

INFLUÊNCIA DA VARIAÇÃO DA ENERGIA DE SOLDAGEM NA FORMAÇÃO DA MICROESTRUTURA DO AÇO UNS S32304

Eduardo Barbosa Zamprogno, eduardozamprogno@gmail.com¹

Ygor Silva Marques Rocha, ygor_marques18@hotmail.com¹

Temístocles de Sousa Luz, tluz@ct.ufes.br¹

¹ UFES – Centro Tecnológico – Departamento de Engenharia Mecânica – Av Fernando Ferrari, 514 – Bairro Goiabeiras – CEP 29060-970 – Vitória - ES

Resumo: O aço inoxidável duplex é largamente utilizado devido às boas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, proporcionadas pela relação volumétrica 1:1 de austenita e ferrita na microestrutura. Essas características tornam o aço duplex um excelente material para aplicações na indústria química, petroquímica e em construções offshore. No entanto, quando o aço duplex é submetido à soldagem como processo de fabricação, ocorre desbalanceamento na proporção volumétrica das fases austenita e ferrita devido às influências térmicas do processo de soldagem, acarretando perda de propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Aliando esses dois fatores fundamentais de engenharia - material e processo - este trabalho tem o objetivo de avaliar a influência da variação da energia de soldagem na formação da microestrutura no que concerne a proporção das fases austenita e ferrita. Para esse propósito foram utilizadas técnicas metalográficas e uma avaliação indireta por permeabilidade magnética utilizando o ferritoscópio. As medidas indicam variação significativa nesse balanço, tanto na zona fundida quanto na zona afetada termicamente.

Palavras-chave: Soldagem, Aço Inoxidável Duplex, Microestrutura, Energia Imposta.

1. INTRODUÇÃO

O aço inoxidável duplex está em destaque no cenário nacional e internacional devido à grande aplicabilidade desse material na indústria em geral, principalmente na indústria química e petroquímica no que concerne às aplicações onshore (em terra) e offshore (no mar). Com o avanço da exploração de petróleo offshore, há necessidade cada vez maior de materiais capazes de resistir a ambientes extremamente corrosivos, aliando a isso resistência mecânica e processos de fabricação controlados.

O aço inoxidável duplex é uma liga baseada no sistema Fe-Cr-Ni-N. A composição química dessa liga e o tratamento térmico aplicado são ajustados de modo que a microestrutura seja composta de 50% de ferrita e 50% de austenita, daí o nome duplex. O nitrogênio tem importância fundamental na liga, principalmente quando o aço duplex é submetido à soldagem, tendo em vista a elevada taxa de resfriamento durante o processo. Esse elemento de liga acelera a formação de austenita e a estabiliza.

As ligas duplex se solidificam como 100% de ferrita. A austenita é formada por transformação sólida a temperaturas abaixo da linha δ solvus como pode ser observado na fig. (1). Apesar de o diagrama da fig. (1) mostrar uma liga duplex com 70% de Fe, o material estudado neste trabalho não possui o percentual mencionado, de forma que o diagrama é apenas ilustrativo para verificar o que foi citado acima quanto à solidificação da liga.

Quando comparado aos aços inoxidáveis ferríticos, os aços inoxidáveis duplex apresentam maior resistência à corrosão. Além disso, devido ao maior conteúdo ferrítico, apresenta melhor resistência mecânica que os aços inoxidáveis austeníticos.

As boas características de resistência à corrosão e resistência mecânica do aço duplex são atribuídas ao balanço volumétrico equitativo (1:1) das fases que o compõem, ferrita e austenita. Durante o processo de soldagem, o material sofre influências térmicas que provocam o desbalanceamento volumétrico entre as fases ferrita e austenita acarretando perda de resistência mecânica e de corrosão em relação ao material como recebido. Existem meios para controlar o balanço de fases durante o processo de soldagem, tais como utilização de metal de adição com percentuais entre 2 - 4% de Ni acima do percentual do metal de base. (Muthupandi, et al 2003). Ou ainda, utilizar percentual entre 2 - 5% de N₂ no gás de proteção utilizado no processo. O balanço de fase também depende do aporte térmico do processo utilizado na soldagem. O nível de energia de soldagem influi diretamente na taxa de resfriamento e por conseqüência, na temperatura efetiva abaixo da qual cessa a transformação ferrita-austenita. (Muthupandi, et al 2003).

Altos níveis de energia resultam em resfriamento mais lento, por outro lado, essas condições tendem a produzir crescimento de grão, ampliação da zona afeta pelo calor e precipitação de fases intermetálicas. Na prática, o que se deseja é um resfriamento lento suficiente para que ocorra a formação de austenita adequadamente e rápido o bastante para prevenir precipitações indesejadas. (Muthupandi, et al 2003).

