

PREVISÃO DA TEMPERATURA DE REFERÊNCIA T_0 E ANÁLISE DA CURVA MESTRA EM AÇOS FERRÍTICOS: UMA ABORDAGEM MICROMECAÂNICA¹

*Claudio Ruggieri²
Rafael Guimarães Savioli³*

Resumo

Este trabalho apresenta uma investigação micromecânica e experimental sobre a aplicabilidade de corpos de prova Charpy pré-trincados (PCVN) para determinação da temperatura de referência, T_0 , em aços ferríticos para vasos de pressão. O objetivo central é avaliar a eficácia do modelo micromecânico da Tensão de Weibull para corrigir efeitos geométricos e de triaxialidade de tensões sobre valores de tenacidade J_c obtidos por intermédio de corpos de prova PCVN para determinação da T_0 baseada na metodologia da curva mestra (ASTM E1921). Ensaio de tenacidade para um aço ASTM A285 Gr C utilizado em vasos de pressão fornecem os valores de tenacidade à fratura (J_c) necessários à estimativa da T_0 . Para o material testado, a metodologia micromecânica da Tensão de Weibull produz estimativas da temperatura de referência, T_0 , derivadas de corpos de prova de pequenas dimensões em excelente concordância com estimativas correspondentes obtidas por intermédio de ensaios de corpos de prova de dimensões muito maiores.

Palavras-chave: Fratura frágil; Efeitos geométricos; Tensão de Weibull; Curva mestra; Corpos-de-prova PCVN.

REFERENCE TEMPERATURE (T_0) PREDICTIONS AND MASTER CURVE ANALYSES OF FERRITIC STEELS: A MICROMECHANICS APPROACH

Abstract

This work presents a micromechanics and experimental investigation into the applicability of precracked Charpy specimens to determine the T_0 reference temperature for pressure vessel steels. A central objective is to evaluate the effectiveness of the Weibull stress model to correct effects of constraint loss in PCVN specimens which serves to determine the indexing temperature T_0 based on the master curve methodology (ASTM E1921). Fracture toughness testing conducted on an A285 Grade C pressure vessel steel provides the cleavage fracture toughness data needed to estimate T_0 . For the tested material, the Weibull stress methodology yields estimates for the reference temperature from small fracture specimens which are in very good agreement with the corresponding estimates derived from testing of much larger crack configurations.

Key words: Cleavage fracture; Constraint effects; Weibull stress; Master curve; PCVN specimen.

¹ Contribuição técnica ao 68º Congresso Anual da ABM - Internacional, 30 de julho a 2 de agosto de 2013, Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Engenheiro naval. Ph.D., Professor Titular, Núcleo Avançado em Mecânica da Fratura e Integridade Estrutural (NAMEF, PNV, EPUSP), Universidade de São Paulo, SP, Brasil; claudio.ruggieri@poli.usp.br.

³ Engenheiro mecânico. Mestre em Engenharia, Doutorando da Escola Politécnica (PNV-EPUSP), Universidade de São Paulo, SP, Brasil; rsavioli@usp.br.

1 INTRODUÇÃO

Corpos de prova (CPs) padronizados contendo trincas profundas ($a/W \geq 0.5$), particularmente configurações C(T) – *compact tension* – ou flexão 3 pontos SE(B) – *single edge notch bend*, são comumente utilizados em ensaios de tenacidade à fratura de aços estruturais na região de transição frágil-dúctil (TFD) do material. A principal motivação para o uso de CPs com trincas profundas é garantir condições de escoamento limitado (usualmente conhecidas como condições SSY – *small scale yielding*) na região da trinca associadas a elevados níveis de triaxialidade de tensões e plasticidade limitada. Sob tais condições, os parâmetros de tenacidade à fratura frágil (tais como a Integral J para fratura frágil, J_c , ou o fator de intensidade de tensões elasto-plástico, K_{Jc}) são efetivos para caracterizar a falha controlada por tensões locais associada a mecanismos de clivagem transgranular.

Procedimentos correntes de avaliação da integridade estrutural em vasos de pressão de reatores nucleares (RPVs) objetivam a utilização de CPs de pequenas dimensões para facilitar as medições experimentais de tenacidade à fratura. Em particular, ensaios de flexão 3 pontos de CPs Charpy pré-trincados (PCVN) tornam-se necessários quando há severas limitações de material disponível para testes como, por exemplo, em estudos de fragilização por irradiação nuclear conduzidos em programas de inspeção em RPVs. Entretanto, a capacidade de medição da tenacidade antes da extensão generalizada de plasticidade na região da trinca é severamente comprometida em aços estruturais, incluindo aços para vasos de pressão, de resistência mecânica baixa a moderada. A redução dos níveis de triaxialidade de tensões na região da trinca em relação aos níveis SSY produz um aumento *aparente* acentuado dos valores de tenacidade à fratura (J_c , K_{Jc}). Adicionalmente, a fratura frágil por mecanismo de clivagem é um fenômeno localizado e fortemente dependente das características microestruturais do material. Em especial, a natureza aleatória (randômica) e não homogênea destas características microestruturais causa uma grande dispersão (estatística) dos valores experimentais de tenacidade. Os efeitos acoplados e, ao mesmo tempo, sinérgicos de redução de triaxialidade de tensões e da inerente dispersão estatística sobre os valores de tenacidade à fratura na região TFD do material complicam sobremaneira o desenvolvimento de metodologias para avaliação do comportamento à fratura baseado em CPs de pequenas dimensões.

