

# EFEITO DE DELAMINAÇÕES SOBRE CURVAS J-R DO AÇO API 5L X80 PRODUZIDO POR LAMINAÇÃO CONTROLADA – Parte II : SIMULAÇÃO NUMÉRICA<sup>1</sup>

*Sebastian Cravero<sup>2</sup>  
Maurício de Carvalho Silva<sup>3</sup>  
Claudio Ruggieri<sup>4</sup>*

## **Resumo**

O objetivo deste trabalho é estudar o fenômeno das delaminações e sua influência sobre a tenacidade à fratura de um aço API 5L X80 produzido no Brasil por laminação controlada com baixa temperatura de acabamento. Foi constatada a ocorrência de delaminações durante o ensaio experimental de tenacidade à fratura para obtenção de curvas J-R do o aço API 5L X80. Tais ensaios foram conduzidos utilizando-se corpos-de-prova compactos C(T), com espessura  $B=15\text{mm}$ , largura  $W=30\text{mm}$  e relação entre o tamanho de trinca e largura,  $a/W=0,6$ . A ocorrência de delaminações durante o ensaio experimental produz uma significativa mudança nos campos de tensões e deformações gerados na zona de processo de fratura (ZPF). Desta forma foram construídos modelos de elementos finitos 3D para avaliar os efeitos das delaminações nestes campos. As delaminações formam-se na frente de trinca principal em propagação e podem alterar os resultados de curvas J-R, por exemplo, incrementando a tenacidade à fratura do corpo-de-prova em função da diminuição da restrição plástica (constraint) na ponta da trinca. As análises de elementos finitos revelaram que a uma delaminação provoca uma diminuição da espessura efetiva do espécime produzindo uma perda de restrição plástica na frente da trinca com a conseqüente alteração da curva J-R aparente.

**Palavras-chave:** Restrição plástica; Curvas J-R; Delaminações; Elementos finitos.

---

<sup>1</sup>Apresentado no 60° Congresso Anual da ABM – Internacional – Belo Horizonte, 25 a 28 de julho de 2005.

<sup>2</sup>Doutorando do Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP, [sebastian.cravero@poli.usp.br](mailto:sebastian.cravero@poli.usp.br)

<sup>3</sup>Doutorando do Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP, [carvalho.silva@poli.usp.br](mailto:carvalho.silva@poli.usp.br)

<sup>4</sup> Prof. livre docente do Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP, [claudio.ruggieri@poli.usp.br](mailto:claudio.ruggieri@poli.usp.br)

## 1 INTRODUÇÃO

Grande parte dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) de classificação API (*American Petroleum Institute*) utilizados na fabricação de tubos são produzidos pelo processo de laminação controlada, o qual propicia a obtenção de chapas grossas de alta resistência aliada a uma boa tenacidade [1]. O objetivo básico da laminação controlada é deformar os grãos de austenita, numa faixa de temperatura na qual não ocorra sua recristalização, para obtenção de tamanho de grão de ferrita na ordem de  $3\mu\text{m}$  a  $6\mu\text{m}$  [2]. A utilização da laminação controlada para fabricação dos aços ARBL tem gerado discussões relacionadas à influência das delaminações (cavidades geradas durante o processo de fratura, paralelas à direção de laminação) na tenacidade à fratura do material [3, 4-8].

Acredita-se que a ocorrência da delaminação em aços ARBL está relacionada a uma tensão perpendicular à tensão principal no modo I, que atua no fraturamento, produzindo ou a clivagem de grãos grandes, ou a fratura-decoesão de interfaces fracas na matriz metálica [6, 9]. A ocorrência de delaminação do tipo clivagem está relacionada à textura cristalográfica do material. Tal textura geralmente aparece em aços API microligados que sofreram grandes deformações plásticas durante a laminação controlada, conduzida em temperaturas abaixo da  $A_{r3}$  e se caracteriza pela orientação preferencial de determinados planos cristalográficos em relação à direção de máxima deformação, gerando anisotropia no material [6].