Fundamentado nisso, este trabalho se propõem a avaliar a influência da variação de energia de soldagem no balanço microestrutural das fases ferrita e austenita.

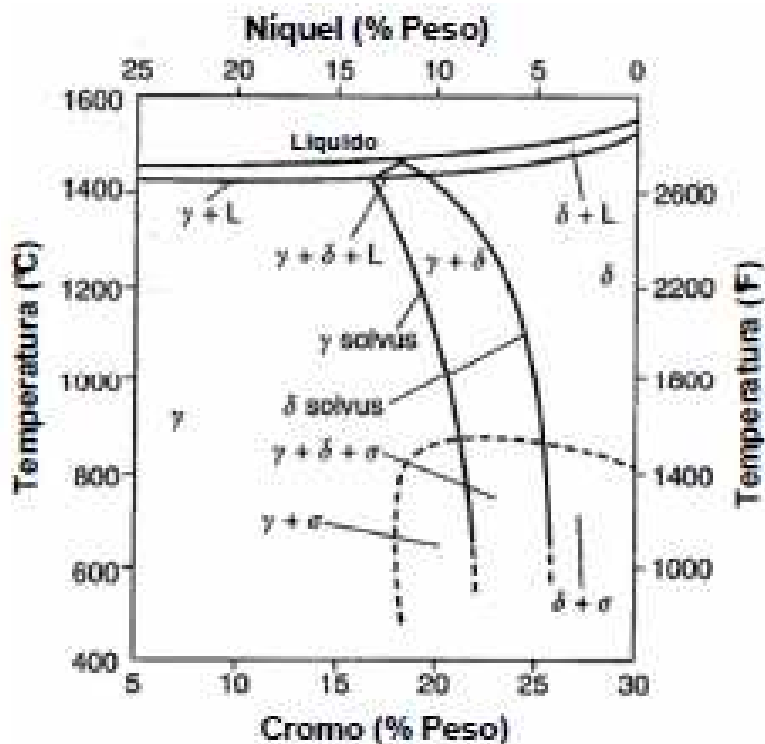


Figura 1. Diagrama de fase pseudo-binário 70% Fe.

Fonte: Lippold, J.C., Kotecki, D.J., 2005, Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado no estudo foi o aço inoxidável duplex UNS32304. A composição química do material é apresentada na tab. (1). O material foi recebido em chapas com espessura de 1,8 mm. A partir das chapas quatro amostras foram produzidas.

Tabela 1. Composição química do metal de base.

Elemento	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	N	S	P	Ti
Composição (%)	0,019	0,41	1,39	22,49	0,13	3,59	0,134	0,001	0,03	0,011

As amostras foram soldadas pelo processo automático TIG pulsado. A amostra 1 foi soldada em um único passe enquanto que as amostras 2, 3 e 4 foram soldadas em dois passes. Durante a soldagem de todas as amostras e em todos os passes foi mantida uma relação entre corrente de pulso e corrente de base de aproximadamente 123%. Os parâmetros de corrente utilizados em cada passe podem ser observados na tab. (2). A tensão foi estabelecida em torno de 11 V. A soldagem foi realizada a uma velocidade de 52 cm/min para todas as amostras. Utilizou-se como gás de proteção uma mistura de Argônio e Nitrogênio na proporção de 98% de Argônio e 2% de Nitrogênio, havendo proteção tanto da poça de fusão quanto da raiz da solda, por meio de um sistema de alimentação secundário de gás. O processo TIG pulsado é comumente utilizado para soldagem de chapas finas, pois a corrente pulsada garante melhor penetração do que pode ser obtido com corrente convencional, além de favorecer a solidificação e evolução de gases. (Kou, S., 2003).

Tabela 2. Parâmetros de corrente.

	Corrente primeiro passe (A)	Corrente segundo passe (A)
Amostra 1 (A1)	131/161	---
Amostra 2 (A2)	131/161	197/241
Amostra 3 (A3)	131/161	164/201
Amostra 4 (A4)	139/170	139/170

A variação dos níveis de energia foi obtida por meio da variação dos parâmetros de corrente. A energia de soldagem foi calculada como sendo a energia fornecida pela fonte, nesse caso não foi considerada a eficiência térmica do processo. (Modenesi, et al 2006). Apesar de a eficiência térmica do processo não ter sido considerada no cálculo da energia de soldagem, as conclusões do trabalho não serão diferentes, pois o presente trabalho apresenta uma discussão qualitativa dos resultados obtidos. Os níveis de energia foram organizados na tab. (3).

