

UMA NOVA ABORDAGEM AO FENÔMENO DA VARIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA NA TRANSIÇÃO DÚCTIL-FRÁGIL DE AÇOS FERRÍTICOS

Carlos Tasso Eira de Aquino – deaquino@fem.unicamp.br

Itamar Ferreira – itamar@fem.unicamp.br

Departamento de Engenharia de Materiais

Faculdade de Eng. Mecânica, UNICAMP,

Caixa Postal 6122, Campinas, SP, BRASIL 13083-970

John D. Landes – john-landes@utk.edu

314 Perkins Hall - University of Tennessee

Knoxville, TN, EUA 37966-2030

Arnaldo H. Paes de Andrade – aandrade@net.ipen.br

Travessa R, 400 – IPEN – MM

Cidade Universitária, São Paulo, SP, BRASIL 05508-970

RESUMO

O objetivo deste trabalho é o de apresentar um modelo analítico-experimental, aplicável a aços ferríticos, que possibilita um entendimento melhor da variação da tenacidade à fratura na região de transição, em relação a mudanças na temperatura, geometria e tamanho de amostras do material. O modelo é baseado em um mecanismo de falha de elo-mais-fraco. Para tratar a dependência geométrica dos resultados, utiliza-se uma formulação de dois parâmetros, J e Q, para a caracterização do campo de tensões na ponta da trinca. A proposta principal deste modelo é a de permitir que, conhecida a tenacidade à fratura na transição para uma determinada geometria e temperatura, a previsão da tenacidade do mesmo material empregado em uma nova temperatura e geometria seja feita. Com a formulação utilizada no modelo, torna-se também possível a determinação do final da transição dúctil-frágil e do valor da tensão de clivagem.

ABSTRACT

The purpose of this work is to present a model, based on analytical and experimental procedures and applicable to nuclear ferritic steels, that will make possible a better understanding of the fracture toughness in the ductile-to-brittle transition region. The model uses a numerical characterization of the crack tip stress field modified by the J-Q constraint theory and a weak link assumption to predict behavior in the transition. It is able to predict the toughness scatterband for any defined geometry from the knowledge of a toughness scatterband measured on a test specimen geometry. In this work, both the application to two dimensional cracks as well as the approach needed to extend the model for the prediction of transition fracture behavior in 3-D surface flaws are discussed. Furthermore, it will be shown how one can determine the end of the transition region and assess the value of the cleavage stress initially assumed for the material, by using the model.

Considerações Gerais

No projeto de vasos de pressão, a partir daqui denominados VPRs, e de tubulações industriais a Mecânica da Fratura vem desempenhando importante papel, pelo fato de estruturas com pequenos defeitos e trincas terem, muitas vezes, a possibilidade de falhar quando submetidas a tensões bem menores que aquelas que dominam o comportamento de estruturas sem defeitos, como o limite de escoamento, σ_{ys} , e a resistência máxima à tração ou limite de resistência, σ_{uts} .

Os aços ferríticos, que são utilizados com frequência no projeto e construção dessas estruturas, apresentam um comportamento à fratura que se altera com a temperatura. Tal alteração de comportamento é representada por uma curva de transição (figura 1), onde 2 regiões aparecem bem definidas: uma região de comportamento dúctil do material, caracterizada pelas altas temperaturas e também conhecida como patamar superior, e outra que está associada a temperaturas bem baixas, onde o material apresenta comportamento frágil, também chamada de patamar inferior. Entre essas duas regiões encontra-se a transição dúctil-frágil, assim denominada pelo fato de ser esta a região onde, em um dado intervalo de temperatura, as mudanças se manifestam mais intensamente e por ter o material um comportamento misto de dúctil e frágil.

