

EFEITO DE ZONAS FRÁGEIS LOCALIZADAS SOBRE A TENACIDADE À FRATURA DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS API 5L X80¹

Maurício de Carvalho Silva²
Gustavo Henrique B. Donato³
Rodrigo Magnabosco⁴
Claudio Ruggieri⁵

Resumo

O objetivo deste trabalho é avaliar a possível correlação existente entre os baixos valores de CTOD ($\delta_c < 0,15\text{mm}$) e a ocorrência de zonas frágeis localizadas (ZFL) presentes na região de grãos grosseiros (RGG) da zona termicamente afetada (ZTA) de uma junta soldada de aço API 5L X80. Para isto, foi necessário obter corpos-de-prova SE(B) a partir de uma chapa de aço API 5L X80 a qual foi soldada numa junta $\frac{1}{2}V$, para facilitar o posicionamento do entalhe na RGG da ZTA. As dimensões dos corpos-de-prova SE(B) utilizados foram espessura $B=17\text{mm}$, largura $W=34\text{mm}$, distância entre os apoios dos roletes $S=138\text{mm}$ e uma relação entre o tamanho de trinca (a) e a largura, $a/W=0,5$. O entalhe posicionado na RGG da ZTA tem por objetivo evidenciar o efeito de ZFL e para tal os ensaios foram conduzidos nas temperaturas de -40°C , -50°C e -70°C . Os resultados de CTOD crítico obtidos neste estudo sugerem indícios de severa degradação da tenacidade na RGG da ZTA, provavelmente associada à formação de ZFL.

Palavras-chave: Ensaio de CTOD; Juntas soldadas; Zonas frágeis localizadas (ZFL); API 5L X80.

LOCAL BRITTLE ZONES EFFECTS ON FRACTURE TOUGHNESS OF A WELDED API 5L X80 STEEL

Abstract

This work evaluates the possible correlation between low fracture toughness (critical CTOD $< 0,15\text{mm}$) and local brittle zones (LBZ) occurrences in heat affected zone (HAZ) coarse grain regions. The fracture toughness of a welded API 5L X80 steel was characterized using SE(B) specimens for CTOD determination with notches located in the HAZ. The specimen dimensions are thickness $B=17\text{mm}$, width $W=34\text{mm}$, span $S=138\text{mm}$ and crack length to width ratio, $a/W=0,5$. The effects of LBZ are evaluated through tests carried out in temperatures of -40°C , -50°C and -70°C . The critical CTOD values obtained in this work had presented low fracture toughness and these results can be attributed to local brittle zones formed in the welding process.

Key words: CTOD determination; Welded joints; Local brittle zones (LBZ); API 5L X80.

- ¹ *Contribuição técnica ao 64º Congresso Anual da ABM, 13 a 17 de julho de 2009, Belo Horizonte, MG, Brasil.*
- ² *Doutorando do Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP, carvalho.silva@gmail.com*
- ³ *Prof. Dr. do Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Universitário da FEI, gdonato@fei.edu.br*
- ⁴ *Prof. Titular do Departamento de Engenharia Mecânica do Centro Universitário da FEI, rodrimagn@fei.edu.br*
- ⁵ *Prof. Livre Docente do Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP, claudio.ruggieri@poli.usp.br*

1 INTRODUÇÃO

Grande parte dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) de classificação API (*American Petroleum Institute*) utilizados na fabricação de tubos são produzidos pelo processo de laminação controlada. Este processo permite a obtenção de chapas grossas de alta resistência aliada a uma boa tenacidade.⁽¹⁾ O objetivo básico da laminação controlada é deformar os grãos de austenita, dentro de uma faixa de temperatura na qual não ocorra sua recristalização, para obtenção de um pequeno tamanho de grão de ferrita, na ordem de 3 μm a 6 μm .⁽²⁾ A faixa de temperatura onde a recristalização não ocorre é representada pela faixa de temperaturas entre 950°C e a temperatura A_{r3} (aproximadamente 750°C), sendo que abaixo da A_{r3} haverá formação de ferrita.⁽³⁻⁵⁾

O balanço entre alta resistência e boa tenacidade dos aços grau API, resultante do processo de laminação controlada com ou sem resfriamento acelerado, pode ser deteriorado pelos ciclos térmicos da solda, aplicada tanto na etapa final de fabricação do tubo (fechamento em "O") como na soldagem de campo (montagem dos tubos na linha). No caso de soldagem multipasses, tal deterioração da tenacidade é esperada na região de grãos grosseiros (RGG) da zona termicamente afetada (ZTA) pelo calor.⁽⁶⁾ Estudos demonstram que valores de CTOD obtidos de microestruturas simuladas termicamente podem apresentar valores inferiores a 0,1 mm, numa temperatura de -10°C.^(7,8) Os baixos valores de CTOD podem ser atribuídos à formação de *Zonas Frágeis Localizadas* (ZFL ou LBZ do termo em inglês) que são pequenas áreas localizadas na RGG da ZTA que apresentam uma baixa resistência à clivagem.⁽⁹⁾ Fairchild⁽⁹⁾ acredita que os principais fatores metalúrgicos que contribuem para a baixa tenacidade na RGG são: a) formação de bainita superior; b) Precipitação de elementos microligantes (Nb e V); c) Aumento do tamanho de grão e d) Formação do constituinte M-A. Em particular, o aumento significativo no tamanho de grão austenítico aumenta a temperabilidade nesta região e, como conseqüência, pode-se obter uma microestrutura totalmente martensítica. A transformação martensítica normalmente está associada à presença de tensões residuais e esta característica combinada com seu comportamento frágil, pode culminar com o surgimento de trincas intergranulares advindas da têmpera.

