

Avaliação da Microestrutura e do Perfil de Microdureza do Aço AISI 8630m Amanteigamento com Arame AWS ER 80S – D2

L. C. X. Rodrigues¹, T. M. Maciel¹, R. Q. Cruz Neto²

¹ Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Campina Grande - UFCG, Campina Grande-PB

² Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Campina Grande - UFCG, Campina Grande-PB

(Recebido em 03/07/2017; revisado em 28/08/2017; aceito em 02/03/2018)
(Todas as informações contidas neste artigo são de responsabilidade dos autores)

Resumo:

Válvulas fabricadas com o aço 8630M são soldadas a tubulações sob alta pressão e baixas temperaturas, fatores que contribuem para a fratura frágil do componente. Um recurso muito utilizado para reduzir a fragilização durante a soldagem destas válvulas com as tubulações é a aplicação de uma camada de metal dúctil antes da solda de união denominada de amanteigamento. Esse trabalho objetivou a análise microestrutural do aço 8630M temperado e revenido amanteigado com aço baixo carbono, além de traçar o perfil de microdureza na região de transição entre essas ligas, observando-se o efeito do tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) na microestrutura. Para aplicação do amanteigamento utilizou-se o processo de soldagem GMAW protegido com Argônio utilizando-se o arame AWS ER 80S – D2 como metal de adição. Os resultados obtidos indicaram uma transição contínua entre o metal de base e a camada de amanteigamento, entretanto com valores de pico de microdureza sem a formação de regiões fragilizantes. Verifica-se que o TTAT foi eficiente na redução dos valores de microdureza da região amanteigada, além de ser responsável por pequenas mudanças na microestrutura nessa região.

Palavras-chave: TTAT; 8630M; amanteigamento; microestrutura; microdureza.

Abstract:

Valves made with 8630M steel are welded to pipelines under high pressure and low temperatures, factors that contribute to the fragile fracture of the component. In addition, these valves are subjected to cathodic protection, responsible for the occurrence of hydrogen in the microstructure of the 8630M steel during its application in marine environment. This work objected the microstructural analysis of the buttered steel 8630M with low carbon steel, besides tracing the microhardness profile in the transition region between these alloys, verifying the effect of stress relief thermal treatment (SRTT) on the microstructure. An 8630M steel bar was welded with low carbon steel by the GMAW process and cut two parts, being subjected to microstructural and microhardness analysis with and without SRTT application. Observed that the SRTT was efficient in reducing the values of microhardness of the buttered region, besides being responsible for few modifications in the microstructure in this region.

Keywords: SRTT; 8630M; buttery; microstructure; microhardness.

1. Introdução

Tendo em vista toda problemática do setor de extração de petróleo e gás, aços de alta resistência mecânica e baixa liga (ARBL) vem sendo utilizados e cada vez mais estudados no intuito de compreender os mecanismos de fratura ocorridos. Além disso, devido às altas solicitações mecânicas, baixas temperaturas e a possibilidade de fragilização por hidrogênio, deve existir uma boa relação entre a tenacidade e a resistência mecânica destes aços, característica exigida pela norma NACE MR017 [1]. Dois aços que atendem bem as exigências da norma NACE MR017 são: AISI 8630M e o ASTM A182 F22 [2].

O mecanismo microestrutural responsável pela combinação de elevada tenacidade e alta resistência mecânica é adquirido durante os tratamentos térmicos ou devido ao aporte térmico dos processos de soldagem através da formação e precipitação de carbeto e nitreto dos seus principais elementos de liga na matriz metálica. O ganho na tenacidade é decorrente da redução do tamanho de grão austenítico durante o tratamento térmico ou processo de soldagem, uma vez que a precipitação desses carbeto e nitreto dificultam o crescimento dos grãos, além de aumentarem a resistência mecânica devido o endurecimento por solução sólida na matriz [3, 4].

*Email: luancxr@hotmail.com (L. C. X. Rodrigues)

O amanteigamento consiste em um procedimento de soldagem de união ou de revestimento bastante utilizado na indústria e em pesquisas científicas. Devido as diferentes propriedades físicas e mecânicas entre o substrato e o metal a ser depositado como revestimento ou preenchimento da junta, torna-se necessário a existência de uma camada intermediária entre estes materiais com a finalidade de diminuir os efeitos que surgem na soldagem sem amanteigamento.

A camada de amanteigada atua como absorvedora de tensões nos casos em que estas surgem numa camada sobreposta em que o material possui alta resistência e baixa ductilidade, tal como os revestimentos duros e atua como uma camada protetora em situações que possam ocorrer difusão e precipitação de elementos de liga indesejáveis do metal de base para o metal de solda [5, 6]

Em diversas situações práticas, as dimensões dos componentes soldados não permitem a aplicação de tratamento térmico pós-soldagem, inviabilizando o mesmo. Além disso, o custo de tratamentos térmicos após a soldagem é considerável e demorado, uma vez que as peças a serem tratadas são colocadas em fornos adequados e precisam permanecer no mesmo em temperaturas específicas para a realização dos tratamentos. A soldagem de amanteigamento surge como uma alternativa para essas situações, uma vez que os parâmetros de soldagem podem ser ajustados com o intuito de promover o refinamento da zona termicamente afetada de grãos grosseiros (ZTA GG) do passe anterior pela submissão do aporte térmico do passe subsequente [7, 8, 9].

