amanteigamento consistiu de aquecimento à taxa de 20°C/min até a temperatura de 677°C, mantendo-se nela por duas horas e sendo então resfriada ao ar. As amostras com e sem TTAT podem ser observadas na Fig. 4.



Figura 3. Amanteigamento da chapa de aço SAE 8630M com Inconel 725.



Figura 4. Aço SAE 8630M amanteigamento com Inconel 725. (a) Amostra sem TTAT; (b) Amostra com TTAT.

2.4. Procedimento para Análise Microestrutural e de Microdureza

A caracterização da interface metal de base- amanteigamento foi analisada em ambas as condições, com e sem TTAT. Utilizaram-se técnicas de microscopia óptica (MO), bem como o ensaio de microdureza Vickers. As amostras foram preparadas metalograficamente para serem posteriormente analisadas.

Para revelar a microestrutura presente nos aços, as amostras foram submetidas a ataque químico por imersão com reagente Nital 2% durante 10 segundos para as micrografias e microdurezas. E, para revelar a liga de níquel do amanteigamento foi utilizado um ataque eletrolítico com ácido crômico 10%, tensão de 5 volts e tempo de 20 segundos. Após esses procedimentos foi realizada a caracterização microestrutural utilizando microscópio ótico Olympus Soft Imaging Solutions GmbH.

A determinação da microdureza Vickers (HV), em torno da interface dissimilar, foi executada em microdurômetro SHIMADZU HARNESS TESTERS HMV-2 SERIES. Os ensaios de microdureza também foram feitos de forma a levantar o perfil de microdureza perpendicular à linha de fusão, onde abrange metal de solda, ZTA e metal de base, sendo realizados cerca de vinte e cinco endentações com carga de 250 g (HV 0,25) e tempo de 15 segundos, com espaçamento entre elas de 0,5mm ao longo de três colunas equidistantes por 3 mm, onde 5 (cinco) endentações foram realizadas acima da linha de fusão, abrangendo o metal de adição e as outras vinte endentações foram impressas abaixo da linha de fusão, a fim de calcular as microdurezas na ZTA e no metal de base, conforme Fig. 5. Já para as análises pontuais, em regiões de interesse específico, foram realizadas impressões com carga de 25 gf (HV 0,025) e tempo de 15 segundos, determinando assim os níveis de microdureza nas diversas regiões encontradas na interface dissimilar. Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados segundo a norma ASTM (2002).

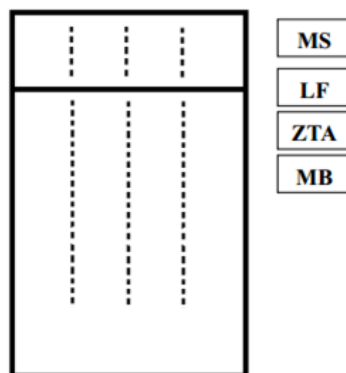


Figura 5. Representação do perfil de ensaio de microdureza perpendicular à linha de fusão.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Macrografias das Juntas Amanteigadas

Para a análise macrográfica da solda de amanteigamento em ambas as condições usadas, foram retiradas amostras em seções transversais da junta. A Fig. 6 apresenta as macrografias das juntas amanteigadas, onde pode ser observada uma geometria de aspecto superficial das soldas como regulares e de boa qualidade, ambas as amostras, com e sem TTAT, apresentam baixos níveis de diluição.

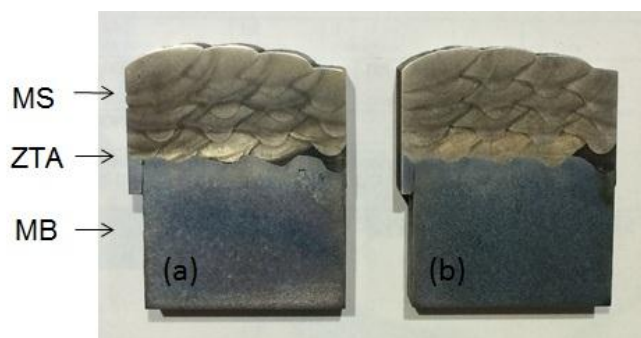


Figura 6. Macroestrutura da seção transversal do amanteigamento. (a) Sem TTAT; (B) Com TTAT.

