

CARACTERIZAÇÃO DA RUPTURA DÚCTIL DO AÇO ABNT 4137H
USANDO OS MODELOS DE CRESCIMENTO DE VAZIOS



ACIRES DIAS & EDISON DA ROSA
Depto. Eng. Mecânica - UFSC



SUMÁRIO

Usando corpos de prova de tração, com entalhe circunferencial, foram obtidos da dos para, através de um modelo de nucleação e crescimento de vazios, determinar o valor de K_{IC} no patamar superior de tenacidade, para o aço ABNT 4143H. O valor calculado é comparado com dados de tenacidade obtidos com corpos de prova de flexão em três pontos e compacto de tração.

INTRODUÇÃO

Este estudo de tenacidade foi efetuado com o aço ABNT 4137H, sendo este um aço de ampla utilização comercial. Neste estudo da Mecânica da Fratura Elasto Plástica (MFEP) selecionou-se os métodos da Integral J, do deslocamento de Abertura da Trinca (COD), de Dowling e Townley e de Crescimento de Vazios. O uso dos três primeiros métodos foram apresentados na referência [4]. Nesta referência usou-se os resultados dos corpos de prova do tipo compacto (CT) e de flexão em três pontos, temperados e revenidos a 400°C e 500°C. No presente trabalho apresenta-se a análise dos resultados obtidos com corpos de prova cilíndricos, entalhados circunferencialmente, usando modelos de Crescimento de Vazios que visa relacionar os modos microscópicos de falha aos critérios mecânicos locais para a fratura, com o objetivo de prever a tenacidade na fratura, a partir do conhecimento das propriedades mecânicas avaliadas em um ensaio simples de tração.

MÉTODO DE CRESCIMENTO DE VAZIOS

A aplicação deste método envolve, para a determinação da tenacidade de fratura (K_{IC}) no patamar superior, a determinação experimental da deformação da fratura, função do estado de tensão, bem como do conhecimento da deformação plástica na região do extremo da trinca. Estes dados podem ser obtidos a partir do ensaio de corpos de prova cilíndricos entalhados circunferencialmente, e solicitados a tração (fig. 1). Em tais espécimes, a falha inicia na parte central do entalhe onde o estado de tensão hidrostático é mais severo. Variando o raio do entalhe pode ser obtido diferentes estados de tensão. Segundo a análise de Bridgmann [2, 6] a deformação plástica efetiva, (ϵ_p) na secção entalhada é dada por,

$$\epsilon_p = 2 \ln \frac{d}{d_f} \quad (1)$$

e o estado de tensão no centro do corpo de prova é

$$\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} = \frac{1}{3} + \ln \left(1 + \frac{d_f}{4p} \right) \quad (2)$$

sendo

$$\sigma_m = \frac{1}{3} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (3)$$

e

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{2} (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \quad (4)$$

onde $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ são as tensões principais, σ_m é a tensão média e σ_{eq} é a tensão equivalente.

A distribuição da deformação plástica efetiva (ϵ_p) e o parâmetro do estado de tensão σ_m/σ_{eq} na frente de uma trinca, para pequeno escoamento, são obtidos pela solução de Rice e Johnsonn, [2, 5, 6] como função da distância na frente da trinca (x) e do deslocamento de abertura desta (δ).

No momento em que $\delta = \delta_c$, segundo o método, deve-se ter no ponto $x = \lambda_0^*$ uma deformação $\epsilon_p = \epsilon_p^*$ levando à iniciação da fratura, sendo ϵ_p^* a deformação crítica na fratura, λ_0^* a distância característica crítica e δ_c o deslocamento de abertura da trinca crítico. Assim a distância característica pode ser calculada como a função do deslocamento de abertura da trinca, expresso por

$$\lambda_0^* = \frac{x}{\delta} \delta_c \quad (5)$$

ou como função do fator de intensidade de tensão crítico e das características do material, considerando que,

$$\delta_c = \frac{K_{IC}^2}{E \sigma_L} \quad (6)$$

Substituindo a equação (6) em (5), vem que,

$$\lambda_0^* = \frac{x}{\delta} \frac{K_{IC}^2}{E \sigma_L} \quad (7)$$

Por outro lado, a distância característica pode ser obtida por meio de ensaios metalográficos, desde que se tenha um perfeito conhecimento do mecanismo microscópico de falha.