Como os atuais aços brasileiros de grau API são produzidos sem o resfriamento acelerado, torna-se necessário adicionar quantidades significativas de elementos de liga com o objetivo de incrementar as propriedades mecânicas e de tenacidade do material-base (via mecanismos de refino de grão e precipitação). Entretanto, esse recurso apresenta potenciais efeitos deletérios sobre a tenacidade da ZTA de juntas soldadas multipasses. Dentro deste contexto, a correta determinação das propriedades de tenacidade do aço nacional de grau API 5L X80 (limite de escoamento igual a 80 ksi ou ~550 MPa) incorporando a tendência de formação de zonas frágeis localizadas assume papel altamente relevante.

Sendo assim, o objetivo deste trabalho é avaliar a possível correlação existente entre os baixos valores de CTOD e a ocorrência de zonas frágeis localizadas (ZFL) presentes na região de grãos grosseiros (RGG) da zona termicamente afetada (ZTA) de uma junta soldada de aço API 5L X80.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Primeiramente, para avaliar as propriedades mecânicas do material, foram obtidos corpos-de-prova a partir de uma chapa de aço API 5L X80 para ensaio de

tração na condição de Metal Base (MB). Foram usinados seis corpos-de-prova retangulares (três na direção longitudinal e três na direção transversal) e os mesmos foram ensaiados na temperatura ambiente, conforme a norma ASTM E8M-04.⁽¹⁰⁾

Após a avaliação das propriedades mecânicas do MB, passou-se para o estudo da ZTA. Para obtenção dos corpos-de-prova utilizados nesta condição, uma chapa de aço API 5L X80 foi soldada (solda multipasses com eletrodo revestido em processo manual) contendo uma junta ½V. O objetivo foi garantir uma ZTA reta ao longo da espessura do material. Desta condição, foram obtidos corpos-de-prova para ensaios de impacto *Charpy* (ensaiados conforme a norma ASTM E23⁽¹¹⁾). Estes corpos-de-prova foram obtidos na direção transversal tanto para a condição de MB como para a de ZTA. Para cada condição, avaliou-se 7 temperaturas diferentes e um total de 3 corpos-de-prova para cada temperatura.

Os corpos-de-prova de flexão em três pontos SE(B) para ensaio de CTOD foram usinados e os entalhes foram posicionados na RGG da ZTA. As dimensões utilizadas foram espessura $B = 17$ mm, largura $W = 34$ mm, distância entre os apoios dos roletes $S = 138$ mm e uma relação entre o tamanho de trinca (a) e a largura, $a/W=0,5$, conforme norma BS 7448.⁽¹²⁾ Estes corpos-de-prova foram obtidos na direção transversal (perpendicular ao sentido de laminação da chapa). Os ensaios de CTOD foram conduzidos nas temperaturas de -40°C , -50°C e -70°C , utilizando três corpos-de-prova para cada temperatura. Após os testes de CTOD, as amostras foram seccionadas seguindo recomendações da norma API RP 22⁽¹³⁾ para avaliação de ocorrências de ZFL.

2.1 Metodologias para Cálculo do CTOD

A determinação experimental dos valores de CTOD é usualmente conduzida por meio do método da rótula plástica descrito, por exemplo, pela norma BS7448.⁽¹²⁾ Conforme pode ser visto na Eq.(1), tal método divide o CTOD (δ) total em duas componentes: uma parcela elástica (dependente do fator de intensidade de tensão) e outra plástica (dependente da parcela plástica do carregamento), sendo que ambas dependem das características geométricas do corpo-de-prova. O ponto central do modelo da rótula plástica é a hipótese de que espécimes SE(B) se deformam ao redor de um ponto rotular fixo, posicionado ao longo do ligamento remanescente da trinca por um fator r_p . Tal fator representa, a partir da ponta do defeito, o percentual do ligamento compreendido até o referido ponto. Tal hipótese permite que, por meio de igualdade de triângulos, a parcela plástica do CTOD seja diretamente obtida da abertura da ponta da trinca plástica V_p , como esquematiza a

Fig. 1.

$$\delta = \left[\left(\frac{P \cdot S}{B \cdot W^{1,5}} \cdot f(a_0/W) \right)^2 \cdot \frac{(1-\nu^2)}{2 \cdot \sigma_{ys} \cdot E} \right] + \left[\frac{r_p \cdot (W - a_0) \cdot V_p}{r_p \cdot W + 0,6 \cdot a_0 + z} \right] \quad (1)$$

onde:

P: Carga obtida do diagrama Carga vs. CMOD (*Crack Mouth Opening Displacement*)

S: distância entre os roletes de apoio

B: Espessura do corpo-de-prova

W: Largura do corpo-de-prova

a_0 : Tamanho inicial da trinca

$f(a_0/W)$: Fator que depende da geometria do corpo-de-prova

ν : Coeficiente de Poisson

σ_{ys} : Limite de escoamento corrigido para a temperatura na qual o ensaio de CTOD foi conduzido

E: Módulo de elasticidade

r_p : Fator rotacional plástico. Adotado 0,4 pela BS7448.