O objetivo deste trabalho é estudar o fenômeno das delaminações e sua influência sobre a tenacidade à fratura, em particular sobre as curvas *J-R* obtidas experimentalmente, de um aço API 5L X80 produzido no Brasil por laminação controlada com baixa temperatura de acabamento (abaixo da  $A_{r3}$ ). Estas curvas foram obtidas utilizando-se corpos-de-prova compactos C(T), com espessura  $B=15\text{mm}$ , largura  $W=30\text{mm}$  e relação entre o tamanho de trinca e largura,  $a/W=0,6$ . Para avaliar os efeitos das delaminações nos resultados das curvas *J-R*, construíram-se modelos de elementos finitos 3D para estudar os campos de tensões e deformações na frente do trinca e determinar o efeito do surgimento de delaminações na triaxialidade de tensões na frente da trinca.

## 2 INTERPRETAÇÃO MECÂNICA DA FRATURA DÚCTIL

Diversas investigações experimentais mostram que a fratura dúctil em metais é um modo de falha que incorpora a combinação de vários mecanismos simultâneos e operativos em escala microestrutural (veja discussão detalhada em Garrinson and Moody [10]). Tais mecanismos podem ser convenientemente divididos em: a) nucleação de microcavidades resultantes da fratura ou separação de inclusões; b) crescimento subsequente de microcavidades suficientemente grandes e separadas uma das outras (microcavidades pequenas e próximas coalescem formando uma cavidade maior); c) localização de deformações plásticas e d) coalescência final das microcavidades.

Observações experimentais e estudos numéricos mostram que as deformações plásticas associadas à nucleação de cavidades são pequenas causando, conseqüentemente, somente pequeno dano sobre o material nas vizinhanças da trinca. Tal característica permite simplificar o processo de falha descrito acima e assumir o crescimento de microcavidades como o evento crítico controlador da extensão dúctil do material.

Uma microcavidade é formada quando um campo suficientemente intenso de tensões é aplicado ao redor de uma inclusão. Este campo quebra a união interfacial entre a matriz metálica e a inclusão. O aumento das tensões atuantes em volta da microcavidade produz o crescimento desta e a conseqüente coalescência com microcavidades vizinhas.

Existem vários modelos para a previsão do crescimento e coalescência de microcavidades; alguns deles são baseados em teorias dos meios contínuos [11,12] e outras incorporam mecanismos de deslocamento de partículas [13, 14]. Neste estudo não se pretende modelar os mecanismos de crescimento e coalescência de microcavidades; entretanto, estes conceitos serão usados para explicar o efeito do surgimento de delaminações no processo de fraturamento dúctil.

O modelo baseado na teoria dos meios contínuos mais largamente usado foi apresentado por Argon e colaboradores [11]. Eles argumentaram que as tensões interfaciais em uma inclusão cilíndrica é aproximadamente igual à soma das tensões hidrostáticas com as tensões de Von Mises. A tensão que produz a decoesão,  $\sigma_c$ , é definida como uma combinação crítica destas duas tensões na forma

$$\sigma_c = \sigma_e + \sigma_m \quad (1)$$

onde  $\sigma_e$  é a tensão de Von Mises expressa por

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \left[ (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_2)^2 \right]^{1/2}, \quad (2)$$

e  $\sigma_m$  é a tensão hidrostática definida por

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

onde  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  e  $\sigma_3$  são as tensões principais. De acordo com Argon e colaboradores, as deformações na nucleação de microcavidades diminuem conforme a tensão hidrostática aumenta. Isto significa que a nucleação de microcavidades ocorre mais facilmente em um campo triaxial de tensões trativas.

Um parâmetro usado para avaliar o nível de triaxialidade presente na zona de processo de fratura é o parâmetro  $h$  o qual esta definido como a razão entre a tensão hidrostática e a tensão de Von Mises na forma

$$h = \frac{\sigma_m}{\sigma_e}. \quad (4)$$

Para um estudo mais detalhado do parâmetro  $h$  veja Brocks e Schmidt [15].

No caso de corpo-de-prova C(T), o nível de triaxialidade está fortemente relacionado com a espessura efetiva do espécime. Kordisch e colaboradores [16] apresentaram o efeito da espessura do espécime sobre a resistência à fratura de corpo-de-prova C(T). Eles demonstraram que a curva J-R terá (dentro de certas margens) uma inclinação maior conforme a espessura deste diminui. Como esquematizado na Figura 1, um corpo-de-prova com espessura menor terá um estado triaxial de menor intensidade e, conseqüentemente apresentará uma resistência à fratura maior. A

Figura 1 apresenta esquematicamente o efeito da espessura efetiva do espécime sobre a curva J-R.

