

AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX DE BAIXA LIGA, S32101: UMA VISÃO TECNOLÓGICA SOBRE RESISTÊNCIA MECÂNICA, IMPACTO, CORROSÃO LOCALIZADA E MICROESTRUTURA

Tiago Daniel Ferezin

Maurizio Ferrante

Carlos Alberto Della Rovere

Johnny Pereira

Guilherme dos Santos Vacchi

Universidade Federal de São Carlos, Rodovia Washington Luis, Km 235, CEP 13565-905, São Carlos, SP

tiagoferezin@estudante.ufscar.br; ferrante@ufscar.br; rovere@ufscar.br; johnnypereira@estudante.ufscar.br;

guilherme.vacchi@yahoo.com.br

Resumo. Sobre uma chapa de aço inoxidável duplex da classe “lean” grau S32101 foram realizadas soldas TIG manual com dois aportes térmicos diferentes: 0,9 - amostra BA e 1,3 kJ/mm - amostra AA - com a finalidade de avaliar microestrutura, resistência mecânica (tração e dobramento 180°), evolução da dureza em direções transversais à junta, impacto Charpy e resistência à corrosão localizada. O trabalho pretende dar uma visão geral do comportamento mecânico e sob corrosão de FeCl₃ desse tipo de aço, especialmente no que concerne a ZTA, e comparar seu comportamento geral com o aço S32205, o mais empregado dentre os aços duplex. Os resultados mostram que as propriedades de resistência e impacto se encontram dentro do recomendado pela norma, que a ZTA exhibe copiosa precipitação de Cr₂N e que não é recomendado soldar o aço S32101 com aporte térmico abaixo de 1 kJ/mm. Os ensaios de corrosão mostraram que a resistência à corrosão localizada das amostras do aço S32101 diminuiu com o aumento do aporte térmico, ocorrendo ataque corrosivo por pites preferencialmente na ZTA das juntas soldadas, devido à precipitação de Cr₂N nessa região.

Palavras Chave: Aços duplex S32101, soldagem; resistência mecânica, impacto, corrosão localizada.

1. INTRODUÇÃO

Os aços inoxidáveis duplex, como diz o nome são compostos por austenita e ferrita, idealmente em volumes iguais, e encontram-se a meio caminho entre os aços inoxidáveis ferríticos e os austeníticos. Corrigem algumas deficiências dos inoxidáveis comuns, tendo excelente resistência à corrosão sob tensão e à corrosão localizada (pitting) e são imbatíveis em ambientes contendo Cl⁻ (Gunn, 2003). Apesar de desenvolvidos nos anos ‘30 sua utilização prosseguiu lentamente por duas razões: dificuldades de soldagem e custo. De fato, fabricação por soldagem tende a alterar a relação α/γ , favorecendo a ferrita o que é inaceitável sob o ponto de vista da resistência mecânica, mas especialmente da corrosão (Lundquist e Norberg, 1988). Esse inconveniente está hoje resolvido, com o uso de metal de adição rico em N ou adições de N no gás de proteção (Zhang et al., 2016; Westin, 2010). O segundo problema – custo – incentivou novas composições em que o Ni (elemento de alto custo) é parcialmente substituído por Mn (igualmente um estabilizador da austenita), originando-se assim a nova geração de aços duplex de baixa liga ou *lean duplex*. Estes, dos quais já estão em uso comercial, principalmente em trocadores de calor, vasos de pressão, dutos e tanques de armazenamento, apresentam boa resistência à corrosão por pite e por fresta, superior ao austenítico 304L e similar ao 316L (Sun et al., 2018; Liljas et al., 2008).

Fundamentalmente, os duplex são ligas Cr-Ni-Mo, e uma comparação entre um duplex convencional de grande uso, o S32205 e o duplex de baixa liga S32101 é mostrada a seguir, em % de massa: (i) S32205: 22-23 Cr; 4,5-6,5 Ni; 3-3,5 Mo; 2 Mn e (ii) S32101: 21-22 Cr; 1,3-1,7 Ni; 0,1-0,8 Mo; 4-6 Mn.

O presente trabalho é centrado sobre juntas soldadas de forma manual em S32101, e quer ser uma visão geral de suas propriedades de resistência mecânica, impacto Charpy e resistência à corrosão localizada. Especial atenção foi dada à ZTA destas juntas.

2. PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

2.1. Materiais

(1) Metal de base - chapa de aço *lean duplex* S32101 com 6 mm de espessura e a seguinte composição, determinada por espectrometria óptica, Tab. 1.

Tabela 1. Composição química (% massa), do metal de base.

