

# CRESCIMENTO DA TRINCA POR FADIGA EM UMA JUNTA DE AÇO 1016 SOLDADA PELO PROCESSO GMAW\*

Rômulo Albertini Rigueira<sup>1</sup>  
José Rubens Gonçalves Carneiro<sup>2</sup>  
Larissa Vilela Costa<sup>3</sup>  
Fabiano Miqueri<sup>4</sup>  
José Onésimo Gomes Junyor<sup>5</sup>  
Geraldo de Paula Martins<sup>6</sup>  
Jefferson José Vilela<sup>7</sup>

## Resumo

A fratura por fadiga é a forma mais comum de falha estrutural e, atualmente, é um problema desafiador no projeto de componentes mecânicos. O objetivo desta pesquisa foi modelar matematicamente as curvas de crescimento de trinca por fadiga em função do fator de intensidade de tensão de uma junta de aço 1016 obtida pelo processo de soldagem GMAW. Os resultados obtidos no estágio II da curva de propagação de trinca por fadiga mostraram que o material respeita a equação de Paris para solitação no sentido longitudinal. No entanto, verificou-se uma correlação linear entre os parâmetros. Esta correlação deixa de existir quando se trabalha com o modelo de Bergner. Não houve variação no crescimento de trinca por fadiga na direção TL, analisado segundo o modelo de Bergner e na região fundida.

**Palavras-chave:** Aço ABNT 1016, laminado á quente; Soldagem GMAW.

## FATIGUE CRACK GROWTH BEHAVIOR OF 1016 STEEL OBTAINED BY GMAW PROCESS

### Abstract

The fatigue fracture is the most common type of structural failure and through the years it has been a challenging problem. The objective of this research was determinate the mathematical expressions for the fatigue crack growth versus the stress-intensity factor in the welded joint of 1016 steel obtained through welding process GMAW. The results obtained showed that the stage II of the fatigue crack growth test of the material obeys the Paris law for longitudinal direction. However, a linear correlation between the parameters C and m was verified. This correlation between doesn't exist when working with Bergner's model. There was no variation on the fatigue crack growth by fatigue in the direction TL, analyzed according to Bergner's model and in welding steel area.

**Keywords:** ABNT 1016 hot-rolling steel; GMAW welding process.

<sup>1</sup> Mestre em Engenharia Mecânica, PUCMINAS, Belo Horizonte, Brasil.

<sup>2</sup> Doutor em Engenharia Metalúrgica, PUCMINAS, Belo Horizonte, Brasil.

<sup>3</sup> Mestranda em Engenharia Mecânica, PUCMINAS, Belo Horizonte, Brasil.

<sup>4</sup> Mestre em Engenharia Mecânica, General Motors do Brasil, Indaiatuba, São Paulo, Brasil.

<sup>5</sup> Graduando em Engenharia Civil, CDTN/CNEN, Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil.

<sup>6</sup> Doutor em Engenharia Mecânica, CDTN/CNEN, Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil.

<sup>7</sup> Doutor em Engenharia Metalúrgica, CDTN/CNEN, Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

O aço ABNT 1016 é utilizado em componentes estruturais por ter boa resistência mecânica, baixo custo, boa soldabilidade e usinabilidade, entre outras. Na indústria automotiva, este aço é usado em juntas soldadas pelo processo GMAW na fase de desenvolvimento de projetos, que antecede a construção de protótipos, como estruturas de sustentação de sistemas mecânicos (motopropulsor, suspensões, tubulações e descarga). Portanto, a resistência da solda á cargas cíclicas, aos quais esses componentes estão submetidos, deve ser levado em conta na vida da estrutura. Isso pode levar ao início e a propagação de trincas, com uma posterior ruptura por fadiga, implicando assim na segurança dos testes.

A fadiga pode ser definida como um fenômeno que ocorre em componentes e estruturas submetidas a cargas cíclicas externas, e propicia a formação de uma trinca ou a completa fratura depois de ocorrido um número suficiente de ciclos. A fratura do material tem origem em descontinuidades ou entalhes. É importante, assim, identificar o mecanismo de propagação da trinca por fadiga, com o intuito de melhorar as características do material.