Segundo Ritchie, Server e Wullaert, [6] devem ser considerados vários pontos sobre a deformação crítica para previsão da tenacidade da fratura no patamar superior de tenacidade. Primeiro, o modelo de deformação crítica prediz uma tenacidade de fratura essencialmente constante no patamar superior de tenacidade, consistente com a maioria dos dados experimentais. Segundo, o tamanho da distância característica crítica, para a fratura dúctil dos aços SA 302 B e SA 533 B-1 (por eles pesquisados) são da ordem de 1 até 6 a 8 vezes o espaçamento entre as inclusões interplanares. Estes dados são consistentes com os estudos fractográficos de Van Stone [6], o qual verificou que o mecanismo de crescimento da trinca não ocorre simplesmente pela nucleação de um vazio que coalesce com a trinca principal, mas sim pela nucleação e o coalescimento de vários vazios isolados dentro da zona plástica. Conclusões similares tem sido registradas por outros autores (Pandey, Benerjee, 1978) para aço de baixa resistência dentro da zona plástica [6]. Assim, para a fratura dúctil, a distância característica deve ser olhada não meramente como um reflexo

da distância do extremo da trinca ao maior vazio, mas como também dependente do número crítico de vazios que coalescem com a trinca principal, originando o crescimento desta.

RESULTADOS EXPERIMENTAIS

Os resultados práticos aqui obtidos tem por objetivo final, auxiliar no dimensionamento e previsão de falha de estrutura, razão pela qual escolheu-se um aço tipo comercial, ABNT 4137H, laminado, de larga aplicação em diferentes componentes da indústria mecânica.

Os corpos de prova foram temperados a 850°C, com resfriamento em óleo, sendo que optou-se pelo revenimento a 400°C e 500°C devido ter-se comprovado experimentalmente que nesta faixa de revenimento, o aço apresentava as melhores características de resistência e tenacidade. Em ambas as fases os corpos de prova cilíndricos com entalhe circunferencial, foram revestidos com vidro, afim de evitar alteração do raio do entalhe durante o processo de tratamento térmico. As características mecânicas foram levantadas sobre corpos de prova de tração simples.

Os ensaios foram efetuados a temperatura ambiente de 25°C, o que garantiu o processo de fratura no patamar superior de tenacidade. A zona de transição para o aço em estudo nas condições apresentada ficou perfeitamente definida entre -20°C e 0°C, conforme resultado de ensaios com corpos de prova charpy [3, 4].

Análise micrográfica do material mostrou que estrutura do aço ABNT 4137H, temperado e revenido, é constituído basicamente de martensita revenida, notando-se uma estrutura tipicamente acicular [3].

Os espécimes para análise do mecanismo de crescimento de vazios, sofreram um entalhe circunferencial perpendicular ao sentido de laminação (fig. 1). Seguindo recomendações de Rousselier [7], dimensionou-se 5 lotes de corpos de prova, cuja única dimensão variável seria o raio do entalhe ρ , permanecendo constante os diâmetros resistentes (d_0) e o diâmetro externo (D). As dimensões básicas dos corpos de prova estão apresentadas nas tabelas 1 e 2.

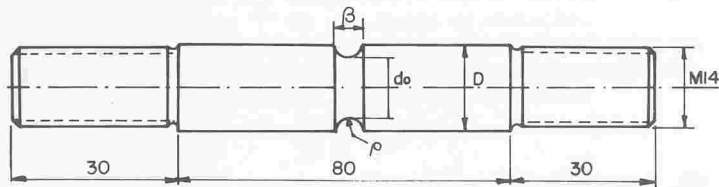


Figura 1. Dimensões principais do corpo de prova cilíndrico com entalhe circunferencial.

Tabela 1. Principais dimensões dos C.P. com entalhes circunferenciais e cargas aplicadas, revenidas a 400°C.

