

CENTRO UNIVERSITÁRIO DA FEI

SULLIVAN DE SOUZA DANTAS

**INFLUÊNCIA DA PROFUNDIDADE DE TRINCA E RESTRIÇÃO À
PLASTICIDADE NA AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL DE TENACIDADE À
FRATURA (*J* E CTOD) DE AÇO ASTM A516 GRAU 70.**

São Bernardo do Campo

2013

SULLIVAN DE SOUZA DANTAS

**INFLUÊNCIA DA PROFUNDIDADE DE TRINCA E RESTRIÇÃO À
PLASTICIDADE NA AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL DE TENACIDADE À
FRATURA (*J* E CTOD) DE AÇO ASTM A516 GRAU 70.**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Centro
Universitário da FEI, como parte dos requisitos
para a obtenção do título de Mestre em
Engenharia Mecânica, sob orientação do Prof.
Dr. Gustavo Henrique Bolognesi Donato.

São Bernardo do Campo

2013

Dantas, Sullivan de Souza

Influência da profundidade de trinca e restrição à plasticidade na avaliação experimental de tenacidade à fratura (J E CTOD) de aço ASTM A516 grau 70 / Sullivan de Souza Dantas. São Bernardo do Campo, 2013.

148 f. : il.

Dissertação - Centro Universitário da FEI.

Orientador: Prof. Gustavo Henrique Bolognesi Donato

1. Espécime SE(B). 2. Profundidade de Trinca. 3. Triaxialidade de Tensões. 4. Tenacidade à Fratura. I. Donato, Gustavo Henrique Bolognesi, orient. II. Título.

CDU 620.17



Centro Universitário da **FEI**

APRESENTAÇÃO DE DISSERTAÇÃO ATA DA BANCA JULGADORA

PGM-10

Programa de Mestrado de Engenharia Mecânica

Aluno: Sullivan de Souza Dantas

Matrícula: 210128-5

Título do Trabalho: Influência da profundidade de trinca e restrição à plasticidade na avaliação experimental de tenacidade à fratura (J E CTOD) de aço ASTM A516 grau 70.

Área de Concentração: Materiais e Processos

ORIGINAL ASSINADA

Orientador: Prof. Dr. Gustavo Henrique Bolognesi Donato

Data da realização da defesa: 21/02/2013

A Banca Julgadora abaixo-assinada atribuiu ao aluno o seguinte:

APROVADO

REPROVADO

São Bernardo do Campo, 21 de Fevereiro de 2013.

MEMBROS DA BANCA JULGADORA

Prof. Dr. Gustavo Henrique Bolognesi Donato

Ass.: _____

Prof. Dr. Maurício de Carvalho Silva

Ass.: _____

Prof. Dr. Arnaldo Homobono Paes de Andrade

Ass.: _____

VERSÃO FINAL DA DISSERTAÇÃO

**ENDOSSO DO ORIENTADOR APÓS A INCLUSÃO DAS
RECOMENDAÇÕES DA BANCA EXAMINADORA**

Aprovação do Coordenador do Programa de Pós-graduação

Prof. Dr. Agenor de Toledo Fleury

A Deus, à minha filha Isabella, à minha esposa Katiane, aos meus pais José Carlos e Edna, aos meus avós maternos Oswaldo e Alda, aos meus avós paternos José e Olga, ao meu irmão Davidson, ao meu tio Edilson, aos demais da minha família e aos amigos pelo constante apoio, incentivo e amor...

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente a Deus por ter me dado força e sabedoria nos momentos difíceis que passei durante os anos do mestrado, por ter me dado uma família que muito me ajudou nestes anos e por ter colocado em meu caminho um orientador extremamente competente e dedicado e, agradeço principalmente a Ele pela salvação e vida eterna por meio da morte e ressurreição do Messias Jesus Cristo.

Agradeço à minha esposa Katiane, à minha filha Isabella, aos meus pais José Carlos e Edna, aos meus avós maternos Oswaldo e Aldamira, aos meus avós paternos José e Olga, ao meu irmão Davidson, ao meu tio Edilson e ao meu sogro Francisco e minha sogra Raquel por toda ajuda que me deram, pelos conselhos, incentivos, motivação, compreensão nas horas ausentes e mal dormidas e que muito me ajudaram a atingir a conclusão deste trabalho.

