

## MODELAGEM DA PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA DE JUNTAS DO AÇO ABNT 1016 SOLDADAS POR PROCESSO GMAW

Mariana Pimenta Alves, mpa@cdtn.br<sup>1</sup>  
Jefferson José Vilela, jjv@cdtn.br<sup>1</sup>  
Geraldo de Paula Martins, gpm@cdtn.br<sup>1</sup>  
José Rubens Gonçalves Carneiro, joserub@pucminas.br<sup>2</sup>  
Larissa Vilela Costa, lavilela\_engmec@yahoo.com.br<sup>2</sup>  
Wagner Reis da Costa Campos, wrcc@cdtn.br<sup>1</sup>  
Carlos Eduardo Leitão, cel@cdtn.br<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Centro de Desenvolvimento de Tecnologia Nuclear, Caixa Postal 941, CEP: 30161-970, Belo Horizonte, MG

<sup>2</sup>Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Rua Dom José Gaspar, 500 – Bairro Coração Eucarístico CEP 30535-901

**Resumo:** O presente trabalho avalia os modelos matemáticos de resistência à propagação de trinca por fadiga em função da faixa do fator de intensidade de tensão ( $\Delta K$ ) no aço ABNT 1016 laminado a quente. Este material é utilizado como estrutura de sustentação para diversos sistemas do veículo em fases prévias ao desenvolvimento de protótipos. As estruturas são fabricadas por meio de juntas soldadas pelo processo GMAW, estando sujeitas a cargas cíclicas que causam fadiga no material e podem levá-lo à falha. Corpos-de-prova do tipo C(T) foram confeccionados para análise do metal base (MB), da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA) a partir de juntas soldadas. No caso do metal base, a orientação do entalhe segue a direção TL. Os ensaios foram realizados em condições ambientes, com razão de carga  $R=0,1$  e de acordo com a norma ASTM E647-00, obtendo-se a taxa de crescimento de trinca da/dN em função de  $\Delta K$ . A partir desses dados, aplicaram-se dois modelos matemáticos: (1) Paris & Erdogan e (2) Bergner & Zouhar, válidos para descrever a região linear de propagação da trinca. Ambos os modelos revelaram que a propagação se deu de forma mais rápida na ZF quando comparada ao MB. Nos ensaios da ZTA ocorreu um desvio na direção de propagação da trinca, que atravessou várias microestruturas o que impossibilitou sua modelagem. Causas desse comportamento foram investigadas: a presença de tensões residuais de compressão pode ter atuado como barreira local à propagação da trinca, assim como a diferença de dureza entre o metal base, zona termicamente afetada e zona fundida também pode ter provocado o desvio da trinca de sua trajetória original.

**Palavras-chave:** Aço ABNT 1016, curva da/dN, mecanismos de fratura, modelos de propagação de trinca.

### 1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de um produto possui várias fases que devem ser bem planejadas de modo que a transição do projeto ao protótipo ocorra de maneira eficaz e segura. Na indústria automobilística, testes em campo são realizados através da denominada “fase mula”, fase do projeto que antecede a construção de protótipos e fornece dados suficientes para garantir ou não a sua continuidade. Para a fabricação da estrutura de sustentação de sistemas mecânicos tais como suspensão, tubulações e descarga, emprega-se a soldagem GMAW por ser um processo de união que produz juntas de qualidade elevada e, pela facilidade de automatização do processo, permite a padronização dos resultados e a elevação da produtividade (MARQUES, MODENESI, BRACARENSE, 2005).

As condições de operação desta estrutura, fabricada a partir do aço ABNT 1016 laminado a quente, envolvem cargas cíclicas que podem levar à iniciação e propagação de trincas por fadiga. Por se tratar de um conjunto soldado, a propagação deve ser estudada nas três regiões definidas pela microestrutura de soldas por fusão que possuem propriedades mecânicas distintas: metal de base, zona fundida e zona termicamente afetada. Entretanto, a análise da tenacidade à fratura para juntas soldadas apresenta maior dificuldade devido à heterogeneidade da microestrutura, que pode apresentar defeitos tais como inclusões, fusão incompleta e porosidade que atuam como concentradores de tensões, à presença de campos de tensões residuais e à irregularidade geométrica do cordão.

