

# INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DO CORPO DE PROVA SOBRE O VALOR DA TENACIDADE À FRATURA

RUI S CAMARGO TOKIMATSU<sup>1</sup>

ITAMAR FERREIRA<sup>2</sup>

## RESUMO

O processo de fratura é controlado pelas tensões e deformações que atuam na ponta da trinca. O estado de tensões próximo da ponta da trinca, é muito influenciado pela espessura do corpo de prova. Consequentemente, a tenacidade à fratura é também afetada pela espessura do corpo de prova. O efeito da espessura na tenacidade, está relacionado com a transição gradual da condição de tensão plana para deformação plana. Se a região onde predomina tensão plana é relativamente pequena, quando comparada com a espessura do corpo de prova, a influência desta não é significativa pois, neste caso, o estado de tensões torna-se independente da espessura. Para prevalecer um estado de deformação plana, ao longo da maior parte da ponta da trinca, a espessura do corpo de prova precisa ser suficientemente grande. Por este motivo, existe um critério com respeito à espessura do corpo de prova, que deve ser respeitado para que os valores de tenacidade a fratura sejam admitidos válidos. Entretanto, postula-se que em situações onde exista sensibilidade suficiente para detectar o início da propagação de trinca, na região central do corpo de prova (ocorrência do primeiro "pop in"), o critério de espessura proposto pela ASTM pode ser relaxado.

Palavras-chaves : 1. Tenacidade à fratura ; 2. propriedades mecânicas.

## 1. Introdução

Um grande número de diferentes tipos de ensaio tem sido desenvolvido para medir o valor da tenacidade sob diferentes condições de fratura. Alguns desses ensaios se fundamentam nos conceitos da mecânica da fratura, cujo objetivo é medir uma quantidade denominada tenacidade à fratura. Nesses ensaios, para que o valor medido possa ser

---

Contribuição técnica apresentada no I Seminário de Mecânica da Fratura, promovido pela ABM, em Ouro Preto - MG; 1 e 2 de junho de 1995.

<sup>1</sup> Engenheiro mecânico, doutor em engenharia, professor e pesquisador do DEM/FEIS/UNESP - tel. (0187) 623113 / r. 138 - fax (0187) 622992.

<sup>2</sup> Engenheiro mecânico, doutor em engenharia, professor e pesquisador do DEMA/FEM/UNICAMP - tel. (0192) 397966 - fax (0192) 393722.

**admitido** como uma propriedade intrínseca do material, vários fatores devem ser cuidadosamente considerados. Um deles se refere à configuração geométrica do corpo de prova, particularmente à espessura.

Os corpos de prova de laboratório têm um tamanho finito, e a fratura desses corpos de prova sempre envolve alguma deformação plástica à frente da trinca. Um fator importante, nestas considerações, é a espessura do corpo de prova. Em um corpo de prova espesso, a grande profundidade de material à frente da trinca tende a restringir o escoamento plástico paralelo à trinca. Por outro lado, uma trinca em um corpo de prova fino não está sujeito a essa restrição. Portanto, pode-se depreender que a espessura do corpo de prova exerce influência no estado de tensões [01]. Consequentemente, a ductilidade, o tamanho da zona plástica, o comportamento à fratura e a tenacidade à fratura, podem sofrer alterações com a variação da espessura do corpo de prova (figura 01).

A influência da espessura no comportamento à fratura, é decorrente da influência exercida pela espessura sobre o estado de tensões. Em corpos de prova espessos, geralmente se desenvolve a condição de deformação plana, através da maior parte da espessura. Enquanto que, em corpos de prova mais finos, normalmente se desenvolve a condição de tensão plana.

O modo de fratura depende do tipo de estado de tensões que predomina na frente da ponta da trinca. A orientação da superfície de fratura está associada com o tipo de estado de tensões predominante. Tensão plana e deformação plana são termos da mecânica da fratura que indicam a relação entre o plano de instabilidade da fratura com o estado de tensões. Deformação plana descreve a situação na qual o plano de instabilidade da fratura é perpendicular à direção da principal tensão normal. Tensão plana descreve a situação na qual o plano de instabilidade da fratura é inclinado de  $45^\circ$  em relação à direção da principal tensão normal. Em um componente estrutural contendo um entalhe, ou trinca, a condição de deformação plana prevalece quando não existe deformação na direção paralela à frente da trinca. A condição de tensão plana prevalece quando não existe tensão na direção paralela à frente da trinca [02].

O processo de fratura é controlado pelas tensões e deformações que atuam na ponta da trinca. O estado de tensões próximo da ponta da trinca, é muito influenciado pela espessura do corpo de prova. Consequentemente, a tenacidade à fratura também é afetada pela espessura do corpo de prova [04].

O efeito da espessura na tenacidade, está relacionado com a transição

gradual da condição de tensão plana para deformação plana. Se a região onde predomina tensão plana é relativamente pequena, quando comparada com a espessura do corpo de prova, a influência desta não é significativa pois, neste caso, o estado de tensões torna-se independente da espessura. Para prevalecer um estado de deformação plana, ao longo da maior parte da ponta da trinca, a espessura do corpo de prova precisa ser suficientemente grande. Em corpos de prova finos, onde o tamanho da zona plástica não é pequeno, quando comparado com a espessura deste, predomina um estado de tensão plana [05].

