

INFLUÊNCIA DO FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÕES NA OBTENÇÃO DO COD DE INICIAÇÃO

Reynaldo Fernandino (1)
Rodrigo Santana da Silva (2)

RESUMO

Com base nos conceitos da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica foi realizada a determinação e correlação experimental do valor da abertura da ponta da trinca para o início da propagação estável, δ_i - COD de iniciação -, em aço ASTM A516-Gr65N, em duas orientações relativas à direção de laminação e para duas faixas do fator de intensidade de tensões no final da propagação da trinca por fadiga, ΔK_f .

Um dos valores do ΔK_f estava em conformidade com as normas BS5762 e ASTM E-813, o outro fora das especificações das normas em referência.

Sugere-se que uma provável mudança do micromecanismo de fratura por decoesão por cisalhamento das linhas de escorregamento em espirais para retíneas, possa estar relacionado com a alteração dos valores de δ_i obtidos para as duas faixas do fator de intensidade de tensões, ΔK_f .

Ficou evidente a importância da implantação de um Sistema de Normalização, reconhecido internacionalmente, para a garantia dos resultados obtidos nos ensaios.

PALAVRAS-CHAVES: COD de iniciação, fator de intensidade de tensões, normalização.

Contribuição Técnica. Apresentada ao " I SEMINÁRIO DE MECÂNICA DA FRATURA ", promovido pela ABM ; Ouro Preto-MG; junho de 1995.

(1) Membro da ABM. Físico, Ms.C.; Professor Adjunto da Fundação de Ensino Superior de São João del-Rei (FUNREI), São João del-Rei, MG.

(2) Graduando em Engenharia Industrial Mecânica, Fundação de Ensino Superior de São João del-Rei (FUNREI), São João del-Rei, MG.

1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de materiais para aplicação na engenharia tem apresentado intenso progresso nos últimos anos. Muitos materiais estão sendo desenvolvidos e outros materiais tradicionais estão sendo substituídos por serem mais convenientes do ponto de vista tecnológico e/ou econômico. Como consequência é importante para os profissionais da área de materiais possuírem sólidos conhecimentos relacionados à seleção, processamento, desempenho, função, propriedades e estruturas. Com relação às propriedades sabe-se que elas são obtidas através de ensaios.

Para a realização destes ensaios é de suma importância a utilização de um Sistema de Normalização que se enquadre nas diretivas e Instruções Internacionais (ISO/IEC) e em especial a ISO/IEC DIRETIVA 3-"Drafting and Presentation of International Standards", visando a conformidade dos resultados.

2. OBJETIVO

Analisar a influência da variação da faixa do fator de intensidade de tensões, no estágio final da propagação da pré-trinca por fadiga, ΔK_f , nos valores de COD de iniciação, δ_i , em corpos-de-prova obtidos em duas orientações em relação à direção de laminação da chapa.

3. DEFINIÇÃO

O δ_i é um parâmetro característico da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP), o qual significa o valor da abertura da ponta da trinca no início da propagação estável desta, no regime elasto-plástico.

4. MATERIAL E MÉTODOS

4.1- Material

O material utilizado neste trabalho foi o aço ASTM A516-Gr65N, normalizado à 900°C - tipo chapa grossa-. A composição química do aço em referência está apresentada na tabela 1.

4.2- Ensaios

Todos os ensaios foram realizados à temperatura de 20°C, em corpos-de-prova com orientações LV e TV, em relação à direção de laminação da chapa. A orientação LV significa longitudinal/vertical e, a TV transversal/vertical (NORMA ASTM E-399).

4.3- Ensaios de Tração

Foram realizados 04 ensaios de tração instrumentados por extensômetro, de acordo com a norma DIN50145, sendo 02 ensaios na orientação LV e 02 na orientação TV. Os corpos-de-prova tinham as seguintes dimensões: diâmetro inicial $1,4 \times 10^{-2}$ m e comprimento útil, $L_0 = 1,4 \times 10^{-1}$ m (DIN50115).

Todos os ensaios foram realizados a uma velocidade de $1,2 \times 10^{-3}$ m/h com uma taxa de deformação de $8,6 \times 10^{-1}$ h⁻¹.

