

AValiação dos Mecanismos de Fadiga do Ferro Fundido Nodular Obtido pelo Processo de Injeção de Fio

Dinarte Souza Carmo

Saint-Gobain, Itaúna, MG, dinarte.carmo@saint-gobain.com

Guilherme de Pádua Carvalho Pinto

CDTN, Belo Horizonte, MG, guipcp@gmail.com

José Rubens Gonçalves Carneiro

PUCMINAS, Belo Horizonte, MG, joserub@pucminas.br

Jefferson José Vilela

CDTN, Belo Horizonte, MG, jjv@cdtn.br

Geraldo de Paula Martins

CDTN, Belo Horizonte, MG, gpm@cdtn.br

Emil Reis

CDTN, Belo Horizonte, MG, emilr@cdtn.br

Resumo. O objetivo deste trabalho foi verificar a capacidade de alguns modelos de identificar a influência de poros superficiais na taxa de propagação de trincas, após a otimização da técnica da produção do ferro fundido a partir da inoculação com fio de magnésio. As ligas foram fabricadas em forno elétrico trifásico, vazada em panela e homogeneizada termicamente em forno de espera. Em seguida, foram vazadas em panelas e inoculadas com fio de magnésio alimentado com velocidade de injeção controlada. Posteriormente, Fe-Si foi adicionado antes do vazamento em molde de areia. Corpos-de-prova de espessura 19 mm para ensaios de propagação de trinca foram preparados conforme a norma ASTM E 647-00. Foram realizadas 9 curvas da/dn, 6 com $R = 0,2$, sendo 3 em material com poros superficiais e 3 sem poros, e 3 com $R = 0,5$, sem poros. Os pontos foram ajustados à equação de Paris e ao modelo de Bergner e Zouhar. Principalmente no modelo, observou-se que o coeficiente de inclinação sofreu uma variação do material com poros para o sem poros.

Palavras-chave: ferro fundido nodular, mecânica da fratura, curvas da/dn.

1. INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, a indústria metalúrgica vem buscando processos que otimizem a produção do ferro fundido assim como o desenvolvimento de suas propriedades mecânicas. Atualmente, busca-se reduzir o peso unitário dos fundidos, as tolerâncias de usinagem, aumentar o leque de ligas leves e prolongar a vida útil dos componentes mecânicos. O ferro fundido nodular fabricado conforme a

Norma ISO 1083 é aplicado na fabricação de componentes mecânicos devido à sua alta resistência, o que possibilita uma redução substancial no peso da estrutura, implicando em economia de matéria prima, transporte, manuseio, etc. Um dos produtos que utiliza esse material são as conexões, que, geralmente, estão expostos à ambientes hostis de corrosão, desgaste, cargas cíclicas, ventos e movimentos sísmicos. Tudo isso pode levar a falhas prematuras dos componentes. Em projetos desta natureza, torna-se necessário uma avaliação da confiabilidade da estrutura ou componente em serviço, que depende, além de propriedades convencionais como limite de escoamento e de resistência, de outros fatores tais como, resistência à propagação de trincas por fadiga⁽¹⁾.

A falha por fadiga pode ocorrer em estruturas e componentes submetidos a carregamentos cíclicos submetidos a tensões inferiores ao limite de escoamento. Fraturas deste tipo geralmente têm origem em descontinuidades ou entalhes. Assim, é importante identificar o mecanismo de propagação de trinca por fadiga, com o intuito de melhorar as características do material⁽²⁾. Estes mecanismos podem ser simulados em laboratórios com as equações abaixo. A variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) pode ser definida como:

$$\Delta K = K_{\text{máx}} - K_{\text{mín}} = \sigma \sqrt{pa} \quad (1)$$

A taxa de propagação de trinca de fadiga pode ser definida como a razão de extensão da trinca, Δa , pelo número de ciclos, Δn , ou seja, $\Delta a/\Delta n$, quando $\Delta n \rightarrow 0$:

$$\lim_{\Delta n \rightarrow 0} \frac{\Delta a}{\Delta n} = \frac{da}{dn} \quad (2)$$

A razão de carga é definida como:

$$R = \frac{\sigma_{\text{mín}}}{\sigma_{\text{máx}}} = \frac{K_{\text{mín}}}{K_{\text{máx}}} \quad (3)$$

