

Artigo

Análise da Influência do Processo de Soldagem GTAW na Microestrutura e Resistência à Corrosão do Aço Superduplex UNS S32760

dos Santos, R. O.;* Almeida, M. R. S.; Guarieiro, L. L. N.; Coelho, R. S.

Rev. Virtual Quim., 2016, 8 (4), 1040-1053. Data de publicação na Web: 28 de julho de 2016

<http://rvq.sbg.org.br>

Analysis of the GTAW Process Influence on UNS S32760 Superduplex Steel Microstructure and Corrosion Resistance

Abstract: The use of Superduplex Stainless Steel, on Oil & Gas productive process equipment and piping, meet the requirements of high corrosion resistance, due to their high PREN (Pitting Resistance Equivalent Number), and excellent mechanical properties. However, these steels, because of the high alloy addition, can suffer loss of corrosion resistance and embrittlement when subjected to localized heating. This occurs due to the unbalance of the ferrite (δ) and austenite (γ) phases; formation of deleterious phases - Sigma (σ), Chi (χ), secondary austenite (γ_2) and precipitates of Chromium Nitrides (Cr_2N). In this context, the objective of this paper was to analyze the welding process on a UNS S32760 Superduplex steel specimen, subjected to the arc heat of GTAW process. The specimen was produced with the heat input of 1.116J/mm. The samples were analyzed by optical microscopy and scanning electron microscopy (SEM), before and after the corrosion test – according the method A of ASTM G48 Standard. Also, a micro hardness test was performed to determine the changes on localized mechanical behavior, due to microstructural changes. The study determined: (a) the percentage of each phase present in the sample - before process; (b) the Vickers hardness profile - after welded; (c) the possible precipitation of deleterious phases, it is associated with de chemical composition of the alloy; (d) the zones and phases preferably attacked on corrosion test; and (e) Pitting morphology.

Keywords: Superduplex; Welding; Corrosion; Microstructure; UNS S32760.

Resumo

A utilização de aço Superduplex nos equipamentos e tubulações do processo produtivo da indústria Oil & Gas atendem a necessidade de alta resistência à corrosão, por apresentarem elevado PREN (Pitting Resistance Equivalent Number) e excelentes propriedades mecânicas. Porém, por causa da grande presença de elementos na liga, estes aços podem sofrer perda de resistência à corrosão e fragilização quando submetidos a aquecimentos localizados. Isto ocorre devido ao desbalanceamento das fases ferrita (δ) e austenita (γ); formação de fases deletérias - Sigma (σ), Chi (χ), austenita secundária (γ_2) e precipitados de Nitreto de Cromo (Cr_2N). Neste contexto, o objetivo deste trabalho foi analisar a influência do processo de soldagem do aço Superduplex UNS S32760 submetido ao calor do arco do processo GTAW. Através do processo de soldagem, o material foi submetido a um aporte térmico de 1.116 J/mm. A amostra foi analisada por microscopia óptica e eletrônica de varredura, antes e depois do ensaio de corrosão, segundo método A da norma ASTM G48. Foi realizada, também, ensaio de microdureza na seção transversal do corpo para determinação das mudanças de comportamento mecânico localizado causado pela mudança microestrutural. Determinou-se: (a) as porcentagens de cada fase presente na amostra, antes do processamento; (b) o perfil de microdureza após a soldagem; (c) a possível precipitação de fases deletérias, esta associada à composição química da liga; (d) as regiões e fases preferencialmente atacadas no ensaio de corrosão; e (e) as morfologias de pites encontradas após o ensaio.

Palavras-chave: Superduplex; Soldagem; Corrosão; Microestrutura; UNS S32760.

* SENAI CIMATEC, Instituto SENAI de Inovação em Conformação e União de Materiais, Salvador-BA, Brasil.

✉ raphael.santos@fiob.org.br

DOI: [10.21577/1984-6835.20160074](https://doi.org/10.21577/1984-6835.20160074)

Análise da Influência do Processo de Soldagem GTAW na Microestrutura e Resistência à Corrosão do Aço Superduplex UNS S32760

Raphael O. dos Santos,^{a,*} Matheus R. S. Almeida,^b Rodrigo S. Coelho,^a
Lilian L. N. Guarieiro^{b,c}

^a SENAI CIMATEC, Instituto SENAI de Inovação em Conformação e União de Materiais, Salvador-BA, Brasil.

^b SENAI CIMATEC, Faculdade de Tecnologia, Salvador-BA, Brasil.

^c INCT de Energia e Ambiente, UFBA, CEP 40170-290, Salvador-BA, Brasil.

