

EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM SOBRE A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DA FASE FERRÍTICA NO AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S 31803

Menezes, J.W.A.¹; Reis, F.E.U.¹; Abreu, H.F.G.¹; Miranda, H.C.¹; Ribeiro, J.E.M.¹; Oliveira, H.R.¹

¹ Universidade Federal do Ceará, Campus do Pici, Bloco 714, CEP:60455-760,
john_engbr@yahoo.com.br, hamilton@ufc.br

Resumo

Em geral, os requisitos essenciais exigidos para uma liga metálica utilizada em atividades ligadas à indústria petroquímica são resistência mecânica, tendo em vista os diversos esforços aos quais os materiais serão submetidos, e resistência à corrosão, devido a severidade ambiental ao qual os materiais serão expostos. O aço inoxidável duplex vem conquistando cada vez mais espaço no setor petroquímico justamente por possuir tais requisitos citados acima. Além disso, ele supre as carências dos já tradicionais austeníticos e ferríticos em muitas aplicações, pois o inoxidável duplex consegue aliar as propriedades tanto do ferrítico como do austenítico. Atribui-se suas altas resistências à corrosão e mecânica à sua microestrutura balanceada em aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita. O presente trabalho se propôs a estudar a influência da energia de soldagem sobre o balanço de fases ferrita/austenita. Os resultados mostraram que o efeito da soldagem sobre as frações volumétricas das fases no metal de base foi baixo, e que tanto no metal de solda como na ZAC, houve uma tendência de queda na quantidade de ferrita com o aumento da energia de soldagem. Houve também um alargamento da ZACTE quando se empregou altas energias de soldagens.

Palavras-Chave: aço inoxidável duplex; proporção ferrita/austenita; energia de soldagem.

Abstract — Routine pre-requisites for a metal alloy for petrochemical plants are mechanical strength associated to corrosion resistance due to severe environmental conditions to which it is exposed. Duplex stainless steels are being more and more employed in petrochemical applications because they fulfill the above pre-requisites. Besides this, they combine the advantages of ferritic and austenitic stainless steel grades and are the most adequate grade for many applications. Their superior corrosion resistance and mechanical strength are attributed to the microstructure balance of 50% austenite and 50% ferrite in volume. The aim of the present work is to study the influence of the heat input on the volume balance between austenite and ferrite. Results showed that the effect of the heat input on the volume fraction of both phases in parent metal was not significant and there was a trend for ferrite volume fraction drop on the weld metal as well as on the HAZ with respect to weld energy increase. There was an enlargement of the HTHAZ when high heat input were employed.

Keywords: duplex stainless steel, ferrite/austenite balance, heat input.

1. Introdução

O aço inoxidável duplex (AID), cuja microestrutura, segundo Potgieter e Cortie (1991), é composta por partes aproximadamente iguais de ferrita e austenita, tem como principal atrativo conseguir aliar as boas propriedades, tanto do aço inoxidável ferrítico, como do austenítico. Kivineva e Hannerz (1994) reportam que o AID tem como principais características: alta resistência à tração e fadiga, boa tenacidade (mesmo em baixas temperaturas), boa soldabilidade e excelente resistência à corrosão, sejam elas por pites, generalizada ou sob tensão. Este conjunto de boas características, tanto do ponto de vista mecânico, quanto corrosivo, tornam o aço inoxidável duplex bastante atraente para vários ramos da indústria. Em particular, para a indústria de petróleo e gás, Fruytier (1991) aponta o AID como um material comumente usado em ambientes aquosos e conteúdo cloretos em alternativa aos austeníticos que sofrem tanto com a corrosão sob tensão (CST), quanto com a corrosão generalizada. Já Wallen e Henrikson (1986) afirmam ser os aços inoxidáveis superduplex (AISD) mais resistentes em ambientes com altas concentrações de oxigênio ou cloretos como, água do mar. Harston et al (1986) dizem que vários tipos de duplex encontram aplicação no transporte de CO₂ úmido. Entre outras aplicações dos AID podemos citar: tubulação de trocadores de calor em refinarias, tanques de armazenamento de produtos químicos, separadores gás/óleo, tubulações subterrneas de produção de petróleo e etc.