Para a maior parte das ligas em engenharia, a curva  $\log(da/dN)$  (a: tamanho da trinca, N: ciclos) em função de  $\log(\Delta K)$  ( $\Delta K$ : faixa do fator de intensidade de tensão) exibe uma variação sigmoideal. Neste gráfico, é possível observar os estágios I, II e III, cujas características são as seguintes:

- Estágio I – A trinca e a zona de deformação que circunda a ponta da trinca estão confinadas a uns poucos grãos. O crescimento de trinca ocorre predominantemente por cisalhamento único na direção do sistema de escorregamento primário. Quando o incremento médio por ciclo é menor do que o espaçamento atômico, o valor de  $\Delta K_0$  (fator de intensidade de tensão limiar) ainda não foi atingido, abaixo do qual não ocorre crescimento de trinca. Em termos práticos,  $\Delta K_0$  é definido como o fator cíclico de intensidade de tensão para o qual a taxa de crescimento de trinca é igual a  $10^{-8}$  mm / ciclo.

- Estágio II - ocorre em faixas de valores de intensidade de tensão mais elevados; a zona plástica na ponta da trinca incorpora muitos grãos; o processo de crescimento de trinca envolve fluxo através de dois sistemas de escorregamento; a trinca cresce através de uma quantidade fixa por ciclo de tensão; a microestrutura e as condições de carregamento não são muito importantes neste estágio.

- Estágio III - corresponde à fratura brusca final que ocorre no último ciclo de tensões, quando a trinca desenvolvida progressivamente atinge o tamanho crítico para propagação instável e falha catastrófica; esse estágio sofre influência da microestrutura e das condições de carregamento.

Para amplitudes de carregamento constantes, diferentes modelos prevêem a propagação de trincas por fadiga. O modelo de Paris & Erdogan [1] é uma relação empírica simples (Equação 1), na forma de lei de potência e descreve o crescimento de trinca por fadiga no estágio II da curva  $da/dN$  em função de  $\Delta K$ , onde C e m são constantes do material, determinados experimentalmente.

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

Bergner & Zouhar [2] investigando a correlação existente entre o coeficiente e o expoente do modelo Paris [1] para diferentes ligas de alumínio, sugeriram uma nova representação que obtém coeficientes estatisticamente independentes (equações 2, 3, 4 e 5). Esta relação poderia ser alcançada através da divisão  $\Delta K$  por um fator de

escala adequado  $\Delta K_0$ . Para a aplicação do modelo de Bergner & Zouhar [2] são necessárias pelo menos três ensaios de propagação de trincas, enquanto no modelo Paris & Erdogan [1], é necessário apenas um.

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

$$\Delta K_p = 10^{-\left[ \frac{\sum_{j=1,K} (m_j - \bar{m}) \log\left(\frac{c_j}{c_g}\right)}{\sum_{j=1,K} (m_j - \bar{m})^2} \right]} \quad (3)$$

$$\frac{da}{dN} = C_0 \left( \frac{\Delta K}{\Delta K_p} \right)^m \quad (4)$$

$$C_0 = C \Delta K_p^m \quad (5)$$

O modelo de Collipriest [4] é representado pelas equações 6, 7 e 8. Ele é válido para as três regiões I, II e III:

$$\log \frac{da}{dN} = C_1 + C_2 \cdot \tanh^{-1} \left[ \frac{\log \left( \frac{\Delta K^2}{\Delta K_{th} \cdot K_c \cdot (1-R)} \right)}{\log \left( \frac{K_c \cdot (1-R)}{\Delta K_0} \right)} \right] \quad (6)$$

$$C_1 = \log \left( C \cdot (K_c \cdot \Delta K_{th})^{n/2} \right) \quad (7)$$

$$C_2 = \log \left( \frac{K_c}{\Delta K_{th}} \right)^{n/2} \quad (8)$$

R é a razão entre tensões mínima e máxima.

$K_c$  é a tenacidade à fratura do material.

$\Delta K_0$  é o limiar do crescimento da trinca por fadiga.

$C_1$  e  $C_2$  são os parâmetros que representam, respectivamente, o deslocamento do eixo de abscissas e a inclinação da curva, quando se corta o eixo de abscissas.

Esta curva é assintótica à abscissa  $(1 - R) K_c$  e  $(1 - R) K_0$ . Este modelo descreve a propagação de trincas por fadiga nas três áreas, ou seja, a partir do limiar  $\Delta K_0$  (fase I) até a faixa crítica da tenacidade à fratura  $\Delta K_c = (1 - R) K_c$  (fase III), mas requer a determinação do  $K_c$  e  $\Delta K_0$  experimentalmente, além das constantes C e n do material.

