

BALANÇO DE FASES NA SOLDAGEM DO AÇO INOXIDÁVEL SUPERDUPLEX UNS S32760 PELOS PROCESSOS MIG/MAG E ARAME TUBULAR¹

Delaney Gomes Marques²

Ricardo Reppold Marinho³

Giovani Dalpiaz⁴

Marcelo Ferreira Motta⁵

Hélio Cordeiro Miranda⁶

Cleiton Carvalho Silva⁶

Resumo

O objetivo deste trabalho é avaliar o efeito da energia de soldagem sobre o balanço de fases e microdurezas na zona fundida do aço inoxidável superduplex UNS S32760 soldado pelos processos MIG/MAG e Arame Tubular. As soldagens foram realizadas com três diferentes níveis de energia: 0,5 kJ/mm, 1,0 kJ/mm e 2,0 kJ/mm. Corpos de prova foram extraídos e submetidos à preparação metalográfica e revelação da microestrutura. Realizou-se a quantificação de fases por análise de imagem, bem como análises de microdurezas. Os resultados mostraram que nas regiões da zona fundida, independente do processo de soldagem, houve um decréscimo da quantidade de ferrita e microdurezas com o aumento de energia.

Palavras-chave: Soldagem; Superduplex; Balanço de fases; Microdurezas.

PHASE BALANCE IN UNS S32760 SUPERDUPLEX STAINLESS STEEL WELDED BY GMAW AND FCAW PROCESS

Abstract

The objective of this work is evaluate the effect of heat input on the phase balance and microhardness in the fusion zone of UNS S32760 superduplex stainless steel welded by the GMAW and FCAW processes. Three different levels of heat input were applied: 0.5 kJ/mm, 1.0 kJ/mm, 2.0 kJ/mm. Specimens were extracted and subjected to metallographic preparation. The phase quantification by image analysis was performed, as well as, microhardness tests. The results showed that in melted zone, independent of welding process, there was a decrease in amount of ferrite and microhardness with the increase of heat input.

Key words: Welding; Superduplex; Phase balance; microhardness.

¹ *Contribuição técnica ao 68º Congresso Anual da ABM - Internacional, 30 de julho a 2 de agosto de 2013, Belo Horizonte, MG, Brasil.*

² *Graduando, curso de Engenharia Metalúrgica, Universidade Federal do Ceará (UFC), CE, Brasil.*

³ *Engenheiro metalúrgico. M.Sc. Eng. Pesquisador do Cenpes, Petrobras, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*

⁴ *Engenheiro mecânico. Dr. Eng. Pesquisador do Cenpes, Petrobras, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.*

⁵ *Engenheiro mecânico. Prof. Dr. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFC, Fortaleza, CE, Brasil.*

⁶ *Engenheiro mecânico. Prof. Dr. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, UFC, Fortaleza, CE, Brasil.*

1 INTRODUÇÃO

Antes dos aços inoxidáveis duplex (AID) serem introduzidos no mercado, a alternativa mais utilizada em ambientes agressivos eram os aços austeníticos AISI 304L e 316L, os quais são ricos em níquel, um elemento químico de alto custo.⁽¹⁾ Entretanto, o desenvolvimento e o crescente emprego de aços com microestrutura duplex, ferrítica/austenítica em proporções similares, tem associado uma ótima resistência mecânica à boa resistência à corrosão localizada e corrosão sob-tensão, tornando-o apropriado para muitas aplicações, em particular para meios contendo cloretos. Devido à combinação e manutenção dessas propriedades entre as temperaturas de -50° a 250°C ,⁽¹⁾ vários equipamentos de unidades de processamento de Petróleo e Gás Natural têm sido construídos com estas ligas, especialmente aqueles que estão sujeitos a condições severas de operação como altas temperaturas e ao contato com fluidos extremamente corrosivos. Proporcionando assim um aumento da vida útil dos equipamentos e, por consequência, uma maior confiabilidade operacional.