Para que este material tenha alto desempenho é necessário que sua microestrutura seja mantida em aproximadamente 50% de ferrita e 50% de austenita (Muthupandi et al 2003). Essa microestrutura é obtida graças à composição química e tratamento termomecânico que este material é submetido durante sua fabricação. No entanto, devido aos ciclos térmicos aos quais o material é submetido durante um processo de soldagem, há uma tendência de desbalanceamento de sua microestrutura. A soldagem também expõe o material a faixas de temperaturas perigosas, nas quais ocorre a precipitação de compostos intermetálicos (fase sigma, fase chi, nitretos de cromo, carbonetos de cromo entre outros) de efeitos danosos ao material. Segundo Londoño (1997), além da ferrita e austenita, outras fases podem precipitar nos AID numa faixa de temperatura de 300 a 1000°C. Como já foi dito, essas fases exercem influência nociva ao material, tanto no caráter mecânico, principalmente tenacidade, como no de resistência à corrosão.

Como resultados de uma microestrutura desbalanceada na região soldada e precipitação de compostos intermetálicos teremos quedas drásticas de resistência mecânica e resistência à corrosão do aço. Eckenrod e Pinnow (1984), trabalhando com a liga SAF 2205 (UNS 31803) nas condições recozida e soldada afirmam que, a melhor combinação de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão podem ser encontrados se a fração volumétrica de ferrita estiver entre 35% e 65%.

Sendo assim, torna-se clara a necessidade da quantificação de fases (ferrita e austenita) e do estudo de precipitação de compostos intermetálicos na região soldada de um aço inoxidável duplex, tendo em vista suas fortes influências sobre as características do material.

2. Objetivos Títulos das Seções

Este trabalho tem como objetivo:

Realizar uma análise microestrutural quantitativa da proporção ferrita/austenita na região soldada de amostras de aço inoxidável duplex (UNS S 31803).

Avaliar o efeito da energia de soldagem sobre a proporção de ferrita no material.

3. Procedimentos Experimentais

O material utilizado nesse trabalho foi um aço inoxidável duplex UNS S 31803 em forma de chapa com dimensões de 370x200x12 mm, cuja composição típica (percentagem em peso) é dada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química aço inoxidável duplex UNS S 31803 e do eletrodo AWS 2209-17

	Cr	Ni	Mo	N	C	Mn	S	P	Si
UNS S 31803	21,0-23,0	4,5-6,5	2,5-3,5	0,08-0,2	0,03	2,0	0,02	0,03	1,0
AWS 2209-17	23,0	9,0	3,0	0,15	0,02	0,8	-	-	0,8

Inicialmente, uma pequena amostra foi retirada para caracterização do material como-recebido. A mesma depois de cortada, lixada (em lixas d'água de grana variando de 100 a 1200) e polida (com pasta de diamante de 6, 3 e 1µm) foi atacada quimicamente com reagente Behara modificado (20ml de HCl + 100ml de água destilada + 0,3 a 0,6g de metabissulfato de potássio) para posterior registro micrográfico, feito em microscópio ótico digital, e quantificação de fases, feita utilizando-se o software de análise de imagens image-pro plus.

Em seguida, cinco corpos de prova com dimensões de 40x200x12,5 foram cortados e soldados em simples deposição com eletrodo revestido AWS 2209-17, cuja composição química também é mostrada na Tabela 1. As

condições de soldagem dos corpos de prova estão listadas na Tabela 2 a seguir. Vale ressaltar que em nenhum ensaio houve tratamento pré ou pós-soldagem.

Tabela 2. Condições de soldagem.