V_p : Parcela plástica do deslocamento

z: Espessura das “facas” de fixação do *clip gage*

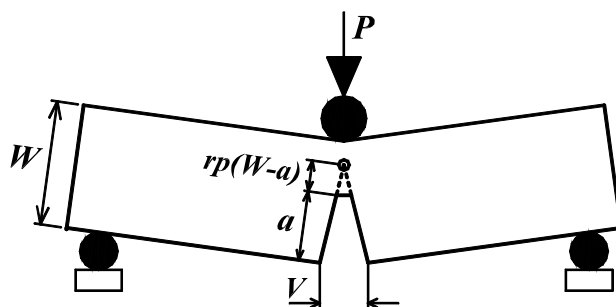


Figura 1: Modelo da rótula plástica aplicado à estimativa do CTOD.⁽¹⁴⁾

A metodologia brevemente reportada é largamente aplicada na prática para a determinação experimental de CTOD e fornece resultados bastante acurados para materiais homogêneos e espécimes com trinca profunda. Porém, dentro do interesse do presente trabalho, apresenta algumas limitações com relação à aplicação em juntas soldadas (cujas propriedades dos metais de base e adição podem apresentar heterogeneidades das características mecânicas). A presença de tais dissimilaridades (usualmente denominadas *weld strength mismatch*) altera a distribuição de tensões à frente do defeito, alterando a posição do ponto rotular, invalidando a estrita aplicação dos procedimentos correntes. A Figura 2(a) ilustra esquematicamente a deformação assimétrica de espécimes SE(B) com diferentes propriedades entre o metal de base (MB) e metal de solda (MS). Aqui, é ilustrado um metal de solda mais resistente (*HS-higher strength*) em relação ao metal de base (*LS-lower strength*).

Com o objetivo de evitar a propagação de possíveis erros na medição experimental do CTOD para a avaliação do efeito da formação de zonas frágeis nos valores de tenacidade, os valores de CTOD utilizados no presente trabalho foram calculados por meio da BS7448 em sua forma original e recalculados utilizando análises numéricas desenvolvidas por Donato,⁽¹⁴⁾ as quais reportam valores do fator rotacional plástico específicos para a aplicação em juntas soldadas dissimilares. A formulação aplicada permanece inalterada (Eq. (1)), porém, os fatores rotacionais plásticos são definidos como função da geometria da junta soldada e do nível de dissimilaridade mecânica. A Figura 2(b) apresenta os resultados de Donato¹⁴ utilizados no presente trabalho, na qual M_L representa o nível de dissimilaridade (*Mismatch Level*) e h a largura do cordão de solda. Nota-se a pequena influência da dissimilaridade para trincas profundas, sendo que os valores de r_p giram em torno de 0,45. Por outro lado, trincas rasas apresentam grande sensibilidade para qualquer nível de dissimilaridade e a avaliação de CTOD pode sofrer desvios expressivos.

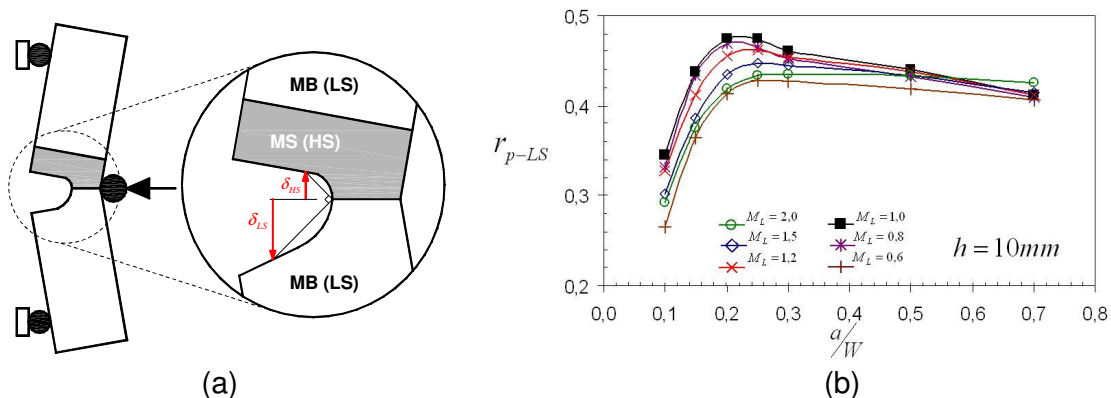


Figura 2: (a) ilustração esquemática da deformação assimétrica de juntas interfaciais dissimilares e (b) fatores rotacionais para uso com as propriedades do material menos resistente da junta (LS), para largura de cordão de 10mm em função da geometria e grau de dissimilaridade.⁽¹⁴⁾

3 RESULTADOS EXPERIMENTAIS

3.1 Ensaios de Tração

Os resultados do ensaio de tração são apresentados na Tab.1. Além dos limites de escoamento (σ_{LE}) e resistência (σ_{LR}), estão presentes na tabela os valores obtidos de alongamento total em 50mm (A_T^{50mm}), módulo de elasticidade (E), o expoente de encruamento (N) e a relação entre os limites de escoamento e resistência σ_{LE}/σ_{LR} .

Tabela 1: Resultados dos valores de propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração

Corpos-de-prova Retangulares							
Sentido		σ_{LE} (MPa)	σ_{LR} (MPa)	A_T^{50mm} (%)	E (GPa)	N	σ_{LE}/σ_{LR}
Longitudinal	Mínimo	554	690	30,60	210	12,30	0,799
	Máximo	571	693	33,04			0,828
Transversal	Mínimo	489	659	34,9	200	12,13	0,736
	Máximo	532	664	36,1			0,807