C	Cr	Ni	Mn	Mo	N
0,02	21,6	1,6	4,5	0,26	0,23

(2) Metal de adição - vareta com diâmetro 3,25 mm, especificação AWS A-5.9 ER2209 e com a seguinte composição química, Tab. 2.

Tabela 2. Composição química (% massa), do metal de adição.

C	Cr	Ni	Mn	Mo	N	Cu	S	P	Si
0,014	23,05	8,77	1,60	3,10	0,14	0,08	0,02	0,025	0,46

2.2. Procedimento de soldagem

Foi utilizado o processo TIG manual. As chapas foram preparadas com chanfro meio V num dos lados, com bisel de 30°, face de raiz f de 1,5 mm e abertura da raiz de 3 mm e reto no outro. Foram realizados 3 passes em direção perpendicular ao sentido da laminação; durante o primeiro houve injeção de gás de proteção no lado oposto da raiz.

Energias de soldagem: 0,9 kJ/mm (amostras BA) e 1,3 kJ/mm (amostras AA). A eficiência térmica adotada foi de 75% e a temperatura de interpasse de 150°C. Concluídas as soldas, os corpos de provas foram submetidos a ensaio radiográfico, conforme norma ASME 2019, seção IX, não tendo sido observados vazios e porosidades, dentro da resolução espacial dos filmes revelados.

2.3. Microdureza e ensaios mecânicos

Microdureza pela escala Vickers, com carga de 300 g ($HV^{0.3}$), aplicada por 15 s, espaçamento de 0,5 mm (40 pontos por linha). As indentações foram realizadas ao longo das três linhas transversais à solda, uma para cada passe.

Ensaio de tração realizado em máquina de tração INSTRON 200 sobre os corpos de prova (dois para cada aporte térmico), com comprimento útil de 41 mm e espessura de 5 mm, retirados perpendicularmente à direção do cordão de solda. Os ensaios foram realizados em temperatura ambiente, com taxa de deformação igual a 2 mm min⁻¹. As dimensões dos corpos de prova seguiram as orientações do QW-150, especificamente a figura QW-462.1(a) da norma ASME 2019, seção IX.

Ensaio de impacto Charpy: seguiu as normas ASTM E23, Edição 2003 e ASTM 370, Edição 2016. Preparados conforme parágrafo 23.2.2.1 da ASTM 370, (55 x 10 x 5 mm), com chanfros localizados no metal base, metal de solda e ZTA, foram ensaiados a -46°C. Os corpos de prova foram retirados da seção mediana da junta + chapa. No caso dos corpos de prova preparados para medidas da ZTA, o posicionamento dos entalhes foi verificado em microscópio ótico a nível macrográfico, ver Fig. 1.

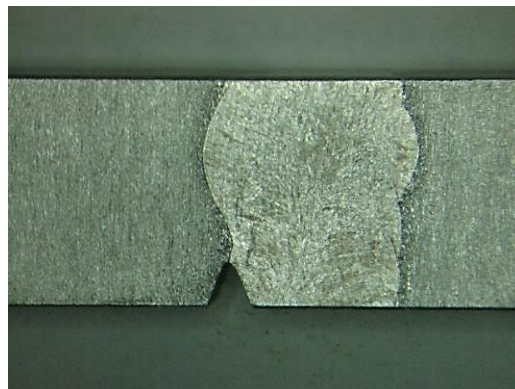


Figura 1. Posicionamento do entalhe do corpo de prova Charpy, na interface metal de solda / ZTA. Amostra AA.

2.4. Ensaio de Dobramento

Os corpos de prova foram usinados transversalmente à solda, com dimensões que seguem o parágrafo QW-160, especificamente a figura QW-462.3 (a) da norma ASME 2019 seção IX. (200 x 30 x 5 mm). O dobramento foi de 180°, realizado na região da solda no equipamento MARCOM MPH-15 e ditas regiões foram verificadas visualmente à procura de trincas e vazios.

2.5. Metalografia ótica

Seções transversais à solda foram cortadas, embutidas em baquelite e preparadas por técnicas metalográficas padrão com lixas d'água. O polimento foi realizado com alumina 0,3 μm , seguindo-se ataque eletrolítico com ácido oxálico (90 ml H_2O + 10 g $\text{C}_2\text{O}_4\text{H}_2\text{O}$), com aplicação de tensão de 6 V CC, por 10 s.