C.P. Tipo	ρ mm	d_0 mm	d_f mm	Z %	$F_{m\acute{a}x}$ kN	$\sigma_{m\acute{a}x}$ MPa
1	0,4	8,02	7,99	0,88	104	2071
2	0,7	7,40	7,06	9,15	95,4	2219
3	1,4	7,47	6,89	14,89	91,77	2092
4	3,5	7,57	6,87	17,77	75,77	1681
5	6,5	7,53	6,56	23,77	69,70	1563

Para cada espécime ensaiado registrou-se no ploter da máquina de ensaio MTS uma curva carga deslocamento radial ($F \times \Delta d$), e num ploter auxiliar, registrou-se uma curva carga deslocamento axial ($F \times \Delta$), figuras 2 e 3. A extricação foi medida com o extensômetro radial, modelo 632.19C-20 MTS, série 147. A temperatura ambiente durante a realização dos ensaios era de 25°C e a velocidade de deslocamento do êmbolo de 0,005 mm/segundo.

Os corpos de prova cuja a carga de ruptura excederam a capacidade da MTS (100 kN), foram rompidas na máquina de ensaio universal, marca VEB, capacidade de 300 kN, obtendo-se apenas os dados referentes à carga máxima e diâmetro final.

quina de ensaio universal, marca VEB, capacidade de 300 kN, obtendo-se apenas os dados referentes à carga máxima e diâmetro final.

Tabela 2. Principais dimensões dos C.P. com entalhe circunferencial e carga aplicada, revenido a 500°C.

C.P. TIPO	ρ mm	d_0 mm	d_f mm	Z %	$F_{m\acute{a}x}$ kN	$\sigma_{m\acute{a}x}$ MPa
1	0,4	7,54	7,16	9,82	89	1996
2	0,7	7,49	6,65	21,20	87	1977
3	1,4	7,63	6,91	18,10	85	1864
4	3,5	7,48	6,28	29,50	65	1437
5	6,5	7,52	5,80	40,51	62	1391

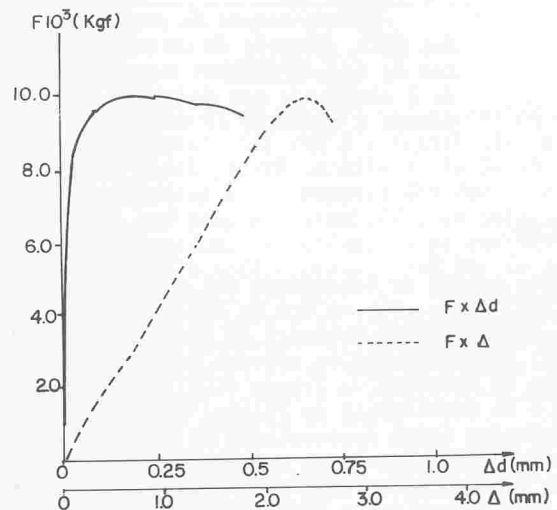


Figura 2. Curva carga-deslocamento radial ($F \times \Delta d$) e curva carga-deslocamento axial ($F \times \Delta$), C.P. cilíndrico, tipo 3, revenido a 400°C, raio $\rho = 1,4$.

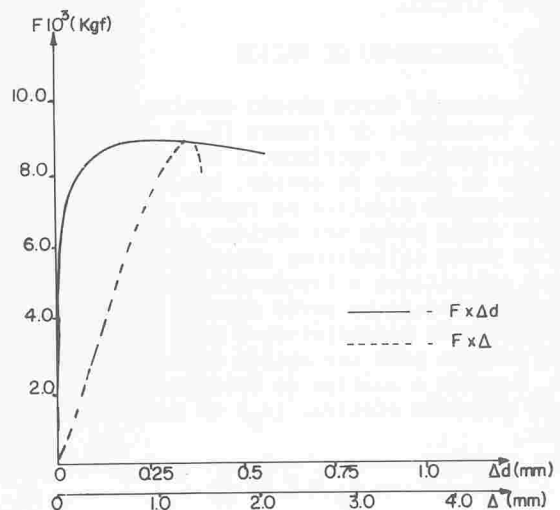


Figura 3. Curva carga-deslocamento radial ($F \times \Delta d$) e curva carga-deslocamento axial ($F \times \Delta$), C.P. cilíndrico, tipo 2, revenido a 500°C, raio $\rho = 0,7$.