Testes de fratura realizados na região de transição, para este tipo de material, apresentam grande espalhamento em seus resultados [1], que mostram uma grande dependência em relação à temperatura de realização desses testes e também em relação ao tamanho e geometria dos corpos de prova utilizados. Assim, valores de tenacidade medidos experimentalmente em corpo de prova de uma única geometria a uma determinada temperatura, mesmo quando fabricados a partir da mesma corrida de aço (*heat*), não são consistentes e apresentam muita variação quantitativa. Adicionalmente, tais resultados não apresentam correlação com aqueles obtidos em ensaios realizados para a mesma corrida de aço em corpos de prova de diferentes tamanho e geometria [2].

De forma a se prever, com precisão, o comportamento à fratura destes materiais para projeto de componentes e estruturas, o procedimento usual é o de limitar a sua utilização ao patamar superior, onde o comportamento dos mesmos é totalmente dúctil e o valor de tenacidade, além de independe dos fatores anteriormente citados, tem valor quase constante. Nessa região é mais fácil aceitar a existência de trincas no material, uma vez que normalmente a falha da estrutura ou componente não se dá por um evento instável de fratura frágil, mas sim por colapso plástico da seção transversal, ou por um rasgamento dúctil, precedido de crescimento estável das trincas existentes [3].

No entanto, para o projeto de VPRs e tubulações reais deve ser considerada a possibilidade do aço ter um comportamento misto dúctil-frágil típico da região de transição, apesar da temperatura normal de operação desses equipamentos ser normalmente alta e característica de patamar superior. Esta possibilidade é causada pela combinação de efeitos resultantes da degradação do material, ocorrendo ao longo da vida útil do equipamento, e de acidentes que devem ser postulados na fase de projeto em atendimento às recomendações internacionais de segurança, para o caso de estruturas de maior responsabilidade, como reatores nucleares de potência.

Do ponto de vista da degradação do material constituinte, é importante a consideração do envelhecimento térmico, causado pela ciclagem térmica decorrente da variação da

temperatura de operação do reator ao longo de sua vida útil, e pelas fragilizações por ação do meio, térmica e neutrônica [4]. Esses dois últimos fenômenos são característicos de instalações nucleares e resultantes das reações acontecendo no interior do reator durante sua operação, que alteram a estrutura cristalina do material, tornando-o mais frágil. Como consequência dessa degradação, a curva de transição do material sofre um deslocamento (*shift*), conforme mostrado na figura 2 para o caso da fragilização neutrônica..

A combinação desses e de outros efeitos pode fazer com que, em algum momento da vida útil do VPR, a temperatura de operação esteja dentro da região de transição. Por causa disso, para uma avaliação confiável da integridade estrutural do VPR, torna-se necessário conhecer o comportamento do material em termos da Mecânica da Fratura nesta região.

