

ESTUDO DA TENACIDADE À FRATURA E CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA INTERFACE DA JUNTA SOLDADA DE AÇO API 5L X52 REVESTIDO COM INCONEL 625

COBEF2017-1123

¹Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, Campus Maracanã, Av. Maracanã, 229, Maracanã CEP 20271-110 - Rio de Janeiro, RJ

²Laboratório de Corrosão, COPPE/Universidade Federal do Rio de Janeiro, Cid. Universitária-Centro de Tecnologia – Bloco F, sala F-214 Ilha do Fundão Caixa Postal 68505, CEP 21941-972 – Rio de Janeiro, RJ

Resumo: O objetivo do trabalho foi determinar o CTOD de carga máxima da interface substrato/revestimento (bimetálica) de um tubo de aço API 5L X52 revestido internamente por Inconel 625 mediante processo de soldagem TIG (GTAW - gas tungsten arc welding) multipasse. Para o ensaio de CTOD de carga máxima foram fabricados corpos de prova compactos de tração C(T) com entalhe posicionado na região de interface entre os materiais dissimilares. Ensaio de tração, dureza HB, microdureza HV do substrato e do revestimento, assim como, caracterização microestrutural na região de interface utilizando-se microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) também foram realizados. Os resultados obtidos revelaram elevada tenacidade à fratura tanto na interface, quanto em suas adjacências.

Palavras-chave: Tenacidade à fratura, CTOD e Interface

1. INTRODUÇÃO

Os dutos utilizados atualmente na indústria de petróleo e gás têm recebido nos últimos anos uma atenção especial principalmente ao que tange o seu processo de fabricação. A natureza corrosiva dos fluidos transportados, quando em solução aquosa e em presença de gases como CO₂ e H₂S, pode alterar a superfície do duto de aço de baixo teor de carbono ao gerar corrosão uniforme ou localizada. Esta, que consiste na formação de pequenas cavidades, em conjunto com solicitações estáticas ou dinâmicas, reduz a resistência mecânica da estrutura, podendo ocasionar falhas estruturais catastróficas, conforme abordado por Vargas-Arista *et al.* (2011). Para evitar esta ação corrosiva da parede interna nos dutos, estes estão sendo cladeados metalurgicamente através da soldagem de revestimento (*welding overlay*). Na junção do material dissimilar ao metal de base há a formação de uma região intermediária denominada de interface que, por sua vez, possui uma formação microestrutural intermediária que revela certo grau de incerteza em relação às propriedades mecânicas e de tenacidade à fratura nesta região. O material para fabricação de dutos utilizados na área do petróleo e gás é prioritariamente o aço e segue determinação da norma API 5L (2007). O revestimento analisado neste trabalho foi constituído de Inconel 625, uma superliga à base de níquel comumente utilizada como metal *clad*, como relatado por Abioye *et al.* (2015) e Xu *et al.* (2013). O Inconel 625, por apresentar uma composição química com elevado teor de Cr e Ni, tem mostrado problemas dependendo do processo de soldagem utilizado, como citam El-Reedy *et al.* (2012) e Silva *et al.* (2013). Isso tem causado grandes preocupações devido à formação de microestruturas que podem fragilizar a região de interface. Assim, determinar a tenacidade à fratura nessa região é de fundamental importância para reduzir as incertezas de falhas na região de interface substrato/metal de revestimento e prevenir falhas estruturais. Para medir a tenacidade à fratura na interface foi elaborada uma amostra tubular de aço API 5L X52 revestida internamente por Inconel 625 utilizando o processo de soldagem TIG (GTAW) orbital automatizado. A partir da amostra tubular foram fabricados corpos de prova para ensaio de tração e de tenacidade à fratura. O corpo de prova para ensaio de fratura foi o compacto de tração C(T) fabricado de 50 % de aço API 5L X52 e 50 % de Inconel 625. O entalhe foi posicionado na interface e no meio do corpo de prova. Por fim, a tenacidade à fratura na interface foi determinado experimentalmente através da mecânica da fratura elasto-plástica utilizando o CTOD de carga máxima, utilizando a norma ASTM 1820-11, e correlacionado com a formação microestrutural encontrada na interface.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

2.1. Materiais Utilizados

A estrutura utilizada neste estudo foi um a amostra tubular de aço API 5L X52 de 150 mm de comprimento com 168 mm de diâmetro externo e espessura de 22,5 mm. O revestimento metálico utilizado foi o eletrodo de arame de Inconel 625 (AWS ER-NiCrMo-3) com 1,2 mm de diâmetro. O mesmo foi depositado em camadas através do processo de soldagem TIG orbital automatizado até atingir a espessura de 15 mm. As composições químicas nominais dos dois

materiais estão apresentadas na Tab. 1 e são fornecidos pela norma API 5L e do Inconel 625 (AWS ER-NiCrMo-3) pelo catálogo da ESAB (material ESAB) e comparado na literatura (Donachie *et al.*, 2002).