Kejelin (2012) observou que as ZPD ocorreram principalmente em soldas depositadas com maiores níveis de diluição. Essa região está associada à formação de diversas zonas geradas por macro segregações, que por apresentarem composição química intermediária ao aço de baixa liga e a liga de níquel é fortemente suscetível a formação de zonas frágeis. Assim, os baixos níveis de diluição observados nesse estudo são promissores quanto a prevenção de fases frágeis.

3.2. Micrografia da Interface Dissimilar do Amanteigamento

A caracterização microestrutural apresentada neste trabalho faz uso das nomenclaturas adotadas por Beaugrand *et al.* (2009a) e por Doody (1992).

A interface dissimilar do amanteigamento de aços ARBL com ligas de níquel é apontada por diversos autores (Beaugrand *et al.*, 2009a; Beaugrand *et al.*, 2009b; e Rowe *et al.*, 1999) como uma região crítica para nucleação e propagação de trincas. Essa região está associada à formação de diversas zonas geradas por macrosegregações, que por apresentarem composição química intermediária ao aço de baixa liga e a liga de níquel, são fortemente susceptíveis à formação de zonas frágeis.

As Figuras 7 e 8 mostram a microestrutura em torno da linha de fusão presente nas soldas de amanteigamento do aço SAE 8630M com o Inconel 725 com e sem uso do TTAT, respectivamente. Nelas podem ser observadas regiões de grãos grosseiros; penetração do metal de solda no metal de base, chamado “dedos”; zonas ϕ , II, Δ e M; ilhas; e penínsulas na interface do metal de base com o amanteigamento.

Observa-se nas Fig. 7 e 8 a presença de uma região de granulação grosseira (RGG) próxima à interface do metal de solda com constituição de grãos ferríticos presente nas amostras mesmo após o tratamento térmico de alívio de tensões. Conforme estudos feitos por Folkhard (1988), o tamanho de grãos encontrados nessa região descarbonetizada pode estar associado a ausência de carbonetos que dificultam o crescimento do grão. Ainda, segundo Dieter (1988), quanto maior for o tamanho de grãos, maiores serão as bandas de deslizamento e maiores as concentrações de tensão, logo, quanto

maior é a concentração de tensão, microtrincas são induzidas nos contornos de grão causando a fratura por clivagem do material.

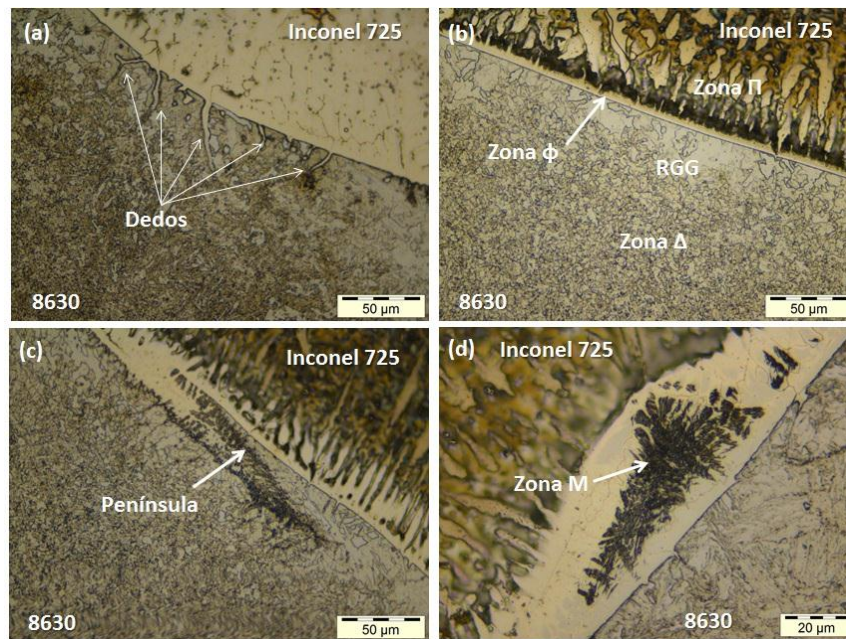


Figura 7. Microestrutura da interface dissimilar do aço SAE 8630M amanteigado com Inconel 725, com TTAT.