Os aços inoxidáveis superduplex (AISD), em relação aos aços inoxidáveis duplex (AID), apresentam maiores teores de elemento de ligas, principalmente Cr, Mo e N, para obter uma maior resistência a corrosão por pites ($\text{PRE}>40$).⁽¹⁾ Porém, devido a uma maior quantidade de elementos de liga, tornam-se mais susceptíveis a precipitação de fases intermetálicas, requerendo-se então um maior cuidado no processamento destes materiais.

O processamento ou montagem destes materiais é geralmente feito por soldagem. No entanto, durante a realização da soldagem multipasse, cada deposição causa um ciclo térmico de reaquecimento sobre o passe anterior e, por consequência, aumentando a probabilidade de precipitação de fases indesejáveis nos AID e diminuição da resistência à corrosão. Além disso, dependendo das condições de soldagem (energia de soldagem, tipo de processo, técnicas de deposição etc.) pode-se favorecer o desbalanceamento de fases do próprio metal de solda, implicando em alterações das propriedades mecânicas do material. Por exemplo, na soldagem do UNS S32205 pelo processo TIG,⁽²⁾ verificou-se que o aumento da corrente de soldagem favorecia inicialmente a presença de austenita na matriz ferrítica, e depois ocorreu um aumento da fração de ferrita. Já Nunes et al.⁽³⁾ verificaram que a variação da energia de soldagem, na faixa recomendada pela literatura, não proporcionou diferenças significativas no percentual de ferrita no metal de solda. Por outro lado, outras pesquisas têm demonstrado que o aumento de energia na deposição do metal de solda favorece a uma menor taxa de resfriamento implicando na nucleação e crescimento de austenita.

Desta forma, é importante conhecer os efeitos das condições de soldagem e, principalmente, dos ciclos de reaquecimentos em juntas multipasse sobre as características microestruturais, visto que esta mesma microestrutura duplex responsável por suas propriedades únicas, é também inerentemente sensível aos picos de temperatura e velocidades de resfriamento produzidas durante a soldagem multipasse, podendo comprometer as propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Portanto, este trabalho tem como objetivo avaliar o efeito do aporte térmico em uniões multipasses do aço inoxidável superduplex UNS 32760 pelos processos Arame Tubular (FCAW) e MIG-MAG (GMAW), sobre o balanço de fases e microdurezas da zona fundida.

2 MATERIAL E MÉTODOS

2.1 Materiais

O metal de base utilizado para a confecção das juntas na soldagem multipasse foram os tubos de aço inoxidável superduplex UNS S32760(ZERON 100) com espessura de parede 18 mm e diâmetro de 200 mm. Para a soldagem pelo processo MIG-MAG foi utilizado o consumível AWS ER2594-NL e pelo processo Arame Tubular (AT) foi utilizado o ESAB TUBROD 14.28 A composição química deste material de base e dos Arames eletrodos com 1.2 mm de diâmetro AWS E2594-N e ESAB Tubrod 14.28 utilizados respectivamente nos processos de soldagem MIG/MAG e Arame tubular são representados pela Tabela 1.

2.2 Equipamentos

Utilizou-se uma bancada robotizada composta por um robô industrial, uma mesa giratória e integrada, uma fonte eletrônica com sistema de alimentação de arame e um sistema de aquisição de dados conforme demonstrado pela Figura 1.

Tabela 1. Composição química do aço

Item	Composição química (% em peso)									
	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	W	Cu	N	Fe
UNS S32760	0,03	25	7	3,5	<1,0	<1,0	0,8	0,8	0,25	Bal.
AWS ER2594-NL*	0,02	25	9,5	4	0,4	0,3	-	-	0,24	-
ESAB TUBROD 14.28*	0,03	25,2	9,2	3,9	0,9	0,6	-	-	0,25	-



Figura 1. Equipamentos utilizados na soldagem MIG/MAG e Arame Tubular.

