



# ABS

Associação Brasileira de Soldagem

**XXXVI CONSOLDA – Congresso Nacional  
de Soldagem  
12 a 15 de Outubro de 2010  
Recife, PE, Brasil**

## **Comparação da Junta Soldada pelo Processo GTAW dos Aços Inoxidáveis AISI 316 L e Super-Duplex UNS S32750 para Trocadores de Calor Usados em Refinarias de Petróleo**

(Analysis of the Welding GTAW of Stainless Steel AISI 316 L and Super-Duplex for Heat Exchangers Used in Petroleum Refineries)

Pedro Afonso de Lemos Tedeschi<sup>1</sup>, Rodrigo Signorelli<sup>2</sup>, Maurício David M. das Neves<sup>3</sup>.

<sup>1</sup>*Centro Universitário da Faculdade de Engenharia Industrial*

<sup>2</sup>*Sandvik Materials Technology*

<sup>3</sup>*Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN-CNEN/SP, São Paulo, São Paulo, Brasil  
mdneves@ipen.br*

### **Resumo**

Na indústria petroquímica o aço inoxidável é o material mais empregado na fabricação de tubulações para trocadores de calor. Neste segmento o inoxidável austenítico AISI 316 L é bastante utilizado em consequência da presença de molibdênio, que propicia uma melhor resistência à corrosão, em relação ao AISI 304 L. No entanto, necessidades impostas por condições mais agressivas de trabalho, como maior resistência a corrosão em soluções aquosas, contendo cloretos tem provocado a corrosão localizada deste meio no aço AISI 316 L. Portanto, outras composições de inoxidáveis tem sido desenvolvidas, como por exemplo, o aço super-duplex UNS S32750. O aço UNS S32750 é usado em aplicações onde é necessária elevada resistência mecânica associada à alta resistência a corrosão, em especial na área petroquímica e em componentes em contato com água do mar. Portanto sujeito a aplicações em meios aquosos com a presença de cloretos. Neste trabalho avalia-se o comportamento mecânico, por meio de ensaios de microdureza Vickers e de tração, além de caracterização microestrutural das soldas realizadas pelo processo GTAW das juntas formadas por materiais de base similares compostas pelos aços inoxidáveis UNS S32750 e AISI 316 L. Analisa-se a resistência a corrosão em soluções aquosas com cloretos, segundo ensaio ASTM G 48. Os resultados indicam que nas condições de soldagem usadas as propriedades mecânicas da junta são similares ao material de base com resistência a corrosão adequada.

**Palavras-chave:** processo TIG, UNS S32750, AISI 316 L, propriedades mecânicas e ensaio de corrosão

**Abstract:** In the petrochemical industry stainless steel is the material most used in the manufacture of pipes for heat exchangers. In this segment the austenitic stainless steel AISI 316 L is widely used as a result of the presence of molybdenum, which provides a better resistance to corrosion compared to AISI 304 L. However, requirements imposed by more aggressive working conditions increasing resistance to corrosion in aqueous solutions containing chlorides has led to localized corrosion in this medium steel AISI 316 L. Therefore, other compositions of stainless have been developed, such as the super-duplex steel UNS S32750. The steel UNS S32750 is used in applications where high mechanical strength associated with high resistance to corrosion, especially in the petrochemical and components in contact with seawater. Therefore subject to applications with the presence of chlorides. In this paper, we evaluate the mechanical behavior by means of Vickers microhardness and tensile tests and microstructural characterization of welds made by GTAW process of joints made of similar materials for composite of UNS S32750 and AISI 316 L. Analyze the corrosion resistance in aqueous solutions with chlorides, according to standardized test ASTM G 48. The results indicate that the welding conditions used mechanical properties are similar to the base material and corrosion resistance appropriate.

**Key-words:** GTAW process, UNS S32750, AISI 316 L, mechanical properties and corrosion test

### **1. Introdução**

Nas aplicações relacionadas à indústria petroquímica e química o aço inoxidável é o material usado com frequência em trocadores de calor por combinar boas propriedades mecânicas e elevada resistência à corrosão. Ainda hoje o aço AISI 316L é muito utilizado nestes componentes em consequência do teor de molibdênio (2 a 4% Mo) presente nesta liga, que propicia uma melhor resistência à corrosão, em relação ao aço inoxidável austenítico AISI 304L.

O aço inoxidável austenítico AISI 316 L contém molibdênio, cromo (16-18 %) e níquel (10-15 %) como elementos de liga (EL) principais. O teor de níquel presente provoca a estabilização da fase austenítica na temperatura ambiente. Os teores elevados de Ni e Cr aumentam de forma considerável a resistência à corrosão. No entanto, a resistência a corrosão ao longo do contorno de grão pode diminuir, em especial, quando está região

for exposta a alta temperatura e facilitando a precipitação do  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . Uma forma de combater a precipitação é usar um aço com teor de carbono em torno de 0,03 %.

Em diversos trabalhos disponíveis na literatura [1-3] são estudadas a influência da soldagem TIG (Tungsten Inert Gas) nas propriedades da junta do aço AISI 316 L. A microestrutura da zona de fusão (ZF) deste aço pode ser diferente do metal de base (MB). Usualmente, na temperatura ambiente, as ligas trabalhadas são austeníticas, enquanto as submetidas à soldagem podem conter teores de ferrita  $\delta$ . A relação entre os elementos formadores de austenita e ferrita determina a forma de solidificação do aço inoxidável. Existem expressões que agrupam os elementos alfacênicos numa relação de cromo equivalente ( $\text{Cr}_{\text{eq}}$ ), enquanto os elementos gamagênicos numa expressão de níquel equivalente ( $\text{Ni}_{\text{eq}}$ ) [4].