#### 1.1 Objetivos

Obter as expressões matemáticas para a evolução da taxa de propagação de trinca por fadiga em função da faixa de fator de intensidade de tensão para o aço ABNT 1016 laminado a quente na direção TL, e para as zonas fundida e

termicamente afetada obtidas por soldagem GMAW segundo os modelos de Paris & Erdogan e Bergner & Zouhar e comparar os mecanismos de propagação nas três regiões.

## 2. REVISÃO TEÓRICA

A fratura por fadiga é a forma mais comum de falha estrutural. Essa fratura é causada pela nucleação e propagação de uma trinca e é considerada o tipo mais sério de falha em componentes de máquinas, uma vez que pode ocorrer em testes sem sobrecarga e sob condições normais de operação e com tensões cíclicas muito inferiores à tensão de escoamento do material. O estudo das propriedades dos materiais quando sujeitos à fadiga pode ser realizado através de ensaios que observam como o tamanho  $a$  de uma trinca inicial em um corpo-de-prova evolui quando exposto a um número  $N$  de ciclos.

Paris & Erdogan (1963) analisaram o desenvolvimento de trincas por fadiga através de parâmetros da mecânica da fratura. Investigando o comportamento de materiais submetidos a amplitudes de carregamento constantes, propuseram uma relação empírica na forma de lei de potência que relaciona a taxa de propagação de trinca ( $da/dN$ ) à faixa do fator de intensidade de tensão ( $\Delta K$ ) (Eq. 1). A equação de Paris & Erdogan não descreve a influência da tensão média, da espessura, da temperatura, do meio ambiente e do fechamento do vértice da trinca na vida do elemento (MARCO FILHO, 2002). A integração da Eq. 1 entre os tamanhos inicial e crítico da trinca fornece um critério de vida da estrutura.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m \quad (1)$$

Para a maioria das ligas de engenharia, a curva  $\log(da/dN)$  em função de  $\log(\Delta K)$  apresenta uma variação sigmoideal, limitada inferiormente pela faixa de fator de intensidade de tensão limiar do material ( $\Delta K_{limiar}$ ), valor que corresponde a uma taxa de crescimento de trinca inferior a  $10^{-7}$  mm/ciclo, e superiormente pelo fator de intensidade de tensão crítico ( $\Delta K_c$ ). O modelo proposto por Paris & Erdogan aplica-se somente à região intermediária deste gráfico em que se observa uma relação linear (ANDERSON, 2000).

Entretanto, o emprego da Eq. 1 demonstrou algumas limitações à medida que seus coeficiente e expoente apresentavam-se relativamente insensíveis a alterações metalúrgicas e microestruturais. Além disso, observa-se uma alta correlação algébrica entre  $C$  e  $m$ , sem relevância física, atribuída à estrutura dimensional da Equação 1 e cujo alto valor do coeficiente de correlação deve-se à representação logarítmica, o que dificulta a interpretação dos resultados. Bergner & Zouhar (2000), estudando a propagação de trinca por fadiga em diferentes ligas de alumínio, propuseram uma adaptação do modelo de Paris & Erdogan de tal forma que coeficiente e expoente sejam estatisticamente independentes através da divisão de  $\Delta K$  por um fator de escala  $\Delta K_0$  adequado (Eq. 2, 3, 4 e 5), que permite um coeficiente de correlação nulo dado um número  $k$  de ensaios. Entretanto, os modelos de Paris & Erdogan e Bergner & Zouhar não são capazes de descrever o comportamento da trinca para baixos níveis de  $\Delta K$  em que ocorre a maior parte da vida em fadiga.

$$C_g = \left( \prod_{j=1,k} C_j \right)^{\frac{1}{k}} \quad (2)$$

$$\Delta K_0 = 10 \left[ \frac{\sum_{j=1,k} (m_j - \bar{m}) \cdot \log\left(\frac{C_j}{C_g}\right)}{\sum_{j=1,k} (m_j - \bar{m})^2} \right] \quad (3)$$

$$C_0 = C \cdot \Delta K_0^m \quad (4)$$

$$\frac{da}{dN} = C_0 \cdot \left( \frac{\Delta K}{\Delta K_0} \right)^m \quad (5)$$

O presente trabalho avalia as características da propagação de trinca das três regiões de uma solda por processo GMAW segundo os dois modelos propostos, investigando também efeitos de heterogeneidade e da introdução de tensões residuais do processo de união.