Foi observado que a interface das juntas dissimilares é o ponto de maior ocorrência de falhas nas juntas soldadas dos aços AISI 8630M. Observa-se que ocorre um elevado gradiente químico, formação de microconstituintes frágeis e carbeto do tipo M_7C_3 nessa região. Como esses componentes mecânicos são protegidos catodicamente, íons H^+ podem difundir para regiões frágeis como a martensita virgem formada durante o processo de soldagem e até mesmo se aglomerarem nos carbeto formados na interface dissimilar, gerando caminhos de baixa energia de fratura [10, 11].

O amanteigamento do aço 8630M com aço baixo carbono é uma alternativa no que se refere à fragilização pelo hidrogênio destes em ambiente marítimo, uma vez que não se espera a formação de zonas parcialmente diluídas descontínuas frágeis na microestrutura da interface [12]. A principal limitação dessa junta de amanteigamento consiste na elevada dureza verificada na ZTA, que limita a aplicação desse sistema em ambiente marítimo segundo a norma NACE MR017 a qual impõe dureza máxima de 250 HV.

Essa difusão e precipitação de carbonetos reduzem os níveis locais de carbono no metal de base próximo à linha de fusão, favorecendo a formação de ferrita na ZTA GG [13]. As elevadas temperaturas de pico nessa região promovem também o crescimento de grão de austenítico, reduzindo a área de contornos de grãos e facilitando a formação de martensita. Dessa forma, na ZTA GG do aço 8630M, espera-se uma microestrutura constituída principalmente de ferrita, martensita e precipitados de carbono e de outros elementos de liga nos contornos de grãos.

Esse trabalho teve como objetivo avaliar a microestrutura e o perfil de microdureza da interface entre o aço AISI 8630M e o metal depositado pelo processo GMAW e a influência do TTAT nesta avaliação.

2. Materiais e Métodos

2.1. Materiais

O aço AISI 8630M temperado e revenido foi utilizado no formato de chapa com 250 mm de comprimento, 87 mm de largura e 32 mm espessura para as soldas de amanteigamento pelo processo GMAW. A composição química deste aço utilizado como substrato está discriminada na Tabela 1. Como material de adição foi utilizado um arame eletrodo de aço baixo carbono (AWS ER 80S - D2) com 1,2 mm de diâmetro de composição química nominal apresentada na Tabela 1. O arame eletrodo utilizado no trabalho apresenta diâmetro de 1,2 milímetros. O gás de proteção utilizado durante os amanteigamentos foi o argônio (Ar) puro.

Tabela 1. Composição química (% em peso) do aço AISI 8630M e do arame AWS ER 80S – D2 utilizados.

Aço	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
AISI 8630M	0,32	0,30	0,86	0,006	0,011	0,93	0,38	0,81	0,02	0,06
AWS ER 80S – D2	0,08	0,76	1,96	0,008	0,012	0,06	0,40	0,04	-	-

Fonte: Certificado de qualidade do fabricante.

2.2. Metodologia

2.2.1. Tratamentos Térmicos

A chapa do aço 8630M foi submetida a um processo de têmpera à 870°C durante 40 min e resfriado bruscamente em óleo à temperatura ambiente. O revenimento foi realizado à 500°C durante 120 min e resfriado em água, enquanto o tratamento térmico de alívio de tensões foi feito à 676°C no decorrer de 120 min com resfriamento no forno. Todas as

taxas de aquecimento dos tratamentos térmicos corresponderam a 20°C/min.

2.2.2. Amanteigamento

Com a finalidade de encontrar os parâmetros adequados, foram realizados testes variando a velocidade de alimentação do arame, velocidade de soldagem, vazão do gás de proteção, distância do bico de contato à peça (DBCP) e a angulação da tocha de soldagem com a vertical utilizando uma fonte DIGI

Plus A7 800 da IMC Soldagem, do tipo tensão e corrente contínua com limite de amperagem de 800 A. A Tabela 2 apresenta os parâmetros utilizados nesta etapa de preparação das amostras. Foram sobrepostas três camadas de amanteigamento as quais foram cortadas com o objetivo de atingir a espessura de 10 mm para evitar que os ciclos térmicos do processo de união afetassem o metal de base, uma vez que o sucesso de uma das finalidades do amanteigamento é garantida por uma espessura mínima adequada.

Tabela 2. Parâmetros de soldagem para amanteigamentos.

