



CRESCIMENTO DE TRINCAS POR FADIGA EM JUNTAS SOLDADAS CIRCUNFERENCIAIS EM AÇO DA CLASSE API 5L-X70¹

Andrés Alberto Buschiazó²
Enrique Mariano Castrodeza³
Fernando Luiz Bastian⁴

Resumo: No trabalho foi estudado o crescimento de trincas por fadiga em juntas soldadas circunferenciais em aço API 5L-X70 para aplicação em *risers* rígidos. Foram avaliadas curvas da/dN versus ΔK das três regiões de junta soldada (metal de base, zona termicamente afetada e metal de solda) sob diferentes razões de carregamento ($R = 0,1$ e $0,5$). Os testes de fadiga foram realizados em corpos de prova C(T) segundo a norma ASTM E647, utilizando a técnica de queda de potencial elétrico para a medição do comprimento da trinca. Os resultados obtidos mostram que, nas três regiões da junta soldada, as taxas de propagação de trincas para $R = 0,5$ foram superiores às taxas para $R = 0,1$. Por outro lado, a razão de tensões R teve pouca influência nas taxas de crescimento de trincas por fadiga no metal de base. Esta influência foi mais marcante no metal de solda e na ZTA.

Palavras chave: Aço API 5L-X70; Juntas soldadas circunferenciais; Propagação de trincas por fadiga.

FATIGUE CRACK GROWTH IN CIRCUMFERENTIAL WELDED JOINTS OF API 5L-X70 STEEL

Abstract

Fatigue crack growth in circumferential welded joints of an API 5L-X70 steel for offshore catenary risers (SCR) was studied. The welded joint regions studied were the base and weld metal, and the heat affected zone, subjected to $R = 0.1$ and 0.5 . The fatigue tests were performed according to the ASTM E647 standard, with crack length assessment made by the potential drop technique. The results show that the fatigue crack propagation rates for $R = 0.5$ were higher than that for $R = 0.1$ in the three regions of the welded joint. On the other hand, R had little influence on the fatigue crack growth of the base metal, being larger for the weld metal and HAZ.

Keywords: API 5L-X70 steel; Circumferential welded joints; Fatigue crack growth.

¹ Contribuição técnica ao 65º Congresso Anual da ABM, 26 a 30 de julho de 2010, Rio de Janeiro, RJ, Brasil.

² M.Sc., Direção de Engenharia, YPF, Macacha Güemez 515, C1106BKK, Buenos Aires, Argentina.

³ D.Sc., Laboratório de Mecânica da Fratura, PEMM/COPPE/UFRJ, CP 68505, 21941-972 Rio de Janeiro, Brasil.

⁴ Ph.D., Laboratório de Mecânica da Fratura, PEMM/COPPE/UFRJ, CP 68505, 21941-972 Rio de Janeiro, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

O conceito de *riser* de aço em catenária (*SCR*) foi aplicado na prática pela Shell em 1992. A Petrobras vinha investigando o conceito desde 1989 e construindo o *background* de engenharia que permitisse o seu emprego em plataformas semi-submersíveis *offshore*. Em 1998 a Petrobras instalou o primeiro e pioneiro *SCR* na semi-submersível P-18, no campo de Marlim, Bacia de Campos. O primeiro *SCR* marcou e estabeleceu uma nova abordagem para o desenvolvimento de campos petrolíferos em águas profundas no Brasil, tornando prática a produção em profundidades além do alcance da tecnologia tradicional dos *risers* flexíveis.⁽¹⁾ Em 2001, a Petrobras instalou dois *SCRs* adicionais, um para exploração de petróleo e outro para a exploração de gás, na plataforma semi-submersível P-36, no campo de Roncador. Esta foi a primeira instalação aplicando-se o método híbrido *Reel-Lay* e *J-Lay* no mundo. Este novo método permitiu a instalação dos *SCRs* em menos da metade do tempo gasto na primeira instalação, onde o método *J-Lay* pleno foi empregado. Além disso, obteve-se também um corte de 30% nos custos de instalação. Hoje, o conceito *SCR* é considerado como uma tecnologia de campo comprovada, com base na experiência adquirida no decorrer do projeto dos *SCRs* e na construção e instalação dos mesmos na exploração de petróleo e gás das plataformas semi-submersíveis de produção P-18 e P-36.⁽¹⁾

Às solicitações mecânicas que atuam nos *risers* rígidos submetem suas juntas soldadas, especialmente as circunferenciais, a esforços de fadiga. Assim, no presente trabalho é feito um estudo da propagação de trincas de fadiga na três regiões (metal de base, metal de solda e zona termicamente afetada) de uma junta soldada circunferencial de um aço da classe API 5 L X-70 nas razões de carregamento $R = 0,1$ e $0,5$.

