

Avaliação das Propriedades Mecânicas e da Resistência à Corrosão em Soldas de Reparo pelo Processo GTAW no Aço Inoxidável Superduplex UNS S32760

(Mechanical Properties and Corrosion Resistance Evaluation of a Superduplex Stainless Steel UNS S32760 Repaired by GTAW Process)

Guttemberg Chagas de Souza¹⁻³, Adriana Loureiro da Silva¹, Sérgio Souto Maior Tavares¹⁻², Juan Manuel Pardal¹⁻², Miguel Luiz Ribeiro Ferreira² e Ismael Cardote Filho³

¹UFF – Universidade Federal Fluminense/Departamento de Engenharia Mecânica/PGMEC – Niterói-RJ, Brasil – juanpardal@vm.uff.br

²Programa de Pós Graduação em Montagem Industrial - Universidade Federal Fluminense (UFF) – Niterói-RJ, Brasil

³UTC Engenharia, Niterói – RJ, Brasil

Resumo

Os aços inoxidáveis superduplex (AISD) são ligas extensamente utilizadas nas atividades de exploração e produção de petróleo naval e offshore em componentes tais como, trocadores de calor, cabos umbilicais, linhas de injeção de água salgada e em diversos equipamentos que requeiram uma elevada resistência à corrosão com altos valores de resistência mecânica. Estas características são devidas à sua fina microestrutura bifásica composta por proporções semelhantes de austenita e ferrita e aos elementos de liga Cr, Ni, Mo, N e W. Entretanto, durante a soldagem, tal como nas fases de fabricação e montagem de tubulações, podem ocorrer a formação de defeitos, sendo necessários procedimentos de reparos das juntas soldadas. Deste modo, o presente trabalho pretendeu caracterizar a microestrutura, propriedades mecânicas, teor de nitrogênio e a temperatura crítica de pites (CPT) em determinadas regiões de uma junta soldada de AISD UNS S32760 efetuada através do processo GTAW com dois reparos sequenciais. Os resultados exibem um decréscimo do valor da CPT na raiz da solda, apesar de não se manifestar variações tão acentuadas nas propriedades mecânicas analisadas.

Palavras-chave: Aço inoxidável superduplex, Soldagem de reparo, Propriedades mecânicas, Resistência à corrosão.

Abstract: Superduplex stainless steels (SDSS) are alloys widely used in the exploration and production of oil. They are used in marine and offshore components such as heat exchangers, umbilicals, seawater injection lines and various other equipment that require high corrosion resistance with elevated mechanical strength values. These characteristics are due to its fine two-phase microstructure composed of similar proportions of austenite and ferrite and the alloying elements of Cr, Ni, Mo, N and W. However, during welding, and also in the stages of fabrication and pipe assembly, the presence of defects may occur that requires the need for repair procedures to be carried out on the welded joint. This study aims to characterize the microstructure, mechanical properties, nitrogen content and critical pitting temperature (CPT) of a SDSS pipe, UNS S32760, in certain regions of a welded joint, where the GTAW welding process was performed, with the completion of two sequential repair procedures. The results show that there is a decrease in the value of the critical pitting temperature at the root of the weld, though there aren't substantial variations in the mechanical properties analyzed.

Keywords: Superduplex stainless steels; Welding repair; Mechanical properties; Corrosion resistance.

1. Introdução

Os aços inoxidáveis Duplex (AID) e Superduplex (AISD) são ligas atualmente utilizadas em larga escala nas atividades de exploração e produção de petróleo naval e offshore em componentes tais como, trocadores de calor, umbilicais, linhas de injeção de água salgada e em diversos equipamentos que

requeiram uma elevada resistência à corrosão com altos valores de resistência mecânica. Estas características são devidas à sua fina microestrutura bifásica composta por proporções semelhantes de austenita (γ) e ferrita (δ), assim como aos elementos que compõem a liga [1]. Contudo, os aços inoxidáveis Superduplex (AISD) apresentam um maior índice equivalente de resistência à corrosão por pites (PRE_w) se comparados aos aços inoxidáveis Duplex (AID). A Equação (1), derivada empiricamente, exibe os elementos que influenciam no valor deste índice, onde valores maiores que 40 são característicos de AISD [2].

$$PRE_w = \%Cr + 3,3.(\%Mo + 0,5.\%W) + 16.(\%N) \quad (1)$$

Recebido em 22/04/2014, texto final em 26/11/2014.
DOI: <http://dx.doi.org/10.1590/0104-9224/SI1904.03>

No entanto, é importante ressaltar que durante a soldagem do AISD deve-se manter a microestrutura bifásica do metal de solda (MS) que deverá conter entre 30 a 70% de ferrita (δ), além de evitar a precipitação de fases deletérias tal como a fase sigma (σ) e nitretos de cromo (Cr_2N) na fase δ [3]. De modo a contemplar estes fatos, recomenda-se que o aporte de calor esteja compreendido entre 0,3 e 1,5 kJ/mm e a temperatura de interpasse abaixo dos 100°C [4].

Atualmente, nas obras de construção e montagem de tubulações de AID e AISD vem sendo muito utilizado o processo TIG (*Gas Tungsten Arc Welding - GTAW*) para soldas de raiz, passes de enchimento e acabamento em tubulações de paredes finas. Para tubulações de paredes espessas costuma-se utilizar *GTAW* nos passes de raiz e arco submerso (*SAW*) no enchimento e acabamento [5].

Por outro lado, poucos estudos foram realizados em casos onde há a necessidade de realizar reparos em soldas nesta classe de materiais. Souza et al., [6] avaliaram a resistência à corrosão do metal de solda (MS) e zona termicamente afetada (ZTA) em comparação com o metal de base (MB), para diversas condições de soldagem por deposição que simule uma condição de reparo em campo, tal como em equipamentos que experimentaram perda de espessura por corrosão localizada tanto em juntas soldadas como no metal de base.

O presente trabalho pretende, portanto, caracterizar uma junta soldada com a realização de dois reparos sequenciais, efetuados através do processo *GTAW*, em uma junta de aço inoxidável Superduplex UNS S32760 permitindo, deste modo, estabelecer diretrizes confiáveis às empresas de construção e montagem na soldagem desta classe de material, tendo em vista que atualmente aconselha-se como situação limite, a realização de um único reparo por junta soldada.

2. Materiais e Métodos

O metal de base estudado no presente trabalho foi uma liga solubilizada (1100-1140°C) correspondente à designação UNS S32760, fabricada conforme norma ASTM A790 [7], na forma de um tubo sem costura de 168,3 mm de diâmetro externo e 5,9 mm de espessura de parede (t). O metal de adição utilizado pertence à classificação W 2594NL da norma DIN EN 12072-S. As propriedades mecânicas do metal de base utilizado são mostradas na Tabela 1 e, na Tabela 2 são apresentadas as composições químicas do metal de base e dos consumíveis empregados para a soldagem. Destaca-se que os consumíveis contém composição química semelhante à do metal de base, porém enriquecido com 9% de níquel para estabilizar a formação de austenita e promover o equilíbrio entre as fases após a soldagem.

Tabela 1. Propriedades mecânicas obtidas do metal de base.*

Designação	σ_{Le} (MPa)	σ_{Lr} (MPa)	Alongamento (50,8 mm) (%)	Tenacidade a -50°C (J)
ASTM A790 UNS S32760	584	823	38	79

* Os valores das tensões limites de escoamento (σ_{Le}) e de resistência à ruptura (σ_{Lr}) e o correspondente alongamento (%) em 50,8 mm foram obtidos na temperatura ambiente.

Tabela 2. Composição química dos materiais utilizados.