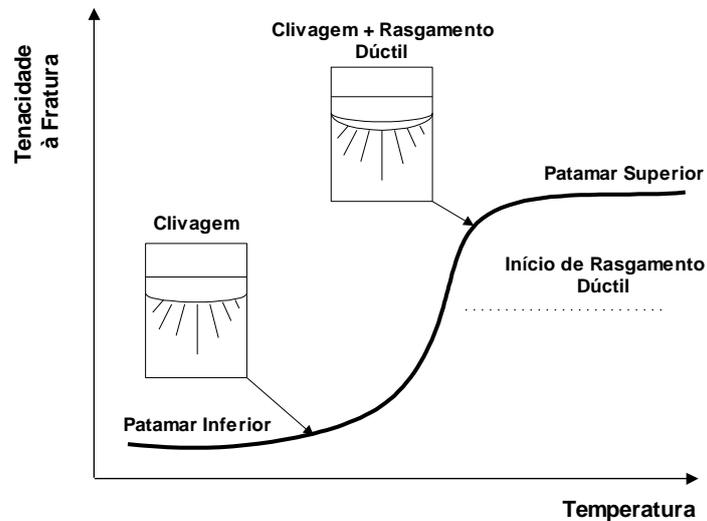


Figura 1 - Comportamento à Fratura de Aços Ferríticos

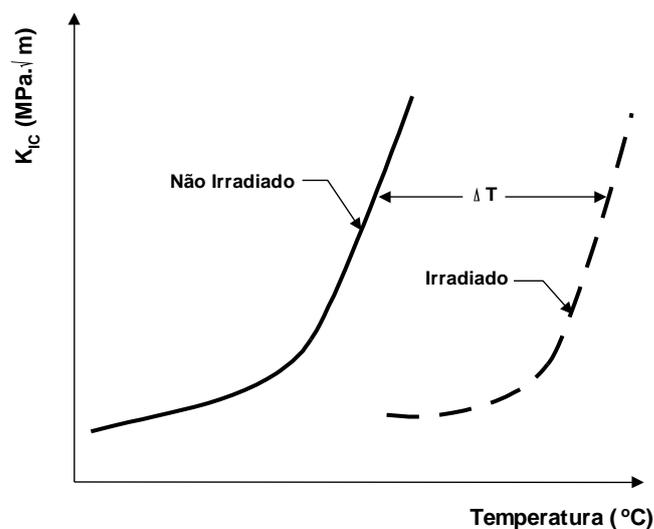


Figura 2 - Efeito da Irradiação na Tenacidade à Fratura de um Aço SA533B

Objetivos do Trabalho

O objetivo deste trabalho é o de abordar analítica e experimentalmente um modelo, aplicável a aços ferríticos, desenvolvido para permitir um entendimento melhor da variação da tenacidade à fratura na região de transição para componentes e corpos de prova contendo trincas 2-D, em relação a mudanças na temperatura, geometria e tamanho de corpos de prova, bem como propor uma solução aproximada para estender sua aplicação à trincas superficiais. O modelo aqui tratado é baseado em uma caracterização J-Q do campo de tensões na ponta da trinca, conforme proposto por O'Dowd e Shih [5, 6, 7], associada a uma hipótese de elo-mais fraco [8]. A formulação utilizada no modelo permite sua aplicação a outros materiais estruturais que apresentem transição dúctil-frágil.

A proposta principal deste modelo é a de permitir que, conhecida a tenacidade à fratura na transição para uma determinada geometria e temperatura, a tenacidade à fratura possa ser prevista para uma nova temperatura e/ou geometria, podendo esta nova geometria ser a de um componente ou até mesmo de uma estrutura. Com a formulação utilizada no modelo, é também possível a definição do fim da região de transição e o conseqüente início do patamar superior.

Bases do Modelo

O modelo baseia-se nas observações de Heerens et al.[9], que a tensão de clivagem de um dado material é independente da geometria e tamanho da amostra e da temperatura, mas que a tenacidade, obtida na região de transição dúctil-frágil, ainda assim exibe um grande espalhamento em seus resultados. Esta tenacidade é dependente da distância que um elo-mais-fraco dominante (figura 3), responsável pelo disparo do processo de fratura por clivagem, se encontra em relação à ponta da trinca. Como esta distância varia de um corpo de prova para outro, os resultados de dois testes de tenacidade na transição podem ser bem diferentes, mesmo quando realizados para a mesma corrida, mesma orientação e mesma temperatura de um dado material.