2 MATERIAL E MÉTODOS

2.1 Material

O material para o presente trabalho, aço para duto segundo especificação API 5L-X70, foi fornecido pela TenarisConfab, na forma de segmentos de tubos com comprimento de 300 mm e 500 mm, com diâmetro externo de 914 mm (36,0") e 10 mm (0,394") de espessura de parede.

2.2 Solda circunferencial

Para estudar o comportamento em fadiga do material a partir de corpos de prova com trincas posicionadas nas três regiões da solda, MB, ZTA, e MS, foram efetuadas as soldas circunferenciais definidas a seguir. Dois segmentos de tubos foram unidos mediante solda circunferencial, conformando um anel com solda de 360°. Esse processo foi repetido em um segundo anel para garantir a quantidade necessária de corpos de prova. A geometria do chanfro utilizado na solda é apresentada na Figura 1.

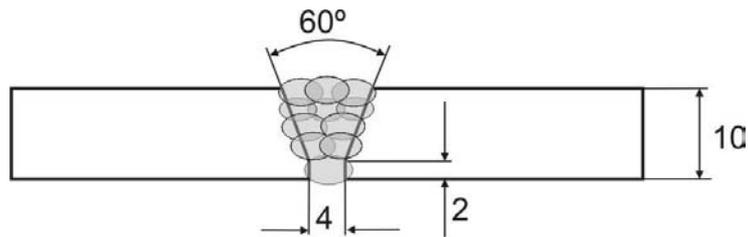


Figura 1. Solda esquemática e geometria do chanfro.

Os dois passes de raiz, inicial e de reforço (passes 1 e 2 na Figura 2), foram executados mediante o processo de soldagem TIG. O consumível utilizado foi arame de 3,25 mm de diâmetro, CM2IG da firma Böhler Thyssen, equivalente ao consumível ER90S-B3 segundo as especificações AWS A5.28. O gás de proteção foi argônio 99,96%. O preaquecimento da região do chanfro foi de 60 °C, para retirar a umidade. Utilizou-se corrente contínua com arame negativo. Ao finalizar o passe de reforço de raiz, antes de começar com os passes de enchimento, foi realizado um ensaio não destrutivo (END) por líquidos penetrantes para verificar a inexistência de trincas superficiais ou poros, detectáveis por esse método.

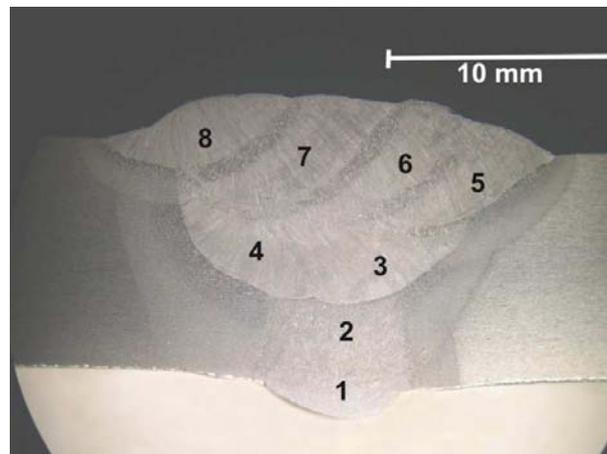


Figura 2. Perfil da solda circunferencial.

Os passes de enchimento e acabamento (passes 3 a 8 na Figura 2) foram feitos utilizando o processo de arame tubular (FCAW). O consumível foi o OK TUBROD95 K2 da firma ESAB, equivalente ao consumível E90T5-K2(M) segundo classificação AWS A5.29. O diâmetro do arame foi de 1,20 mm. O gás de proteção, neste caso, foi uma mistura de 25% de CO₂ e 75% de Argônio com vazão de 12 l/min. Foi utilizada corrente contínua com arame positivo. O pré-aquecimento da região da solda foi de aproximadamente 160°C. Outros parâmetros de soldagem podem ser vistos na Tabela 1.

Após o processo de soldagem ser completado, foram feitos ENDs, mediante os métodos de líquido penetrantes e ultra-som, à procura de defeitos na solda. Posteriormente ao END o anel soldado foi segmentado em cinco pedaços menores para separar as regiões da solda com o alinhamento *High-Low* aceito pela norma API 5L (< 1,59 mm para tubulações de espessura de parede < 12,7 mm).⁽²⁾ Em uma etapa intermédia da usinagem, após atingir a espessura definitiva dos corpos de prova, foram feitas as marcações para posicionar os entalhes no metal de base, na ZTA ou no metal da solda. Para isso as superfícies laterais dos corpos de prova foram polidas e atacadas para revelar a solda.