Tabela 3. Aporte térmico calculado para cada passe em cada amostra.

	Energia primeiro passe (J/mm)	Energia segundo passe (J/mm)
Amostra 1 (A1)	185	---
Amostra 2 (A2)	185	278
Amostra 3 (A3)	185	231
Amostra 4 (A4)	196	196

Amostras metalográficas de cada soldagem foram preparadas utilizando o reagente Groesbeck modificado (30 g NaOH, 30 g KMnO_4 Permanganato de Potássio e 100 ml de água destilada). (Tang, 2005). A composição original do reagente é 4 g NaOH + 4 g KMnO_4 + 100 ml de água destilada, porém essa composição não surgiu o efeito desejado e por esse motivo a composição foi modificada para que as fases fossem reveladas.

Para cada amostra foram obtidas micrografias da ZAC (zona afeada pelo calor) e ZF (zona fundida). As micrografias foram obtidas por microscopia ótica com aumento de 200 vezes e 500 vezes. Para avaliar o balanço microestrutural foi utilizado o software didático GSA (Granulômetro Semi-Automático) desenvolvido por alunos do Departamento de Engenharia Mecânica da UFES. Esse software contabiliza o microconstituente por meio de avaliação da imagem da microestrutura. Para cada amostra, quatro micrografias de cada região da solda foram avaliadas para o cálculo da média e desvios padrões.

Aliado ao software GSA, foi realizada uma avaliação indireta por meio de permeabilidade magnética utilizando Ferritoscópio FISCHER FMP30. Esse equipamento contabiliza o teor de fases ferromagnéticas do material. Para cada região da solda foram tomadas cinco medidas para cálculo da média e desvios. Dessa forma foi possível avaliar os resultados de dois métodos para a mesma finalidade.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

São apresentadas abaixo as micrografias para as soldagens realizadas – passe único (Fig.(2)) e passe duplo (Fig.(3)). É notada a diferença entre as microestruturas geradas, no entanto verifica-se a formação de austenita secundária tanto na ZAC (Fig. (2a e 3a)) quanto na zona fundida (Fig. (2b e 3b)). Tais tipos de formação eram esperadas na zona fundida, levando em consideração o que cita a literatura (Macêdo, 2006 e Lippold, 2005) acerca da combinação dos efeitos do aporte térmico, do nitrogênio do metal de base e do N_2 do gás de proteção na formação da austenita. No entanto nota-se uma diferença na região da ZAC, que a princípio não seria influenciada pela incidência do N_2 no gás de proteção, sendo um possível efeito combinado do aporte térmico e do nitrogênio do metal de base.

Tanto para a soldagem utilizando passe único quanto passe duplo, na zona fundida observa-se uma grande incidência da austenita secundária, no entanto na Fig.(3), é notada uma maior distribuição desta fase na matriz ferrítica. Bem como é possível verificar a presença mais massiva da austenita secundária na ZAC, mesmo que em sua forma widmanstätten.

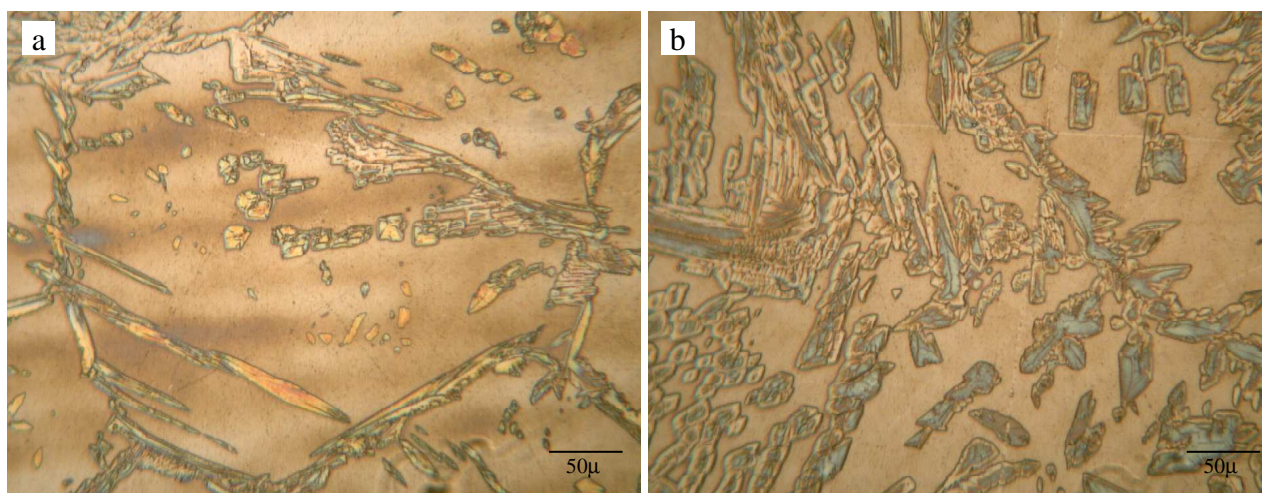


Figura 2. Microestruturas da soldagem do aço duplex UNS S32304 soldado com passe único - a) Zona afetada pelo calor (ZAC) - b) Zona fundida (ZF)