Motivado por estas observações, este estudo explora a aplicação de um modelo micromecânico e probabilístico para determinação da temperatura de referência, T_0 , em aços ferríticos para vasos de pressão utilizando corpos de prova Charpy pré-trincados (PCVN). O objetivo central é avaliar a eficácia do modelo micromecânico da Tensão de Weibull para corrigir efeitos geométricos e de triaxialidade de tensões sobre valores de tenacidade J_c obtidos por intermédio de corpos de prova PCVN para determinação de T_0 baseada na metodologia da curva mestra (ASTM E1921). Ensaios de tenacidade para um aço ASTM A285 Gr C utilizado na fabricação de vasos de pressão fornecem os valores de tenacidade à fratura (J_c) necessários à estimativa de T_0 . Para o material testado, a metodologia micromecânica da Tensão de Weibull produz estimativas da temperatura de referência, T_0 , derivadas de corpos de prova de pequenas dimensões em excelente concordância com estimativas correspondentes obtidas por intermédio de ensaios de corpos de prova de dimensões muito maiores.

2 MODELO MICROMECAÂNICO DA TENSÃO DE WEIBULL

2.1 Descrição Probabilística da Tensão de Fratura por Clivagem

Trabalhos fundamentais sobre a fratura por clivagem em aços ferríticos⁽¹⁻³⁾ demonstram que a fratura de zonas frágeis em contorno de grão submetidas a deformações plástica não homogêneas e a subsequente extensão das microtrincas formadas sobre o material adjacente governam a falha. A natureza aleatória (randômica) deste micromecanismo de fratura causa grande dispersão dos valores experimentais de tenacidade em aços estruturais ferríticos testados na região de transição frágil-dúctil complicando, portanto, avaliações quantitativas do comportamento à fratura em termos de valores representativos de J_c (ou, equivalentemente, K_{Jc}). Utilizando a Teoria do Elo Fraco aplicada à fratura de materiais,⁽⁴⁾ é possível caracterizar de forma conveniente a distribuição de valores de tenacidade em termos de uma função (contínua) de probabilidade expressa por

$$F(J_c) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{J_c - J_{th}}{J_0 - J_{th}} \right)^\alpha \right] \quad (1)$$

a qual representa uma distribuição tripamétrica de Weibull com parâmetros (α, J_0, J_{th}) .⁽⁵⁾ Na expressão acima, α é o módulo de Weibull (parâmetro de forma), J_0 define a tenacidade característica (parâmetro de escala) e J_{th} denota a tenacidade à fratura limiar. Frequentemente, o parâmetro limiar é assumido igual a zero e, desta forma, a função de Weibull definida pela Equação 1 assume a sua forma convencional bipamétrica. A distribuição limite acima é igualmente válida para outros parâmetros de fratura, como K_{Jc} ou δ (CTOD). Sob condições SSY, a dispersão de valores críticos de tenacidade é caracterizada por $\alpha = 2$ para distribuição de J_c ou CTOD, e $\alpha = 4$ para distribuição de K_{Jc} .⁽⁶⁾

A expressão (1) anterior pode ser estendida a um sólido ou componente estrutural contendo um defeito ou trinca macroscópica submetido a um carregamento arbitrário ilustrado esquematicamente na Figura 1. Abordagens micromecânicas para descrição da clivagem transgranular baseadas em critérios locais utilizam uma metodologia probabilística a qual acopla as características microestruturais do processo de fratura com a natureza não homogênea do campo de tensões à frente da trinca. Em particular, a adoção da Teoria do Elo Fraco⁽⁴⁾ permite considerar a fratura *global* do componente controlada pela distribuição da maior microtrinca (de Griffith) precursora da clivagem presente na zona de processo de fratura (ZPF) à frente da trinca macroscópica. Esta abordagem permite derivar a distribuição limite da tensão de fratura (local) sólido ou componente estrutural contendo um defeito ou trinca macroscópica em função do carregamento global (representada aqui pela Integral J) em termos de uma distribuição bipamétrica de Weibull⁽⁷⁻⁹⁾ na forma:

$$P(\sigma_w) = 1 - \exp \left[- \frac{1}{\Omega_0} \int_{\Omega} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_u} \right)^m d\Omega \right] = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u} \right)^m \right], \quad \sigma_1 \geq 0 \quad (2)$$

Onde Ω define o volume da ZPF à frente da trinca, Ω_0 representa um volume (unitário) de referência e σ_1 é a tensão máxima principal atuante em pontos

materiais no interior da ZPF. Dentro desta metodologia, a ZPF é definida pela região delimitada por $\sigma_1 \geq \lambda \sigma_{ys}$, onde $\lambda \approx 2 \sim 2.5$ e σ_{ys} representa o limite de escoamento do material. Os parâmetros m e σ_u evidentes na Equação 2 são o módulo de Weibull e o parâmetro de escala da distribuição de Weibull. Adicionalmente, a integral da tensão presente na Eq. (2) define a *Tensão de Weibull*, um termo introduzido pelo grupo Beremin,⁽⁷⁾ na forma:

$$\sigma_w = \left[\frac{1}{\Omega_0} \int_{\Omega} \sigma_1^m d\Omega \right]^{1/m}, \quad \sigma_1 \geq 0. \quad (3)$$