Para a maioria das ligas de engenharia, um gráfico de $\log(da/dn)$ versus $\log(\Delta K)$, exibe uma variação sigmoideal, conforme mostrado na Figura (1). Neste gráfico, observam-se os estágios I, II e III, cujas características são:

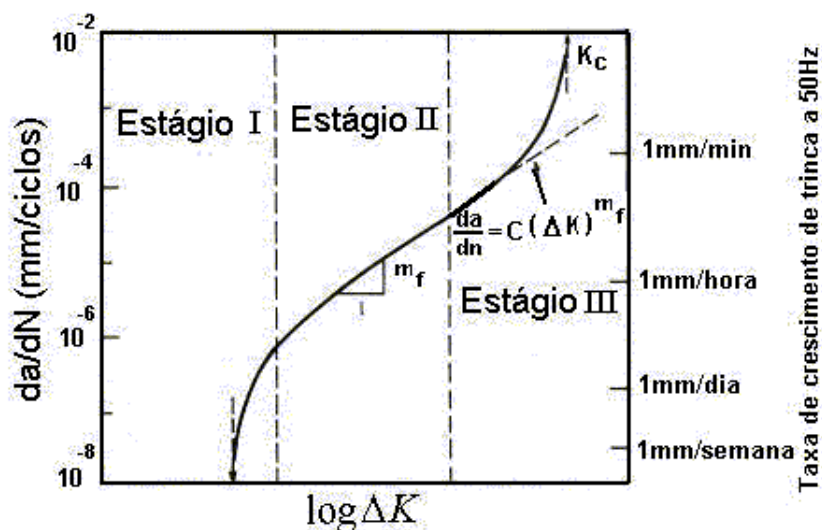


Figura 1. Diferentes estágios na propagação de trinca por fadiga⁽⁶⁾.

Estágio I - a trinca e a zona de deformação plástica que circunda o vértice da trinca estão confinadas a uns poucos grãos:

Estágio II - a zona plástica no vértice da trinca incorpora muitos grãos e ocorre em faixas de valores de intensidade de tensão mais elevados. A trinca cresce através do avanço de uma quantidade fixa por ciclo de tensão. A microestrutura e as condições de carregamento não são muito importantes neste estágio. Paris e Erdogan⁽³⁾ mostraram que a propagação de trincas por fadiga no estágio II com amplitude constante de carga obedece a Equação (4).

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^{m_f} \quad (4)$$

O comportamento da taxa de crescimento de trinca por fadiga no ferro fundido nodular austemperado pode ser calculado pela Equações 5⁽⁴⁾ e 6⁽⁵⁾.

$$\frac{da}{dN} = 1,6 \times 10^{-11} \Delta K^{2,95} \quad (5)$$

$$\frac{da}{dN} = 2,8910 \times 10^{-11} \Delta K^{2,74} \quad (6)$$

Estágio III - corresponde a 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: sofre grande influência da microestrutura e das condições de carregamento.

Boeri et al⁽⁴⁾ estudaram o ferro nodular austemperado e concluíram que o caminho da trinca de fadiga intercepta os nódulos de grafita e ramificações da trinca ocorrem como resultado da interação trinca-nódulo. Venugopalan et al⁽⁷⁾ mostraram que a vida à fadiga do ferro nodular depende da fração de ferrita, números de nódulos de grafita e dureza da matriz.

2. METODOLOGIA

Foram retirados 12 corpos-de-prova para o ensaio da/dn para cada uma das chapas fundidas. Em seguida, os corpos-de-prova foram usinados segundo a ASTM E 647-00, com as dimensões apresentadas na Figura (2). O ensaio de fadiga foi realizado numa máquina de ensaios mecânicos universal Instron, modelo 8802, com capacidade máxima de 250 kN.