Parâmetro	Inconel 625	AWS ES 80
Velocidade do arame	8,5 m/min	7 m/min
Velocidade de soldagem	30 cm/min	22cm/min
Voltagem	30 V	26 V
Vazão do Gás	17 l/min	22 l/min
DBCP	18 mm	22 mm
Angulação da tocha	0°	0°

2.2.3. Microscopia Óptica

Inicialmente, após o término do amanteigamento, foram descartados o início e o fim das chapas e, posteriormente, uma amostra (em forma de tablete) foi retirada transversalmente à direção de soldagem com o intuito da análise da microestrutura por microscopia óptica. Para a observação microestrutural por essa técnica de caracterização, um microscópio óptico da Olympus modelo BX51 acoplado a um computador contendo um software analisador de imagens foi utilizado. Após o corte, as amostras foram submetidas ao procedimento metalográfico padrão, ou seja, foram submetidas ao lixamento com lixas de granulação variando de 100 até 1200 e em seguida polidas em soluções de alumina com granulometrias de 1 μm , 0,3 μm e 0,05 μm . O ataque foi feito com Nital 2% durante 10 segundos.

2.2.4. Microdureza

Os perfis de microdureza foram realizados por meio de um microdurômetro digital FM-700 da Future Tech. Foram traçados três perfis de microdureza perpendiculares à linha de interface dos amanteigamentos, contemplando pontos do metal de base, da ZTA e do metal de solda com o objetivo de registrar a variação de microdureza ao longo dessa região. Para a realização dessa análise, cargas de 100 gramas – força (gf) durante 15 segundos foram aplicadas e separadas por 200 μm de distância para cada uma das três linhas de pontos traçados perpendicularmente à linha de interface dos amanteigamentos.

3. Resultados e Discussão

Três regiões bem definidas puderam ser verificadas na interface entre o metal de base e o metal depositado (AM) antes e após a aplicação do TTAT: a zona termicamente afetada de grãos grosseiros (ZTA GG), a zona termicamente afetada de grãos finos (ZTA GF), como mostra a Figura 1, enquanto o aço baixo carbono utilizado para amanteigamento apresentou microestrutura ferrítica com textura acicular, evidenciada na Figura 2.

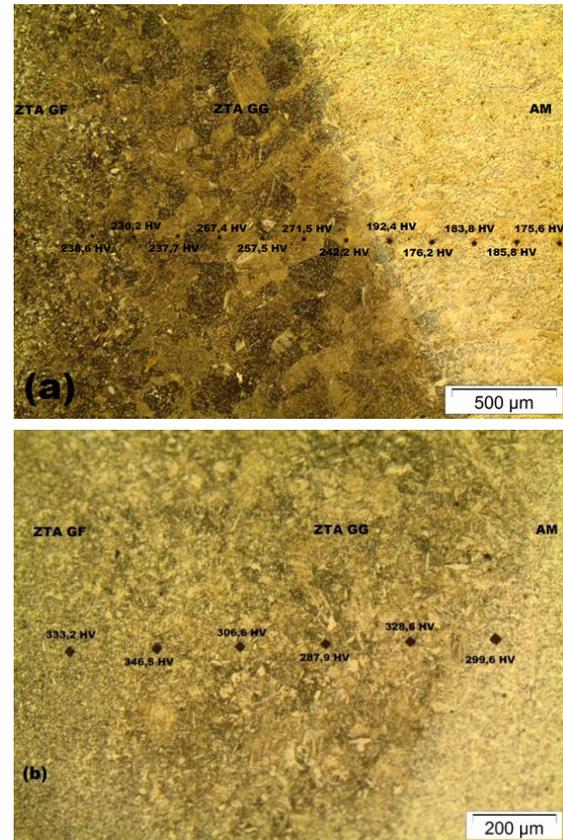


Figura 1. Regiões da interface e microidentações para junta 8630M/AWS ES 80 (a) submetida ao TTAT e (b) sem TTAT.

No caso do metal de base, por se tratar de um aço temperável, a presença de martensita revenida (gerada pelo revenimento após a têmpera) está presente tanto na ZTA GG como na ZTA GF. A microestrutura formada é dependente de fatores como tamanho de grão, composição química e taxa de resfriamento. Nesse âmbito, maiores tamanhos de grãos, teores de carbono e velocidades de resfriamento tendem a formar microconstituintes com elevadas durezas devido às tensões geradas internamente e ao pouco tempo de difusão dos elementos de liga [9]. O tamanho de grão austenítico é dependente das temperaturas de pico atingidas pontualmente pelos ciclos térmicos durante a soldagem. Dessa forma, a região adjacente ao material depositado tende a apresentar maior granulometria quando comparada a regiões mais afastadas da linha de fusão, uma vez que nas proximidades dessa linha o aporte térmico dos ciclos de soldagem é maior, atingindo temperaturas que promovem o crescimento de grão

austenítico (aproximadamente 1500 °C), conforme observado nas micrografias da Figura 1 [10]. Assim, essas temperaturas de pico diminuem com o aumento da distância em relação à linha de fusão, acarretando em temperaturas entre 900 °C e 1200 °C que promovem a austenitização com possível formação de martensita (dependente da taxa de resfriamento e da composição) e não são suficientes para o crescimento dos mesmos, originando a ZTA GF.