A figura 02(a) mostra a influência da espessura do corpo de prova,  $B$ , no valor do parâmetro de intensificação de tensão crítico. As três regiões discriminadas na figura 02(a), são caracterizadas por variações tanto no que diz respeito ao estado de tensões predominante na frente da trinca, quanto pelo modo de fratura macroscópico observado sobre a superfície de fratura (Figura 02(b)). A Tabela 01 expressa sumariamente estas variações.

Nestes termos, a influência da espessura sobre a tenacidade à fratura pode ser melhor entendida a partir de um balanço energético do processo de fratura. A energia de fratura crítica total,  $E_C$ , pode ser expressa como sendo a soma da fração de energia de dissipação na formação do "shear lip" (fratura oblíqua) e a fração de energia dissipada na fratura plana [06]. Isto é,

$$E_T = E_S + E_P \quad (01)$$

onde  $E_T$  é a energia de fratura total por unidade de área, e  $E_S$  e  $E_P$  representam a energia de fratura por unidade de área da região de fratura oblíqua e fratura plana, respectivamente.

Quanto mais fino o corpo de prova, maior a influência do estado de tensão plana e, conseqüentemente, maior a proporção de  $E_S$  em relação a  $E_T$ . Por outro lado, quanto maior a espessura, menor esta proporção, até que para espessuras suficientemente grandes o valor de  $E_S$  torna-se insignificante.

Na região I,  $B < B_0$ , predomina a condição de tensão plana. Nesta região a fratura ocorre apenas pelo modo de cisalhamento. Como regra, quanto mais fino o corpo de prova, mais fácil a propagação da fratura (quando  $B < B_0$ ), pois a profundidade da zona plástica à frente da trinca varia quase que diretamente com a espessura da placa [01].

O ponto onde  $B=B_0$  corresponde à espessura de máxima tenacidade à fratura. Este valor é normalmente considerado como a tenacidade à fratura em tensão plana verdadeira [05].

Na região II, onde  $B_0 < B < B_{\text{mín}}$ , a tenacidade à fratura tem valores intermediários. O modo de fratura é misto, sendo oblíquo próximo à região superficial (tensão plana) e plano na região central (deformação plana). Normalmente, com o aumento da espessura dos corpos de prova, observa-se uma diminuição na porcentagem da fratura oblíqua (ver figura 02(b)), na quantidade de energia para propagação instável, e no valor de  $K_C$ .

A fratura de um corpo de prova fino ( $B$  próximo de  $B_0$ ) consiste, geralmente, em uma certa fração de fratura oblíqua (alta energia de fratura) e outra fração de fratura plana (baixa energia de fratura). Em geral, com a amostra tornando-se mais espessa, a porcentagem de fratura oblíqua torna-se menor e a energia necessária para iniciar a propagação de trinca instável diminui. Por este motivo, observa-se uma queda de  $K_C$  com o aumento da espessura.

O valor  $K_C$  correspondente ao valor de intensificação de tensão crítico para propagação da trinca, mas não é uma propriedade intrínseca do material, porque é dependente da espessura.

Na região III, a propagação de trinca é governada pela condição de deformação plana e o fator de intensificação de tensão atinge um valor mínimo, que permanece praticamente constante, e independe da espessura, se  $B > B_{\text{mín}}$ . Este valor é designado como fator de intensificação de tensão crítico em deformação plana,  $K_{IC}$  (no caso do modo I de abertura de trinca). Ele é também frequentemente chamado tenacidade à fratura em deformação plana.  $K_{IC}$  é particularmente pertinente para avaliar materiais porque, diferente dos outros parâmetros de tenacidade, é essencialmente independente das dimensões do corpo de prova, quando predomina a condição de deformação plana [03].

Os critérios para convalidar  $K_{IC}$  são realmente de importância prática. Porque o valor de  $K_{IC}$  determinado sob aplicação estrita do critério da ASTM E-399 é, dentro de certos limites, uma constante de um dado estado do material. Se o material tem que ser caracterizado pela sua tenacidade à fratura, somente os valores válidos de  $K_{IC}$  podem ser utilizados. Para ordenar materiais através dos valores de tenacidade à fratura é necessário certificar se os valores de  $K_{IC}$  são válidos. A classificação dos materiais de acordo com a tenacidade à fratura, em geral, é baseada em valores de  $K_{IC}$  válidos [05].

Por este motivo, existe um requisito quanto à espessura do corpo de prova. Isto para impor uma condição onde predomine a deformação plana na ponta da trinca [05]. Como o material elástico que circunda a zona plástica é a fonte primária de restrição plástica, o tamanho da zona plástica  $2r_p$ , é a dimensão significativa para uma comparação com a espessura do corpo de prova, B [07]. A espessura tem que ser maior que o tamanho da zona plástica, de outro modo se desenvolverá um estado de tensão plana. Existe sempre uma região de tensão plana na superfície do corpo de prova, e para prevalecer deformação plana, a região de tensão plana na superfície tem que ser relativamente pequena. Isto implica que a espessura tem que ser grande o suficiente [05]. A ASTM E-399/90 adota o seguinte critério que define a espessura mínima.

$$B \geq 2,5 \left( \frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad (02)$$

## 2. Procedimento Experimental

Foi utilizado um aço denominado 300M, de qualidade aeronáutica, fabricado em forno elétrico e refundido sob vácuo. O material foi cedido pela Eletrometal S/A, na forma de barra laminada de seção circular ( $\phi$  62mm), no estado recozido. A composição química em peso (balanço com o Fe) está apresentada na tabela 02.

Os corpos de prova (CPs) para os ensaios de tração e tenacidade à fratura foram confeccionados a partir do material como recebido, tendo sido retirados das barras segundo a direção de laminação.