## 3. MATERIAIS, MÉTODOS E EQUIPAMENTOS

Para a soldagem dos corpos de prova, utilizou-se um dispositivo automatizado para a padronização do processo que permitia o controle do comprimento e da velocidade de injeção do arame de solda e da tensão no início da poça de

fusão. O processo GMAW foi realizado na posição plana/horizontal, com metal de adição ER70S-G, arame tubular, gás de proteção composto por uma mistura de 15% de CO<sub>2</sub> com balanço em Ar, corrente contínua com polaridade positiva, em passe único com chanfros 1V e ½V com folga de 2,5 mm e ângulos de abertura da junta de 90° e 45°, respectivamente. Todos os procedimentos foram realizados conforme a norma FIAT de projeto para junta soldada por fusão (1983).

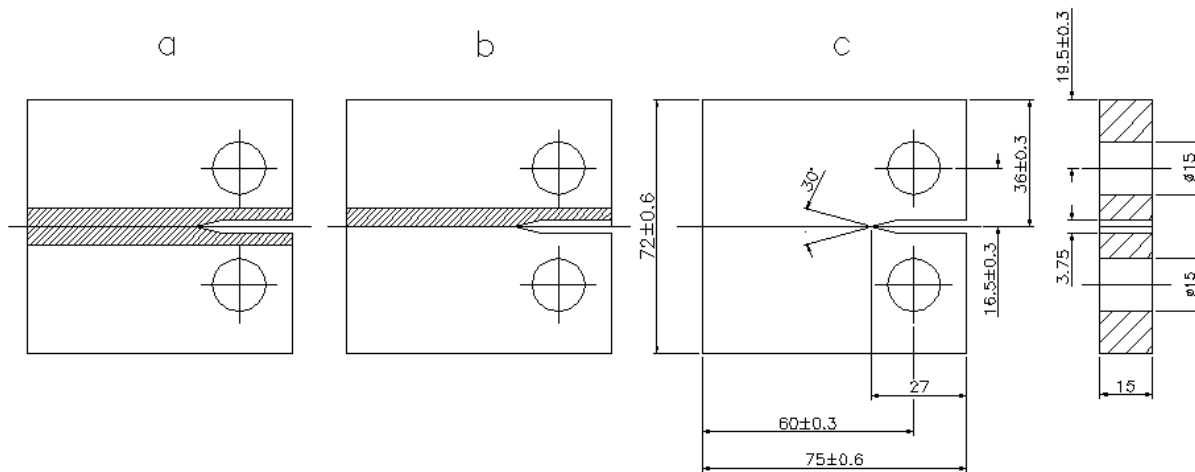
O material utilizado foi o aço estrutural ABNT 1016, cujas amostras foram obtidas a partir de chapas laminadas a quente com espessura de 12 mm, fornecidas pela Gerdau Açoaminas Gerais S/A. A composição química do aço está expressa na Tab. 1.

**Tabela 1 – Composição química do aço ABNT 1016 (em percentagem). Fonte: Miqueri, 2006.**

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb	Al	N (ppm)
0,14	0,96	0,19	0,013	0,006	0,03	0,03	0,01	0,006	0,003	0,003	53

Ensaio de tração para a obtenção das propriedades mecânicas a serem utilizadas na determinação das cargas dos ensaios de fadiga foram realizados segundo a norma ASTM E8M (1995). O equipamento utilizado foi uma máquina Instron, modelo 4487 com acionamento servo-hidráulico e célula de carga com capacidade de 100 kN. Ensaíram-se 6 corpos-de-prova, sendo dois do metal de base, dois com entalhe 1V e dois com entalhe ½ V.

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram realizados utilizando corpos de prova pré-trincados do tipo tração-compacto C(T), sob amplitude constante de carga e variação senoidal, em condições ambientes, empregando frequência de 40 Hz e razão de carga R = 0,1, de acordo com a norma ASTM E647 (2000). Utilizou-se uma máquina servo-hidráulica universal Instron, modelo 8802, com capacidade de 250 kN, com interface a um computador para comando de carga e posição e para aquisição de dados. A medição do tamanho de trinca foi realizada através de um *clip-gauge* Instron, modelo 2670-116, com abertura fixa de 10 mm e amplitude de ± 4 mm. Os CPs do metal de base foram confeccionados segundo a direção TL, enquanto que, para a análise da zona fundida e da zona termicamente afetada, a direção de propagação da trinca acompanhava os chanfros 1V e ½V, respectivamente, conforme esquema ilustrado na Fig. 1. As dimensões dos corpos-de-prova encontram-se também expressas nesta figura.