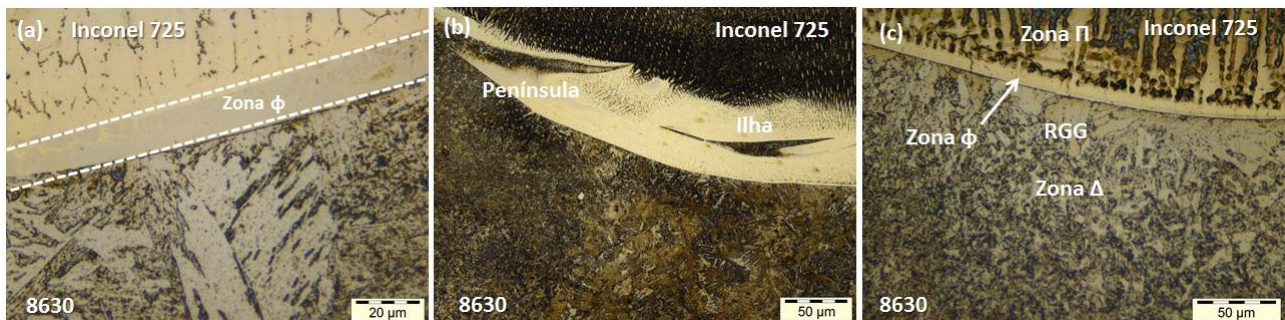


Figura 8. Microestrutura da interface dissimilar do aço SAE 8630M amanteigado com Inconel 725, sem TTAT.

Há também, nas amostras, a presença da zona ϕ , que embora exista uma variação na espessura entre elas, permanecem dentro da faixa de poucas dezenas de microns, assim como também foi observado nos trabalhos de vários autores (Alexandrov *et al.*, 2012; Almeida, 2013; Dodge, 2014). Esta região tem uma composição intermediária entre o metal de base e o metal de adição.

A evolução microestrutural ao longo da interface dissimilar do amanteigamento, proposta por Beaugrand *et al.* (2009b) pode ser claramente observada nas Fig. 7 (b), 7 (d) e 8 (c). O autor afirma que há uma evolução começando do metal de base com a zona Δ , passando pelas zonas M (quando existem), em seguida pelas zonas ϕ , até chegar à zona Π .

Verificou-se a presença da zona M na análise das micrografias de ambos os casos, no entanto, ela ocorreu com maior frequência ao longo da interface do amanteigamento da amostra com TTAT. Ou seja, o TTAT não foi suficiente para eliminar essas regiões que são duras e frágeis em aplicações para ambiente propício a fragilização por hidrogênio.

Ferreira (2014) observou em seus estudos que o tratamento térmico pós-soldagem e os ciclos térmicos de passes subsequentes, que poderiam reverter a martensita desta zona, também podem reaustenizá-la devido à redução da temperatura Ac_1 , levando à formação de martensita virgem de alta dureza – enriquecida pelo carbono que difunde durante o tratamento térmico.

A presença nos dois casos também da zona Π , mostra uma mudança no modo de solidificação planar (zona ϕ) para celular, conforme pode ser visto com mais clareza na Fig. 8(a). Esta mudança no modo de solidificação é atribuída ao super-resfriamento constitucional, gerando uma desestabilidade na frente de solidificação.

A presença de formações como penínsulas e ilhas, embora presentes com e sem TTAT, foi mais frequente nas amostras sem TTAT.

3.3. Microdureza na Interface do Amanteigamento

As Figuras 9 e 10 mostram os perfis de microdureza obtidos para as juntas amateigadas com e sem o uso do TTAT, respectivamente. Nelas são observadas as impressões de microdurezas (HV 0,025 – 25gf) em cada zona formada na interface do amateigamento.