Os corpos de prova foram tratados termicamente em fornos tubulares horizontais sob fluxo contínuo de argônio (atmosfera inerte) para garantir a integridade superficial dos corpos de prova (evitar descarbonetação e oxidação). Foram utilizados dois sistemas de aquecimento, essencialmente com a mesma configuração. Um para o tratamento de austenitização e outro para o tratamento de revenido. Os corpos de prova foram austenitizados a 1373K, durante 1 hora. Depois de devidamente austenitizados os corpos de prova foram temperados em óleo. Imediatamente após a têmpera, tratamentos de duplo revenido, com duração de 1 + 1 hora, foram realizados nas temperaturas de 473K, 603K, 703K e 823K; sempre com resfriamento em óleo.

Os ensaios de tração foram realizados a temperatura ambiente em uma máquina MTS modelo 810. A carga foi aplicada monotonicamente a uma taxa de deformação da ordem de  $1 \times 10^{-2}$  mm/s. O diagrama carga x alongamento foi traçado diretamente em um registrador X-Y. O alongamento foi medido através de um extensômetro MTS 632.136.20, fixado no comprimento útil dos corpos de prova por intermédio de elásticos, o que permitiu o monitoramento até a ruptura. Foram realizados no mínimo dois ensaios para cada condição, sendo que as propriedades mecânicas representam uma média dos resultados. As propriedades mecânicas de tração foram determinadas segundo a NBR 6152/80.

Os ensaios de tenacidade à fratura também foram realizados a temperatura ambiente em uma máquina MTS modelo 810 (10t), sob controle de deslocamento. A máquina foi programada com velocidade de deslocamento do atuador da ordem de  $2 \times 10^{-6}$  m/s. Todos os ensaios foram de flexão com o corpo de prova apoiado em três pontos. A taxa de aumento do fator de intensificação de tensão,  $\dot{K}$ , foi da ordem de  $0,6 \text{ MPa.m}^{1/2}/\text{s}$ . Foram realizados três ensaios para cada condição de tratamento térmico, sendo que os valores de tenacidade à fratura representam uma média dos resultados. Durante o ensaio de tenacidade à fratura o deslocamento de abertura da trinca (COD) foi plotado em função da carga aplicada em um registrador X-Y. O COD foi medido por um extensômetro ("clip on gage") MTS modelo 632.03C.20, acoplado ao corpo de prova. Sobre os diagramas carga x COD foi aplicado o critério estabelecido pela norma ASTM E-399/90.

### 3. Resultados e Discussão

Os valores de  $\sigma_e$  (limite de escoamento) e  $K_Q$  (candidato a  $K_{IC}$ ), para os CPs do aço 300M, nas várias condições de tratamentos térmicos, estão apresentadas na tabela 03. Nesta mesma tabela encontram-se também os valores da espessura mínima ( $B_{\min}$ ) em função da condição de tratamento térmico, dos CPs de tenacidade à fratura, determinados em conformidade com a eq.(02). Deve ser observado que a espessura dos corpos de prova de tenacidade à fratura, utilizados neste trabalho, era de 5 mm. Na tabela 04, os valores de  $K_Q$  obtidos neste trabalho, são comparados com os valores de  $K_{IC}$  encontrados na literatura, para condições de tratamentos térmicos semelhantes.

A despeito das dimensões reduzidas ( $B = 5 \text{ mm}$ ), e considerando, evidentemente, variações de composição química e processamento, os resultados obtidos neste

trabalho são realmente muito próximos dos determinados por outros pesquisadores. Tal fato contraria a expectativa, pois, como certos corpos de prova tinham tamanho menor que o recomendado (veja tabela 03), era esperado que os valores de tenacidade à fratura fossem maiores.

A primeira providência adotada, para tentar explicar o comportamento observado, foi avaliar sobre a superfície de fratura a porcentagem de fratura oblíqua (região de "shear lip"). Os valores observados estão apresentados na tabela 05.

O modo macroscópico de fratura é geralmente utilizado para avaliar qual o tipo de estado de tensões que predominou na ponta da trinca. A condição de deformação plana obstrui uma grande parcela do escoamento plástico (zona plástica menor). Por outro lado, a condição de tensão plana, que promove maior ductilidade, favorece a fratura oblíqua, o que requer uma maior quantidade de energia para a propagação da trinca, quando comparada com a condição de deformação plana [02].

A análise das superfícies de fratura mostrou que o modo de fratura macroscópico foi, normalmente, misto. Sendo que, a fratura plana ocorreu na região central, enquanto que a fratura oblíqua foi observada na região superficial dos corpos de prova. A região de fratura oblíqua denota a porção de material onde predominou tensão plana, enquanto a região de fratura plana denota a porção de material onde predominou a deformação plana.

Analisando-se os resultados apresentados na tabela 05 observa-se que na condição como-temperada a porcentagem de fratura oblíqua foi insignificante. Isto sugere que, neste caso, o estado de deformação plana prevaleceu ao longo de toda a frente da trinca, e sendo assim, é natural a proximidade dos valores de tenacidade à fratura. Mas nas condições de maior ductilidade, onde a porcentagem de fratura oblíqua não é pequena, este argumento não pode mais ser utilizado. Sendo assim, outra explicação precisa ser apresentada para justificar o comportamento observado.

Os valores dos fatores de intensificação de tensões crítico, obtidos neste trabalho, foram determinados observando a norma ASTM E-399/90. Na maioria das vezes, a carga crítica,  $P_Q$ , utilizada para calcular  $K_{Ic}$ , foi determinada com base na carga correspondente à ocorrência do "pop-in".