Tabela 1. Composição química nominal (wt%) do aço API 5L X52 e do Inconel 625.

Material	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	Cu	Ti	Al	Fe
API X52	0,24	1,4	0,45	0,3	0,3	0,15	0,009	0,5	-	0,032	-
Inconel 625	<0,1	3,0	<0,5	20,0	>67,0	--	--	--	<07	--	<3

2.2. Caracterização Microestrutural da Interface

A amostra bimetálica utilizada para caracterização microestrutural foi uma chapa de 30 mm de largura, 12,5 mm de comprimento e 4 mm de espessura. Após ser devidamente lixada e polida, a amostra foi atacada sob o uso de dois reagentes distintos. O revestimento, composto pela liga de níquel, foi atacado quimicamente por um processo eletrolítico com solução oxálica ($C_2H_2O_4.2H_2O$) a 10 % em água, aplicando uma tensão de 3 V durante 30 segundos. Logo após, o material foi inteiramente submerso em Nital (2 %) durante 30 segundos para o ataque das demais regiões da amostra. As microestruturas reveladas foram analisadas utilizando-se de microscopia óptica e eletrônica de varredura, com o uso de microscópio OLYMPUS BX60M e JEOL JSM 6460LV, respectivamente. EDS NORAN SYSTEM SIX 200 também foi utilizado para análise do perfil da composição química através da interface.

2.3. Corpos de Prova para os Ensaios Mecânicos

Os corpos de prova para ensaio de tração e o compactos de tração C(T) para teste de tenacidade à fratura foram retirados da amostra tubular cladeada no sentido T-L, como mostrado na Fig. 1. Para este fim, foram removidos da amostra tubular, através do processo de eletroerosão a fio, seis barra de secções circulares (três do substrato e três do revestimento) para fabricar os corpos de prova para teste de tração e duas de secção retangular para fabricar os compactos de tração C(T). Após esta fase de remoção das barras, foram fabricados seis corpos de prova de tração e seis compactos de tração C(T) com 50% de substrato e 50% de recobrimento, com espessura (B) de 12,5 mm e largura (W) de 25 mm, segundo orienta a norma ASTM E1820-01 (2001).

As propriedades mecânicas de tração do substrato e do revestimento foram avaliadas em temperatura ambiente (25 °C) utilizando três corpos de prova de cada material. Os testes foram realizados de acordo com a norma ASTM E8/E8M (2009), submetidos a uma taxa de deformação de $5.10^{-4} s^{-1}$. Os mesmos foram realizados em uma máquina EMIC DL 23-300, com capacidade de carga de 300 kN e um extensômetro axial EMIC EE09.

Os entalhes dos corpos de prova de compactos de tração C(T) foram feitos por eletroerosão a fio e posicionado na interface. O pré-trincamento se deu por fadiga seguindo recomendações da norma BS 7448-91. Para isto, fez-se uso de uma máquina servo-hidráulica Instron 1332, equipada com uma célula de carga Instron 2527-100 com capacidade máxima de ± 50 kN. A carga máxima de pré-trincamento foi de 6.85 kN e o comprimento da pré-trinca medida na lateral do corpo de prova foi de aproximadamente 1,5 mm.

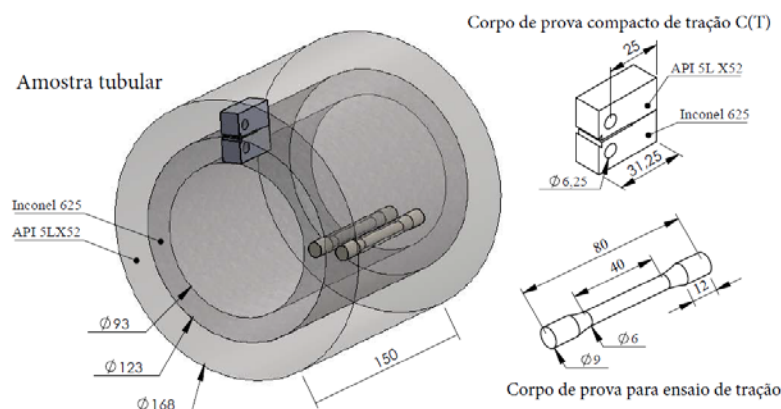


Figura 1. Região de remoção dos corpos de prova na amostra tubular cladeada.