Tabela 1. Parâmetros de soldagem utilizados

Passe	Processo	Posição	Temperatura de pré-aquecimento [°C]	Corrente [A]	Tensão [V]	Velocidade de soldagem [mm/min]
1	TIG	Raiz	60	129	12,4	48
2	TIG	Raiz (reforço)		166	13,5	17
3	FCAW	Enchimento	150-200	208	26	53
4	FCAW	Enchimento		196	26	41
5	FCAW	Acabamento		180	25	44
6	FCAW	Acabamento		184	25	50
7	FCAW	Acabamento		196	24	42
8	FCAW	Acabamento		190	24	55

2.3 Posicionamento do Entalhe

O posicionamento do entalhe para cada zona alvo da solda, tanto para ZTA como para MS, foi feito de acordo ao critério *weld positional* da norma BS 7448 Parte 2.⁽³⁾ O entalhe para testes na região termicamente afetada foi posicionado 50% no metal de base mais ZTA e 50% no metal de solda, definidos na interseção de uma linha no centro da espessura com a linha de fusão. O procedimento de marcação pode ser visualizado na Figura 3. O entalhe no metal da solda foi posicionado no meio de duas marcas realizadas segundo o processo de marcação para um entalhe na ZTA descrito, em ambos os lados da solda.

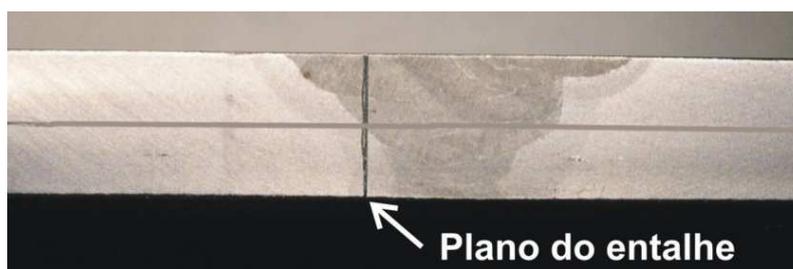


Figura 3. Posicionamento do entalhe na ZTA.

2.4 Composição Química do Material

Os resultados da análise química do metal de base e da solda mediante o método de espectrofotometria de emissão ótica por centelhamento realizada no laboratório Synlab Quim, da empresa Synesis, são apresentados na Tabela 2.

Tabela 2. Composição química do material (% em peso).

Elemento	C	Mn	Cr	Cu	Ni	Si	Nb	Mo	Al	P	Ti	V	W	S	C _{eq}
MB	0,03	1,52	0,29	0,23	0,15	0,14	0,092	0,04	0,03	0,013	0,01	<0,01	<0,01	0,003	0,36*
MS	0,07	1,86	0,29	0,09	1,34	0,41	0,026	0,14	0,01	0,015	0,02	<0,01	<0,01	0,012	-

Nota: MB = metal de base, MS = metal de solda, (*) dado da USIMINAS. C_{eq} = carbono equivalente 2.

2.5 Ensaios de Propagação de Trincas por Fadiga

Os ensaios de propagação de trincas por fadiga foram feitos conforme a norma ASTM E647-99,⁽⁴⁾ utilizando uma célula de carga de $\pm 50,0$ kN em uma máquina servo hidráulica INSTRON 1332. Os corpos de prova utilizados foram do tipo compacto de tração, C(T), extraídos das soldas circunferenciais segundo as orientações apresentadas no esquema da Figura 4. As dimensões nominais dos corpos de prova C(T) utilizados são apresentadas na Figura 5. A determinação do

comprimento da trinca ao longo dos testes foi feita mediante a técnica de queda de potencial elétrico.

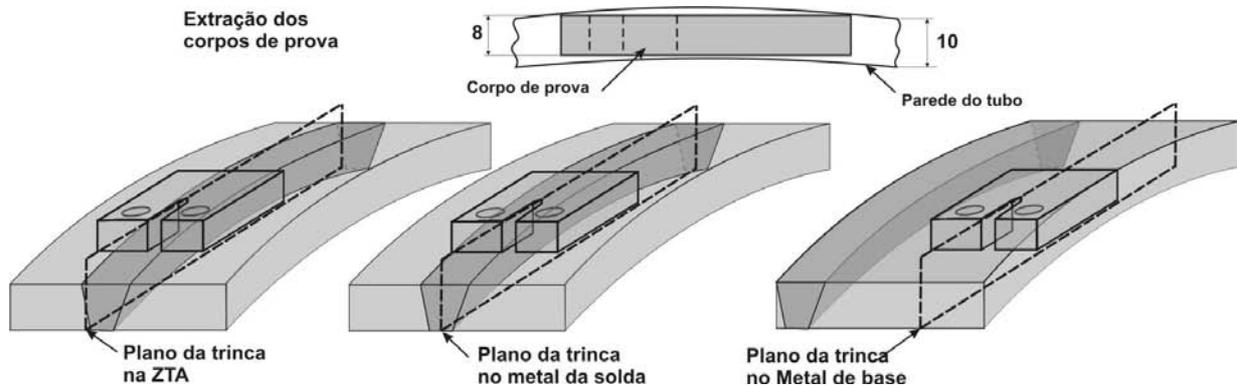


Figura 4. Esquema da extração dos corpos de prova das as três regiões.