O ponto central da presente argumentação, de modo a se obter valores de  $K_{Ic}$  a partir de corpos de prova de tamanho reduzido, está associado com a carga de ocorrência do "pop-in".

O fenômeno do "pop-in" é caracterizado por uma súbita propagação de trinca, frequentemente associada com um "click" audível. O "pop-in" é identificado num diagrama carga x COD através de um degrau discreto, caracterizado por um repentino aumento do COD. Neste instante, o crescimento de trinca é cessado devido à queda da carga ou pelo aumento da resistência ao crescimento da trinca. Subsequentemente, após a ocorrência do "pop-in", o COD e a carga aumentam até a fratura ocorrer em  $P_{m\acute{a}x}$ . Algumas vezes sucessivos "pop-in" podem ocorrer. A norma ASTM E-399 admite a utilização da carga do "pop-in" para calcular o valor de  $K_{Ic}$ . Entretanto, convém observar que a mesma não tece maiores considerações sobre quais fatores podem interferir no fenômeno do "pop-in", e nem tão pouco faz recomendações de como este fenômeno pode se tornar mais nítido.

Para que se entenda o fenômeno do "pop-in", é importante que se faça uma análise da distribuição de tensões tridimensionais, através da espessura de um corpo de prova (Figura 03). A figura 03(b) mostra esquematicamente a distribuição de tensões elasto-plásticas no plano médio, em relação à espessura do corpo de prova, na frente da ponta da trinca. Esta configuração de tensões se estabelece desde que o corpo de prova seja suficientemente largo ( $W-a_0$ ). Observa-se que as máximas tensões normais ( $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$ ) são atingidos a uma certa distância da ponta da trinca. Exatamente na interface elasto-plástica.

A figura 03(c) mostra a distribuição de tensões através da seção transversal do corpo de prova, ao longo da interface elasto-plástica ( $x = 2 r_p$  - raio da zona plástica). Esta distribuição de tensões é dependente da espessura do corpo de prova. Observa-se que ocorre uma perturbação na distribuição de tensões próximo à extremidade do corpo de prova porque  $\sigma_z$  decresce até zero, na superfície livre do corpo de prova.

Desta forma, a zona de máxima deformação plana verdadeira é desenvolvida a uma distância finita ao redor da ponta da trinca e longe das laterais do corpo de prova. Esta região é fortemente favorável ao início do crescimento da trinca e resulta na fratura plana. Assim, devido à alta restrição plástica nas proximidades da ponta da trinca e no centro do corpo de prova, a fratura tende a ser plana nesta região.

Se a espessura for reduzida continuamente, a largura da região em deformação plana na região central do corpo de prova diminuirá, até que nenhum ponto dentro do corpo de prova alcançará a condição de deformação plana. A partir de então a

redução da espessura reduzirá o valor máximo de  $\sigma_z$  na seção média e finalmente  $\sigma_z$  poderá ser igual a zero, ao longo de toda seção, para corpos de prova muito finos.

A condição de espessura mínima, na verdade, surgiu a partir da necessidade de garantir a predominância da fratura plana, ou seja, manter a condição de deformação sob uma porção suficientemente grande na espessura do corpo, para resultar num valor de  $K_{IC}$  mínimo ( $K_{IC}$ ).

O valor de  $K_{IC}$ , contudo, caracteriza o valor crítico do fator de intensificação de tensões em deformação plana. Este parâmetro crítico é determinado com base na carga crítica para causar o início de propagação de trinca, e não necessariamente para causar a ruptura completa. A carga de fratura,  $P_f$ , é fortemente influenciada pela espessura do corpo de prova. Entretanto, a influência da espessura sobre a carga para iniciar a propagação da trinca é menos pronunciada. O requisito de espessura da ASTM visa impor uma condição onde predomina deformação plana ao longo da maior parte da frente da trinca.

Quando o corpo de prova é de espessura intermediária,  $B_0 < B < B_{\min}$ , esta condição não é observada. O modo de fratura é misto (região de transição da modalidade de fratura), visto que, a condição de tensão plana ocorre próxima da superfície e a condição de deformação plana ocorre no interior do corpo de prova, como mostra a figura 04.

Por este motivo, normalmente assume-se que o valor de tenacidade à fratura, de um corpo de prova de espessura intermediária ( $B_0 < B < B_{\min}$ ), estará situado entre os valores de tenacidade à fratura em tensão plana pura ( $K_{C_{\max}}$ ) e deformação plana pura ( $K_{IC}$ ). Sem dúvida, na medida em que se diminui a espessura do corpo de prova, aumenta-se a carga crítica de fratura,  $P_f$  (ou melhor  $\sigma_f$ ), mas não necessariamente a carga para iniciar a propagação da trinca.

Muitas vezes, observa-se uma súbita propagação de trinca que ocorre numa carga  $P_Q$ . Isto resulta num degrau de "pop in" na curva carga-COD, e o corpo de prova não fratura completamente na carga  $P_Q$ , utilizada para calcular  $K_Q$ . Este comportamento é típico em corpos de prova de espessura reduzida, ou melhor, em situações onde atua um estado de tensões misto ( tensão plana e deformação plana ).