4.4- Abertura das Pré-Trincas por Fadiga

As pré-trincas por fadiga foram iniciadas e propagadas em uma máquina universal de ensaios servo-hidráulica, utilizando um sinal cíclico de forma senoidal, com a variação de amplitude dentro do intervalo [0,-1].

Uma série de corpos-de-prova foi pré-trincada sob uma frequência de 20Hz, com $\Delta Kf = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$ (não conforme com o que preconiza a norma BS5762). Outra série de corpos-de-prova foi pré-trincada, a 30Hz, com $\Delta Kf = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$ (em conformidade com a norma BS5762).

4.5- Ensaios da Mecânica da Fratura

Todos os ensaios foram do tipo dobramento em três pontos, a uma velocidade de $3,0 \times 10^{-2}$ m/h. Em todos corpos-de-prova foram conectados o "clip-on-gage", para medidas do componente plástico "Vp" (Figura 1)

As dimensões dos corpos-de-prova utilizados foram: espessura (B) = 25×10^{-3} m; largura (W) = 50×10^{-3} m e, comprimento (L) = 230×10^{-3} m, com entalhe usinado de $1,7 \times 10^{-2}$ m e uma pré-trinca por fadiga nas superfícies dos mesmos com comprimento aproximado de $8,5 \times 10^{-3}$ m.

As dimensões dos corpos-de-prova foram escolhidos em conformidade com a capacidade do equipamento utilizado como também, por ter sido verificado, durante a revisão bibliográfica, que os valores de δ_i , independente da espessura dos corpos-de-prova para valores de $B \geq 8 \times 10^{-3}$ m, para o material em estudo.

Na obtenção de δ_i foram utilizadas curvas de Força x COD, para cada corpo-de-prova, obtidas no papel registrador do equipamento. Estas curvas mostram os valores de F para os diferentes valores de COD, previamente estimados, durante os ensaios. Esses corpos-de-prova utilizados foram então submetidos ao tratamento de coloração térmica, a 300°C durante $3,3 \times 10^{-1}$ h. Todos os corpos-de-prova foram então resfriados em um banho à temperatura do Nitrogênio líquido, sendo então rompidos sob dobramento em três pontos. Cada valor de uma propagação estável da trinca ($\Delta \bar{a}$) e de um comprimento total da trinca, \bar{a} , -entalhe mecânico + pré-trinca por fadiga-, foram obtidos como uma média das medidas efetuadas em 07 e 03 estações de medidas, respectivamente, efetuadas no microscópio de medição.

Foram realizadas 70 e 30 medidas para obtenção do $\Delta \bar{a}$ e \bar{a} , respectivamente em cada corpo-de-prova. Os valores médios de B e W de cada corpo-de-prova, foram determinados baseando-se em 10 medidas efetuadas por um micrômetro, aferido. Todos os valores médios obtidos, neste trabalho, foram determinados utilizando-se a distribuição de Student com 95% de confiança.

5. RESULTADOS

5.1- Ensaio de Tração

A tabela 2, apresenta os valores das propriedades mecânicas obtidas dos ensaios de tração nas orientações LV e TV.

5.2- Ensaio da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica

Os resultados obtidos nos ensaios realizados, considerando-se os diferentes ΔKf , são apresentados na forma de gráficos.(Figuras 2 e 3)

6. DISCUSSÃO

Com base na análise das Figuras 2 e 3, as quais fornecem os valores de δ_i para as orientações LV e TV, verifica-se que:

a) os valores de δ_i na orientação LV são sempre superiores aos correspondentes na orientação TV, para os diferentes ΔKf ;

b) os valores de δ_i obtidos a partir dos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta Kf=29,8MN/m^{3/2}$ foram superiores aos valores oriundos do pré-trincamento com $\Delta Kf=52,7MN/m^{3/2}$.

Segundo Knott, o valor de δ_i obtido na orientação perpendicular à direção de laminação é sempre superior ao δ_i obtido em qualquer outra orientação.

A verificação (b) pode ser discutida baseando-se no modelo de Rice e Johnson, o qual supõe que para os metais os estágios microestruturais comumente observados no início de propagação de uma trinca, através do micromecanismo dúctil são:

i) formação de uma superfície ao redor da partícula de segunda fase, através da decoesão da interface ou ruptura da partícula;

ii) crescimento de um vazio ao redor da partícula sob influência de tensões hidrostáticas;

iii) coalescimento do vazio em crescimento com a ponta da trinca.