Uma característica central desta metodologia envolve a interpretação de σ_w como uma *força motriz probabilística* controladora da propagação instável da trinca.⁽⁸⁻⁹⁾

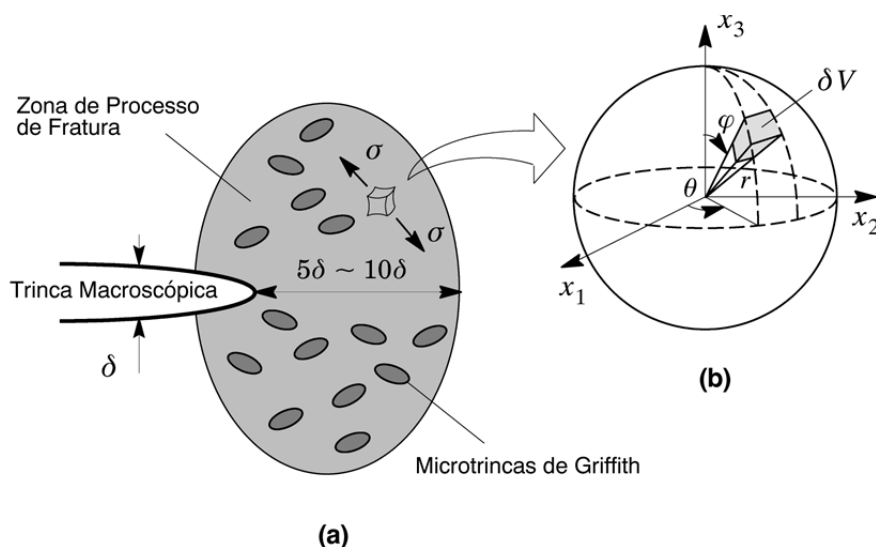


Figura 1. (a) Zona de processo de fratura à frente de uma trinca macroscópica contendo microtrincas (de Griffith) aleatoriamente distribuídas; (b) Volume unitário à frente da trinca submetido a carregamento arbitrário.

2.2 Efeitos de Deformação Plástica sobre a Fratura por Clivagem

A abordagem micromecânica anterior pode ser estendida para incluir o forte efeito das deformações plásticas na região à frente da trinca sobre o processo de formação de microtrincas precursoras da clivagem alterando, portanto, a distribuição de microdefeitos associada ao critério local de fratura. A partir de observações experimentais sobre a influência de deformações plásticas sobre o mecanismo de formação de microtrincas precursoras da clivagem em aços ferríticos sob diferentes temperaturas,⁽¹⁰⁻¹²⁾ uma forma generalizada da Tensão de Weibull pode ser definida na forma

$$\sigma_w = \left[\frac{1}{\Omega_0} \int_{\Omega} \varepsilon_p^\gamma \sigma_1^m d\Omega \right]^{1/m}, \quad \sigma_1 \geq 0. \quad (4)$$

Na expressão acima, $\varepsilon_p = f(J)$ é a deformação plástica efetiva (*von Mises*) na região da trinca, e γ representa um parâmetro que define a contribuição da deformação plástica sobre a probabilidade de fratura; por exemplo, adotando o valor $\gamma = 0$ recupera a descrição convencional para a distribuição de probabilidade de

fratura expressa pela Equação 3. O termo de correção plástica acima simplesmente reflete o aumento da probabilidade de fratura por clivagem resultante do crescimento da densidade de microtrincas devido ao aumento dos níveis de deformação plástica no interior da ZPF (sob níveis crescentes da Integral J). Ruggieri⁽⁹⁾ fornece detalhes adicionais do caráter da definição anterior para a forma generalizada da Tensão de Weibull.

Trabalho anterior do grupo Beremin⁽⁷⁾ também reconheceu os efeitos potencialmente severos da deformação plástica sobre a fratura por clivagem. Baseado em análises experimentais da deformação de fratura em CPs cilíndricos com entalhe circular de um aço ASTM A508, Beremin propôs uma forma modificada da Tensão de Weibull definida pela Equação 3 como:

$$\sigma_w = \left[\frac{1}{\Omega_0} \int_{\Omega} \exp\left(-\frac{m\varepsilon_p}{2}\right) \sigma_1^m d\Omega \right]^{1/m}, \quad \sigma_1 \geq 0 \quad (5)$$

A qual indica que σ_w aumenta aproximadamente com $\exp(\varepsilon_p/2)$.