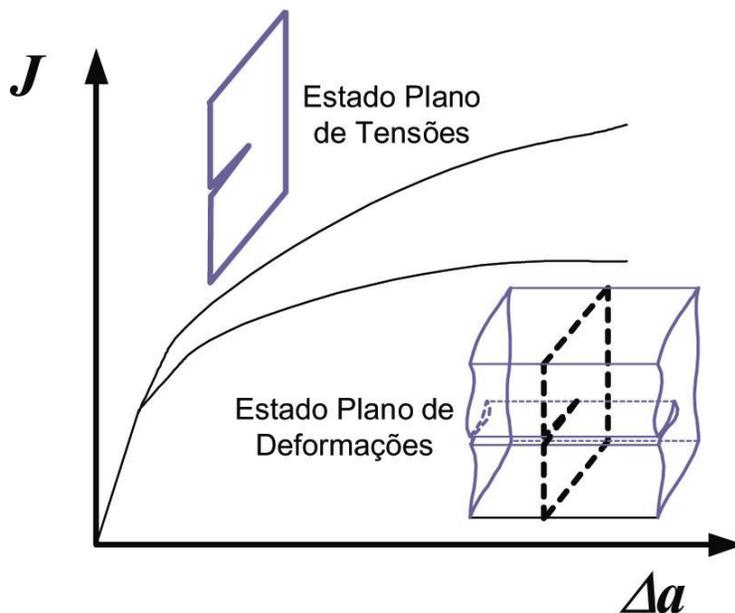
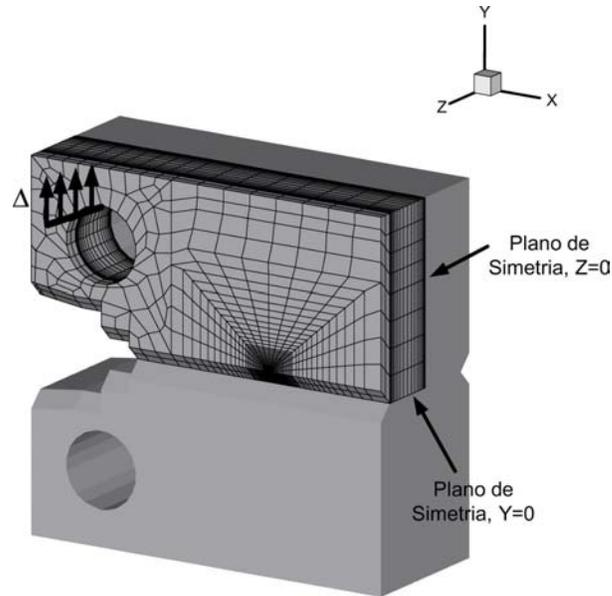


Figura 1. Efeito da espessura do corpo-de-prova sobre a curva J-R.

### 3 MODELAGEM E RESULTADOS NUMÉRICOS

O modelo numérico estudado neste trabalho para o cálculo das tensões atuantes na zona de processo de fratura, foi executado no código de elementos finitos WARP3D [17] implementado em estação Pentium Xeon Dell de alto desempenho. WARP3D foi concebido para a solução de problemas 3D utilizando massivos recursos computacionais, tais como modelagem numérica não linear (elasto-plástica) de sólidos 3D contendo trincas.

O modelo de elementos finitos 3D simulando a geometria do corpo-de-prova compacto C(T) foi construído usando o módulo de modelagem do software Patran [18]. A Figura 2 apresenta o modelo de elementos finitos utilizado nesta análise. Tal modelo foi construído para  $\frac{1}{4}$  da geometria do corpo-de-prova C(T) considerando-se as condições de simetria apresentadas pelo mesmo. Os planos de simetria correspondentes referem-se à  $Y=0$  e  $Z=0$ .