Segundo Rousselier [7] na curva carga deslocamento radial ($F \times \Delta d$), no instante em que inicia o processo de coalescimento de vazios, verifica-se uma diminuição rápida da carga. Neste instante, pode-se parar o ensaio e proceder a comprovação da formação de vazios, através de uma análise metalográfica das amostras cortadas longitudinalmente à seção resistente do espécime ensaiado.

Para o aço ABNT 4137H os ensaios não tiveram comportamento semelhante ao descrito por Rousselier. Assim sendo, tomou-se vários corpos de prova de idênticas dimensões e ensaiou-se um até a ruptura final. Nos outros corpos de prova parou-se o ensaio antes do ponto de ruptura. Ao fazer a análise metalográfica destes espécimes não rompidos não identificou-se com o microscópico ótico Neophot - 2, qualquer característica que o distinguísse de um espécime não ensaiado. Desta forma não foi possível determinar a distância característica (λ_0^*). Diante disto, fez-se novos ensaios levando os corpos de prova à fratura final. Preparou-se as amostras afim de observar microscopicamente a região central da seção próxima à região fratura. Foi possível detectar a formação de "dimples" no início da fratura e, numa região próxima desta, a formação de vazios, inclusive com algum coalescimento. A distância média entre vazios foi tomada como sendo a distância característica medida λ_0^* (med). Pode-se observar nas figuras 4a, b, c, d, e, que a distância média entre vazios varia de 50 μm até 200 μm . Fez-se uma amostragem de 15 pontos, para diversos corpos de prova, estimando-se a distância característica medida (λ_0^* med) em 125 μm .

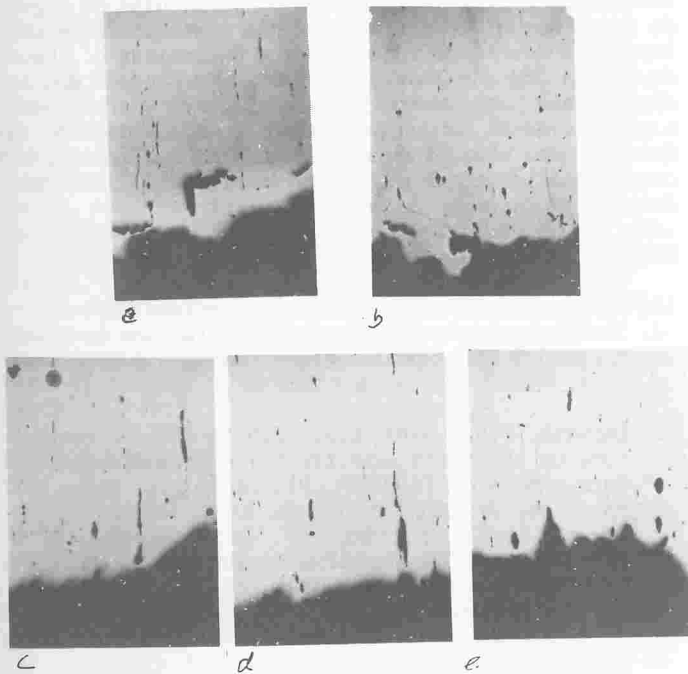


Figura 4. Micrografia da região central de corpos de prova entalhados circunferencialmente e solidificados a tração. Aumento de 100 x.
a,b - Revenidos a 400°C com $\rho = 0,4 \text{ mm}$ e $\rho = 1,4 \text{ mm}$ respectivamente.
c,d,e - Revenidos a 500°C com $\rho = 0,4 \text{ mm}$, $\rho = 0,7 \text{ mm}$ e $\rho = 6,5 \text{ mm}$ respectivamente.