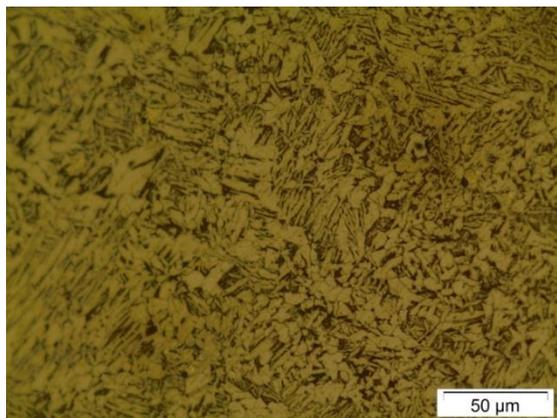


Figura 2. Microestrutura da camada amanteigada submetida ao TTAT. Textura ferrítica acicular.

Como mencionado, o aumento no tamanho de grão na ZTA GG aumenta sua temperabilidade, gerando uma zona frágil de grãos grosseiros e com presença de martensita nos aços temperáveis e revenidos, como o AISI 8630M. Devido a essas características microestruturais, a ZTA GG é a região da ZTA com maior propensão à fratura frágil, uma vez que contém dois fatores fragilizantes (grãos grosseiros e a presença de martensita). Já a ZTA GF é caracterizada por maior tenacidade em relação a ZTA GG devido ao refinamento da granulometria. A Figura 3 apresenta em detalhe a textura martensítica na região de grãos grosseiros e na região de grãos finos da ZTA. A presença de martensita na ZTA do aço 8630M após o tratamento de têmpera e revenido é esperada, pois este possui 0,3% em peso de carbono, além do aumento da sua temperabilidade devido ao crescimento de grão austenítico na ZTA GG. Como a martensita é formada no interior dos grãos austeníticos, o crescimento do tamanho de grão da austenita aumenta a temperabilidade do aço devido a maior área disponível para nucleação desse microconstituente decorrente da redução da área específica de contorno de grão [10].

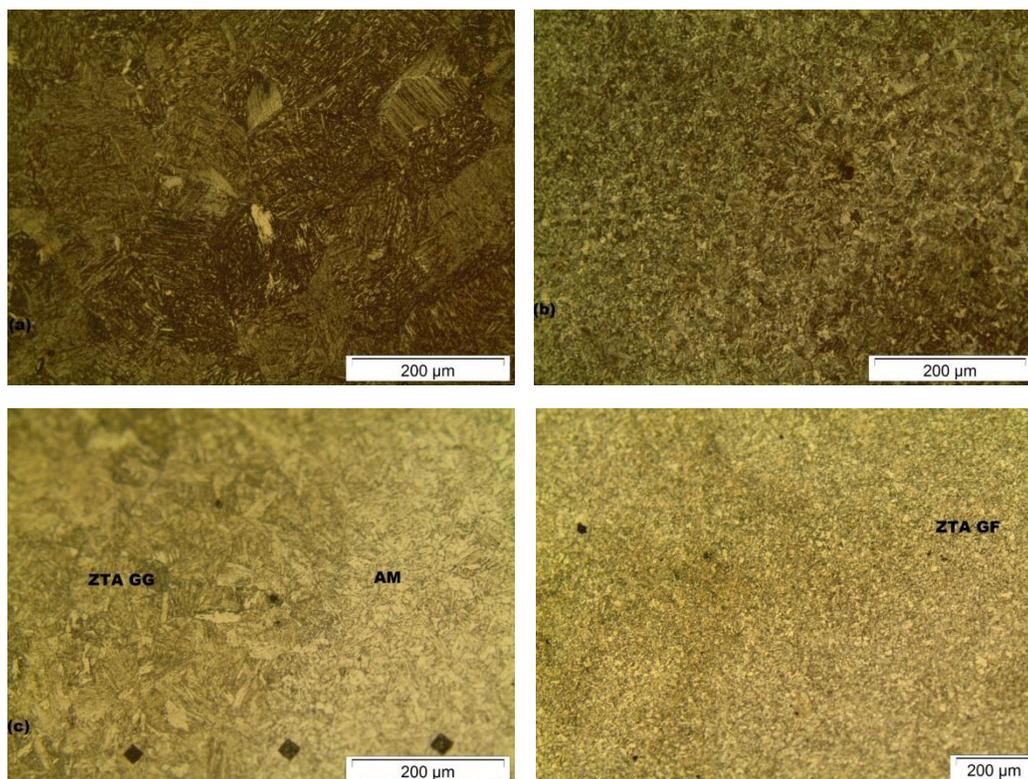


Figura 3. Textura martensítica na (a) ZTA GG e (b) ZTA GF com TTAT e texturas nas regiões (c) AM (ferrítica) e ZTA GG (martensítica) e (d) ZTA GF (martensítica) sem TTAT.