Corpo de prova	Energia de soldagem (kJ/mm)	Resfriamento
1	0,4	Ar
2	0,6	Ar
3	0,9	Ar
4	1,2	Ar
5	1,8	Ar

Depois de soldados, pequenos trechos do material, onde ocorreu a abertura e o fechamento do arco, foram cortados e desprezados do estudo, restando apenas o trecho intermediário de soldagem como região de interesse. Desta região de interesse foram extraídas, de cada corpo de prova, cinco amostras ao longo do cordão de solda. As vinte e cinco amostras estudadas foram nomeadas de acordo com sua energia de soldagem e localização no cordão de solda. Para melhor compreensão, a Figura 1 mostra o corpo de prova 1 com sua região de interesse (trecho intermediário) cortada em cinco amostras. O desenho é mostrado numa vista de topo e os cortes ao longo do cordão de solda são representados por AA, BB, CC e DD. Em seguida, todas essas amostras foram preparadas metalograficamente da mesma forma que a amostra usada na caracterização do material como-recebido. Posteriores registros micrográficos e quantificações de fases foram executadas.

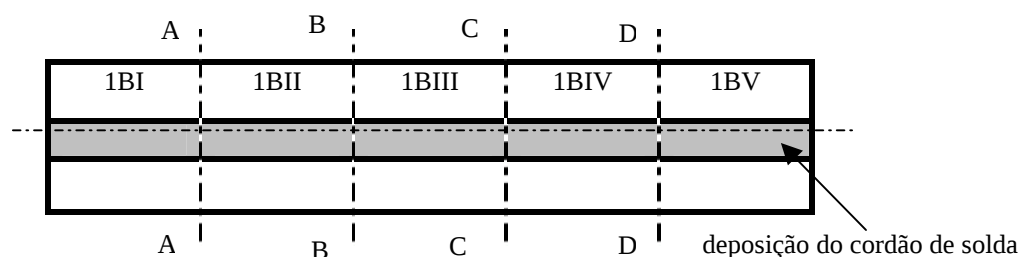


Figura 1. Vista de topo da região de interesse mostrando como as amostras do corpo de prova 1 foram extraídas e designadas.

4. Resultados e discussões

4.1. Material Como Recebido

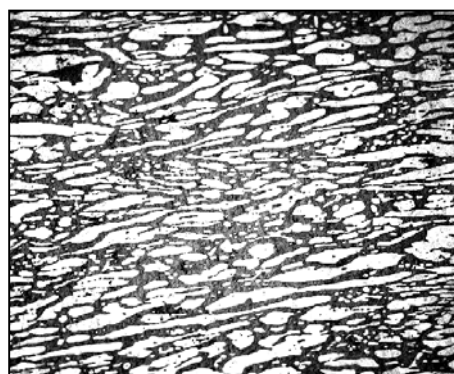
As micrografias apresentadas na Figura 2 mostraram que o material foi recebido no estado solubilizado, consistindo em grãos lamelares de ferrita (fase escura) e austenita (fase clara) dispostos alternadamente. Nesta figura vemos micrografias nas três direções de interesse: direção de laminação (DL), transversal à direção de laminação e normal à direção de laminação.

A Figura 3 mostra o difratograma da medida de raios X da amostra no estado como recebido. Neste difratograma estão indexados as fases presentes e os planos de difração. Podemos observar que no material existem apenas ferrita e austenita, confirmando inequivocamente o que é apresentado nas micrografias da Figura 2.

A Tabela 3 apresenta a quantificação da fração volumétrica de ferrita nas três direções obtida por análise de imagens. Por esta tabela, vemos que a composição química aliada ao tratamento termomecânico favoreceu uma microestrutura bem balanceada entre ferrita e austenita, tendo em vista que isto é um requisito necessário ao alto desempenho deste material. Nesta tabela também podemos ver o valor da dureza em relação à direção transversal à DL.



a)



b)



c)

Figura 2. Micrografias do aço inoxidável duplex UNS S 31803 no estado como-recebido. a) DL b) transversal à DL e c) normal à DL. Ataque Behara modificado. 200X.