**Figura 1 – Esquema e dimensões dos corpos-de-prova C(T) para ensaio de propagação de trinca por fadiga para zona fundida (a), zona termicamente afetada (b) e metal de base (c)**

A análise da zona termicamente afetada envolveu ainda ensaios para determinação de tensões residuais pelo método do furo central na região do entalhe, realizado conforme a norma ASTM E837 (2001). Utilizou-se roseta extensiométrica típica de três elementos no sentido horário, marca FML, modelo FRS-2-11, cujo diâmetro característico vale D = 5,13 mm. Para alinhamento e usinagem do furo, empregou-se equipamento para medição de tensões residuais marca MM, modelo RS-200.

Realizou-se análise metalográfica e ensaio de microdureza na raiz e no topo da solda. A amostra foi lixada, polida e submetida a um ataque por imersão em solução Nital 2,5%. Utilizou-se um microscópio óptico marca Leitz, modelo Ortholux II Pol-Bk para visualizar as microestruturas presentes no metal de base, zona termicamente afetada e zona fundida. Um perfil de microdureza Vickers foi realizado através de um microdurômetro marca Leitz, modelo Durimet, com carga de 100 g.

#### 4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

Os resultados obtidos dos ensaios de tração para as três regiões da solda encontram-se resumidos na Tab. 2.

Tabela 2 – Valores do limite de resistência, limite de escoamento e alongamento para as amostras solicitadas por tração.

Propriedade do material	MB	ZF	ZTA
Limite de escoamento [MPa]	211,1 ± 11,6	205,3 ± 4,7	206,7 ± 8,8
Limite de resistência [MPa]	315,0 ± 15,0	318,2 ± 1,3	288,4 ± 36,9
Alongamento [%]	60,4 ± 1,4	60,2 ± 2,6	43,3 ± 14,4

As curvas de propagação de trinca por fadiga  $da/dN$  em função de  $\Delta K$  para o estágio linear foram obtidas para o metal de base e para a zona fundida. Os ensaios da ZTA mostraram que a propagação da trinca se desviou em direção ao metal de base (Fig. 2) e, uma vez que durante a sua trajetória atravessaram-se vários tipos de microestrutura, a modelagem matemática da propagação foi dificultada. Esse fato motivou investigações relativas à microestrutura e ao campo de tensão residual dos corpos-de-prova.

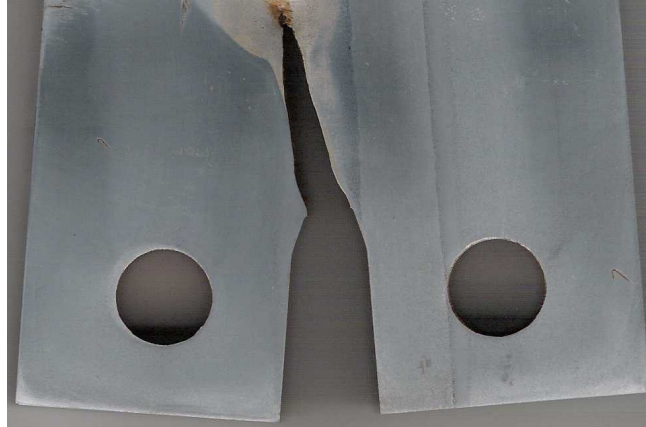


Figura 2 – Desvio da trinca em direção ao metal de base em ensaio de propagação de trinca por fadiga da ZTA.

A Fig. 3 ilustra a modelagem das curvas  $da/dN \times \Delta K$  segundo Paris & Erdogan e a Tab. 3 apresenta os parâmetros  $C$  e  $m$  e o coeficiente de determinação  $r^2$ . Por meio do teste *t-student* foi comprovado que os expoentes do metal de base e da zona fundida não pertencem à mesma variância, enquanto que os coeficientes apresentaram nível de significância  $p = 0,121$ , indicando que são homoscedásticas. Os valores obtidos para o metal de base estão de acordo com o proposto por Lal (1994) para aço carbono ABNT 1020 e os encontrados para a zona fundida em desacordo com Martins (2004).