2.4. CTOD de carga máxima

O CTOD de carga máxima foi obtido segundo a norma BS 7448-1 e possibilitou determinar o valor deste parâmetro através da relação direta entre a carga aplicada e o deslocamento de abertura do corpo de prova C(T). Estes resultados foram registrados, simultaneamente, através do sistema de aquisição e da máquina de ensaio durante o ensaio experimental, utilizando-se célula de carga, instrumentado com um transdutor ou extensômetro (*clip gauge*). O extensômetro médio é o afastamento das faces dos flancos do corpo-de-prova, representado por V_g , mas, comumente chamado de *CMOD* (*Crack Mouth Opening Displacement*) quando submetido a uma carga P (kN) crescente, o que provoca rotação do corpo de prova C(T) em torno de um eixo ou centro de rotação aparente. Esse deslocamento foi medido na superfície da peça transversalmente à abertura do entalhe localizado na superfície do corpo de prova C(T).

A Fig. 2 mostra as variáveis que passa a existir na ponta da trinca durante o crescimento estável de trinca na abertura da ponta da trinca no decorrer do teste de tenacidade à fratura. Nesta figura (Fig. 2-a) está representada a altura dos contatos (*knife edges*) (z), onde o extensômetro foi fixado durante o ensaio experimental. O ligamento remanescente é dado pela diferença entre $(W-a)$ e em alguns casos por " b_0 ", assim como pelo fator rotacional (r) e pelo valor da abertura da trinca, representado por V_g ou CMOD. Estas variáveis são obtidas com o auxílio dos registros gráficos (P - $CMOD$) mostrado na Fig. 3.

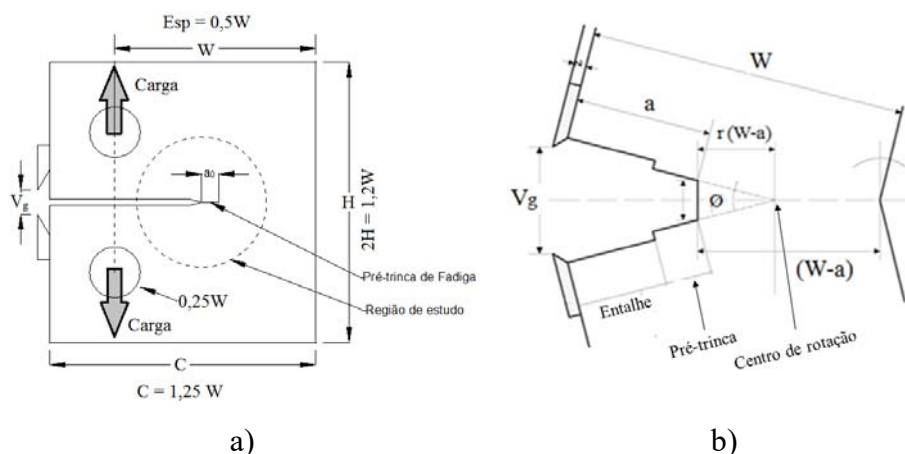


Figura 2. – Esquemática do teste de CTOD do corpo de prova C(T): a) principais variáveis geométrica, b) região de abertura da boca da trinca.

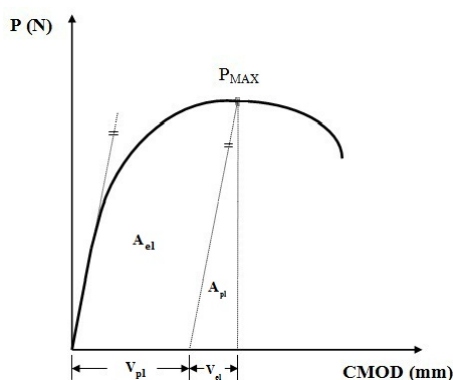


Figura 3. – Registro carga versus CMOD (V_g).

O valor do deslocamento da abertura da trinca (CMOD) durante o ensaio se dividiu em duas partes: uma se refere ao regime plástico (V_{pl}) e a outra ao regime elástico (V_{el}), como mostrado na curva de ensaio, contribuindo para o surgimento respectivo de dois valores de CTOD: CTOD elástico (δ_{el}) e plástico (δ_{pl}). A Eq. (1) é a que melhor representa o valor do CTOD total, sendo dado pela soma das duas parcelas: um que corresponde ao regime elástico e a segunda referente ao regime plástico, como mostrado no gráfico de Fig. 3.