O objetivo desta pesquisa foi determinar as expressões matemáticas para a taxa de propagação de trinca por fadiga em função da faixa do fator de intensidade de tensão no aço ABNT 1016 laminado a quente no: Metal Base (MB), Zona Fundida (ZF) e Zona Termicamente Afetada (ZTA) e, prever a vida da estrutura baseado nos modelos de Paris & Erdogan [1], Bergner & Zouhar [2] e Collipriest [4] nas três regiões de solda.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

O material utilizado neste trabalho foi o aço ABNT 1016 laminado a quente, com espessura de 12 mm.

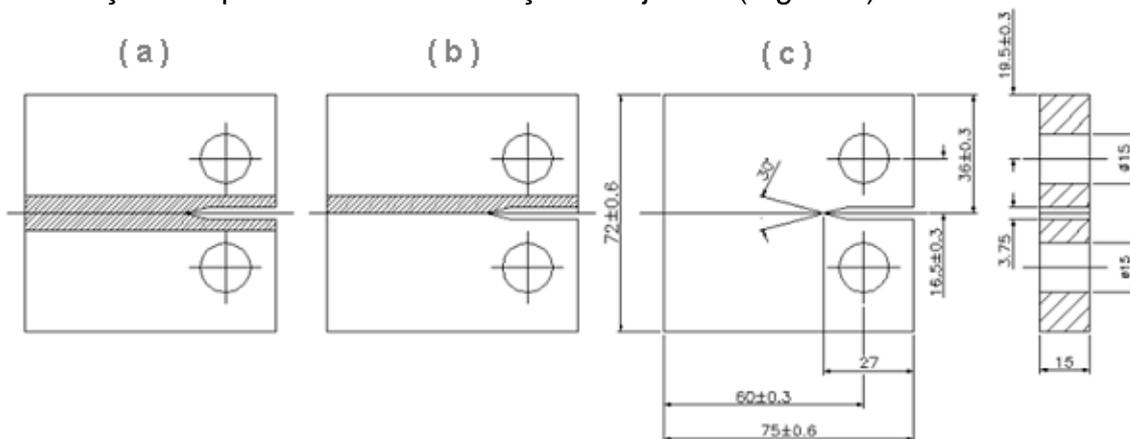
**Tabela 1.** Composição química do aço ABNT 1016.

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	0,033	53

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 de soldagem GMAW foi realizado na posição plana/horizontal, com arame tubular, metal de adição ER-70SG, fluxo de gás na proporção de CO<sub>2</sub> (25%) e Ar (75%), corrente contínua com polaridade positiva, em passe único com chanfros 1V e 1 / 2V com folga de 2,5 milímetros, seguindo a norma de projeto para junta soldada por fusão da FIAT [5].

Um ensaio de tração foi realizado para se obter as propriedades mecânicas [6] conforme a norma ASTM E 8M –95 [7]. O equipamento utilizado foi uma máquina Instron, modelo 4487 com acionamento servo-hidráulico e célula de carga com capacidade de 100 kN, e os valores encontrados foram usadas no ensaio de propagação da trinca. As amostras para os ensaios de tração foram retiradas do metal base: nas direções perpendicular e paralela à laminação e dos chanfros 1V e ½V: na ZF e ZTA.

Os corpos de prova utilizados no ensaio de propagação de trinca por fadiga foram do tipo C(T). Eles foram usinados de acordo com a norma ASTM E 647-99 [8], com espessura de 12 milímetros e 75 milímetros de largura. No metal de base, as amostras foram retiradas nas direções LT e TL, nas amostras soldadas: na direção de laminação na qual ocorreu a fabricação das juntas (Figura 1).



**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).

O equipamento utilizado para o ensaio de fadiga foi uma máquina universal Instron, modelo 8802, composta de sistema dinâmico com capacidade máxima de 250 kN, garras de cabeçote e levantamento hidráulico da travessa com distância máxima de 1515 mm, controlador eletrônico digital de carga e posicionamento, construído em torre modular para cinco controladores ou placas de aquisição de dados. Cada sistema de aquisição de dados pode acomodar até 8 transdutores adicionais, controlador eletrônico digital com atualização dos parâmetros (PID) automático até