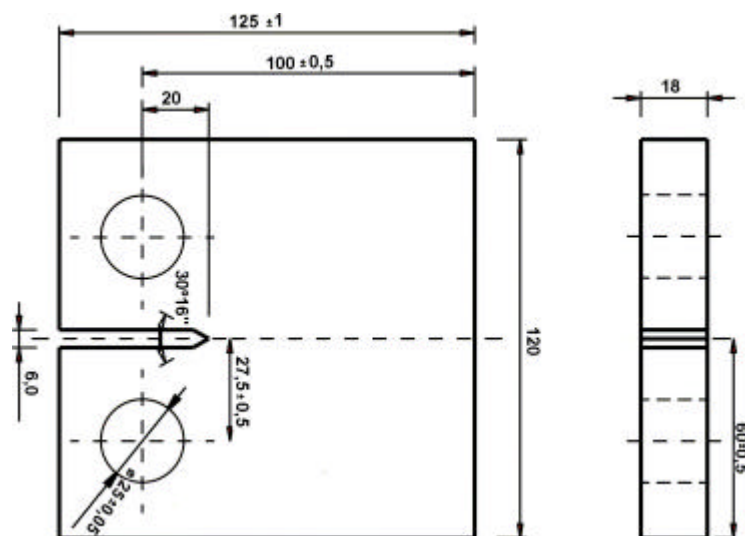


Figura 2. Dimensões corpos-de-prova com espessura de 19 mm para propagação de trinca por fadiga.

Para a execução do ensaio de propagação de trinca, a norma ASTM E-647-00 estabelece que a pré-trinca mínima deve ter um comprimento $0,1B$, $0,06W$ ou 1 mm e $\Delta K < 2,0 \times 10^{-4} \text{ m}^{1/2}$. Neste trabalho, usou-se uma pré-trinca de 3 mm . Para os cálculos de cargas por meio das Equações (7), (8) e (9), a pré trinca foi dividida em 3 estágios de 1 mm . Os valores de carga média e amplitude para o primeiro, segundo e terceiro estágios foram, respectivamente, de $15,9$, $12,6$; $13,2, 10,8$ e $12,1$, $8,9 \text{ kN}$. A amplitude do terceiro estágio foi utilizada no ensaio de propagação de trinca.

$$P(a) = \frac{0,4B(W - a)^2 \sigma_e}{(2W - a)} \quad (7)$$

Para um $R = 0,2$, calculou-se $P_1(a) = 0,2P(a)$. Os valores da carga média (S_p) e amplitude (ΔF) foram calculados a partir da Equações (10) e (11).

$$S_p = \frac{P(a) + P_1(a)}{2} \quad (8)$$

$$\Delta F = \frac{P(a) - P_1(a)}{2} \quad (9)$$

Em seguida, calculou-se $K(a)$, $K_1(a)$ e $\Delta K(a)$ a partir das Equações (10), (11) e (12).

$$K(a) = \frac{P(a)f(a)}{B\sqrt{W}} \quad (10)$$

$$K_1(a) = 0,2K(a) \quad (11)$$

$$\Delta K(a) = K(a) - K_1(a) \quad (12)$$

O comprimento da trinca foi medido pelo “clip gauge” e o número de ciclos foram registrados automaticamente. No final do ensaio, foi obtido o gráfico da/dn em função de ΔK .

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura (3) apresenta o estágio II da curva da/dn versus ΔK para o ferro nodular com poro superficial. Os expoentes da equação de Paris estão de acordo com Greno et al⁽⁵⁾ para ferro nodular austemperado. Com a utilização de equação de Paris não é possível fazer a comparação dos fatores mecânicos e metalúrgicos que afetam C e m ⁽⁸⁾.

A Figura (4) mostra o gráfico da/dn em função de ΔK no estágio II, para o corpo-de-prova sem poro. Observa-se que o coeficiente de determinação foi mais elevado, mas as ordens de grandeza dos coeficientes e expoentes foram similares.

A Figura (5) mostra os gráficos da/dn versus ΔK no estágio II, para o corpo-de-prova sem poros superficiais e razão de carga $0,5$. Observa-se um deslocamento da curva da/dn versus ΔK para a esquerda, evidenciando acréscimo na taxa de propagação de trinca por ciclo. O aparecimento do estágio III para $R = 0,2$ e $R = 0,5$ permitiu obter K_{Ic} , respectivamente, de $77,9$ e $60,8 \text{ MPa m}^{1/2}$.