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} \quad (1)$$

$$\delta_{el} = \frac{K_I^2}{E\sigma_{LE}} \left(\frac{1-\nu^2}{2} \right) \quad (2)$$

Os valores de CTOD elástico (δ_{el}), assim como o CTOD plástico podem ser obtidos, conforme as respectivas Eq. (2) e (5). O valor do CTOD elástico é calculado utilizando o fator intensidade de tensão K_I (Eq. 3) e o fator de correção geométrico $f(a/W)$, dado Eq. (4). O CTOD plástico (δ_{pl}) apresentado na Eq. (3) é obtido pela relação direta dos parâmetros mostrado na Fig. 3.

$$K_I = \frac{P}{B \cdot W^{0.5}} f(a/W) \quad (3)$$

Sendo P a carga máxima obtida durante o ensaio

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a}{W}\right) \cdot \left[0,886 + 4,66\left(\frac{a}{W}\right) - 13,32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14,72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5,6\left(\frac{a}{W}\right)^4\right]}{\left(1 - \left(\frac{a}{W}\right)\right)^{1.5}} \quad (4)$$

$$\delta_{pl} = \frac{r \cdot V_{pl} \cdot (W - a_0)}{r \cdot (W - a_0) + r \cdot a_0 + (c - W) + z} \quad (5)$$

Assim, o valor do CTOD total (δ) é dado conforme mostra a Eq. (6).

$$\delta = \left(\frac{F}{BW^{0.5}} f\left(\frac{a}{W}\right) \right)^2 \left(\frac{(1-\nu^2)}{2E\sigma_{LE}} \right) + \left(\frac{0,46(W - a_o)V_{pl}}{0,46W + 0,54a_o + (c - W) + z} \right) \quad (6)$$

Como condição de aceitação a norma BS 7448-1 recomenda que a razão entre o comprimento de trinca (a) e largura (W) do corpo de prova C(T) esteja dentro da faixa máxima correspondente a $0,45 \leq a/W \leq 0,55$.

2.5. Determinação da Região de Propagação Estável de Trinca

Com a finalidade de verificar a propagação estável de trinca na região de interface durante o teste de CTOD de carga máxima, após o rompimento definitivo do mesmo, fez-se necessário realizar um corte transversal no plano médio dos corpos de prova C(T) perpendicular ao plano da trinca, como mostra a Fig. 4. Este plano de observação foi observado em microscópio metalográfico Olympus BX60M, após ser lixado, polido e atacado quimicamente com Nital (2%).

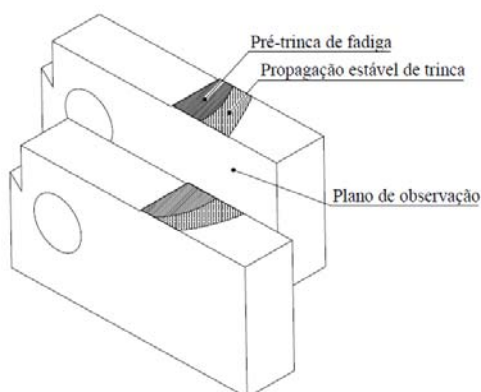


Figura 4. Plano de observação da região de propagação estável de trinca

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1. Interface

A interface da solda dissimilar em estudo é formada por uma linha de fusão adjacente a um intervalo difuso constituído por uma composição química intermediária entre o metal de base (aço API 5L X52) e o metal de solda (liga de níquel), que será chamada neste trabalho de ZPD (zona parcialmente diluída). A sua dimensão é na ordem de dezenas de micrometros e a sua composição química varia através da interface, como pode ser observado com o auxílio de EDS em linha na Fig. 5.

Estima-se que as concentrações de Ni e Cr na ZPD seja de 20% e 10% em massa, respectivamente, segundo o diagrama de equilíbrio Cr-Ni (EISENHITTENLEUTE, 1993). Para as dadas proporções, apenas a formação de austenita seria esperada. Porém, como o resfriamento de ciclos térmicos de soldagem ocorre fora do equilíbrio, a presença de martensita é reportada por vários autores, como KLUEH *et al.* (1982), LAHA *et al.* (1990) e NATH (1982), sendo seguida por regiões de crescimento planar e de crescimento colunar do metal de revestimento (Fig. 6).

Já a presença de Fe, C e Si nesta região diluída de liga de níquel, advinda do MB, favorece a formação de fase Laves, rica em Fe, e NbC (SAGHAFIFAR, 2011) que pode diminuir a tenacidade desta região, o que a torna, portanto, uma zona importante a ser analisada no que diz respeito à tenacidade a fratura do componente.