3.2 Ensaios de impacto Charpy

A Figura 3 mostra os valores médios de energia absorvida para o ensaio de impacto *Charpy* conduzido nas amostras transversais de MB e de ZTA. Este ensaio foi conduzido com o objetivo de se determinar a temperatura mais adequada para o ensaio de CTOD. Primeiramente, foi obtido o resultado para a condição de MB e, como pode ser visualizado na Figura 3, há uma queda brusca no valor de energia absorvida apenas na temperatura de -120°C (energia absorvida de 11J). A segunda etapa foi o ensaio de impacto para a condição de ZTA. O ensaio teve início na temperatura de 150°C , com diminuição gradual da temperatura nas mesmas proporções do ensaio anterior. Entretanto, o segundo ensaio já apresentou uma queda brusca no valor de energia absorvida na temperatura de -70°C (energia absorvida de 32J, enquanto que nesta temperatura o MB apresentou um valor de 218J). Optou-se então por se ensaiar o último jogo de corpos-de-prova de ZTA na temperatura de -50°C , ao invés de -120°C conforme fora feito para o MB. Para a temperatura de -50°C , o corpo-de-prova de ZTA apresentou um valor de energia

absorvida igual a 51J. Em função destes resultados, optou-se por conduzir os ensaios de CTOD nas temperaturas de -40°C, -50°C e -70°C.

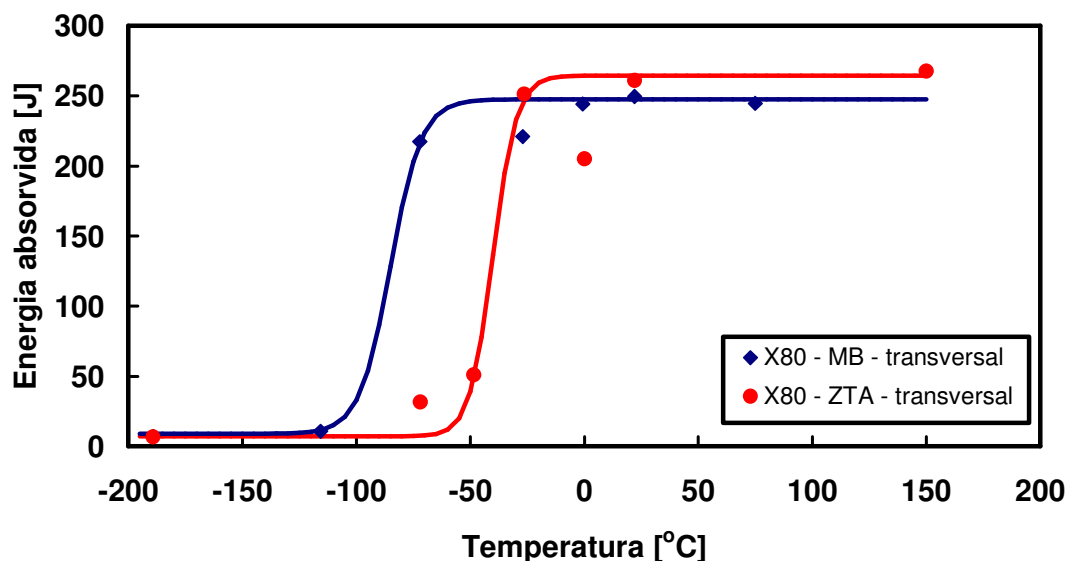


Figura 3: Resultado dos valores médios dos ensaios de impacto Charpy para as amostras de MB e de ZTA na direção transversal.

3.3 Ensaios de CTOD

Antes da apresentação dos resultados de CTOD, vale ressaltar que uma prática utilizada para conferir se a frente de trinca propagou de maneira uniforme ou não, é fazendo-se o rasgamento dos corpos-de-prova logo após o seu ensaio. Esta preocupação é acentuada quando os corpos-de-prova são obtidos a partir de juntas soldadas (como é o caso deste estudo), pois as propriedades dissimilares de MB e ZTA podem provocar trincas bastante irregulares. Entretanto, os corpos-de-prova com entalhes na ZTA (Figura 4), apresentaram uma frente de trinca bem uniforme (considerando-se junta soldada), o que atende os padrões exigidos pelas normas de ensaios de mecânica da fratura, por exemplo, BS 7448.⁽¹²⁾ Os valores de pré-trinca foram obtidos utilizando um projetor de perfil e ficaram próximos de 17,5mm. Ressalta-se que nenhuma amostra apresentou crescimento de trinca maior que 0,2mm e isto caracteriza CTOD crítico (δ_c).⁽¹²⁾



Figura 4: Corpos-de-prova com entalhe na ZTA após ensaio de CTOD e rasgamento para medição da pré-trinca: a) Z09 ensaiado a -40°C ; b) Z10 ensaiado a -40°C ; c) Z23 ensaiado a -70°C .

3.3.1 Cálculo do CTOD

Conforme ressaltado no item 2.1, existe uma preocupação quanto a aplicabilidade da norma BS 7448⁽¹²⁾ para avaliação de juntas soldadas, uma vez que a mesma foi desenvolvida para materiais homogêneos. Com o objetivo de se avaliar tal aplicabilidade, os valores de CTOD foram obtidos seguindo a norma BS e também utilizando a metodologia do r_p específico sugerida por Donato.⁽¹⁴⁾

Para obtenção dos valores de CTOD, deve-se primeiramente obter uma curva de *Carga vs. CMOD* conforme Figura 5. Esta curva é referente ao corpo-de-prova Z23 que possui entalhe na ZTA e foi ensaiado a -70°C . Esta curva é utilizada para obtenção dos valores de P e V_p definidos na Eq. (1) para o cálculo do CTOD. Segundo a norma BS 7448,⁽¹²⁾ quando for observada uma queda repentina de carga (*pop-in*) superior a 1%, a carga (P) deve ser obtida imediatamente antes desta queda. Por exemplo, a carga utilizada para o cálculo de CTOD para a amostra Z23 foi $P=28,35\text{kN}$, conforme Figura 5. Utilizando a metodologia descrita nesta norma, o corpo-de-prova Z23 apresentou CTOD crítico igual a $0,08\text{mm}$.