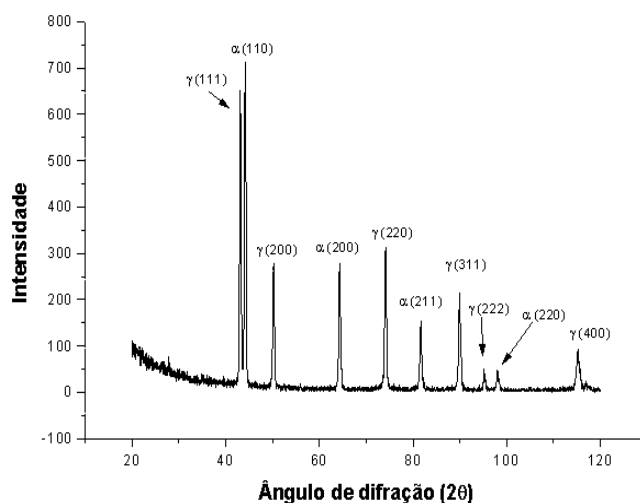


Figura 3. Difratograma do aço inoxidável duplex UNS S 31803 no estado como-recebido.

Tabela 3. Fração volumétrica da fase ferrítica do material como-recebido obtida por análise de imagens.

Material	DL	Transversal à DL	Normal à DL	Dureza (HV)
UNS S31803	52±1,7	47±1,4	45±2,7	233±8,4

4.2. Material Soldado

A Figura 4 mostra um gráfico da quantidade de ferrita em função da energia de soldagem para o metal de solda (MS), ZAC e metal de base (MB). Podemos perceber que a quantidade de ferrita do metal de base das amostras soldadas variou entre 43 e 47%, pouco se afastando daquela das amostras na condição como recebido na direção transversal à DL (ver Tabela 3). Isso evidenciou a baixa influência da soldagem sobre o MB. Podemos afirmar com isso, que o aquecimento do MB durante a soldagem esteve situado dentro do campo bifásico ($\alpha+\gamma$), onde segundo Atamert e King (1992) a microestrutura, com respeito ao balanço de fases, permanece praticamente inalterada.

Já no MS podemos observar que a fração volumétrica de ferrita varia sobre uma extensa faixa de valores, tornado clara a influência da energia de soldagem. Sendo assim, apenas alguns ajustes na energia de soldagem são suficientes para promover uma zona fundida mais rica ou não em ferrita. Além disso, vemos uma clara tendência de decréscimo da ferrita com a energia de soldagem. Esse fato já era esperado, pois à medida que se aumenta a energia de soldagem, diminui-se a velocidade de resfriamento, sendo justamente esse retardo no resfriamento o responsável pela nucleação e crescimento da austenita. No entanto, não somente a energia de soldagem interfere no balanço de fases do MS, mas também a composição química do metal de adição. Deve-se ressaltar que em todos os ensaios foram utilizados o mesmo eletrodo (conferir Tabela 1) com composição apropriada para produzir uma junta microestruturalmente balanceada.

Em relação à ZAC, todas as medidas foram feitas tendo a zona de crescimento de grão ferrítico, próximas à zona de ligação, como referência. Segundo Liljas (1994) e Atamert (1992), a essa região damos o nome de zona afetada