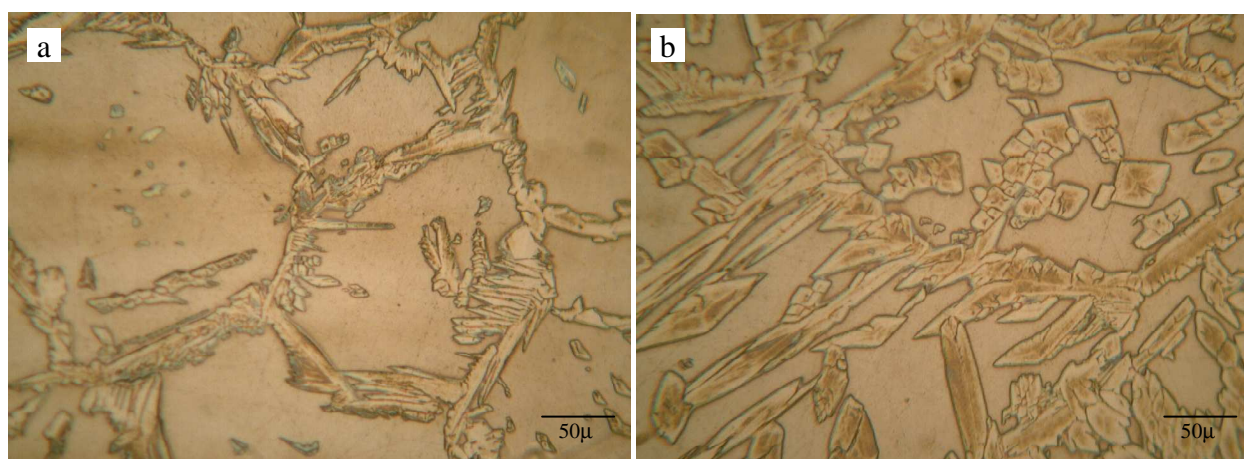


Figura 3. Microestruturas da soldagem do aço duplex UNS S32304 soldado com passe duplo - a) Zona afetada pelo calor (ZAC) - b) Zona fundida (ZF)

A austenita secundária é de fundamental importância para o balanço de fases, porém, neste trabalho, não foi feita distinção entre austenita primária e secundária quanto à quantificação desses constituintes para o balanço de fases, optando por uma quantificação total do percentual de austenita.

Como citado anteriormente na metodologia, utilizou-se o ferritoscópio para uma avaliação quantitativa, sendo tal avaliação realizada tanto para a face quanto para a raiz das amostras soldadas. Adotou-se esse procedimento de forma a obter um conjunto amostral que abrangesse toda a região soldada proporcionando uma avaliação mais completa das amostras. Os resultados obtidos, tanto para a ZF quanto para a ZAC, foram agrupados e organizados em tabelas. Ver tab. (4) e tab. (5).

Tabela 4. Medidas de Ferritoscópio na região da ZAC (Teor de Ferrita (%)).

Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4
43	45,65	48,5	50,4
Desvio	Desvio	Desvio	Desvio
4,81	4,19	3,56	4,44

Tabela 5. Medidas de Ferritoscópio na região ZF (Teor de Ferrita (%)).

Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4
50,6	54,5	49,9	46,3
Desvio	Desvio	Desvio	Desvio
0,55	3,64	1,85	0,87

As medidas usando o GSA foram feitas tanto para a ZF quanto para a ZAC seguindo o mesmo princípio adotado para o ferritoscópio – medições na face e raiz de solda. Os resultados das medidas do Software GSA para ZAC e ZF são apresentados na tab.(6) e tab.(7), respectivamente.

Tabela 6. Medidas do GSA na região da ZAC (Teor de Ferrita (%)).

Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4
77,04	62,32	65,53	67,74
Desvio	Desvio	Desvio	Desvio
3,34	7,83	3,55	4,91

Tabela 7. Medidas do GSA na ZF (Teor de Ferrita (%)).

Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3	Amostra 4
47,07	39,33	41,76	34,05
Desvio	Desvio	Desvio	Desvio
4,16	1,60	7,17	1,96

3.1. Resultados para a Zona Fundida

3.1.1. Avaliação dos resultados do ferritoscópio para a Zona Fundida

A amostra (A1), que foi soldada com menor nível de energia e em um único passe, apresentou percentual médio de ferrita em torno de 50%. A amostra (A1) é tida como referência de comparação para as amostras (A2) e (A3), que foram soldadas com passes consecutivos. Para a amostra (A2), nota-se um aumento no teor médio de ferrita com o emprego do segundo passe de soldagem e, conseqüente, aumento da energia de soldagem. Teoricamente, com o aumento do nível de energia, a transformação de fase ferrita – austenita seria favorecida e o percentual de ferrita deveria ser menor que o observado na amostra (A1). Na amostra (A3), que foi soldada com nível de energia menor que o da amostra (A2) e maior que o da amostra (A1), notou-se teor médio de ferrita menor que os observados em (A1) e (A2). Para a amostra (A4), observou-se que os dois passes com mesmo nível de energia favoreceram a transformação de ferrita em austenita, quando comparado com as outras amostras, resultando no menor teor médio de ferrita medido.

A tendência observada pelo gráfico da Fig. (4) revela que a aplicação de um passe consecutivo favorece a transformação ferrita - austenita na ZF, apesar de ser possível notar certa constância no percentual de ferrita entre as amostras, tendo em vista o desvio apresentado para cada uma delas.

A exceção se faz pela amostra (A4) apresentando menor teor de ferrita, o que sugere maior formação de austenita. Segundo Lippold e Kotecki, (2005), em condições de resfriamento rápido, tais como experimentada pela ZF e ZAC dos aços inoxidáveis duplex, a razão ferrita/austenita tende a ser maior devido à elevada temperatura efetiva na qual a difusão é interrompida. A aplicação do segundo passe contribui para diminuir a temperatura efetiva em questão e dessa forma favorece a nucleação de austenita e promove o crescimento daquela já existente. Dessa forma, é possível afirmar que o nível de energia do primeiro passe de soldagem exerce papel fundamental no balanço de fases, como também observado por Macedo e Luz, (2006), pois a amostra A4 foi soldada com energia de primeiro passe ligeiramente superior às outras amostras e apresentou resultado diferenciado.

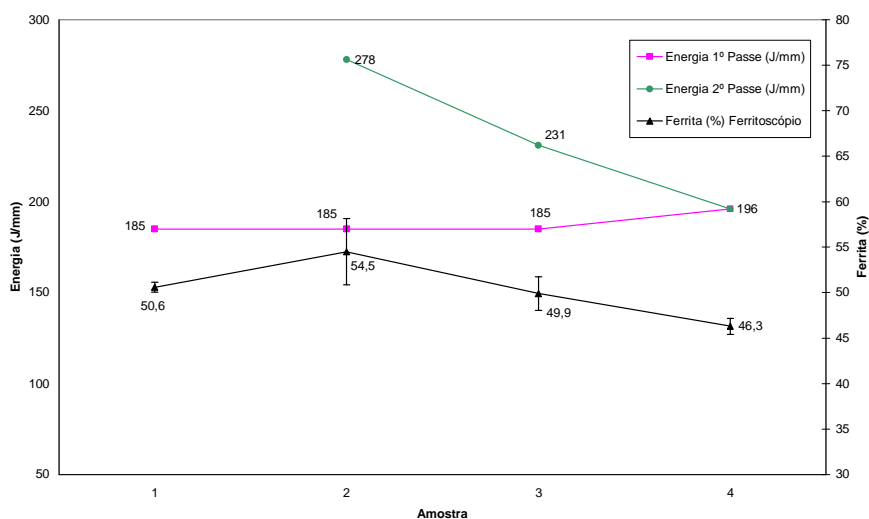


Figura 4. Gráfico do percentual de ferrita e níveis de energia para ZF. Medidas realizadas por meio de ferritoscópio.

3.1.2. Avaliação dos resultados do GSA para a Zona Fundida

Por meio do GSA, a contabilização da ferrita foi feita graficamente a partir das micrografias obtidas. Para a amostra (A1), o teor de ferrita médio medido foi de 47,07%. Para a amostra soldada com maior nível de energia – (A2) – observou-se teor médio de ferrita menor, ou seja, a transformação de ferrita em austenita foi favorecida. Na amostra (A3), que apresenta nível de energia intermediário, percebeu-se teor médio de ferrita constante em relação à (A2), coerente com os resultados do ferritoscópio. Na amostra (A4), constatou-se que o teor médio de ferrita é o menor entre as quatro amostras. A formação de austenita foi favorecida com as condições de soldagem de (A4), resultado coerente com o obtido pelo ferritoscópio. Ver fig. (5).