* raphael.santos@fiqb.org.br

Recebido em 28 de julho de 2016. Aceito para publicação em 28 de julho de 2016

1. Introdução
2. Materiais e Métodos
 - 2.1. Processo de Soldagem
 - 2.2. Avaliação do Processo de Soldagem
3. Resultados e Discussão
4. Considerações Finais

1. Introdução

Nas últimas três décadas, a produção de petróleo *offshore* tem aumentado consideravelmente.¹ Por conta disso, grandes investimentos têm sido necessários no desenvolvimento de equipamentos de alto desempenho. Porém, a exploração *offshore*, ainda é um grande desafio para a ciência dos materiais, pois requer a utilização de materiais cada vez mais resistentes a grandes esforços mecânicos e à corrosão. O desafio fica ainda maior quando se trata da exploração do Pré-Sal, pois o material utilizado trabalha a altas pressões e em ambientes extremamente agressivos com

altas concentrações de H₂S e Cloretos.^{1,2}

Aços inoxidáveis austeníticos, superausteníticos e austenoferríticos (duplex) são os mais utilizados para suprimentos das demandas por alta resistência à corrosão e mecânica. Dentre estes, os aços inoxidáveis duplex tem ganhado força e escala em utilização, devido às suas excelentes propriedades mecânicas aliadas a uma resistência à corrosão igual ou superior aos aços inoxidáveis austeníticos, sendo, inclusive, menos custosos. No entanto, o processamento térmico das ligas duplex, especialmente as altamente ligadas, ditas superduplex, pode prejudicar as propriedades mecânicas e sua resistência à corrosão.

Os aços inoxidáveis duplex são altamente ligados e foram desenvolvidos no intuito de melhorar as já boas características das ligas duplex convencionais. Com a adição de mais elementos de liga, é possível a criação de aços com PRE (*Pitting Resistance Equivalent Number*) com valores acima de 40 e com elevada resistência mecânica, o que permite a redução de peso dos equipamentos. Em geral, a adição de Cromo, Molibdênio e Tungstênio tem forte influência sobre a resistência à corrosão localizada, pois causam aumento de potencial e reduzem a corrente de passivação (i_{pass}).³ Porém, um rigoroso controle na concentração desses elementos é essencial para a obtenção de materiais de alto desempenho. A adição de Molibdênio aumenta a resistência à corrosão por pites e por frestas em ambientes ricos em cloretos, mas é limitada por conta da formação de fase sigma em temperaturas de trabalho elevadas. A concentração de Cromo nestas ligas também precisa ser controlada, uma vez que sua alta concentração favorecerá a formação de fases intermetálicas que prejudicam a resistência à corrosão, além de reduzir a ductilidade e a resistência ao impacto do material. O tungstênio, por sua vez, aumenta a precipitação de intermetálicos na faixa de temperatura entre 700 °C e 1000 °C, além de favorecer a precipitação de austenita secundária.⁴

O Níquel, ao contrário do Cromo e Molibdênio, é um elemento austenizante. Por conta disto, sua adição na liga contribui para o balanço entre ferrita (40% a 60% de

ferrita) e austenita e está diretamente ligada à quantidade de Cr e elementos alfa-gêneos adicionados à liga. Excesso de austenita causa enriquecimento de Cromo e Molibdênio na ferrita o que aumenta a possibilidade de precipitação de intermetálicos.⁵ Assim, apesar de afetar o aumento de potencial e redução da corrente de passivação (i_{pass}), o maior efeito da utilização de Níquel é o de balanceamento entre as fases ferrita e austenita.

O Nitrogênio, quando adicionado à liga, aumenta a resistência à corrosão por pites, a resistência mecânica e o teor de austenita. Estudos apontam que seu potencial de melhorar a corrosão é aumentado na presença de Molibdênio, sendo constatada uma elevada concentração do elemento na camada de passivação do aço.⁴ A adição de Nitrogênio aumenta o potencial de passivação (E_p) na direção nobre.

A adição de Cobre em ligas duplex resulta em uma maior resistência à corrosão em ambientes não oxidantes, como, por exemplo, ácido sulfúrico. Sua adição, no entanto é limitada a 2%, por conta da redução da ductilidade a quente e do endurecimento por precipitação.⁴

Os elementos descritos anteriormente são os principais utilizados para o cálculo do *Pitting Resistance Equivalent Number* (PRE_N), apresentados nas Equações 1 e 2, sendo o índice W da Equação 2 utilizado por causa da adição do elemento Tungstênio (PRE_W).

$$PRE_N = \%Cr + 3,3 \cdot \%Mo + 16 \cdot \%N \quad (1)$$

$$PRE_W = \%Cr + 3,3 \cdot (\%Mo + 0,5 \cdot \%W) + 16 \cdot \%N \quad (2)$$

Entretanto, esse maior número de elementos de liga facilita a formação de intermetálicos quando o material é submetido a aquecimentos localizados.^{4, 2, 6-8} Para a soldagem deste tipo de aço são recomendados aportes térmicos na faixa de 0,5 a 1,5 KJ/mm.⁶ No entanto, tal recomendação não leva em conta os fatores

de forma e dimensões da peça, bem como o ambiente em que essa se encontra, estes impactam principalmente na taxa de resfriamento da peça. A cinética de formação de precipitados intermetálicos que venham a comprometer as características mecânicas e de resistência à corrosão, chamadas de fases deletérias, está, no caso da soldagem, mais

fortemente ligada à taxa de resfriamento. Neste sentido, Gunn⁴ relata que é mais importante para esses aços o controle do tempo de resfriamento entre as temperaturas de 1200 °C e 800 °C, devendo ser mantidos entre os valores de 4 a 15 segundos.

É importante destacar que o resfriamento do aço seja lento o suficiente para permitir a nucleação e crescimento da austenita (γ) na matriz ferrítica (δ). Porém, não tão lento para que sejam evitadas as formações de fases deletérias Sigma (σ), Chi (χ), austenita secundária (γ_2) e precipitados de Nitretos de Cromo (Cr_2N).