3 A METODOLOGIA DA CURVA MESTRA (ASTM E-1921)

Wallin⁽¹³⁾ desenvolveu um procedimento relativamente simples para caracterizar o comportamento à fratura de aços estruturais ferríticos, incluindo aços para vasos de pressão, sobre a região de transição frágil-dútil e largamente conhecido como a *metodologia da curva mestra*; este método fundamenta-se sobre o conceito de uma curva normalizada descritora da variação da tenacidade à fratura, K_{Jc} , em função da temperatura. A base do procedimento é a adoção de uma distribuição de Weibull triparmétrica para descrever a distribuição probabilística de valores de tenacidade (a qual deriva da Teoria do Elo Fraco)⁽⁴⁾ na forma:

$$F(K_{Jc}) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{K_{Jc} - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}}\right)^{\alpha}\right] \quad (6)$$

Onde o módulo de Weibull, α , assume o valor fixo igual a 4, K_0 é a tenacidade característica e $K_{\min}$ é a tenacidade limiar.

Utilizando agora o método de máxima verossimilhança⁽⁵⁾ para estimativa paramétrica, a tenacidade característica, K_0 , correspondente à probabilidade acumulada de 63,2%, é obtida por:

$$K_0 = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(K_{Jc(i)} - 20)^4}{(r - 0.3068)} \right]^{1/4} + 20 \quad \text{MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (7)$$

Onde N denota o número total de CPs testados, r representa o número de testes válidos (dados estatisticamente não censurados)⁽⁵⁾ e $K_{\min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Consequentemente, a tenacidade média na temperatura de teste resulta simplesmente:

$$K_{Jc(\text{med})} = 0.9124(K_0 - 20) + 20 \quad \text{MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (8)$$

A curva mestra da tenacidade média, $K_{Jc(med)}$, para CPs de dimensão 1-T (espessura $B = 25,4$ mm) sobre a região TFD do material tem a forma final:

$$K_{Jc(med)} = 20 + 70 \exp[0.019(T - T_0)] \quad ^\circ\text{C}, \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (9)$$

Onde T é a temperatura de teste e T_0 é a temperatura de referência do material. A expressão acima definindo a dependência de $K_{Jc(med)}$ com a temperatura é aplicável sobre praticamente toda a região intermediária e do patamar inferior da região TFD sob a condição de propagação subcrítica inexistente ou suficientemente pequena ($\Delta a \leq 0,2 \sim 0,5$ mm). A norma ASTM E1921⁽¹⁴⁾ fornece os procedimentos essenciais para condução dos ensaios de tenacidade e determinação da temperatura de referência, T_0 , incluindo a construção de intervalos de confiança estatísticos.

4 CARACTERIZAÇÃO DO COMPORTAMENTO À FRATURA DO AÇO A285 Gr C

4.1 Propriedades Mecânicas e Valores Críticos de Tenacidade

Uma série de ensaios de tenacidade foi conduzida sobre CPs de fratura sob flexão 3 pontos extraídos na direção T-L de um aço C-Mn tipicamente utilizado em vasos de pressão. Os ensaios de mecânica da fratura incluem: 1) CPs convencionais SE(B) com $a/W = 0,2$ e $0,5$, $B = 25,4$ mm, $W = 50,8$ mm, $S = 4W$; e 2) CPs Charpy pré-trincados (PCVN) com $a/W = 0,5$, $B = 10$ mm, $W = 10$ mm e $S = 4W$. A Figura 2 mostra a geometria e as dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tenacidade. Os testes destas configurações foram realizados a $T = -80^\circ\text{C}$ para os CPs SE(B) com trinca profunda ($a/W = 0,5$) e os CPs PCVN, e a $T = -60^\circ\text{C}$ para os CPs SE(B) com trinca rasa ($a/W = 0,2$); estas temperaturas correspondem à região do patamar inferior da curva de TFD para o material testado. A Figura 3a mostra as propriedades de impacto na orientação T-L para o aço ASTM A285 Gr C utilizado em termos de energia absorvida vs. temperatura.

O aço ASTM A285 Gr C utilizado neste estudo possui tensão de escoamento, $\sigma_{ys} = 230$ MPa à temperatura ambiente (20°C) e elevadas propriedades de encruamento ($\sigma_{uts}/\sigma_{ys} \approx 2.36$ onde σ_{uts} é o limite de resistência). Uma vez que os ensaios de tenacidade foram conduzidos na região TFD (veja detalhes adicionais a seguir), ensaios de tração adicionais foram realizados em diferentes temperaturas subzero resultando em $\sigma_{ys} = 314$ MPa e $\sigma_{uts} = 628$ MPa a $T = -60^\circ\text{C}$, e $\sigma_{ys} = 379$ MPa e $\sigma_{uts} = 644$ MPa a $T = -80^\circ\text{C}$. A Fig. 3(b) apresenta o comportamento (de engenharia) tensão-deformação à temperatura ambiente. Savioli e Ruggieri⁽¹⁵⁾ fornecem detalhes adicionais das propriedades mecânicas do material utilizado.