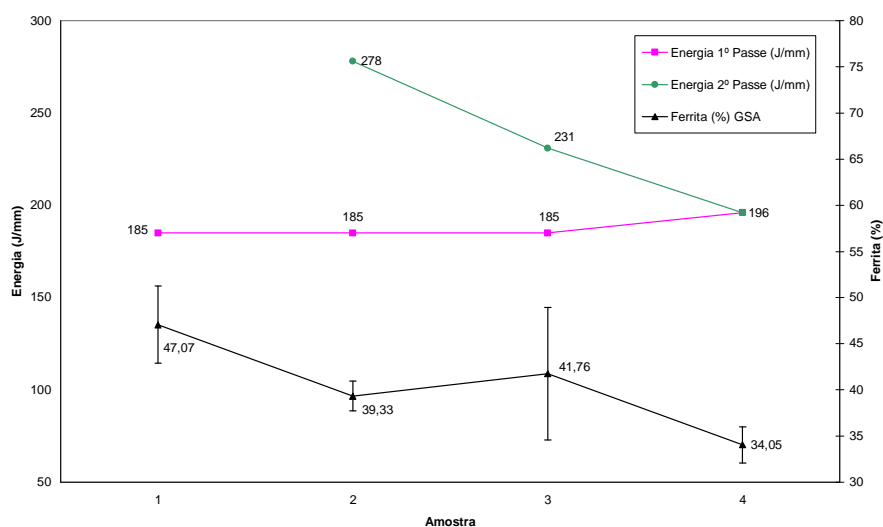


Figura 5. Gráfico do percentual de ferrita e níveis de energia para ZF. Medidas realizadas por meio do GSA.

3.2. Resultados para a Zona Afetada pelo Calor

3.2.1. Avaliação dos resultados do GSA para a Zona Afetada pelo Calor

Na ZAC não ocorre fusão do metal, apenas influências térmicas que conduzem às transformações no estado sólido. Sendo assim, o N₂ (nitrogênio) presente no gás de proteção não exerce sua função de elemento austenitizante na ZAC. A amostra (A1) foi soldada com o menor aporte térmico e observou-se o maior teor de ferrita. Novamente a amostra (A1) será tomada como referência para comparação com as outras amostras. Por meio da avaliação dos dados, é possível inferir que a aplicação do segundo passe de solda também favorece o balanço de fases na ZAC. Nota-se que, pelos desvios observados, o teor de ferrita pode ser considerado o mesmo para as amostras (A2), (A3) e (A4). Apesar disso, pelo gráfico da fig. (6), pode-se observar que há tendência de aumento no teor de ferrita com a diminuição dos níveis de energia. Isso ocorre porque a taxa de resfriamento aumenta com a diminuição da energia e não há tempo suficiente para a transformação ferrita – austenita. (Wang et al., 2006; Badji et al., 2007).

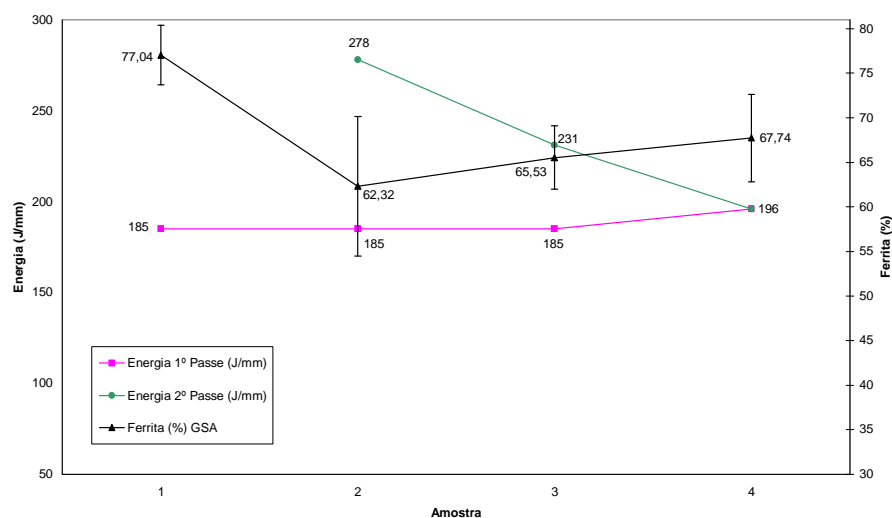


Figura 6. Gráfico do percentual de ferrita e níveis de energia para ZAC. Medidas realizadas por meio do GSA.