Neste contexto, este trabalho avaliou as alterações microestruturais, a corrosão (fases preferencialmente atacadas, perda de massa e morfologia de pites) e microdureza do metal de solda (MS), da zona termicamente afetada (ZTA) e do metal de base (MB), de uma peça soldada pelo processo TIG (GTAW), do aço UNS S32760.

2. Materiais e Métodos

2.1. Processo de soldagem

No estudo da influência do processo de soldagem foi utilizada uma amostra de aço UNS S32760 (doada pela Villares Metals), cuja composição química, obtida por análise de espectrometria de emissão óptica (Foundry Master Pro - Oxford Instruments) está apresentada na Tabela 1, junto com as porcentagens de fases presentes no material. O valor da concentração do elemento Nitrogênio adotado na Tabela 1 é igual ao encontrado por Barbosa e Sokolowski⁹ para esse mesmo material, por conta da limitação da técnica em determinar a concentração deste elemento com precisão.

Para a soldagem deste material foi preparado um corpo de prova de dimensões 80 mm x 50 mm e 7,5 mm de espessura, Figura 1.

Tabela 1. Composição química do aço UNS S32760

Concentração dos Elementos Químicos (%peso)												Fases (%)	
Fe	Cr	Ni	Mo	Cu	N	W	Si	Mn	P	S	C	Ferrita	Austenita
61,7	26,1	6,03	3,82	0,583	0,25*	0,779	0,177	0,532	<0,0007	<0,0007	0,0712	55,38	44,62

Fonte: * Barbosa e Sokolowski 2013⁹



Figura 1. Corpo de prova utilizado no processo de soldagem. Elaborada pelos próprios Autores

O corpo de prova foi soldado, utilizando os parâmetros apresentados na Tabela 2, por meio do processo TIG (GTAW) sem adição de material (autógena). Foi utilizada no processo uma fonte de soldagem modelo Inversal 450 da IMC com a tocha acoplada ao robô S430i W da FANUC para controle de trajetória e velocidade. A corrente e tensão de soldagem foram registradas no decorrer do processo por meio da utilização do sistema de aquisição SAP 4.28s. Além disso, foram realizadas medidas de temperaturas durante

a soldagem com termopares tipo K posicionados a 8 e 12 mm da linha de centro da zona de fusão. Para aquisição de dados de temperatura foram utilizados o driver NI cDAQ – 9172 e software Lab-View, porém estes dois últimos não serão profundamente discutidos neste artigo.

Para o cálculo de aporte térmico foi adotada a Equação 3, assumindo um valor de 60% para o rendimento do arco, conforme literatura.^{6,10}

Tabela 2. Parâmetros utilizados no processo de soldagem

Parâmetros	Condições
Amostras	CP3
Corrente (A)	150
Tensão	12,4
Velocidade de Soldagem (mm/s)	1
Aporte térmico (KJ/mm)	1,116
Vazão de gás (L/min)	15

$$H = \eta \frac{V \times I}{v_s} \quad (3)$$

Onde:

H = Aporte de calor (KJ/mm)

η = Eficiência do processo de soldagem

I = Intensidade da Corrente (A)

V = Tensão de Soldagem (V)

v_s = Velocidade de Soldagem (mm/s)

2.2. Avaliação do processo de soldagem

Após o processo de soldagem do corpo de prova, este foi avaliado seguindo as etapas da análise da influência do processo de soldagem, descritas resumidamente no fluxograma da Figura 2. Para as análises

microestruturais foram utilizados microscópio óptico Zeiss Scope A1, equipado com câmera Zeiss Axiocam ERc5s, e microscópio eletrônico de varredura Jeol JSM-6510 LV. A porcentagem de fases foi determinada com auxílio do software AxioVision V4.8.2.0.

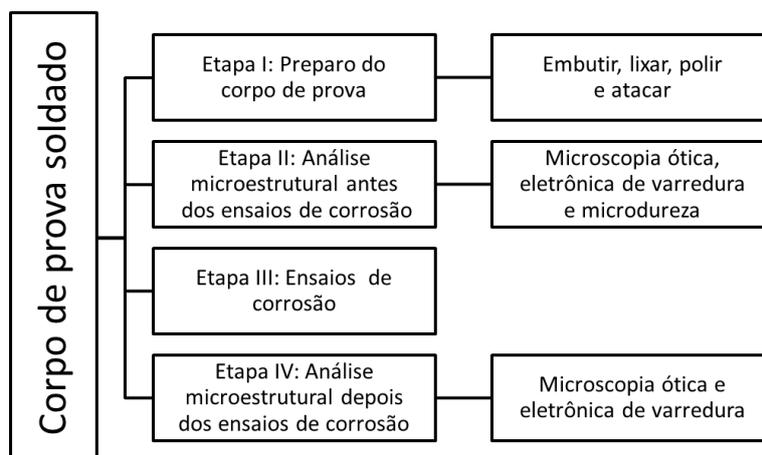


Figura 2. Fluxograma de etapas para análise do material. Elaborada pelos próprios Autores

O aço foi analisado nas condições como recebido e após a soldagem, antes e após o ensaio de corrosão. A amostra foi inicialmente lixada mecanicamente utilizando lixas com granulometrias: P220, P320, P400, P600, P800 e P1200; e em seguida, polida

mecanicamente com solução de partículas de alumina em suspensão com granulometrias de 1 μm e 0,3 μm , respectivamente, e submetidas aos ataques apresentados na Tabela 3.