Agradeço ao amigo e orientador Prof. Dr. Gustavo H. B. Donato, pela proposição do tema, pela orientação, incentivo, críticas, que muito agregaram aos meus conhecimentos técnicos e pessoais, e pelo exemplo de responsabilidade e profissionalismo. Também agradeço a ele pela compreensão, ajuda e muita paciência durante o ano de 2012 que me mudei para o Estado do Rio de Janeiro, pois foi o ano mais difícil.

Agradeço ao amigo e professor MSc. Taylor Mac Intyer Fonseca Jr., pelos valiosos conselhos, incentivo, apoio, exemplo e amizade.

Agradeço à Promon Engenharia pelo patrocínio parcial e aos profissionais amigos Moisés Falco, Franco Ferraro, Sérgio Lunardi, Oswaldo Boro, Cláudio Moraes, Mônica Mation, Gilberto Coutinho e toda a equipe da Promon pelo apoio, compreensão, incentivo, conselhos e exemplos de profissionalismo.

Agradeço aos professores Roberto Bortolussi, Sergio Delijaicov, Eric Conrado, Francisco Ambrósio Filho e Jorge Kolososki por toda ajuda e conselhos.

Agradeço às responsáveis pelo CLM da FEI, Adelaide, Cátia e Marcela pela ajuda na condução dos ensaios juntamente com aos técnicos dos laboratórios da FEI, Daniel, Gustavo, Mirom, Geleci, Fabrício e Vlamir.

Agradeço aos funcionários da Secretaria do Mestrado da FEI, Adriana, Ricardo e Marcia por toda ajuda com relação às documentações principalmente durante o ano de 2012.

Agradeço também aos colegas Grace Kelly Quarteiro Ganharul, Nick Azevedo, Adriano Cintra Barbosa e Felipe Cavalheiro Moreira pela amizade e auxílio.

Agradeço ao amigo e profissional da IESA Carlos Augusto Couto dos Santos pelo apoio, incentivo, motivação e principalmente compressão durante o término do mestrado.

"Nenhum homem pode negar o fato de que Jesus existiu, nem que Seus dizeres são belos. Mesmo que alguns deles tivessem sido pronunciados anteriormente, ninguém os expressou tão divinamente como Ele."

Albert Einstein

"O homem encontra sua justificação única e exclusivamente na misericórdia de Deus, em Cristo, ao ser ela oferecida no evangelho e recebida pela fé."

João Calvino

RESUMO

A ocorrência de falhas catastróficas envolvendo a fratura de materiais é um problema de crescente relevância na sociedade já que a tecnologia mecânica atual é mais complexa se comparada às décadas anteriores e são exigidos níveis bastante elevados de eficiência operacional, o que inviabiliza abordagens conservadoras em termos de coeficientes de segurança. Neste sentido, a adequada avaliação experimental da resistência à fratura de materiais é de suma importância para suportar atividades de avaliação de integridade estrutural com precisão e segurança. Estes levantamentos experimentais são realizados com base em corpos de prova de dimensões reduzidas baseados em recomendações de normas internacionais, como os compactos em tração C(T) e de flexão em 3 pontos SE(B). Estas normas exigem corpos de prova com trincas profundas que garantem grande severidade do defeito e conservadorismo das propriedades obtidas. Entretanto, estruturas reais apresentam usualmente trincas rasas e acabam muitas vezes sendo prematuramente retiradas de serviço pelo conservadorismo das propriedades de tenacidade à fratura disponíveis dos ensaios. Dependendo da geometria da estrutura em análise, o uso de corpos de prova de trinca rasa se justifica pela menor restrição à plasticidade e mais adequada descrição da condição real de aplicação. No entanto, sob tais condições as propriedades de fratura podem se tornar dependentes da geometria da peça a avaliar. Este trabalho investiga, neste contexto, quão expressivo é o efeito da profundidade de trinca de espécimes SE(B) na tenacidade à fratura avaliada experimentalmente para um aço ASTM A516 Grau 70 por meio dos parâmetros integral J e CTOD. Endereça ainda os níveis de restrição plástica e a validade da mecânica da fratura monoparamétrica sob tais condições. Os resultados revelaram que amostras contendo trincas rasas apresentam menor restrição à plasticidade fazendo com que a validade da mecânica da fratura elasto-plástica seja facilmente violada. Do ponto de vista de propriedades mecânicas, um aumento de 8 % na tenacidade à fratura utilizando espécimes SE(B) com trinca rasa ($a/W = 0,2$) foi evidenciado em relação a trinca profunda ($a/W = 0,5$).