O aço AISI 316L possui valores de  $1,48 < \text{Cr}_{\text{eq}}/\text{Ni}_{\text{eq}} < 1,95$ , o que provoca solidificação primária da ferrita, enquanto a austenita se forma no líquido remanescente entre as dendritas de ferrita [5]. A austenita cresce no líquido e pode ocasionar a segregação de elementos ferritizantes, dando origem a ferrita  $\delta$  interdendrítica. A ferrita  $\delta$  fica retida à temperatura ambiente e localiza-se nos centros da dendrita. Na literatura são mencionadas diversas contribuições sobre o efeito benéfico e prejudicial da presença de ferrita  $\delta$  no aço inoxidável [6-8].

A liga Super Duplex UNS S32750 vem sendo usada no segmento petroquímico em substituição aos aços inoxidáveis austeníticos do tipo AISI 316 L, em especial, nas aplicações onde ocorre a corrosão generalizada e localizada. A maior utilização desta liga ocorre pela combinação da resistência à corrosão e propriedades mecânicas. A liga UNS S32750 vem sendo utilizada em trocadores de calor que permitem o resfriamento até a temperatura ambiente usando água do mar [9-12].

O aço inoxidável duplex é caracterizado por possuir uma estrutura de matriz ferrítica com ilhas de austenita, distribuídas de forma homogênea, em torno de 50% para cada fase. A relação de 50:50 % entre as fases ferrítica e austenítica contribui para o elevado desempenho da estrutura. Portanto, qualquer processamento que envolva o aquecimento e o resfriamento, como na soldagem pode provocar mudança no balanço das fases e alteração de diversas propriedades. Durante a soldagem devem ser tomadas precauções, tais como, evitar a difusão preferencial dos EL para uma fase e dificultar a formação de fases precipitadas. A cinética de precipitação das fases intermetálicas e a sua influência na resistência a corrosão depende da composição química real da região, portanto cada liga deve ser estudada visando conhecer o efeito da soldagem na microestrutura e propriedades.

Existem dificuldades na soldagem dos aços super duplex, tais como, manter a relação de 50:50 % para as fases ferríticas e austeníticas, além de evitar a formação de fases intermetálicas,  $\text{Cr}_2\text{N}$ , sigma ( $\sigma$ ) e chi ( $\chi$ ) no resfriamento. Segundo Tavares [9] uma microestrutura adequada na soldagem é conseguida quando o calor imposto (H) na junta é controlado no intervalo de 0,5 a 2,0 KJ/mm. O calor imposto (H) é determinado pela relação 1.

$$H = (\eta \cdot I \cdot V) / v \quad (1)$$

Na relação  $\eta$  é o rendimento térmico do processo, I é a corrente de soldagem [A], V é a tensão [Volt] e v é a velocidade de soldagem [mm/s]. Valores baixos do calor imposto (H) elevam o teor de ferrita e aumentam possibilidade de precipitação de nitreto de cromo. Elevados valores de (H) ou longos períodos de exposição no intervalo de temperatura de 600 a 1000 °C podem causar precipitação das fases sigma ( $\sigma$ ) e chi ( $\chi$ ) [9-12].

A corrosão por pite é um mecanismo comum de degradação dos aços duplex. Uma expressão que relaciona a influência dos EL neste tipo de corrosão é estabelecida pela expressão de equivalência a resistência a corrosão por pite (PRE - Pitting Resistance Equivalent). O PRE é um número absoluto e é calculado pela expressão 2.

$$\text{PRE} = \% \text{Cr} + 3,3x(\% \text{Mo}) + 16x(\% \text{N}) \quad (2)$$

O aço UNS S32750 possui um valor de PRE em torno de 43, enquanto o AISI 316L o valor de 24. Um aço é considerado super duplex quando o valor calculado do PRE apresenta um número superior a 40. Quanto maior o valor do PRE maior é a resistência a corrosão por pite. No entanto, a resistência a corrosão depende da: microestrutura (relação entre porcentagem de ferrita e austenita), presença de fases intermetálicas e distribuição de elementos nas fases ferrítica e austenítica. Em diversos trabalhos [9-11] é ressaltado que, apenas o valor do PRE não é suficiente para definir o comportamento a corrosão dos aços duplex e super duplex.

O UNS S32750 apresenta limite de resistência a tração de 800-1000 MPa, limite de escoamento de 550 MPa e alongamento em 50 mm mínimo de 25% [13]. O aço AISI 316 L possui limite de resistência de 515-690 MPa, limite de escoamento de 220 MPa e alongamento de 40 % [13]. A maior resistência mecânica do aço UNS S32750 em relação ao AISI 316 L está associada ao maior teor de nitrogênio, que em sua maioria se encontra em solução sólida intersticial na austenita e também pela presença da maior porcentagem de elementos substitucionais, como cromo, níquel e molibdênio.

O objetivo deste trabalho é estudar o comportamento mecânico e a resistência a corrosão, com base na norma ASTM G 48, das juntas de materiais similares formadas pelo aço inoxidável AISI 316L e pelo aço super duplex UNS S32750 soldadas pelo processo TIG.

## 2. Materiais e Métodos

Os materiais de base (MB) utilizados neste trabalho são o AISI 316L e UNS S 32750 (SAF 2507). Os MB foram cedidos pela empresa Sandvik Materials Technology. As composições químicas dos materiais de base estão apresentadas na Tabela 1. Os MB são de geometria tubular e estão com diâmetro externo de 19,05 mm e espessura de parede de 1,65 mm. Os tubos foram soldados circunferencialmente com o processo GTAW (Gas Tungsten Arc Welding), com a utilização de vareta de material de adição (MA) e sem MA. Usaram-se juntas de topo sem folga para soldas sem MA e folga de 1,5 mm quando empregado MA.