O cálculo de CTOD utilizando a metodologia do r_p específico sugerida por Donato⁽¹⁴⁾ se deu da seguinte forma. A partir da avaliação das propriedades mecânicas obtidas, em conjunto com perfis de microdureza realizados nos cordões de solda desenvolvidos foi possível determinar o nível de dissimilaridade do material, o qual apresentou resultado $M_L \sim 1,05$. Adicionalmente, medições em projetor de perfil revelaram largura média do cordão de solda $h \sim 10\text{mm}$. Estes dados foram utilizados para determinar o r_p específico. Como pode ser visto na Figura 2(b), os valores de r_p giram em torno de $0,45$ para espécimes com trinca profunda ($a/W=0,5$).

O resumo destes resultados está apresentado na Figura 6. É possível visualizar nesta figura os valores de CTOD calculados pela norma BS 7448 (losango azul) e também com o r_p específico (círculo vermelho). Como os dois métodos apresentam resultados muito próximos e os desvios máximos foram inferiores a 6%, conclui-se que a utilização da norma BS 7448⁽¹²⁾ é perfeitamente aplicável dentro do presente contexto.

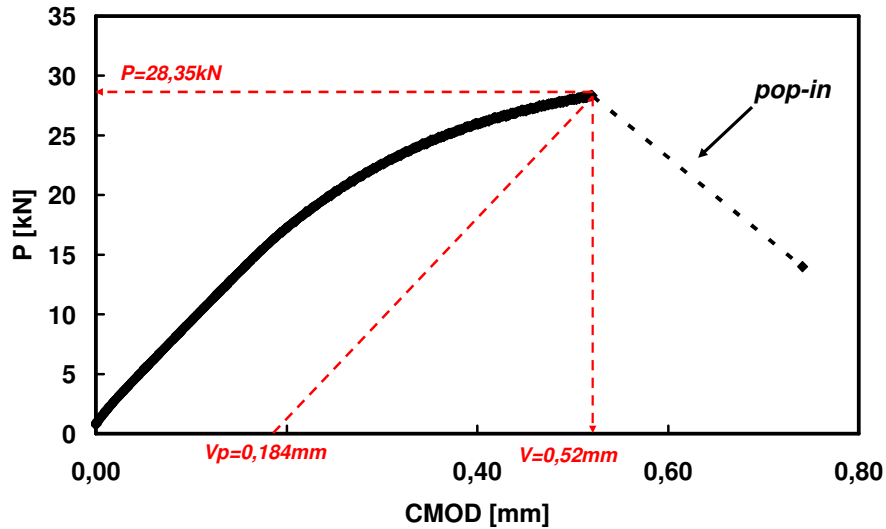


Figura 5: Curva de Carga vs. CMOD para o corpo-de-prova Z23 com entalhe na ZTA ensaiado na temperatura de -70°C e CTOD igual a $\delta c=0,08\text{mm}$.

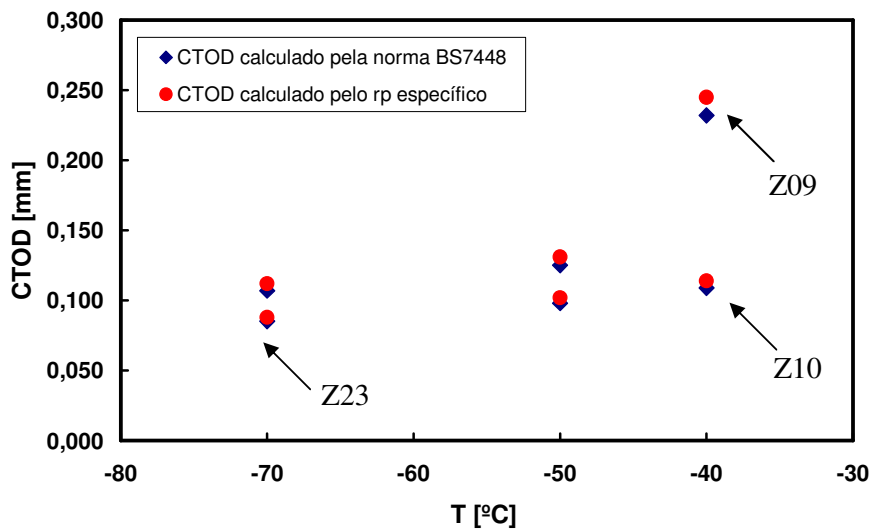


Figura 6: Resultados do ensaio de CTOD para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA, ensaiados nas temperaturas de -40°C , -50°C e -70°C

3.4 Análise Metalográfica

A Figura 7 apresenta a micrografia do aço API 5L X80 na região de MB. O material apresenta uma microestrutura bastante refinada contendo ferrita e perlita. Já a Figura 8(a) apresenta um desenho esquemático do seccionamento de uma junta soldada, conforme recomendação da API RP 2Z.⁽¹³⁾ O principal objetivo desta figura é ilustrar o posicionamento da pré-trinca de fadiga em relação à microestrutura. A Figura 8(b) apresenta uma macrografia da junta 1/2V soldada, referente ao corpo-de-prova Z23. O posicionamento da pré-trinca de fadiga é idêntico ao ilustrado na Figura 8(a). Esta configuração de junta facilitou o posicionamento do entalhe na RGG da ZTA, pois o entalhe foi posicionado no lado reto da junta.

Ao seccionar as amostras (Z09, Z10 e Z23) para avaliação de ocorrências de ZFL, duas delas (Z10 e Z23) apresentaram um destacamento de material conforme mostrado na Figura 8(b). A análise de região como destacada na Figura 8(b) é melhor detalhada na Figura 9.