2.6. Corrosão localizada (pitting):

Duas amostras de cada aporte com as dimensões 25 x 25 x 6 mm, após lixadas e decaçadas com ácido nítrico (90 ml H_2O + 10 g HNO_3), foram mantidas em solução de cloreto férrico (900 ml H_2O reagente IV + 100 g $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$) por 6 hs no 1º e 2º dia, e por 18 hs no 3º dia, pesando-se as amostras após 3, 6 e 18 hs de imersão, conforme normas ASTM G48 – 11, Edição 2015 e ASTM 1084-15a, Edição 2015. Obteve-se imagens dos pites, com aumentos de 0,67x e 4,5x com estereomicroscópio Olympus SZ61.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1. Microestrutura

As ZTA's dos aços duplex apresentam alterações decorrentes da temperatura de pico e tempo de permanência acima da temperatura de crescimento de grão, parâmetros esses influenciados pela energia de soldagem, além das propriedades físicas do metal de base, geometria da junta e espessura da chapa. As Figs. 2 e 3 mostram a microestrutura das amostras AA e BA. Em ambas as condições de aporte térmico observa-se que a largura da ZTA é extremamente fina; ainda, a amostra AA apresenta-se com microestrutura bem mais grosseira, com a austenita esferoidizada. Não foram feitas medidas quantitativas, portanto, não foi possível determinar a influência do aporte de calor na proporção γ/α , mas a ZTA aparenta ter menor proporção de ferrita, embora não tenha sido possível verificar diferenças entre os dois aportes térmicos. Deve-se notar que aços duplex exibem ZTA's mais estreitas do que as dos aços inoxidáveis comuns, devido a requisitos de menor aporte térmico na soldagem e sua maior condutividade térmica. Se a ZTA de um aço austenítico tem largura da ordem de 1000 μm , a dos duplex pode ser 10 vezes menor, o que dificulta a localização de entalhe para ensaios de impacto e de tenacidade, e diferenciar sua dureza das regiões adjacentes. É exatamente o que se observa aqui, com cerca de 150 - 200 μm para a junta BA e 300 - 350 μm para a AA. Na ZTA de juntas soldadas é frequente o aparecimento de austenita secundária (γ_2), segundo a reação $\alpha + \gamma \rightarrow \alpha + \gamma + \gamma_2$, o que ocorre em reaquecimentos abaixo da linha que divide a região α da região $\alpha + \gamma$ no diagrama pseudobinário Cr-Ni-Mo (Uranus 45N, 1991). Normalmente a fração volumétrica de γ_2 passa a ser substancial quando a ZTA é submetida a reaquecimentos por algumas dezenas de segundos, por exemplo, entre 1000 e 1200°C, assim como ocorre em soldas multipasses (Nowacki; Luckojc, 2006).

Outra observação é a formação de Cr_2N , na ferrita da ZTA, e um exemplo está na Fig. 3, amostra AA. O resfriamento comparativamente lento incentivou precipitação generalizada, especialmente em regiões margeadas por grãos de austenita, portanto, com acentuada rejeição de Cr. Tal precipitação foi também observada na amostra BA, embora numa estimativa qualitativa menor.

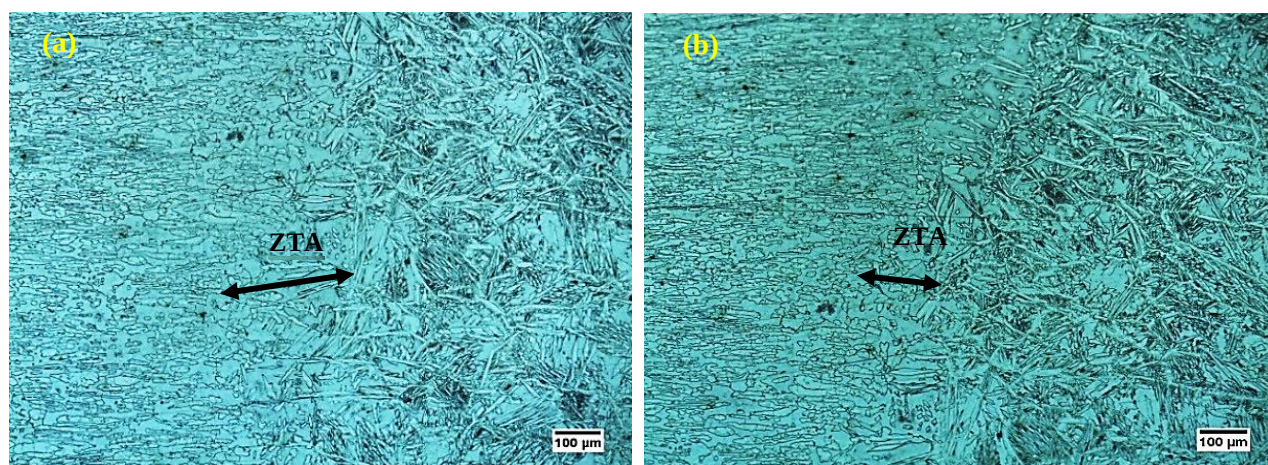


Figura 2. Microestruturas das juntas soldadas: (a) amostra AA e (b) amostra BA.