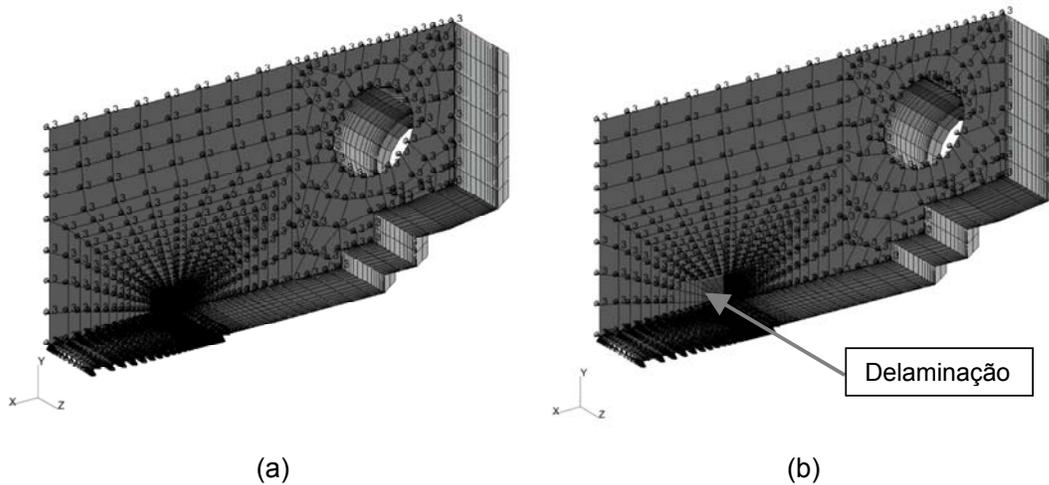


**Figura 2.** Modelo de elementos finitos do corpo-de-prova C(T) utilizado neste estudo.

Para se obter uma boa descrição dos campos de tensões e deformações na região da frente de trinca, utilizou-se uma malha muito refinada, construída por anéis focais centrados na ponta da trinca. Para simular o arredondamento inicial da ponta da trinca, adotou-se um pequeno raio ( $\rho$ ) de 0,0025 mm. Este arredondamento inicial evita problemas numéricos na computação das tensões e deformações nas vizinhanças e, ao mesmo tempo, acelera a convergência dos algoritmos de plasticidade durante o estágio inicial de arredondamento. A malha para o modelo C(T) está composta por 28.244 nós e 24.816 elementos 3D de 8 nós. O modelo de elementos finitos é carregado por imposição de deslocamento como apresentado na Figura 2.

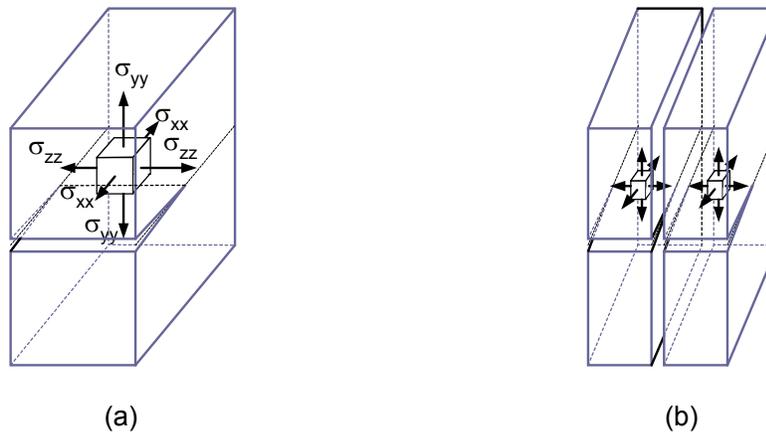
Na Parte I deste artigo [19], Silva e colaboradores apresentam a ocorrência de delaminações no ensaio de curvas J-R de um aço API 5L X80. Neste trabalho obtiveram-se curvas de resistência à fratura nas direções TL e LT. Contrariamente ao esperado, a curva J-R obtida para a direção TL apresentou uma resistência maior ao crescimento estável da trinca em relação à direção LT. Nesta mesma direção (TL) constatou-se a ocorrência de delaminações. Esta resistência maior na direção TL é atribuída à perda de triaxialidade provocada pelas delaminações.

Foi modelada uma delaminação central no modelo de elementos finitos para sustentar a hipótese que a ocorrência das delaminações produz uma perda de triaxialidade na zona de processo de fratura. A delaminação no modelo de elementos finitos foi simulada eliminando as restrições no plano  $Z=0$  em uma região aproximadamente retangular de dimensões similares às dimensões da delaminação central do corpo-de-prova apresentado na primeira parte deste artigo [19]. A Figura 3 apresenta o modelo de elementos finitos com condições de contorno para simular a existência (Figura 6(b)) ou não (Figura 6(a)) da delaminação central.



**Figura 3.** Modelo de elementos finitos com condições de contorno: (a) situação sem delaminação central; (b) presença de delaminação central.