Tabela 3. Reagentes utilizados na caracterização microscópica do aço UNS S32760

Ataque	Composição	Objetivo
Vilela ⁴	5 ml HCl + 2gr Ácido Pícnico + 100 ml Álcool Etílico. Ataque de imersão, tempo de ataque 20 min.	Revelar as fases ferrita (δ) e austenita (γ) e a presença de fases deletérias: σ , χ , γ_2 e Cr_2N .
Hidróxido de potássio (KOH) ¹²	Solução 30% em peso de KOH. Ataque eletrolítico: Amostra no anodo, 3V por 12s.	Revelar as fases ferrita (δ) e austenita (γ) com maior contraste.

Fonte: (Souza; Arias; Pardal *et al.*, 2011)⁸ (Dias, 2011)¹¹

A análise por microscopia óptica foi realizada para avaliação de presença de precipitados e medida da porcentagem de fases, utilizando software de tratamento de imagem do próprio microscópio, seguidos de análises por microscopia eletrônica de varredura e ensaio de microdureza Vickers. Este último foi realizado na seção transversal da peça soldada, utilizando o equipamento Shimadzu, modelo HMV-2T E (com força de endentação de 2,942 N - HV0,3), a uma profundidade de 1,76 mm abaixo da superfície, e a partir da linha do centro da

peça com um espaçamento de 0,25 mm entre os pontos, representada pela linha tracejada vermelha na Figura 4.

Para realização dos ensaios de corrosão por pites foi produzido um corpo de prova com dimensões de 25 mm x 50 mm. O ensaio foi realizado de acordo com o método A da norma ASTM G48-03,¹² que consiste na imersão da amostra do aço em uma solução com concentração de 6% em peso de Cloreto férrico (de FeCl_3), a uma temperatura de 50 ± 2 °C por um período de pelo menos 72 horas.

Após o ensaio, foi avaliada a perda de massa ocasionada pela corrosão e os pites foram avaliados de acordo com a norma ASTM G46-06,¹³ e esta foi realizada com auxílio do microscópio óptico. A amostra foi analisada através da observação no microscópio eletrônico de varredura para análises mais detalhadas, como a de fase e região preferencialmente atacada.

3. Resultados e Discussão

A análise microscópica, Figura 3, da seção transversal da amostra antes do processo de soldagem demonstrou a estrutura condizente com a literatura: formas alongadas de austenita (γ) na matriz ferrítica (δ), e livre de precipitados intermetálicos.⁹ Foi calculado um valor de PRE_w igual a 44, aplicando a Equação 2 para a composição química determinada, o que demonstra a alta resistência deste material à corrosão

localizada e certifica que se trata de um aço inoxidável superduplex.

Os resultados do processo de soldagem estão representados nas Figuras de 4 a 11 a seguir. Análises com termopares posicionados acima e abaixo do corpo de prova mostraram que o corpo de prova experimentou um aquecimento acima de 1350 °C, o que garante uma ferritização completa do metal, segundo cálculo termodinâmico do software Thermo-Calc® apresentado no trabalho de Londoño.⁶ Este efeito pode ser observado na macrografia, **Figura 4**, com as zonas: fundida (ZF) – grãos equiaxiais de ferrita com alta concentração de austenita precipitada no interior do grão; de crescimento de grão ferrítico (ZCF) – com grãos grandes de ferrita, alongados no sentido de resfriamento, e menor quantidade de austenita intragranular, e de transformação parcial (ZTP), (de transformação difusa, sendo marcante a alteração da microestrutura nos contornos de grão). As últimas zonas (ZCF e ZTP) são mostradas em detalhes na Figura 5.

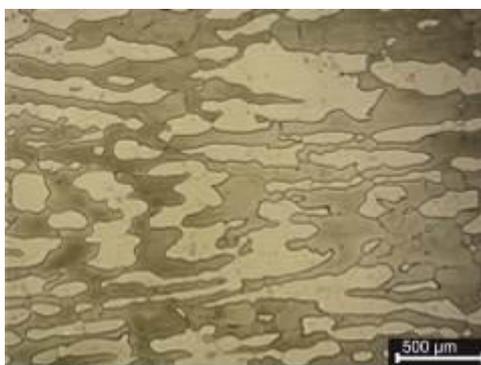


Figura 3. Microscopia Óptica do aço UNS S 32760, mostrando as formas alongadas de austenita (fase clara) na matriz ferrítica (fase escura), ataque Villela. Elaborada pelos próprios Autores

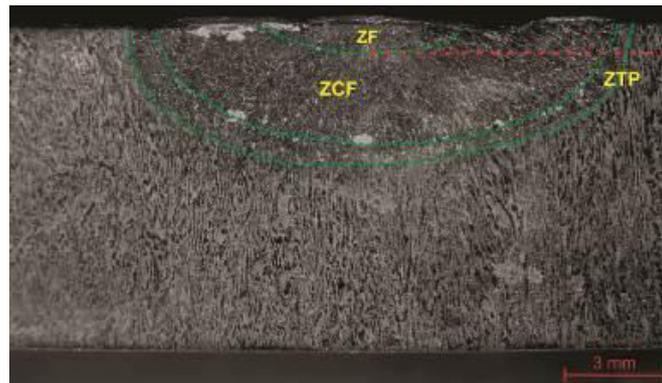


Figura 4. Macrografia da seção transversal do corpo de prova (CP3) soldado. ZF: zona fundida, ZCF: zona de crescimento do grão ferrítico, ZTP: zona de transformação parcial. Elaborada pelos próprios Autores