Foi utilizado argônio puro como gás de purga com tempo e vazão ajustado para um teor de no máximo 0,5% de oxigênio no passe de raiz. Para verificar a eficiência do sistema de purga, foi realizado a medição do nível de oxigênio no interior da junta com auxílio de um oxímetro conforme demonstrado na Figura 2.

Os gases de proteção utilizados para a realização das soldagens multipasses no enchimento/acabamento, para cada junta, pelos processos MIG/MAG e Arame Tubular foram, respectivamente, 60% Ar + 38% He + 2% CO₂ e 75% Ar + 25% CO₂. A Tabela 2 mostra os gases utilizados em cada corpo de prova.

Tabela 2. Gases de soldagem para os cordões de solda das regiões: acabamento/enchimento e raiz

Corpos de prova	Gás de Proteção GMAW	Gás de proteção FCAW	Gás de Purga (Raiz)
1,2,3	60% Ar + 38% He + 2% CO ₂		100%Ar
4,5,6		75% Ar + 25% CO ₂	100%Ar



Figura 2. Medição do teor de oxigênio com oxímetro.

2.3 Procedimento de Soldagem

A configuração da junta (Figura 3) adotada para a soldagem foi do tipo meio-V, com ângulo de chanfro 45° e altura da face de raiz de 2 mm com abertura de raiz de 2,8 mm. Todas as juntas foram alinhadas, ponteadas e posteriormente fixadas por uma placa de três castanhas, como demonstrado pelas Figuras 4 e 5, para dar início a soldagem do passe de raiz.

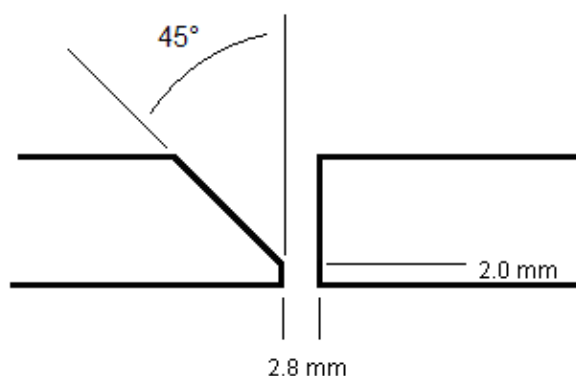


Figura 3. Configuração da junta a ser soldada.



Figura 4. Junta montada no mecanismo de alinhamento e pronta para se pontear.



Figura 5. Detalhe da montagem dos tubos na bancada de soldagem.

Desta forma, foram realizados os passes de raiz com auxílio do sistema de purga, em todas as seis juntas, pelo processo MIG/MAG com transferência metálica por curto-circuito e energia de 0,5 kJ/mm. Todavia, foi necessário um reforço adicional de mais dois cordões de solda, nas mesmas condições ($E = 0,5$ kJ/mm) do primeiro passe, para evitar que o passe de raiz fosse furado e possivelmente o escorrimento/vazamento do metal líquido durante as etapas de enchimento da junta com energia de 2,0 kJ/mm pelos processos MIG/MAG e Arame Tubular. Salienta-se que estes passes adicionais para a condição de 2,0 kJ/mm para o processo Arame Tubular foram realizados por este processo.

Portanto, através do ajuste dos parâmetros de soldagem de ambos os processos, determinou-se condições ideais a serem aplicadas no preenchimento das juntas do aço UNS S32760 (ZERON 100) por múltiplos passes de solda com corrente pulsada e transferência metálica goticular em diferentes níveis de energia: 0,5 kJ/mm, 1,0 kJ/mm e 2,0 kJ/mm através da variação da velocidade de soldagem.