Material	Classificação	Composição química (% em peso). (Fe) balanço.										
		Cr	Ni	Mo	Mn	Si	N	Cu	W	C	P	S
Tubo	UNS S32760	25,19	7,05	3,75	0,50	0,51	0,30	0,51	0,67	0,014	0,022	0,0004
Vareta 2,4 mm	W2594NL	24,99	9,20	3,54	0,65	0,36	0,25	0,63	0,66	0,018	0,028	0,001
Vareta 3,2 mm	W2594NL	24,85	9,08	3,52	0,70	0,32	0,25	0,53	0,62	0,016	0,027	0,003

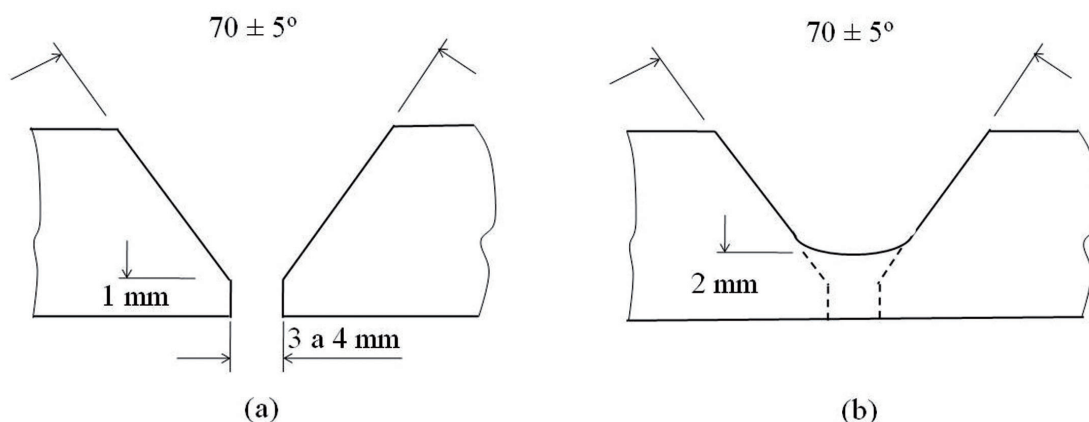


Figura 1. Características do bisel da junta. Soldagem (a) inicial e (b) reparos subsequentes.

Cabe ressaltar que, com o intuito de tornar mais crítico o reparo, foram realizados dois reparos sobre a mesma junta soldada. A geometria e dimensões do bisel empregado, tanto na soldagem inicial como nos reparos subsequentes são apresentadas na Figura 1. Em ambos os reparos foi utilizada uma esmerilhadeira mecânica para remoção parcial do metal de solda depositado previamente, salientado ainda que, em ambos os reparos efetuados, não foi removida a ZTA oriunda da soldagem prévia.

A soldagem inicial e os reparos foram efetuados na posição de teste 6G, na progressão ascendente. As mesmas foram executadas pelo processo *GTAW* com polaridade direta (CC-), com um eletrodo de tungstênio de 3,2 mm de diâmetro, contendo 2% tório. A vareta consumível de diâmetro de 3,2 mm foi utilizada em todos os passes da soldagem inicial, assim como nos passes 7 e 9, conforme indicado na Figura 2. Já os passes 8 e 10 foram realizados com vareta de 2,4 mm de diâmetro. Como gás de proteção foi utilizado uma mistura contendo 97,5 % Ar + 2,5 % N com vazão de 14 l/min. A purga na raiz foi realizada somente nas duas primeiras camadas da soldagem inicial da junta, empregando-se uma mistura contendo 97,5 %

Ar + 2,5 % N com vazão de 16 l/min. A proteção na purga foi avaliada mediante o uso de oxímetro verificando-se que o teor de oxigênio não excedesse o valor de 0,5% em peso. Destaca-se ainda que a proteção gasosa na raiz não foi efetuada durante os reparos, de modo a simular as características de um reparo de uma junta soldada no campo. Cabe ressaltar que a temperatura de interpasse em todos os casos não superou os 100°C. A Tabela 3 exhibe os valores de tensão, intensidade de corrente, velocidade de avanço e aporte térmico, para cada passe durante a soldagem. Salienta-se que a estimativa do aporte térmico na junta foi efetuada considerando, de forma conservativa, uma eficiência de 100%. A Figura 2 complementa esquematicamente a Tabela 3 exibindo a sequência de deposição dos passes efetuados na soldagem inicial e nos reparos.

A Figura 3 mostra esquematicamente o aspecto final da junta, já com o segundo reparo efetuado sendo representado no tom cinza mais escuro. Nesta figura esquemática pode-se observar que houve uma porção do metal de solda (MS) inicial que não foi removida da junta como consequência da diluição do processo, tendo em vista que o ângulo do bisel no processo de reparo foi semelhante ao realizado na soldagem inicial da junta.

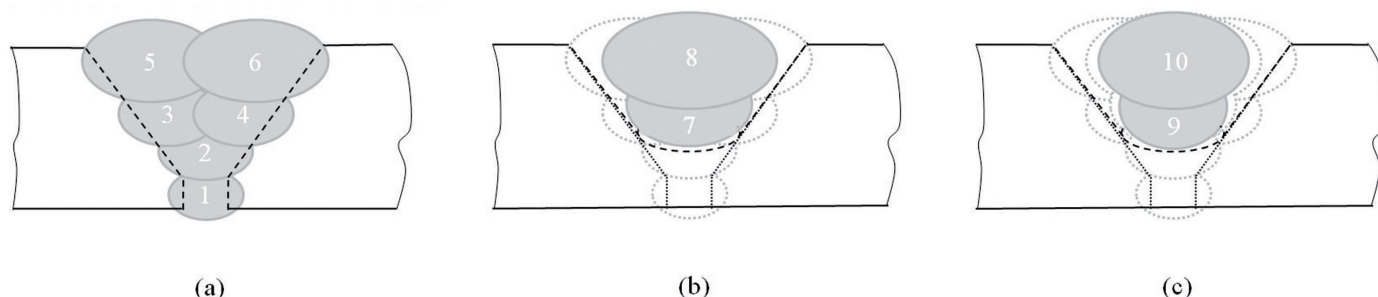


Figura 2. Esquema da junta após: (a) soldagem inicial, (b) primeiro reparo e (c) segundo reparo.

Tabela 3. Valores das variáveis do processo de soldagem para cada passe efetuado.

Soldagem Inicial					
Passe	Camada	Tensão (V)	Intensidade de Corrente (A)	Velocidade (cm/min)	Aporte Térmico (kJ/mm)
1	1	11	92	6,0	1,01
2	2	11	113	8,2	0,91
3	3	11	113	8,6	0,86
4	3	12	117	8,9	0,95
5	4	12	117	8,5	0,99
6	4	12	117	8,7	0,97
Primeira Soldagem de Reparo					
Passe	Camada	Tensão (V)	Intensidade de Corrente (A)	Velocidade (cm/min)	Aporte Térmico (kJ/mm)
7	1	11	115	8,9	0,86
8	2	11	122	8,8	0,91
Segunda Soldagem de Reparo					
Passe	Camada	Tensão (V)	Intensidade de Corrente (A)	Velocidade (cm/min)	Aporte Térmico (kJ/mm)
9	1	11	115	6,5	1,17
10	2	11	122	8,2	0,98

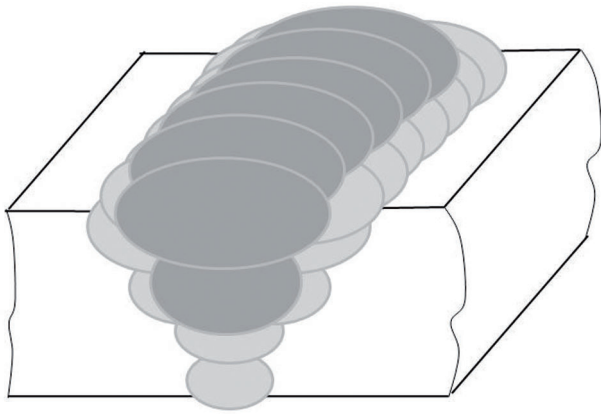


Figura 3. Esquema da junta após o segundo reparo.

Ensaio de tração foram realizados à temperatura ambiente, empregando-se uma velocidade de ensaio de 16 MPa/s. Dois corpos de prova de 19,0 mm x 5,6 mm foram extraídos transversalmente à junta soldada, conforme indicado na norma ASME IX [8].

Ensaio de dobramento transversal a 180° na junta soldada foram efetuados em quatro corpos de prova de 38,0 mm x 5,9 mm empregando-se cutelo com 24 mm de diâmetro. Dois dos ensaios foram efetuados na superfície da face da raiz (FRA) e, os restantes na superfície da face do acabamento do reparo (FREA) da junta soldada [8].