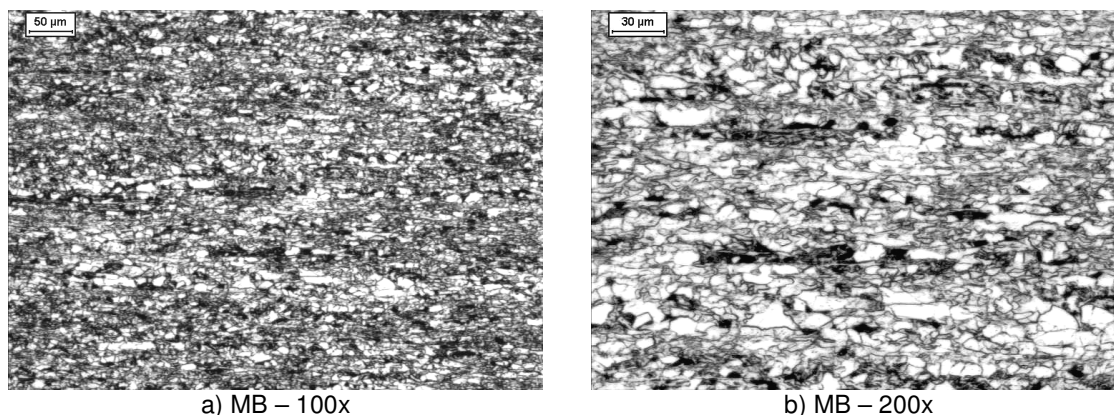


Figura 7: Micrografia do MB do aço API 5L X80 utilizado neste estudo: a) aumento de 100x; b) aumento de 200x.

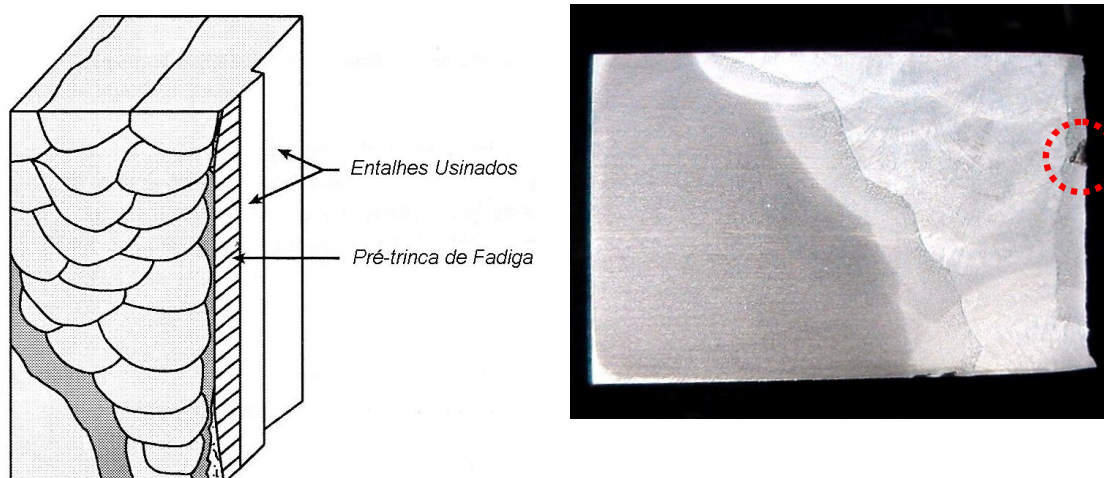


Figura 8: a) Desenho esquemático do seccionamento de uma junta soldada (13); b) macrografia da junta 1/2V soldada, referente ao corpo-de-prova Z23.

As micrografias apresentadas na Figura 9 têm por objetivo identificar a microestrutura interceptada pela pré-trinca de fadiga, durante o ensaio de CTOD. Inicialmente foi feita uma análise ao longo de toda a espessura do material (lado reto da junta), para identificar possíveis microestruturas deletérias à tenacidade.

A Figura 9(a) apresenta uma micrografia da amostra Z09 na região de ZTA, bem próximo ao metal de solda (MS). Nesta região, houve aumento de tamanho de grão (em comparação com a Fig.8(a)) e a microestrutura é martensítica. A Figura 9(b) está no mesmo alinhamento da Figura 9(a), porém próximo a borda, e o tamanho de grão apresenta-se mais refinado. As micrografias das Figuras 9(c) e (d) são referentes a amostra Z10. É possível notar que durante o aquecimento devido à soldagem houve aumento significativo do tamanho de grão austenítico, provocando aumento da temperabilidade no local. Como consequência, durante o resfriamento,

houve transformação martensítica completa e trincas intergranulares, e isto contribuiu severamente para a diminuição da tenacidade desta amostra.