Outros autores analisaram a microestrutura da zona de transição do aço AISI 8630M amanteigado com a liga de níquel Inconel 625 [11]. Esses estudos demonstraram maior

complexidade microestrutural devido à presença de zonas parcialmente diluídas contínuas e descontínuas nessas interfaces. Durante o processo de amanteigamento com a liga

Inconel 625, ocorre uma mistura de composição química entre o metal de base e o metal de adição a qual gera a presença de níquel diluído na ferrita do metal de base, que reduz a temperatura de transformação austenítica, favorecendo a formação de zonas martensíticas descontínuas na matriz ferrítica. Uma zona de transição planar conecta o metal de base a uma zona parcialmente diluída contínua, caracterizada pela presença de carbonetos do tipo M_7C_3 , onde M representa um elemento de caráter metálico. A precipitação de carbonetos M_7C_3 na zona de transição é justificada pela difusão de carbono que ocorre durante a soldagem impulsionada pela diferença de concentração desse elemento existente entre o aço AISI 8630M e a liga Inconel 625. Esses carbonetos são responsáveis pela formação de caminhos de baixa energia de fratura que conectam as zonas parcialmente diluídas descontínuas na ZTA do metal de base. A Figura 4 ilustra esquematicamente a microestrutura dessa interface. Adicionalmente, mecanismos de fratura intergranular são verificados nas zonas parcialmente diluídas descontínuas, enquanto o mecanismo de fratura por clivagem é observado na zona parcialmente diluída contínua. As imagens da Figura 5 são micrografias eletrônicas de varredura demonstrando o caráter intergranular e frágil de uma interface 8630M/Inconel 625. Assim, torna-se evidente a maior complexidade microestrutural destas interfaces em comparação com a interface 8630M/AWS ER 80S – D2. Finalmente, a ocorrência das zonas parcialmente diluídas consiste em mecanismos fragilizantes, sendo um fator agravante na redução da tenacidade de componentes mecânicos, tal como válvulas fabricadas com o aço 8630M soldadas a tubulações, em relação ao amanteigamento com aço de baixo teor de carbono.

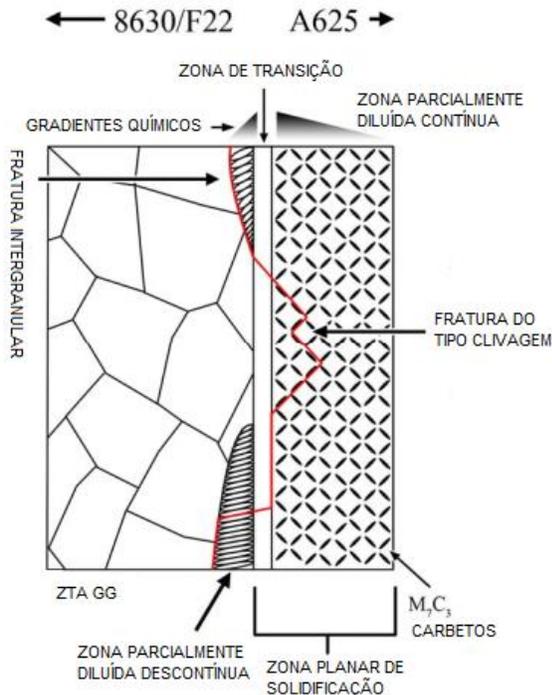


Figura 4. Esquematização da microestrutura na interface 8630M/Inconel 625. Fonte: [11].

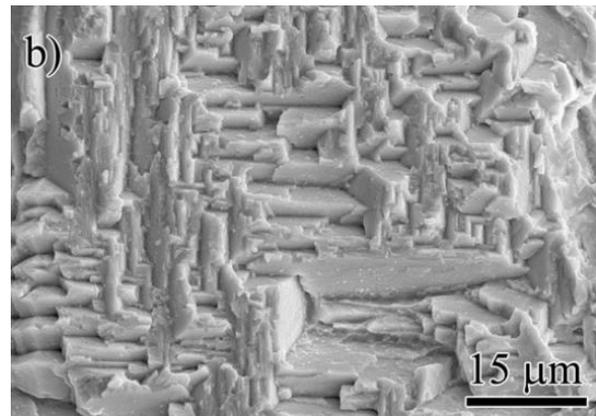
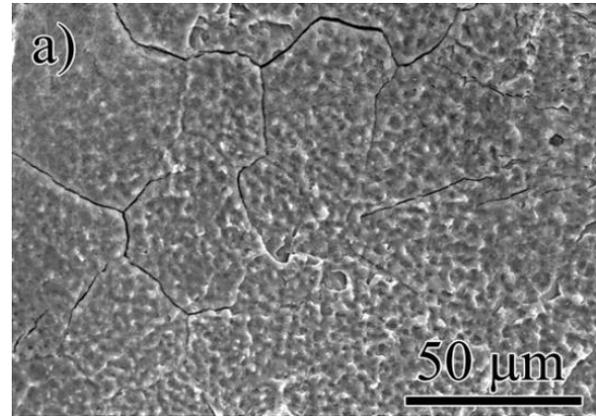