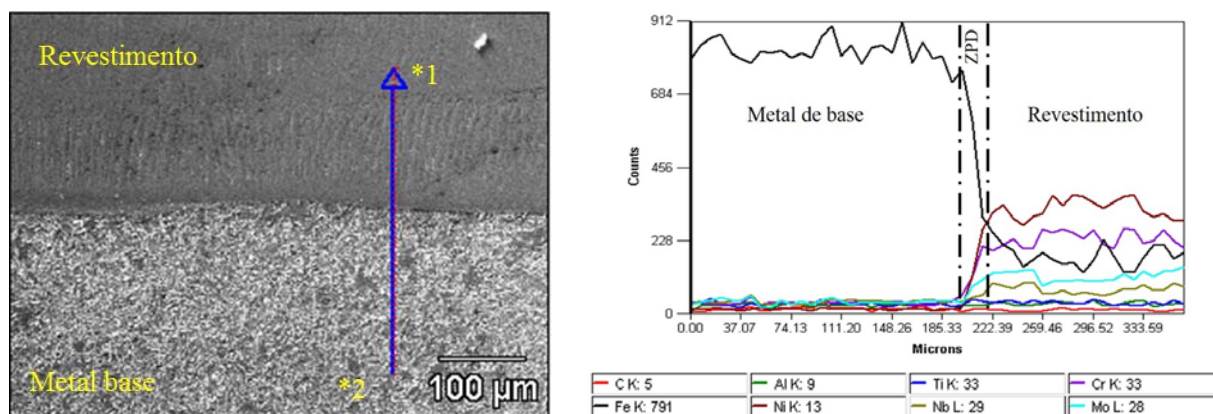


Figura 5 – EDS em linha evidenciando a composição química ao longo da interface dissimilar entre o aço API 5L X52 e a liga de níquel Inconel 625.

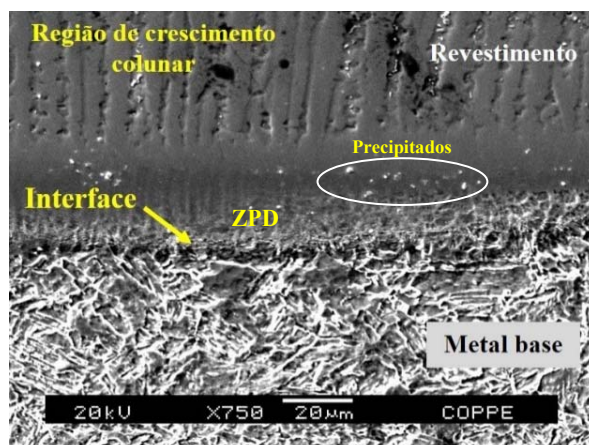


Figura 6 – ZPD próxima à interface entre os materiais dissimilares.

3.2. Ensaio de Tração

Os registros gráficos obtidos do teste de tração dos dois materiais (substrato e revestimento) estão apresentados na Fig. 7. A Tab. 2 apresenta as propriedades mecânicas em tração obtidos dos registros gráficos. Os resultados apresentados na Tab. 2, referente ao substrato (aço API 5L X52) não atingiram aos requisitos mínimos da norma API 5L (2007) no que se refere a tensão limite de escoamento, ficando abaixo em 4,82 % do valor de referência proposto que é 359 MPa. A razão de tal desconformidade pode ser explicada pelo aporte térmico proveniente dos passes de

soldagem de metal depositado, onde foram alcançadas temperaturas entre A_{c1} e A_{c3} no substrato próximo à interface, formando assim a ZTA (zona termicamente afetada) (Região 2 (Fig. 8)) que apresenta microestruturas e descontinuidades singulares ao do MB que lhe originou. A microestrutura do MB pode ser vista na Região 1 (Fig. 8), onde apresenta bandejamento formado por uma matriz ferrítica (Fe- α) (fase escura) com bandas alternadas de perlita (fase clara), dispostas paralelamente à direção de laminação.

O Inconel 625, por sua vez, apresentou resultados similares aos reportados por Yeni *et al.* (2006) (481 MPa e 858 MPa para escoamento e ruptura, respectivamente).

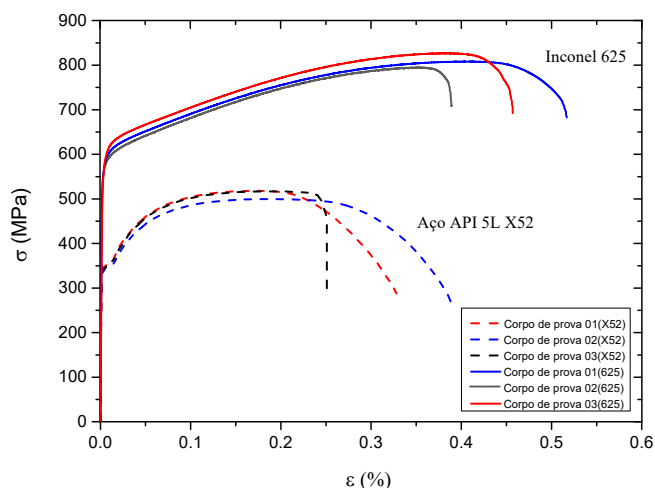


Figura 7. – Registro tensão-deformação do substrato (aço API X52) e do revestimento (Inconel 625).