Tabela 1: Composição química dos materiais de base

	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	N	Cu	Fe
<b>AISI 316 L</b>	0,035	2,0	0,045	0,03	1,0	10,0-14,0	16,0-18,0	2,0-3,0	-	-	Bal.
<b>UNS S32750 (SAF 2507)</b>	0,030	1,2	0,035	0,02	0,8	6,0-8,0	24,0-26,0	3,0-5,0	0,24-0,32	0,5	Bal.

A soldagem sem MA foi realizada num sistema que permitia a soldagem com velocidade constante. Na soldagem sem MA foram variadas a corrente e a velocidade de soldagem, conforme tabela 2. A condição selecionada para testes subsequentes deve ser a amostra com penetração total de soldagem e menor calor imposto a junta. O procedimento de soldagem que usava MA foi realizado seguindo uma Especificação de Procedimento de Soldagem da empresa Expander Manutenção, tanto para a liga 316L como para o UNS S32750 (SAF 2507), respectivamente amostras 8 e 9. Os parâmetros de soldagem usados estão resumidos na tabela 2.

Tabela 2: Parâmetros de soldagem utilizados com e sem MA.

Amostra	Gás de proteção	Vazão [l/min.]	Velocidade [mm/s.]	Corrente [A]	Material de Adição	H [KJ/mm]
1-UNS S32750 (SAF 2507)	Ar+2% N <sub>2</sub>	15	7,1	80	s/MA	0,26
2-UNS S32750 (SAF 2507)	Ar+2% N <sub>2</sub>	15	7,1	90	s/MA	0,30
3-UNS S32750 (SAF 2507)	Ar+2% N <sub>2</sub>	15	6,0	80	s/MA	0,31
4-UNS S32750 (SAF 2507)	Ar+2% N <sub>2</sub>	15	6,0	70	s/MA	0,27
5-UNS S32750	Ar+2% N <sub>2</sub>	15	4,6	70	s/MA	0,35
6-UNS S32750 (SAF 2507)	Ar+2% N <sub>2</sub>	15	3,0	70	s/MA	0,54
1 A - 316L	Argônio	15	6,0	80	s/MA	0,31
6 A - 316L	Argônio	15	6,0	70	s/MA	0,27
8-UNS S32750 (SAF 2507)	Ar+2% N <sub>2</sub>	12	3,0	90-120	25.10.4.L	0,70
9- AISI 316L	Argônio	12	3,0	90-120	AISI316L ( $\phi=1,6\text{mm}$ )	0,70

Os tubos soldados foram cortados na seção transversal da junta soldada e preparados por técnicas metalográficas (lixamento, polimento e ataque eletroquímico). Foram obtidas amostras para os ensaios de tração, microdureza Vickers, caracterização microestrutural e corrosão. A fração volumétrica da fase magnética ferrita foi quantificada por meio de um ferritoscópio Fischer modelo MP30 disponível no Centro Universitário da FEI – Centro de Laboratório de Materiais. A microestrutura obtida na junta soldada foi caracterizada por microscopia ótica e por microscopia eletrônica de varredura. Ensaios de tração e levantamento do perfil de microdureza foram realizados no Centro Universitário da FEI.

As amostras destinadas para ensaio de corrosão foram imersas numa solução de FeCl<sub>3</sub> a 50 °C no período de 72 horas, de acordo com procedimento descrito na norma ASTM G 48 [14]. Calculou-se a taxa de corrosão, a partir da relação perda de massa das amostras pela área exposta, apenas para a amostra na melhor condição de soldagem.

## 3. Resultados e Discussão

Nas figuras 1a e 1b são observadas imagens da junta soldada do aço AISI 316L (amostra 1A) e do aço super duplex UNS S32750 (amostra 3). Os parâmetros de soldagem empregados, conforme tabela 2 possibilitam a obtenção de juntas com bom aspecto superficial e não foram observadas descontinuidades, como por exemplo, porosidades, mordeduras e trincas na superfície do cordão. Nas figuras 1c e 1d são mostradas imagens da zona de fusão (ZF) das amostras 1A e 3. Estas condições são as selecionadas para testes posteriores, pois associavam penetração total de soldagem e o menor calor imposto a junta soldada.