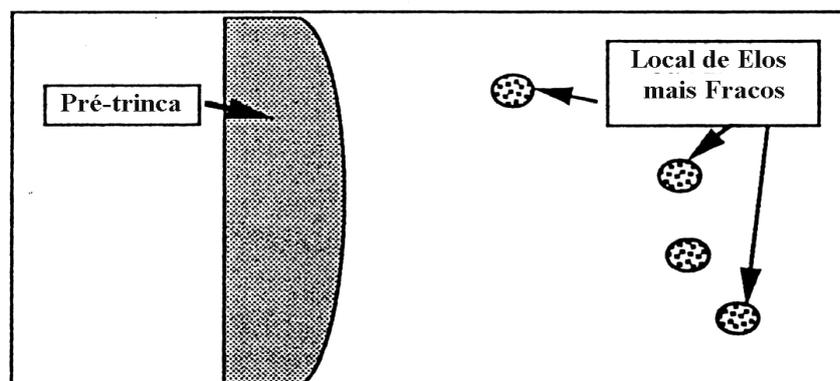


Figura 3 – Posição de Elos-Mais-Fracos na Frente da Trinca

No modelo, considera-se que a distância do elo-mais-fraco à ponta da trinca, aqui denominada r_{wl} , é ao mesmo tempo uma variável e uma propriedade do material, sendo responsável pelo espalhamento dos dados de tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil. A definição da posição do elo-mais-fraco que dará início ao processo de fratura está associada à interseção da curva representativa do campo de tensões na região da ponta da trinca com a reta definindo a tensão de clivagem, conforme mostrado na figura 4. Pode-se perceber o paralelo entre esta abordagem e aquela proposta por Ritchie, Knott e Rice, em seu modelo RKR [10], onde a falha por clivagem está associada a ocorrência de uma tensão maior que a tensão de clivagem em uma região adiante da ponta da trinca.

A abordagem de Heerens não incorpora o efeito da restrição plástica na ponta da trinca na modelagem das condições que causam a fratura por clivagem. Para resolver este problema, no modelo aqui apresentado, o campo de tensões na região da ponta da trinca é modificado pelo nível de restrição plástica característica de cada geometria, conforme definido pelo parâmetro Q , desenvolvido por O'Dowd e Shih [5, 6, 7].

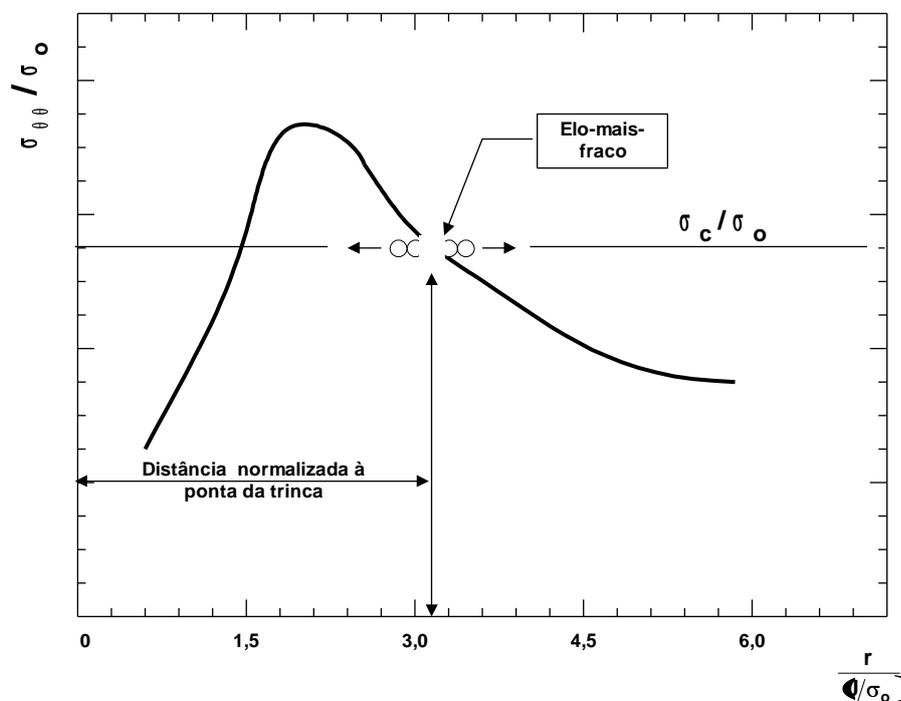


Figura 4– Definição do Elo-Mais-Fraco, no modelo apresentado

Previsão da Tenacidade à Fratura para Trincas 2-D

A seguir são apresentadas as etapas necessárias para, com a utilização do modelo, fazer-se a previsão da tenacidade à fratura para geometrias com trincas passantes, a partir do conhecimento de valores de tenacidade obtidos experimentalmente para uma determinada geometria e tamanho de corpo de prova a uma temperatura conhecida.