Palavras-chave: Espécime SE(B). Profundidade de trinca. Triaxialidade de tensões. Tenacidade à fratura.

ABSTRACT

The occurrence of catastrophic failures involving fracture phenomena is a problem of increasing relevance since current mechanical technology is more complex if compared to previous decades and very high levels of operational efficiency are required, which preclude conservative approaches in terms of safety factors. In this sense, adequate experimental evaluation of the fracture resistance of materials is of paramount importance to support activities regarding structural integrity evaluations with precision and safety. These experimental tests are performed using specimens of reduced dimensions based on recommendations from international standards, such as compact under tension C(T) and 3-points bending SE(B) specimens. These standards require deep-cracked specimens that guarantee high severity of the defect and conservatism of the obtained properties. Depending on the geometry of the structure under analysis, however, the use of shallow-cracked specimens is justified by the lower constraint and more adequate description of the real conditions found on applications. However, under such conditions the fracture properties can become dependent on the geometry of the component under analysis and similitude cannot be guaranteed. This work investigates, in this context, the effects of crack depth of SE(B) specimens on fracture toughness values experimentally evaluated for a ASTM A516 Grade 70 steel through J integral and CTOD parameters. Are also addressed the constraint levels and the validity of single-parameter fracture mechanics under such conditions. The results revealed that samples containing shallow cracks present less stress triaxiality (favoring plasticity), which can easily violate the validity limits of Elastic-Plastic Fracture Mechanics. From a mechanical properties point of view, an increase of 8% on fracture toughness using shallow-cracked ($a/W=0.2$) SE(B) specimens was evidenced over the deep-cracked samples ($a/W=0.5$).

Keywords: SE(B) specimens. Crack depth. Stress triaxiality. Fracture toughness.

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASME: sociedade americana de engenheiros mecânicos (do inglês: *American Society of Mechanical Engineers*)

ASTM: sociedade americana de ensaios e materiais (do inglês: *American Society for Testing and Materials*)

BPVC: Código de Caldeiras e Vasos de Pressão (do inglês: *Boiler and Pressure Vessel Code*)

BSI: Instituição de Normas Britânicas (do inglês: *British Standards Institution*)

CCC: estrutura cristalina Cúbica de Corpo Centrado

CC(T): espécime com trinca central (do inglês: *Center Cracked Tension*)

C(T): espécime compacto em tração (do inglês: *Compact Specimen Tension*)

CDMatM-FEI: Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos da FEI

CP: Corpo de prova

CMOD: Abertura da boca da trinca (do inglês: *Crack Mouth Opening Displacement*)

CTOD: Abertura da ponta da trinca (do inglês: *Crack Tip Opening Displacement*)

DE(T): espécime com duplo entalhe lateral em tração (do inglês: *Double Edge Notched Tension*)

EPD: Estado Plano de Deformação

EPT: Estado Plano de Tensão

ETT: Estado Triplo de Tensão

FEI: Fundação Educacional Inaciana

HC: estrutura cristalina Hexagonal Compacta

HRR: solução analítica para o campo de tensões e deformações à frente de trincas dada pela integral J (Hutchinson, Rice & Rosengren)

LLD: Deslocamento da linha de carga (do inglês: *Load Line Displacement*);

MEF: Método dos Elementos Finitos

MFDT: Mecânica da Fratura Dependente do Tempo

MFEL: Mecânica da Fratura Elástica Linear

MFEP: Mecânica da Fratura Elasto-Plástica

PIB: Produto Interno Bruto

SE(B): espécime com único entalhe lateral em flexão (do inglês: *Single Edge Notched Bend*)