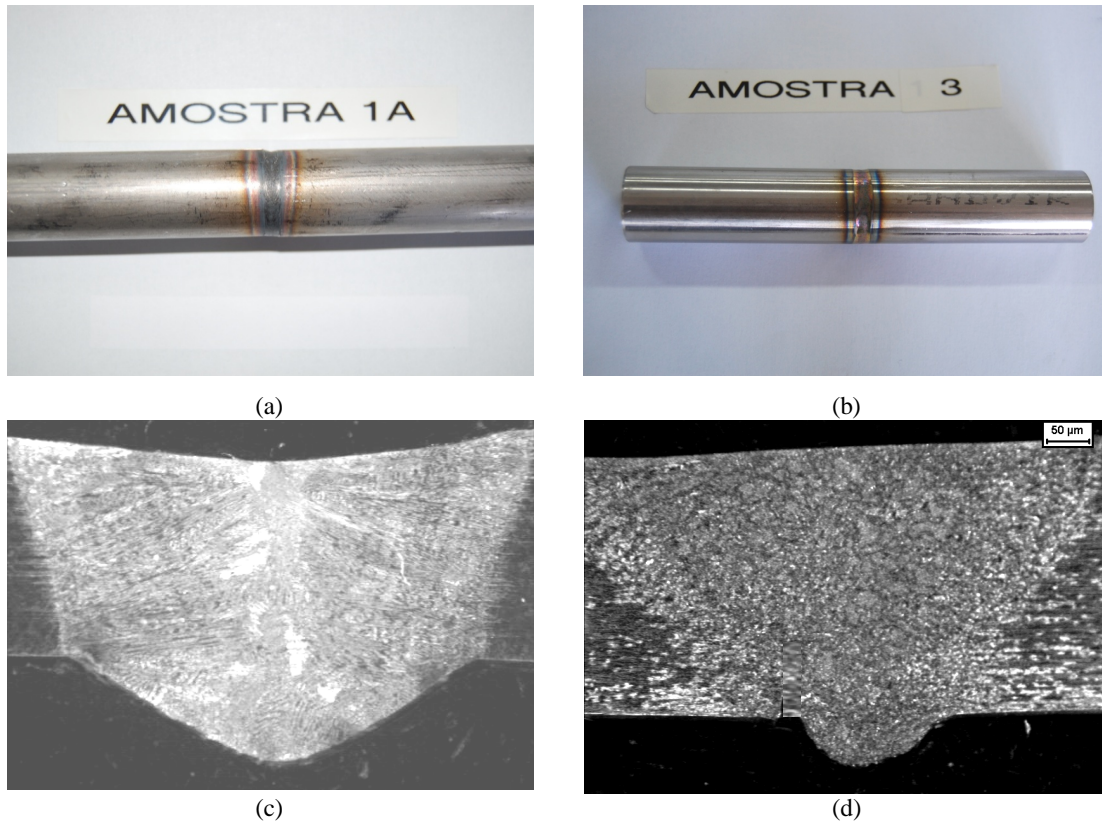


Figura 1: Imagens da junta soldada sem a utilização de MA (a) AISI 316 L e (b) UNS S3275. Imagens da ZF obtidas por microscopia ótica (c) AISI 316 L e (d) UNS S 32750

Na figura 2 é apresentada a microestrutura da junta soldada, referente ao AISI 316L Na soldagem com MA ou sem MA ocorre o crescimento de grão MB nas regiões próximas a ZF, conforme indicado na figura 2a, uma vez que não existe transformação de fase acima da temperatura ambiente. Portanto, a microestrutura do MB é composta por fase austenítica com tamanho de grão que depende da variação de temperatura e também da temperatura máxima alcançada.

Nas figuras 2a e 2b são observadas a microestrutura da zona de fusão. Medidas realizadas por meio do ferritoscópio indicam a presença de ferrita  $\delta$  com a média dos valores de  $(7,9 \pm 1,3) \%$ . A microestrutura da ferrita  $\delta$  (regiões mais claras indicadas por setas na figura 2b) apresenta morfologia vermicular. Esta morfologia da ferrita  $\delta$  é característica, quando a solidificação da ZF ocorre como ferrita  $\delta$ , seguida da formação de fase austenita envolvendo a região de ferrita  $\delta$  até a solidificação total da região.

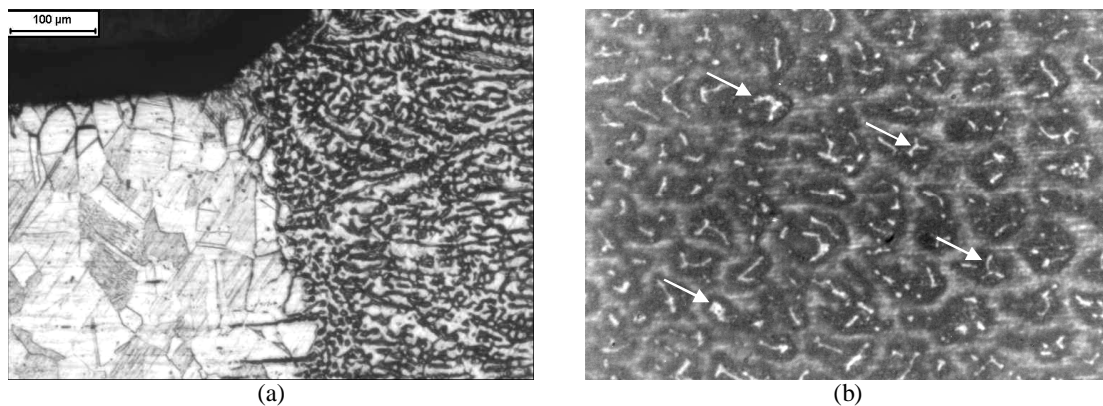


Figura 2: Imagem obtida por microscopia ótica da junta com MA (a) ataque eletroquímico com ácido oxálico e (b) imagem obtida com luz polarizada com deposição de filme de selênio – ferrita  $\delta$  regiões claras [15]

Análises realizadas por analisador de energia dispersiva de raios X acoplado ao microscópio eletrônico de varredura indicam maiores teores de cromo e molibdênio nas regiões mais claras, vide figura 2b, em relação às regiões vizinhas (mais escuras). As regiões mais escuras apresentaram maiores teores de níquel, em relação às regiões mais claras. Diversos trabalhos [1-4] realizados indicam que ocorre uma separação do níquel e cromo durante a solidificação. O cromo e o molibdênio têm maior solubilidade na ferrita, se difundem para esta fase e estabilizam a fase ferrítica. O níquel é estabilizante da austenita e, portanto, se difunde em maior quantidade e estabiliza esta fase.

Nas figuras 3 e 4 são observadas as microestruturas obtidas no aço UNS S32750. As microestruturas da ZF obtidas com ou sem MA são similares. Observa-se nas figuras 3a, 4a e 4b a ZF com uma microestrutura alongada (ilhas) de austenita numa matriz contínua ferrítica. Análises efetuadas por analisador de energia dispersiva de raios X acoplado ao MEV apontaram para maiores teores de cromo e molibdênio na matriz ferrítica. A região da raiz da ZF apresenta microestrutura mais fina em relação à face do cordão, em consequência da maior velocidade de resfriamento da raiz. Nas figuras 3b e 4c são mostradas imagens da interface ZF/ZAC e verifica-se que a microestrutura da ZF apresenta grãos maiores, em relação ao MB. Na figura 4d observa-se a região do material de base com grãos alongados de austenita e ferrita na direção do processo de conformação mecânica.