1kHz, processamento digital de sinais com resolução de 19 bits sem a necessidade de ajuste manual ou supressão, condicionamento de sinal do transdutor de alta exatidão, baixo ruído com filtros variáveis de 0 até 1kHz. Para a medição do tamanho da trinca foi usado um *clip-gage* INSTRON modelo 2670-116, com uma abertura fixa de 10 mm e uma variação de  $\pm 4$  milímetros. A relação de carga (R) estabelecida foi de 0,1, e a frequência, 20Hz. As análises foram feitas em seis ensaios para a base de metal, três para a direção LT e três para direção TL, seis para a zona de fundida e seis para a zona afetada termicamente. As análises das fraturas dos corpos de prova quebrados foram realizadas no Microscópio Eletrônico de Varredura JEOL JSM-5310 com circulador de água e refrigeração a ar e regulador de tensão 230 V equipado com EDS.

Não foi possível obter o  $K_c$  para os ensaios de propagação de trinca por fadiga, pois a deformação plástica foi muito grande, interrompendo, assim, o teste devido ao limite de medição do *clip-gage*. No entanto, quase todos os valores mínimos da taxa de propagação da trinca obtidos nos ensaios foram em torno de  $07^{-10}$  mm/ciclo, o que tornou possível uma extrapolação para avaliar a  $K_0$ .

Através da correlação de Barsom & Rolfe [9] foi possível estimar o  $K_c$ , usando a equação:

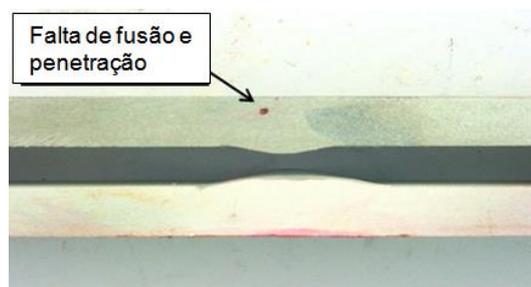
$$\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_e}\right)^2 = \frac{5}{\sigma_e} \left(\text{EIC} - \frac{\sigma_e}{20}\right) \quad (9)$$

De acordo com Barsom & Rolfe [9], esta correlação foi desenvolvida para os aços que mostraram limite de escoamento superior a 689,48 MPa; no entanto, ele pode ser usado para aços ferríticos-perlíticos com um limite de escoamento inferior a 689,48 MPa, com alguma cautela.

De acordo com a equação 9, os resultados obtidos para o metal base foram:  $K_c = 149 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , e  $\Delta K_c = 134 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  para a orientação TL, e  $K_c = 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , e  $\Delta K_c = 90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , para a orientação LT.

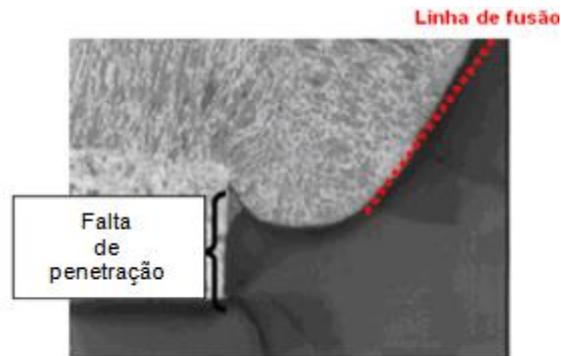
### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

O ensaio radiográfico (Figura 2) nos corpos de prova com chanfros 1V e 1/2V para verificação da qualidade da solda, mostrou que os corpos de prova apresentaram descontinuidades tais como trincas e falta de penetração na junta soldada para espessura de chapa de 12 mm.



**Figura 2.** Radiografia na junta, onde se observa a falta de fusão e penetração. (chanfro 1/2V).

A existência destas descontinuidades observadas em radiografia foi confirmada, mais tarde, por macrografia Figura 3.