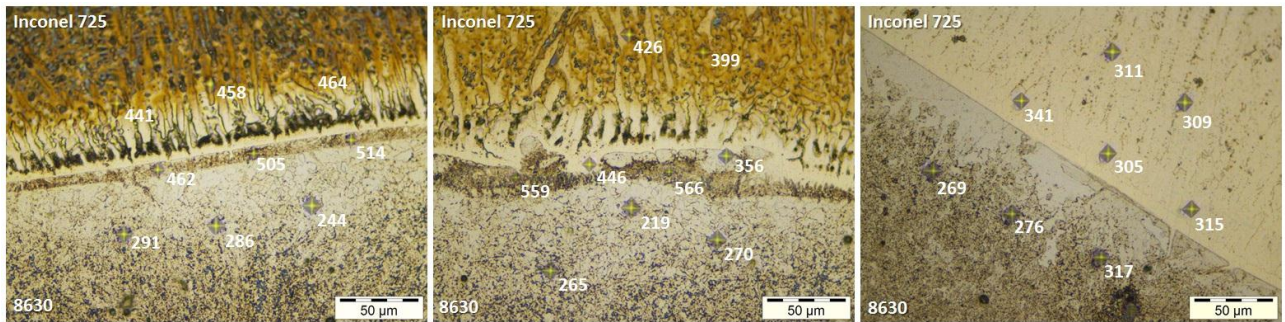


Figura 9. Microdureza ao longo da interface dissimilar do aço SAE 8630 amateigado com Inconel 725 com TTAT.

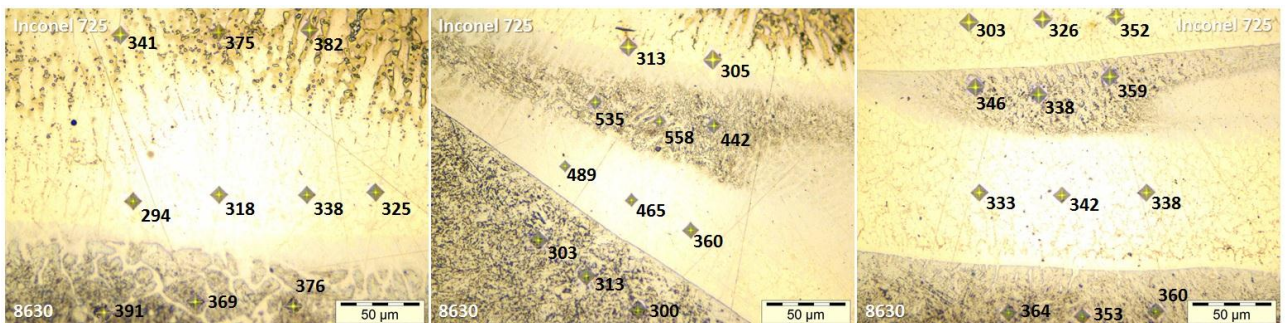


Figura 10. Microdureza ao longo da interface dissimilar do aço SAE 8630 amateigado com Inconel 725 sem TTAT.

Observa-se nas Fig. 9 e 10 que os níveis de dureza na zona ϕ , em geral, ficam mais elevados à medida que se aproximam da linha de fusão. Esse comportamento foi associado à migração de Carbono da ZTA para essa zona, provocando o empobrecimento deste elemento na zona Δ . Esses resultados também foram verificados por Alexandrov *et al.* (2013), ao atribuírem a elevada dureza na zona ϕ próxima à linha de fusão à intensa saturação de C, sem necessariamente associar a ocorrência de precipitado nessa região.

Nas Fig. 9 (a) e (c) observa-se que na região de grãos grosseiros há uma microdureza menor que nas demais áreas, isso ocorre porque quanto maior o diâmetro de grão, menor será a microdureza.

Ainda sobre a zona ϕ , observou-se que houve um maior aumento na microdureza das amostras submetidas ao tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT). Diferentes autores (Alexandrov *et al.*, 2013; Fenske, 2010 e Olden *et al.*, 2003) associam o aumento dessa microdureza à difusão de Carbono (C) da ZTA para a zona ϕ no amateigamento.

Fenske (2010) e Olden *et al.*, (2003) analisaram que as falhas em suas juntas dissimilares eram decorrentes de uma intensa nano precipitação de carbonetos na zona ϕ , o que levou tanto a uma fragilização devido ao excessivo ganho de dureza, como a um efeito de aprisionamento de hidrogênio nessa região.

Notou-se que o TTAT não foi eficiente quanto à redução dos níveis de microdureza em regiões com presença de “redemoinhos” e zona M. Independente da utilização do TTAT, as zonas M foram responsáveis por um aumento na microdureza da interface do amateigamento dissimilar e as encontradas nessas regiões nas amostras com TTAT foram semelhantes às encontradas nas amostras sem TTAT. Logo, o TTAT não foi suficiente para eliminar essas regiões que são duras e frágeis em eventuais aplicações para ambiente propício à fragilização por hidrogênio.