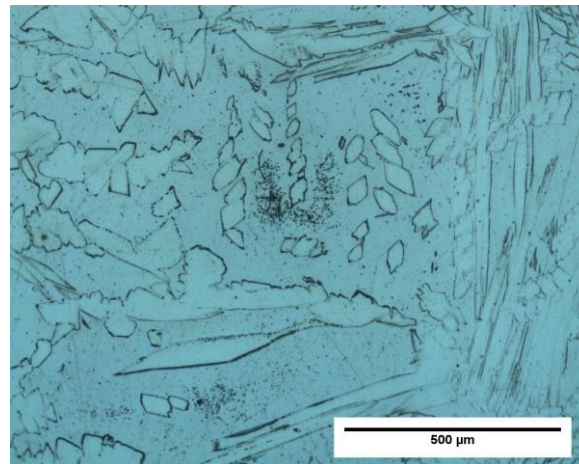


Figura 3. Evidências de precipitação generalizada de Cr_2N na ZTA, junta AA.

3.2. Dureza

A Fig 4, mostra a posição das medidas de microdureza, ladeando as macrografias das amostras AA e BA. Os números no eixo vertical correspondem aos valores da dureza Vickers; cada divisão horizontal representa 5 mm contados a partir do centro do cordão de solda.

A região da junta mostra um leve aumento de dureza com respeito ao metal base. Embora não tivessem sido observadas diferenças significativas entre as amostras AA e BA, parece claro que a ZTA tem dureza maior que o metal de solda e a chapa original. Também não há diferenças significativas de dureza entre as três linhas transversais orientadas sobre o primeiro, segundo e terceiro passe.

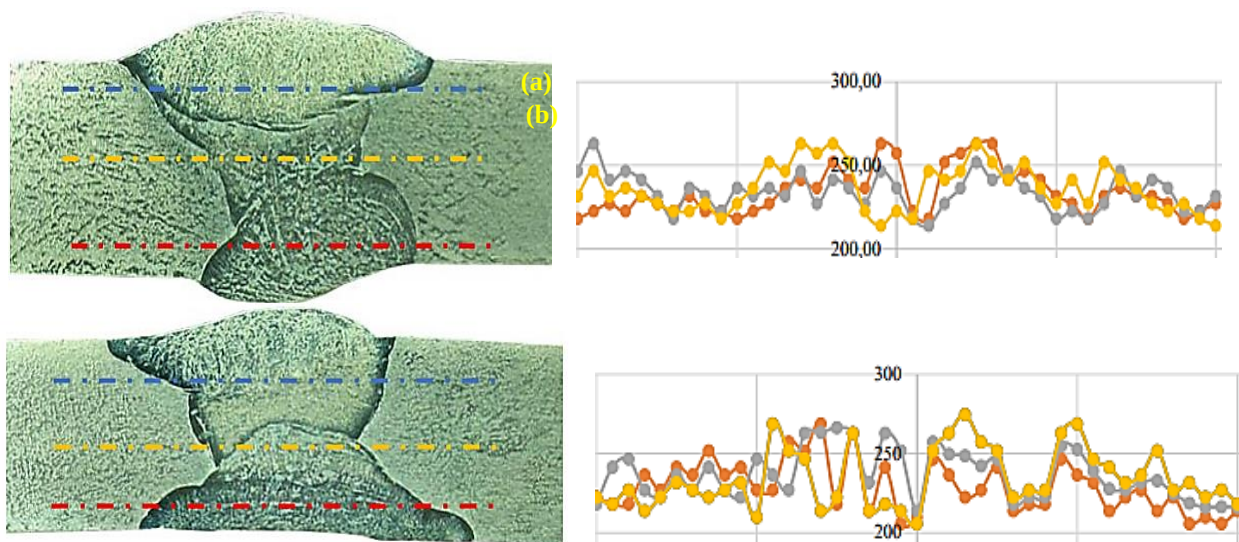


Figura 4. Medidas de microdureza e seu posicionamento ao longo das seções transversais das soldas: (a) AA e (b) BA.