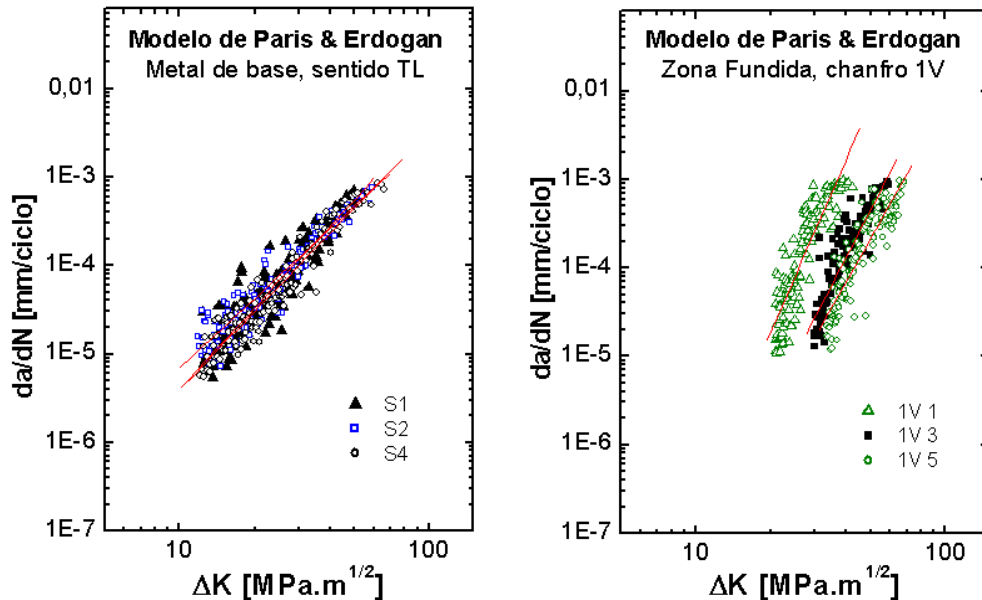


Figura 3 – Modelo de Paris & Erdogan para curvas de propagação de trinca  $da/dN \times \Delta K$  para o metal de base e para a zona fundida obtida por processo GMAW.

Tabela 3 – Parâmetros do modelo de Paris & Erdogan para curva de propagação de trinca da/dN x ΔK do metal de base e da zona fundida obtida por processo GMAW. Valores médios obtidos em 3 ensaios.

Parâmetro	MB	ZF
C	$(8,39 \pm 1,00) \times 10^{-9}$	$(3,26 \pm 1,66) \times 10^{-13}$
m	$2,863 \pm 0,034$	$5,631 \pm 0,128$
r <sup>2</sup>	$0,883 \pm 0,021$	$0,793 \pm 0,26$

A Fig. 4 avalia a relação existente entre o coeficiente e o expoente da equação de Paris & Erdogan através de um gráfico  $\log C \times m$ . Observa-se uma variação linear e um alto coeficiente de correlação, conforme previsto pela não homogeneidade dimensional da Eq. 1 e por sua representação algébrica em escala logarítmica. Os resultados obtidos estão de acordo com os encontrados por Benson & Edmonds (1978) para aço baixa liga.

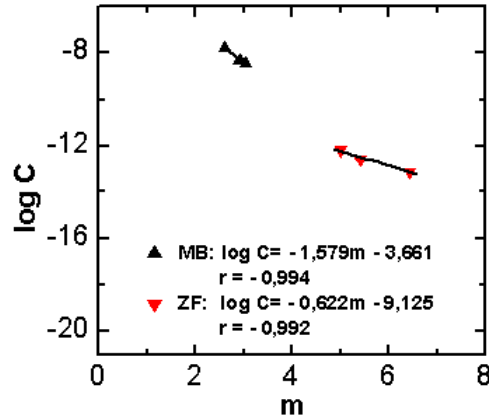


Figura 4 – Correlação entre  $\log C$  e  $m$  da equação de Paris & Erdogan para metal de base e zona fundida obtida por processo GMAW.

O objetivo do modelo de Bergner & Zouhar é comparar estatisticamente os dados obtidos para materiais com semelhanças estruturais, uma falha do modelo de Paris. Diretamente da Fig. 5, observa-se pela inclinação as retas para MB e ZF que a propagação da trinca ocorre com maior velocidade para esta última. A Tab. 4 ilustra os parâmetros  $C_0$ ,  $\Delta K_0$  e  $m$ , os dois primeiros reforçando que a velocidade é superior na ZF.