Perfis de microdureza Vickers, posterior à análise macrográfica descrita a seguir, foram levantados fazendo uso de um microdurômetro com carga de 2,94 N durante 15s, nas regiões da raiz, reparo e acabamento da junta soldada,

conforme apresentado na Figura 4. Adicionalmente, seguindo os requerimentos da SBM SPF92033 A1 [9], dois perfis com 13 e 15 indentações Vickers foram levantados, respectivamente, na raiz e acabamento fazendo uso de carga de 98,1N.

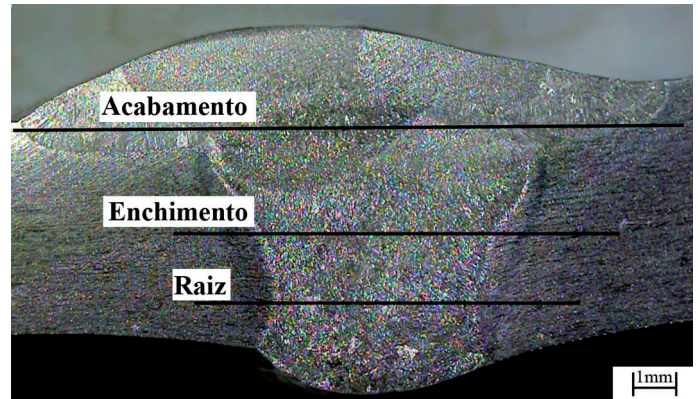


Figura 4. Localização das medidas de microdureza levantadas ao longo da seção transversal da junta.

Os ensaios de tenacidade ao impacto foram realizados à temperatura de -46°C em 12 corpos de prova (cps) de tamanho reduzido, 55 mm x 10 mm x 3,3 mm com entalhe tipo “V”, conforme norma ASTM E23 [10]. Os cps foram retirados transversalmente à junta soldada na metade da espessura do material, tal como mostrado na Figura 5. Como observado nestas figuras, o entalhe foi realizado no centro do metal de solda (CS), na zona de ligação ou linha de fusão (LF) e a 2,0 e 5,0 mm da LF, totalizando 3 cps em cada condição.

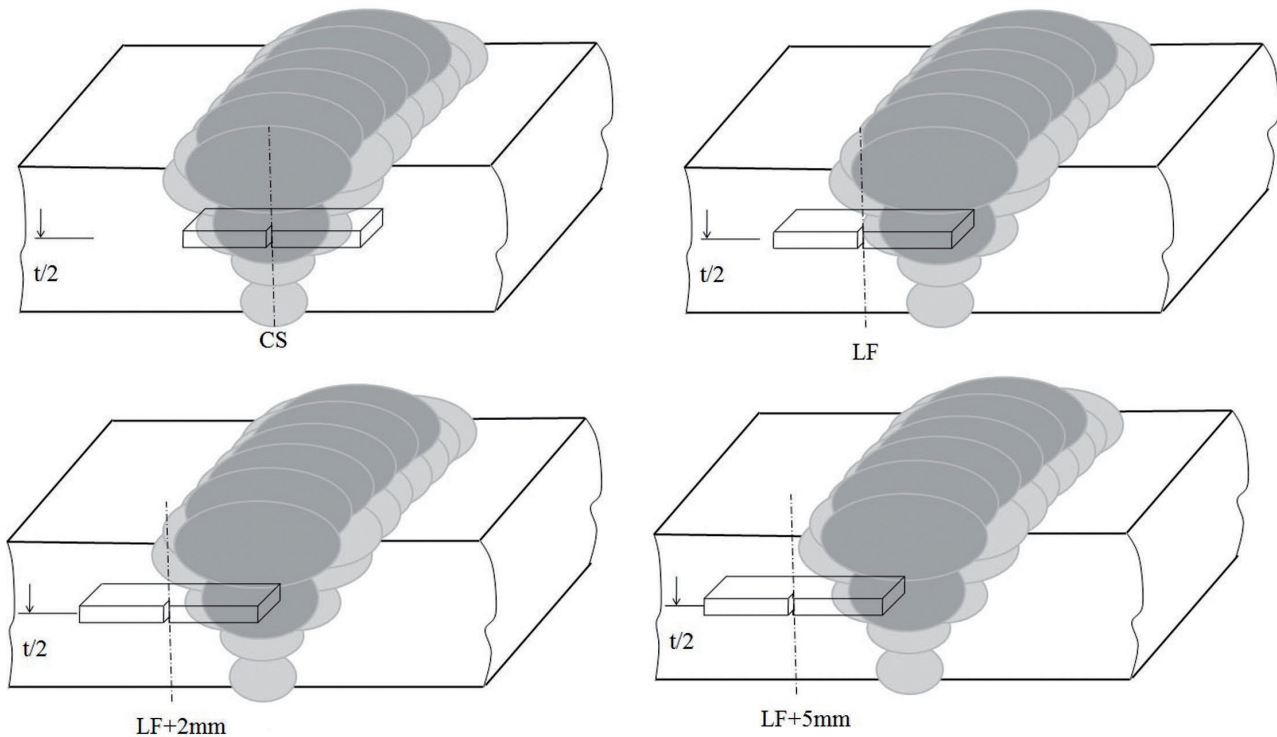


Figura 5. Localização dos corpos de prova Charpy.

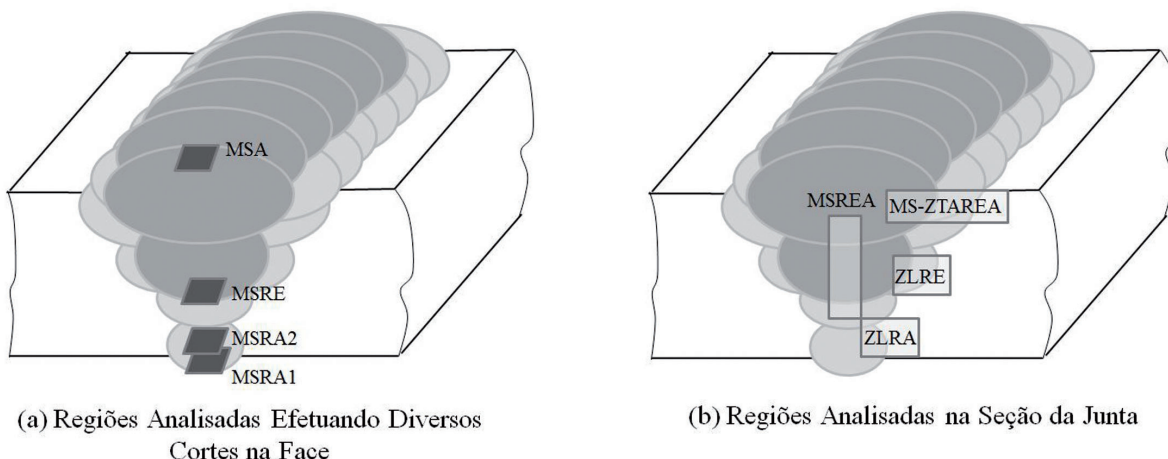


Figura 6. Esquema do local de retirada de amostras para análise metalográfica.

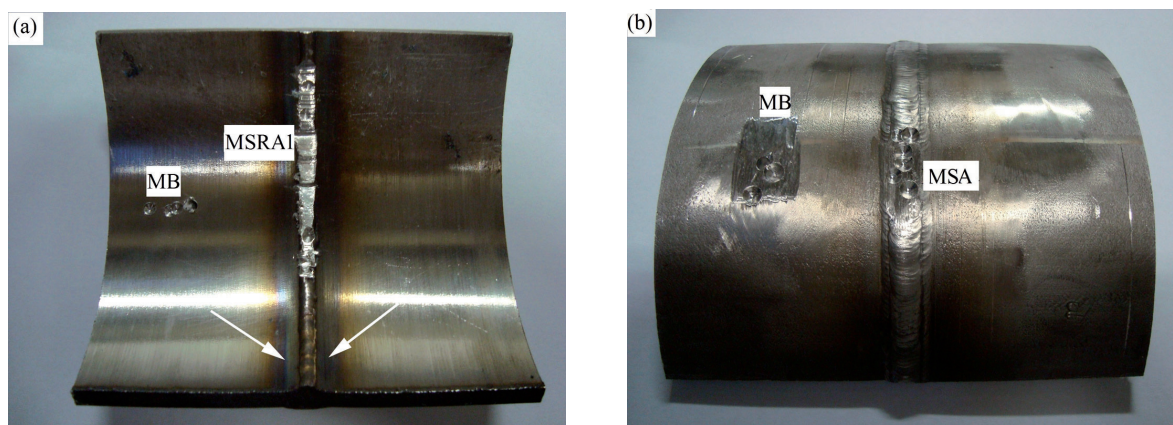


Figura 7. Esquema do local de retirada de cavaco para determinação do teor de nitrogênio. (a) MSRA1 e MB. (b) MSA e MB.