Ao aplicar um carregamento no corpo-de-prova desenvolve-se um estado triaxial de tensões na região da frente de trinca. A ocorrência das delaminações é atribuída, então, às tensões na direção Z (atuantes sobre um plano de resistência menor). Como esquematizado na Figura 4(a), as tensões na direção Z tendem a gerar superfícies perpendiculares às mesmas devido à perda de resistência nessa direção causada pelo processo de laminação controlada, Figura 4(b).



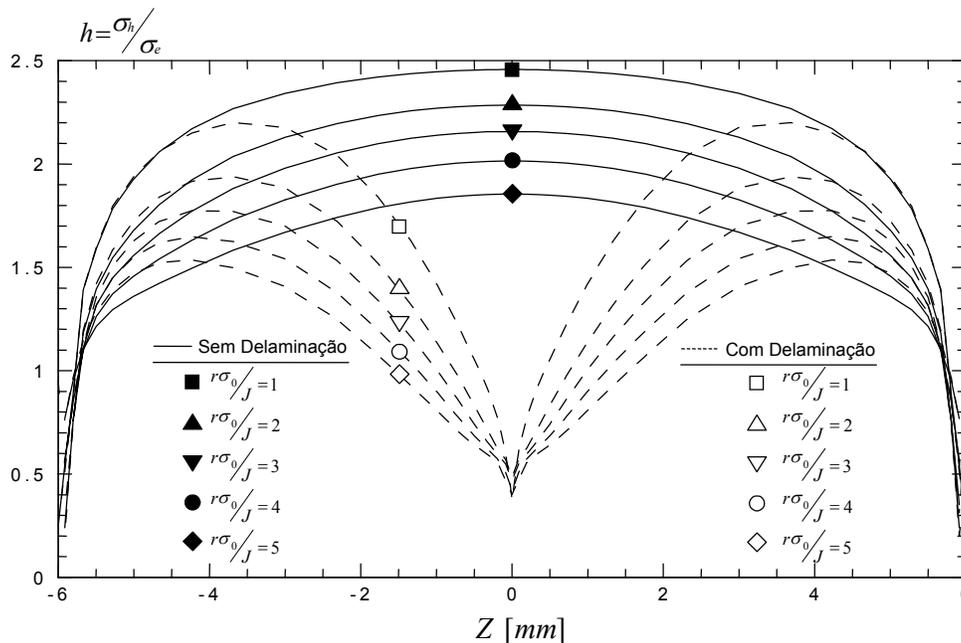
**Figura 4.** Desenho esquemático do corpo-de-prova C(T). (a) Representação de um estado triaxial de tensões. (b) Geração de superfície perpendicular à direção Z.

Para verificar a perda de restrição plástica com o surgimento de uma delaminação, foi computado o parâmetro  $h = \frac{\sigma_h}{\sigma_e}$  [15] (apresentado na seção anterior) na zona de processo de fratura e para um carregamento equivalente ao medido experimentalmente no momento em que a delaminação foi iniciada.

O parâmetro  $h$  foi computado na zona de processo de fratura. Esta zona está compreendida por uma região dada pela frente da trinca (coordenada Z) e o raio

adimensional  $\bar{r} = r\sigma_0/J$  onde  $r$  é a distância à ponta da trinca. Normalmente se consideram valores do raio adimensional entre 1 e 5 ( $1 \leq \bar{r} \leq 5$ ). A Fig. 5 apresenta a variação do parâmetro  $h$  em função da posição na frente da trinca (coordenada  $Z$ ) e para diferentes valores do raio adimensional. O parâmetro  $h$  é computado para os dois modelos (com e sem delaminação).

No caso sem delaminação (linha cheia) pode-se observar que o parâmetro  $h$  diminui a valores quase nulos nas bordas livres do espécime e o seu máximo está no centro do mesmo para todos os valores do raio adimensional  $\bar{r}$ . A situação muda quando a delaminação é introduzida no modelo (linha tracejada). Neste caso o parâmetro  $h$  diminui a valores quase nulos nas bordas do modelo e, também, diminui consideravelmente no centro do espécime (para todos os valores de  $\bar{r}$ ). Para este mesmo caso o valor do parâmetro  $h$  em nenhum ponto da espessura do espécime atinge valores iguais ou maiores aos valores máximos do modelo sem delaminação. Isto revela a considerável perda de triaxialidade causada pela delaminação central.



