

MEMÓRIAS
DA
ACADEMIA DAS CIÊNCIAS
DE
LISBOA

CLASSE DE CIÊNCIAS

TOMO XLV

**Fadiga e Fractura de um Aço Usado
em Estruturas Soldadas**

PAULO M. S. TAVARES DE CASTRO



ACADEMIA DAS CIÊNCIAS
DE LISBOA

LISBOA • 2018

Fadiga e Fractura de um Aço Usado em Estruturas Soldadas

PAULO M. S. TAVARES DE CASTRO
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA, E IDMEC,
FACULDADE DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE DO PORTO,
RUA DR. ROBERTO FRIAS, 4200-465 PORTO, PORTUGAL

RESUMO

A propagação de fendas de fadiga tem sido objecto de muitos esforços de investigação procurando relacionar a velocidade de propagação com as características do carregamento cíclico que a origina. O conceito de factor de intensidade de tensão K , parâmetro caracterizador do campo de tensão na extremidade da fenda, tem sido usado neste contexto desde o trabalho pioneiro de Paul Paris. A representação em coordenadas logarítmicas da velocidade de propagação da fenda, da/dN , versus a gama de variação do factor de intensidade de tensão, ΔK , apresenta, para muitos materiais e valores de ΔK uma forma aproximadamente linear, sendo esta a base experimental que legitima a lei de Paris. Desde a proposta desta lei, o estudo da propagação tem sido objecto de muitos refinamentos, conduzindo a uma variedade de outras leis mais complexas que procuram abordar aspectos não tratados pela lei de Paris, como a existência de um limiar mínimo de ΔK abaixo do qual a propagação não se verifica, o efeito da razão de carga $R = \text{carga mínima}/\text{carga máxima}$ o valor máximo de K aplicável (condicionado pelo valor da tenacidade K_c ou pelo colapso plástico da estrutura), e efeitos específicos ocorrendo em fendas de muito pequenas dimensões.

O assunto é coberto em muito extensa literatura técnico-científica; a presente comunicação centra-se num caso especial, ocorrido quando do ensaio de provetes de aço soldado que apresentaram comportamento aparentemente anómalo. A origem da aparente anomalia é identificada no estado de tensão residual, resultante dos processos de soldadura. Usa-se este caso para ilustrar a complexidade de análises ou previsões do comportamento à fadiga, criticamente dependentes do conhecimento das condições de uso do material.

INTRODUÇÃO E CONTEXTO

O fenómeno da rotura por fadiga em materiais metálicos é divisível em três fases – iniciação de uma fissura, propagação estável e rotura final – existindo uma variedade de ensaios mecânicos que o procuram caracterizar.

Nas aplicações visando caracterizar a resistência à fadiga de componentes que, quando postos em serviço, não contêm garantidamente qualquer defeito, usam-se critérios baseados nas curvas SN, e em

particular no conceito de tensão limite de fadiga, σ_{f0} , se o carregamento for macroscopicamente linear elástico. Existem porém muitas circunstâncias em que um determinado defeito é detectado em serviço, e é de interesse conhecer qual vai ser o seu comportamento na continuação do serviço do componente ou estrutura.

Importa assim caracterizar a velocidade de propagação de fendas de fadiga, assunto que tem sido objecto de grande interesse nas últimas décadas, tendo sido propostas 'leis' que descrevem de forma prática e realista este comportamento.

Antes de tratar o assunto propagação de fendas de fadiga, é porém necessário referir um conceito da Mecânica da Fractura (um capítulo da Mecânica dos Sólidos que trata os sólidos contendo fendas), o 'factor de intensidade de tensão'.

A tensão na vizinhança de um entalhe é maior do que a tensão nominal, em resultado da concentração de tensões. Este fenómeno é caracterizado pelo parâmetro adimensional K_t (factor de concentração de tensões teórico ou geométrico), que é tanto maior quanto menor é o raio de concordância do entalhe ou descontinuidade. Em particular, no caso de raio de concordância nulo, K_t atinge um valor infinito. Pretendendo-se caracterizar o estado de tensão e deformação na vizinhança da extremidade de uma fenda, o conceito de K_t não ajuda portanto a fazer a necessária distinção entre as várias situações que se podem encontrar. O parâmetro a utilizar para este fim é o factor de intensidade de tensão K , que caracteriza o campo elástico de tensões num ponto r, θ da vizinhança da extremidade da fenda através das equações seguintes, por vezes designadas equações de Irwin-Westergaard,

$$\left. \begin{aligned} \sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \end{aligned} \right\} (1)$$