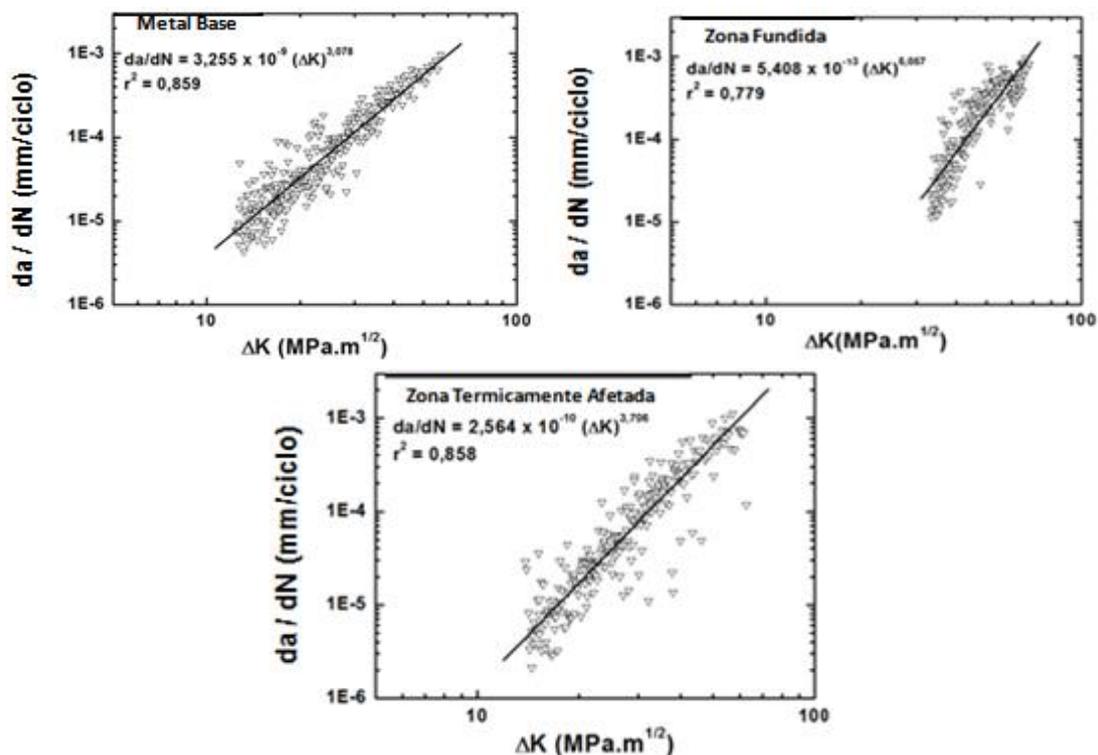
**Figura 3.** Macrografia da junta soldada com chanfro de 1/2V, onde se observa a falta de penetração na junção da solda no metal base. Aumento de 10X.

A Tabela 2 apresenta os resultados do limite de escoamento, limite de resistência e alongamento obtidos no ensaio de tração.

**Tabela 2.** Resultados do limite de escoamento, limite de resistência e alongamento para a chapa de aço ABNT 1016 e junta soldada 1V e ½ V [6].

Propriedade	Metal Base	Zona Fundida	ZTA
Limite de Escoamento (MPa)	211,1 ± 11,6	205,3 ± 4,7	206,7 ± 8,8
Limite de Resistência (MPa)	314,0 ± 14,0	318,1 ± 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: nas direções LT e TL, e para as juntas nas zonas: fundida e termicamente afetada. A Figura 4 mostra os gráficos obtidos e a Tabela 3 com as constantes C e m do modelo de Paris & Erdogan [1].



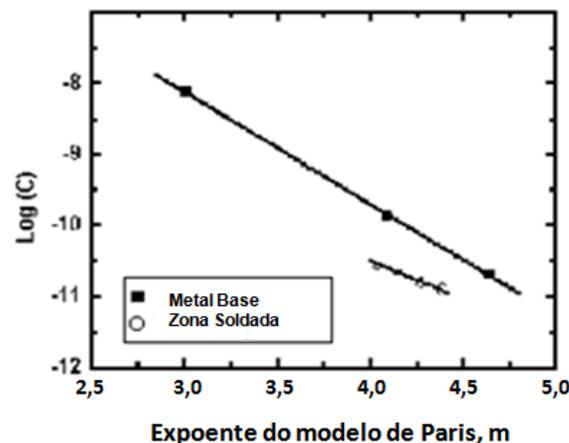
**Figura 4.** Curvas da propagação de trinca por fadiga  $da/dN$  em função de  $\Delta K$  do aço ABNT 1016.

**Tabela 3.** As constantes C e m do modelo de Paris & Erdogan [1] e as constantes  $C_0$  e m do modelo de Bergner & Zouhar [2] para o aço ABNT 1016.