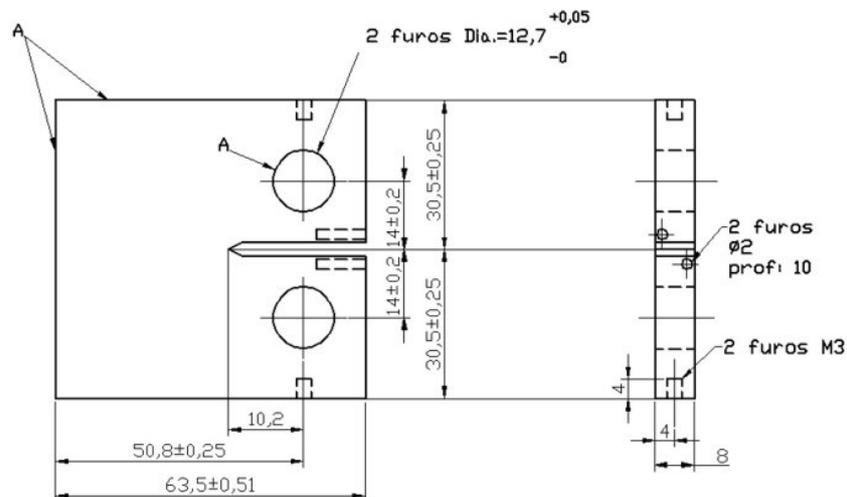


Figura 5. Dimensões dos corpos de prova C(T) em mm.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Curvas da/dN vs. ΔK

A partir das curvas a vs. N e do ΔP aplicado durante o ensaio de fadiga é possível calcular as curvas da/dN vs. ΔK , apresentadas (em escala dupla logarítmica) nas Figuras 6 e 7, e 9 a 10. A unidade utilizada para as taxas de crescimento é milímetros por ciclo (mm/c). Nas figuras se apresenta também o ajuste da equação de Paris a partir dos dados correspondentes para cada região e valores de R considerados, assim como o intervalo de confiança de 95% para a taxa de crescimento da trinca em função de ΔK .

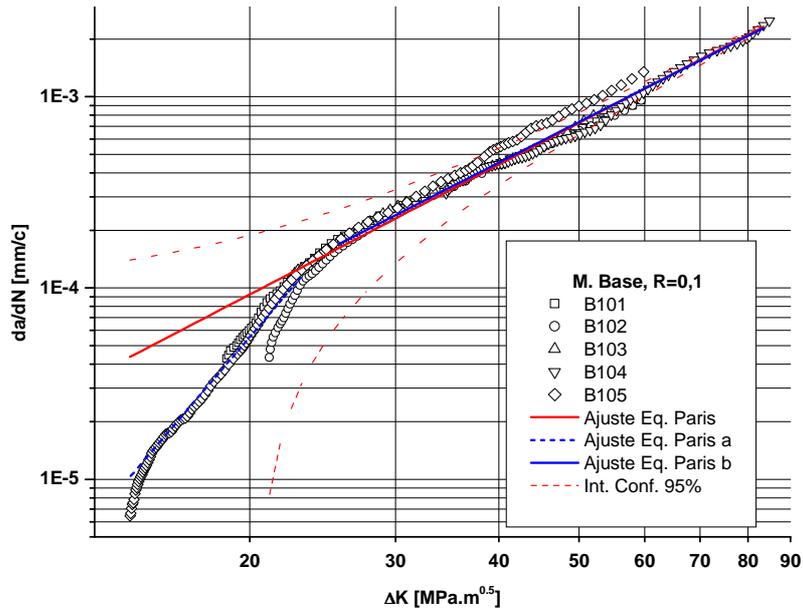


Figura 6. Curva da/dN vs. ΔK do metal de base e $R = 0,1$; ajustes da equação de Paris para os intervalos considerados e intervalo de confiança do 95%.

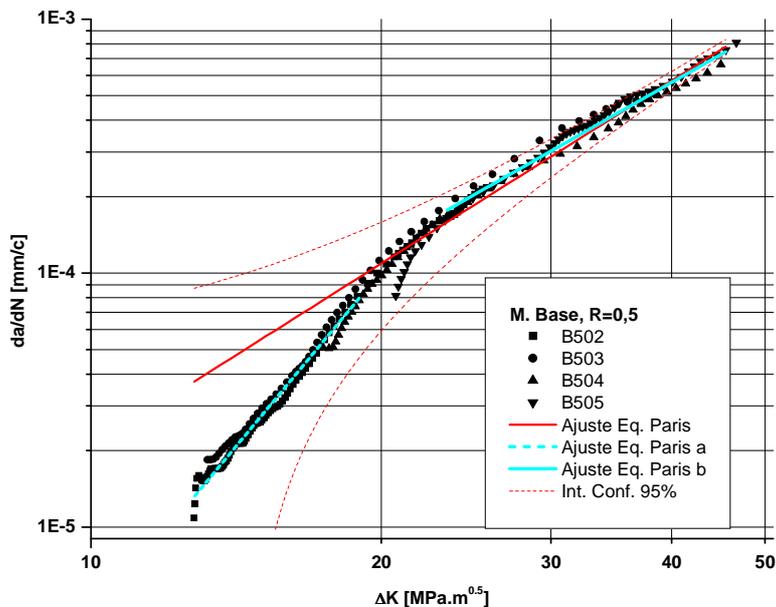


Figura 7. Curva da/dN vs. ΔK do metal de base e $R = 0,5$; ajustes da equação de Paris para os intervalos considerados e intervalo de confiança de 95%.