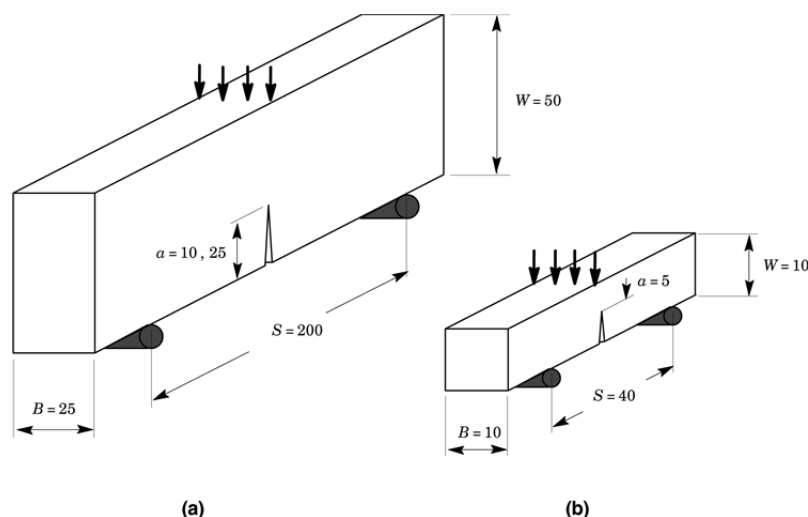


Figura 2. Geometria dos corpos de prova SE(B) e PCVN utilizados.

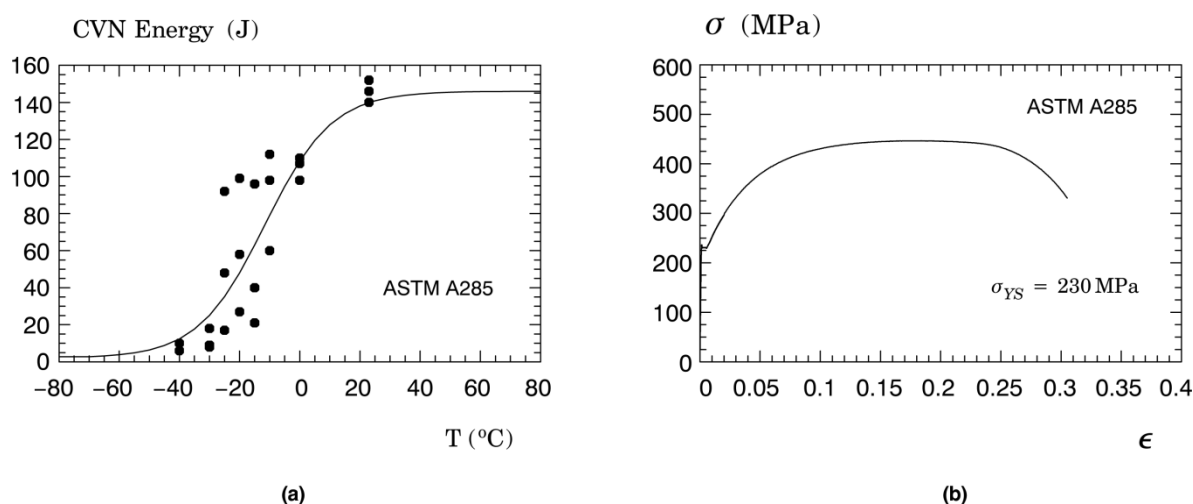


Figura 3. Propriedades mecânicas do aço A285 Gr C testado: (a) Propriedades de impacto Charpy (direção T-L); (b) Resposta tensão-deformação de engenharia à temperature ambiente.

A Figura 4 fornece um diagrama de Weibull para os valores experimentais de tenacidade, J_c , para ambas as temperaturas de teste. Estes valores de J_c são derivados da área plástica sob a curva experimental de carga (P) vs. abertura da boca da trinca (CMOD) utilizando novos fatores η para CPs SE(B) desenvolvidos por Ruggieri.⁽¹⁶⁾ Os símbolos sólidos nos gráficos representam os valores experimentais de tenacidade para cada configuração geométrica. A probabilidade acumulada, $F(J_c)$, é obtida ordenando-se os valores de J_c e usando $F(J_c^k) = (k - 0.4)/(N + 0.4)$, onde k define a posição ordenada (k -ésimo valor ordenado de J_c) e N é o número total de valores experimentais de tenacidade.^(5,14) As curvas mostradas nos gráficos representam a distribuição biparamétrica de Weibull, definida pela Equação 1, obtida por uma análise de máxima verossimilhança⁽⁵⁾ dos valores experimentais com $\alpha = 2$. Aqui, os estimadores de máxima verossimilhança dos parâmetros de Weibull, $(\hat{\alpha}, \hat{J}_0)$, resultam $(2.0, 72.6 \text{ kJ/m}^2)$ para os CPs SE(B) com $a/W = 0.5$, $(2.0, 215.2 \text{ kJ/m}^2)$ para os CPs

SE(B) com $a/W = 0.2$ e $(2.0, 217.8 \text{ kJ/m}^2)$ para a configuração PCVN. Em particular, a distribuição probabilística de valores de tenacidade, J_c , para os CPs SE(B) com trinca profunda ($a/W = 0.5$) apresenta excelente concordância com a distribuição teórica de Weibull com $\alpha = 2$.