SE(T): espécime com único entalhe lateral em tração (do inglês: *Single Edge Notched Tension*)

SSY: escoamento de pequena monta (do inglês: *Small Scale Yielding*)

LISTA DE SÍMBOLOS

Simbologia Latina

a : comprimento da trinca

a/W : profundidade relativa de trinca

A : área de uma trinca

A' : área compreendida pelo domínio de integração de J

A_{el} : fração elástica da área sob curva de carga vs. deslocamento

A_{pl} : fração plástica da área sob curva de carga vs. deslocamento

b : $b = W - a$ - ligamento remanescente do espécime de fratura

B : espessura do espécime

B_N : largura líquida do espécime no plano da trinca, excetuando-se possíveis entalhes laterais

C : flexibilidade elástica – inverso da rigidez (compliância)

d_n : adimensional que relaciona J com δ

d_s : incremento do caminho escolhido da integral de Rice

E : módulo de elasticidade

F : forças externas aplicadas em um corpo trincado

G : taxa de energia liberada de Irwin

G_c : valor crítico de G para o qual ocorre a fratura

I_n : constante de integração na solução do campo HRR

J : integral J

J_c : valor crítico da integral J para o qual ocorre a fratura com reduzido crescimento estável da trinca ($< 0,2\text{mm}$) precedente à falha

J_{el} : fração elástica da integral J

J_m : valor de integral J para o qual se atinge carga máxima antes da fratura

J_{pl} : fração plástica da integral J

J_u : valor de integral J para qual ocorre crescimento estável da trinca ($> 0,2\text{mm}$) precedente à falha

J_0 : tenacidade característica (parâmetro de escala) para distribuição de Weibull de tenacidades

K : fator de intensidade de tensões

n : expoente de encruamento, da equação de Ramberg-Osgood

N : $N=1/n$

P : carga aplicada em espécimes de mecânica de fratura
Q : nível de restrição à plasticidade
 R^2 : coeficiente de múltipla correlação
r : distância à ponta da trinca (coordenadas polares)
 r_p : fator rotacional plástico para determinação de δ
T: tensão elástica
 T_i : vetor de tração ($i = 1, 2$)
 u_y : metade de δ
U : energia de deformação armazenada em um corpo
 U_{el} : componente elástica da energia de deformação
 U_{pl} : componente plástica da energia de deformação
V : mesmo que CMOD – abertura da boca da trinca (do inglês: *Crack Mouth Open Displacement*)
 V_0 : volume de referência
x : coordenada cartesiana
y : coordenada cartesiana
Y : fator dependente da geometria de espécimes
w : densidade de energia de deformação
W: largura do espécime
 w_f : energia de fratura
 W_S : trabalho requerido para criar novas superfícies

Simbologia Grega

β : razão de tenacidades do modelo de escala
 ϵ_0 : deformação de referência (usualmente igual à deformação de escoamento)
 ϵ_{ij} : tensor de deformações
 δ : mesmo que CTOD - abertura da ponta da trinca (do inglês: *Crack Tip Opening Displacement*)
 δ_{el} : componente elástica do CTOD
 δ_{pl} : componente plástica do CTOD
 δ_c : valor de δ para o qual ocorre a fratura com reduzido crescimento estável da trinca (< 0,2 mm) precedente à falha
 δ_m : valor de δ para o qual se atinge carga máxima antes da fratura

δ_u : valor de δ para o qual ocorre a fratura com significativo crescimento estável da trinca (> 0,2 mm) precedente à falha

Δ : mesmo que LLD - deslocamento da linha de carga (do inglês: *Load Line Displacement*)

Δa_p : crescimento estável de trinca

γ : expoente de densidade de probabilidade para o tamanho de microdefeitos

γ_S : energia de superfície do material

γ_P : trabalho plástico por unidade de área de superfície criada

ν : coeficiente de Poisson

χ : constante que caracteriza a influência da deformação plástica na função densidade de probabilidade para o tamanho de microdefeitos considerada na definição da tensão de Weibull

ψ : fator que define a zona de processo de fratura em relação à tensão de escoamento do material

λ : módulo de Weibull para distribuição de tenacidades

η : fator adimensional do método eta, função de geometria e material dos espécimes