Tabela 2 – Resultados dos valores de propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração para corpos de prova cilíndricos.

Materiais	σ_y (MPa)	σ_u (MPa)	E (MPa)
Substrato	$341,68 \pm 3,39$	$511,69 \pm 10,36$	206,1
Revestimento	$558,04 \pm 3,18$	$801,01 \pm 6,99$	205,1

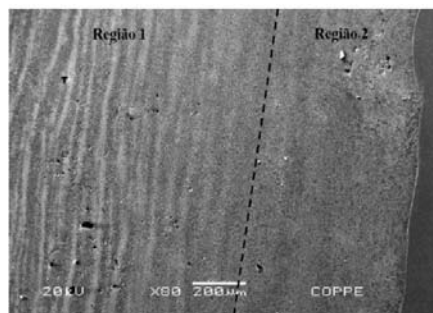


Figura 8 – Diferença microestrutural entre a Região 1 (Substrato) e a Região 2 (ZTA).

3.3. Perfil de Microdureza Vickers

Os resultados de duas varreduras de microdureza são apresentados na Fig. 9. O revestimento de Inconel 625 apresentou microdurezas entre aproximadamente 270 e 310 $HV_{0.5}$, mais elevado que o do aço API 5L X52. Os valores para o revestimento obtidos neste trabalho são próximos aos obtidos por SONG *et al.*, a partir do mesmo material (aproximadamente entre 245 e 270 $HV_{0.5}$). O substrato de aço API 5L X52 apresentou microdurezas entre 150 e 260 $HV_{0.5}$. Entretanto, na interface os valores de microdureza Vickers atingiram valores de aproximadamente 320 $HV_{0.5}$. Esses valores, superiores aos do revestimento de Inconel 625, indicam a presença de regiões mais duras próximas à interface devido à formação de microestrutura martensítica e presença de precipitados, como descrito no item 3.1.

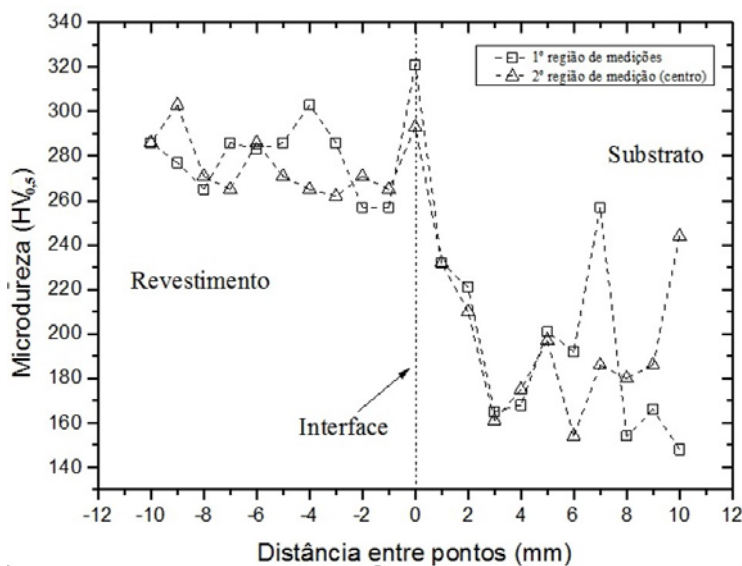


Figura 9 – Perfil de microdureza Vickers.

3.4. Medidas de Dureza Rockwell B

As medições de dureza Rockwell B foram obtidos para se fazer uma avaliação quantitativa do nível de dureza entre os metais metal de base (Aço API 5L X52), metal de solda depositado (Inconel 625) e também na região de interface e verificar se esta diferença de dureza iria provocar mudança no sentido de propagação da trinca, que neste caso deve ser na interface. Os resultados desta medição estão apresentados na Tab. 3 e os locais das medições estão na Fig. 10.

Tabela 3 – Valores de dureza obtidos na escala Rockwell B das três regiões de estudo

Região	Pontos de medição de dureza (HRB)									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Substrato	77	78	80	79	80	79	80	79	80	81
Interface	95	96	96	97	96	95	95	97	-	-
Revestimento	97	95	98	96	97	97	95	96	96	95

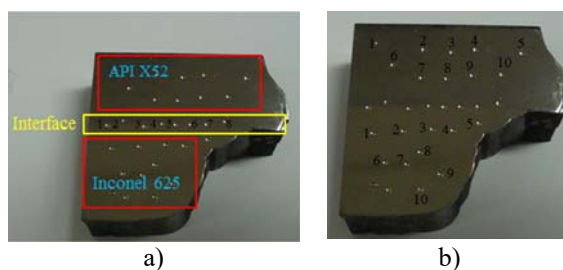


Figura 10. – Amostra utilizada no ensaio de dureza Rockwell B: a) detalhes das impressões em cada região; b) detalhes das impressões feitas na amostra.