	Metal Base		Zona Fundida		ZTA	
	C	m	C	m	C	M
Paris	$7,58 \times 10^{-9}$	3,01	$2,94 \times 10^{-11}$	4,04	$1,794 \times 10^{-6}$	1,478
	$1,35 \times 10^{-10}$	4,09	$1,26 \times 10^{-11}$	4,39	$2,564 \times 10^{-10}$	3,706
	$2,06 \times 10^{-11}$	4,64	$2,06 \times 10^{-11}$	3,64	-	-
Média	$2,58 \times 10^{-9}$	3,91	$2,09 \times 10^{-11}$	4,36	$8,971 \times 10^{-7}$	2,592
Média Bergner	$C_0$	m	$C_0$	m	$C_0$	M
	$2,318 \times 10^{-4}$	2,858	$8,276 \times 10^{-6}$	2,697	$7,670 \times 10^{-4}$	3,243

Os expoentes e os coeficientes de  $\Delta K$  encontrados para o metal base estão de acordo com as considerações Lal [10] e em desacordo com as conclusões de Rolfe [9] para os aços ferríticos-perlíticos. Para a zona fundida, os valores encontrados estão em acordo com as considerações de Martins [11].

A correlação entre o coeficiente C e expoente m do modelo de Paris [1] foi verificada para o metal base, a zona fundida e a ZTA. O gráfico obtido, ilustrado na Figura 5, mostra a existência de uma correlação linear entre as constantes m e C. Esse fato se justifica pela estrutura algébrica da equação com sua representação logarítmica e por suas homogeneidades adimensionais.



**Figura 5.** Correlação entre constantes C e m da equação de Paris & Erdogan [1] para o aço ABNT 1016.

A Figura 6 mostra o gráfico da correlação entre  $\log(C_0)$  e m de acordo com o modelo de Bergner & Zouhar [2] para o metal base, a zona fundida e a ZTA. Pode-se observar a ausência de uma correlação linear entre as constantes  $C_0$  e m.

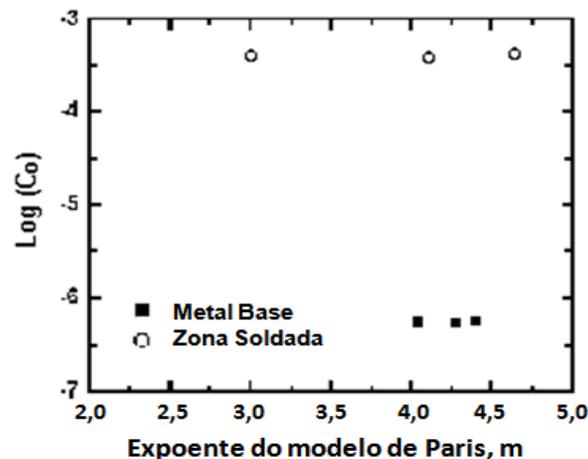
O gráfico  $da/dN \times \Delta K/\Delta K_p$  de Bergner & Zouhar [2] foi obtido para o metal base, a zona fundida, e a ZTA, e representados na Figura 8. Os parâmetros de crescimento de trinca por fadiga estão representados na tabela 4. A diferença da taxa de propagação da trinca entre o aço ABNT 1016 e a solda produzida pelo processo GMAW está relacionada com a presença da descontinuidade da junta soldada.

**Tabela 4.** Correlação entre as constantes C e m do modelo Paris & Erdogan [1].

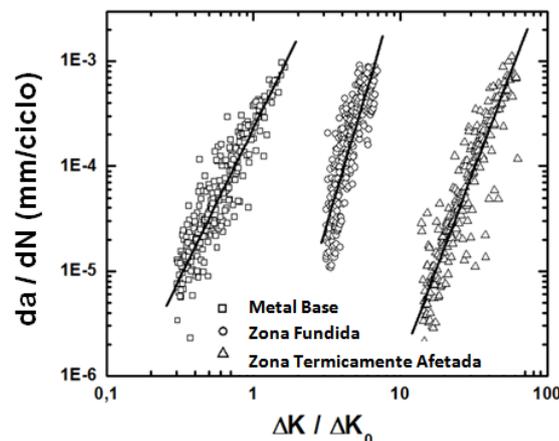
	Equação de correlação	Coefficiente de correlação
Metal Base	$\log(C) = -3,38 - 1,57m$	-0,99
Zona Fundida	$\log(C) = -6,21 - 1,07m$	-0,99

A Figura 7 (a) e (b) mostra o gráfico  $\log da/dn \times \Delta K/\Delta K_p$  de acordo com Bergner & Zouhar [2], para a direção TL, zona fundida e ZTA, com relação de carga  $R = 0,1$ . Neste gráfico, pode-se ver a diferença na taxa de crescimento de trinca com a

relação de carga para o aço ABNT 1016 laminado a quente, na região do metal base, zona de fundida e ZTA, após a soldagem pelo processo GMAW.