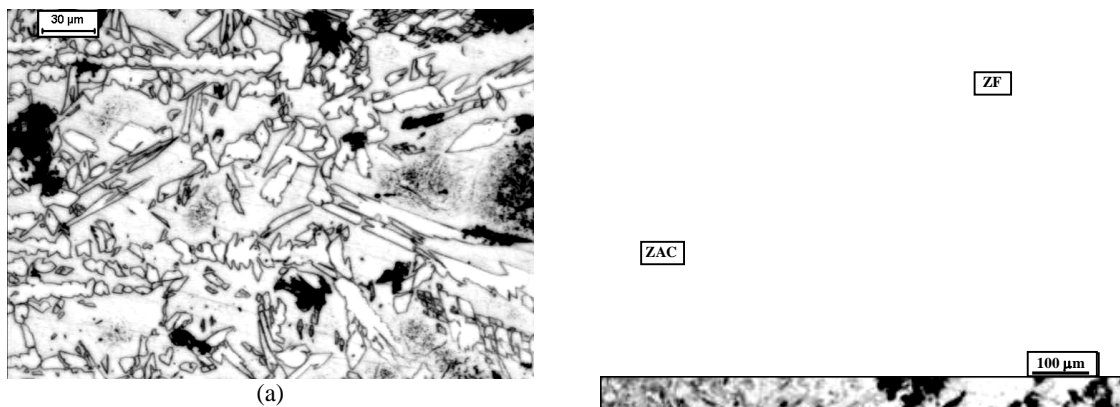
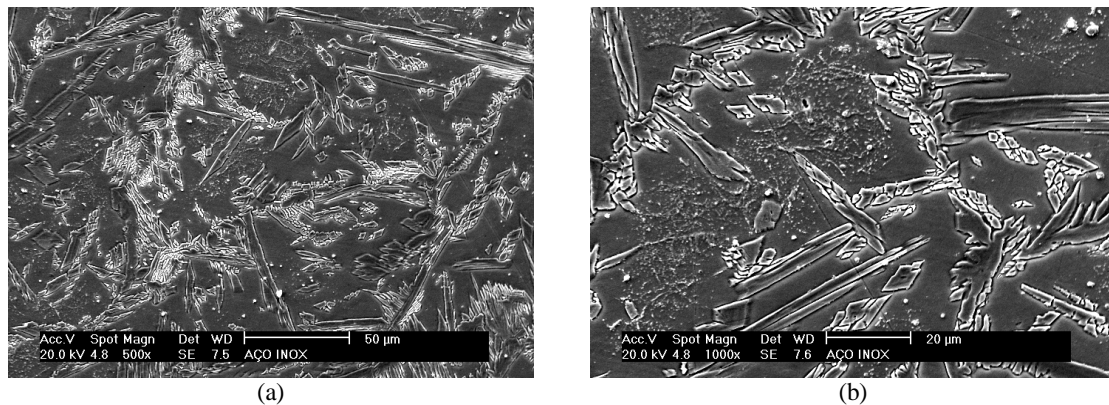


Figura 3: Imagem obtida por microscopia ótica do aço suadição (a) ZF e (b) interface ZF/MB.

Medidas realizadas com o ferritoscopio apontam para junta soldada. No metal de base os valores situaram-se em (da zona de fusão a porcentagem de ferrita estava 10% a provocado pela soldagem pode ter provocado redução da qu

Os resultados obtidos na zona de fusão também apresentaram uma média de (59,2+ 2,8) %, enquanto na face (par % de ferrita. Portanto, o teor de austenita presente na ZF no 30 %, que é o mínimo estabelecido por normas do segmento



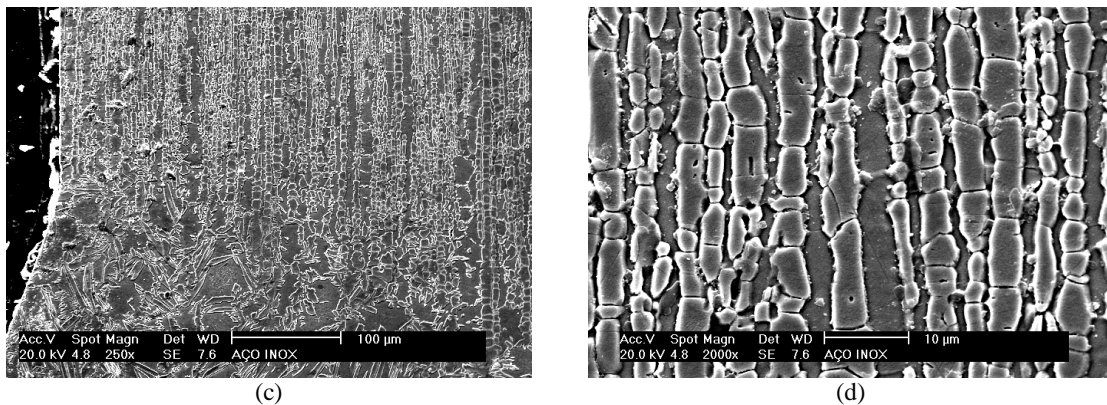


Figura 4: Imagens obtidas por MEV do aço UNS S32750 soldado sem MA: (a) e (b) ZF, (c) interface ZF/MB (ZF região inferior e ZAC região superior) e (d) MB.