3.2.2. Avaliação dos resultados do ferritoscópio para a Zona Afetada pelo Calor

As medidas de ferritoscópio para a ZAC destoam muito das medidas realizadas com o GSA. Tal fato é atribuído à pequena dimensão da ZAC como pode ser observada na micrografia fig. (7).

O ferritoscópio realiza a medição por meio de indução eletromagnética e devido a ZAC ser estreita acredita-se que as regiões adjacentes – metal de base e zona fundida – influenciaram no resultado. Aliado a esse fato, devemos considerar que o ferritoscópio é operado manualmente e possíveis erros de posicionamento do medidor podem, também, ter influenciado nos resultados.

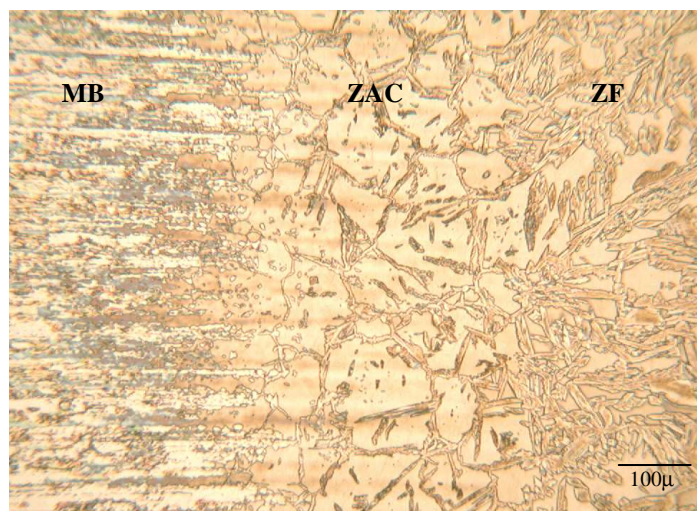


Figura 7. Região da ZAC para uma soldagem com duplo passe.

Por meio do software GSA é possível contabilizar visualmente o teor de fase austenita, e partindo do princípio que o aço duplex é composto de ferrita e austenita como fases predominantes, o teor de ferrita foi obtido por subtração. Já o ferritoscópio mede a porcentagem de fase ferromagnética na amostra, sendo a ferrita predominante. Analisando os resultados é razoável supor que os valores de porcentagem de ferrita medidos pelo GSA podem estar acima do valor real, pois com o ataque químico realizado apenas a austenita é revelada, e em meio à ferrita, pode haver outras fases que não foram contabilizadas pelo ferritoscópio e que não foram investigadas neste trabalho. (Tavares et al., 2006; Badji et al., 2008; Lippold e Kotecki 2005).

Observando o gráfico da fig. (8) é possível observar que os dados de ferritoscópio possuem uma leve tendência de aumento de ferrita - como observado para o GSA – apesar de os dados manterem-se equilibrados entre si.

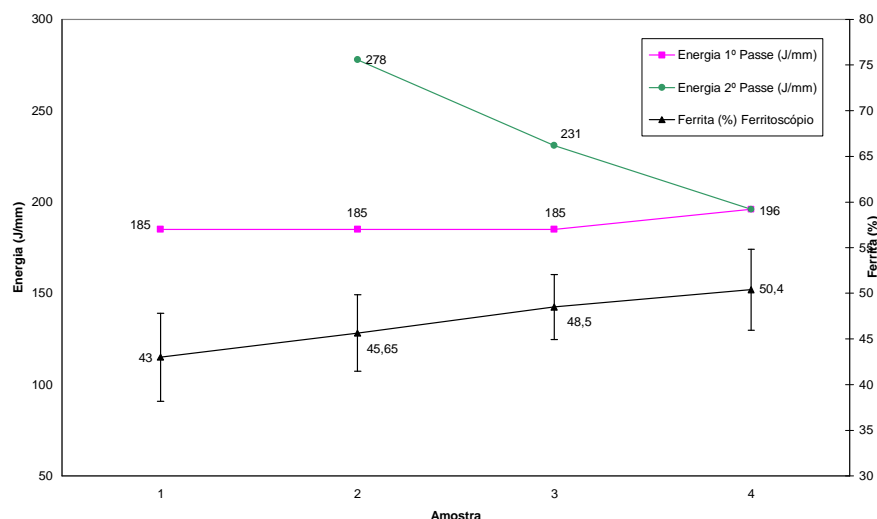


Figura 8. Gráfico do percentual de ferrita e níveis de energia para ZAC. Medidas realizadas por meio de ferritoscópio.