3.3. Impacto Charpy

A Tab. 3 reúne os valores individuais e médias das energias de impacto Charpy para as duas condições de soldagem estudadas, em termos de metal base, ZTA e metal de solda. A ZTA apresenta os menores resultados em ambas as condições de aporte térmico. A menor dureza do metal de solda, evidenciada pela Fig. 4, permitiria esperar altos valores de energia de impacto, o que se verifica apenas na amostra (BA). A diferença de comportamento do metal de solda, pode ser explicado pelo fato de que a amostra (AA), com menor energia de impacto, apresenta resistência mecânica maior, ver item seguinte. No entanto, a presença de defeitos no metal de solda dificulta conclusões inequívocas sobre energias de impacto. O ensaio de impacto foi executado sobre amostras reduzidas, portando, os resultados não são imediatamente comparáveis com os valores publicados.

Tabela 3. Energias de impacto Charpy para o aço S32101, na ZTA e no metal depositado nas amostras BA e AA.

Amostras	(J)			DP*	Metal de Solda (J)			DP	ZTA (J)			DP
Metal de Base	42	50	42	± 4,6	-			-	-			-
Média	45			-	-			-	-			-
BA	-	-	-	-	34	98	84	± 33,6	32	30	28	± 2,0
Médias	-			-	72			-	-			30
AA	-	-	-	-	48	30	40	± 9,0	32	38	36	± 3,1
Médias	-			-	39			-	-			35

*Desvio Padrão

Apesar de haver vários métodos para converter a energia de impacto Charpy obtida com amostras reduzidas para o correspondente valor obtido com corpos de prova padrão (Curl, et al., 1991; Silva, 2016), a análise desses métodos mostra que a simples razão das áreas transversais de um e outro corpo de prova não se afasta muito dos valores obtidos pela via mais apurada. No entanto, é mais prático adotar 0,67 como constante de correlação entre o corpo de prova padrão (seção 10 x 10 mm) e o reduzido aqui utilizado (Petrobrás, 2017). Comparação com uma curva Charpy completa do aço S32205 (Ericsson, et al., 2003) mostra que na mesma temperatura de ensaio, o metal base e o metal de solda alcançaram 250 e 55 J, respectivamente, que corrigidos para amostra reduzida resultam em $250 \times 0,67 = 168$ J e $55 \times 0,67 = 37$. As condições de soldagem e o metal de adição não são conhecidos, portanto, a comparação para metal de solda não é válida, mas a vantagem do aço S32205 sobre o aço aqui ensaiado está coerente com sua menor resistência mecânica, ver adiante. Em outro trabalho também com S32205, o aporte térmico variando de 0,4 a 1,5 kJ/mm, as energias de impacto no metal de solda obtidas a -20°C, variou entre 60 e 88 J, mas sem manter correlação com os valores dos aportes térmicos (Jana, 1992). Estes dados mostram como é difícil comparar investigações envolvendo soldagem e energias de impacto (a menos que se obtenha a curva completa) devido as diferenças de metal de adição, parâmetros de soldagem e temperaturas de ensaio. De qualquer modo, os valores aqui obtidos para o metal de solda do S32101 são superiores ao 27 J especificado como mínimo pela Petrobrás.

3.4. Resistência mecânica

A Fig. 5 contém um exemplo de duas curvas tração-deformação, corpos de prova 1 e 2 da amostra AA. As seguintes observações podem ser extraídas da forma das curvas e valores da Tab. 4: (i) a razão σ_U/σ_Y para ambas as condições de soldagem é 1,3, implicando em baixo endurecimento por deformação; (ii) os resultados obtidos da curva tensão-deformação são extremamente homogêneos, no âmbito de cada condição, como mostra claramente a Fig. 5, com ambas as curvas praticamente coincidentes. Quase todo o alongamento deu-se no modo uniforme, já que a tensão máxima é muito próxima à tensão de ruptura e (iii) todas as amostras fraturaram no metal de solda e observação visual do corpo de prova BA mostrou defeitos no metal depositado. Portanto, o comportamento em tração é controlado pelo metal de solda, mas as descontinuidades observadas permitem supor que não sejam valores intrínsecos de dita região.

Esses valores podem ser comparados com os do aço S32205, um dos mais utilizados na indústria química e petroquímica; assim, em MPa: $\sigma_Y = 510$; $\sigma_U = 750$ e alongamento 35% (Outokumpu, 2013). Observa-se que o valor das tensões de escoamento é sempre superior à do aço S32205, as tensões máximas lhe são muito próximas, mas o alongamento lhe é inferior.