Figura 5. (a) fratura intergranular e (b) fratura por clivagem ocorridas nas zonas parcialmente diluídas contínuas e descontínuas, respectivamente, em interfaces 8630M/Inconel 625. Fonte: [11].

A textura microestrutural do aço depositado depende da sua composição química e da taxa de resfriamento da ferrita acicular na camada amanteigada decorrente do resfriamento brusco ocasionado pela têmpera. Estudos relatam que a ferrita acicular (AF) pode ser formada por nucleação heterogênea, onde inclusões servem como sítios de nucleação ou de maneira auto catalítica, ou seja, sem a necessidade de um agente nucleante. Em relação ao primeiro mecanismo, sabe-se que o tamanho e forma, além da composição química são preponderantes no percentual de ferrita acicular na matriz. Nesse contexto, inclusões com maiores tamanhos e facetadas (irregulares) tendem a favorecer a nucleação desse microconstituente devido a maior área disponível na inclusão e pelas faces reduzirem o desalinhamento entre as direções preferenciais de crescimento cristalográfico quando comparadas a partículas com menores tamanhos e maiores fatores de arredondamento. Além disso, também é relatado na literatura que as composições químicas dessas inclusões acarretam em diferentes tendências à formação de ferrita acicular, uma vez que agentes nucleantes com maiores teores de titânio aumentam o percentual de AF na matriz. Uma vez que a ferrita acicular também pode nuclear sem a presença de inclusões, esses mecanismos de nucleação competem simultaneamente. A taxa de resfriamento trata-se de outro ponto importante para formação de ferrita acicular, uma vez

que essa nucleação é favorecida por taxas intermediárias de resfriamento. Logo, aços com baixo teor de carbono submetidos ao processo de têmpera são capazes de apresentar microestrutura ferrítica com textura acicular, pois são pouco propícios à formação de martensita e foram submetidos a elevadas taxas de resfriamento. A ferrita, por sua vez, apresenta diferentes morfologias com diferentes níveis de dureza e tenacidade. Dentre estas, a ferrita acicular, que possui baixa granulometria conferindo elevada tenacidade é desejada na microestrutura de componentes soldados, pois acarreta em melhores propriedades mecânicas e tem como característica morfológica o comprimento consideravelmente superior à sua largura, podendo atingir quatro vezes a dimensão da largura. Esse microconstituente é originado no interior dos grãos austeníticos e apresenta-se em forma de ripas. Em relação a ferrita primária de contorno de grão e a ferrita de Widmanstatten, a ferrita acicular tem maior tenacidade [12]. Sendo assim, é um microconstituente desejado em juntas soldadas devido as suas propriedades mecânicas. Também foi verificada a presença de ferrita de Widmanstatten na linha de fusão, como demonstrado na Figura 6. Com base nas micrografias, é possível afirmar que o tempo transcorrido durante o TTAT não promoveu mudanças microestruturais consideráveis, uma vez que esse tratamento é realizado a uma temperatura abaixo da crítica. Por fim, é possível observar uma zona de transição contínua estabelecida entre o metal de base e a camada amanteigada.

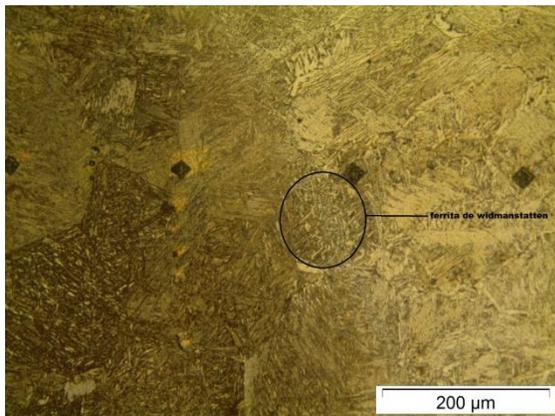


Figura 6. Ferrita de Widmanstatten na linha de fusão

O perfil de dureza traçado para interface 8630M/AWS ER 80S – D2 está mostrado na Figura 7. Observa-se que ocorre um aumento de microdureza no sentido da camada amanteigada em direção a ZTA GG do metal de base. Esse sentido de crescimento é justificável com base na microestrutura da interface. Inicialmente, a camada amanteigada é proveniente de um aço com baixo teor de carbono que, em comparação com ao aço AISI 8630M, possui menor resistência mecânica e dureza. Ao atingir a linha de fusão, a mudança de uma matriz ferrítica (camada amanteigada) para martensítica (metal de base) é responsável pela continuidade do crescimento de microdureza. Os picos de microdureza verificados na ZTA GG em relação a ZTA GF estão provavelmente relacionados com a precipitação de