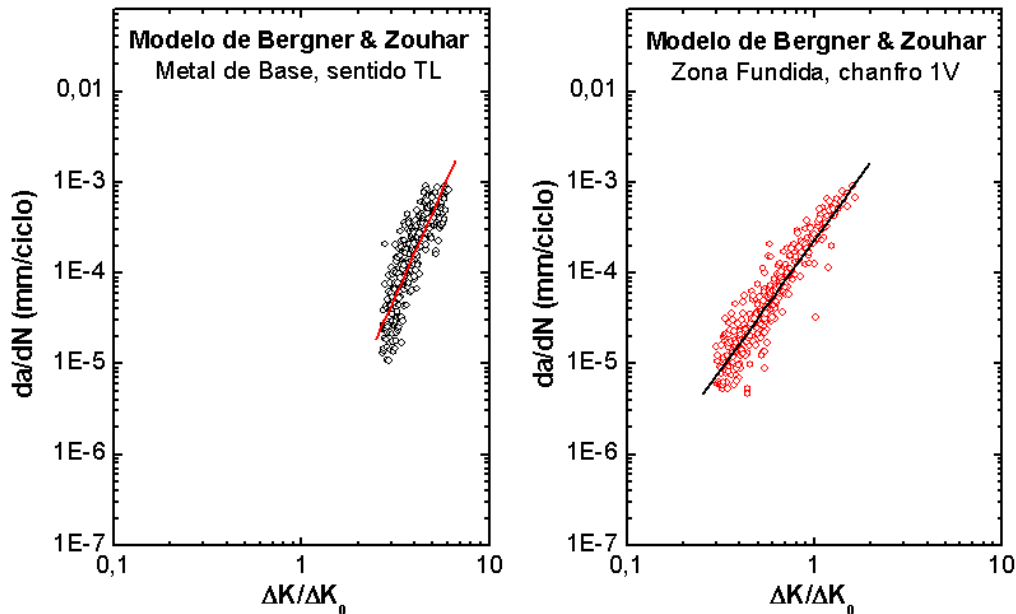
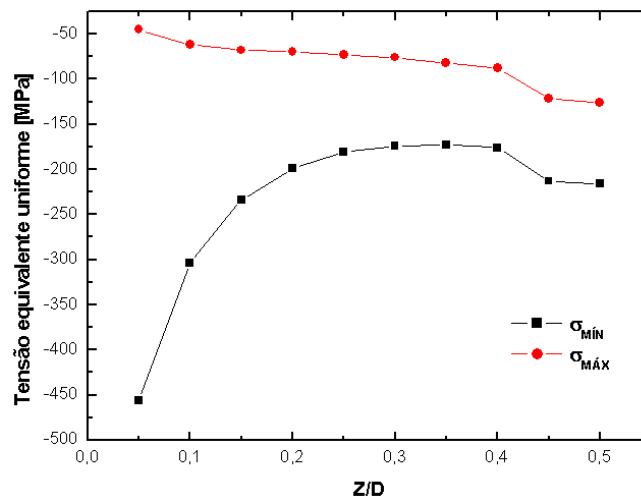


Figura 5 – Modelo de Bergner & Zouhar para curvas de propagação de trinca da/dN x  $(\Delta K/\Delta K_0)$  para o metal de base e para a zona fundida obtida por processo GMAW.

**Tabela 4 – Parâmetros do modelo de Bergner & Zouhar para propagação de trinca da/dN x ( $\Delta K / \Delta K_0$ ) do metal de base e da zona fundida obtida por processo GMAW. Valores médios obtidos em 3 ensaios.**

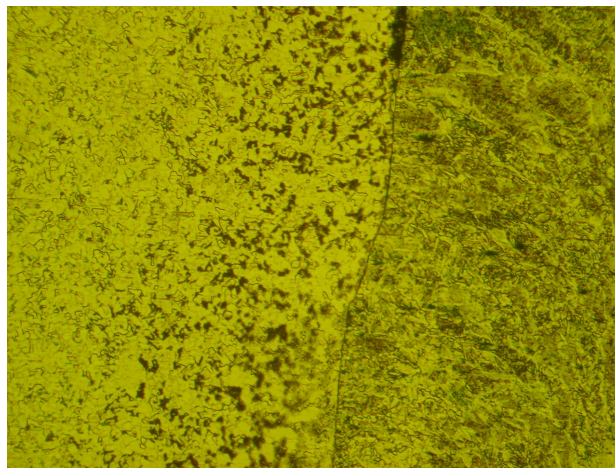
Parâmetro	MB	1V
$C_0$	$(2,318 \pm 0,299) \times 10^{-4}$	$(2,571 \pm 0,12) \times 10^{-7}$
m	$2,863 \pm 0,034$	$5,631 \pm 0,128$
$\Delta K_0$	39,025	13,367
$r^2$	0,851	0,711

Os resultados obtidos do ensaio de tensões residuais estão expressos na Fig. 6 em termos de tensões equivalentes uniformes. Os valores obtidos por este método são válidos por norma até 50 % do limite de escoamento do material. Assim sendo, mostra-se que a tensão residual ultrapassou a capacidade de medição do método, indicando a presença de um forte campo de compressão na ZTA que não pôde ser mensurado por esta técnica e que pode atuar como barreira local à propagação da trinca.