Nas figura 5 são observados os perfis de microdureza Vickers para as juntas dos aços AISI 316L e UNS S 32750 soldadas sem adição de material. Observa-se que não ocorrem variações expressivas no perfil de microdureza. De uma forma geral, nas condições de soldagem usadas verifica-se que a ZAC apresenta uma leve redução da dureza em relação à ZF do AISI 316 L. No caso do aço UNS S 32750 ocorre uma maior variação do perfil de microdureza Vickers (HV). As regiões da ZF próximas da interface com ZAC apresentam valores no intervalo de 250 a 300 HV, enquanto regiões do centro do cordão valores no intervalo de 200 a 250 HV. Portanto, a ZAC apresenta maior valor de dureza do que a ZF, em consequência da maior quantidade de austenita presente fora da ZF.

Nas amostras sem MA verifica-se um comportamento similar do perfil de microdureza Vickers para o aço AISI 316 L. No entanto, para o aço UNS S32750 observam-se valores mais elevados, em relação aos obtidos com adição de material. Alguns pontos apresentam valores de microdureza até 10 % superior aos obtidos com MA. Portanto, o menor calor imposto deve ter contribuído para elevação dos valores de microdureza na ZAC. Neste caso o valor da microdureza Vickers estava próximo de 350 HV. O valor de HV na ZAC deve estar abaixo do valor de 350 HV estabelecido para este material pela norma Norsok [16], visando a manutenção da tenacidade dentro de limites estabelecidos para aplicações no setor petrolífero.

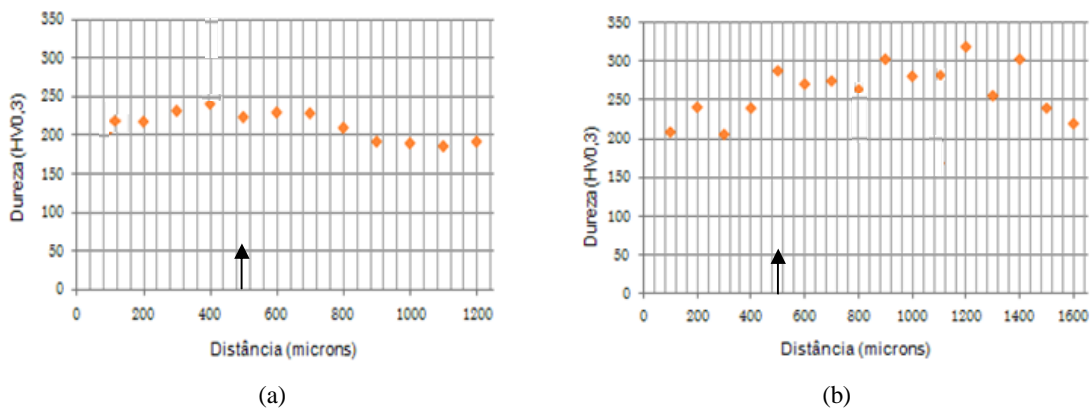


Figura 5: Perfil de microdureza Vickers da junta soldada com MA (setas indicam a região da interface ZF/ZAC)- (a) AISI 316L e (b) UNS S 32750.

Imagens obtidas da região de ruptura estão mostradas na figura 6. Na figura 6a observa-se a ruptura fora da região de soldada, além da extricção (deformação plástica) no AISI 316 L. No aço UNS S 32750 a região de fratura ocorreu tanto na ZF como também no MB. Na figura 6b é mostrada uma fratura acontecendo na ZF e não é observada extricção na região de soldagem. Apesar de algumas fraturas ocorrerem na ZF, o valor do limite de ruptura obtido, conforme indicado na tabela 3, para as amostras do UNS S32750 está próximo do limite de ruptura do MB estabelecidos em literatura [13]. Amostras soldadas usando MA possuem resistência mecânica levemente superior, em relação às juntas sem adição de material, em especial pela presença do reforço do cordão de soldagem.



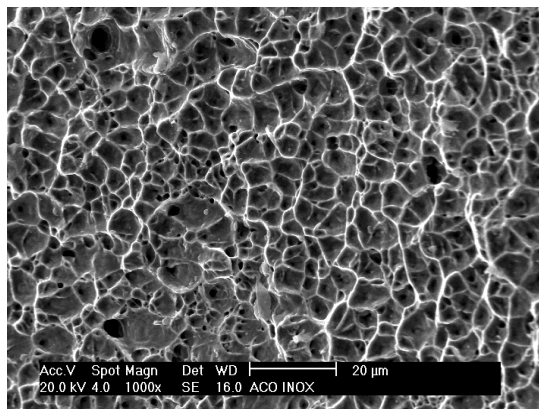
Figura 6: Amostra submetida ao ensaio de tração com MA (a) AISI 316 L e (b) UNS s 32750.

Na figura 7 são mostradas imagens obtidas da região de fratura. Observa-se uma morfologia típica de fratura dútil, com a presença de microcavidades (“dimples”) nas regiões de fratura dos aços. O maior tamanho das microcavidades no aço UNS S32750, em relação ao aço AISI 316 L indicam menor alongamento, que pode ser confirmado pelos dados contidos na tabela 3. O maior tamanho da microcavidade no aço UNS S 32750 também é uma indicação da menor tenacidade desta junta. Segundo Hilders [17] a tenacidade a fratura é inversamente proporcional ao tamanho da microcavidade.

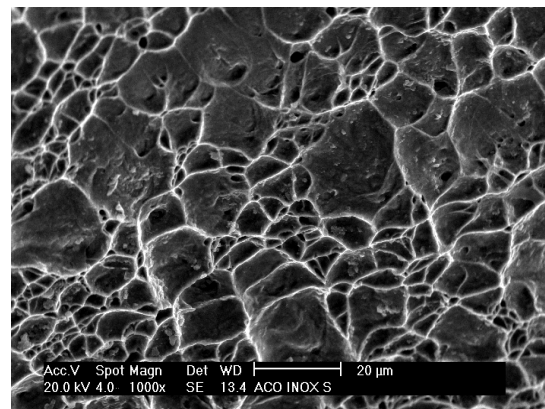
Tabela 3: Propriedades obtidas no ensaio de tração da junta soldada.