η_{el} : fator adimensional do método eta para determinação de frações elásticas de parâmetros de mecânica da fratura

η_{pl} : fator adimensional do método eta para determinação de frações plásticas de parâmetros de mecânica da fratura

ρ : raio inicial de ponta de trincas simuladas numericamente

ρ_p : tamanho da zona plástica no modelo de Dugdale

Π : energia potencial

σ : tensão normal

σ_c : tensão limite para a qual admite-se ocorrência de instabilidade plástica

σ_{ij} : tensor de tensões

σ_{LE} : tensão limite de escoamento

σ_{LR} : tensão limite de resistência

Γ : caminho de integração utilizado na obtenção de J

θ : ângulo de rotação

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 – Microestrutura ferrita-perlita de uma chapa de aço ASTM A516 Gr. 70. O constituinte da cor clara representa a ferrita e o constituinte escuro representa a perlita. (Bandeada – aumento 100x). Ataque de nital 2%.....	27
FIGURA 2 – Microestrutura perlítica. Nota-se uma aparência lamelar composta pelas fases ferrita (parte clara) e cementita (parte escura).....	28
FIGURA 3 – Diagrama Fe-C.....	29
FIGURA 4 – Abordagem de avaliação de integridade segundo a mecânica dos sólidos convencional.....	31
FIGURA 5 – Abordagem de avaliação de integridade segundo a mecânica da fratura.....	31
FIGURA 6 – Fluxograma simplificado da mecânica da fratura.....	30
FIGURA 7 – Modos de solitação de trinca.....	33
FIGURA 8 – Placa plana semi-infinita submetida a tração uniaxial contendo uma trinca.....	35
FIGURA 9 – Parcelas de energia de fratura consumidas (a) para a quebra de ligações atômicas e (b) para geração de deformação plástica.....	36
FIGURA 10 – Sistema de coordenadas quaisquer à frente da ponta da trinca.....	37
FIGURA 11 – Fatores de intensidade de tensões para três casos típicos de trincas planas sob tensão.....	39
FIGURA 12 – Definição original do CTOD. O arredondamento de uma trinca inicialmente aguda por deformação plástica resulta em um deslocamento finito δ	42
FIGURA 13 – Ilustração esquemática do CTOD estimado a partir do comprimento efetivo (r_y) da trinca baseado na estimativa de Irwin. u_y é metade da abertura da ponta da trinca devido ao deslocamento r_y	42
FIGURA 14 – CTOD estimado a partir modelo da faixa de escoamento.....	43
FIGURA 15 – CTOD estimado a partir da intersecção dos flancos da trinca com duas retas defasadas de 90°.....	44
FIGURA 16 – CTOD obtido por um ensaio com corpos de prova de três pontos.....	45
FIGURA 17 – Determinação do componente plástico do deslocamento da abertura da trinca.....	46
FIGURA 18 – Representação de Integral J como uma integral de linha.....	47
FIGURA 19 – Propagação da trinca de um montante “da”.....	48