O fenômeno do "pop-in" decorre do fato da frente da trinca avançar mais rapidamente na região de maior triaxialidade de tensões, ou seja, na região central do corpo de prova, onde o material sofre grande restrição ao escoamento plástico, devido à predominância da condição de deformação plana. Por outro lado, próximo da superfície, a

deformação plástica é bem mais intensa que no centro, e se aproxima de um estado de tensão plana [07]. Consequentemente, a propagação de trinca inicia-se e avança mais rapidamente na região central do corpo de prova. Na região superficial, a propagação da trinca é retardada. Isto resulta numa frente de trinca convexa ( Figura 05 ).

Assim, se ocorre um modo misto de fratura, qualquer que seja a espessura do corpo de prova, é sinal de que existe uma porção de material, na região central, onde predomina deformação plana, apesar da mesma não prevalecer ao longo da maior parte da frente trinca. Se existe sensibilidade suficiente para detectar o início da propagação de trinca (ocorrência do primeiro “pop-in”), nesta porção do material, é possível determinar a carga  $P_Q$ , de modo a se obter valores válidos de  $K_{IC}$ , com um requisito de espessura menos rigoroso.

Conceitualmente, este ponto de vista pode ser defendido recorrendo-se à própria definição de  $K_{IC}$ . Este parâmetro de tenacidade à fratura está associado ao início do crescimento instável da trinca, sob um estado de deformação plana. Portanto, não necessariamente, o valor de  $K_{IC}$  está vinculado à condição de fratura completa do corpo de prova. Como a carga  $P_Q$ , correspondente à ocorrência do pop-in, está associada ao início do crescimento de trinca sob uma condição de deformação plana, esta proposição torna-se no mínimo razoável.

De certo modo, o requisito de espessura adotado pela ASTM E-399/90, reflete uma maneira de se melhorar a observação do início do crescimento da trinca, através da adoção de um corpo de prova de espessura adequada. Mas, de acordo com a proposição feita, corpos de prova de espessura reduzida podem ser utilizados para calcular  $K_Q$ , desde que se adote a carga do pop-in. Nestes termos, pelo menos teoricamente, o critério de espessura mínima poderia ser relaxado para  $B_{\min} > B_0$ . Assim, se  $B_{\min} > B_0$ , o modo de fratura será misto, porque ao longo da frente da trinca atuam simultaneamente o estado de tensão plana e deformação plana. Além disso, supostamente a magnitude das tensões na região central, independe da espessura do corpo de prova. Sendo assim, na curva carga-COD deve aparecer um “pop-in”. Se este não é visível, é sinal de que não houve sensibilidade suficiente para detectá-lo. Neste caso, a tendência é adotar cargas mais elevadas para o cálculo  $K_Q$ , superestimando assim, o valor do fator de intensificação de tensões crítico. Quando se aplica a norma ASTM E-399 este fato é de certo modo atenuado pelo conceito da reta secante.

Assim, fica evidente que a análise dos fatores que afetam o “pop-in” é importante. Para que o “pop-in” seja visível é interessante trabalhar-se com o máximo de sensibilidade possível, de modo a ampliar ao máximo o “pop-in” (melhorar sua visualização). Alguns dos fatores que afetam a visualização do “pop-in” são:

- os fundos de escala selecionados (diagrama carga-COD);
- a espessura da pena de caneta utilizada, no registrador, para traçar a curva;
- o parâmetro de controle selecionado para realização do ensaio;
- a limitação física do registrador X-Y utilizado para traçar o diagrama carga-COD.

O ajuste dos fundos de escala no registrador X-Y, de modo a se obter o máximo de sensibilidade, é um dos aspectos importantes que permitem melhorar a visualização do “pop-in”. No presente trabalho, em todos os ensaios realizados, utilizou-se os seguintes fatores de escala, eixo X - 0,02 mm/cm e eixo y - 25 kgf/cm, para o COD e carga, respectivamente. Alguns “pop-in” apresentaram um deslocamento de 1mm (COD real  $\cong 2 \mu\text{m}$ ) sobre o diagrama de carga-COD. Nestes casos, se fosse adotado um fator de escala para o eixo X igual a 0,2 mm/cm, o deslocamento corresponderia a 0,1mm, e muito provavelmente o “pop-in” passaria despercebido.

A espessura da pena da caneta utilizada deve ser também observada. Quanto mais grossa a pena, utilizada na traçagem da curva carga-COD, mais difícil a definição do “pop-in”.

No diagrama carga-COD, o aspecto do “pop-in” pode sofrer alterações conforme a variável de controle utilizada no ensaio. Portanto, uma sensibilidade adequada possibilita uma melhor visualização do “pop in”. Para tanto, a seleção do fator de escala vinculado a cada eixo, deve ser feita de acordo com a variável de controle adotada no ensaio.

Normalmente, os registradores acoplados às máquinas de ensaio MTS permitem no máximo a utilização de uma folha formato A3. Em algumas situações, a limitação física do registrador X-Y utilizado para traçar a curva carga-COD, pode dificultar o ganho de sensibilidade. Neste caso, é interessante utilizar-se um registrador X-Y maior, ou então, uma outra técnica para detectar o início da propagação de trinca. Mandorini et al [10], através de sensores acústicos, observaram que existe uma relação direta entre a emissão de energia acústica e propagação de trinca associada ao “pop-in”.

#### 4. Conclusões

Apesar de alguns corpos de prova utilizados não obedecerem ao requisito de espessura recomendado pela ASTM E-399/90, este critério foi aplicado. Contrariando a expectativa, os valores de tenacidade à fratura, assim obtidos, mostraram-se próximos dos valores de  $K_{IC}$  encontrados na literatura, para condições semelhantes de tratamentos térmicos.