Segundo o modelo de Kumar e Singh⁽⁹⁾, a taxa de crescimento de trinca é função do fator de intensidade de tensão efetiva ΔK_{eff} para aço. Neste modelo, ΔK é substituído por ΔK_{eff} na equação de Paris, e se utiliza as Equação (13),(14) e (15).

$$\Delta K_{eff} = U_k \Delta K \quad (13)$$

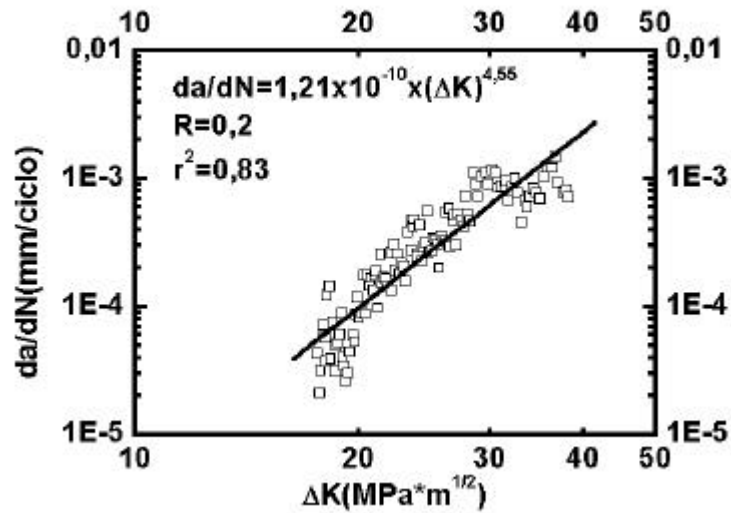


Figura 3. Evolução de da/dN versus ΔK no estágio II para o ferro nodular com poro superficial, $R = 0,2$, frequência 20 Hz e temperatura ambiente.

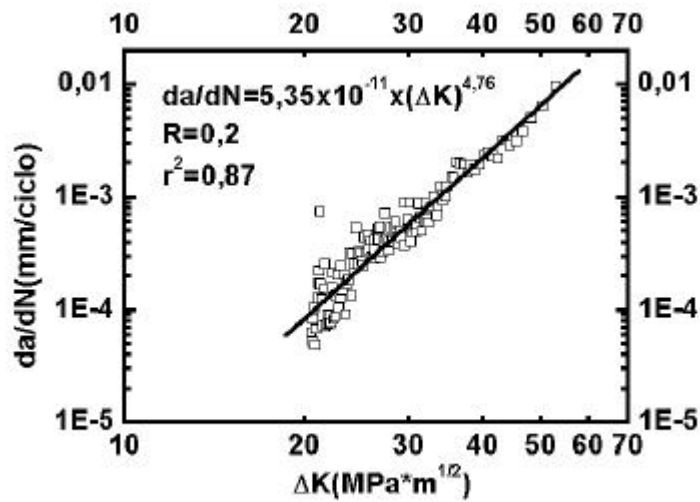


Figura 4. Evolução de da/dN versus ΔK no estágio II para o ferro nodular sem poro superficial, $R = 0,2$, frequência 20 Hz e temperatura ambiente.

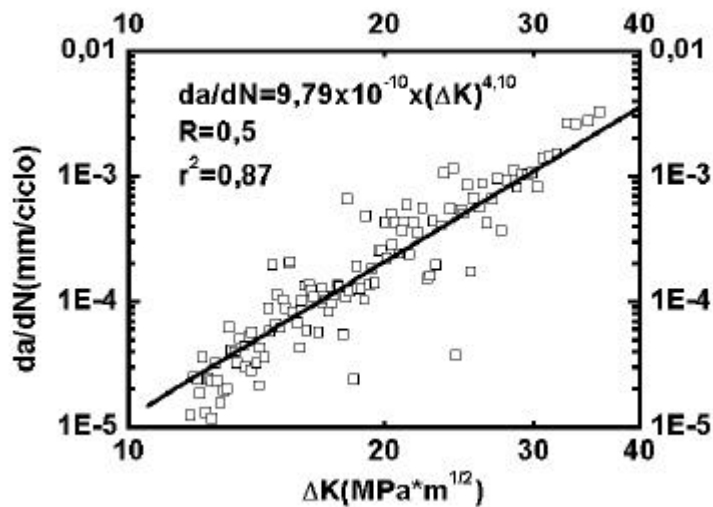


Figura 5. Evolução de da/dN versus ΔK no estágio II, para o ferro nodular com poro superficial, $R = 0,5$, frequência 20 Hz e temperatura ambiente.

$$U_k = 0,7 + 0,15R(2 + R) \quad (14)$$

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{\text{eff}})^{m_f} \quad (15)$$