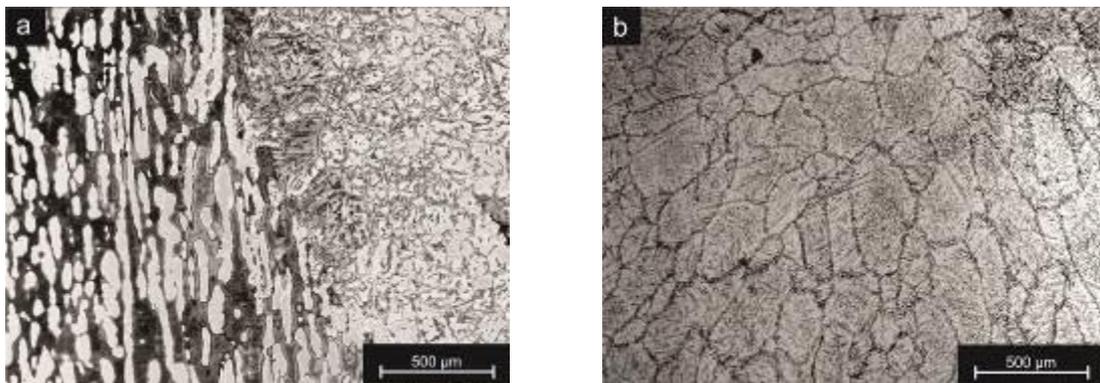


Figura 5. Microscopia óptica das zonas (a) de transformação parcial; (b) zona de crescimento ferrítico (Ataque KOH com aumento de 50X). Elaborada pelos próprios Autores

Mesmo com a limitação dos aparelhos de microscopia óptica e eletrônica de varredura, é possível observar alta concentração de precipitados dentro dos grãos de ferrita.

Como a energia de soldagem foi elevada, a temperatura atingida permitiu uma taxa de resfriamento suficiente para a austenita se precipitar, no entanto não suficiente para atingir uma característica mais homogênea. Assim, predominaram na amostra: austenita alotrópica, precipitada nos contornos de grão da ferrita; austenita com morfologia do

tipo Widmanstätten e; também, austenita intragranular, (Figura 7 e Figura 8) estas também encontradas por Londoño⁶ depois de tratamento térmico de ferritização do aço. O modelo gráfico de determinação de microestrutura WRC-1992 previu para este aço uma estrutura 75% ferrítica, Figura 6, após o processamento térmico. O Cromo equivalente (Cr_{eq}) e Níquel equivalente (Ni_{eq}) foram calculados, respectivamente, pelas Equações (4) e (5) e traçados graficamente na Figura 6 para previsão da microestrutura.

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0,7 \cdot \%Nb = 29,93 \quad (4)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35 \cdot \%C + 20 \cdot \%N + 0,25 \cdot \%Cu = 13,66 \quad (5)$$

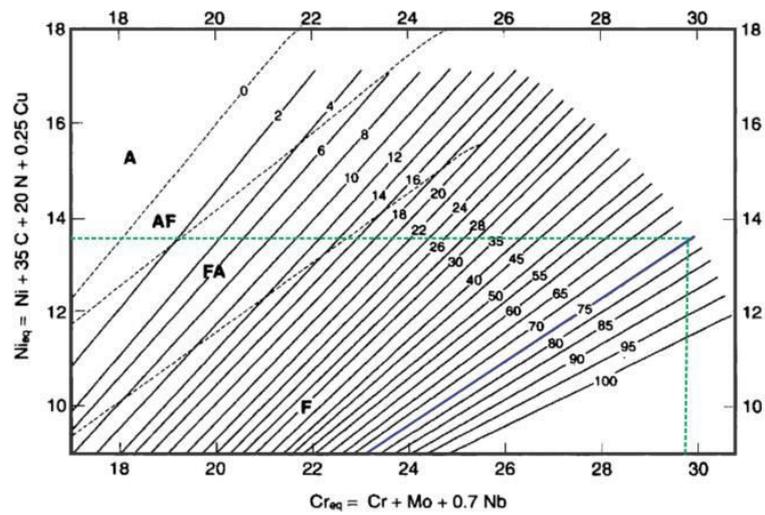


Figura 6. Diagrama WRC 1992 com a previsão de microestrutura de acordo com valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} . Elaborada pelos próprios Autores