3.5. CTOD de Carga Máxima (δ_{max})

Os testes para obtenção do parâmetro de fratura elasto-plástico CTOD de carga máxima foram obtidos como mostra a Fig. 11 e os resultados destes testes estão apresentados através dos registros gráficos mostrado na Fig. 12 e Tab. 4.

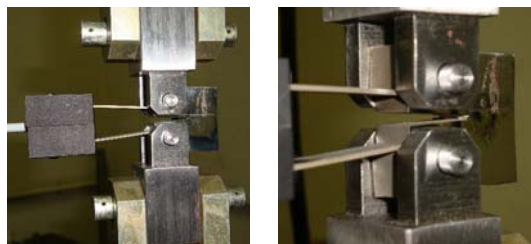


Figura 11. – Ensaio de CTOD de carga máxima.

Os registros gráficos das curvas *carga versus CMOD* (P -CMOD), como mostra a Fig. 12, apresentam um material com comportamento tipicamente elastoplástico e não são mostrados nenhum tipo de instabilidade que revele algum tipo de fragilidade na interface formada.

Na Tab. 5 estão apresentados os valores de carga máxima (P_{max}) e do CTOD de carga máxima (δ_{max}) que foram obtidos através dos registros P -CMOD. Os valores de δ_{max} foram obtidos através da Eq. (5) e o valor médio e o desvio padrão obtido foi de $0,546 \pm 0,162$ (mm).

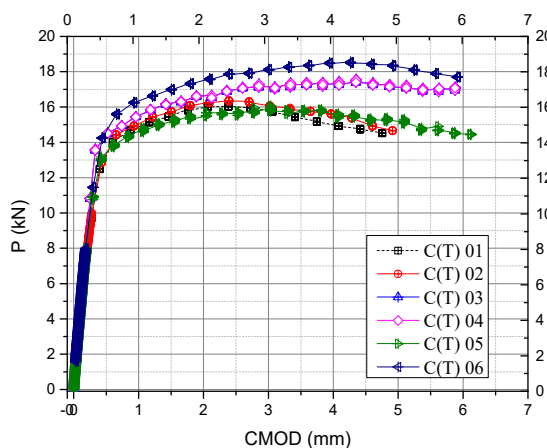


Figura 12. - Registro carga *versus* CMOD dos corpos de prova C(T) testados.

Tabela 4. – Valores de CTOD de carga máxima.

Parâmetros	Corpos de Prova					
	C(T) 01	C(T) 2	C(T) 3	C(T) 4	C(T) 5	C(T) 6
P_{max} (kN)	16,642	17,189	18,425	18,152	16,471	19,091
δ_{max} (mm)	0,387	0,396	0,455	0,692	0,573	0,777

3.6. Superfícies de Fratura e Propagação das Trincas

A Fig. 13 mostra a trajetória de propagações nas superfícies de fratura obtidas após a fratura final, esta superfície de fratura foi preparada conforme mostrada na Fig. 4 do item 2.5. Os corpos de prova C(T) 01, 02 e 03 apresentaram uma trajetória de propagação de trinca muito semelhante e podendo as suas trajetórias serem representadas pela Fig. 12-a (C(T) 01). Estes três primeiros corpos de prova tiveram um crescimento estável de trinca preferencialmente pelo revestimento, mas finalizaram o processo na interface e, com isso, resultou curvas P -CMOD mais baixas (Fig. 12). Os corpos de prova, C(T) 04, 05 e 06 também tiveram comportamentos bem semelhantes, porém as propagações estáveis de trinca se mantiveram diretamente na interface. As trajetórias dessas trincas foram bem semelhantes e escolheu-se a Fig. 13-b (C(T) 05) para mostra o crescimento de trinca na interface. Como resultado do teste destes três últimos corpos de prova foram as curvas P -CMOD mais elevadas.