FIGURA 20 – Esquema para obtenção de J utilizando a interpretação energética.....	49
FIGURA 21 – Distinção entre parcelas elástica e plástica da energia absorvida durante o ensaio de mecânica de fratura em flexão de 3 pontos utilizando espécimes SE(B).....	50
FIGURA 22 – Fatores adimensionais d_n para relacionar J e δ para EPD e EPT assumindo $\alpha=1$ para o modelo de Ramberg-Osgood. Para valores de $\alpha \neq 1$, multiplicar os valores acima por $\alpha^{1/n}$	52
FIGURA 23 – (a) Material altamente dúctil com 100% de redução de área (p. ex., metais policristalinos extremamente dúcteis como ouro puro e chumbo); (b) Material moderadamente dúctil apresentando estrição; (c) Fratura frágil sem nenhuma deformação plástica aparente.....	54
FIGURA 24 – Fractografias representativas de fratura frágil de um aço SAE 8620; (a) Fractografia de superfícies de fratura de um espécime Charpy à -46°C ; (b) fractografia em MEV, com magnificação de 500X.....	55
FIGURA 25 – Fractografia representativa de fratura dúctil de um aço API 5L X70. Observa-se a presença do defeito original incluindo a pré-trinca de fadiga, na sequência a zona de crescimento estável da trinca e por fim o colapso plástico.....	56
FIGURA 26 – Microfractografia MEV de um aço API 5L X70, fratura dúctil com formação de alvéolos nucleados por inclusões (dimples).....	58
FIGURA 27 – (a) empescoamento inicial; (b) formação de cavidades; (c) coalescência das cavidades; (d) propagação da trinca; (e) ruptura dúctil.....	57
FIGURA 28 – Fratura taça-cone em corpo de prova de alumínio dúctil.....	57
FIGURA 29 – (a) Chapa semi-infinita ilustrando um componente estrutural de material plasticamente deformável contendo uma trinca; (b) espécime convencional SE(B) usado neste trabalho; (c) Zona de dominância da integral J na região da ponta da trinca validando a mecânica da fratura monoparamétrica e o princípio da similitude.....	60
FIGURA 30 – Comparação da deformação plástica à frente de trincas (a) sob condições SSY e (b) para geometrias diversas sob elevados níveis de plasticidade. As bandas escuras representam regiões plastificadas em material elástico perfeitamente plástico.....	63
FIGURA 31 – Análise da camada limite modificada (MBL do inglês <i>Modified Boundary Layer</i>). Os dois primeiros parâmetros da série de Williams aplicados como condições de contorno.....	63

FIGURA 32 – Desenho esquemático representando um corpo de prova e uma estrutura contendo a mesma intensidade de tensão. As condições na ponta da trinca devem ser idênticas em ambas as configurações.....	64
FIGURA 33 – Campos de tensão obtidos de uma análise de camada limite modificada.....	65
FIGURA 34 – Razão biaxial para diversos tipos de corpos de prova.....	66
FIGURA 35 – Procedimento para determinação do parâmetro Q . A linha pontilhada representa a solução de tensões de referência (alta triaxialidade) fornecida pelo modelo MBL e as linhas sólidas representam as distribuições de tensões à frente de defeitos do componente para crescentes valores de J	69
FIGURA 36 – Curvas J-Q para diversas profundidades relativas de trinca (a/W) considerando geometria de corpo de prova SE(B) 0,25T e material com coeficiente de encruamento $n=5$	70
FIGURA 37 – Aplicação da metodologia J-Q em avaliação de fratura. (a) Testes laboratoriais de espécimes com variação de restrição para medir a tenacidade à fratura do material. (b) Avaliação de falhas estruturais usando o lócus de tenacidade e curva J-Q prevista para duas configurações estruturais (“A” e “B”). Fratura por clivagem é prevista para estrutura “A” e fratura dúctil é prevista para a estrutura “B”.....	71
FIGURA 38 – Zona plástica na ponta da trinca estimada a partir das soluções elásticas e o critério de von Mises.....	73
FIGURA 39 – Zona plástica na ponta da trinca para condições de EPT e EPD.....	73
FIGURA 40 – Zonas plásticas pela abordagem de Irwin e proposta de correção por plasticidade.....	74
FIGURA 41 – Efeito do encruamento na zona plástica para o Modo I de propagação.....	75
FIGURA 42 – Variação da tenacidade à fratura de aços férricos e transição de temperatura dúctil-frágil.....	76
FIGURA 43 – Influência esquemática da profundidade de trinca na tenacidade à fratura de corpos de prova em flexão de 3 pontos SE(B).....	77
FIGURA 44 – Influência da profundidade da trinca (parte hachurada) e tamanho do corpo de prova.....	78
FIGURA 45 – Triaxialidade de tensões (quantificada por meio da tensão T normalizada pela tensão de flexão atuante σ) como função da profundidade de trinca em corpos de provas SE(B).....	79
FIGURA 46 – Trajetória J-Q para geometria SE(B) em EPD.....	79