Na região considerada, a análise conduz ainda aos valores dos deslocamentos segundo x e segundo y , com expressões diferentes para estado plano de tensão ou de deformação. Na dedução das expressões anteriores considerou-se uma fenda de penetração total existindo no plano $y = 0$ sendo o sistema de eixos centrado na extremidade da fenda; θ é contado no sentido contrário ao dos ponteiros do relógio a partir do eixo x , em que $x > 0$ corresponde ao ligamento não fendido. O factor de intensidade de tensão K é, no caso de uma placa infinita traccionada pela tensão σ perpendicular à fenda central de comprimento $2a$,

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2)$$

Nesta comunicação omitiu-se o índice I no símbolo do factor de intensidade de tensão, uma vez que apenas será tratada a situação de modo I de solitação.

Em condições de plasticidade restringida a uma pequena região na extremidade da fissura, o factor de intensidade de tensão K caracteriza o estado mecânico na vizinhança da extremidade da fissura, sendo em geral

$$K = Y \sigma \sqrt{\pi a} \quad (3)$$

onde a é uma dimensão característica da fissura, σ a tensão remota aplicada e Y um factor adimensional função da geometria e tipo de carregamento. Numa estrutura fissurada, quando K atinge o valor da tenacidade do material (K_{Ic} ou K_c respectivamente em estado plano de deformação ou de tensão), a fissura pré-existente propaga-se de forma instável. O valor de Y na equação 3 pode ser procurado, para muitas situações, em publicações especializadas. Tal como Pilkey [1] é a obra clássica para a procura de valores do factor de concentração de tensão, também soluções do factor de intensidade de tensão para numerosas geometrias de sólidos fissurados se encontra tipicamente em Tada, Paris e Irwin [2] ou em Murakami [3], por exemplo. Chama-se a atenção para a terminologia: factor de intensidade de tensão K é um parâmetro da Mecânica da Fractura que caracteriza o campo de tensões linear elástico na vizinhança da extremidade de uma fenda; tem dimensões, como resulta da expressão genérica $K = Y \sigma \sqrt{\pi a}$ em que a é a dimensão da fenda, σ é o carregamento remoto e Y é um factor adimensional dependente da geometria. Importa assim não confundir factor de intensidade de tensão com factor de concentração de tensões, que é um parâmetro adimensional ($K_t = \sigma_{local}/\sigma_{nominal}$) caracterizando o agravamento de tensões num entalhe.

Já foi visto como é possível estudar as condições de ocorrência de fractura instável num componente ou estrutura: trata-se habitualmente de determinar qual a tensão (ou carga aplicada, pressão, ...) que provoca a rotura, ou quais as dimensões críticas da fenda, para uma dada solitação aplicada a um corpo fissurado.

Na prática, porém, o problema da integridade estrutural é frequentemente colocado de outro modo. Uma estrutura considerada satisfatória pode, passado um determinado intervalo de tempo de serviço, vir a sofrer rotura porque entretanto algum defeito se propagou lentamente até atingir dimensões críticas.

Tipicamente, a propagação estável, subcrítica, de fissuras pode ocorrer quando o componente ou estrutura é sujeito a uma das solitações seguintes: (i) solitação cíclica, na ausência ou presença de um ambiente corrosivo (fadiga, e fadiga-corrosão), (ii) solitação estática, na presença de um ambiente corrosivo (corrosão sob tensão), e finalmente (iii) solitação estática ou cíclica a elevadas temperaturas, provocando fissuração por fluência (*creep cracking*) ou interações fadiga-fluência.

Estes processos são designados estáveis ou sub-críticos, visto que as dimensões da fissura aumentam lentamente com o número de ciclos aplicado, ou com o tempo de aplicação da solitação. Naturalmente, após um determinado intervalo de tempo, podem estar reunidas as condições para propagação instável, por se ter satisfeito a condição

$$Y \sigma \sqrt{\pi a} = K_{Ic} \quad (4)$$

Notar que a rotura final, no caso de materiais de elevada ductilidade e tenacidade, pode vir a dar-se por um fenómeno de instabilidade plástica, simplesmente por a secção remanescente após o crescimento estável do defeito ser insuficiente para transmitir os esforços a que está sujeita.