Inicialmente, um vazio formado ao redor da partícula de segunda fase começa a crescer em um campo triaxial de tensões à frente da ponta da trinca. Nos primeiros estágios, a distribuição de deformação é muito pouco concentrada, relativamente a um material encruado, mas à altos níveis de deformação, a matriz perde a capacidade de qualquer encruamento adicional e o fluxo torna-se então localizado. A ponta da trinca neste estágio está arredondada e possui grosseiramente a forma de um entalhe circular. Neste ponto, ocorre, então, fratura local por cisalhamento ao longo de linhas de escorregamento, procedentes da ponta da trinca, as quais possuem a forma de espirais logarítmicas e irão promover o coalescimento do vazio com a ponta da mesma (mecanismo de estricção interna) (Figura 4)

Clayton e Knott mostraram que à medida que se aumentam os níveis de pré-deformação (0 a 20%) em aços de baixa liga, com baixa capacidade de encruamento, ocorre um decréscimo do valor do COD necessário para início de crescimento estável da trinca, δ_i . Estas observações levaram estes autores a concordarem com o modelo de Rice e Johnson somente para explicar o valor

encontrado para o δ_i neste material sem pré-deformação, relativamente aos valores dos δ_i obtidos a medida que se aumentou o nível de pré-deformação. Clayton e Knott, conforme o modelo de Rice e Johnson, supuseram que o processo de decoação por cisalhamento, o qual envolve movimento de discordâncias em bandas de escorregamento na zona de processo - região adjacente à ponta da trinca, que contém o avanço das separações da abertura da ponta da trinca e as deformações diretamente associadas com o mecanismo de separação local - poderia ocorrer, para o caso dos corpos-de-prova sem pré-deformação, ao longo de linha de escorregamento em espiral, que uniriam a ponta da trinca arredondada às partículas de segunda fase (ou inclusões) adjacentes a esta (Figura 5).

Para explicar os valores obtidos para δ_i , a medida que se aumentou o nível de pré-deformação, Clayton e Knott supuseram que o processo de início de crescimento estável da trinca poderia ser através de decoação por cisalhamento ao longo de linhas de escorregamento retilíneas, oriundas da ponta aguda da trinca e formando um determinado ângulo com esta, que uniriam a ponta da trinca às inclusões ou partículas de segunda fase adjacentes (Figura 6).

Assim, com base no acima discutido, pode-se dizer que o processo que descreve o início de crescimento estável da trinca no material com e sem pré-deformação, envolve os estágios seguintes:

a) Formação de um vazio ao redor de uma inclusão ou partícula de segunda fase à frente da ponta da trinca;

b) Cisalhamento localizado em uma banda que une a ponta da trinca ao vazio, possivelmente auxiliado tri-dimensionalmente pelo crescimento lateral do vazio (paralelo à frente da trinca);

c) Fratura por cisalhamento na banda de escorregamento (em espiral logarítmica ou em forma retilínea) a uma deformação por cisalhamento crítica entre a ponta da trinca e o vazio

A limitação da ductilidade na ponta da trinca é conseqüentemente uma função das condições necessárias para produzir fratura por cisalhamento na banda de escorregamento entre a ponta da trinca e o vazio. Segundo Clayton e Knott existirá então uma deformação crítica para a qual a interface irá decoadir-se, reduzindo assim a resistência ao fluxo e causando com isto, uma ligação instantânea de todas as partículas na banda de cisalhamento com a ponta da trinca; o que implica em fratura total através desta banda.

Finalmente Clayton e Knott concluem que o decréscimo de δ_i com a pré-deformação é devido simplesmente à maior habilidade de se concentrar deformação por cisalhamento a um dado nível do COD, quando a capacidade de encruamento da matriz é pequena.

Esta mudança do micromecanismo (Figuras 5 e 6), devida provavelmente a uma maior concentração de deformação por cisalhamento na ponta da trinca; no início do crescimento estável da mesma, pode explicar o valor superior de δ_i para o caso dos corpos-de-prova sem pré-deformação, quando comparado com os outros valores de δ_i a níveis maiores de pré-deformação.