- A. O levantamento de propriedades do material, na condição inicial, necessárias para a aplicação do FRAMTiC (tipo e dimensões do corpo de prova, tensão de clivagem

assumida do material, σ_c , temperatura de ensaio, valores de tenacidade, J_c , medidos experimentalmente, limite de escoamento, σ_{ys} , limite de resistência, σ_{uts})

- B. A definição da banda de espalhamento dos valores de r_{wl} calculados a partir dos valores de tenacidade medidos experimentalmente;
- C. A previsão dos valores de tenacidade para a nova situação desejada., que pode ser uma nova temperatura, uma nova geometria, um novo tamanho, ou uma combinação dessas situações.

No atual estágio de desenvolvimento do modelo, as aplicações estão restritas a componentes e corpos de prova com trincas passantes, onde o valor de J pode ser considerado constante ao longo da espessura, devendo, no entanto, ter algumas de suas características alteradas de modo a poder prever resultados em geometrias com trincas 3-D.

Ensaaios

Como parte das atividades de desenvolvimento do modelo apresentado neste trabalho, foram executados experimentos em material brasileiro A 508 Classe 3 de classificação nuclear [11]. Os ensaios foram realizados nas instalações do Oak Ridge National Laboratory, em Oak Ridge, Tennessee, EUA, no período de novembro de 1994 a julho de 1995, sob a supervisão do Engenheiro Donald E. McCabe, do Grupo de Mecânica da Fratura daquela instituição. A realização dos ensaios teve como objetivo a criação de um pequeno banco de dados experimental, para permitir demonstrar a aplicabilidade das técnicas sendo desenvolvidas a material de uso corrente em projeto nacional, especificamente o aço ferrítico A 508 classe 3. Com este intuito foram realizados ensaios de tração, de impacto tipo Charpy e de tenacidade à fratura na transição, sendo que estes últimos foram realizados segundo a nova norma ASTM E1921/98, ainda em versão provisória por ocasião dos ensaios.

Para os dados experimentais obtidos em ensaios executados com o aço A 508 Classe 3 no ORNL, foram realizadas previsões de tenacidade à fratura para uma nova temperatura a partir do conhecimento das características de fratura em uma temperatura inicial. Neste processo, foram utilizados os resultados de ensaios de tenacidade à fratura executados a -120°C , e então previstos os valores de tenacidade a -106°C . Este processo foi realizado para as orientações L-T e T-L, onde resultados experimentais também encontravam-se disponíveis para esta segunda temperatura.

As tabelas 1 e 2 apresentam comparações do valor mediano e dos limites inferior e superior dos resultados previstos usando o modelo, em termos de J_c , com aqueles obtidos experimentalmente a -106°C . Da observação destas tabelas pode-se constatar que as previsões são bastante próximas, principalmente para o valor mediano, sendo conservadora a definição da banda de espalhamento dos valores previstos de tenacidade. As figuras 5 e 6 incluem, para respectivamente as orientações T-L e L-T, os valores experimentais medidos a -120°C e -106°C no aço A 508 Classe 3, bem como o valor mediano e os limites superior e inferior dos valores previstos nessa segunda temperatura.

**Tabela 1 – Comparação entre Valores Previstos e Experimentais
(Orientação T-L)**

J_C (KJ/m ²)	Valor Medido à – 106°C	Valor Previsto
Limite Inferior	52,99	39,45
Valor Mediano	97,30	91,42
Limite Superior	179,61	183,80

**Tabela 2 – Comparação entre Valores Previstos e Experimentais
(Orientação L-T)**

J_C (kJ/m ²)	Valor Medido à – 106°C	Valor Previsto
Limite Inferior	31,09	28,35
Valor Mediano	95,22	107,19
Limite Superior	169,46	171,84