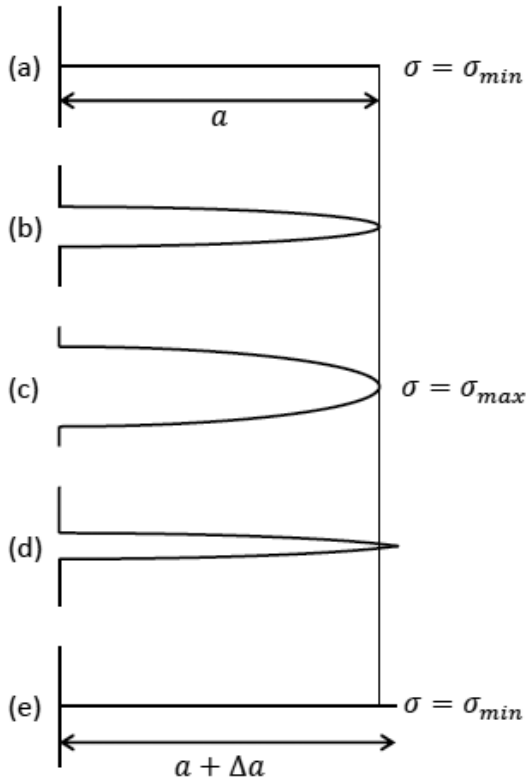
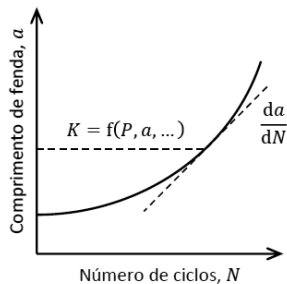


FIGURA 1
Representação esquemática do crescimento de uma fissura de fadiga.

da/dN , e, da calibração K do provete, os correspondentes valores ΔK ,

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (5)$$

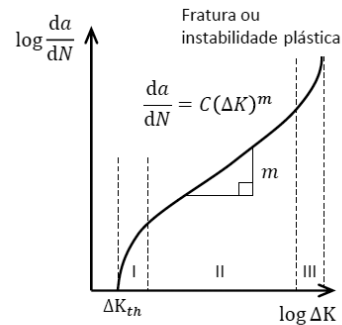


(a) Representação esquemática do aspecto típico da curva de propagação de uma fenda (a vs. N).

FIGURA 2
Representação esquemática do aspecto típico da curva de propagação de uma fenda de fadiga (a versus N) e da determinação de $da/dN = f(\Delta K)$.

A Figura 1 ilustra uma tentativa de explicação do aumento de comprimento de uma fissura em resultado de uma sollicitação de fadiga, descrevendo o que se passa quando a sollicitação varia de 0 a σ e de novo a 0. Quando a sollicitação é σ (máxima por ciclo), existe uma deformação plástica na extremidade da fissura. Quando a sollicitação regressa ao mínimo, a fissura fecha de novo, mas tem de acomodar uma pequena deformação plástica irreversível, o que faz avançando no material, de a para $a + \Delta a$ (ver Figura 1). Este fenómeno deixa assim uma série de marcas na superfície de fractura por fadiga, que no caso de algumas ligas metálicas podem ser muito claramente observadas usando um microscópio electrónico. Estas marcas são as estrias de fadiga.

Os ensaios para caracterizar a fissuração por fadiga realizam-se usando provetes de calibração K conhecida, sujeitando-os a uma sollicitação cíclica e medindo por processos ópticos ou outros, designadamente os eléctricos, a propagação da fissura em função do número de ciclos N , ver Figura 178. A informação básica do ensaio é a curva a versus N representada, a partir da qual se obtém os valores



(b) Representação esquemática do aspecto típico da relação da/dN vs. ΔK .

FIGURA 3
Representação esquemática do aspecto típico da relação $da/dN = f(\Delta K)$. (nesta figura a 'lei de Paris' diz respeito à região II).

Quando representados em coordenadas logarítmicas ($\log da/dN$ versus $\log \Delta K$), os resultados experimentais da/dN versus ΔK têm habitualmente o aspecto representado na Figura 3.

A curva representada na Figura 3 apresenta 3 regiões distintas. Na primeira, correspondente a velocidades muito baixas de propagação, é possível definir um valor de ΔK abaixo do qual não há propagação (ou esta não tem significado, por ser menor que 10^{-7} mm/ciclo). Este limiar é representado por ΔK_f (designado na literatura anglo-saxónica por ΔK_{thr} , de *threshold*). A segunda traduz-se por uma recta, e corresponde portanto a uma lei do tipo

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K)^m \quad (6)$$

conforme foi inicialmente identificado por Paul Paris [4-5]. Finalmente, a terceira fase do processo corresponde à propagação instável da fissura. No caso de o processo de fadiga ter lugar em ambiente corrosivo, as velocidades de propagação da/dN são em geral mais elevadas. A relação da/dN versus ΔK apresenta ainda dependência do valor médio da solitação, usualmente expresso pelo valor de $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$, e eventualmente da frequência, particularmente no caso de ambientes corrosivos.