	Tensão de Escoamento [MPa]	Tensão de Ruptura [MPa]	Alongamento [%]
AISI 316L (sem MA)	(232±25)	(493±42)	28
AISI 316L (com MA)	(250±18)	(558±21)	33
UNS S32750 (s/ MA)	(520±21)	(831±45)	17
UNS S32750 (c/ MA)	(526±25)	(920±42)	19

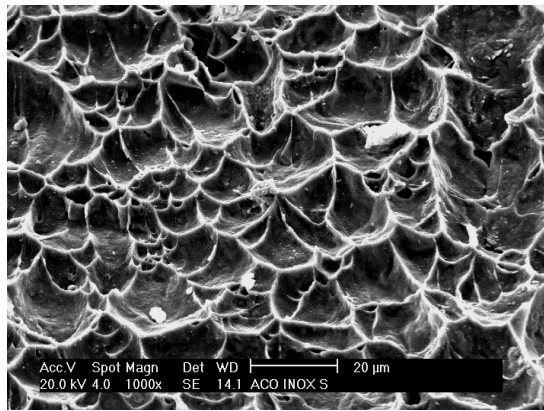
Na figura 8 observam-se imagens das amostras submetidas ao ensaio de corrosão, para os tempos de 24, 48 e 72 horas, com base na norma ASTM G 48. Verifica-se que o AISI 316 L apresenta uma superfície com maior quantidade de manchas, maior corrosão generalizada e também maior presença de pites, em relação ao aço UNS 32750.



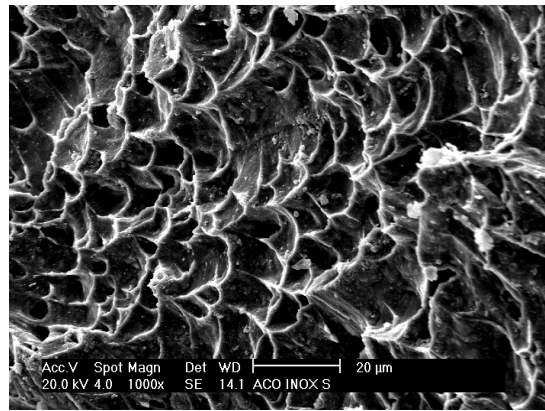
(a) AISI 316 L



(b) UNS S32750 – material de base



(c) UNS S32750 – zona de fusão



(d) UNS S32750 – zona de fusão

Figura 7: Imagens obtidas por MEV (a) AISI 316 L e (b), (c) e (d) UNS S 32750

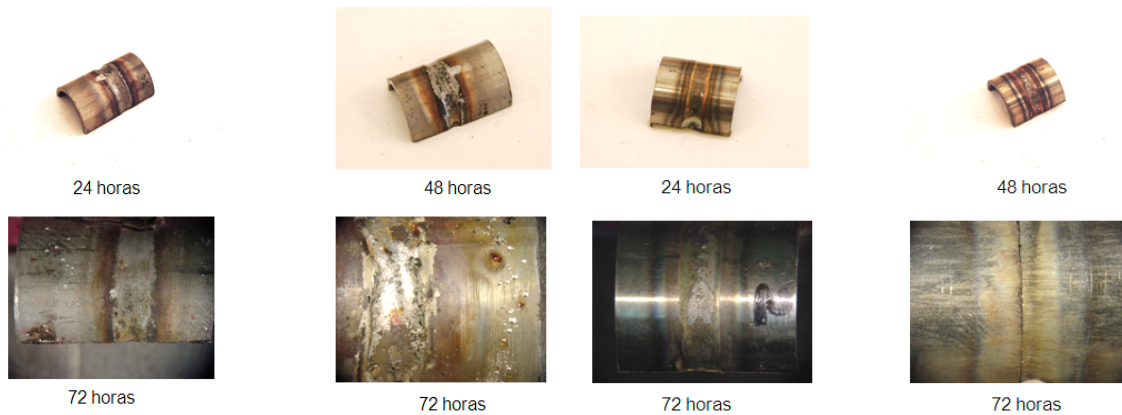


Figura 8: Imagens da região soldada e submetida ao ensaio de corrosão ASTM G 48.

O valor da perda de massa indicado na tabela 4 é maior para o aço AISI 316L em relação à liga UNS S 32750 e estão coerentes com as observações realizadas na figura 8. Maior resistência a corrosão por pites está relacionada aos maiores valores do PRE. Amostras soldadas possuem maior taxa de corrosão, em relação às amostras sem soldagem. O calor da soldagem que favorece diversas transformações microestruturais na ZAC, envolvendo precipitações e formação de fases indesejáveis no AISI 316L e no UNS S 32750. A utilização do material de adição também provoca um aumento da taxa de corrosão, em relação às soldagens sem o uso do MA. O uso do MA provoca na junta soldada maior calor imposto contribuindo para maior ZAC, além de provocar variações de composição química localizadas na ZF. A solubilidade diferente dos EL nas diversas fases (austenita e ferrita) contribui para a formação de fases indesejáveis.