Foi efetuada uma análise macrográfica da junta soldada, preparada através de lixamento convencional até lixa de granulometria 400, com posterior ataque eletrolítico através de solução aquosa de ácido oxálico a 10% com aplicação de 3V com a amostra no anodo. A imagem foi obtida com uso de um estéreo microscópio.

A análise metalográfica foi realizada em um microscópio ótico, avaliando-se as microestruturas do MS, ZTA, e MB tanto em diferentes partes da seção quanto na face da junta. A Figura 6 exibe os locais analisados tanto na face quanto na seção da junta. As regiões da face analisadas foram: metal de solda raiz 1 (MSRA1) e metal de solda raiz 2 (MSRA2); metal de solda na região do reparo (MSRE) e metal de solda na região do acabamento (MSA). Entretanto, as regiões analisadas na seção foram: zona de ligação na raiz (ZLRA) e reparo (ZLRE), metal de solda na zona de reparo e acabamento (MSREA) e, metal de solda e zona termicamente afetada na região de reparo e acabamento (MS-ZTAREA). Os reagentes utilizados foram o Beraha, para revelar e quantificar as proporções de δ e γ , e KOH para revelar a precipitação de fases deletérias [11]. As quantificações foram realizadas através de uso de um software específico [12], com média de 20 imagens por região com a utilização de diferentes aumentos metalográficos.

O teor de nitrogênio foi avaliado em diversas regiões da

junta por combustão, via instrumental, mediante a retirada, com uso de furadeira radial, de 1g de cavaco, no metal de base (MB) e da superfície externa do passe de acabamento do segundo reparo do metal de solda (MSA). Entretanto, foi empregada uma plaina limadora, empregando-se uma mínima profundidade corte, para retirada de 1g de cavaco da superfície da face externa da raiz do metal de solda (MSRA1), tal como mostrado na Figura 7 (a).

As análises para a estimativa da temperatura crítica de pites (CPT), baseando-se na utilização da norma ASTM G150 [13], foram realizadas em um Potenciostato Galvanostato Autolab® Type III fazendo uso de uma célula contendo uma solução de 1M NaCl, sem desaeração prévia. As regiões analisadas foram a do metal de solda raiz 1 (MS RAIZ 1), metal de solda raiz 2 (MS RAIZ 2), metal de solda enchimento (MS ENCHIMENTO) e metal de solda acabamento (MS ACABAMENTO). As medidas assim obtidas foram comparadas com as levantadas no metal de base (MB), sendo efetuadas três medições por condição avaliada. Durante os ensaios, um potencial constante 700 mV_{SCE} foi aplicado na amostra em relação ao eletrodo de referência de calomelano saturado (SCE). Os valores de temperatura foram adquiridos manualmente em intervalos de quinze segundos, utilizando um termômetro digital. O aquecimento da solução foi realizado com uma taxa de 4°C por minuto, a partir da temperatura de 8°C.

3. Resultados e Discussão

A Figura 8 apresenta a macrografia da seção transversal da junta analisada onde denota-se claramente os passes de reparo realizados. No entanto, é possível visualizar nitidamente a extensão da ZTA cujo valor máximo não excede, de forma aproximada, os 0,5 mm.

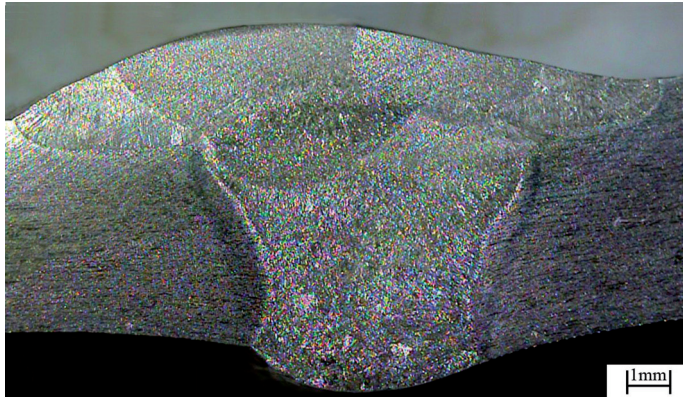


Figura 8. Macrografia da junta soldada. Ataque eletrolítico de ácido oxálico.

A Tabela 4 apresenta os valores de limite de resistência (σ_{LR}) obtidos durante o ensaio de cps retirados transversalmente à junta soldada. Os valores de σ_{LR} encontram-se dentro o intervalo

de 750-895 MPa, conforme especificado para o AISD UNS S32760 [7]. Salienta-se que a fratura, em ambos os corpos de prova ensaiados, ocorreu no metal base (MB) de maneira dúctil. Deste modo, ressalta-se a qualidade do reparo efetuado teve resultado satisfatório no que diz respeito aos valores, local e tipo de fratura neste ensaio mecânico.

Tabela 4. Valores do limite de resistência do ensaio de tração em cps transversais.

CP N°	σ_{LR} (MPa)	Local da Fratura
T1	830	MB
T2	843	MB

A Tabela 5 mostra os resultados obtidos após os ensaios de dobramento lateral, onde os cps ensaiados não apresentaram nenhum tipo de descontinuidade tanto na superfície da face do acabamento e da raiz.

Tabela 5. Resultados obtidos no ensaio de dobramento.

CP	Resultado
FRA1	Sem descontinuidades
FRA2	Sem descontinuidades
FREA1	Sem descontinuidades
FREA2	Sem descontinuidades

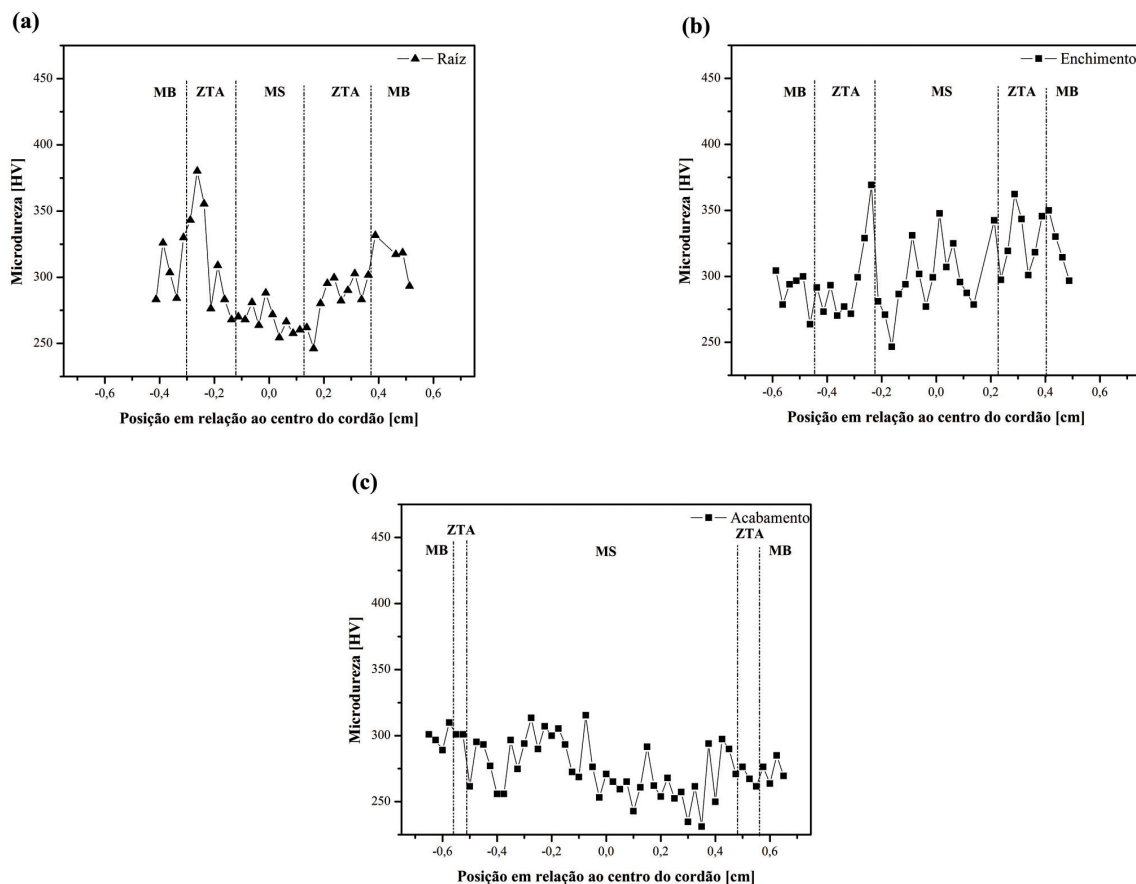


Figura 9. Perfis de microdureza ao longo da seção transversal. (a) Raiz; (b) Enchimento e (c) acabamento da junta soldada.