**Figura 6 – Distribuição residual de tensão equivalente uniforme versus razão Z/D (profundidade do furo por diâmetro característico da roseta)**

A análise metalúrgica revelou que o MB apresenta uma granulometria mais fina do que a ZTA (Fig. 7), o que poderia dificultar a propagação da trinca nessa direção. Porém, mostra-se na Fig. 8 que a ZF apresenta uma dureza mais elevada do que o MB. A resistência mecânica maior na ZF pode ter forçado o desvio da trinca para o outro lado.



**Figura 7 - Micrografia da solda na ZTA mostrando a linha de fusão na raiz da solda no lado do entalhe. Ampliação de 50X.**

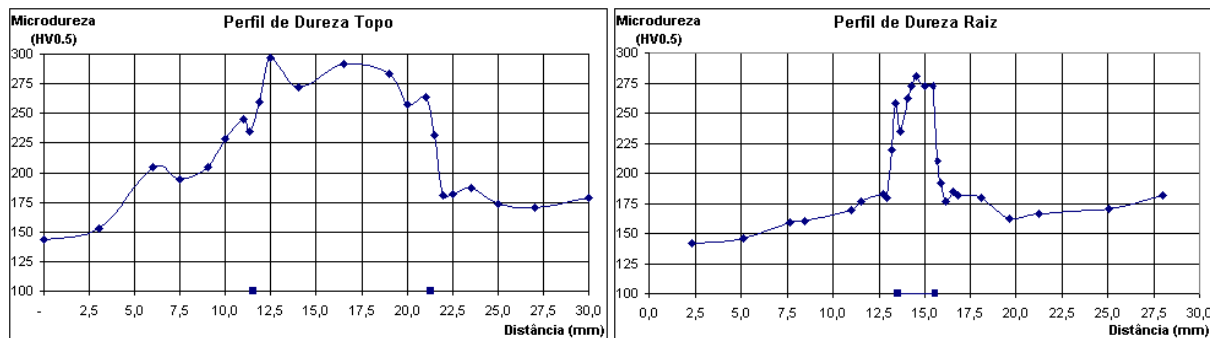


Figura 8 – Perfis de microdureza da raiz e do topo da solda retirados de um corpo-de-prova C(T da ZTA

## 5. CONCLUSÕES

Tanto o modelo de Paris & Erdogan quanto o modelo de Bergner & Zouhar mostraram que a propagação de trinca por fadiga para a zona fundida foi mais rápida quando comparada ao metal de base.

O entalhe  $\frac{1}{2}V$  não garantiu que a trinca propagasse somente na ZTA em razão da baixa espessura dessa mesma, conforme evidenciado pelos resultados de microdureza ao longo da junta. Ela desviou sua trajetória atravessando vários tipos de microestrutura, o que dificultou a modelagem matemática de sua propagação. Possíveis causas desse comportamento são: a presença de tensões residuais de compressão pode ter atuado como barreira local à propagação da trinca, assim como a diferença de dureza entre o metal base, zona termicamente afetada e zona fundida também pode ter provocado o desvio da trinca de sua trajetória original.