2.4 Caracterização das Juntas Soldadas

Corpos de prova de ambos os processos de soldagem e aporte térmico foram extraídos e submetidos à preparação metalográfica com lixamento nas granulometrias de 80 à 1200 *mesh* e polimento com pastas de diamante 3 μm e 1 μm , respectivamente. Procedeu-se o ataque químico com o reagente químico Behara (26ml de HCl para 64ml de água destilada, acrescentando-se 0,35g de $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$) durante dez ou doze segundos, proporcionando uma boa revelação microestrutural do metal de solda. Imagens da microestrutura foram adquiridas com o auxílio de um microscópio óptico em um aumento de 500X. Utilizou-se um

programa de análise de imagem baseado em redes neurais - SVRNA⁽⁴⁾ para a quantificação das fases ferrita e austenita nas regiões da raiz, enchimento e acabamento (Figura 6).

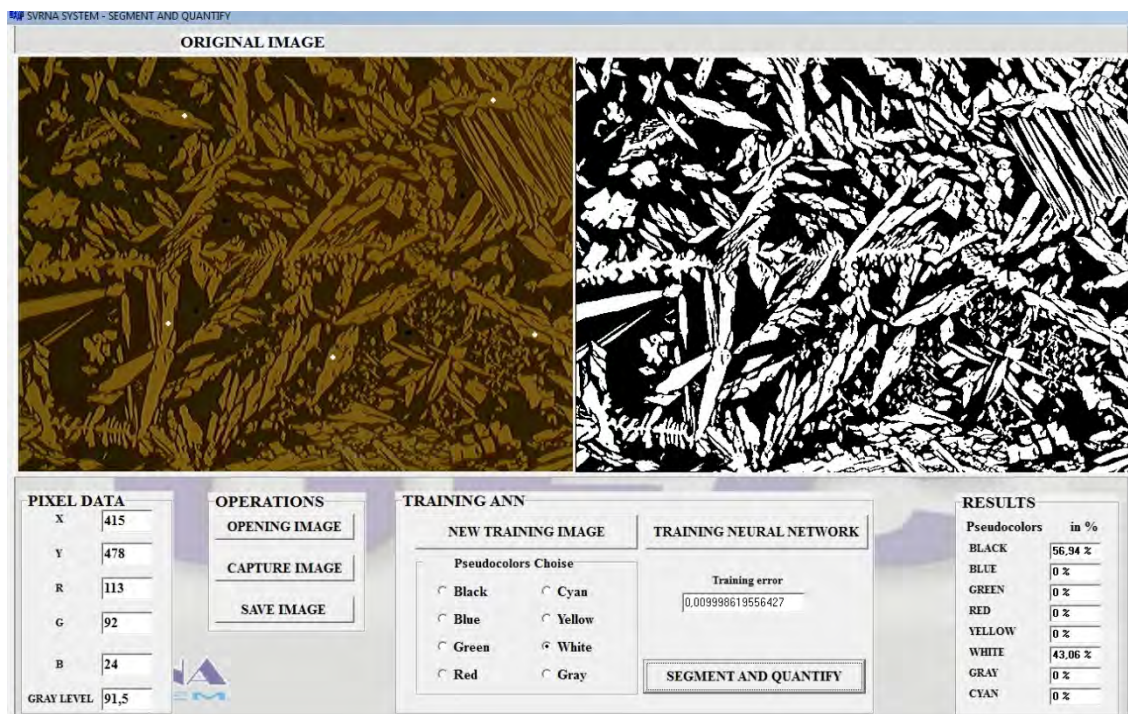


Figura 6. Programa de Quantificação SVRNA.

Um programa computacional de análise estatística foi utilizado tanto para realização da análise de variância dos valores de porcentagem de ferrita quanto para os dados de microdurezas. As microdurezas foram realizadas com auxílio de um microdurômetro, segundo especificação da norma ASTM,⁽⁵⁾ com cargas aplicadas de 0,981N durante um tempo de 15 segundos para cada impressão e, espaçamento de 0,2 mm entre as impressões ao longo da zona fundida, desde o primeiro passe (raiz) até o último passe (acabamento).