Tabela 6. Perfis de dureza Vickers levantados de acordo com a SBM SPF92033 A1 [9].

Local	Dureza Vickers (HV)														
	Lado Esquerdo					MS					Lado Direito				
	MB		ZTA								ZTA			MB	
Raiz	287	287	325	330	322	322	---	317	---	327	330	322	327	306	299
Enchimento	294	292	309	312	285	312	294	292	292	302	309	306	309	309	304

Através da análise do perfil de microdureza da região da raiz na Figura 9 (a), observa-se que os valores medidos na ZTA são compatíveis com aqueles levantados para o MB, embora seja detectado de maneira isolada um pico de microdureza de 380 HV que pode ser atribuído às mudanças microestruturais nessa pequena região, produto dos sucessivos reaquecimentos sofridos como consequência dos procedimentos de reparo.

Na Figura 9 (b) se observa o perfil de microdureza na região do enchimento do reparo exibindo um comportamento parecido com o da raiz com picos de microdureza na ZTA, embora também possam ser observados valores mais elevados de microdureza no MS se comparados com os valores obtidos na região da raiz. Deste modo, fica evidenciada que esta região também apresentou certa sensibilidade ao aumento desta propriedade mecânica.

O perfil levantado para a região do acabamento, da Figura 9 (c), exibe um comportamento mais uniforme em relação aos valores medidos para todas as regiões de interesse. Os valores obtidos para esta região não excederam os 315 HV.

Entretanto, os perfis de dureza Vickers realizados de acordo com a SBM SPF92033 A1 [9] tiveram como resultados os valores apresentados na Tabela 6.

Seguindo os requerimentos da norma SBM SPF92033 A1 [9] os valores destes perfis se encontram abaixo do valor limite de 350 HV especificados para aplicações deste material em sistemas contendo água do mar. No entanto, esta junta não poderia ser utilizada em sistemas contendo hidrocarbonetos, tendo em vista um limite máximo de 318HV especificado na mesma.

Cabe ressaltar que, se efetuada uma análise comparativa entre as medidas de dureza e microdureza, estas últimas apresentaram valores maiores que 350 HV em pontos isolados

dos perfis da raiz e enchimento, tal como mostrado nas Figuras 9 (a) e (b), respectivamente. Deste modo, o ensaio de microdureza exibe uma maior sensibilidade a mudanças microestruturais pontuais, principalmente na região da ZTA.

A Tabela 7 apresenta os valores de energia absorvida ao impacto Charpy para cada corpo de prova (cp) ensaiado denotando-se um decréscimo da energia absorvida quando o entalhe estiver mais próximo do centro do metal de solda (CS). Nesta região atingiu-se o valor mínimo de 18 J. Neste contexto, a NORSOK M601 [3] estabelece como valor de energia mínima absorvida, para os Duplex com 25% Cr, 27 J à -46°C para CP convencionais. No entanto, o valor corrigido de energia para cp de tamanho reduzido de 3,3 mm é de 10 J de acordo com a ASTM A370 [14]. Vale ressaltar que os cps que exibiram menores valores de tenacidade apresentaram características de fratura dúctil com claros sinais de deformação plástica, como mostrado nas Figuras 10 (a e b). Deste modo, os reparos realizados não afetaram substancialmente o comportamento da fratura na própria junta soldada, embora análises complementares mediante microscopia eletrônica de varredura (MEV) deverão ser realizadas avaliando-se o tamanho e proporção de microvazios ou *dimples* existentes.

Tabela 7. Valores de energia absorvida ao impacto levantados nas diversas regiões analisadas.

Identificação do cp	Valores de Energia Absorvida (J)				
	1	2	3	Média	Desvio
CS	28,0	18,0	20,0	22,0	5,3
LF	32,0	30,0	26,0	29,3	3,1
LF + 2 mm	42,0	40,0	42,0	41,3	1,2
LF + 5 mm	50,0	50,0	46,0	48,7	2,3

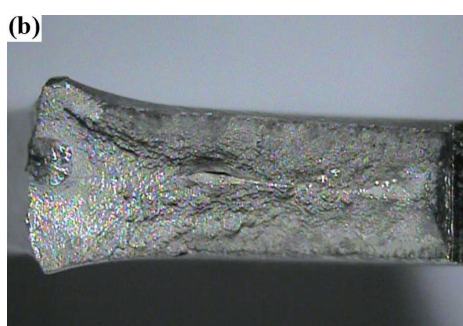
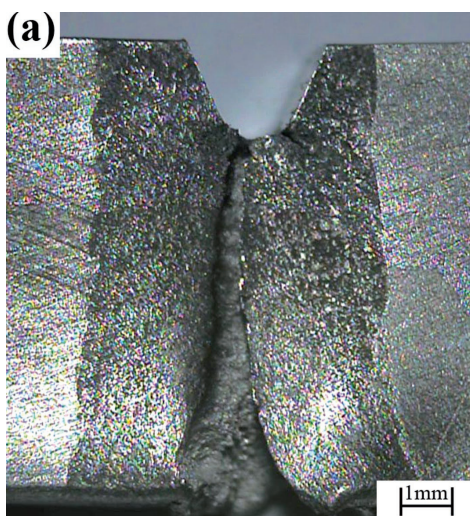


Figura 10. (a) Vista do local da fratura no CS1 após a realização do ensaio de impacto (28 J). (b) Aspecto da superfície de fratura do cp CS2 (18 J).

A Figura 11 apresenta a microestrutura característica do MB atacada pelo reagente Beraha. Este ataque é propício para uma boa distinção entre as fases δ (escura) e γ (clara), onde a quantificação de fases foi de aproximadamente $55 \pm 4\%$ de ferrita (δ). O ataque eletrolítico, com o reagente de KOH, não revelou a presença de fases deletérias no MB.

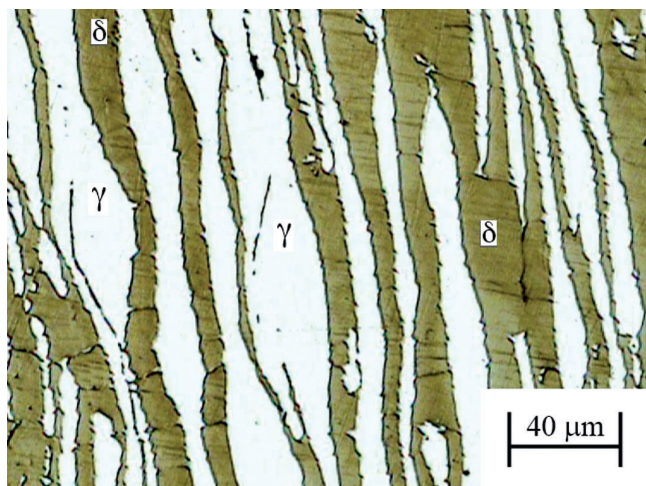


Figura 11. Microestrutura do MB. Ataque Beraha.