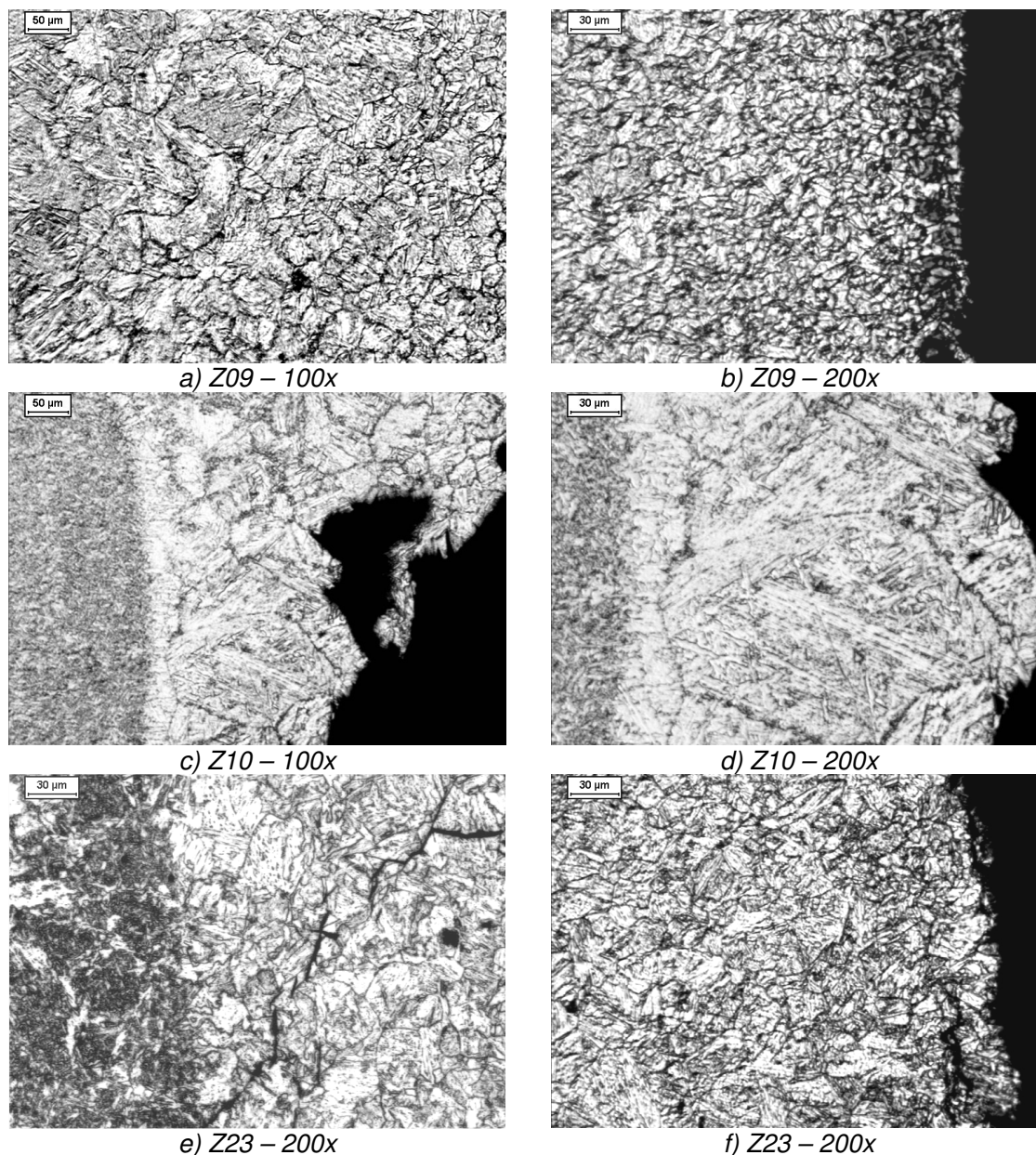


Figura 9: Micrografias obtidas na ZTA do aço API 5L X80 utilizado neste estudo: a) corpo-de-prova Z09 com aumento de 100x; b) corpo-de-prova Z09 com aumento de 200x; c) corpo-de-prova Z10 com aumento de 100x; d) corpo-de-prova Z10 com aumento de 200x; e) e f) corpo-de-prova Z23 com aumento de 200x.

A Figura 9(e) representa uma micrografia da transição entre MS e ZTA referente ao corpo-de-prova Z23. É possível notar os mesmos fatos ocorridos para a amostra Z10 e também a presença de micro-trincas típicas de um processo de têmpera. Entretanto, o tamanho de grão apresentado pela amostra Z10 é significativamente maior e deletério à tenacidade do que o da amostra Z23, pois aumenta a probabilidade de trincas intergranulares durante a transformação martensítica.

Estes resultados indicam que a baixa tenacidade apresentada pelas amostras Z10 e Z23 ocorreu porque a frente de trinca interceptou uma região de comportamento frágil. Isto é refletido pelo resultado de CTOD crítico calculado igual a $\delta_c=0,08\text{mm}$, para o corpo-de-prova Z23 conforme visto na Figura 6.

4 DISCUSSÃO

Os resultados do ensaio de tração para o aço API 5L X80 apresentaram-se satisfatórios. Segundo relato do fabricante de tubos é comum obter valores de limite de escoamento inferiores a 550 MPa para corpos-de-prova extraídos de chapa. Mas, isto não é considerado preocupante, pois ao deformar a chapa durante o processo de fabricação do tubo, este alcança o limite de escoamento requisitado pela norma, devido ao encruamento do material.

Os resultados de ensaio de impacto *Charpy* para o aço API 5L X80 foram utilizados para determinar a temperatura de ensaio mais adequada para os ensaios de CTOD. Como os valores de energia absorvida para os corpos-de-prova com entalhe na ZTA apresentaram uma queda brusca para as temperaturas de -50°C e de -70°C , optou-se por ensaiar os corpos-de-prova de CTOD nestas temperaturas e também um ensaio adicional na temperatura de -40°C . Vale ressaltar que estes resultados dos corpos-de-prova com entalhe na ZTA demonstram um indício claro de que a tenacidade foi deteriorada por conta do processo de soldagem.