3.4. Microdureza Perpendicular à Linha de Fusão

As Fig. 11 e 12 apresentam as variações da microdureza Vickers após aplicação da carga de 0,98N (100 gramas-força), durante 15 segundos (HV 0,1), ao longo das seções longitudinais das diferentes regiões MS, ZTA e MB, conforme esquema da Fig. 5, nos parâmetros com e sem TTAT, respectivamente.

Na análise das Fig. 11 e 12 observa-se que houve um aumento da microdureza no metal de solda nas amostras submetidas ao tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT), enquanto que a microdureza na ZTA diminuiu após o TTAT. De acordo com alguns autores (Alexandrov *et al.*, 2013; Fenske, 2010 e Olden *et al.*, 2003) esse resultado está relacionado à difusão de carbono para essa região durante o TTAT.

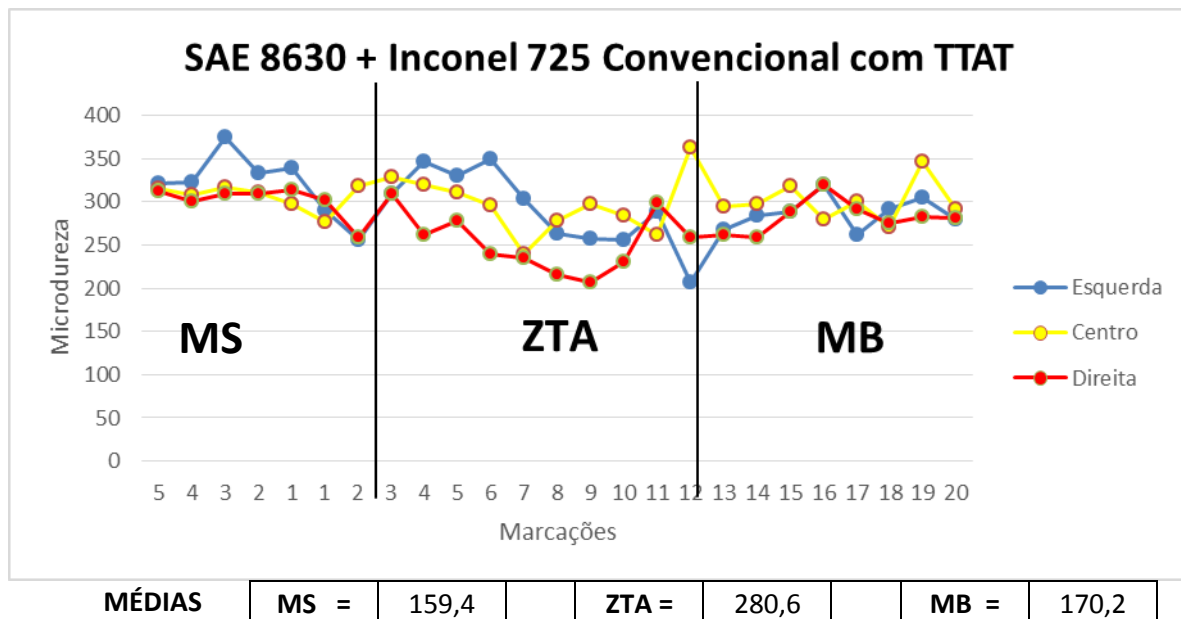


Figura 11. Perfil de microdureza Vickers para a amostra com TTAT.