Nas curvas da/dN vs. ΔK do metal de base é possível distinguir quebras, isto é, cada curva poderia ser representada por duas retas de inclinação diferente no plano logarítmico. Este tipo de curvas será denominada bi-linear. De acordo com Lal⁽⁵⁾ e Lal e Namdboohiri,⁽⁶⁾ nestes casos é recomendado dividir as curvas em dois intervalos diferentes para o ajuste da equação de Paris, (Figuras 6 e 7). Embora alguns autores indiquem que as quebras na parte inicial do estágio II nas curvas de Paris são devidas a mudanças nos micromecanismos de crescimento da trinca, a análise por microscopia eletrônica de varredura não permitiu observar mudanças nas superfícies de fratura associadas aos diferentes micromecanismos de crescimento discutidos. A Figura 8 mostra um esquema de relações da/dN versus ΔK bi-lineares ajustadas aos valores experimentais, assim como os parâmetros de ajuste obtidos.

A localização dos pontos de mudança na inclinação nas curvas da/dN vs. ΔK está de acordo com resultados de Lal⁽⁵⁾ e Vosikovsky.⁽⁷⁾

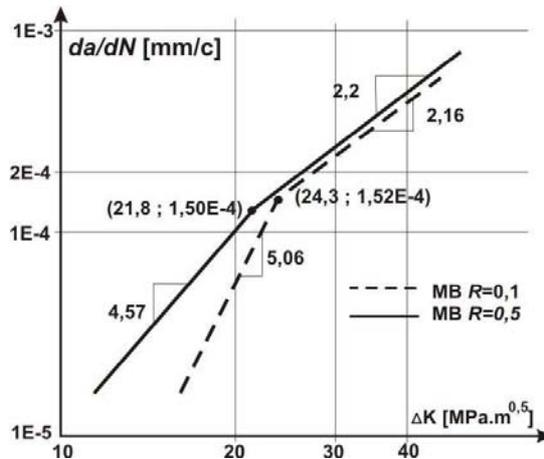


Figura 8. Esquema com curvas da/dN bi-lineares ajustadas de acordo com os resultados experimentais no metal de base.

Nas Figuras 9 e 10 são apresentadas as curvas da zona termicamente afetada para $R = 0,1$ e $0,5$, respectivamente, enquanto que nas Figuras 11 e 12 são apresentadas as curvas para o metal de solda, também para $R = 0,1$ e $0,5$.

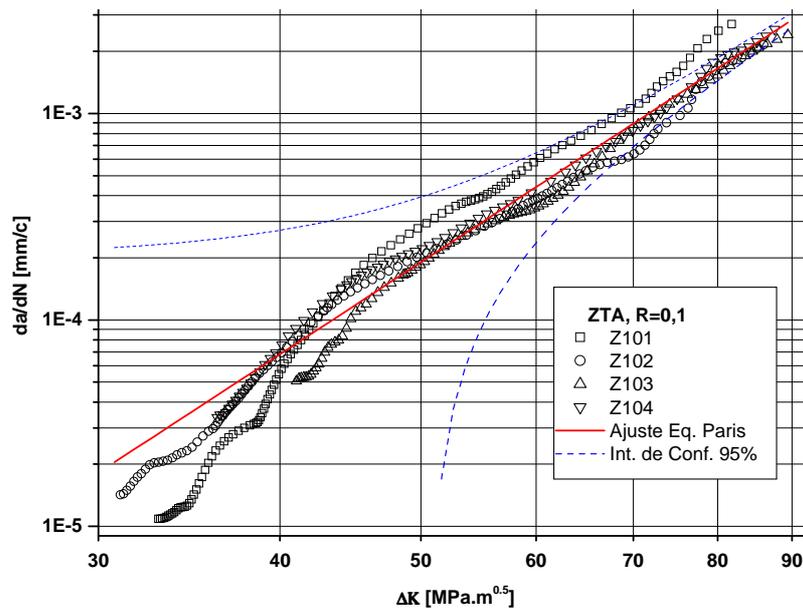


Figura 9. Curva da/dN vs. ΔK da zona termicamente afetada e $R = 0,1$; ajuste da equação de Paris e intervalo de confiança de 95%.