3 RESULTADOS

Para cada região da junta soldada, em pontos distintos, foram segmentadas em média 70 fotos possibilitando a análise estatística de variância (Anova) dos resultados quantificados (teor de ferrita) com nível de confiança de 95%. Ou seja, para um $p < 0,05$ (5%) indica que um determinado fator de controle afetou estatisticamente uma determinada resposta.

Os resultados de quantificação das amostras soldadas pelos processos MIG/MAG e Arame Tubular nas energias de 0,5, 1,0 e 2,0 kJ/mm, são apresentados nas Figuras 7 e 8.

De forma geral, independente da região da zona fundida, houve uma diminuição do teor de ferrita com o aumento do aporte térmico. Entretanto, para o mesmo nível de energia, houve uma uniformidade na quantidade de ferrita, oscilando em um intervalo de 5% aproximadamente, para as regiões analisadas. Para este processo os teores de ferrita no metal de solda variaram dentro de uma faixa entre 58% a 46%, sendo considerada adequada para aços inoxidáveis superduplex por estarem próximos dos 50% ideais.

A soldagem pelo processo Arame Tubular apresentou maiores teores de ferrita se comparado ao processo de soldagem MIG/MAG para um mesmo aporte térmico, principalmente para a energia de 0,5 kJ/mm. Ainda assim, os valores de ferrita medidos na zona fundida das amostras soldadas pelo processo Arame Tubular foram considerados adequados por apresentarem variação dentro da faixa de 30% a 70%, comumente reportada na literatura especializada como a faixa aceitável de teor de ferrita para aços inoxidáveis duplex e superduplex.^(6,7)

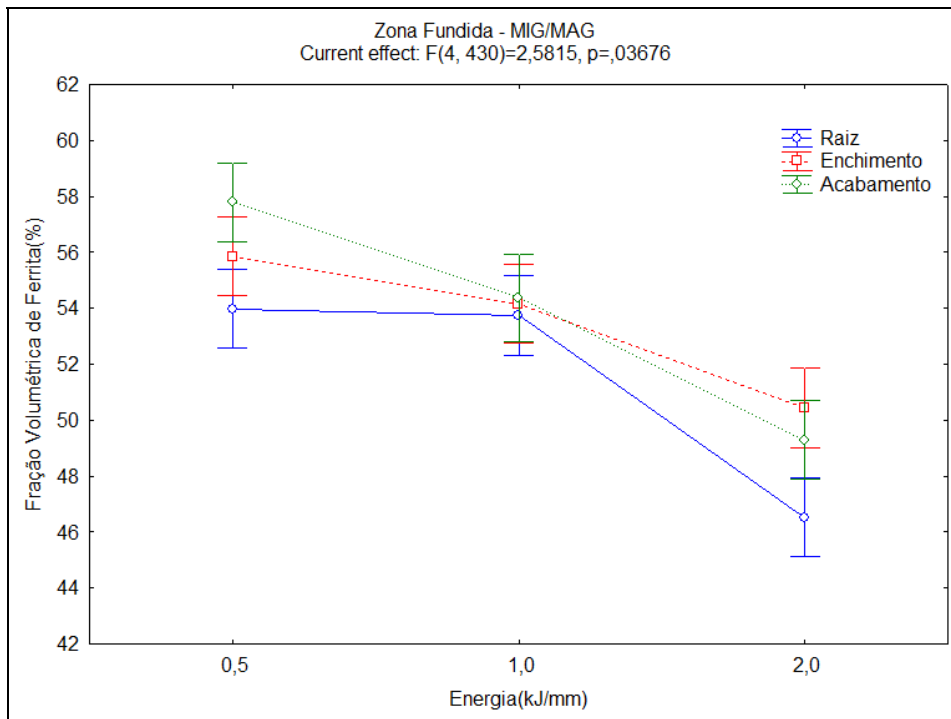


Figura 7. Alteração do teor de ferrita com a variação do aporte térmico pelo processo de soldagem MIG/MAG.