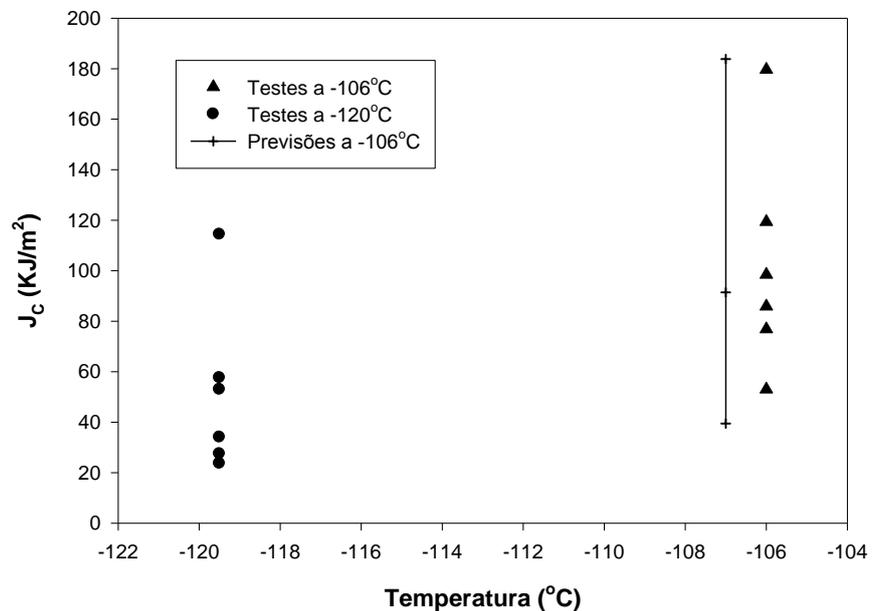


Figura 5 - Resultados Experimentais x Previsão do Modelo – Orientação T-L

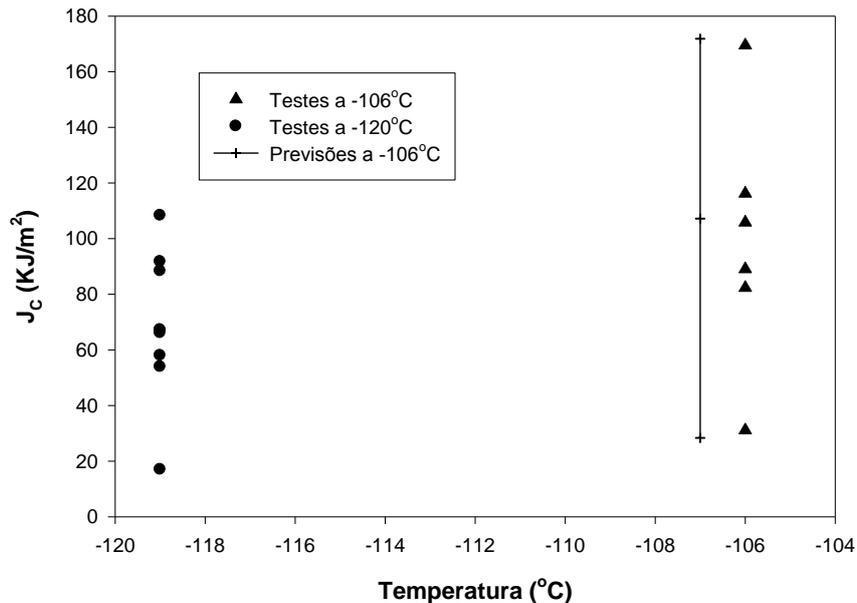


Figura 6 - Resultados Experimentais x Previsão do Modelo – Orientação L-T

Previsão do Fim da Região de Transição

De modo a demonstrar essa aplicação do modelo, é necessário revisar os conceitos referentes à definição do campo de tensões na ponta da trinca, conforme observado por Rice e Johnson [12]. Em seu trabalho publicado em 1970, além de perceberem que as tensões apresentam um valor finito, mesmo quando se consideram posições infinitamente próximas à ponta da trinca, Rice e Johnson também observaram que, para uma temperatura constante, o valor máximo da tensão nesta região permanece inalterado quando se incrementa o carregamento aplicado, K ou J, e tem sua região de atuação alargada. Adicionalmente foi notado que quando o material é também submetido a um aumento de temperatura este valor máximo sofre um decréscimo em sua magnitude.