Aplicando esse modelo, Nadot et al⁽¹⁰⁾ encontraram o coeficiente C e expoente m_f para o ferro fundido nodular, conforme Equação (16).

$$\frac{da}{dN} = 1,4 \cdot 10^{-13} (\Delta K_{\text{eff}})^4 \quad (16)$$

Bergner e Zouhar⁽¹¹⁾ propuseram uma correlação entre o coeficiente C_0 e o expoente m_f que garantisse a independência estatística entre eles, diferentemente do modelo de Paris (C e m_f). O fator de intensidade de tensão foi dividido por um fator de escala ΔK_p (Figura 6). E um novo coeficiente C_0 foi determinando, usando as Equações (17), (18), (19) e (20).

$$C_g = \left(\prod_{j=1,k} C_j \right)^{1/k} \quad (17)$$

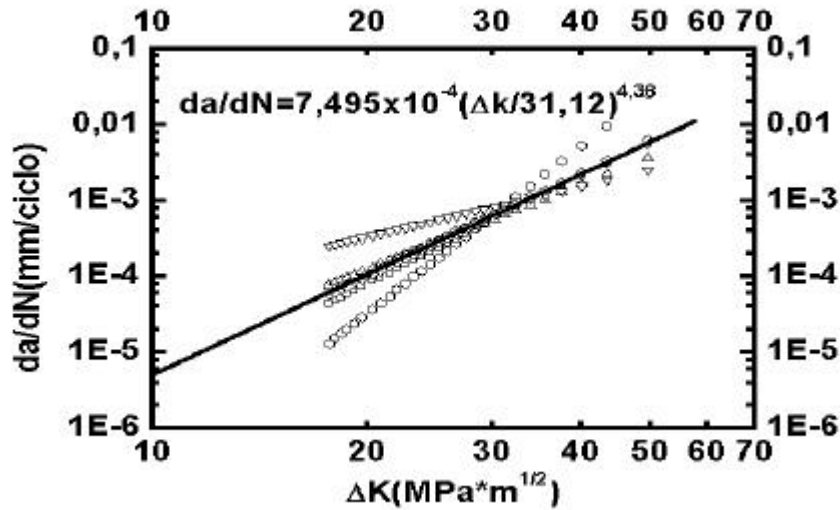


Figura 6 – Evolução de da/dn em função de ΔK , para o ferro nodular com poro superficial em 6 ensaios com cálculo de ΔK_p .

$$\Delta K_p = 10 \left(\frac{\sum_{j=1,k} (m_j - \bar{m}) \log(C_j / C_g)}{\sum_{j=1,k} (m_j - \bar{m})^2} \right) \quad (18)$$

$$\frac{da}{dN} = C_0 \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_p} \right)^{m_f} \quad (19)$$

$$C_0 = C (\Delta K_p)^{m_f} \quad (20)$$

A Figura 7 mostra o gráfico de correlação entre da/dn e ΔK segundo a equação de Paris, para o ferro fundido nodular, sem e com poro e razão de carga $R = 0,2$. Pode-se observar uma correlação

linear entre os parâmetros C e m_f , com o coeficiente de correlação de 0,99. Justifica-se tal fato pela estrutura algébrica da equação de Paris e a unidade de medida de ΔK está distante de ΔK_p .

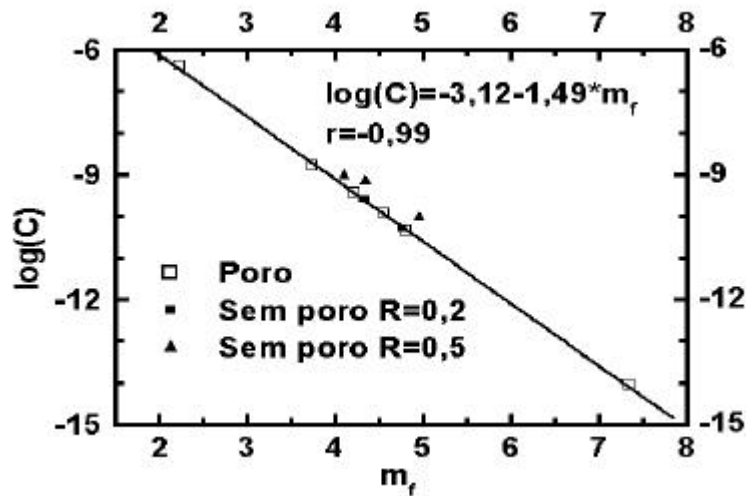


Figura 7 - Gráfico de correlação entre $\log(C)$ e m_f segundo a equação de Paris, para o ferro fundido nodular, espessura 19 mm, sem e com poro razão de carga 0,2 e 0,5.