Em relação ao ensaio de CTOD é importante destacar alguns aspectos. Os valores de CTOD para os corpos-de-prova ensaiados na temperatura de -70°C apresentaram baixa tenacidade. Este comportamento já era esperado, pois na Figura 3 que apresenta os resultados de ensaio *Charpy* foi evidenciado que a energia absorvida nesta temperatura encontra-se no patamar inferior, o que caracterizaria fratura frágil. Vale ressaltar também que os valores de CTOD apresentaram uma variação na ordem de 40%. Tal variação pode ser justificada com base nas micrografias apresentadas na Figura 9. Todas as amostras avaliadas na temperatura de -70°C apresentaram microestrutura martensítica e baixa tenacidade, entretanto, o corpo-de-prova Z23 apresentou adicionalmente microtrincas na ZTA, típicas de um processo de têmpera, o que justifica a queda de tenacidade mais acentuada nesta amostra.

Para o ensaio de CTOD na temperatura de -40°C , o material encontra-se na região da temperatura de transição dúctil frágil, como mostra a Figura 3; poder-se-ia supor que a tenacidade a -40°C seria maior que a apresentada no ensaio de conduzido a -70°C . Isto ocorreu para a amostra Z09, mas o corpo-de-prova Z10 não apresentou o mesmo comportamento. Os valores de CTOD nesta temperatura apresentaram uma variação superior a 100%. Tal variação pode ser justificada com base nas micrografias apresentadas na Figura 9. Todas as amostras avaliadas na temperatura de -40°C apresentaram microestrutura martensítica, entretanto, o corpo-de-prova Z10 que possui a menor tenacidade (nesta temperatura), apresentou aumento muito significativo do tamanho de grão e também trincas intergranulares na ZTA o que gerou o destacamento de material, conforme mostrado na Figura 8(b). Estas grandes variações microestruturais advêm do processo de soldagem manual no qual o controle das variáveis do processo depende do operador.

Ao comparar os resultados de CTOD e as microestruturas das amostras Z10 (ensaiada a -40°C) e Z23 (ensaiada a -70°C), percebe-se que a microestrutura martensítica, o crescimento exagerado do tamanho de grão e a presença de trincas intergranulares contribuem para a diminuição na tenacidade nesta região. Sendo

assim, tal região pode ser definida com Zona Frágil Localizada (ZFL) e justifica redução acentuada de tenacidade para a amostra Z10 (o que não era esperado considerando-se apenas a variação da temperatura do ensaio).

5 CONCLUSÕES

Do presente trabalho pode-se concluir que:

- Devido a pequena diferença (menos que 6%) entre os resultados de CTOD calculados pela norma BS7448 e pelo método que utiliza o r_p específico, percebe-se que a avaliação das Zonas Frágeis Localizadas (ZFL) independe do método de cálculo do CTOD nas condições aqui estudadas;
- Os resultados de CTOD críticos obtidos neste estudo sugerem indícios de severa degradação da tenacidade na Região de Grãos Grosseiros (RGG) da ZTA, associada principalmente à transformação martensítica devido ao aumento significativo do tamanho de grão austenítico e à presença de trincas intergranulares na ZTA.

REFERÊNCIAS

- 1 SILVA, C.N.P.; SILVA, P.S.C.P. Influência das separações sobre o deslocamento da abertura na ponta da trinca (COD), de um aço microligado produzido por laminação controlada. 42º congresso anual da ABM, out. 1987 – Salvador, Ba.
- 2 AMERICAN SOCIETY FOR METALS. *High-strength structural and high-strength low-alloy steels*. 10.ed. Metals handbook: Properties and selection: Irons, steels and high-performance alloys, 1990. v.1, p.389-423.
- 3 SHIGA, C.; KAMADA, A.; HATOMURA, T.; HIROSE, K.; KUDOH, J.; SEKINE, T. *Development of large diameter high strength line pipes for low temperature services*. Kawasaki Steel Technical Report, n.4, Dec. 1981.
- 4 SILVA, C.N.P. – *Efeitos das separações na tenacidade de um aço microligado produzido por laminação controlada*. 1986. Dissertação apresentada à escola Politécnica da USP para obtenção do título de mestre em engenharia. São Paulo.
- 5 SILVA, M. S. *Determinação da tenacidade à fratura de aços para dutos API X60 utilizando a metodologia de integral J com determinação do tamanho da trinca por queda de potencial*. 2002. Dissertação apresentada à UFRJ para obtenção do título de mestre em engenharia. Rio de Janeiro.
- 6 TOYODA, M. – Fracture Toughness Evaluation of Steel Welds, Osaka University Report, 1989.
- 7 AIHARA, S., OKAMOTO, K. – Local Brittle Zones HAZ of Offshore Structural Steels. Proceedings of the First Pacific/Asia Offshore Mechanics Symposium, Seoul, Korea, 1990. p. 95 – 101.
- 8 DENNYS, R. M. – The implications of local brittle zones (LBZ).
- 9 FAIRCHILD, D.P. – Local Brittle Zones in Structural Welds. in *Welding Metallurgy of Structural Steel*, 1987, p.303-318.
- 10 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *Standard test methods for tension testing of metallic materials (metric)*. ASTM E8M. New York, 2004.
- 11 AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. *Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials*. ASTM E23. New York, 2002.
- 12 BS7448, British Standard Institution. Fracture Mechanics Toughness Tests, 1991.
- 13 API RP 2Z, Recommended Practice for Preproduction Qualification for Steel Plates for Offshore Structures, 2005.
- 14 DONATO, G.H.B., “ Efeitos de Heterogeneidades Mecânicas sobre Forças Motrizes de Trinca em Juntas Soldadas: Determinação Experimental de Tenacidade e Extensão de

Metodologias de Avaliação de Criticidade de Defeitos.”, tese de doutorado, Escola Politécnica da USP, 2008.