Baseando-se nesses micromecanismos, e nos resultados obtidos neste δ_i , pode-se supor que para o caso dos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f=52,7\text{MN}/\text{m}^{3/2}$ houve um certo grau de pré-deformação, que contribuiu para a provável mudança do micromecanismo de decoesão por cisalhamento em linhas de escorregamento espirais (caso dos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f=29,8\text{MN}/\text{m}^{3/2}$) para o micromecanismo de decoesão por cisalhamento em linhas de escorregamento retilíneas (caso dos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f=52,7\text{MN}/\text{m}^{3/2}$). Este raciocínio explica porque os corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f=29,8\text{MN}/\text{m}^{3/2}$ no estágio final de propagação, o valor do parâmetro de iniciação δ_i foi sempre superior, nas duas orientações LV e TV, quando comparado com o respectivo valor obtido para os corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f=52,7\text{MN}/\text{m}^{3/2}$ no estágio final de propagação.

Cálculos do tamanho da zona plástica podem também contribuir para a explicação na mudança do micromecanismo de decoesão, através do aumento do grau de pré-deformação à frente da trinca.

O raio da zona plástica cíclica, supondo que ela seja circular, na ponta da trinca por fadiga pode ser deduzido através da suposição de que a tensão de fluxo local é o dobro do limite de escoamento sob carregamento monotônico. Para o caso de estado plano de deformação tem-se:

$$r_f = \frac{\Delta K_f}{6\pi(2\sigma_e)^2}$$

Logo, para

$$r_f = (52,7)^2 \frac{\Delta K_f = 52,7 \text{ MN} / \text{m}^{3/2}}{6\pi(2 \times 319)^2} = r_f = \frac{(52,7)^2}{6\pi(2 \times 319)^2} \times 10^3 = r_f = 0,362 \text{ mm}$$

e para

$$\Delta K_f = 29,8 \text{ MN} / \text{m}^{3/2} = r_f = \frac{(29,8)^2}{6\pi(2 \times 319)^2} \times 10^3 = r_f = 0,116 \text{ mm}$$

Estes valores demonstram que os corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f=52,7\text{MN}/\text{m}^{3/2}$, no estágio final de propagação, introduziram uma deformação plástica três vezes maior na ponta da trinca por fadiga, relativamente aos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f=29,8\text{MN}/\text{m}^{3/2}$, no estágio final de propagação.

Tem-se assim que para os corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f=52,7\text{MN}/\text{m}^{3/2}$ houve um maior grau de pré-deformação em relação aos corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f=29,8\text{MN}/\text{m}^{3/2}$.

7. CONCLUSÕES

a) - Aplicando-se as técnicas da Mecânica da Fratura para estudo da resistência à propagação estável da trinca do aço ASTM A516-Gr65N foram determinados os valores de δ_i para as orientações LV e TV em relação à direção de laminação.

- Os valores de δ_i , obtidos a partir de corpos-de-prova pré-trincados com $\Delta K_f=29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$ no estágio final de propagação, foram superiores aos seus respectivos valores oriundos de pré-trincamento em estágio final de propagação com $\Delta K_f=52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$.

Para $\Delta K_f = 29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$:

Orientação LV	$\delta_i = 0,318 \times 10^{-3} \text{ m}$
Orientação TV	$\delta_i = 0,304 \times 10^{-3} \text{ m}$

Para $\Delta K_f = 52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$:

Orientação LV	$\delta_i = 0,267 \times 10^{-3} \text{ m}$
Orientação TV	$\delta_i = 0,217 \times 10^{-3} \text{ m}$

b) - Comparando-se os valores de δ_i obtidos nas orientações LV e TV com $\Delta K_f=29,8 \text{ MN/m}^{3/2}$, com os obtidos com $\Delta K_f=52,7 \text{ MN/m}^{3/2}$, sugere-se que houve uma mudança do micromecanismo de decoesão por cisalhamento em linhas de escorregamento espirais para retilíneas.

c) - Este trabalho ratifica a importância da adoção de um Sistema de Normalização em ensaios mecânicos, bem como, em outras atividades das diversas áreas do conhecimento.