ANÁLISE DOS RESULTADOS

Com os ensaios dos corpos de prova cilíndricos com diferentes raios de entalhe circunferencial, obteve-se, devido as solicitações axiais, diferentes estados de tensão na seção crítica, originando assim uma variação da deformação plástica equivalente ϵ_{peq} e da razão σ_m/σ_{eq} expressos na figura 5. A curva tem o comportamento esperado pelo desenvolvimento teórico

O estado de tensão σ_m/σ_{eq} e ϵ_p estão plotados na figura 6 como função de X/δ . Selecionou-se uma série de pontos de X/δ , chamados de x_i que ao interceptarem-se com as curvas de ϵ_p e σ_m/σ_{eq} , geram respectivamente os pontos y_i e y_i , tal que $j = 1, n$ e $i = 1, n$, sendo n o número de pontos selecionados. Com os valores de y_i , entra-se na figura 5 e obtêm-se os pontos x_k e x_ℓ , que representam a ϵ_f respectivamente para 400°C e 500°C revenido, onde $k = 1, n$ e $\ell = 1, n$. Assim relacionou-se os va-

lores de ϵ_f obtidos experimentalmente com os valores teóricos de σ_m/σ_{eq} e por sua vez X/δ e ainda ϵ_p da figura 6. Com estes dados plotou-se na ordenada, X/δ (x_i), e na abscissa, ϵ_p (y_i ; teórico) e ϵ_f (x_k e x_ℓ experimental), expressos na figura 7.

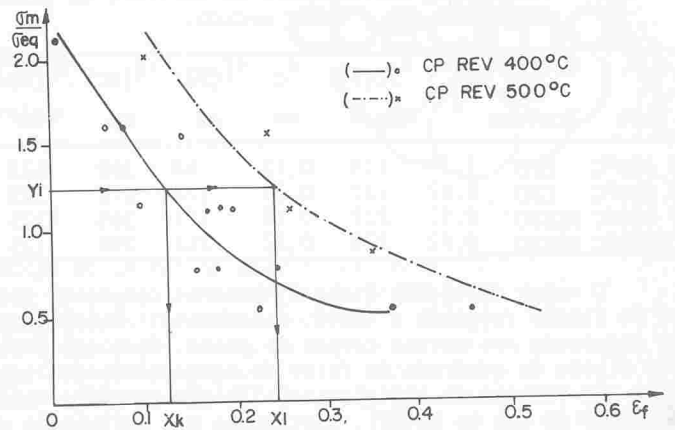


Figura 5. σ_m/σ_{eq} x ϵ_f obtidos experimentalmente para o aço 4137H.

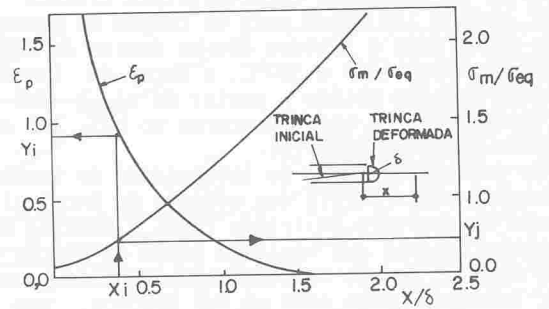


Figura 6. Distribuição de ϵ_p e σ_m/σ_{eq} nas proximidades de uma trinca

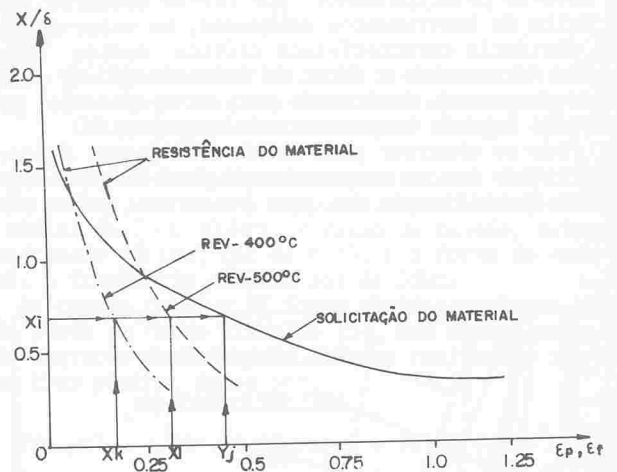


Figura 7. Curvas de iniciação da fratura.