O importante problema da determinação do número de ciclos necessário para propagar a fissura da dimensão a_i até a_f resolve-se usando a lei de Paris,

$$\frac{da}{dN} = C \left(Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \right)^m \quad (7)$$

Integrando esta equação entre as situações caracterizadas pelos índices i e f , supondo Y constante,

$$N = \frac{a_i^{m/2}}{C \left(\frac{m}{2} - 1 \right) \Delta K_i^m} \left(\frac{1}{a_i^{\frac{m}{2}-1}} - \frac{1}{a_f^{\frac{m}{2}-1}} \right) = \frac{a_i^{1-\frac{m}{2}} - a_f^{1-\frac{m}{2}}}{C \left(\frac{m}{2} - 1 \right) Y^m \Delta \sigma^m \pi^{m/2}} \quad (8)$$

expressão válida desde que m seja diferente de 2. Notar que, quando a aproximação $Y = \text{const.}$ não for aceitável, a integração da lei de Paris terá de ser feita por processos numéricos, e dividindo o intervalo $a_f - a_i$ em vários intervalos menores.

As considerações feitas dizem respeito ao caso mais simples, de solitações de amplitude constante. Solitações aleatórias, bem como aquelas que correspondem a blocos de ciclos, correspondentes a diversos níveis de amplitude de solitação, exigem alguns refinamentos das considerações anteriores. Sublinha-se a importância de cálculos deste tipo, designadamente no estabelecimento dos intervalos de tempo entre inspecções de equipamento, bem como na avaliação da vida remanescente de equipamento crítico.

Alguns passos e aplicações iniciais da Mecânica da Fractura, e da lei de Paris em particular, são descritas por exemplo em publicação da Royal Society, [6]. Muitas outras publicações entretanto apareceram, destacando-se em Português o livro "Fadiga de estruturas soldadas" [7].

OS ENSAIOS

Os ensaios de propagação de fendas de fadiga foram realizados em provetes C(T) de aço S355NL, com espessura $B = 32\text{mm}$, onde quer a fenda pré-existente quer a sua propagação se verificam no plano de simetria do provete. O resultado de provetes de material base, correspondentes ao regime onde a lei de Paris é aplicável está apresentado na Figura 4 para diversos valores da razão de tensão R , $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$, evidenciando uma relativa insensibilidade da propagação da fenda de fadiga ao valor médio do carregamento.

Os ensaios que evidenciaram um comportamento aparentemente anómalo foram realizados usando provetes de igual geometria, mas extraídos de chapas soldadas topo a topo. O plano da fenda dos provetes C(T) para estes ensaios está contido na zona afectada termicamente (ZAC – zona afectada pelo calor) pela soldadura. Para idêntica razão de tensão R , constatou-se que a fenda não crescia para os valores de ΔK usados no ensaio de material base. Finalmente foi possível fazer a fenda crescer aumentando significativamente a carga e o valor de ΔK . A análise dos resultados seguindo os procedimentos usados para os provetes de material base apresenta-se na Figura 4 também, suscitando a pergunta: face a esta Figura, será legítimo afirmar que os ensaios sumariamente referidos revelam que a velocidade de propagação a esperar para provetes soldados é muito menor do que aquela que é medida para provetes de metal base?

A resposta a esta questão foi encontrada levando a cabo uma detalhada análise de tensões residuais em provetes soldados, usando a técnica ‘*contour*’ inicialmente proposta por Prime, [8]. Este processo de medir tensões residuais envolve (i) a realização de um corte do plano de simetria do provete usando electro-erosão por fio (EDM – *electrical discharge machining*); (ii) a caracterização rigorosa da topografia da superfície do corte, usando uma máquina de medir (CMM – *coordinate measuring machine*); (iii) a realização de um modelo de elementos finitos da referida superfície, sendo finalmente calculadas, recorrendo ao método dos elementos finitos, (iv) as tensões que transformam a superfície medida na superfície rigorosamente plana correspondente ao corte inicial; essas tensões são então as tensões