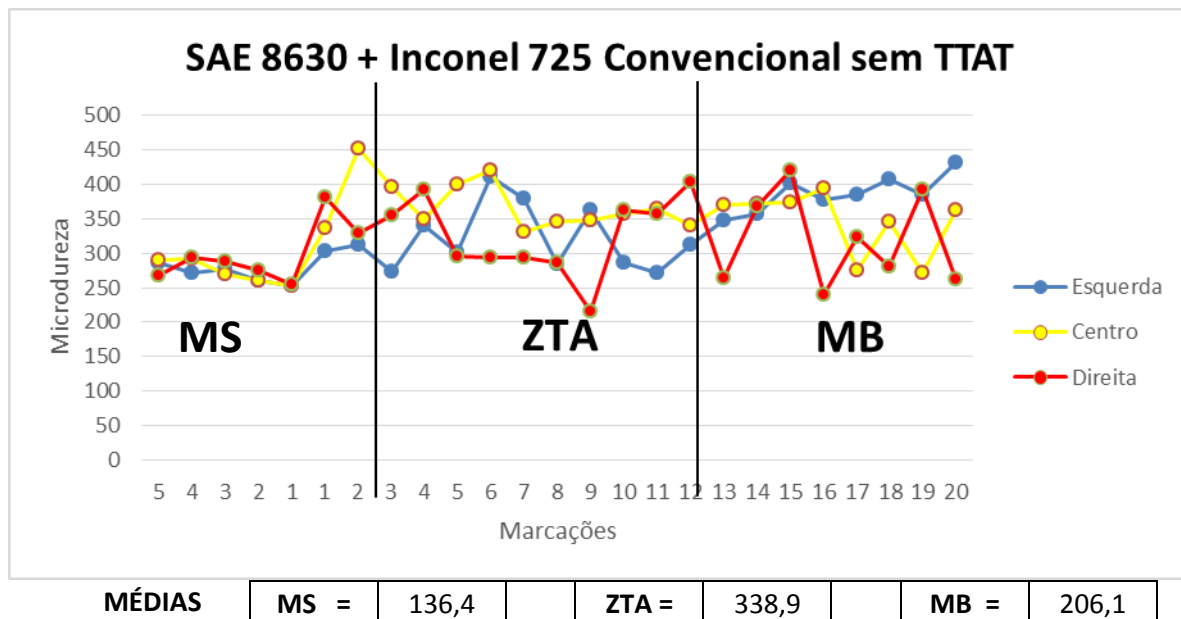


Figura 11. Perfil de microdureza Vickers para a amostra sem TTAT.

4. CONCLUSÕES

Através do objetivo proposto, da metodologia e dos resultados obtidos e discutidos, conclui-se que:

- A presença das zonas M constitui um dos maiores problemas, pois se trata de uma zona de elevada dureza. Sua presença foi notada com maior frequência nas amostras com TTAT;
- Foi possível notar um aumento da região de grãos grosseiros nas amostras com TTAT em comparação às sem TTAT, devido a um crescimento maior dos grãos dessa região;
- A Zona Φ foi evidenciada em ambos os casos, porém com a realização do TTAT foi verificado que suas dimensões foram reduzidas com mais frequência ao longo da linha de fusão;
- A formação da zona M foi mais evidenciada na interface do amanteigamento com TTAT;
- A formação de zonas frágeis do tipo “redemoinhos” na interface do amanteigamento foi verificada para ambos os casos;
- O uso do TTAT após a solda de amanteigamento não garantiu níveis de microdureza ($HV_{0,01}$) desejada nas zonas parcialmente diluídas (ZPDs) devido ao aparecimento de uma elevada quantidade de zonas M.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao CNPq pelo auxílio financeiro para a realização das pesquisas, além da Universidade Federal da Paraíba pelo fornecimento da infraestrutura necessária para a realização deste trabalho.