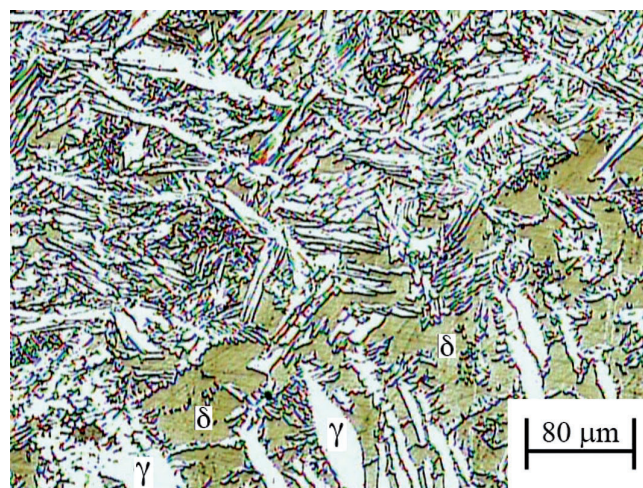


Figura 12. Microestrutura da ZLRA. Ataque Beraha.

As Figuras 12 e 13 exibem as microestruturas características da zona de ligação (ZL) entre a ZTA e o MS da raiz (ZLRA) e da região do reparo no enchimento (ZLRE), respectivamente. Como pode ser observado, as fases precipitadas são de menor tamanho no MS se comparadas à ZTA, evidenciando-se também,

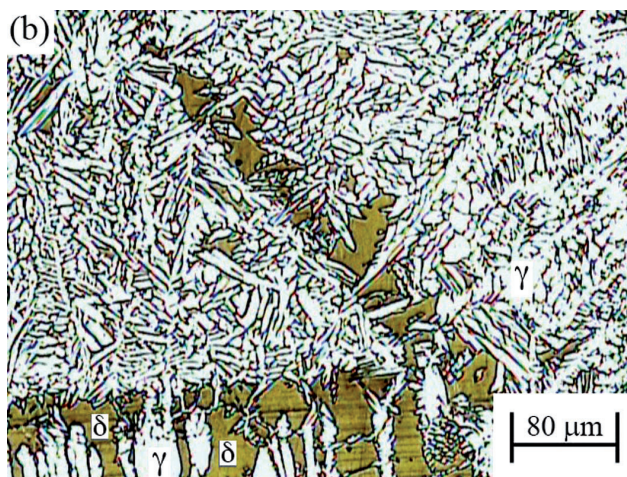
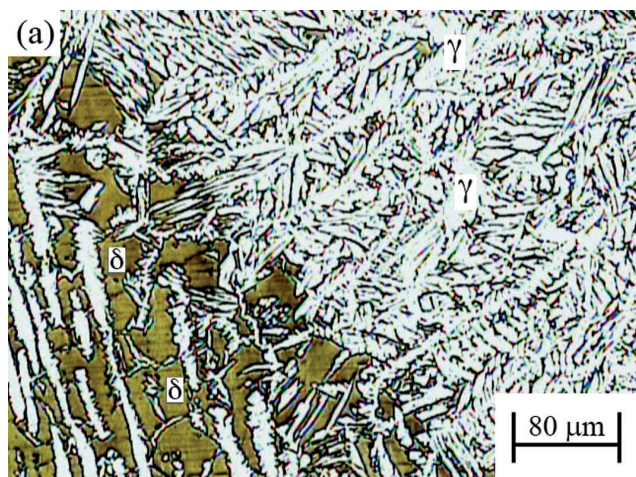


Figura 13. Microestruturas da ZLRE. Ataque Beraha.

Tabela 8. Quantificações das fases δ e γ em diferentes regiões da junta.

Região	Proporção de Fases Precipitadas (%)	
	Ferrita (δ)	Austenita (γ)
MB	55 ± 4	45 ± 4
ZTA Seção Raiz (Próxima ZLRA)	59 ± 3	41 ± 3
ZTA Seção Reparo (Próxima ZLRE)	60 ± 3	40 ± 3
MS Seção Raiz (Próxima ZLRA)	45 ± 2	55 ± 2
MS Face Raiz 1 (MSRA1)	50 ± 3	50 ± 3
MS Face Raiz 2 (MSRA2)	46 ± 3	54 ± 3
MS Seção Reparo (Próxima ZLRE)	40 ± 3	60 ± 3
MS Face Reparo (MSRE)	37 ± 2	63 ± 2
MS Face Acabamento (MSA)	47 ± 2	53 ± 2
Região 1 (MSREA)	30 ± 1	70 ± 1
Região 2 (MSREA - MS-ZTAREA)	46 ± 2	54 ± 2
Região 3 (MS-ZTAREA)	30 ± 3	70 ± 3

em vários casos, uma maior proporção de austenita precipitada no MS, tal como apresentado na Tabela 8. Este fato é atribuído a ter se utilizado um consumível rico em níquel, além de terem ocorrido sucessivos reaquecimentos, principalmente nas regiões MSREA e MS-ZTAREA devido às remoções e ressoldagens locais. A Figura 13 (b) mostra uma região do reparo onde, parte do MB não se dissolveu totalmente no MS em virtude dos sucessivos reparos efetuados, entretanto, não se observou a presença de descontinuidades de soldagens, tais como poros e/ou trincas, nesta região não dissolvida.

A Figura 14 exibe uma região da seção do MS próxima à borda da face da raiz da solda, tal como indicado pela seta. Nesta região, poderia existir uma faixa com alto teor de ferrita próxima à superfície da face já que a ausência de nitrogênio no gás de purga desfavorece à precipitação de austenita, tendo em vista que há uma perda deste elemento para o meio ambiente [15]. Entretanto, neste trabalho não foram evidenciados sinais de desequilíbrio de fases em virtude da ausência de proteção gasosa

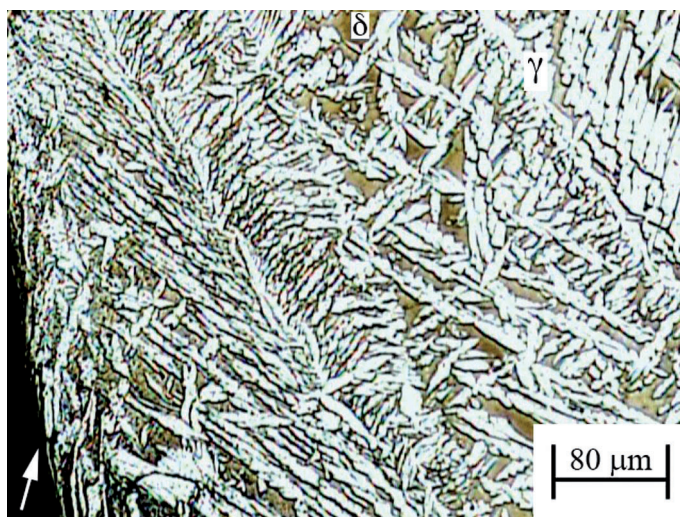


Figura 14. Microestrutura do MS na região da raiz. Ataque Beraha.

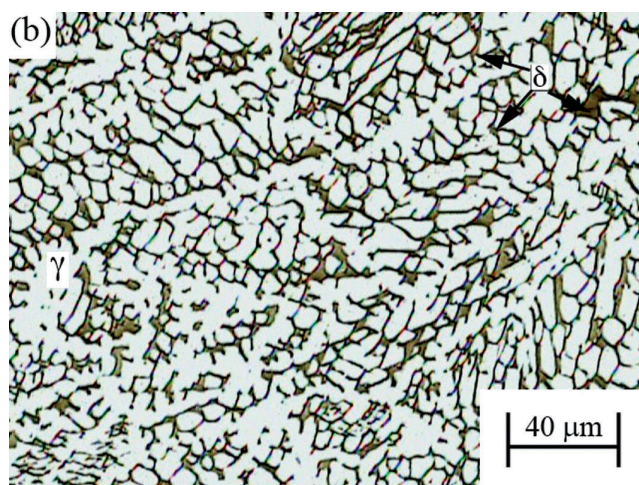
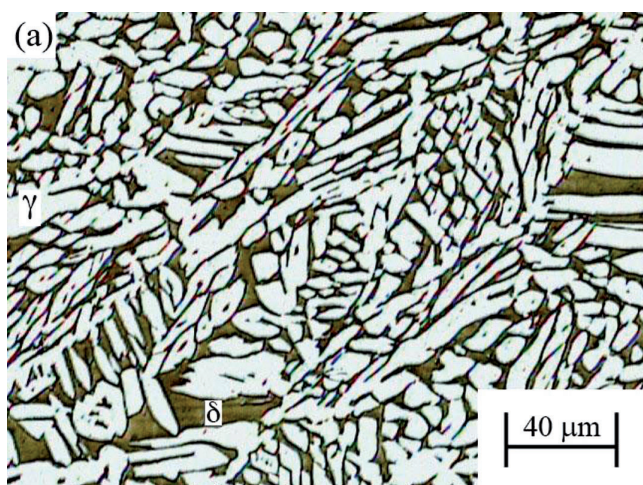


Figura 15. Microestruturas MSRE. Ataque Beraha.