carbeto que ocorre durante o processo de amanteigamento [13]. Além disso, é possível observar o efeito do TTAT no perfil de microdureza da interface. Para a interface submetida ao TTAT, o maior valor verificado foi de 267,4 HV no metal de base, enquanto que a amostra que não passou por esse tratamento térmico possui valor máximo de 346,5 HV. É relatado na literatura a ocorrência de fraturas frágeis em juntas do aço 8630M amanteigado com a liga de níquel Inconel 625 devido as zonas parcialmente diluídas em sua interface, caracterizadas por elevados níveis de tensões e por aumentar a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio do aço 8630M em ambientes marítimos. A norma NACE MR017 estabelece um valor máximo de microdureza equivalente a 250 HV com o intuito de garantir o sucesso da junta no que concerne a fragilização por hidrogênio em ambientes marítimos. Como apresentado no gráfico da Figura 7, o TTAT se mostrou de fundamental importância para o enquadramento da interface da junta 8630M/AWS ER 80S – D2 na norma NACE MR017. No entanto, segundo a norma DNV RP B401, a interface da junta estudada nesse trabalho também pode ser satisfatoriamente aplicada, uma vez que esta estabelece limite máximo de microdureza equivalente a 350 HV.

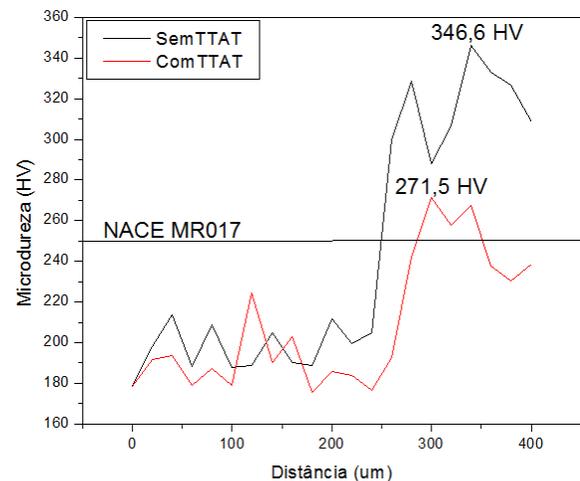


Figura 7. Perfil de microdureza da interface 8630M/AWS ER 80S com e sem TTAT.

Valmir [15] analisou o perfil de microdureza para a interface 8630M/Inconel 625. Em seu estudo, verificou que todos os amanteigamentos apresentaram valores de microdureza acima do máximo recomendado pela norma NACE MR0175. Isso decorre do fato de ser uma região predominantemente martensítica que contém tensões residuais, sugerindo a necessidade de um posterior tratamento térmico de alívio de tensões. Em geral, os valores de microdureza são sensivelmente superiores na ZTA, não apresentando variação considerável de microdureza entre o metal de solda, a ZTA e o metal de base. A tendência desse aumento na ZTA também foi constatada por Duarte [16] e está provavelmente relacionada com a formação de carbonetos de Cr, Ni e Mo. Esse fenômeno de precipitação também foi observado por Oliveira [7], onde ele relata que essas regiões se apresentam com uma cor mais escura e com

menor granulometria. Os grãos são menores nesse caso porque os carbonetos precipitados dificultam o crescimento dos grãos. Outro ponto a ser destacado observado por Valmir, consistiu nos valores de microdureza das zonas parcialmente diluídas na interface 8630M/Inconel 625, na qual valores entre 300 HV e 400 HV foram constatados. Como esperado, a presença de zonas parcialmente diluídas características dessas interfaces reduzem a tenacidade das juntas soldadas, tornando evidente o potencial do amateigamento com aço de baixo carbono do aço AISI 8630M. Por fim, a utilização de aço com baixo teor de carbono em relação a liga de níquel Inconel 625 promove uma redução de custo considerável, tornando ainda mais atrativo o estudo de interfaces como 8630M/AWS ER 80S – D2.