6. REFERÊNCIAS

- Alexandrov, B. T.; Lippold, J. C.; Sowards, J. W.; Hope, A. T.; Saltzmann, D. R., 2012, "Fusion boundary microstructure evolution associated with embrittlement of Ni-base alloy overlays applied to carbon steel", *Welding in the World*, v. 57, n. 1, p. 39–53.
- Almeida, J. G., 2014, "Influência do hidrogênio na tenacidade quase estática de uma junta soldada dissimilar constituída de aços ARBL e metal de adição BS NA21 (Inconel 625)", 191p., Tese (Doutorado) Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa – PB.
- Beaugrand, V. C. M.; Smith, L. S.; Gittos, M. F. 2009, "Subsea Dissimilar Joints: Failure Mechanisms And Opportunities For Mitigation", In: NACE Corrosion, 2009b, Atlanta - Georgia - USA. NACE. p.Paper N° 09305.
- Cantarim, T. N., 2011. "Caracterizações mecânicas e microestruturais do aço AISI 8630 modificado, revestido com a liga de níquel 625 por soldagem GTAW", 76p. Dissertação (Mestrado) Universidade de São Paulo, São Paulo.
- Dieter, G.E., 1988, "Mechanical Metallurgy", SI Metric Ed. Singapore: Macgraw- Hill Book.
- Dodge, M. F., 2014, "The Effect of Heat Treatment on the Embrittlement of Dissimilar Welded Joints", 216p., Thesis (PhD) - Department of Engineering, University of Leicester, Leicester.
- Doody, T., 1992, "Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service", *Welding Journal*, v. 71, p. 55–60.
- Fenske, J. A., 2010, "Microstructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron-nickel weldments", Dissertation. (Doctor of Philosophy in Materials Science and Engineering), University of Illinois at Urbana -Champaign, Urbana, Illinois.
- Ferreira, D.C.F, 2014, "Relatório Técnico Interno" PETROBRAS – RT CENPES/PDEP/TMEC.
- Folkhard, E., 1988, "Welding Metallurgy of Stainless Steels", New York: Springer-Verlag Wien, 1988. 672p.
- Gittos, M. F., 2008, "Resistance of Dissimilar Joints Between Steel and Nickel Alloys Hydrogen – Assisted Cracking", In : Corrosion. Nace, New Orleans, Paper 0809F.
- Kejelin, N. Z., 2012, "Soldagem De Revestimento De Aços Comuns C-Mn Com Superliga A Base De Níquel Inconel 625", Tese de Doutorado, Centro Tecnológico, Universidade Federal de Santa Catarina.
- Linnert, G. E., 1994, "Welding Metallurgy: Carbon and Alloy Steels", v.1 -Fundamentals, 4Ed. Miami, Florida, USA.
- NACE., 2005, "Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production", Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials: NACE MRO175/ISO 15156-1:2001/Cor. 1:2005(E). U.S.A.
- Olden, V., 2003, "The effect of PWHT on the material properties and micro structure in Inconel 625 and Inconel 725 Buttered joints", In: The 22nd international conference on offshore mechanics and arctic engineering, Cancun, México.
- Oliveira, G. L. G., 2013, "Soldagem dissimilar dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para aplicações subaquáticas", 205 f. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) Centro de Tecnologia, UFCE, Fortaleza - CE.
- Omar, A.A., 1998, "Effects of Welding Parameters on Hard Zone Formation at Dissimilar Metal Welds". *Welding Journal*, 87 -N° 2, p.86-93.
- Rowe, M. D.; Nelson, T. W.; Lippold, J. C., 1999, "Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds". *Welding Journal*, New York-, v. 78, p. 31-s.
- Shoemaker, L. E., 2005, "Alloys 625 and 725: trends in properties and applications. in Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives 409–418 Minerals, Metals & Materials Soc.

7. RESPONSABILIDADE AUTURAL

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo deste trabalho.

CHARACTERIZATION OF THE INTERFACE OF STEEL SAE 8630 MODIFIED AND BUTTERED WITH INCONEL 725 BY THE GMAW PROCESS.

Anne Karyne Cunha Martins, annekarynecunha@gmail.com¹

Antonio Marcos Vila Nova, a.marcos.20@gmail.com¹

José Hilton Ferreira da Silva, jhiltonf@ct.ufpb.br¹

Roneles de Santana Silva, selenor_jp@hotmail.com

¹ Federal University of Paraíba, Mechanical Engineering Department, PB, Brazil

Abstract. *This work aims to analyze the mechanical and microstructural behavior of the weld solder interface of dissimilar joints for applications in offshore structures submitted to cathodic protection. The GMAW welding process with conventional welding current mode was used in the butterny of steel SAE 8630 modified with consumable AWS ERNiCrMo-15 (Inconel 725). For protection of the arc and fusion pool was used the mixture 75% Ar + 25% He. The influence variable is the thermal tension relief treatment (with TTAT and without TTAT). The variables of answers analysed are the dilution, the microstructure and the microhardness os the butterny interface. As results we have that the use of TTAT after the butterny solder didn't guarantee levels of microhardness ($HV_{0,025}$) desired in partially diluted areas due to the appearance of a high number of martensitic zones, rich in iron, called M zone.*

Keywords: GMAW welding, butterny, nickel alloy ,microstructure.