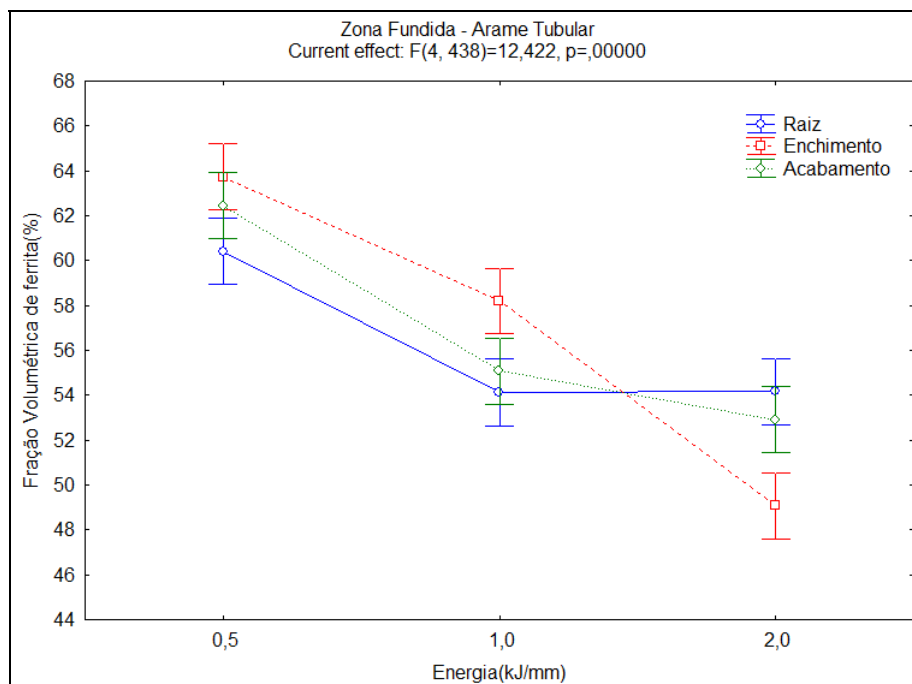


Figura 8. Alteração do teor de ferrita com a variação do aporte térmico pelo processo de soldagem Arame Tubular.

3.1 Medição das Microdurezas

Foram realizadas em média 105 impressões de microdurezas na Zona Fundida (ZF) ao longo de uma linha vertical sobre as regiões da raiz, enchimento e acabamento para as condições soldadas. De modo similar ao balanço de fases, foi realizada a análise estatística de variância (Anova) dos resultados os quais apresentaram nível de confiança de 95%, ou seja, $p < 0,05$ (5%), demonstrando haver efeito estatisticamente significativo do aporte térmico aplicado sobre os valores de dureza da zona fundida.

Para o maior aporte térmico, 2,0 kJ/mm, pelo processo de soldagem MIG/MAG observou-se uma diminuição de aproximadamente 7% no valor de microdurezas em relação ao preenchimento da junta pelas demais energias de soldagem (Figura 9). Todavia, pelo processo Arame Tubular houve um decréscimo suave com o aumento de energia, com uma diferença de no máximo 4% entre os resultados das energias de 0,5 e 2,0 kJ/mm (Figura 9). Para ambos os processos de soldagem, esse comportamento das curvas de microdurezas foram semelhantes aos observados para as curvas de balanço de fases, cuja variação nos teores de ferrita sofreu um decréscimo com o aumento do aporte térmico, demonstrando haver uma relação entre essas duas variáveis.