**Figura 5.** Variação do parâmetro de triaxialidade  $h$  na espessura do corpo-de-prova, para diferentes valores do raio adimensional  $\bar{r} = r\sigma_0/J$

A forte diminuição do parâmetro  $h$  na metade do corpo-de-prova ( $Z=0$ ) quando a delaminação é considerada, é similar à diminuição que ocorre nos lados externos do espécime. Portanto, podemos considerar que a delaminação produz novos lados livres no espécime o que é equivalente a uma diminuição da espessura efetiva do corpo-de-prova (veja Figura 4).

Como foi apresentado na seção 2, o processo de fraturamento dúctil consiste na nucleação, crescimento e coalescência de cavidades. Este processo depende fortemente do estado hidrostático de tensões na zona de processo de fratura [11]. As tensões hidrostáticas  $\sigma_m$  são diretamente proporcionais ao parâmetro  $h$  portanto,

uma diminuição neste parâmetro indica uma diminuição nas tensões hidrostáticas na zona da frente da trinca.

Observando as áreas debaixo das curvas com linha cheia (sem delaminação) e comparando com as áreas debaixo das curvas com linha tracejada (com delaminação), vemos que neste último caso as áreas são bem menores. Isto pode ser associado a uma zona microestruturalmente ativa (zona onde existe nucleação e coalescência de cavidades para a propagação estável da fratura) menor. Portanto, sendo esta zona menor, serão necessários valores maiores de carregamento (medido pela integral J) para a trinca propagar.

#### 4 CONCLUSÕES

Do presente trabalho pode-se concluir que:

- O surgimento de uma delaminação gera superfícies livres na metade da espessura do espécime o que causa uma diminuição da espessura efetiva do corpo-de-prova. Isto produz uma considerável perda de triaxialidade na zona da frente da trinca e esta perda é quantificada pelo parâmetro  $h$ .
- O surgimento de uma delaminação central diminui a zona microestruturalmente ativa o que requer maiores valores de carregamento para que a trinca propague. Isto explica o resultado de curva J-R obtido para o corpo-de-prova na direção TL na parte I deste artigo. O qual apresentou uma maior resistência à propagação dúctil de trincas se comparado à direção LT.

#### Agradecimentos

Esta investigação é patrocinada pela Fundação de Amparo à Pesquisa de Estado de São Paulo – FAPESP (Bolsa de Doutorado No. 04/07150-9).

#### REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 SILVA, C.N.P.; SILVA, P.S.C.P. *Influência das separações sobre o deslocamento da abertura na ponta da trinca (COD), de um aço microligado produzido por laminação controlada*. 42º congresso anual da ABM, out. 1987 – Salvador, Ba.
- 2 ESTADOS UNIDOS. American Society for Metals. *High-strength structural and high-strength low-alloy steels*. 10.ed. Metals handbook: Properties and selection: Irons, steels and high-performance alloys, 1990. v.1, p.389-423.
- 3 SILVA, C.N.P. – *Efeitos das separações na tenacidade de um aço microligado produzido por laminação controlada*. 1986. Dissertação apresentada à escola Politécnica da USP para obtenção do título de mestre em engenharia. São Paulo.
- 4 GUO, W.; DONG, H.; LU, M.; ZHAO, X. *The coupled effects of thickness and delamination on cracking resistance of X70 pipeline steel*. Pressure Vessels and Piping, v.79, p.403-412, 2002.
- 5 SHANMUGAM, P.; PATHAK, S.D. *Some studies on the impact behavior of banded microalloyed steel*. Engineering Fracture Mechanics, v.53, p.991-1005, 1996.
- 6 HIPPERT JR., E. *Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J- $\Delta$ a para previsão de colapso em dutos*. 2004. Tese apresentada para obtenção do título de doutor em engenharia.

Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo.