## 6. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao apoio da FAPEMIG, FIAT, CNPq, CDTN/CNEN e do Departamento de Engenharia Mecânica da PUC Minas, assim como aos colegas Denis Scaldaferrri, Emil dos Reis, Fabiano Miqueri, Nirlando Rocha e Paulo de Tarso.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E647: *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*. Philadelphia: ASTM, 2000. pp. 628-670.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E8M: *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. Philadelphia: ASTM, 1995. pp. 77-97.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E837: *Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method*. Philadelphia: ASTM, 2001. pp. 703-712.
- ANDERSON, T. L. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. 2nd ed. Boca Raton, Florida: CRC Press, Inc, 2000. 218 p.
- BENSON, J. P., EDMONDS D. V. The Relationship Between the Parameters C and m of Paris' Law for Fatigue Crack Growth in a Low-alloy Steel. *Scripta Metallurgica*, v.12, 1978. pp. 645-647.
- BERGNER, F., ZOUHAR, G. A New Approach to the Correlation Between the Coefficient and the Exponent in the Power Law Equation of Fatigue Crack Growth. *International Journal of Fatigue*, v. 22, n. 3, 2000, pp. 229-239.
- FABBRICA ITALIANA AUTOMOBILI TORINO. *Norma de projeto para junta soldada por fusão utilizando o processo MAG (00920)*, 1983.
- LAL, D. N. A New Mechanistic Approach to analysing LFM Fatigue Crack Growth Behaviour of Metals and Alloys. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 47, n. 3, 1994. pp. 379-401.
- MARCO FILHO, F. *Propagação de trincas de fadiga em juntas soldadas circunferenciais de aço API 5L Grau X-65 para utilização em risers rígidos*. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, RJ, Brasil, pp 1-164, 2002.

- MARQUES, P.V., MODENESI, P.J., BRACARENSE, A.Q. *Soldagem: fundamentos e tecnologia* Ed. UFMG, Belo Horizonte, Brazil, 235 p, 2005.
- MARTINS, G. P. Tenacidade à Fratura e Propagação de Trincas em Juntas Soldadas de Aço Estrutural Resistente a Corrosão Atmosférica. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Minas Gerais. Belo Horizonte: UFMG, 2004.
- MIQUERI, F. R. *Comportamento do Crescimento de Trinca por Fadiga de um Aço ABNT 1016 Laminado a Quente e Soldado por MAG*. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica da PUC Minas) – Departamento de Engenharia Mecânica da PUC Minas. Belo Horizonte, 2006. cap. 3.
- PARIS, P.C., ERDOGAN, F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws, *Journal of Basic Engineering* 85, 1963, pp. 528-534.

## 8. DIREITOS AUTORAIS

Os autores se responsabilizam integralmente pelo conteúdo exposto neste trabalho.



## FATIGUE CRACK PROPAGATION MODELING OF ABNT 1016 STEEL WELDED JOINTS OBTAINED BY GMAW PROCESS

Mariana Pimenta Alves, mpa@cdtn.br<sup>1</sup>  
Jefferson José Vilela, jjv@cdtn.br<sup>1</sup>  
Geraldo de Paula Martins, gpm@cdtn.br<sup>1</sup>  
José Rubens Gonçalves Carneiro, joserub@pucminas.br<sup>2</sup>  
Larissa Vilela Costa, lavilela\_engmec@yahoo.com.br<sup>2</sup>  
Wagner Reis da Costa Campos, wrcc@cdtn.br<sup>1</sup>  
Carlos Eduardo Leitão, cel@cdtn.

<sup>1</sup>Centro de Desenvolvimento de Tecnologia Nuclear, Caixa Postal 941, CEP: 30161-970, Belo Horizonte, MG

<sup>2</sup>Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Rua Dom José Gaspar, 500 – Bairro Coração Eucarístico CEP 30535-901

**Abstract:** *The present paper evaluates the mathematical model of fatigue crack propagation resistance in function of the stress intensity factor ( $\Delta K$ ) in ABNT 1016 hot-rolling steel. This material is used as a maintenance structure for many different vehicle systems in the developing prototype previous phases. The structures are produced through GMAW process welded joints being liable to cyclical loads, which cause fatigue in the material and can take it to failure. C(T) test specimen were made for base metal (BM), welding zone (FZ) and heat affected zone (HAZ) analyses from welded joints. On base metal the notch course follows the TL direction. The tests were made in environment conditions, with the load ratio  $R=0.1$  and according to the norm ASTM E647-00, obtaining the crack growth rate  $da/dN$  in function of  $\Delta K$ . From these data, two mathematical models were applied: (1) Paris & Erdogan and (2) Bergner & Zouhar, valid to describe the crack propagation linear area. Both models brought out that, the propagation were faster at WZ when compared to BM. At the HAZ a deflection occurred at the crack propagation direction, which crossed many microstructures precluding the modeling. Reasons for this behaviour were investigated: the compression residual stress presence may have acted as a barrier for local crack growth, just like the hardness difference between base metal, heat affected zone and welding zone may have initiated the crack deviation from its original path.*

**Keywords:** ABNT 1016 steel,  $da/dN$  curves, fracture mechanisms, crack growth models.