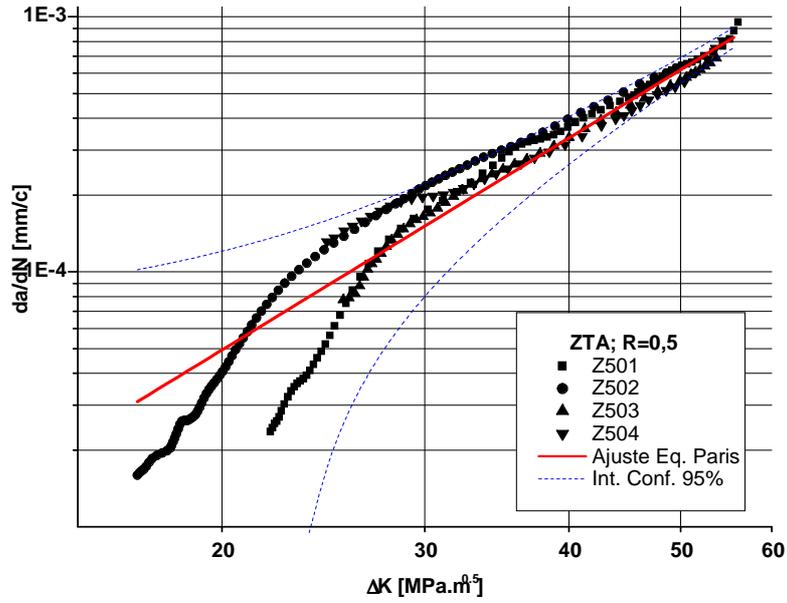


Figura 10. Curva da/dN vs. ΔK da zona termicamente afetada e $R = 0,5$; ajustes da equação de Paris e intervalo de confiança de 95%.

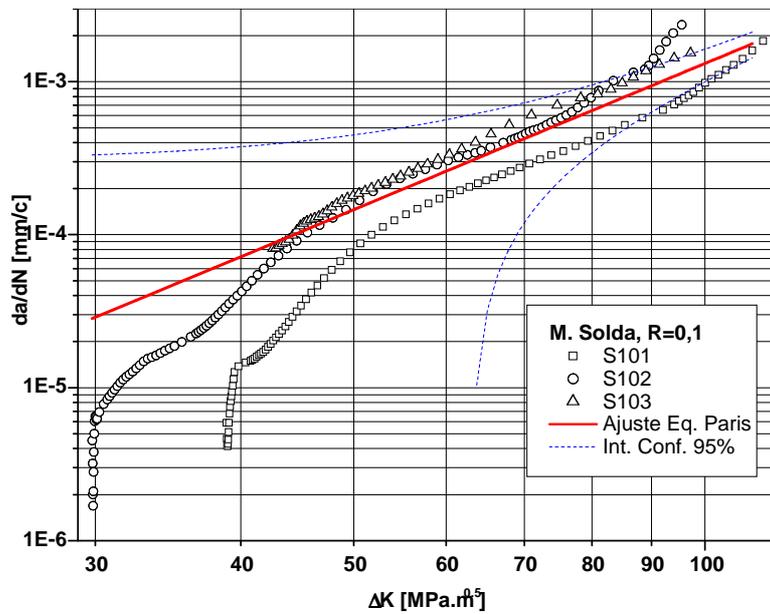


Figura 11. Curva da/dN vs. ΔK do metal de solda e $R = 0,1$; ajustes da equação de Paris e intervalo de confiança de 95%.

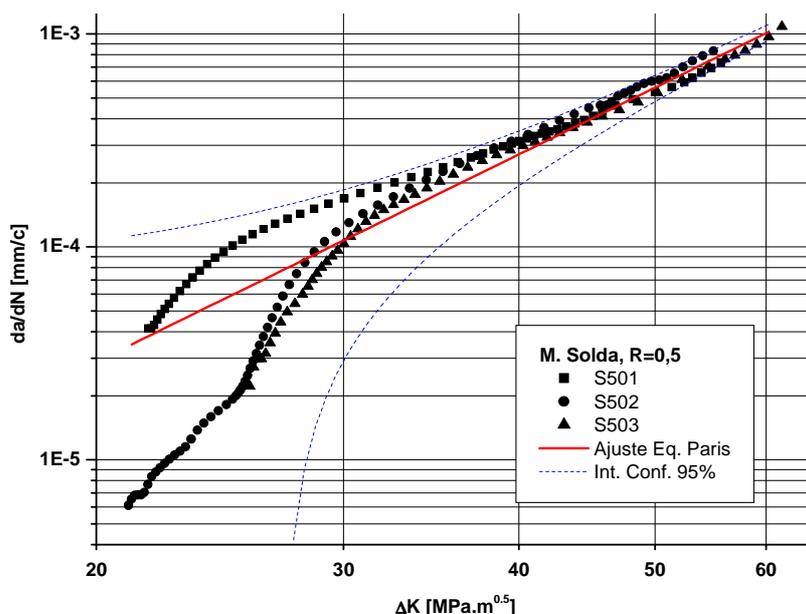


Figura 12. Curva da/dN vs. ΔK do metal de solda e $R = 0,5$; ajustes da equação de Paris e intervalo de confiança de 95%.