**Figura 6.** Correlação entre as constantes  $C_0$  e  $m$  do modelo de Bergner & Zouhar [2] para o aço ABNT 1016 na direção TL do metal base e zona fundida.

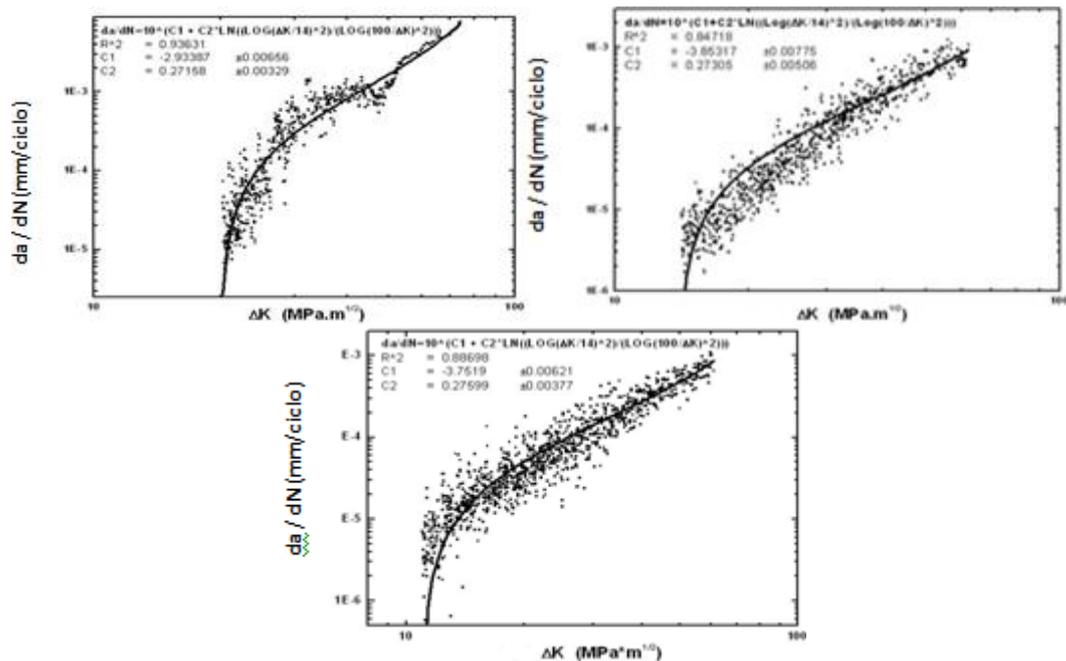


**Figura 7.** Gráfico  $da/dN \times \Delta K/\Delta K_p$  de acordo com Bergner & Zouhar [2] na direção TL, zona fundida e ZTA.

O modelo de Collipriest [4] foi então aplicado curva  $da/dN \times \Delta K$  como mostrado na Figura 8. Os valores de  $\Delta K_{lim}$  e  $\Delta K_c$  foram obtidos por meio do ajuste deste modelo. Foram realizadas integrações numéricas para o cálculo de vida em número de ciclos aplicando os modelos de Paris [1] e de Collipriest [4]. Os resultados estão na Tabela 5 abaixo. O modelo de Collipriest foi realístico por envolver a curva inteira.

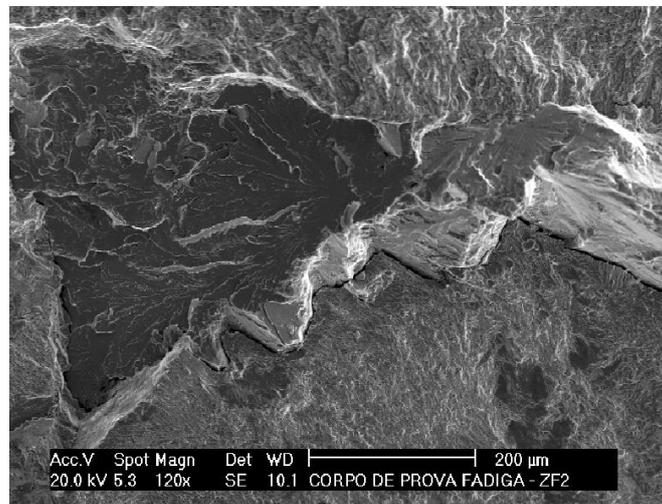
**Tabela 5.** Previsão de vida usando os modelos de Paris [1] e Collipriest [4].