Figura 16. Microestrutura do MSREA. Ataque Beraha.



Figura 17. Microestrutura do MS-ZTAREA na zona de ligação. Ataque Beraha.

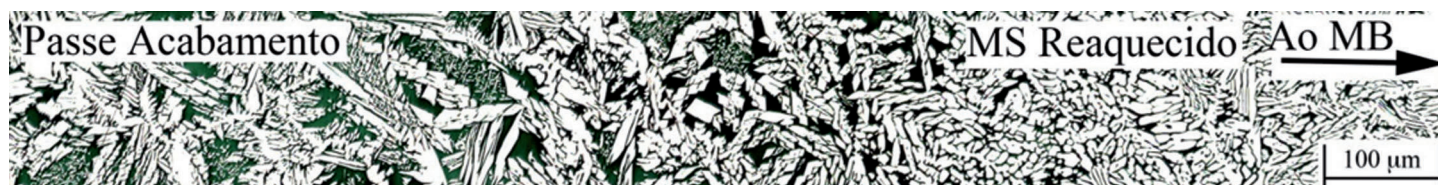


Figura 18. Microestrutura do MS-ZTAREA próxima do centro da solda (CS). Ataque Beraha.

nas condições de reparo nesta região. Com relação ao nitrogênio difundido para o meio, a Tabela 9 exibe os valores de percentual em peso deste elemento, obtidos no MB, MSRA1 e MSA, respectivamente. O valor percentual de nitrogênio encontrado na raiz é maior do que o mínimo exigido pela designação UNS S32760, utilizada neste trabalho [2]. Deste modo, a perda de nitrogênio para o meio não influenciou significativamente no processo de reparo sem a utilização do gás de purga na raiz.

Tabela 9. Teores de nitrogênio nas diferentes regiões da junta analisada.

Elemento	(% em peso)		
	MB	MSRA1	MSA
Nitrogênio	0,2615	0,2224	0,2812

A Figura 15 exibe as microestruturas do MS afetado pelo enchimento na zona do reparo (MSRE). Em virtude dos sucessivos reaquecimentos nesta região, precipitou-se uma maior quantidade de austenita a partir da fase ferrita por reação difusional ($\delta \rightleftharpoons \gamma$) nestas condições [2]. Na Figura 16 observa-se um perfil metalográfico levantado na direção radial da junta da tubulação denominado de MSREA, como mostrado esquematicamente na Figura 6 (b). Neste perfil, se observa que o passe número 10 de acabamento do último reparo, observado na Figura 16 do lado direito em direção à face do acabamento, teve valores de ferrita da ordem $46\% \pm 2\%$. No perfil metalográfico da Figura 16 se observa que em direção à raiz o percentual de austenita aumenta significativamente atingindo-se valores de $30\% \pm 1\%$ de ferrita, conforme apresentado na Tabela 8. Da mesma forma um perfil metalográfico, apresentado nas Figuras 17 e 18, foi levantado na direção circunferencial da seção da junta, denominado de MS-ZTAREA. Este perfil é também apresentado esquematicamente na Figura 6 (b). Nesta condição a região no MS, adjacente à ZTA, exibe valores elevados de austenita precipitada ($70\% \pm 3\%$) em virtude dos sucessivos reaquecimentos promovidos pelo reparo na região. Os valores de austenita atingidos neste trabalho indicam como situação

limite a realização de dois reparos em uma mesma junta soldada de AISD do ponto de vista microestrutural. Entretanto, se realizado mais de dois reparos nestas condições de soldagem seria necessária a remoção total do cordão e a realização de uma nova junta soldada.

As Figuras 19 (a-b) exibem as regiões atacadas pelo reagente de KOH nas regiões da ZL da raiz (ZLRA) e reparo (ZLRE), respectivamente. Na região próxima ao enchimento da zona do reparo da ZTA evidencia-se a provável precipitação de uma pequena partícula de fase sigma (σ) com dimensões próximas a $3 \mu\text{m}$, tal como observado aproximadamente com $3800 \times$ na Figura 20, embora este fato deva ser corroborado no microscópio eletrônico de varredura (MEV) em amostras sem ataque prévio [11]. Vale ressaltar que, em relação à precipitação de fases deletérias, o critério de aceitação da norma NORSOK M-601 [3] estabelece que a presença de fases deletérias não exceda o valor de 0,5% utilizando-se $400 \times$. Vale ressaltar que, neste trabalho resultou dificultosa a determinação da precipitação de fases deletérias, fazendo uso do microscópio ótico (MO) com elevados aumentos, no metal de solda (MS) nas regiões com baixo teor de ferrita devido ao pequeno tamanho desta fase nestas condições. Por outra parte, sabe-se que 4% de fase sigma precipitada acarreta em uma redução de 90% dos valores de tenacidade [16], embora neste trabalho pequenos traços de fases deletérias precipitadas não ocasionaram a perda de tenacidade a valores mínimos admissíveis. No entanto, esta diminuição da tenacidade na ZL ou ZF pode ser devido à precipitação de austenita secundária (γ_2), precursora da fase σ , tal com reportado por Tavares et al. [17].

Apesar da fase deletéria sigma (σ) possuir dureza elevada, somente percentuais acima de 10% desta fase promoverão um aumento sensível na dureza [2], embora, neste trabalho, tenham sido evidenciados picos isolados de microdureza na zona da raiz e enchimento da ZTA que sofreu reparos sucessivos. Contudo, a existência destes picos poderia ter sido atribuída ao refino e/ou a alterações microestruturais nas fases ferrita e austenita precipitadas localmente.

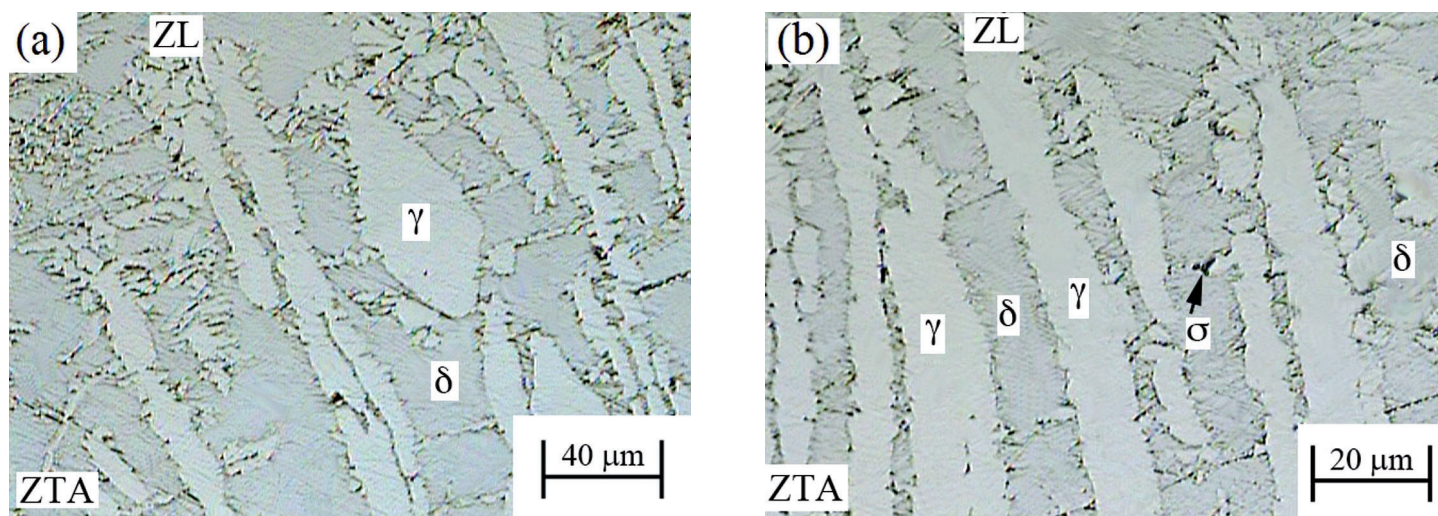


Figura 19. Microestrutura obtida pela aplicação do reagente de KOH. (a) ZL da raiz (ZLRA). (b) ZL do reparo (ZLRE).