A Figura 8 mostra o gráfico de correlação entre $\log(C_0)$ e m_f segundo a equação de Bergner e Zouhar⁽¹¹⁾, para o ferro fundido nodular, com e sem poro, razão de carga 0,2 e 0,5. Esta figura mostra que não existe uma correlação linear entre os parâmetros de crescimento de trinca C e m_f .

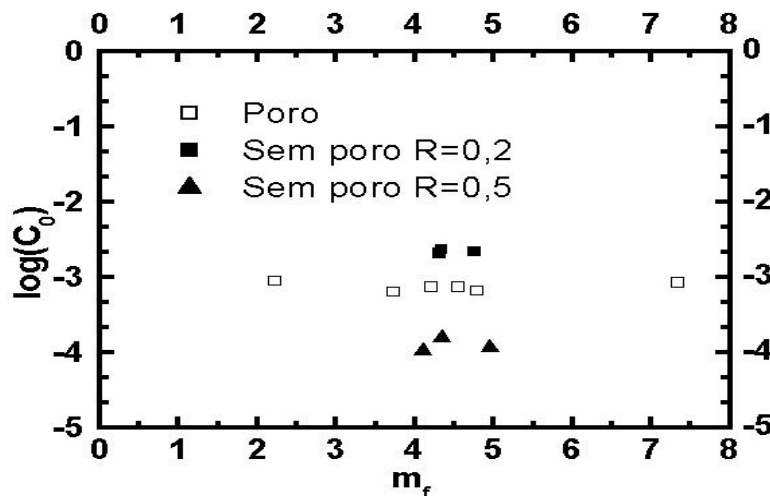


Figura 8 - Gráfico de correlação entre $\log(C_0)$ e m_f segundo a equação de Bergner e Zouhar⁽¹¹⁾, sem e com poro e razões de carga $R=0,2$ e $R=0,5$.

A Figura 9 mostra os gráficos da/dn em função $\Delta K/\Delta K_p$ segundo a equação de Bergner e Zouhar⁽¹¹⁾, sem e com poro para razão de carga $R = 0,2$. Observa-se que o ferro fundido com poro superficial apresentou um crescimento do trinca com o número de ciclos menor que o ferro fundido com poro interno. Provavelmente, a causa é à mudança da taxa de propagação quando a trinca encontra um poro superficial.

4. CONCLUSÕES

Houve diferença entre as taxas de propagação de trinca, da/dn versus ΔK no ferro fundido nodular com e sem poro e razão de carga 0,2 e 0,5 pelo modelo de Bergner e Zouhar.

A correlação entre o coeficiente e o expoente da lei de crescimento de trinca por fadiga no regime de Paris não são estaticamente independentes no material estudado.

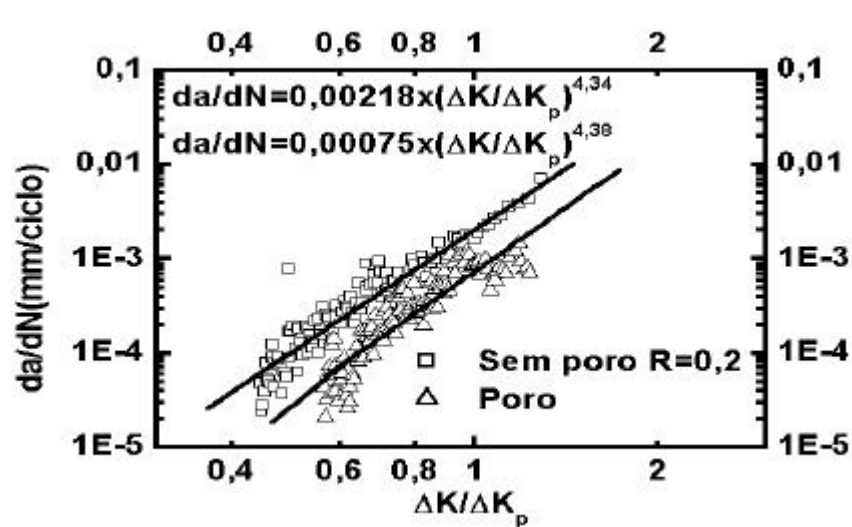


Figura 9 - Gráfico de evolução da/dn em função $\Delta K/\Delta K_p$ segundo a equação de Bergner e Zouhar⁽¹¹⁾, sem e com poro e razões de carga $R=0,2$ e $R=0,5$.

4. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à FAPEMIG, CNPq, Saint Gobain S.A, Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear (CDTN), Departamento de Engenharia Mecânica da PUCMINAS.

4. REFERÊNCIAS

1. Ratnapuli, R. C., Melo, T. M. F. Avaliação da Tenacidade e da Resistência a Fadiga de Juntas Soldadas do Aço USI-SAC-50". **53º Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**; Belo Horizonte, 1998.
2. Dugdale, D. S. Yielding of Steel Sheets Containing Slits. **J. Mech. Phys. Sol.**, vol. 8, 1960.
3. Paris, P. C. e Erdogan, F., A Critical Analysis of Crack Propagation Laws, **Journal of Basic Engineering**. 85, pp. 528-534, 1963.
4. Boeri, R. E., Pardo E. L. e Greno, G. L., Fatigue of Austempered Ductile Iron, **American Foundrymen Society Transactions**, pp 31-37, 1998.
5. Greno, G. L.; Otegui, J. L.; Boeri, R. E. Mechanisms of fatigue of crack growth in Austempered Ductile Iron, **International Journal of Fatigue**, vol 21, pp 35-43, 1999.
6. Suresh, S., **Fatigue of Materials**, Cambridge University Press, 1988.
7. Venugopalan, D., Pilon, K. L, Alagarsamy, A. Influence of Microstructure on Fatigue Life of As-Cast Ductile Iron, **American Foundrymen's Society Transactions**, pp 697-704, 1988.
8. Cortie, M. B., "The Irrepressible Relationship between the Paris Law Parameters". **Engineering Fracture Mechanics**, vol. 40, nº 3, pp. 681-682, 1991.
9. Kumar, R. & Singh, K., "Influence of Stress Ratio on Fatigue Crack Growth in Mild Steel". **Engineering Fracture Mechanics**, vol. 50, nº 3, pp. 377-384, 1995.

10. Nadot, Y., Béranger, A. S, Mendez, J., Ranganathan, N. A study of natural cracks initiated on casting defects by crack front marking. **Scripta Materialia**, vol 37, n° 5, pp 549-553, 1997.
11. 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**, vol. 22, pp 229-239, 2000.

EVALUATION OF FATIGUE MECHANISM IN NODULAR CAST IRON OBTAINED TO CORED WIRE PROCESS

Dinarte Souza Carmo

Saint-Gobain, Itaúna, MG, dinarte.carmo@saint-gobain.com

Guilherme de Pádua Carvalho Pinto

CDTN/CNEN, Belo Horizonte, MG, guipcp@gmail.com

José Rubens Gonçalves Carneiro

PUCMINAS, Belo Horizonte, MG, joserub@pucminas.br

Jefferson José Vilela

CDTN, Belo Horizonte, MG, jjv@cdtn.br

Geraldo de Paula Martins

CDTN, Belo Horizonte, MG, gpm@cdtn.br

Emil Reis

CDTN, Belo Horizonte, MG, emilr@cdtn.br

Abstract. *The aim in this works was to compare some crack propagation models applied in nodular cast iron without and with superficial pore, after optimization in production using cored wire process. The alloys were produced in the electric furnace and hollowed out in ladle and thermal homogenizes in the furnace. Then wire magnesium was inserted in constant rate. After Fe-Si was increased and alloy hollowed out in the sand-cast. The samples with thickness 19 mm were prepared following ASTM E 647-00. The 9 curves were made, 6 with $R = 0,2$, 3 in material with pore and 3 without pore, and 3 with $R = 0,5$, without pore. The points were adjustment a Paris equation and Bergner and Zouhar model. The last model showed that the coefficients change from material with pore to without pore.*

Keywords: *nodular cast iron, mechanical fracture, da/dn curves.*