FIGURA 47 – Tenacidade à fratura avaliada para um aço estrutural ferrítico ASTM A515 Grau 70 em termos de J_c utilizando corpos de prova SE(B) de diferentes profundidades de trincas.....	80
FIGURA 48 – Valores de tenacidade à fratura (J_c) para um aço estrutural de alta resistência ensaiado na temperatura de transição dúctil-frágil utilizando corpos de prova SE(B).....	81
FIGURA 49 – Trajetórias J-Q para diferentes configurações de trinca variando a propriedade do material: (a) espécime contendo trinca profunda com $n=10$; (b) espécime contendo trinca profunda com $n=5$; (c) espécime contendo trinca profunda com $n=20$; (d) espécime contendo trinca rasa com $n=10$	82
FIGURA 50 – Variação da tenacidade à fratura, representada pelo parâmetro J_c , com a restrição plástica, representada pelo parâmetro Q	82
FIGURA 51 – Trajetórias J-Q para diferentes configurações de trinca variando a propriedade do material: (a) espécime contendo trinca profunda; (b) espécime contendo trinca rasa.....	83
FIGURA 52 – Trajetórias J-Q para diversos ensaios. Destaque para as curvas (3) e (8).....	84
FIGURA 53 – Resultados obtidos para energia absorvida em ensaio Charpy para ASTM A516 Grau 70.....	87
FIGURA 54 – Dimensões principais de um corpo de prova SE(B) segundo recomendação da norma ASTM E1820 (2011). Foi utilizada proporção $W = 2B$ em todos os espécimes e foram ensaiadas trincas rasas ($a/W \approx 0,2$) e profundas ($a/W \approx 0,5$).....	88
FIGURA 55 – Esquema ilustrativo do procedimento de pré trincamento por fadiga.....	89
FIGURA 56 – Foto da máquina MTS do CDMatM-FEI utilizada para a realização dos ensaios de flexão em três pontos. Temperatura foi mantida entre -72°C a -78°C com variação inferior de $\pm 1^{\circ}\text{C}$	90
FIGURA 57 – Clip-gage instalado no CP medindo a abertura da boca da trinca (CMOD). Espécime já fraturado.....	91
FIGURA 58 – Modelo 3D de um milímetro de espessura representando o EPD nos centros dos corpos de prova (modelo à esquerda representa $a/W=0,5$ e modelo à direita $a/W=0,2$). Nota-se um refinamento maior na ponta da trinca.....	92
FIGURA 59 – Modelo 3D de 1/2 da espessura dos corpos de prova (modelo à esquerda representa $a/W=0,5$ e modelo à direita $a/w=0,2$). Nota-se um refinamento maior na ponta da trinca e no plano de simetria central do corpo de prova.....	93
FIGURA 60 – Detalhe do arredondamento da ponta da trinca. O raio da ponta vale $2,5\mu\text{m}$	93
FIGURA 61 – Estratégia de vinculação e carregamento dos modelos SE(B) elaborados.....	94

FIGURA 62 – Modelos MBL utilizado para obtenção das soluções de referência (SSY).....	96
FIGURA 63 – Curvas de carga vs. deslocamento para ensaios de corpos de prova com trinca rasa ($a/W \approx 0,2$). (a) Visão geral e (b) maior aumento para melhor visualização das curvas.....	98
FIGURA 64 – Curvas de carga vs. deslocamento para ensaios de corpos de prova com trinca profunda ($a/W \approx 0,5$). (a) Visão geral e (b) maior aumento para melhor visualização das curvas.....	100
FIGURA 65 – Diferentes tipos de curvas de carga vs. abertura da boca da trinca CMOD. A classificação do resultado de tenacidade à fratura depende do tipo de curva e da avaliação do crescimento estável no exame pós-falha.....	101
FIGURA 66 – Exemplos de fraturas obtidas para espécimes com (a,b) trinca rasa ($a/W \approx 0,2$) e (c,d) trinca profunda ($a/W \approx 0,5$). Em alguns casos (a,c) nota-se a ausência de crescimento estável, ou seja, $\Delta a_p = 0$, enquanto em outros (b,d) existe o crescimento estável bastante nítido, ou seja $\Delta a_p \neq 0$	103
FIGURA 67 – Medição das frentes de pré-trincas e crescimento estável de defeitos para todos os espécimes com trinca rasa ($a/W \approx 0,2$). Em alguns casos nota-se a ausência de crescimento estável, ou seja, $\Delta a_p = 0$	106
FIGURA 68 – Medição das frentes de pré-trincas e crescimento estável de defeitos para todos os espécimes com trinca profunda ($a/W \approx 0,5$). Em alguns casos nota-se a ausência de crescimento estável, ou seja, $\Delta a_p = 0$	109
FIGURA 69 – Resultados de (a) integral J e (b) δ obtidos dos ensaios experimentais. Marcadores fechados representam valores críticos “c” e marcadores abertos valores incorporando crescimento estável “u”.....	111
FIGURA 70 – Valores máximos de J para validação do campo HRR aplicados aos valores experimentais obtidos.....	112
FIGURA 71 – Valores de tenacidade (J_c e J_u) descritos por meio de distribuições de Weibull para trincas rasas (marcadores fechados e linha sólida) e profundas (marcadores abertos e linha tracejada).....	114
FIGURA 72 – Valores de tenacidade característica (J_0) obtidos a partir da distribuição de Weibull para trincas rasas e profundas. Nota-se que as trincas rasas propiciaram aumento de 8% na tenacidade à fratura medida.....	115
FIGURA 73 – Trajetórias J-Q determinadas numericamente. (a) Comparação entre perda de restrição à plasticidade devido à profundidade de trinca em modelos EPD. (b) Comparação entre perda de restrição à plasticidade devido à profundidade de trinca em modelos 3D.....	116