Tabela 4: Variação de perda de massa segundo ensaio ASTM G 48

Amostra	M. inicial [g]	M. final [g]	M. perdida [g]	Variação [%]	Taxa de corrosão [g/dm <sup>2</sup> .dia]
AISI 316L (sem soldagem)	10,51	10,42	0,09	0,86	$1,60 \cdot 10^{-1}$
AISI 316L (sem MA)	10,05	9,94	0,11	1,09	$1,99 \cdot 10^{-1}$
AISI 316L (com MA)	10,55	10,42	0,13	1,23	$2,35 \cdot 10^{-1}$
UNS S32750 (sem soldagem)	10,05	10,01	0,04	0,40	$0,72 \cdot 10^{-1}$
UNS S32750 (sem MA)	10,12	10,05	0,07	0,69	$1,26 \cdot 10^{-1}$
UNS S32750 (com MA)	10,48	10,40	0,08	0,76	$1,44 \cdot 10^{-1}$

Apesar do PRE ser uma simplificação da influência dos EL, este número pode ser considerado um índice de desempenho do material e das juntas soldadas, em especial, para um material com menor quantidade

transformações, como o aço AISI 316L. No entanto, para o aço duplex UNS S 32750 diversos autores [9-11] não consideraram o PRE como um índice adequado de resistência a corrosão, em razão da presença de duas fases com diferentes composições e distribuição heterogênea dos elementos de liga. Quando da realização da soldagem a situação é ainda mais complexa, em consequência de fases precipitadas e transformações de fase que podem diminuir a resistência a corrosão do aço UNS 32750. No entanto, apesar da heterogeneidade microestrutural observada no UNS S32750 verifica-se que, as juntas soldadas apresentam excelentes propriedades mecânicas e elevada resistência a corrosão. Apesar de em trabalhos anteriores [9-11] não considerarem o PRE como índice adequado de resistência a corrosão, nas condições analisadas neste trabalho o valor do PRE apresentou resultados consistentes com as propriedades obtidas nas juntas soldadas do aço UNS S 32750.

## 5. Conclusão

As soldagens realizadas nas condições das amostras 1A e 3 (vide tabela 2) propiciaram penetração total na junta com valores de microdureza Vickers abaixo dos valores estabelecidos em normas do setor.

As propriedades mecânicas das juntas soldadas nas condições ensaiadas possuem limite de resistência similar ao MB e estão próximos aos valores registrados em literatura.

As regiões de fratura apresentaram morfologia típica de fratura dútil nos aços estudados.

O aço AISI 316 L apresentou uma corrosão generalizada superior na superfície, maior presença de pites e maior perda de massa em relação ao aço UNS 32750.

A realização da soldagem e a utilização do material de adição diminuem a resistência a corrosão por pite nos aços estudados.

## 6. Referências Bibliográficas

1. SILVA, C. C.; DE MIRANDA, H. C.; SANT'ANA, H. B.; FARIAS, P. J.; Microstructure, hardness and petroleum corrosion evaluation of 316L/AWS E 309 MoL-16 weld metal, *Materials Characterization* 60, 2009, p.346-352.
2. ZUMELSZU, E.; SEPÚLVEDA, J.; IBARRA, M.; Influence of microstructure on the mechanical behavior of welded 316 L SS joints, *Journal of Materials Processing Technology*, 94, 1999 36-40.
3. CHEN, M. H.; CHOU, C. P.; Effect of thermal cycles on ferrite content of austenitic stainless steel, *Science and Technology of Welding and Joining*, 1999; 4, 1 58-62.
4. KOTECKI, D. J.; SIEWERT, T. A.; WRC- 1992 Constitution diagram for stainless steel weld metals a modification of the WRC 1988 diagram, *Welding Journal*, 1992; 71:172.
5. SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T.; Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds, *Metall Trans A Phys Metall Materials Science*, 1980; 11A:717.
6. BROOKS, J. A.; YANG, N. C.Y. KRAFCIK, J. S. Classification on development of skeletal and lathy ferrite morphologies in stainless steel welds. *Sci. Tech Weld Join*, 2006; 6412.
7. RANDHAKRISHNAN, V. M.; Hot cracking in austenitic stainless steel weld metals, *Sci. Tech. Weld Join*, 2000;5:40.
8. PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C.; Aços Inoxidáveis Austeníticos, Editora Hemus, 1984, São Paulo/Brasil.
9. TAVARES, S. S. M.; PARDAL, J. M.; LIMA, L.D.; BASTOS, I. N.; NASCIMENTO, A. M.; DE SOUZA, J. A.; Characterization of microstructure, chemical composition, corrosion resistance and toughness of a multipass weld joint of superduplex stainless steel UNS S32750 — *Materials Characterization* 58, 2007, p.610-616.
10. ANGELINI E.; DE BENEDETTI B.; ROSALBINO; F.; Microstructural evolution and localized corrosion resistance of an aged superduplex stainless steel, *Corrosion Science* 46, 2004, p. 1351-1367
11. TAN, H.; JIANG, Y.; DENG, B.; SUN, T.; XU, J.; and LI, J.; Effect of annealing temperatura on the pitting corrosion resistance of super duplex stainless steel UNS S32750, *Materials Characterization*, 2009, p.1049-1054.
12. 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*, 57, 2007, p. 913-916.
13. SENATORE, M.; FINZETTO, L.; PEREA, E.; Estudo comparativo entre aços inoxidáveis duplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. Disponível em <<http://www.nucleoinox.org.br/upfiles/arquivos/.../inox06/028.pdf>>. Acesso em: 27/06/2010.
14. ASTM G 48-99 A Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution
15. BEHARA, E.; SPIGLER; Color metallography, Ohio – American Society for Metals, 1977.
16. Norsok Standard M601-94, Welding and inspection of piping, Lysaker, Norway; Standard Norway; 2004.
17. HILDERS, O. A.; SANTANA, M. G.; Toughness and fractography of austenite type 304 stainless steel with sensitization treatments at 973 K, *Metallography*, 1988, 21, p. 151-164.