Baseado nessas conclusões, e com o conhecimento da curva de variação do limite de escoamento do material com a temperatura, pode-se aplicar o modelo aqui apresentado para a previsão do fim da transição. Como já foi explicado, a fratura por clivagem é diagnosticada por ocasião em que a reta de clivagem corta a curva de tensões, conforme ilustrado na figura 4, caracterizando-se aí a existência do elo-mais-fraco, responsável pelo disparo do processo de clivagem. De acordo com Rice e Johnson, com o aumento de temperatura essa curva de tensões tende a se espriar e diminuir o seu valor máximo. Se a temperatura continuar a ser incrementada, com conseqüente diminuição da restrição plástica, chegar-se-á a uma situação em que a reta de clivagem estará acima do ponto máximo da curva de tensão, não mais a cortando em qualquer ponto (figura 7). Isto tem como significado físico que o elo-mais-fraco não é mais atingido por um nível de tensão crítico e, por conseqüente, que a fratura por clivagem não mais ocorre. A fratura dútil é característica do patamar superior e portanto está assim definido o fim da região de transição.

Devido ao espalhamento de resultados de testes, característico da região de transição, é necessário que se utilize uma estratégia para a definição do fim da transição. Como o modelo

tem uma base estatística, parece razoável definir como fim da transição a temperatura na qual a mediana dos valores da banda de espalhamento de J_c não produz mais fratura por clivagem.

Isto dito de uma forma mais explicada significa que, quando é feita a previsão para uma nova temperatura para um grupo de valores de J_c determinado experimentalmente a uma certa temperatura, se a mediana desses valores iniciais gerar um Q que desloca a reta de clivagem de modo que ela seja superior ao valor máximo do padrão de tensões, então a região de transição acabou, mesmo que para outros valores inferiores à mediana a clivagem ainda ocorra (ver figura 7). Nesta figura r_0 é um valor de referência de r .

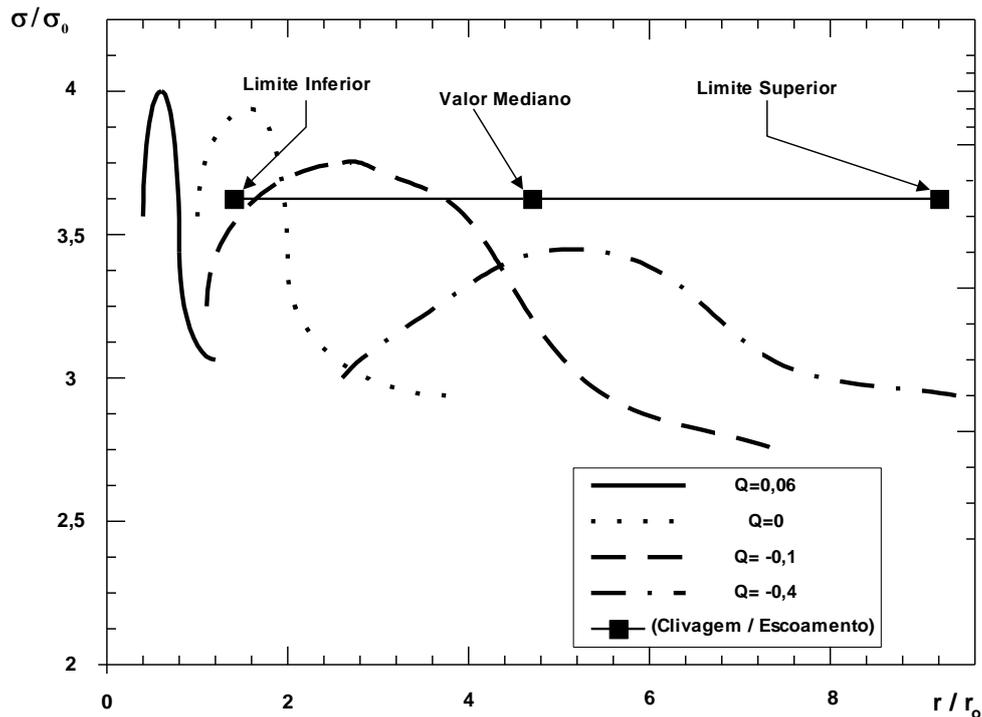


Figura 7 – Fim da Fratura por Clivagem

Conclusões

A partir do conhecimento de resultados obtidos em testes realizados nas instalações do Oak Ridge National Laboratory, nos EUA, em um aço brasileiro A508 Classe 3, junto com valores experimentais existentes na literatura, pode-se chegar às seguintes conclusões:

- O modelo apresentado foi capaz de prever para geometrias de corpos de prova com trincas 2-D, com pequena margem de erro, a tenacidade à fratura em uma nova situação de temperatura a partir de resultados de testes realizados em uma situação inicial;
- O modelo apresenta uma metodologia para prever o fim da região de transição e consequente início do patamar superior, através da identificação da temperatura a partir da qual o elo-mais-fraco não é mais atingido por um nível de tensões capaz de disparar a clivagem;

REFERÊNCIAS

- [1] ANDERSON, T.L. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. Boca Raton, Fla.: CRC, 1991.
- [2] LANDES, J.D. *The Effect of Size, Thickness and Geometry on Fracture Toughness in the Transition*. GKSS: Geesthacht, Alemanha, 1992. (Report 92/E/43)
- [3] LANDES, J.D. Approaches to Ductile Testing and Applications in the USA. In: 1995 ASSEMBLY OF THE INTERNATIONAL INSTITUTE OF WELDING, COMMISSION X, Junho de 1995, Estocolmo, Suécia. (IIW Doc.X-1316-95)
- [4] SERPAN, C.Z. ; RANDALL, P.N. Irradiation Effects in Reactor Pressure Vessel Steels: A Nuclear Regulatory Commission Perspective. In: *Fracture Mechanics 25th. Volume*. Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials, 1995. ASTM STP 1220 p. 5-12.
- [5] O'DOWD, N.P. ; SHIH, C.F. Family of Crack-Tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter: Part I - Structure of Fields. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol.39, No. 8, p.989-1015, 1991.
- [6] O'DOWD, N.P. ; SHIH, C.F. Family of Crack-Tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter: Part II - Fracture Applications. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol.40, p.939-963, 1992.
- [7] O'DOWD, N.P. ; SHIH, C.F. *Two-Parameter Fracture Mechanics: Theory and Applications*, U.S. Nuclear Regulatory Commission, Washington, DC, EUA, Fevereiro de 1993. (NUREG/CR-5958)
- [8] LANDES, J.D. ; SHAFFER, D.H. Statistical Characterization of Fracture in the Transition Region. In: *Fracture Mechanics: Twelfth Conference*. Philadelphia, PA: American Society for Testing and Materials, 1980. ASTM STP 700, p. 368-382.
- [9] HEERENS, J. ; READ, D.T. ; CORNEC, A. ; SCHWALBE, K.H-. Interpretation of Fracture Toughness in the Ductile-to-Brittle Transition Region by Fractographical Observations. In: *Defect Assessment in Components - Fundamentals and Applications*. London, England: Mechanical Engineering Publications, 1991. ESIS / EGF9, p. 659-678.
- [10] RITCHIE, R.O. ; KNOTT, J.F. ; RICE, J.R. On the Relationship Between Critical Tensile Stress and Fracture Toughness in Mild Steel. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol.21, p. 395-410, 1973.
- [11] DeAQUINO, C.T.; LIENDO, M.F. *Brazilian A508 Class 3 Steel - Test Results Using a New Proposed Standard for Evaluating Fracture Mechanics in The Transition Region*. University of Tennessee: Department of Engineering Science and Mechanics, Knoxville, TN, EUA, 1995.
- [12] RICE, J.R. ; JOHNSON, M.A. The Role of large Crack Tip Geometry Changes in Plane Strain Fracture. In: *Inelastic Behavior of Solids*. New York: McGraw-Hill, 1970, p. 641-672,