Considerações Finais

Com base nos resultados obtidos neste trabalho ficou evidente que a microestrutura gerada na interface 8630M/AWSER80S – D2 é constituída de microconstituintes formados a partir da austenita, tais como ferrita, ferrita acicular, ferrita de Widmanstätten e martensita, onde os percentuais destes são influenciados pela composição química, temperaturas de pico durante a soldagem e pela taxa de resfriamento. Em termos microestruturais, ocorreu uma transição contínua entre o metal de base e a camada de amateigamento tanto para as amostras que sofreram TTAT como para as que não passaram por esse tratamento térmico. No entanto, o TTAT foi de fundamental importância para a redução da microdureza na região de interface analisada. Além disso, os valores de pico de microdureza foram constatados na ZTA GG do aço AISI 8630M devido a precipitação de carbonetos nessa região ocasionada pelo maior aporte térmico decorrente dos passes de amateigamento nas regiões adjacentes ao metal de base. Dessa forma, podemos concluir que o amateigamento do aço AISI 8630M com aço de baixo teor de carbono constata-se como uma alternativa na adequação de componentes mecânicos fabricados com este aço, onde os parâmetros de soldagem podem ser otimizados com o intuito de gerar uma interface com tenacidade adequada para utilização em ambientes marítimos.

Agradecimentos

Os autores desse trabalho agradecem ao CNPq.

Referências

- [1] NACE MR0175/ISO 151561:2003. Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H₂S environments in oil and gas production – Part 2: Cracking resistant carbon and low steel Alloy steels and the use of cast iron. In.; 2003.
- [2] Adroaldo, J. S. M. F. Avaliação de juntas soldadas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 amateigadas pelo processo PTA com a liga de

níquel UNS N06625 [tese de doutorado]. Fortaleza: Universidade Federal do Ceará; 2014.

- [3] Douglas, G. S., Marlon, N. A. D., Rafael, S. S. O. Análise da vida em fadiga da liga AISI 8630M forjada, em meios hidrogenantes [trabalho de conclusão de curso]. Rio de Janeiro: CEFET/RJ, curso de Engenharia Mecânica, Departamento de Educação Superior; 2014.
- [4] José, G. A. Análise da influência do hidrogênio na tenacidade quase estática de juntas soldadas de aços ARBL [tese de doutorado]. João Pessoa: Universidade Federal da Paraíba; 2014.
- [5] Dodge, M. F., Dong, H. B., Gittos, M. F. Effect of post-weld heat treatment on microstructure evolution in dissimilar joints for subsea oil and gas systems, 18, 907 – 913, 2014.
- [6] Luciana, I. L.L., Guilherme, M. S., Angel, R. A. C., Mônica, M. A. M. S., Alexandre, Q. B., Marco, A. D. Q. Caracterização microestrutural de soldas dissimilares dos aços ASTM A-508 e AISI 316L, 15 (2), 115 – 120, 2010.
- [7] George, L. G. O. Soldagem dissimilar dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para aplicações subaquáticas [tese de doutorado]. Fortaleza: Universidade Federal do Ceará; 2013.
- [8] Ricardo, L. S. C. Avaliação dos efeitos da técnica da dupla camada na soldagem do aço ASTM A 516 GRAU 60 [dissertação de mestrado]. Fortaleza: Universidade Federal do Ceará; 2006.
- [9] Chiaverinni, V. Aços e ferros fundidos. 7ª edição. São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005
- [10] Marques, P. V., Modonesi, P. J., Bracarense, A. Q. Soldagem – Fundamentos e Tecnologia. 3ª edição. Belo Horizonte, Editora UFMG, 2011.
- [11] Fenske, J. A., Hukle, W. M., Newbury, D. Brian., Gordon, J.R., Rick, N., Ian, M. R. Hydrogen induced mechanical property behavior of dissimilar weld metal interfaces. Proceedings of the ASME 2011 30th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering OMAE 2011. Netherlands. Rotterdam: ASME; 2011. 1- 8.
- [12] Juno, G., Vicente, A. F. Inclusões na formação da ferrita acicular: caracterização por microscopia eletrônica de transmissão. Anais do 69º congresso anual da abm, 2014; 69º Congresso Anual da ABM, São Paulo, 2014.
- [13] Fenske, J. A., Robertson, I. M., Hukle, W. M., Raghavan, A., Dan, L., Brian, N. Microstructure and Hydrogen – induced failure mechanisms in Fe and Ni Alloy weldments, 43, 2012 – 2011, 2012.
- [14] Colpaert, H. Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns. Xª edição. São Paulo, Edgard Blucher, 2008.

- [15] Saulo, M. A. D. Caracterização do aço AISI 8630M amanteigado com o arame ER80S – D2 pelo processo de soldagem MAG [dissertação de mestrado]. João Pessoa: Universidade Federal da Paraíba; 2014.
- [16] Valmir, R. B. Efeito do processo de soldagem e da temperatura de preaquecimento sobre a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas dissimilares utilizadas no setor offshore na indústria do petróleo [tese de doutorado]. Campina Grande: Universidade Federal de Campina Grande; 2016.
- [17] Duarte, S.M.A., Costa, E. C., Almeida, J.G., Cavalcante, F.J.N., Lima, S.J.G. Caracterização do aço AISI 8630M amanteigado com o arame ER80S-D2 pelo processo de soldagem MAG. Anais do COBEF, 2015: Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Salvador, 2015.