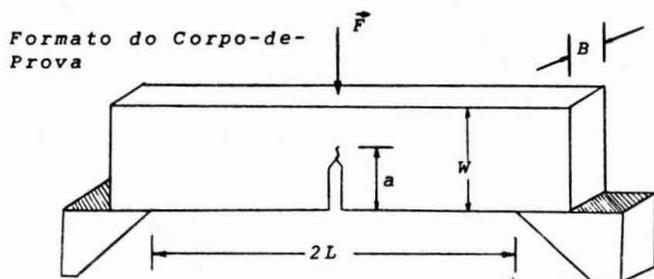
Tabela 1- Composição Química do Aço ASTM-A 516 Gr65N

ELEMENTO	CONCENTRAÇÃO (% em peso)
C	0,23 ± 0,01
Mn	0,90 ± 0,06
Si	0,21 ± 0,01
Al	0,036 ± 0,003
S	0,010 ± 0,001

Tabela 2- Propriedades Mecânicas obtidas no Ensaio de Tração

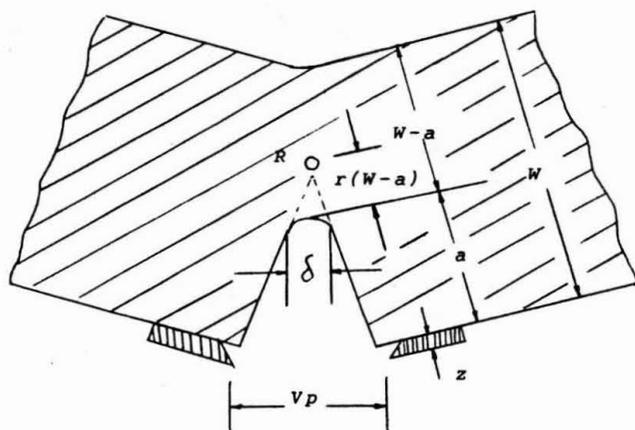
ν = Coeficiente de Poisson
 E = Módulo de Elasticidade
 σ_e = Limite de Escoamento
 σ_r = Limite de Resistência

AÇO	ν	E (MPa)	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)
ASTM-A516-GR65-N	0,28	19,3x10 ⁴	319	491



$$\begin{aligned} W &= 2B \\ L &= 4B \\ a &= B \end{aligned}$$

Ponto de Rotação



$$r = 0,4$$

Abertura da Ponta
da Trinca
(Fator de contração $m=2$)