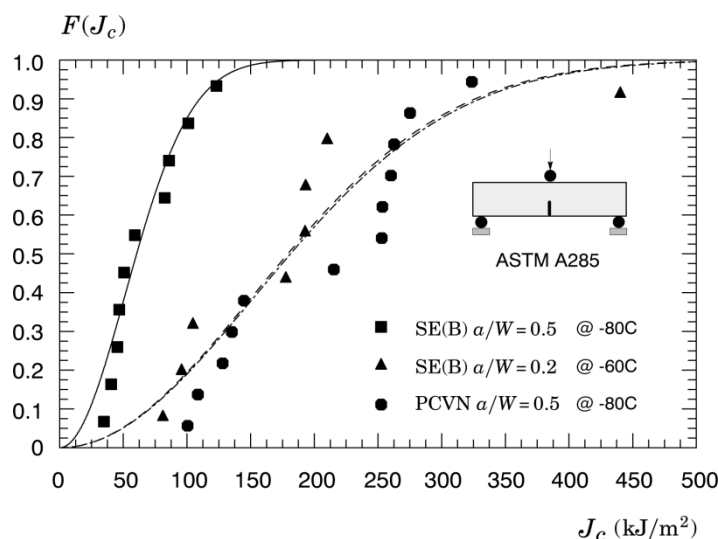


Figura 4. Distribuição biparamétrica de Weibull para os valores experimentais de J_c .

4.2 Determinação da Temperatura de Referência T_0

A análise da curva mestra seguiu os procedimentos prescritos na ASTM 1921⁽¹⁴⁾ brevemente descritos na Seção 3. A temperatura de referência, T_0 , para o aço A285 Gr C foi estimada utilizando-se a distribuição de tenacidade para os valores de J_c correspondentes aos ensaios dos CPs SE(B) com trinca profunda ($a/W = 0.5$) a $T = -80^\circ\text{C}$ convertidos em valores de K_{Jc} por meio da relação $K_{Jc} = \sqrt{EJ_c/(1-\nu^2)}$. Para o material testado, a temperatura de referência resultou no valor $T_0 = -93.5^\circ\text{C}$.

4.3 Calibração do Módulo de Weibull, m

O esquema de calibração paramétrica descrito em Ruggieri⁽⁵⁾ e Gao et al.⁽¹⁷⁾ é utilizado para determinação do parâmetro m do modelo da Tensão de Weibull. A calibração experimental do módulo de Weibull, m , para o aço ASTM A285 testado requer a análise de tensões não linear sobre modelos refinados 3-D dos CPs SE(B) e PCVN descritos na Seção 4.1 por intermédio do método dos elementos finitos. As análises numéricas não lineares são conduzidas utilizando-se o programa de elementos finitos WARP3D⁽¹⁸⁾ com propriedades constitutivas elasto-plásticas à temperatura de ensaio para cada configuração geométrica. Savioli e Ruggieri⁽¹⁵⁾ fornecem detalhes adicionais dos procedimentos computacionais e modelos numéricos usados.

O módulo de Weibull, m , foi calibrado a partir das distribuições de tenacidade para os CPs SE(B) com trinca rasa e profunda utilizando o programa WSTRESS.⁽¹⁹⁾ Uma vez que estes CPs não foram ensaiados à mesma temperatura, a presente

metodologia adota um procedimento simples para obtenção de valores de tenacidade à mesma temperatura no qual os valores de J_c para os CPs SE(B) com $a/W = 0,5$ a $T = -80^\circ\text{C}$ são corrigidos para valores correspondentes de J_c a $T = -60^\circ\text{C}$ usando o ajuste da curva mestra obtido previamente na Seção 4.2. As tenacidades características a $T = -60^\circ\text{C}$ para os CPs SE(B) são portanto: $J_0 = 116,5 \text{ kJ/m}^2$ ($a/W = 0,5$) e $215,2 \text{ kJ/m}^2$ ($a/W = 0,2$). Com os valores de tenacidade para os CPs SE(B) com trinca rasa e profunda à mesma temperatura ($T = -60^\circ\text{C}$) e usando curvas σ_w vs. J construídas a partir de análises 3-D de elementos finitos para ambas as configurações, o procedimento de calibração busca determinar o valor do parâmetro m que produz a melhor correção de tenacidade definida por $J_0^{SE(B)_{a/W=0.5}} \rightarrow J_0^{SE(B)_{a/W=0.2}}$. A Tabela 1 fornece os valores calibrados do módulo da Tensão de Weibull, m , baseado em diferentes definições de σ_w : 1) $\gamma = 0$ (sem correção); 2) $\gamma = 1$ (correção linear); e 3) correção de Beremin.

Tabela 1. Valores calibrados do módulo de Weibull, m , para diferentes formas de σ_w

Forma da Tensão de Weibull	m
Modelo de Beremin ($\gamma = 0$ sem correção por deformação plástica)	10.4
Tensão de Weibull Generalizada com $\gamma = 1$ (correção linear)	28.5
Modelo Modificado de Beremin	29.0

4.4 Previsão do Comportamento à Fratura Utilizando a Tensão de Weibull

O procedimento adotado para prever os efeitos geométricos associados à perda de traixialidade de tensões sobre os valores de tenacidade à fratura segue o modelo de transferabilidade proposto por Ruggieri and Dodds (RD).⁽⁸⁾ Baseado em considerações micromecânicas, o modelo RD postula a ocorrência da fratura por clivagem em diferentes CPs sob um valor fixo da Tensão de Weibull mesmo que os seus valores críticos de tenacidade, J_c , exibam diferenças significativas. Neste estudo, a previsão da distribuição de J_c para os CPs SE(B) com $a/W = 0,5$ é realizada utilizando-se a distribuição de J_c para a configuração PCVN.