Aparentemente, o comportamento observado pode ser atribuído aos fatores associados com registro dos diagramas de carga-COD. Como a sensibilidade foi adequada pode-se sempre detectar o início do crescimento de trinca sob uma condição de deformação plana. A carga utilizada para calcular o fator de intensificação de tensões crítico sempre estava associada à ocorrência do “pop-in”.

A proposição de que, quando existe sensibilidade suficiente para detectar o primeiro “pop-in”, o critério de espessura recomendado pela ASTM E-399 poder ser relaxado, é razoável. Visto que a carga do “pop-in” está relacionada com o início de crescimento da trinca sob uma condição de deformação plana. Sem dúvida, a viabilização de corpos de prova de tamanho reduzido pode ser muito conveniente numa série de situações. A grande desvantagem desta proposição é que, dependendo da sensibilidade requerida, pode ser necessário uma série de recursos que acabam complicando demasiadamente o ensaio

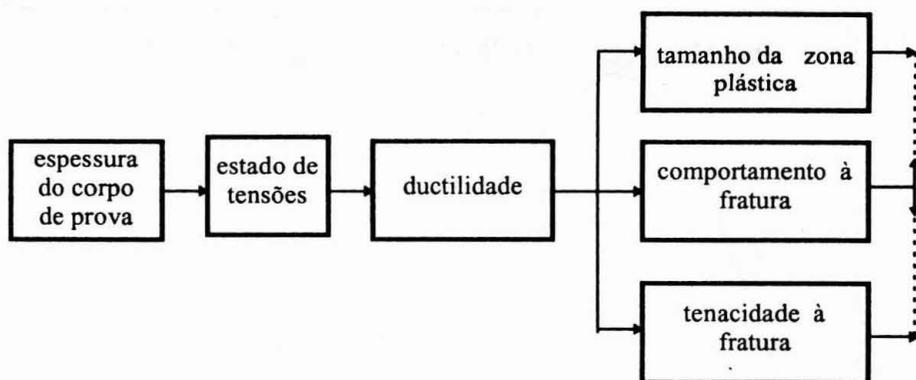


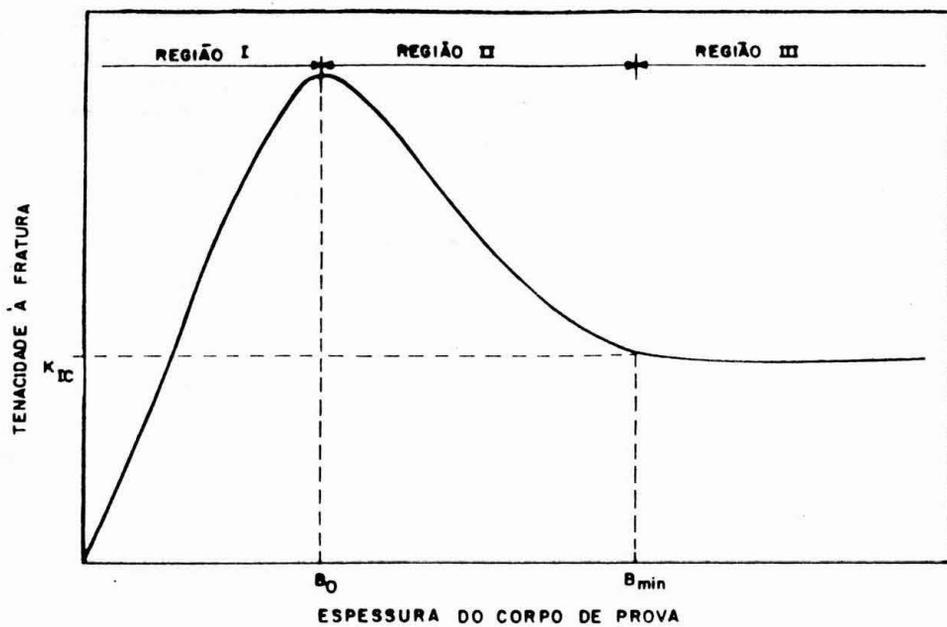
Figura 01. Modelo de conexão - influência da espessura do corpo de prova no comportamento à fratura [03].

Tabela 01. Estado de tensões e modos de fratura predominantes em cada região.

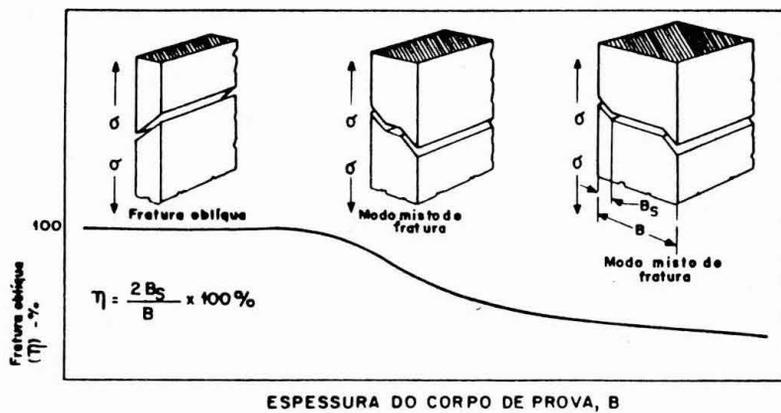
	<b>Região I</b>	<b>Região II</b>	<b>Região III</b>
<b>estado de tensões</b>	tensão plana	tensão plana e deformação plana	deformação plana
<b>modo de fratura microscópico</b>	obliqua	obliqua e plana	plana

Tabela 02. Composição química das duas variações do aço 300M.