No instante em que a curva de solitação do material (ϵ_p) intercepta as curvas de resistência do material (ϵ_f) ocorre o coalescimento do extremo da trinca com os vazios, formados a uma distância λ_0 na frente da trinca. Nesta situação tem-se $X = \lambda_0^*$, $\epsilon_p = \epsilon_f^*$ e $\delta = \delta_c$, sendo λ_0^* a distância característica, ϵ_f^* a deformação crítica na fratura e δ_c o deslocamento de abertura da trinca crítica.

A partir deste ponto, o problema pode ser enfocada sob dois aspectos. Primeiro calcula-se λ_0^* (DT) como função do fator de intensidade de tensão crítico K_{IC} , obtido a partir de Dowling e Townley ($K_{IC(DT)}$) equa-

ção 7. Segundo, obtêm-se a distância característica $\ell_0^*(\delta_c)$ como função do deslocamento de abertura da trinca (δ_0) obtido experimentalmente, equação 5 [3]. Os valores de $\ell_0^*(DT)$ e $\ell_0^*(\delta_c)$ estão expressos na tabela 3.

Tabela 3. Distância característica segundo Dowling e Townley, e deslocamento de abertura da trinca comparado com o valor medido.

C.P. Tipo	Estado de Fratura	$\frac{X}{\delta}$	$K_{IC}(DT)$ MPa \sqrt{m}	δ_c mm	$\ell_0^*(DT)$ μm	$\ell_0^*(\delta_c)$ μm	$\ell_0^*(med)$ μm
F 400°C	EPD	1,3	114	0,13	68	169	125
F 500°C	EPD	0,92	212	0,26	172	172	125
F 500°C	MISTO	0,92	212	0,18	172	165	125
CT500°C	MISTO	0,92	238	0,32	218	294	125

O valor de $\ell_0^*(DT)$ (tab. 3) para os corpos de prova de flexão revenido a 400°C, é bastante discrepante se comparado aos outros corpos de prova, dado que é função direta do quadrado do fator de intensidade de tensão. Os valores de $\ell_0^*(\delta_c)$, (tab. 3) são em média mais elevados do que os $\ell_0^*(DT)$, certamente por influência do valor de δ_c medido na carga máxima ao invés de serem medidos na carga de ruptura [3, 4]. Mas tanto $\ell_0^*(\delta_c)$ como $\ell_0^*(DT)$, excedem em termos médio o valor da distância característica medida (fig. 4).

O fator de intensidade de tensão crítico calculado a partir da distância característica crítica medida ($\ell_0^*(med)$), foi de 158 MPa \sqrt{m} para os corpos de prova revenidos a 400°C cuja a fratura deu-se dentro do EPD. Para os espécimes revenidos a 500°C, o fator de intensidade de tensão crítico obtido a partir de $\ell_0^*(med)$ foi de 180 MPa \sqrt{m} , tanto para os que fraturaram no EPT, EPD ou para os estados misto EPT+EPD [3].

Os valores do fator de intensidade de tensão crítica determinado a partir dos métodos da Integral J, deslocamento de abertura da trinca (COD) e Dowling e Townley tiveram valores que variaram tanto em função do estado de fratura quanto em função do corpo de prova ensaiado, mantendo para cada um dos métodos, uma mesma tendência [4].

O fator de intensidade de tensão crítico obtido a partir do modelo de crescimento de vazios apresentou resultados divergentes se comparado com outras teorias. Isto deve-se principalmente, por ter-se assumido, devido a falta de instrumentos adequados, um valor constante da distância característica crítica medida ($\ell_0^*(med)$, tab. 3). Assim sendo o fator de intensidade de tensão crítico permaneceu inalterado para os corpos de prova fraturados à mesma temperatura de revenimento.

Pode-se observar pela análise da figura 8, que o aço em estudo tem um comportamento perfeitamente dentro da faixa de utilização dos aços prescritos pela teoria [1].