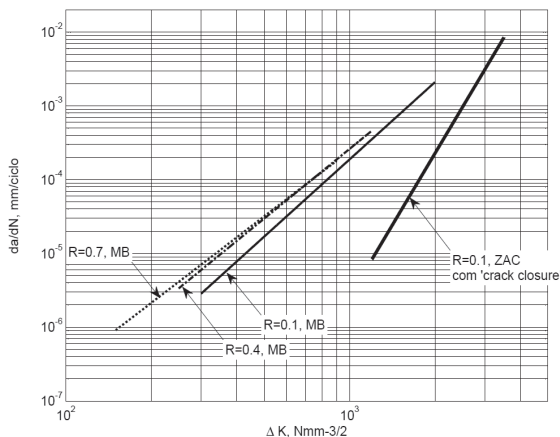


FIGURA 4
Lei de Paris, $R=0.1, 0.4$, e 0.7 , para metal base (MB) aço S355NL. A Figura mostra também a lei de Paris para zona afectada pelo calor (ZAC), $R=0.1$.

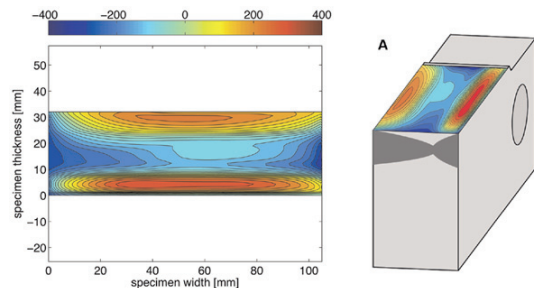


FIGURA 5
Tensão residual no plano da fenda; provete C(T) soldado, fenda na região afectada pelo calor (ZAC). Em ‘A’ representa-se uma perspectiva de metade do provete, ilustrando esquematicamente o cordão de soldadura (duplo V).

residuais, que foram relaxadas quando o provete foi cortado por EDM. O processo referido de determinação de tensões residuais é muito trabalhoso, mas permite com dispêndio relativamente pequeno obter informação que alternativamente careceria de acesso a laboratórios praticando a medição de tensão residuais por difracção de neutrões, ou eventualmente raios x gerados por sincrotrão, ambas as técnicas apenas disponíveis num muito limitado número de centros em todo o mundo.

A Figura 5 apresenta, a título de exemplo, o resultado da aplicação do método *contour* num provete C(T), levada a cabo no presente trabalho. O gráfico ilustra expressivamente a distribuição e magnitude das tensões residuais, perpendiculares ao plano de propagação da fenda.

Compreende-se assim a necessidade de, no caso vertente, complementar a análise dos ensaios de propagação de fendas de fadiga baseada na lei de Paris, com considerações resultantes da presença de tensões residuais. Vê-se na Figura 5, claramente, que o campo de tensões residuais no qual a propagação da fenda por fadiga vai ter lugar inclui importantes valores de compressão. Estes devem ser responsáveis por significativa diminuição da velocidade de propagação, por comparação com situações em que esta se dê em material apenas carregado pela tensão originada pelo carregamento exterior aplicado.

Uma interpretação baseada no efeito de *crack closure*, aqui resultante de tensões residuais compressivas, permitiu re-analisar os resultados dos ensaios de provetes soldados, e chegar a resultados eliminando o efeito da tensão residual (isto é, considerando apenas a parte do ciclo de carga em que a fenda está efectivamente aberta). Tomando esse efeito em consideração, a Figura 6 ilustra, para um caso de R a título de exemplo, ($R = 0.1$) o resultado final obtido, em que se constata que afinal a velocidade de propagação da fenda de fadiga no material base e na ZAC do cordão de soldadura são da mesma ordem de grandeza, e não muito diferente como uma análise inicial, descuidando a análise das tensões residuais, parecia sugerir.

Detalhes do material, provetes e ensaios de fadiga encontram-se publicados em [9], enquanto a análise das tensões residuais realizada usando o método '*contour*' está descrita em pormenor em [10]; estas duas referências apresentam uma discussão mais detalhada das questões abordadas na presente comunicação, enquadrando-a por referência a extensa literatura técnico-científica. Ainda que concisamente, a presente comunicação ilustra uma área de interesse da comunidade técnico-científica também em Portugal: o desempenho à fadiga e as tensões residuais. Estes e outros assuntos afins são tratados pela Divisão Fractura da Sociedade Portuguesa de Materiais, que organiza, entre outros eventos, a conferência bianual sobre a Mecânica da Fractura e suas aplicações.