pelo calor de temperatura elevada (ZACTE) na qual a dissolução da austenita primária, original do material como-recebido, devido ao aquecimento é total. Os mesmos autores também apresentaram outra região da ZAC definida como zona afetada pelo calor de temperatura baixa (ZACTB), na qual, segundo Londoño (1997), sua microestrutura durante a soldagem permanece no campo bifásico, porém com a possibilidade de ocorrer diferentes balanços de fases. Deve-se ressaltar que algumas quantificações também sofreram a influência da ZACTB, principalmente as amostras soldadas com baixas energias de soldagem (0,4 e 0,6 kJ/mm). Metalurgicamente o que acontece é o seguinte: o calor proveniente da soldagem durante o aquecimento levará a região adjacente à zona fundida (ZACTE) ao campo ferrítico, logo em seguida, inicia-se o resfriamento que pode ser longo ou rápido. Durante esse resfriamento que ocorrerão diversos fenômenos metalúrgicos, inclusive a precipitação da fase austenítica, sendo esta será mais intensa para tempos de resfriamentos mais longos e menos intensa para tempos mais curtos. Podemos perceber pela Figura 3 um comportamento semelhante ao observado no MS, porém para as duas maiores energias testadas (1,2 e 1,8 kJ/mm) ocorreu um aumento da fração volumétrica de ferrita de 1,2 para 1,8 kJ/mm. Primeiramente, podemos observar um aumento (de 4 para 6 kJ/mm), seguida de uma queda (de 0,6 para 1,2 kJ/mm) complementada por um aumento da quantidade de ferrita (de 1,2 para 1,8 kJ/mm). O aumento observado no primeiro trecho pode ser explicado pelo fato de que a energia de soldagem de 4 kJ/mm foi tão baixa que não foi capaz de promover uma intensa dissolução da austenita primária, fazendo com que a ZAC das amostras soldadas com essa energia tivesse mais austenita (ou menos ferrita) que as amostras soldadas com energia de 6 kJ/mm. A partir de 6 até 12 kJ/mm temos uma queda da fração volumétrica da ferrita, pois a medida que se aumenta a energia de soldagem, diminui-se a velocidade de resfriamento de forma que haja mais tempo para que a transformação ferrita-austenita se proceda. O aumento que ocorreu de 1,2 para 1,8 kJ/mm pode ser explicado pelo fato da área de exposição ao campo ferrítico para as amostras soldadas com energia de 1,8 kJ/mm foi maior que as das soldadas com energia de 1,2 kJ/mm. Esse crescimento de grãos da ZACTE para amostras soldadas com alta energia também explica, segundo Jana (1992), os baixos valores de tenacidade obtidos em seu trabalho. Isso pode ser comprovado pela Figura 5 que mostra a extensão da ZACTE para as energias de soldagem de 1,2 e 1,8 kJ/mm respectivamente. Outra possível explicação para o aumento observado no último trecho da ZAC é a influência da ZACTB sobre a quantificação. Todas as imagens usadas na quantificação das frações volumétricas de ferrita foram adquiridas com um aumento de 200X. Com este aumento as áreas das imagens capturadas para as amostras soldadas com energia de 1,8 kJ/mm estavam quase totalmente localizadas na zona de crescimento de grãos ferríticos, ou seja, na ZACTE. Isso proporcionou um alta fração volumétrica de ferrita para a soldagem com energia de 1,8 kJ/mm. Já para as amostras soldadas com energia de 1,2 kJ/mm, as áreas das imagens capturadas para quantificação abrangeram grandes porções da ZACTB, fazendo com que a fração volumétrica de ferrita acompanha-se a tendência do trecho anterior.

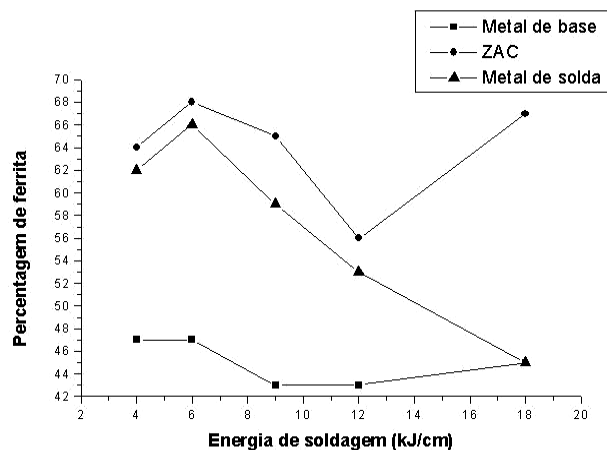


Figura 4. Gráfico da fração volumétrica de ferrita em função da energia de soldagem para o AID UNS S31803.