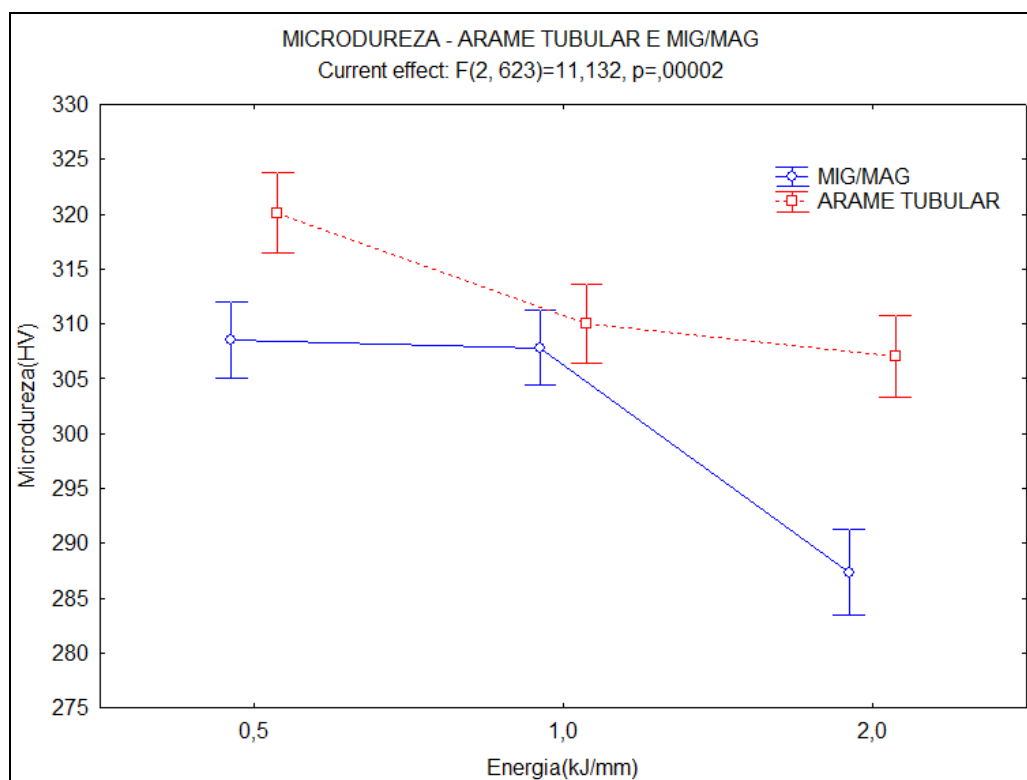


Figura 9. Influência do aporte térmico sobre a microdureza do metal de solda.

4 DISCUSSÃO

De forma geral, o aumento de energia de soldagem implicou em menor fração volumétrica de ferrita devido ao mais alto aporte térmico que favoreceu uma menor taxa de resfriamento do metal líquido, havendo maior tempo para a nucleação e crescimento da austenita alotriomórfica a partir dos contornos de grão ferríticos. Outro fator relacionado ao desbalanceamento de fases é a influência do calor dos

múltiplos passes de soldagem sobrepostos aos anteriores, atuando como uma força motriz suficiente para que houvesse a nucleação de austenita secundária a partir da austenita primária (intergranular) ou de precipitados de nitretos de cromo, no interior do grão ferrítico (intragranular).

Em relação ao preenchimento da junta por múltiplos passes de solda depositados com energia 2,0 kJ/mm (Figura 7), o fator aporte térmico demonstrou ser relevante, implicando em uma redução no teor de ferrita do passe de raiz.

Similar ao que ocorreu no processo de soldagem MIG/MAG houve uma redução da fração volumétrica de ferrita com o aumento do aporte térmico pelo processo Arame Tubular. De uma forma geral, a quantidade de ferrita para este processo foi maior se comparado ao MIG/MAG, em especial para as regiões preenchidas com o menor nível de energia (0,5 kJ/mm). Alguns fatores podem estar relacionados a essa diferença nos teores de ferrita entre os processos de soldagem, para um mesmo aporte térmico, dentre eles pequenas diferenças de composição química entre os metais de adição com arame sólido e com arame tubular, bem como variações de velocidade de resfriamento.