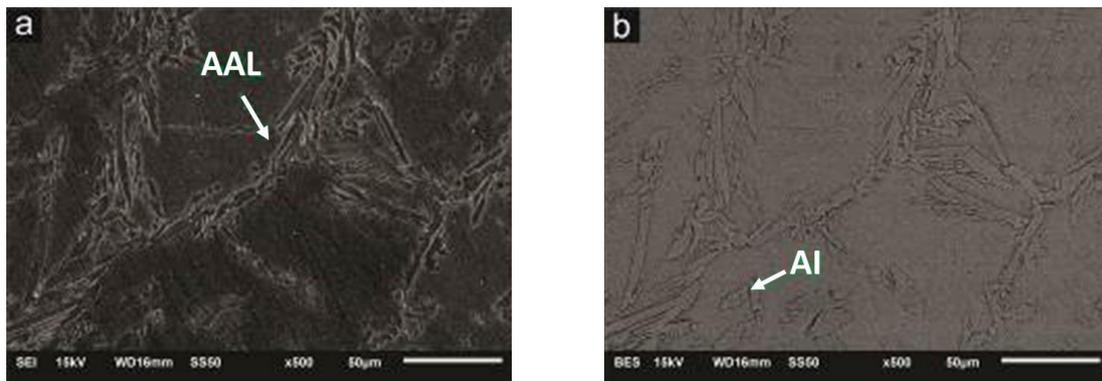


Figura 7. Microscopia eletrônica de varredura com indicações da austenita alotrimórfica (AAL) e austenita intragranular (AI); (a) imagem do detector de elétrons secundários e (b) Imagem do detector de elétrons retroespalhados (composição e topografia). Elaborada pelos próprios Autores

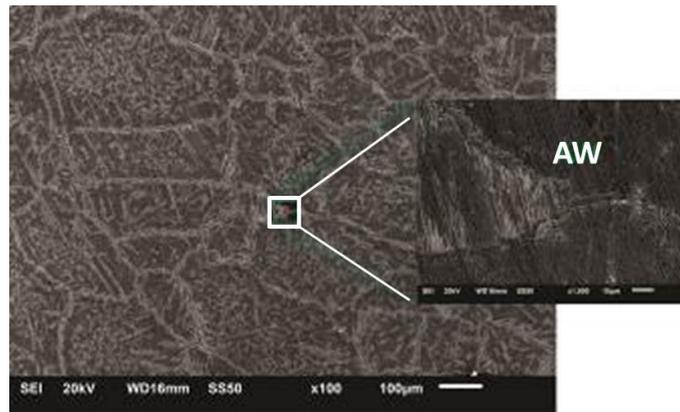


Figura 8. Microscopia eletrônica de varredura com detalhe da austenita do tipo Widmanstätten. Elaborada pelos próprios Autores

O ensaio de microdureza (Figura 9), mostrou um aumento de dureza na zona termicamente afetada em comparação com material base. O aumento da dureza pode ser indício da precipitação de intermetálicos nas ZCF e ZTP. No entanto, as microscopias ópticas e de varredura não apresentaram resolução necessária para identificação precisa de tais precipitados. Segundo Nilsson⁷ esses precipitados são de extrema dureza, o

Nitreto de Cromo possui um nível de dureza na faixa dos 1300 Vickers.⁶ Porém, logicamente, como se tratam de finíssimos precipitados, a dureza pode ser resultado da composição de materiais duros em uma matriz mais dúctil. As menores oscilações, tanto na zona afetada pelo calor (ZAC) quanto no metal de base (MB) podem ser justificadas pela ligeira diferença de dureza entre as fases.

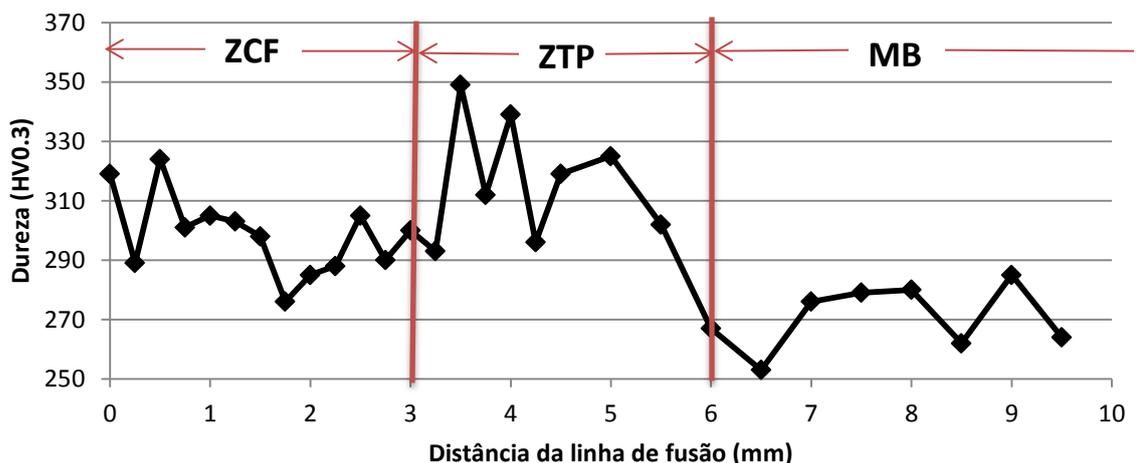


Figura 9. Perfil de microdureza da seção transversal da solda do CP3 relacionando o nível de dureza com as zonas de soldagem. Elaborada pelos próprios Autores

No ensaio de corrosão as reações químicas são aceleradas pelo aumento da temperatura. De modo que o cloreto férrico

se hidrolisa formando ácido clorídrico de acordo com a Equação 6. O ácido clorídrico se

dissocia formando íons cloreto que, segundo Gentil¹³ podem agir de duas formas:

- Os íons de cloreto penetram na película de passivação do aço e ocasionam ataque anódico localizado com formação de pite;

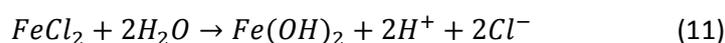
- O íon é adsorvido na interface camada passivada–solução, o que faz com que a energia interfacial se reduza, quebrando a camada de passivação.