- 7 SILVA, M.C. *Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X80 e determinação experimental de curvas J-R para avaliação da tenacidade à fratura*. 2004. Dissertação apresentada para obtenção do título de mestre em engenharia. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP. São Paulo.
- 8 CHAWLA, K.K. *The phenomenon of separations in microalloyed control-rolled pipeline steels*. In: Proceedings of the International Congress on Fracture - Fracture Prevention in Energy and Transport Systems. Rio de Janeiro, 1983. p.101-108.
- 9 THOULOW, C.; PAAUW, A. J.; GUNLEIKSRUD, A.; TROSET, J. *Fracture mechanical properties in controlled rolled CMn thermomechanically treated steels with splittings*. In: Engineering Fracture Mechanics, v.24, p.263-276, 1986.
- 10 Garrison, W. M, Jr. and Moody, N. R., *Ductile Fracture*, Journal of the Physics and Chemistry of Solids, Vol. 48, pp. 1035-1074, 1987.
- 11 Argon, A.S., Im, J., Safoglu, R., *Cavity Formation from Inclusions in Ductile Fracture*. Metallurgical Transactions, Vol. 6A, 1975, pp. 825-837.
- 12 Beremin, F. M., *Cavity Formation from Inclusions in ductile Fracture of A 508 Steel*. Metallurgical Transactions, Vol. 12A, 1981, pp. 723-731
- 13 Brown, L.M., and Stobbs, W. M., *The Work-Hardening of Copper-Silica v. Equilibrium Plastic Relaxation by Secondary Dislocations*. Philosophical Magazine, 1976, vol. 34, pp. 351-372.
- 14 Goods, S. H. and Brown, L. M., *The Nucleation of Cavities by Plastic Deformation*. Acta Metallurgica, Vol. 27, 1979, pp. 1-15.
- 15 Brocks, W., and Schmidt, W., *Quantitative Assessment of the role of Crack Tip Constraint on Ductile Tearing*, Constraint Effects in fracture, ASTM STP 1171, E. M. Hackett, K. H. Schwalbe, and R. H. Dodds, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 41-63, 1993.
- 16 Kordisch, H., Sommer, E., and Schmitt, W., *The Influence of Triaxiality on stable Crack Growth*. Nuclear Engineering and design, Vol. 112, pp. 27-35, 1989.
- 17 Koppenhoefer, K., Gullerud, A., Ruggieri, C., Dodds, R. and Healy, B., 1994, "WARP3D: Dynamic Non-linear Analysis of Solids Using Preconditioned Conjugated Gradient Software Architecture.", Structural Research Series (SRS) 596, UILU-ENG-94-2017, University of Illinois at Urbana Champaign.
- 18 MSC Patran Reference Manual, <http://mscsoftware.com>.
- 19 Silva, M. C., Cravero S., Magnabosco, R., Ruggieri, C., *Efeito de delaminações sobre curvas J-R do aço API 5L X80 produzido por laminação controlada – Parte I: Investigação Experimental*, 60º congresso anual da ABM, 2005

# EFFECT OF DELAMINATION ON J-R CURVES OF API 5L X80 STEEL CONTROLLED ROLLED PIPELINE STEEL – PART II : NUMERICAL SIMULATION<sup>1</sup>.

Sebastian Cravero<sup>2</sup>  
Maurício de Carvalho Silva<sup>3</sup>  
Claudio Ruggieri<sup>4</sup>

## Abstract

The objective of this work is to study the phenomenon of separations and its influence on fracture toughness of an API 5L X80 steel. The occurrence of separation was verified during the J-R curve testing for the X80 steel. The tests were conducted using compact test specimens C(T), with thickness  $B=15\text{mm}$ , width  $W=30\text{mm}$  and notch depth to specimen width ratio  $a/W=0.6$ . The phenomenon of separation causes significative changes on the stress and strain fields in the fracture process zone (FPZ). Therefore, 3D finite elements models were constructed to evaluate the separations effects. The separations occur during the crack propagation and change the measured J-R curves. As an example, the separation increases the fracture toughness as result of the loss of constraint. The finite elements analyses actually verified a decrease in the effective specimen thickness, which produced a loss of constraint (triaxiality) thereby altering the J-R curves.

**Key-words:** Plastic constraint; J-R curves; Delamination; Finite elements.

---

<sup>1</sup> Paper presented at 60<sup>th</sup> Annual International Congress of ABM – São Paulo, July 25<sup>th</sup> to 28<sup>nd</sup>, 2005.

<sup>2</sup> Graduate Student, Department of Naval Architecture and Ocean Engineering, University of São Paulo, [sebastian.cravero@poli.usp.br](mailto:sebastian.cravero@poli.usp.br)

<sup>3</sup> Graduate Student, Department of Naval Architecture and Ocean Engineering, University of São Paulo, [carvalho.silva@poli.usp.br](mailto:carvalho.silva@poli.usp.br)

<sup>4</sup> Associate Professor, Department of Naval Architecture and Ocean Engineering, University of São Paulo, [claudio.ruggieri@poli.usp.br](mailto:claudio.ruggieri@poli.usp.br)