As variações nos valores de microdureza do metal de solda para cada processo de soldagem, embora significativa do ponto de vista estatístico em relação à variação do aporte térmico, não demonstram na prática uma variação tão expressiva, apresentando uma alteração de no máximo 7% entre as energias de 0,5 e 2,0 kJ/mm para o processo MIG/MAG. Ou seja, é possível que o desbalanceamento de fases tenha tido pouco efeito na variação da microdureza do material.

No entanto, o comportamento destas curvas tem uma relação com as Figuras 7 e 8, demonstrando que, através da diminuição do teor médio de ferrita do metal de solda houve um decréscimo nos valores de microdureza. Tal acontecimento provavelmente está associado a dois fatores. O primeiro é em relação à presença de maiores quantidades de austenita para maiores níveis de energia, proporcionando à zona fundida menor resistência à deformação quando aplicado uma carga sobre ela. O segundo fator pode estar associado aos grãos grosseiros para um maior aporte térmico, uma vez que a diminuição da taxa de resfriamento promove menor taxa de nucleação e tempo suficiente para o crescimento destes grãos.

5 CONCLUSÃO

A partir dos resultados experimentais avaliados na soldagem do aço inoxidável superduplex UNS S32760 (ZERON 100) soldado pelos processos MIG/MAG e Arame Tubular foi possível concluir que:

De uma forma geral, em termos de aplicação prática de juntas soldadas, os teores de ferrita apresentaram proporções adequadas na Zona Fundida, na faixa de 30-70%.

O processo de soldagem MIG/MAG apresentou um teor de ferrita menor que o produzido nas soldas com o processo Arame Tubular.

Independente do processo de soldagem, o preenchimento da junta por multipasses de soldagem com energia de 2,0 kJ/mm foi a que apresentou melhor balanço de fases.

A diminuição de microdureza do metal de solda corresponde ao decréscimo do percentual de ferrita com o aumento de energia.

REFERÊNCIAS

- 1 J.-O. NILSSON. Super duplex stainless steels. *Materials Science and Technology*. v. 8, p.685-700, 1992.
- 2 W.R.V. SANITA, J. L. PADILHA, C.R.SOKEY, R.C.TOKIMATSU, V.A.VENTRELLA, Análise do Balanço de Fases de Ferrita/Austenita no Metal de Solda do Aço Inoxidável Duplex UNS S32205 soldado com TIG. 20^o CBECIMAT - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Joinville, SC, Brasil, 2012.
- 3 NUNES E.B., BATISTA H.J., BARRETO A.S., MARQUES J.S., MOTTA, M.F. Influência da Energia de Soldagem na Microestrutura e na Microdureza de Revestimentos de Aço Inoxidável Duplex. *Soldagem e Inspeção*. V. 17, n. 2, p.114-122, Abr/Jun, 2012.
- 4 ALBUQUERQUE, V.H.C., SILVA, C.C., MENEZES, T.I.S., FARIAS, J.P., TAVARES, J.M.R.S. Automatic evaluation of nickel alloy secondary phases from SEM images. *Microscopy Research and Technique*, v. 74, p. 36-46, 2011.
- 5 ASTM E384-99, 2002."Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials". ASTM International, West Conshohocken, PA.
- 6 Walker, R. A., Gooch, T. G., 1991. Pitting resistance of weld metal for 22Cr-5Ni ferritic-austenitic stainless steels. *British corrosion journal* n. 1 v. 26 p. 51-9.
- 7 Ureña, A.; Otero, E.; Utrilla, M. V.; Múñez, C. J., 2007. Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding. *Journal of Materials Processing Technology* 182 p. 624–631.