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>V</b>	<b>Cu</b>	<b>N</b>	<b>Ti</b>
0,41	1,70	0,78	0,005	0,001	0,79	0,39	1,79	0,08	0,06	23 ppm	40 ppm



(a)



(b)

Figura 02. Efeito da espessura; (a) na tenacidade à fratura; (b) na porcentagem de fratura oblíqua ( $\eta$ ).

Tabela 03. Valores de  $\sigma_e$ ,  $K_Q$ ,  $B_{\min}$  obtidos a partir das várias condições de tratamentos térmicos.

Temperatura de revenido [ K ]	$\sigma_e$ [ MPa ]	$K_Q$ [ MPa.m <sup>1/2</sup> ]	$B_{\min}$ [ mm ]
C.T.	1445	47	2,6
473	1650	82	6,2
603	1690	80	5,6
703	1455	59	4,1
823	1435	68	5,6

Tabela 04. Valores de  $K_{IC}$  para austemização a alta temperatura ( $\approx 1373^\circ\text{K}$ ).

Temperatura de revenido [ K ]	$K_{IC}$ - [ MPa.m <sup>1/2</sup> ]			
	AÇO 300M	REFERÊNCIAS		
		[ 08 ]	[ 08 ]	[ 09 ]
C.T.	47	45	45	45
473	82	86	80	84
603	80	82	75	79
703	59	55	57	56
823	68	67	66	65

Tabela 05. Influência da temperatura de revenido na porcentagem de fratura oblíqua.

Temperatura de revenido [ K ]	extensão de fratura oblíqua ( BS ) [ $\mu\text{m}$ ]	porcentagem da fratura oblíqua [ % ]
C.T.	~	~
473	320 (20)	13
603	315 (30)	13
703	140 (15)	5
823	365 (50)	15

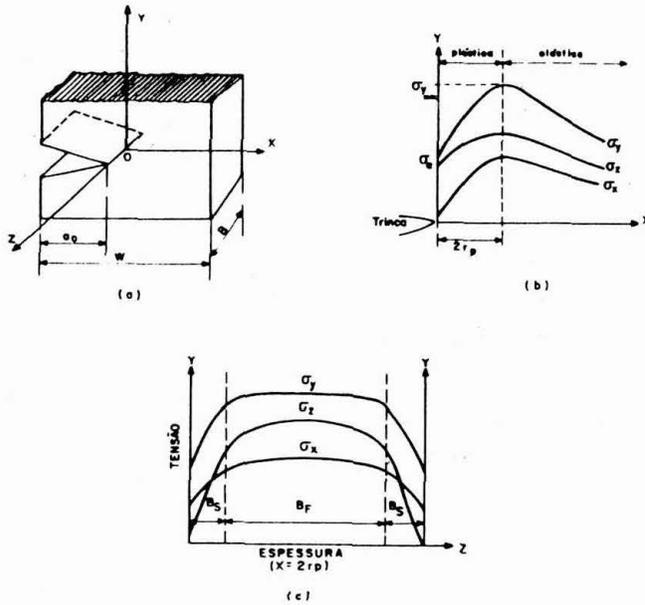


Figura 03. Distribuição de tensões ao redor da ponta da trinca [04].

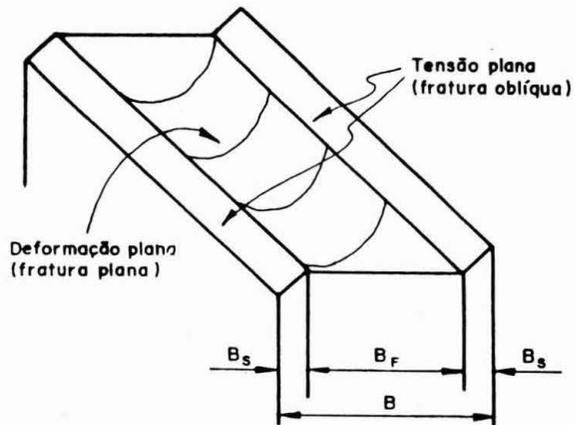
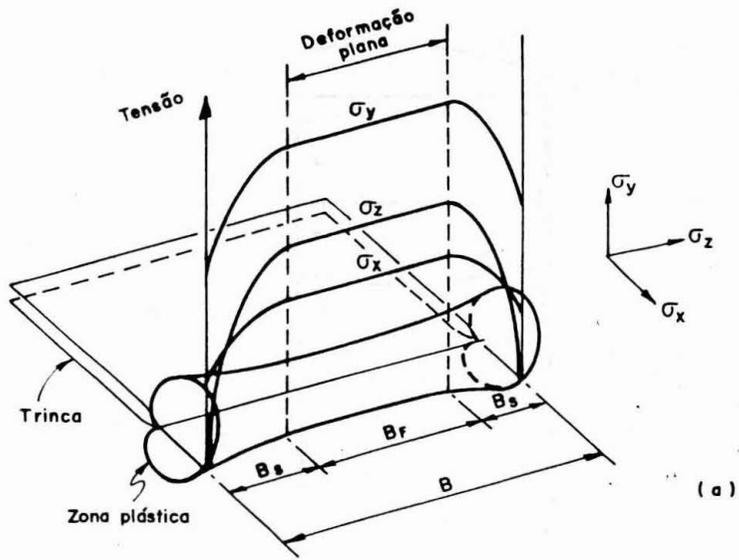


Figura 04. Modo de fratura misto em corpos de prova de espessura intermediária ( $B_0 < B < B_{min}$ ).