FIGURA 1 - Significado dos símbolos usados na determinação do COD

C O D - DIREÇÃO LV

o = CARGA DENTRO DA NORMA BS5762

x = CARGA ACIMA DOS LIMITES DA NORMA

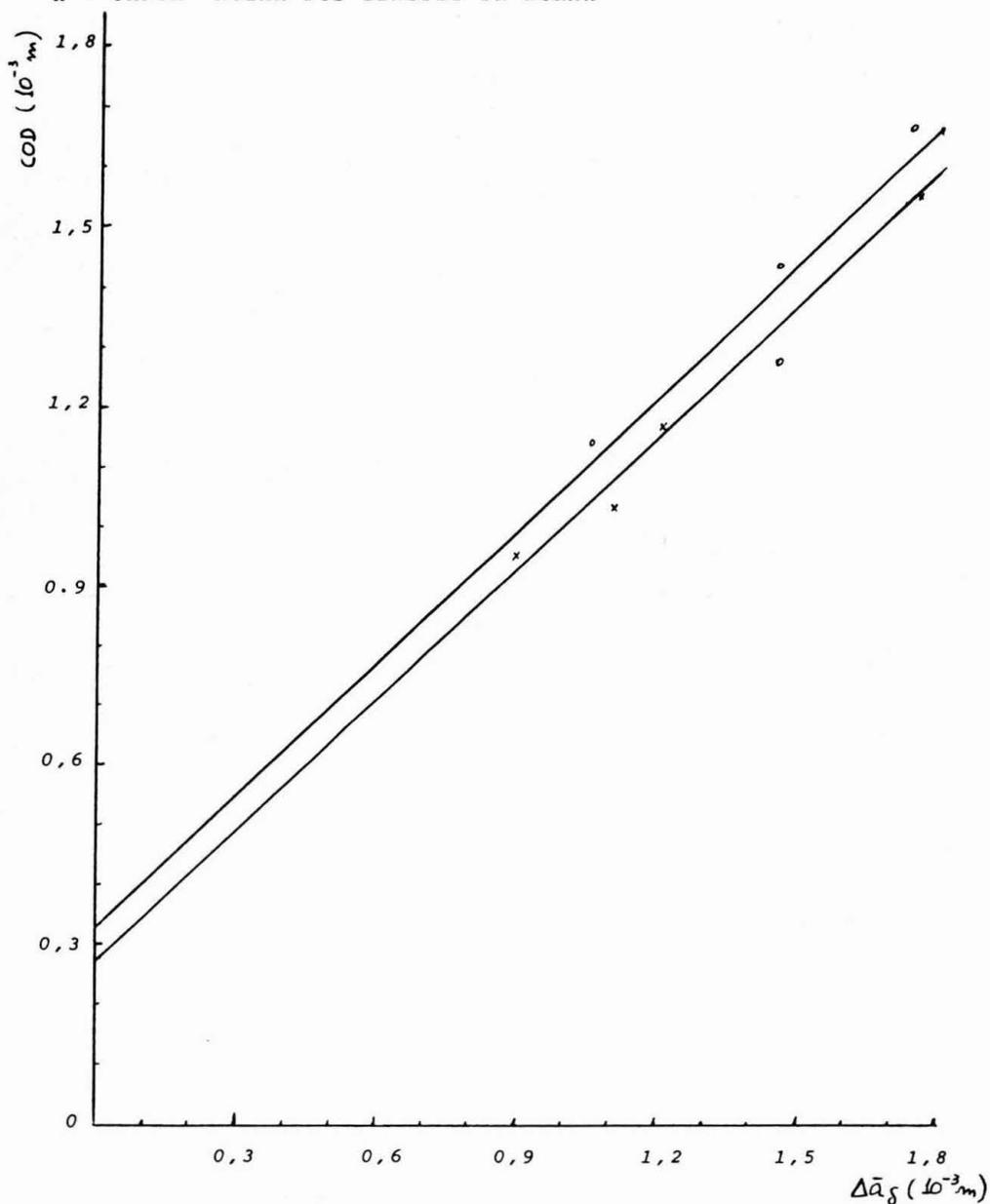


FIGURA 2 - Comparação dos valores do COD obtidos nos corpos-de-prova pré-trincados nas duas faixas de fatores intensificadores de tensões - Orientação LV