É criada, então, uma região anódica localizada liberando íons metálicos, conforme Equações 7, 8 e 9.



Este processo aumenta a concentração de íons com carga positiva e esta carga atrai os íons cloretos, pois estes possuem maior mobilidade, se juntando principalmente com os íons de Fe^{2+} (metal mais abundante na

liga) aumentando a concentração do sal $FeCl_2$, conforme Equação 10. Este sal sofre hidrólise, produzindo os íons e hidróxido descritos na Equação 11.



O decréscimo do pH acelera o processo corrosivo, com o ácido clorídrico atacando o aço com consequente formação de $FeCl_2$, que voltará a sofrer hidrólise e assim sucessivamente.

Ainda segundo Gentil¹³ o processo de hidrólise ainda ocorre para os íons Cr^{3+} e Ni^{2+} da seguinte forma:



Todo este processo pode ser constatado através da formação dos pites na amostra estudada, cujo resultado do ensaio de

corrosão está apresentado de maneira resumida na Tabela 4.

Tabela 4. Resumo do ensaio de corrosão

Características da amostra	Antes do ensaio	Após o ensaio de corrosão de 91 horas
Peso (g)	75,4202	74,7082

O corpo de prova apresentou uma perda de peso de 0,7120 g. As regiões

preferencialmente atacadas foram: a zona de transformação parcial, apresentando maior

densidade de pites rasos, seguida da zona fundida com uma pequena densidade de pites, porém estes do tipo subsuperficial horizontal (conforme observado depois de polimento da superfície). A análise superficial é exibida na Figura 10 com indicação das áreas com formação de pites. Este resultado corrobora com as suspeitas levantadas a partir da análise da curva de dureza. Se houverem precipitados nessas zonas, a região adjacente a estes estará “pobre” em Cromo, Molibdênio e/ou Nitrogênio. Os primeiros são principais componentes da fase sigma, enquanto que o nitrogênio se liga ao Cromo

para formação dos nitretos de cromo, que podem se precipitar nessa região por causa da maior taxa de resfriamento. Isso não daria tempo para nucleação e precipitação de austenita, a ferrita estaria rica em Nitrogênio que se reagirá com o Cromo da fase para formação de Cr_2N . A análise superficial do metal de base não apresentou pites de diâmetros observáveis pelo microscópio óptico nessa região. Uma seção paralela à analisada na macroscopia da Figura 10 revelou que os pites nessa região são subsuperficiais.

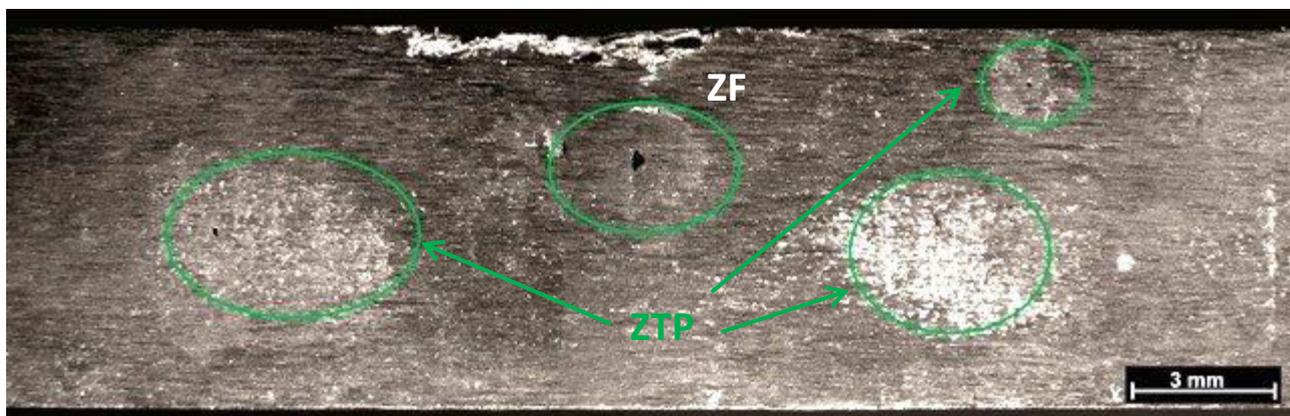


Figura 10. Macroscopia do corpo de prova com destaque das regiões de pites primeiramente observadas. Elaborada pelos próprios Autores

A fase preferencialmente atacada nas zonas afetadas pelo calor foi a ferrita como mostra a microscopia eletrônica de varredura na Figura 11. É possível observar que os contornos de grão foram preferencialmente atacados por se tratarem de uma região heterogênea. Além disso, possuem

orientação de átomos diferentes das do grão e são as regiões preferenciais de precipitação de intermetálicos e, geralmente funcionam como região anódica em relação ao grão.¹³ Estes resultados estão de acordo com os resultados encontrados por Bastos, Tavares, Dalard, et al.¹⁴

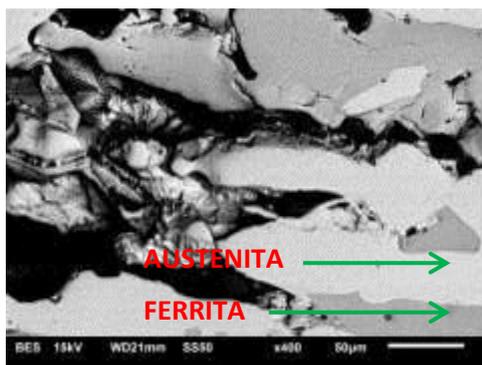


Figura 11. Microscopia eletrônica de varredura mostrando a corrosão se propagando pela ferrita, com a região de transformação parcial como ponto de início do pite (mais atacada).