Os valores numéricos das constantes da equação de Paris ajustada para os resultados experimentais das três regiões da solda e $R = 0,1$ e $0,5$ são apresentados na Tabela 3, enquanto que na Figura 13 é apresentada graficamente uma comparação dos ajustes da equação de Paris para as três regiões da solda.

Tabela 3. Constantes da equação de Paris e parâmetros do ajuste por regressão

	R	Intervalo ΔK [MPa.m ^{0,5}]	C [mm/(ciclo. MPa.m ^{0,5})]	Erro (C) [mm/(ciclo. MPa.m ^{0,5})]	m	Erro (m)	ch^2
MB	0,1	14,3 < ΔK < 83,5	$1,07 \cdot 10^{-7}$	$\pm 5,93 \cdot 10^{-9}$	2,26	$\pm 0,013$	$2,406 \cdot 10^{-15}$
		14,3 < ΔK < 23,0	$1,4593 \cdot 10^{-11}$	$\pm 8,40 \cdot 10^{-12}$	5,06	$\pm 0,188$	$8,970 \cdot 10^{-17}$
		25,6 < ΔK < 83,5	$1,363 \cdot 10^{-7}$	$\pm 1,02 \cdot 10^{-8}$	2,20	$\pm 0,018$	$3,439 \cdot 10^{-15}$
	0,5	12,8 < ΔK < 45,5	$8,41 \cdot 10^{-8}$	$\pm 7,05 \cdot 10^{-9}$	2,39	$\pm 0,024$	$6,366 \cdot 10^{-16}$
		12,8 < ΔK < 19,0	$1,15 \cdot 10^{-10}$	$\pm 2,24 \cdot 10^{-11}$	4,57	$\pm 0,069$	$7,737 \cdot 10^{-18}$
ZTA	0,1	30,8 < ΔK < 89,4	$2,93 \cdot 10^{-12}$	$\pm 7,47 \cdot 10^{-13}$	4,60	$\pm 0,058$	$1,077 \cdot 10^{-14}$
	0,5	16,9 < ΔK < 55,6	$1,27 \cdot 10^{-8}$	$\pm 1,57 \cdot 10^{-9}$	2,76	$\pm 0,033$	$1,303 \cdot 10^{-15}$
MS	0,1	29,8 < ΔK < 109,8	$5,9 \cdot 10^{-10}$	$\pm 2,8 \cdot 10^{-10}$	3,17	$\pm 0,105$	$2,380 \cdot 10^{-14}$
	0,5	21,2 < ΔK < 60,3	$1,8 \cdot 10^{-9}$	$\pm 3,48 \cdot 10^{-10}$	3,23	$\pm 0,050$	$1,567 \cdot 10^{-15}$

Comparando os intervalos de confiança de 95% das Figuras 6, 7 e 9 a 12 e a estatística de prova da qualidade do ajuste (ch^2) da Tabela 3, pode-se inferir que a variabilidade dos resultados, para um dado valor de ΔK , é menor para o metal de base que para as outras duas regiões. Possivelmente esse resultado esteja relacionado com a presença de tensões residuais na ZTA e no metal de solda, assim como com a microestrutura diferente e a geometria irregular dos passes da solda no MS. Nesse sentido, a partir das micrografias da superfície de fratura foi observado que na região da raiz da solda a trinca tem menor comprimento que na região de passes de enchimento e acabamento. Isto só pode ser possível se diferentes segmentos da frente de trinca tiveram taxas de crescimento diferentes. Pode ser inferido então que microestruturas diferentes no plano da trinca alteram a taxa de crescimento da trinca como um todo. A proporção de microestruturas diferentes no

plano da trinca no metal da solda varia com a irregularidade geométrica dos passes. Na ZTA a frente de trinca propaga-se por microestruturas ainda mais diferentes em termos de propriedades mecânicas, como a região de grãos grosseiros e os passes de acabamento, o que produz uma maior dispersão nos resultados.