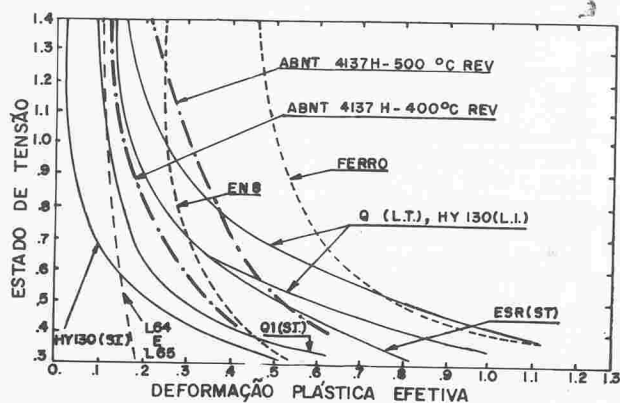


Figura 8. Curvas experimentais de iniciação de falhas para vários aços [1].

CONCLUSÕES

A proposta inicial de determinar o fator de intensidade de tensão a partir de corpos de prova cilíndricos com entalhes circunferencial, num ensaio simples de tração é extremamente motivadora devido a facilidade de fabricação destes espécimes, como também a realização dos ensaios.

Há que considerar, pelo menos para o material em estudo, que o instante de diminuição brusca da carga, com controle de $F \times \Delta$ e $F \times \Delta d$, não foi percebido em nenhum corpo de prova, independente do raio do entalhe. Nos corpos de prova, cujo ensaio foi interrompido num instante anterior à ruptura, não foi detectado nos aparhos disponíveis, a formação de microcavidades ou coalescências.

Com isto há de se concluir, que a facilidade de obtenção dos corpos de prova não corresponde a facilidade de determinação de K_{IC} .

Que a determinação da distância característica para cada corpo de prova fica extremamente cansativo, enquanto que trabalhar com a média torna o resultado não representativo da amostragem.

Finalmente, não há razão para discordar de que o mecanismo de ruptura ocorre pela nucleação de vazios, formados a partir de inclusões ou partículas de segunda fase, sendo que a fratura final é resultado da coalescência destas cavidades. Dai a determinar o Fator de Intensidade de Tensão Crítico, usando os modelos disponíveis para analisar o mecanismo de crescimento e coalescimento de vazios, existe a necessidade de um detalhamento mais profundo nos modelos analíticos, bem como procedimentos experimentais mais cuidadosos para detectar o instante de início da ruptura.

REFERÊNCIAS

- [1] Chell, G.G., Developments in fracture mechanics-2 The Mechanics and Mechanisms of fracture in Metals Applied Science publishers - London and New Jersey 1981.
- [2] Darwish, F.A., Ourd, C.R., Effect of Microstructure on the notch sensitivity on cylindrical steel bars. Anais do IV COBEM, Florianópolis, Dez., 1977 pp-c-7A.
- [3] Dias, A., Análise da MFEP. Dissertação de Mestrado UFSC, 1983.
- [4] Dias, A., Rosa, E., Tenacidade do aço ABNT 4137H avaliada pela MFEP. VIII COBEM, S.J. Campos, SP, Dez., 1985, pp 857-860.
- [5] Rice, J.R., Johnson, M.A., The role of large crack tip geometry changes in plane strain fracture. Inelastic Behavior of Solids, Kanninen et. al., ed. McGraw Hill, 1970, pp. 641-661.
- [6] Ritchie, R.O., et all., Fracture toughness predictions for nuclear pressure vessel steels. Vol. 3, ICM 3, Cambridge, England, August 1979, pp. 489 - 500.
- [7] Rousselier, G., Contribution a L'etude de la rupture des métaux dans le domaine del élasto plasticité. Bulletin de la Direction des Etudes et Recherches, Seria A, n° 1, 1979.

ABSTRACT

The upper shelf K_{IC} toughness value, for a 4137H steel, was determined, using the theories of voids nucleation and coalescence, with data obtained through circumferentially notched specimens, loaded in traction. The calculated K_{IC} is compared with toughness data obtained with three point bending and compact tension specimens.