As Figuras 5^a e 5^b mostra a evolução de σ_w com níveis crescentes de carregamento, como caracterizado pela Integral J , para os CPs SE(B) com trinca profunda ($a/W = 0,5$) e a configuração PCVN usando os valores do parâmetro m calibrados anteriormente (Tabela 1). O foco aqui é a evolução de σ_w vs. J para duas formas de Tensão de Weibull: 1) $\gamma = 0$ (sem correção); e 2) modelo modificado de Beremin. Em cada gráfico, a correção $J_0^{PCVN_{a/W=0.5}} \rightarrow J_0^{SE(B)_{a/W=0.5}}$ define o valor *previsto* (ou *estimado*) da tenacidade característica J_0 para o CP SE(B) com trinca profunda à temperatura $T = -80^\circ\text{C}$ permitindo, portanto, determinar a temperatura

de referência, T_0 , para o aço testado. A Tabela 2 sintetiza os valores *previstos* da tenacidade característica, J_0 , e as estimativas da temperatura de referência, T_0 , para as diferentes formas de σ_w adotadas neste estudo.

Tabela 2. Estimativas de J_0 e T_0 obtidas por meio de diferentes formas para a Tensão de Weibull

Forma da Tensão de Weibull	J_0 (kJ/m ²)	T_0 (°C)
Modelo de Beremin ($\gamma = 0$ sem correção por deformação plástica)	54.1	-82.0
Tensão de Weibull Generalizada com $\gamma = 1$ (correção linear)	100.8	-103.6
Modelo Modificado de Beremin	74.1	-93.2

A sensibilidade das previsões de J_0 sobre diferentes formulações de σ_w é evidente nestes resultados. Mais importante ainda, estas diferentes formulações afetam fortemente as estimativas de T_0 . A definição convencional de σ_w (a qual é essencialmente o modelo de Beremin) descrita previamente pela Equação 3 fornece uma estimativa conservadora de T_0 . Em contraste, a adoção da correção linear com $\gamma = 1$ superestima o valor de J_0 para o CP SE(B) com trinca profunda e, consequentemente, a temperatura de referência. Entretanto, a adoção do modelo modificado de Beremin resulta em estimativas de T_0 em excelente concordância com a estimativa correspondente derivada da análise da curva mestra baseada em valores de tenacidade para o CP SE(B) 1-T com trinca profunda ($a/W = 0,5$).

5 CONCLUSÕES

Este estudo descreve uma metodologia micromecânica e probabilística baseada na Tensão de Weibull para predição dos efeitos geométricos e de triaxialidade de tensões sobre a fratura frágil (clivagem transgranular) na região TFD de aços ferríticos. O objetivo central é a determinação da temperatura de referência, T_0 , baseada na metodologia da curva mestra (ASTM E1921) utilizando corpos de prova Charpy pré-trincados PCVN. Uma característica adicional da abordagem proposta também inclui o efeito da deformação plástica na região da trinca sobre o mecanismo de clivagem transgranular o qual impacta diretamente a magnitude da Tensão de Weibull e, consequentemente, as curvas de correção de tenacidade. As análises exploratórias conduzidas neste trabalho demonstram a eficácia do modelo micromecânico baseado sobre a Tensão de Weibull em produzir estimativas da temperatura de referência, T_0 , derivadas de corpos de prova de pequenas dimensões em excelente concordância com estimativas correspondentes obtidas por intermédio de ensaios de corpos de prova de dimensões muito maiores.