Mais relevante é a comparação com os dados de literatura do próprio S32101: $\sigma_Y = 450$; $\sigma_U = 650$; A = 38% (Outokumpu, 2013), portanto, já que a fratura sempre ocorreu no metal de solda, a resistência deste é superior à do metal base, mas seu alongamento é cerca de 30 a 50% menor. Deve-se supor que a resistência da chapa aqui estudada seja superior aos valores publicados.

Tabela 4. Valores de tensão de escoamento (σ_Y), tensão máxima (σ_U), alongamento (%) e local da fratura dos corpos de prova ensaiados, aportes térmicos BA e AA.

Amostras		σ_Y (MPa)	σ_U (MPa)	A (%)	Local da fratura
BA	CP1	580	711	13	Metal de solda
	CP2	540	745	27	Metal de solda
	Médias	560	728	20	-
AA	CP1	570	745	27	Metal de solda
	CP2	574	747	24	Metal de solda
	Médias	572	746	26	-

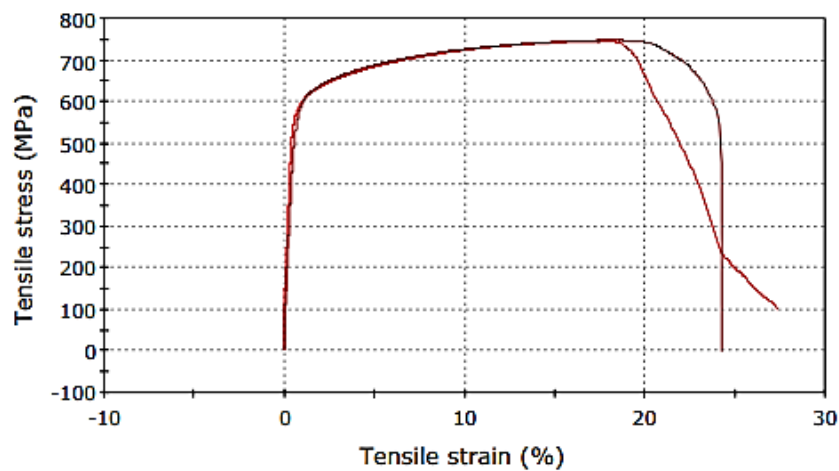


Figura 5. Exemplos de curvas de tensão deformação: corpos de prova 1 e 2, juntas AA.

3.5. Dobramento

Os resultados estão na Fig. 6 que evidenciam que as amostras não apresentaram nenhuma descontinuidade visível em nenhuma região das juntas, atendendo assim, os critérios estabelecidos pela norma de avaliação em questão. Esses conjuntos são materiais de partida para os estudos de corrosão sob tensão, a serem realizados posteriormente.



Figura 6. Corpos de prova após ensaios de dobramento: à esquerda, juntas BA, direita, juntas AA.

3.6. Corrosão por pitting

Para avaliar a influência dos diferentes aportes térmicos na resistência à corrosão foi realizado a ASTM G48, método A. A Tab. 5 mostra os dados obtidos a partir do ensaio de imersão em cloreto férrico. Nota-se que o metal de base apresentou os menores valores para perda de massa ($219,1 \pm 49$ mdd) em relação as amostras soldadas, indicando um melhor comportamento de resistência à corrosão localizada. Entre as amostras soldadas, a junta soldada com maior aporte térmico (AA) apresentou uma perda de massa ligeiramente maior em comparação com a de menor aporte térmico (BA). Isso sugere que a utilização de um aporte térmico menor resulta em uma menor degradação da resistência à corrosão localizada do aço S32101 soldado, pois promove uma menor precipitação de Cr_2N (Figura 3) na ZTA.

As Figuras 7 e 8 apresentam aspectos superficiais das amostras soldadas (após o ensaio de imersão), nas quais é possível notar uma nucleação preferencial dos pites na interface solda / metal de base, região que coincide com a ZTA. Pelas figuras, também se observa que o ataque corrosivo foi mais pronunciado nas amostras soldadas com maior aporte térmico, fato que corrobora com os valores médios de perda de massa apresentados na Tab. 5.

Tabela 5. Perda de massa das amostras após 30 hs (3º dia).