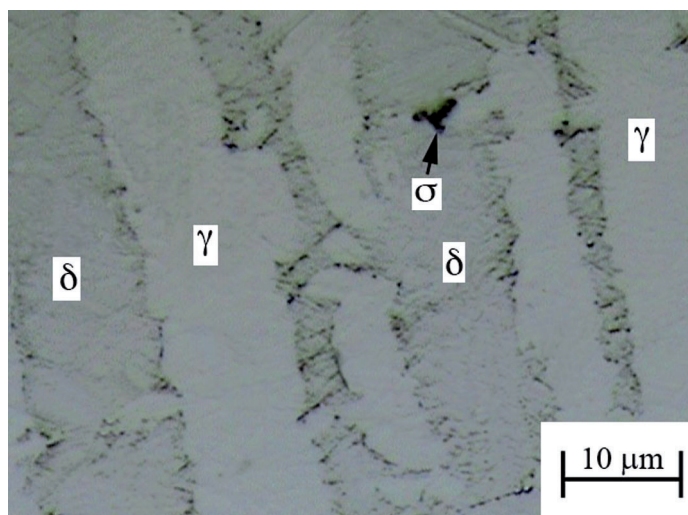


Figura 20. Microestrutura da ZL do reparo (ZLRE) denotando a provável precipitação de σ . Ataque eletrolítico de KOH.

Os resultados para a determinação da temperatura crítica de pites (*CPT*) nas diversas regiões estudadas são apresentados na Tabela 10. Pode-se observar que a resistência à corrosão da solda de reparo foi afetada pela sensível diminuição do valor da temperatura crítica de pites (*CPT*) principalmente na região da raiz da solda original (MS RAIZ 1), considerada crítica, já que a superfície externa desta região ficará em contato com o fluido em operação. Entretanto, o valor médio estimado do acabamento é comparável ao obtido do metal de base, não sendo esta análise extensiva às demais regiões avaliadas. Deste modo, as regiões internas da junta também experimentaram uma determinada sensibilidade à diminuição da resistência à corrosão por pites.

Vale ressaltar que, apesar dos valores de *PRE* se encontrarem, de acordo com a equação (1), acima de 40 na liga estudada, um possível desbalanço da composição química na partição de elementos de liga afetará fortemente os valores da *CPT* intrínsecas das fases austenita e ferrita quando estas fases estejam presentes em proporções bem diferentes.

Tabela 10. Valores da *CPT* nas diferentes regiões da junta analisada.

Regiões	Resultados <i>CPT</i> (°C)			Média (°C)	Desvio Padrão (°C)
	1ºEnsaio	2ºEnsaio	3ºEnsaio		
MB	85,6	87,5	91,6	88,2	3,1
Acabamento	93,2	94,1	89,7	92,4	2,3
Raiz 1	55,7	33,9	31,9	40,5	13,2
Raiz 2	75,3	57,7	79,5	70,8	11,6
Enchimento	48,3	47,7	46,1	47,4	1,2

4. Conclusões

O presente trabalho permite concluir que:

- Os resultados referentes às propriedades mecânicas após reparo, obtidas nos ensaios de tração e dobramento, tiveram resultados satisfatórios.
- Os valores de tenacidade obtidos em todas as regiões analisadas da junta, à temperatura de -46°C em cps de tamanho reduzido, se encontram acima dos valores mínimos exigidos pelas referências normativas. Destaca-se ainda que os corpos de prova que exibiram menores valores de tenacidade apresentaram características de fratura dúctil com claros sinais de deformação plástica.
- Parte do MS depositado inicialmente foi afetado microestruturalmente pelo enchimento durante a execução dos reparos nas regiões MSRE e MS-ZTAREA pois, em virtude dos sucessivos reaquecimentos nestas regiões, precipitou-se uma maior quantidade de austenita.
- O valor percentual de nitrogênio encontrado na face externa da raiz (MSRA1) é maior que o mínimo exigido pela designação UNS S32760, utilizada neste trabalho. Entretanto, o teor de nitrogênio contido no MSRA1 é menor daquele encontrado tanto na região do acabamento da solda (MSA) quanto no MB em virtude da ausência de proteção durante a execução dos reparos, promovendo a diminuição

da resistência à corrosão da junta nesse local quando comparada com as demais regiões avaliadas.

- A resistência à corrosão da solda de reparo foi afetada pela diminuição de aproximadamente 55% do valor da temperatura crítica de pites (*CPT*) na região da raiz da solda original (RAIZ 1), considerada crítica, já que é esta superfície que ficará em contato com o fluido em operação.
- Os valores de austenita precipitada, estimada neste trabalho, indicariam como situação limite, do ponto de vista microestrutural, a realização de dois reparos em uma mesma junta soldada de AISD. No entanto, a execução de dois reparos compromete a resistência à corrosão da junta apesar de se obterem resultados satisfatórios das propriedades mecânicas avaliadas.

5. Referências Bibliográficas

- [1] MUTHUPANDI, V.; BALA SRINIVASAN, P.; 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 and Engineering*. Vol. A358 (2003). 9-16, 2003.
- [2] GUNN, R.N. Duplex stainless steels. Microstructure, properties and applications. Cambridge - England: Abington Publishing, 2003. 204 p.
- [3] NORSOK STANDARD M-601: Welding and Inspection of

Piping. Edition 5, April 2008.

[4] INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION – IMO. Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels. London - England, 2009. 63 p. Disponível em: <http://www.imoa.info/files/stainless_steel/Duplex_Stainless_Steel_2d_Edition.pdf>. Acesso em: 29 Jul. 2014.

[5] PARDAL, J.M.; SOUZA, G.C.; TAVARES, S.S.M., FONSECA, M.P.C., RIBEIRO FERREIRA, M.L., MARTINS, L.M.; SAMRA FILHO, O.A. Caracterização e Avaliação da Resistência à Corrosão na Soldagem de Tubulação de Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 pelo Processo a Arco Submerso. Soldagem e Inspeção, Vol. 16, Nº 4, 2011.

[6] SOUZA, J.P.B., 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 Superduplex UNS S32750. Soldagem e Inspeção. 2011, Vol. 16, Nº 2, 2011.

[7] ASTM A 790-08a: Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe.

[8] ASME IX: Welding and Brazing Qualifications. 2010 Edition.

[9] SBM SPF 92033 A1: FPSO, Fabrication, Welding and Erection Specification, 2009.

[10] ASTM E 23 – 07a: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials.

[11] PARDAL, J.M.; TAVARES, S.S.M.; CINDRA FONSECA, M.P.; DE SOUZA, J.A.; VIEIRA, L.M.; ABREU, H. F.G. Deleterious Phases Precipitation on Superduplex Stainless Steel UNS S32750: Characterization by Light Optical and Scanning Electron Microscopy. Materials Research (São Carlos. Impresso). Vol. 13 (2010). 401-407, 2010.

[12] IMAGE TOOL Version 3.0. Department of Dental Diagnostic Science at The University of Texas Health Science Center (UTHSCSA), San Antonio, Texas. Disponível em: <<http://compdent.uthscsa.edu/dig/itdesc.html>>. Acesso em: 29 Jul. 2014.

[13] ASTM G150–99: Standard Test Method for Electrochemical Critical Pitting Temperature Testing of Stainless Steels.

[14] ASTM A370-08a: Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.

[15] SANDVIK. Workshop: Fabricação de equipamentos e sistemas em aços inoxidáveis super-duplex. Como garantir o desempenho em serviço. CENPES, Petrobras, 28/10/2008. Slides das apresentações.

[16] SMUK, O. Microstructure and properties of modern P/M super duplex stainless steels. Tese de doutorado, Royal Institute of Technology, Stockholm-Sweden, 2004.

[17] TAVARES, S.S.M.; DA SILVA, M.R.; NETO, J.M. Magnetic Property Changes During Embrittlement of Duplex Stainless Steel. Journal of Alloys and Compounds. Vol. 313 (2000). 168-173, 2000.