C O D - DIREÇÃO TV

o = CARGA DENTRO DA NORMA

x = CARGA ACIMA DOS LIMITES DA NORMA BS5762

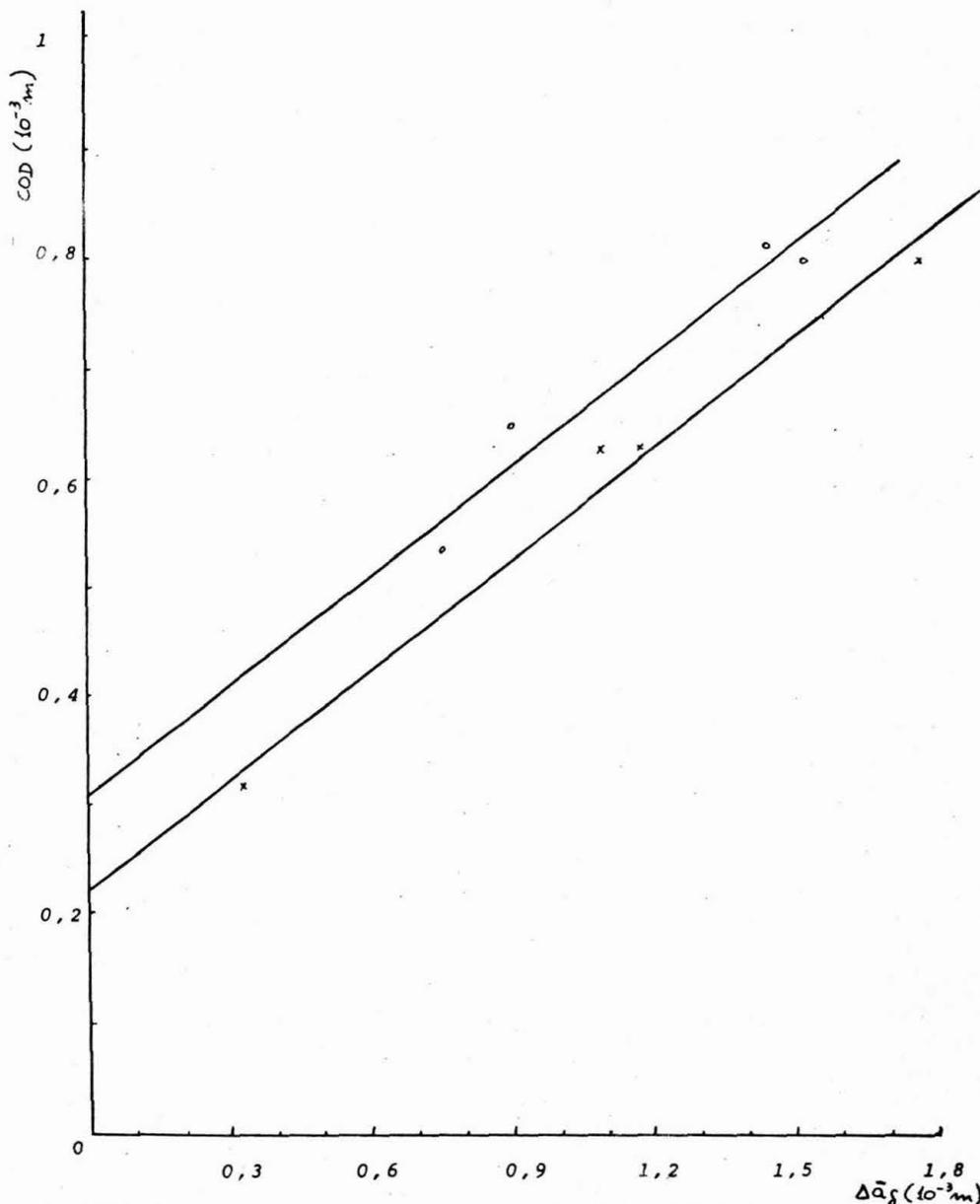


FIGURA 3 - Comparação dos valores do COD obtidos nos corpos-de-prova pré-trincados nas duas faixas de fatores intensificadores de tensões - Orientação TV

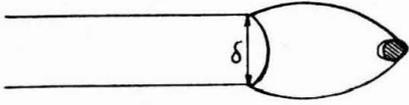
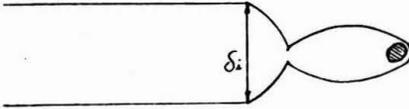


FIGURA 4 - Modelo de Rice e Johnson



Decoção por cisalhamento

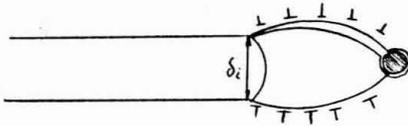


FIGURA 5 - Processo de decoção por cisalhamento ao longo de linhas de escorregamento em espiral

Decoção por cisalhamento

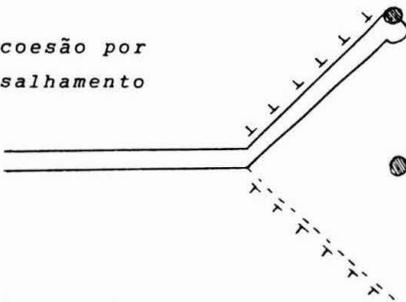


FIGURA 6 - Processo de decoção por cisalhamento ao longo de linhas de escorregamento retilíneas