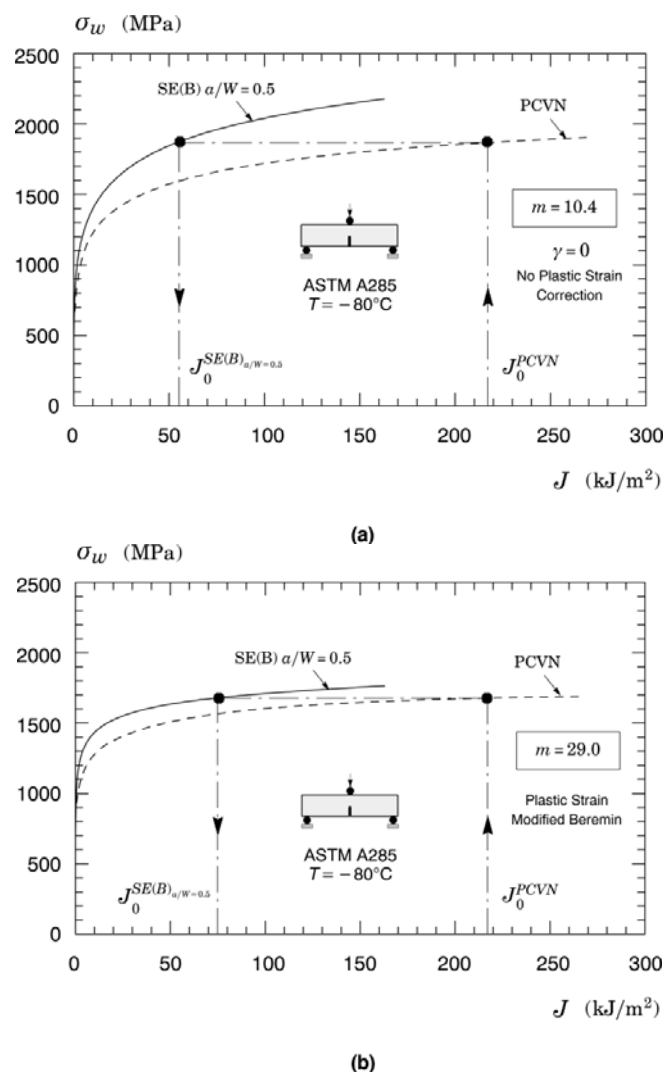


Figura 4. Trajetórias de σ_w vs. J para os CPs SE(B) com trinca profunda e PCVN: (a) Modelo de Beremin convencional; e (b) Modelo de Beremin modificado.

Agradecimentos

Esta investigação é suportada pela FAPESP - Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (Processo 2012/13053-2) e pelo CNPq - Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico Tecnológico (Processo 473975/2012-2).

REFERÊNCIAS

- 1 Averbach, B. L., 1965, "Micro and Macro Formation", *International Journal of Fracture Mechanics*, Vol. 1, pp. 272-290.
- 2 Tetelman, A. S. and McEvily, A. J., 1967, "Fracture of Structural Materials", John Wiley & Sons, New York.
- 3 Smith, E., 1968, "Cleavage Fracture in Mild Steel," *International Journal of Fracture Mechanics*, Vol. 4, pp. 131-145.
- 4 Freudenthal, A. M., 1968, "Statistical Approach to Brittle Fracture" in *Fracture: An Advanced Treatise. Volume II*, Ed. H. Liebowitz, pp. 592-619, Academic Press, New York.
- 5 Mann, N. R., Schafer, R. E. and Singpurwalla, N. D., 1974, "Methods for Statistical Analysis of Reliability and Life Data", John Wiley & Sons, New York.

- 6 Wallin, K., 1984, "The Scatter in K_{Ic} Results", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 19, pp. 1085-1093.
- 7 Beremin, F.M., 1983, "A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel", *Metallurgical Transactions*, Vol. 14A, pp. 2277-2287.
- 8 Ruggieri, C. and Dodds, R. H., 1996, "A Transferability Model for Brittle Fracture Including Constraint and Ductile Tearing Effects: A Probabilistic Approach", *International Journal of Fracture*, Vol. 79, pp. 309-340.
- 9 Ruggieri, C., 2010, "An Engineering Methodology to Assess Effects of Weld Strength Mismatch on Cleavage Fracture Toughness Using the Weibull Stress Approach", *International Journal of Fracture*, Vol. 164, pp. 231-252.
- 10 Brindley, B. J., 1970, "The Effect of Dynamic Strain-Aging on the Ductile Fracture Process in Mild Steel", *Acta Metallurgica*, Vol. 18, pp. 325-329.
- 11 Lindley, T. C., Oates, G. and Richards, C. E., 1970, "A Critical Appraisal of Carbide Cracking Mechanism in Ferride/Carbide Aggregates", *Acta Metallurgica*, Vol. 18, pp. 1127-1136.
- 12 Gurland, J., 1972, "Observations on the Fracture of Cementite Particles in a Spheroidized 1.05% C Steel Deformed at Room Temperature", *Acta Metallurgica*, Vol. 20, pp 735-741.
- 13 Wallin, K., 2002, "Master Curve Analysis of the Euro Fracture Toughness Dataset", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 69, 451-481.
- 14 American Society for Testing and Materials, 2008, "Standard Test Methods for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range", ASTM E-1921, Philadelphia.
- 15 Savioli, R. G. and Ruggieri, C., " T_0 Reference Temperature Estimates from Precracked Charpy Specimens Using the Weibull Stress Model", *Manuscrito em Preparação*.
- 16 Ruggieri, C., 2010, "FRACTUS2D: Numerical Computation of Fracture Mechanics Parameters for 2-D Cracked Solids," EPUSP, University of São Paulo (disponível em www.pnv.poli.usp.br/namef)
- 17 Gao, X., Ruggieri, C. and Dodds, R. H., 1998, "Calibration of Weibull Stress Parameters Using Fracture Toughness Data". *International Journal of Fracture*, Vol. 92, pp. 175-200.
- 18 Gullerud, A., Koppenhoefer, K., Roy, A., RoyChowdhury, S., Walters, M., Bichon, B., Cochran, K. and Dodds, R., 2004, "WARP3D: Dynamic Nonlinear Fracture Analysis of Solids Using a Parallel Computers and Workstations." *Structural Research Series (SRS) 607*. UILU-ENG-95-2012. University of Illinois at Urbana-Champaign.
- 19 Ruggieri, C., 2002, "WSTRESS Release 3.0: Numerical Computation of Probabilistic Fracture Parameters for 3-D Cracked Solids," BT-PNV-51 (Technical Report), EPUSP, University of São Paulo.