Amostras	dm ²	Massa (mg) - 0 hs	Massa (mg) - 30hs - 3º dia	mdd (mg/dm ² .dia)	Média	Desvio Padrão
MB-1	0,173	23.722	23.667	254	219,1	± 49
MB-2	0,173	23.677	23.637	184		
BA-1	0,183	29.163	29.019	631	505,6	± 177,6
BA-2	0,185	29.772	29.684	380		
AA-1	0,184	32.930	32.804	551	591,6	± 57,6
AA-2	0,185	33.404	33.258	632		

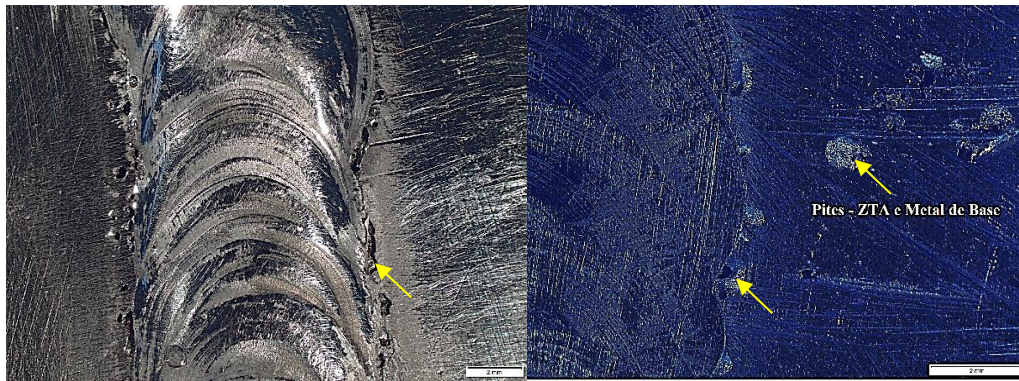


Figura 7. Imagens de corrosão localizada - amostra AA.

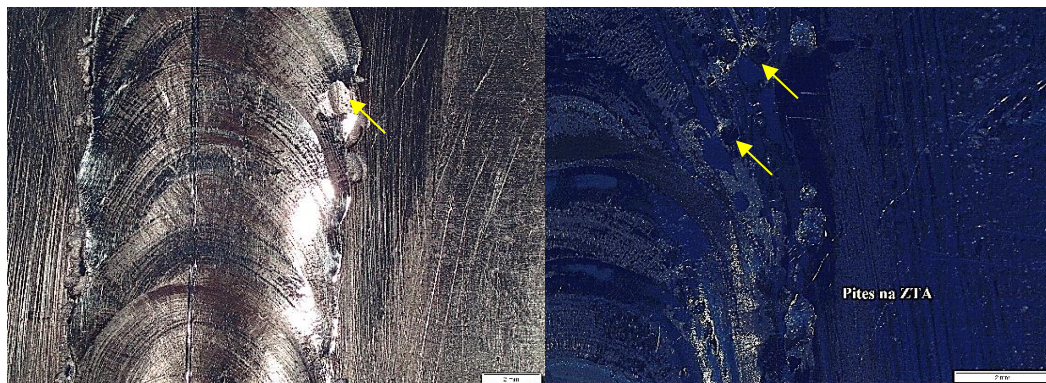


Figura 8. Imagens de corrosão localizada - amostra BA.

4. CONCLUSÕES

A microestrutura mostra ZTA bastante estreita, entre 150 e 350 μm , valores esses dependentes do aporte térmico. Observação qualitativa evidencia ferritização na ZTA; há intensa precipitação de Cr_2N na ferrita para ambas as condições de aporte térmico (HI). Não há grande variação de dureza entre um e os outros passes de solda, nem influência do HI. A menor dureza está no metal de solda e a maior na ZTA.

Os valores de impacto Charpy estão acima dos recomendados pelas normas tecnológicas aceitas pela indústria, com ZTA exibindo os menores valores, independentes do HI. Foram observadas discrepâncias entre impacto das amostras AA e BA, especialmente no metal de solda, possivelmente devido a defeitos de solidificação do cordão.

Os ensaios de tração e de dobramento deram bons resultados, os primeiros gerando σ_y e σ_u acima do especificado para S32101, mas menor alongamento. Os corpos de prova de tração fraturaram no metal de solda, portanto, refletem o comportamento dessa região.

Os valores médios de perda de massa em cloreto férrico indicam que a resistência à corrosão localizada das amostras do aço S32101 diminui da seguinte forma: MB > junta soldada BA > junta soldada AA. Além disso, devido à precipitação de Cr_2N na ZTA, o ataque corrosivo por pites localizou-se preferencialmente nessa região das juntas soldadas.

Os valores da tensão de escoamento aqui obtidos são superiores ao valor nominal do aço S32205; os da tensão máxima são da mesma ordem e os de alongamento lhe são 46% (amostra BA) e 26% (AA) menores.

Em termos gerais o presente estudo mostrou comportamento aceitável das juntas soldadas em S32101, principalmente as amostras AA e para os próximos estudos deverão focar a quantificação de fases das microestruturas, corrosão sob tensão das amostras dobradas e empregar aporte técnico acima do utilizado aqui para analisar as tendências e o comportamento deste material avaliado. Outro processo manual de soldagem a ser investigado seria o GTAW com dupla fusão, muito utilizado durante as construções de tanques de armazenamento.