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] BURDEKIN, F.M. Crack opening displacement; a review of principles and methods. In: AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS. **Pressure vessels and piping: design and analysis**. New York, ASME, 1972 v.1, p. 341-50.
- [2] CETLIN, P.R. & SILVA, P.S.P. da. **Análise de fratura**. São Paulo, ABM, 1978
- [3] BASTIAN, F.L. & CAMINHA Jr., H.M. Significância dos ensaios Charpy e de abertura crítica da trinca (COD) na determinação da tenacidade à fratura de juntas soldadas. In: ENCONTRO NACIONAL DA TECNOLOGIA DA SOLDAGEM, 8, Rio de Janeiro, nov., 1982. **Anais ...**, São Paulo, ABM, 1982.
- [4] WELLS, A.A. **Trans. Inst. Naval Arch**, **96**, 1956.
- [5] BURDEKIN, F.M. **Welding Research Supplement**, 1968. Supplement of **Welding Journal**, **47** (3) : 129-39s, Marc., 1968.
- [6] TERRY, P. The concept of COD in the fracture mechanics of yielding material. **Mecanique Materiaux Electricité**, (328/329): 61-5, 1977.
- [7] RICHARDS, K.G. **Brittle fracture of welded structures**. Abington, Cambridge, The Welding Institute, 1971.
- [8] ISSLER, L.W. **Curso de ensaios destrutivos**. São José dos Campos, s.ed., 1979.
- [9] CESARI, F. **Introduzione alla meccanica della fratura**. Roma, CNEN, 1978.
- [10] B4 COMMITTEE ON MECHANICAL TESTING OF WELDS. Mechanical testing of welds: Part III - fracture toughness. **Welding Journal**, **60**, (3): 37-40, Mar.m 1981.
- [11] HARRISON, J. D. The "state-of-the-art" in crack tip opening displacement (CTOD) testing and analysis - Part I. **Metal Construction**, **12** (9): 415-22, Sept., 1980.
- [12] SOETE, W. & DENIS, R. Fracture toughness testing of welds. **Revue de la Soudure**, (1): 7-14, 1977.
- [13] TELELMAN, A. S. & Mc EVILY Jr., A. **Fracture of structural materials**. New York, John Wiley & Sons, 1967.

- [14] PARIS, P. C. & WEI, R. P. Fracture mechanics in fatigue. In: ASM SYMPOSIUM ON ENGINEERING ASPECTS OF FATIGUE-MATERIALS ENGINEERING CONGRESS, Philadelphia, Pa., Oct., 1969. **Proceedings...**, Metals Park, ASM, s.d.
- [15] JOHNSON, R.E. Some observations on cyclic crack propagation from a fracture mechanics viewpoint. In: ASM SYMPOSIUM ON METALLURGICAL ASPECTS OF FATIGUE FRACTURE-MATERIALS ENGINEERING CONGRESS, Philadelphia, Pa., Oct., 1969. **Proceedings...**, Metals Park, ASM, s.d.
- [16] HAHN, G.T.; HOAGLAND, R.G.; ROSENFELD, A.R. Local yielding attending fatigue crack growth. **Metallurgical Transactions**, 3 (5):1189-1201, May., 1972.
- [17] KNOTT, J.F. **Fundamentals of fracture mechanics**. London, Butterworth & Co., 1973.
- [18] BRITISH STANDARDS INSTITUTION. **Methods for crack opening displacement (COD) testing**. London, 1979, (BS5762).
- [19] BROEK, D. **Elementary engineering fracture mechanics** s.1. Noordhoff International, 1975.
- [20] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard test for JIC- a measure of fracture toughness**. In: Annual book of ASTM standards. Philadelphia, Pa., 1981. Pt. 10.(ASTM-E813)
- [21] KNOTT, J.F. Microscopic aspects of crack extension. In: LARSSON, L.H. ed. **Advance in elasto-plastic fracture mechanics**. London, Applied Science Publ. 1979. p. 21-41.
- [22] CLAYTON, J.Q. & KNOTT, J.F. Observations of fibrous fracture modes in a prestrained low-alloy steel. **Metal Science**, 10 (2): 63-71, Feb., 1976.

"THE INFLUENCE OF STRESS INTENSITY FACTOR ON DETERMINATION OF INITIATION COD".

ABSTRACT

Based on Elastic-Plastic Fracture Mechanics concepts it was carried out both the determination and the experimental correlation of crack opening displacement, δ_i , -initiation COD-, at stable crack growth initiation in ASTM A 516 Gr65N steel. These experiments were carried out for two orientations in relation to the rolling direction, for two different stress intensity factor ranges at the final stage of fatigue crack propagation, ΔK_f .

One of the ranges of ΔK_f , conformed with ASTM E813 and BS5762 standards and the other was not in accordance with these standards.

It can be said that the variation in the shear decohesion fracture micromechanism from spiral to straight slip lines could be probably related with the alteration in the values of δ_i obtained for two ranges of stress intensity factor, ΔK_f .

It was verified the significance of Standardization System implementation, international recognition, for assurance the confiability of test results.

Key-Words : COD initiation, stress intensityfactor, standardization