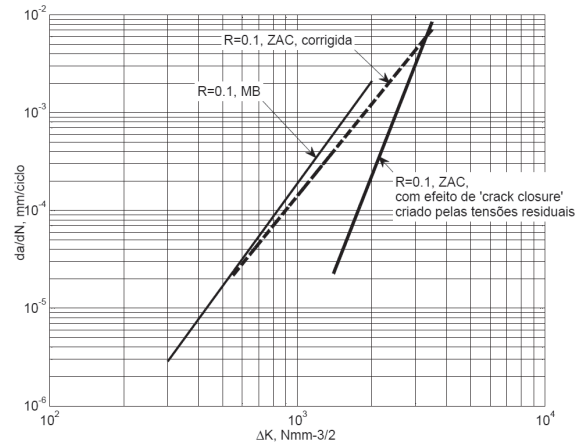


FIGURA 6

Dados experimentais para $R = 0.1$, metal base e ZAC. Para ZAC mostra-se a interpretação dos resultados experimentais tomando ou não em consideração o efeito de *crack closure* resultante das tensões residuais.

OBSERVAÇÕES FINAIS

O comportamento à fadiga de aços inclui uma fase de propagação estável da fenda que pode ser descrita pela lei de Paris. A presente comunicação pretendeu enfatizar a importância de um conhecimento detalhado das condições em que o ensaio decorre, concentrando a atenção no efeito das tensões residuais que podem, caso não sejam tomadas em consideração, levar a interpretações erróneas dos resultados dos referidos ensaios. Como se viu, o problema do conhecimento do estado de tensão residual é crítico para a cabal interpretação dos resultados, pretendendo esta comunicação ilustrar o potencial de uma técnica emergente para medição daquelas tensões, a técnica *contour*, que permite obter resultados que doutra forma exigiriam o recurso a difracção de neutrões ou a sincrotrões, que apenas estão disponíveis num muito limitado número de centros em todo o mundo.

AGRADECIMENTOS

A colaboração na FEUP de Carlos Albuquerque, Roberto Miranda, Valentin Richter-Trummer, Miguel A. V. de Figueiredo, Sérgio M. O. Tavares, Daniel F. O. Braga, e Christoph Thies (o último como aluno de intercâmbio da Bauhaus-Universität Weimar, Alemanha), é reconhecidamente registada.

REFERÊNCIAS

- [1] Pilkey, W., 'Peterson's stress concentration factors', 2nd ed., Wiley, 1997.
- [2] Tada, Hiroshi; Paris, Paul C.; Irwin, George R., 'The stress analysis of cracks handbook', 3rd ed, New York, ASME Press, 2000.
- [3] Murakami, Yukitaka, 'Stress intensity factors handbook', vols. I-II, Oxford, Pergamon Press, 1987; vols. IV-V, Kyoto, SMS, Japan, 2001.
- [4] Paris, P.C.; Gomez, M.P.; Anderson, W.E., 'A rational analytic theory of fatigue', *The Trend in Engineering*, vol.13, no.1, pp.9-14, 1961.
- [5] Paris, P.C., 'The Fracture Mechanics approach to fatigue', in: J.J. Burke *et al.*, eds., 'Fatigue – an interdisciplinary approach' Proceedings of the 10th Sagamore Army Materials Research Conference, Syracuse University Press, pp.104-132, 1964.
- [6] *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, vol. 299, no. 1446, 'Fracture mechanics in design and service: Living with defects', 1981.
- [7] Branco, C.M.; Fernandes, A.A.; de Castro, P.M.S.T., 'Fadiga de Estruturas Soldadas', Fundação Calouste Gulbenkian, 2.^a ed., 1999.
- [8] Prime, M. 'Cross-sectional mapping of residual stresses by measuring the surface contour after a cut', *Journal of Engineering Materials and Technology: Trans. ASME*, vol.123, no.2, pp.162–168, 2001.
- [9] Albuquerque, C.M.C.; Miranda, R.M.C.; Richter-Trummer, V.; de Figueiredo M.A.V.; Calçada, R.; de Castro, P.M.S.T., 'Fatigue crack propagation behaviour in thick steel weldments', *International Journal of Structural Integrity*, vol. 3, no.2, pp. 184-203, 2012.
- [10] Richter-Trummer, V.; de Castro, P.M.S.T., 'The through-the-thickness measurement of residual stress in a thick welded steel compact tension specimen by the contour method', *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, vol. 46, no.4, pp. 315-322, 2011.

(COMUNICAÇÃO APRESENTADA À CLASSE DE CIÊNCIAS
NA SESSÃO DE 5 DE JULHO DE 2012)