4. CONCLUSÃO

Baseado no objetivo apresentado pode-se chegar às seguintes conclusões:

A transformação de fase ferrita – austenita tem sua dinâmica afetada pelo aporte térmico e pelo efeito multipasse utilizado no processo de soldagem.

O balanço de fase melhora, tanto na ZF quanto na ZAC, quando se utiliza soldagem com passe consecutivo.

Os parâmetros de soldagem utilizados no primeiro passe exercem influência significativa no balanço de fases em ambas as regiões, ZF e ZAC.

Em aspectos gerais é possível observar que para obtenção da proporção adequada para as fases é preciso manter o nível de energia dentro de limites bem estabelecidos, pois é significativa na formação da microestrutura.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à ANP (Agência Nacional de Petróleo) pelo incentivo ao Programa Institucional da Universidade Federal do Espírito Santo em Petróleo e Gás – PRH-29.

6. REFERÊNCIAS

Badji, R., Bouabdallah, M., Bacroix, B., Kahloun, C., Bettahar, K., Kherrouba, N., 2008, “Effect of solution treatment on the precipitation kinetic of sigma phase in 2205 duplex stainless steel”, Material Science and Engineering, Elsevier Science.

Badji, R., Bouabdallah, M., Bacroix, B., Kahloun, C., Belkessa, B., Maza, H., 2007, “Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds”, Material Science and Engineering, Elsevier Science.

Kou, S., 2003, Welding Metallurgy, 2nd Ed., Ed. Wiley Interscience.

Lippold, J.C., Kotecki, D.J., 2005, “Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels”, Ed. Wiley Interscience.

Lopez, N., Cid, M., Puiggali, M., 1998, "Influence of sigma phase on mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steels", Corrosion Science, Pergamon.

Macêdo, M.C.S., Luz, T.S., 2006, "Efeito da soldagem multipasse na fração volumétrica de austenita em aço inoxidável duplex", Quarto congresso nacional de Engenharia Mecânica, Recife, Brasil.

Modenesi, P.J., Marques, P.V., Santos, D.B., 2006, "Metalurgia da Soldagem", UFMG, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Matérias.

Muthupandi, V., Bala Srinivasan, P., Seshadri, S.K., Sundaresan, S., 2003, "Effect of metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds", Material Science and Engineering, Elsevier Science.

Tang, X., 2005, "Sigma phase characterization in AISI 316 stainless steel", Microscopy society of America.

Tavares, S.S.M., Castro, J.L.G., Corte, R.R.A., Souza, V.M., Pardal, J.M., 2006, "Detecção de pequenos teores de fase sigma e avaliação dos seus efeitos na resistência à corrosão do aço inoxidável duplex UNS S31803", Departamento de Engenharia Mecânica UFF.

Wang, S-H., Chiu, P-K., Yang, J-R., Fang, J., 2006, "Gamma phase transformation in pulsed GTAW weld metal of duplex stainless steel", Material Science and Engineering, Elsevier Science.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído no seu trabalho.



VI CONGRESSO NACIONAL DE ENGENHARIA MECÂNICA
VI NATIONAL CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING
18 a 21 de agosto de 2010 – Campina Grande – Paraíba - Brasil
August 18 – 21, 2010 – Campina Grande – Paraíba – Brazil

INFLUENCE OF WELDING ENERGY VARIATION ON MICROSTRUCTURE FORMATION OF DUPLEX STAINLESS STEEL UNS S32304.

Eduardo Barbosa Zamprogno, eduardozamprogno@gmail.com 1

Ygor Silva Marques Rocha, ygor_marques18@hotmail.com 1

Temístocles de Sousa Luz, tluz@ct.ufes.br 1

¹ UFES – Centro Tecnológico – Departamento de Engenharia Mecânica – Av Fernando Ferrari, 514 – Bairro Goiabeiras – CEP 29060-970 – Vitória - ES

Abstract: *The excellent combination of strength and corrosion resistance in duplex stainless steels (DSS) is due to their strict composition control and microstructural balance. These characteristics become the duplex stainless steel an excellent material for offshore application, chemical and petrochemical industries. However, the phase balance is affected when welding is used as a manufacturing process, because during welding the work piece undergoes thermal influences. With thermal cycles microstructural changes occur. These changes can promote decline of the mechanical and corrosion properties. The aim of this paper is to evaluate the influence of welding energy variation in microstructure formation regards to ferrite-austenite balance. For that purpose, metallographic techniques were applied and an indirect evaluation by magnetic permeability using for it ferritoscope instrument. The measurement denotes a significant variation in ferrite-austenite balance in fusion zone and heat affected zone.*

Key Words: *Duplex, ferritoscope, heat input, ferrite and austenite.*