CP	Número de ciclos no ensaio	Modelo de Paris	Modelo de Colliepriest
P4	1.271.000	736.570	1.263.313
ZF1	1.363.000	445.381	1.382.794
ZTA2	298.834	143.690	299.200



**Figura 8.** Modelo de Collipriest [4] para Zona Fundida (a), Zona Termicamente Afetada (b) e Metal Base (c).

A Figura 9 mostra a fractografia das amostras do aço ABNT 1016 na zona fundida e na direção TL. É possível identificar uma área de propagação de trinca e outra de clivagem. Provavelmente, a presença da descontinuidade alterou o tipo de fratura, para fratura frágil.



**Figura 9.** Fractografia da zona fundida do aço ABNT 1016 obtida pelo Microscópio Eletrônico de Varredura.

## 4 CONCLUSÃO

- Os coeficientes  $C$  e  $m$  obtidos para o modelo de Paris & Erdogan [1] foram próximos quando comparados Metal Base (MB) e Zona Fundida (ZF), não permitindo uma comparação com a taxa de propagação de trincas no estágio II;
- Houve uma variação na propagação da trinca na região II da curva  $da/dN \times \Delta K$ , quando analisada através do modelo de Bergner & Zouhar [2]. Esta variação é causada pela presença de descontinuidade nas junções da solda;

- A falta de fusão afetou as propriedades mecânicas e mudou o aspecto da fratura dúctil para frágil perto da área de descontinuidade;
- Foi verificado que o modelo de Collipriest [4], que é aplicada às três regiões, dá resultados muito próximos da realidade nos testes realizados, enquanto que os modelos de Paris [1] e Bergner [2], o qual é aplicado somente na região II, são muito conservadores.

## Agradecimentos

Os autores agradecem a Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais – FAPEMIG (Processo Nº TEC-569/06), ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq), ao Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear (CDTN / CNEN), ao Departamento de Engenharia Mecânica da PUC Minas, à FIAT e aos técnicos Nirlando Antônio Rocha, Emil dos Reis e Geraldo Antônio Scoralick Martins.

## REFERÊNCIAS

- 1 Paris, P.C.; Erdogan, F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. *Journal of Basic Engineering* 85. 1963; p. 528-534.
- 2 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*. 2000; p. 229-239.
- 3 Suresh, S. *Fatigue of Material*. Cambridge University Press. Cambridge. 1998.
- 4 Collipriest, J. E., Ehret, R. M. e Thatcher, C. *Fracture Mechanics Equations for Cyclic Crack Growth*. Rockwell International Corporation – Space Division. Report MFS-24447. 1973.
- 5 *Fabbrica Italiana Automobili Torino*. Norma de projeto para junta soldada por fusão utilizando o processo GMAW (00920). 1983.
- 6 Miqueri, F. R. Comportamento do crescimento de trinca por fadiga de um aço ABNT 1016 laminado a quente e soldado por MAG. Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica – Departamento de Engenharia Mecânica da PUC Minas. PUC Minas. Belo Horizonte. 2006.
- 7 American Society for Testing and Materials. E 8M – 95. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. ASTM. Philadelphia. 1995; p. 77-97.
- 8 American Society for Testing and Materials. E 647-99. *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*. ASTM. Philadelphia. 1999.
- 9 Rolfe, S. T.; Barsom, J. M. *Fracture and Fatigue Control in Structures. Applications of fracture mechanics*. 2ª ed. Englewood Cliffs, Prentice Hall, Inc., New Jersey. 1987.
- 10 Lal, D.N. A New Machanic Approach to Analysing LEFM Fatigue Crack Growth Behaviour of Metals and Alloys. *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 47, nº 3. 1994; p. 379-401.
- 11 Martins, G. P. *Tenacidade a Fratura e Propagação de Trinca em Juntas Soldadas de Aço Estrutural Resistente a Corrosão Atmosférica*. Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica - Universidade Federal de Minas Gerais, UFMG. Belo Horizonte. 2004.