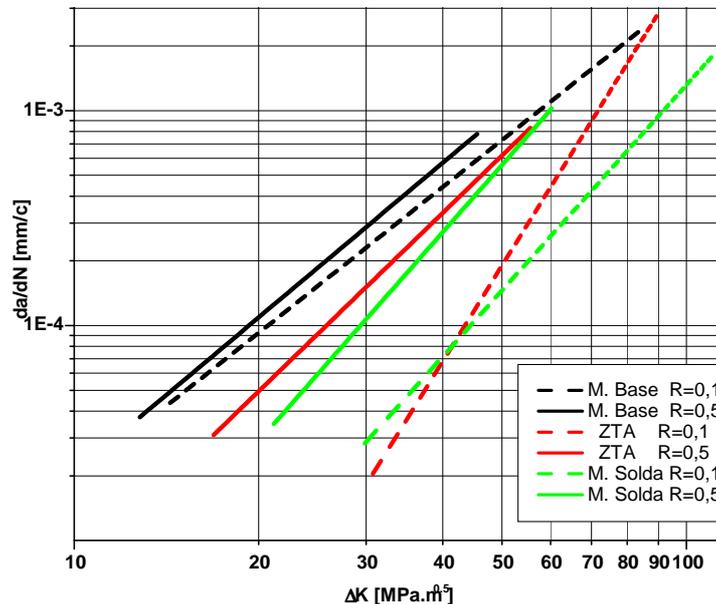


Figura 13. Comparação das retas resultantes das equações de Paris ajustadas para as três regiões da solda.

Pode-se também inferir, comparando para cada região da solda os dois valores de R , que as velocidades de crescimento de trinca para o R maior apresentam menor variância. Além disso, para qualquer microestrutura considerada, a variância da taxa de crescimento de trinca esperada foi maior para os ΔK menores.

A comparação dos resultados obtidos com os publicados para o metal de base deve ser realizada com cautela, já que os resultados da bibliografia foram obtidos a partir de aços de diferentes fornecedores e não são conhecidas as variáveis de fabricação que, em geral, influenciam na vida à fadiga (tratamento termomecânico, composição química, microestrutura, espessura da chapa, etc.). Mesmo assim, pode-se visualizar que os resultados experimentais do presente trabalho estão, de uma forma geral, de acordo com os resultados obtidos para aços da mesma família em condições similares (fadiga em ar, temperatura ambiente etc.).^(8,9)

Os resultados das taxas de crescimento de trinca por fadiga apresentados como na Figura 13 sugerem a seguinte discussão. Observando a posição relativa das curvas da/dN vs. ΔK , para cada região em separado, é possível ver que as curvas para $R = 0,5$ se acham deslocadas para cima, se comparadas com as curvas para $R = 0,1$. Isto é, para o mesmo ΔK a taxa de crescimento é maior para $R = 0,5$. Este comportamento está de acordo com os resultados de trabalhos consultados.^(8,9)

4 CONCLUSÕES

A região do MB apresentou a menor variabilidade dos resultados de velocidade de crescimento de trinca e, assim, foi possível identificar claramente a bi-linearidade das curvas da/dN versus ΔK , para valores de ΔK perto da transição do estágio I de fadiga para o estágio II. Estes resultados são consistentes com os resultados da bibliografia para materiais similares.

As taxas de propagação de trincas para $R = 0,5$ foram superiores às taxas para $R = 0,1$ nas três regiões da junta soldada.

A razão de tensões R teve pouca influência nas taxas de crescimento de trincas por fadiga no metal de base. Esta influência foi mais marcante no metal de solda e na ZTA.

Agradecimentos

Ao CNPq pelo apoio financeiro através de Projeto CNPq/CT Petro, pela bolsa de estudos a Andrés Buschiazzo e pela bolsa de produtividade a Fernando Bastian. À CAPES pela bolsa ProDoc a Enrique Castrodeza.

REFERÊNCIAS

- 1 ASSAYAG M., COELHO M.V., An Overview of PETROBRAS Current Technological Program in Ultra-Deepwater exploitation systems: PROCAP-3000, *Offshore West Africa Conference*, Abuja, Nigeria, 2001.
- 2 API specification 5L, *Specification for Line Pipe*, 42 Ed., 2000.
- 3 BS 7448 Part 2: 1997, *Fracture mechanics toughness tests*, British Standard Technical Committee ISE/NFE/4, 1997.
- 4 ASTM E 647, *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*, Annual Book of ASTM Standard, v. 03.01, 1999.
- 5 LAL D.N., A Mechanistic Model for the Influence of Stress Ratio on the LEFM Fatigue Crack Growth Behavior of Metals and Alloys-I. Crack Ductile Materials, *Engineering Fracture Mechanics*, v. 49, n. 6, pp. 871-897, 1994.
- 6 LAL D.N., NAMDBOOHIRI T.K.G., A Model for the Effect of Stress Ratio on the Threshold Condition, *Material Science Engineering*, A130, pp. 37-49, 1990.
- 7 VOSIKOVSKY O., Fatigue Crack Closure in an X70 steel, *International Journal of Fracture*, 17, pp. 301-309, 1981.
- 8 FUCKS W.E., MARSH K.J., *Metal Fatigue in Engineering*, New York, John Wiley & Sons, 1980.
- 9 NEVES BELTRÃO M.A., *Propagação de Trincas de Fadiga em Juntas Soldadas Longitudinais de Aços para Dutos da Classe API 5L-X70*. Dissertação M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2005.
- 10 FERNANDEZ J.L., *Uma Metodologia para a Análise e Modelagem de Tensões Residuais*, Tese D.Sc., PUC, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2002.