5. REFERÊNCIAS

- Curl, C, Orwen, G.M., 1991. Industrial preparedness measure development of subsize Charpy Standards, Watertown Arsen Laboratory - WAL Technical Report nº 112/91.
- Ericsson C., Sandström R., Sieurin H., Lagerqvist O., 2003. Eisele U., Sciedermaier J., Ruiz R. L., Background document 3.5, EcoPress, European research 5th framework.

- Gunn, R.N., 2003. *Duplex Stainless Steels – Microstructure, Properties, Applications*. Woodhead Publishers, Cambridge (UK), 3^a Ed.
- Jana, S., 1992. Effect of heat input on the HAZ properties of two duplex stainless steels, *Journal Materials Processing Technology*, 33, p. 247-261.
- Liljas, M., Johansson, P., Liu, H-P., Olsson, C-O. A. 2008. Development of lean duplex stainless steels, *Steel Research International*, 79 (6), p. 466-473.
- Lundqvist, B., Norberg, P. 1988. Weldability aspects and weld joint properties of duplex stainless steels, *Welding Journal*, 67(7), p. 45-51.
- Nowacki, J., Luckojc, A., 2006, Microstructural transformations of heat affected zone in duplex stainless steel weld joints. *Materials Characterization*, Vol. 56 (4 – 5), p. 436-441.
- Silva, R., 2016. *Efeito do envelhecimento em baixa temperatura nas propriedades dos aços inoxidáveis lean duplex*. Dissertação de mestrado, UFSCar.
- Outokumpu Stainless AB, 2013. Handbook Stainless Steel. Avesta Research Centre. Suécia.
- Petrobrás, 2017. Norma N-133, 5.7.3. Processos de Soldagem Aplicáveis, p. 72.
- Sun, K., Zeng, M., Shi, Y., Hu, Y., 2018. “Microstructure and corrosion behavior of S32101 stainless steel underwater dry and wet welded joints”. *Journal of Materials Processing Tech*, Vol. 256, p. 190–201.
- Uranus 45N – forming and welding procedures, Catalogue of Creusot-Loire Industrie (24/10/1997r).
- Westin, E. M., 2010. *Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101*. Tese de doutorado. Royal Institute of Technology. School of Industrial Engineering and Management, Suécia.
- Zhang, Z. Jing, H., Xu, L., Han, Y., Zhao, L., 2016. “Investigation on microstructure evolution and properties of duplex stainless steel joint multi-pass welded by using different methods”. *Materials and Design*, Vol. 109, p. 670-685.

6. RESPONSABILIDADE PELAS INFORMAÇÕES

Os autores são os únicos responsáveis pelas informações incluídas neste trabalho.

LOW ALLOY DUPLEX STAINLESS STEEL, S32101: A TECHNOLOGICAL VIEW ON MECHANICAL STRENGTH, IMPACT, LOCALIZED CORROSION AND MICROSTRUCTURE

Tiago Daniel Ferezin

Maurizio Ferrante

Carlos Alberto Della Rovere

Johnny Pereira

Guilherme dos Santos Vacchi

Universidade Federal de São Carlos, Rodovia Washington Luis, Km 235, CEP 13565-905, São Carlos, SP

tiagoferezin@estudante.ufscar.br;

ferrante@ufscar.br;

rovere@ufscar.br;

johnnypereira@estudante.ufscar.br;

guilherme.vacchi@yahoo.com.br

Abstract. A series of TIG welds were performed on a S32101 “lean” duplex stainless steel employing two different heat inputs, viz. 0.9 (BA samples) and 1.3 kJ/mm (AA samples). Of those, microstructure, strength (tensile and 180° bending), hardness evolution across the weld, Charpy impact energy and pitting corrosion behaviour were investigated. The study intends to be a broad view on mechanical and FeCl₃ corrosion behaviour, mainly of the HAZ, and make some comparison with the most employed duplex steel, that is, the S32205 composition. Results show that strength and impact energy are within the specifications, that the HAZ shows a moderate Cr₂N precipitation and that heat inputs below 1 kJ/mm must be avoided. Corrosion tests show that welds performed with low heat input have poor pitting resistance, affecting particularly the HAZ, a region of more pronounced Cr₂N precipitation.

Keywords: S32101 duplex steels, welding; mechanical resistance, impact, localized corrosion.

RESPONSIBILITY NOTICE

The authors are the only responsible for the printed material included in this paper.