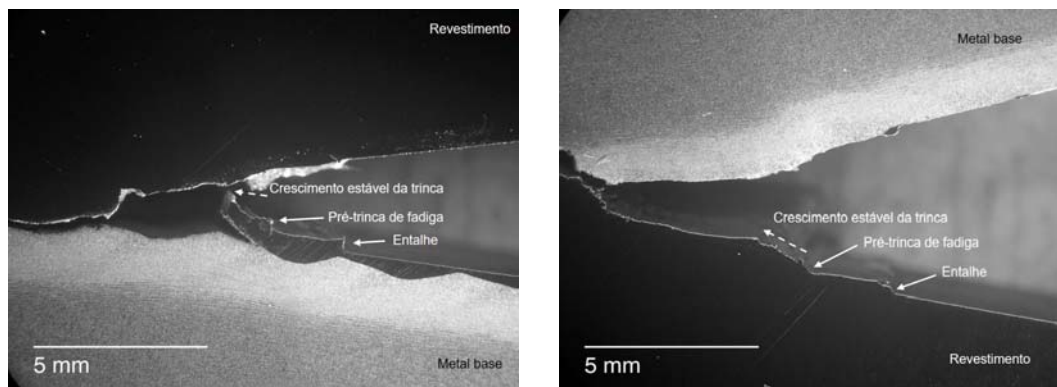


Figura 13- Trajetória da propagação da trinca no plano médio dos corpos de prova C(T).

4. CONCLUSÃO

Os valores de CTOD de carga máxima revelaram que a região da interface apresenta excelente resistência à fratura e alta tenacidade em temperatura ambiente. Nenhuma região de baixa tenacidade foi detectada.

As superfícies de fratura revelaram que as pré-trincas e as trajetórias das trincas durante o crescimento estável ocorreram na interface e no revestimento de Inconel 625, porém as trincas que se propagaram estávelmente no revestimento finalizaram o crescimento na interface, mesmo havendo uma diferença elevada de dureza entre os materiais

Foi possível considerar com base nas curvas P-CMOD que as curvas mais baixas estão relacionadas a propagação de trinca preferencialmente no revestimento, enquanto que as mais elevadas com crescimento na interface, daí conclui-se que a tenacidade na interface é alta.

5. AGRADECIENTOS

Os autores agradecem a PRIMO processamentos de tubos S/A, que gentilmente forneceu a amostra tubular revestida e ao CEPTEL/Eletróbrás que disponibilizou os seus laboratórios para alguns testes.

6. REFERÊNCIAS

- Abioye T. E, McCartney, D. G., Clare, A. T., 2015, “Laser cladding of Inconel 625 wire for corrosion protection”. JIMPT, 217, 232-240.
- American Petroleum Institute, 2007, “Specification for line pipe”, ANSI/API specification 5L. 44. ed. Chicago.
- ASTM E1820, 2001, “Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness”, New York.
- ASTM E8/E8M, “Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials”, ASTM, West Conshohocken, USA.
- BS 7448-1, 1991, “Standard for Fracture Mechanics Toughness Tests – Method for Determination of KIC, Critical CTOD and Critical J Values of Metallic Materials”, British Standards Institution, London.
- Donachie M.J., Donachie S.J., 2002, “Superalloys: A Technical Guide”, 2nd Ed. ASM International.
- Eisenhüttenleute, V. D. Steel: A Handbook for Materials Research and Engineering. Vol. 2 ed. Berlin: Springer Verlag, 1993.
- El-Reedy, M.A., 2012, “Offshore structures: Design, Construction and Maintenance”, Gulf Professional Publishing, USA.
- KLUEH, R. L.; KING, J. F. Austenitic Stainless Steel-Ferritic Steel Weld Joint Failures. welding research supplement, n. September, p. 302–311, 1982.
- LAHA, K. et al. Creep Behaviour of Post-weld Heat-treated 2. 2 5Cr-1Mo Ferritic Steel Base, Weld Metal and Weldments. Materials Science and Engineering: A, v. 129, p. 183–195, 1990.
- NATH, B. Welding in Nuclear Engineering. Deutschen Verband für Schweißtechnik, p. 52–56, 1982.
- Saghafifar, H. Microstructural stability of a nickel-based alloy overlay on a 2. 25Cr1Mo steel substrate. [s.l.] The University of Nottingham, 2011.
- Silva, C.C., Miranda, H.C, Motta, M. F, Farias, J. P., Afonso C. R. M., Ramirez, A. J, 2013, “New insight on the solidification path of an alloy 625 weld overlay”, JIMRT, 2, 228-237.
- SONG, K.H., NAKATA, K., 2009, "Mechanical Properties of Friction-Stir-Welded Inconel 625 Alloy", Materials Transactions, v. 50, n. 10 (Sep), pp. 2498-2501.
- Vargas-Arista, B., Romero, S., Angeles-Chavez, C., Albiter, A., Hallen, J. M, 2011, “Deterioration of the corrosion resistance of welded joints in API5L X52 steel isothermally aged”, Int. J. Electrochem. Sci., 6, 367-378.

Xu LY, Li M, Jing H. Y. and Han Y. D., 2013, “Electrochemical Behaviour of Corrosion Resistance of X65/Inconel 625 Welded Joints”, Int. J. Electrochem. Sci. 8, 2069 – 2079.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material impresso incluído no seu trabalho.