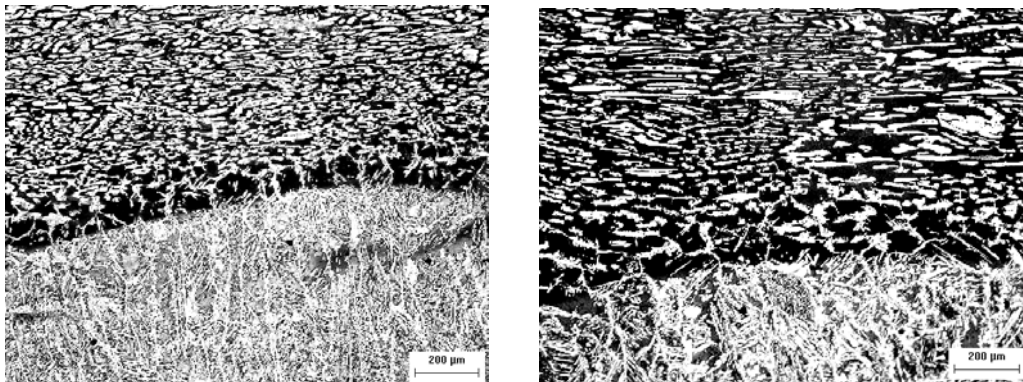


Figura 5. Micrografias mostrando a extensão da ZACTE para a) 1,2 kJ/mm e b) 1,8 kJ/mm. Ataque Behara modificado, aumento 100X.

5. Conclusões

As conclusões obtidas com a pesquisa foram:

1. A soldagem teve pouca influência sobre o balanço de fases do metal de base;
2. Há uma clara tendência de queda na fração volumétrica de ferrita com o aumento da energia de soldagem;
3. A mesma tendência se verifica na ZAC, porém a quantificação de fases via análise de imagens foi bastante influenciada pela ZACTB, principalmente quando se considerou a maior energia de soldagem usada neste trabalho (1,8kJ/mm);
4. Houve um aumento da extensão da ZACTE para altas energias de soldagem.

6. Agradecimentos

À coordenação do PRH-31, pela dedicação e disposição em atender os bolsistas;
Ao Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu pela orientação nesta pesquisa;
Ao Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda pela co-orientação nesta pesquisa;
Aos colegas do Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM-UFC), onde este trabalho foi realizado;
E, finalmente, à ANP pelo suporte financeiro durante o desenvolvimento desta pesquisa.

7. Referências

- ATAMERT, S., KING, J. E. Super duplex stainless steel. Part I. heat affected zone microstructure. *Materials Science and Technology*. v. 8, nº 10, p. 896-911, 1992.
- ECKENROD, J. J., PINNOW, K. E. Effects of chemical composition and thermal history on the properties of alloy 2205 duplex stainless steel. In: *New Developments in Stainless Steel Technology*. p. 77-87, 1984.
- FRUYTIER, D. Industrial experience with duplex stainless steel. *Stainless Steel Eur.*, v. 3, nº 13, 1991. (1991).
- HARSTON, J., HUTCHINS, E., SWEENEY, S. The development and construction of duplex stainless steels pipelines for use offshore in southern North Sea. *Proc.3rd Int. Conf. Welding and Performance of Pipelines*. The Welding Institute, 1996.
- JANA, S. Effect of heat input on HAZ properties of two duplex stainless steels. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 33, p. 247-261, 1992.
- KIVINEVA, E. I., HANNERZ, N. E. Proceedings of the forth international conference on duplex stainless steel. v. 2, paper 7, p. 13-16, 1994.
- LILJAS, M. The welding metallurgy of duplex stainless steel. In: Conference duplex stainless steel'94, paper KV, 1994.
- LONDOÑO, A. J. R., Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex. São Paulo, 1997, p. 23, 43. Dissertação (Mestrado)-Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
- MUTHUPANDI, V., SRINIVASAN, P. B., SESHADRI, S. K., SUNDARESAN, S. Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Materials Science & Engineering*, v. 358, p. 9-16, 2003.
- POTGIETER, J. H., CORTIE, M. B. Determination of microstructure and alloy element distribution in experimental duplex stainless steels. *Materials Characterization*. v. 26, p. 155-165, 1991.
- WALLEN, B., HENRIKSON, S. Effect of chlorination on stainless steel in seawater. In: *Corrosion'86 National Association of Corrosion Engineers*, paper 403, 1986. Wallen e Henrikson (1986)