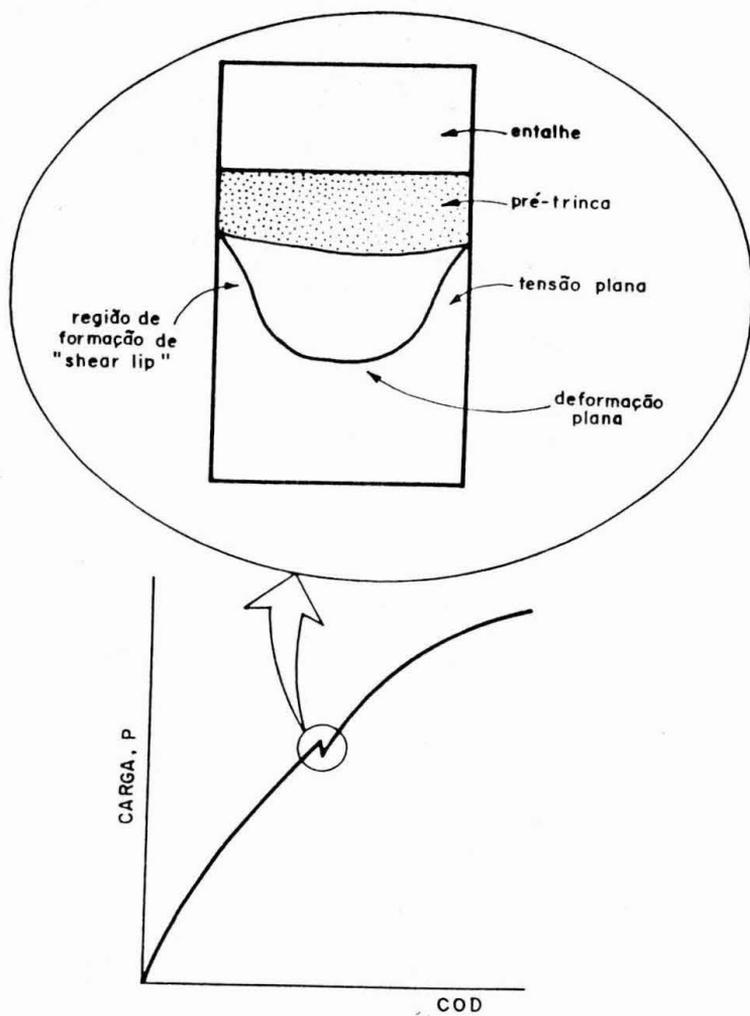


Figura 05. Representação esquemática do "pop-in" sobre a superfície de um corpo de prova e na curva carga-COD.

## Referências Bibliográficas

- [1] REED-HILL, R.E. Princípios de Metalurgia Física, 2ª ed. /// Trad. Francklin Evrad (supervisor), Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1982.
- [2] ASM - Metals Handbook - Failure Analysis and Prevention, v.10, 8ª ed., Metals Park, Ohio, 1975.
- [3] TOKIMATSU, R.C. Influência de parâmetros microestruturais e procedimentos de ensaio, no comportamento mecânico de um aço de ultra-alta resistência e baixa liga. Campinas, 1995. 435p. Tese de doutorado - Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP.
- [4] MAO, X Influence of specimen size on I-II mixed mode fracture, fracture toughness  $J_{IC}$  and plastic dissipation with crack growth  $dW_p/da$ . Engng Fracture Mech., v.38, n° 4/5, p.241-54, 1991.
- [5] BROEK, D. Elementary Engineering Fracture Mechanics, 4ª ed., Martinis Nijhoff Publishers, 1986.
- [6] LAI, M.O. & FERGUSON, W.G. Effect of specimen thickness on fracture toughness. Engng Fracture Mech, v.23, n° 4, p.649-59, 1986.
- [7] MEYERS, M.A. & CHAWLA, K.K. Princípios de Metalurgia Física, São Paulo, Edgard Blücher, 1982.
- [8] \_\_\_\_\_. Influence of heat treatment on mechanical properties of 300M steel. Technical Support Package for NASA Tech Brief 75-10271 (MSC-14792), TSP75-10271.
- [9] YOUNGBLOOD, J.L & RAGHAVAN, M. Correlation of microstructure with mechanical properties of 300M steel. Metall. Trans. A., v.8A, p.1439-48, Sept. 1977.
- [10] MANDORINI, V.; GHELARDONI, E & TRIBUNO, C. Acoustic energy during pop-in crack propagation. Engng Fracture Mech., v.15, n° 3-4. p.255-73, 1981.

## **EFFECT OF THE SPECIMEN THICKNESS ON THE FRACTURE TOUGHNESS VALUES**

### **Abstract**

The fracture process is controlled by the crack tip strain and stress field. The stress state near the crack tip is very effected by the specimen thickness. The effect of the thickness on the toughness is related to the gradual transition from plane stress to plane strain. If the plane stress is short, when comparing to the specimen thickness, the effect of that region is not significant because the stress state is independent of thickness. The specimen thickness must be sufficiently large for maintaining plane strain state predominancy on the crack tip. For that, there is a criterion about the specimen thickness in order to obtain valid fracture toughness values. However, there is a statement that in some situations, where it is possible to detect the crack propagation onset on the specimen central region( event of the first pop-in), the ASTM thickness criterion can be relaxed.

Key-words : 1. Fracture toughness; 2. Mechanical properties.