Elaborada pelos próprios Autores

4. Considerações Finais

Neste trabalho, as propriedades de corrosão do aço Superduplex UNS S32760 submetido ao calor do arco do processo de soldagem GTAW foi analisado. Através do estudo realizado pôde ser observada uma considerável mudança microestrutural na zona afetada pelo calor do arco, devido à característica desse aço de resfriamento ferrítico. É possível prever esta mudança de acordo com a composição química do aço e com o auxílio de um dos modelos mais bem sucedidos de previsão de microestrutura para soldagem de aços duplex, o diagrama WRC 1992. O alto aporte térmico, apesar de ter proporcionado uma taxa de resfriamento capaz de causar a nucleação e crescimento da austenita, pode ter causado a precipitação de finas fases intermetálicas que provocaram aumento localizado de dureza, principalmente no centro da zona fundida e no fim da zona de transformação parcial. Estes precipitados apresentaram morfologia fina o que pode ser relacionado à considerável presença de Tungstênio nessa liga. Este elemento é utilizado para evitar maiores adições de Molibdênio Ambos com efeito positivo na resistência à corrosão por pites, conforme observado na equação de PRE_w . Porém, o Molibdênio traz maior possibilidade de precipitação intermetálica do que o Tungstênio.

Os resultados do ensaio de corrosão

favorecem a suposição de regiões de precipitação de intermetálicos. Isto porque a precipitação destes nessas regiões causa o empobrecimento de Cromo nas adjacências dos precipitados, onde a corrosão se iniciaria.

Dessa foram, sugere-se a realização de futuros estudos com intuito de analisar aportes térmicos diferentes para determinação de parâmetros mais eficazes de soldagem deste tipo de aço, inclusive com adição de material, bem como a realização de ensaio em mais corpos de prova. É importante um estudo mais aprofundado sobre os precipitados intermetálicos, que causaram o aumento da dureza e diminuição da resistência à corrosão localizada em regiões específicas da zona afetada pelo calor, com auxílio de análises por microscopia eletrônica de transmissão e EBSD.

Agradecimentos

Agradeço à Villares Metals pela doação de material para realização deste estudo.

Referências Bibliográficas

- ¹ Barbosa, C. A.; *Revestimento de Poços - O Desafio da Exploração em Águas Profundas e a Contribuição das LRCs - Ligas Resistentes a*

- Corrosão*. Inox 31 - Núcleo Inox, n. 1, p. 1–9, 2009.
- ² Pardal, J.; Tavares, S. Deleterious phases precipitation on superduplex stainless steel UNS S32750: characterization by light optical and scanning electron microscopy. *Materials* **2010**, *13*, 401. [CrossRef]
- ³ Pardal, J.; Tavares, S.; Fonseca, M.; Matias, J.; Farneze, H.; Ponzio, E. Study of deleterious phases precipitation influence on corrosion resistance by cyclic anodic polarization tests in superduplex stainless steels. *Matéria (Rio de Janeiro)* **2015**, *20*, 374. [CrossRef]
- ⁴ Gunn, R. Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications. Gunn, Robe ed. Cambridge: Abington Publishing, 1997. [CrossRef]
- ⁵ Fang, Y.; Ren, X. Study on the σ -phase precipitation of SAF2906 duplex stainless steel. *International Journal of Materials Research* **2015**, *106*, 547. [CrossRef]
- ⁶ Londoño, A. J. R. *Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex*. São Paulo: Universidade de São Paulo, 2001.
- ⁷ Nilsson, J.; *Overview Super duplex stainless steels*, Vol. 8, n. August, 1992.
- ⁸ de Souza, J. P.; Arias, A. G.; Pardal, J. M.; Mainier, F. B.; Ferreira, M. L. R.; Tavares, S. S. M. Análise da Resistência à Corrosão por Pite em Soldas de Reparo pelo Processo TIG em Aço Inoxidável. *Soldagem & Inspeção* **2011**, *16*, 104. [CrossRef]
- ⁹ Barbosa, C. A.; Sokolowski, A. Development of UNS S 32760 super-duplex stainless steel produced in large diameter rolled bars. *Metallurgy and Materials* **2013**, *66*, 201. [CrossRef]
- ¹⁰ Kou, S.; *Welding metallurgy*, 2a. ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 1987. [CrossRef]
- ¹¹ Dias, A. R. P. *Monografia de Engenharia de Materiais*. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2011. [Link]
- ¹² American Society for Testing and Materials. ASTM G 48 - *Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution*, 2004.
- ¹³ Gentil, V.; *Corrosão*, 6a. ed. [s.l.] LTC, 2011.
- ¹⁴ Bastos, I. N.; Tavares, S. S. M.; Dalard, F.; Nogueira, R. P. Effect of microstructure on corrosion behavior of superduplex stainless steel at critical environment conditions. *Scripta Materialia* **2007**, *57*, 913. [CrossRef]