FIGURA 74 – Plots de trajetórias J-Q levantadas numericamente. (a) Comparação entre perda de restrição à plasticidade entre modelos 3D e EPD para trincas profundas. (b) Comparação entre perda de restrição à plasticidade entre modelos 3D e EPD para trincas rasas.....	117
FIGURA 75 – Trajetórias J-Q determinadas numericamente combinadas com resultados de tenacidade à fratura experimentais e os respectivos valores de $J_{máx}$ para cada geometria em estudo.....	119
FIGURA A1 – (a) plano qualquer no sistema de coordenadas tridimensional, (b) tensões atuantes neste plano qualquer e (c) estado de tensão completo agindo em um plano rotacionado (θ, φ).....	131
FIGURA A2 – (a) Plano das tensões normais principais, e (b,c,d) planos das tensões principais de cisalhamento.....	133
FIGURA A3 – Orientação de uma tensão qualquer em relação ao sistema de coordenadas x,y,z.....	134
FIGURA A4 – Variação de volume devido às tensões normais.....	135
FIGURA A5 – (a) Plano octaédrico relativo aos eixos das tensões principais e (b) octaédro regular formado em torno da origem por diversos planos octaédricos.....	137
FIGURA A6 – Superfície de falha tridimensional para o critério de escoamento da máxima tensão de cisalhamento (Tresca).....	139
FIGURA A7 – Locus de falha para um estado plano de tensões pelo critério de Tresca.....	139
FIGURA A8 – Superfície de falha tridimensional para o critério de escoamento da tensão octaédrica (von Mises).....	141
FIGURA A9 – Locus de falha para um estado plano de tensões pelo critério de von Mises.....	141
FIGURA A10 – Comparação entre os loci de falha de Tresca e de von Mises. O critério da máxima tensão normal também aparece na figura mas, por tratar de materiais frágeis não é de utilidade nem comentado no trabalho.....	142
FIGURA A11 – Ponto fora do eixo da superfície de falha devido às tensões desviadoras....	143
FIGURA B1 – Tela inicial do programa Análise de Trincas.....	145
FIGURA B2 – Imagem da face de fratura scaneada e carregada no programa.....	145
FIGURA B3 – Zoom da área de fratura a ser analisada.....	146
FIGURA B4 – Pontos selecionados para análise da trinca por fadiga.....	147
FIGURA B5 – Pontos selecionados para análise do crescimento estável de trinca.....	147
FIGURA B6 – Resultados contendo valores em desacordo com a ASTM E1820.....	148
FIGURA B7 – Resultados com todos valores em acordo com a ASTM E1820.....	148

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 – Requisitos de composição química (% em massa dos elementos listados) segundo norma ASTM A516 para os diferentes graus de aços por esta compreendidos.....	29
TABELA 2 – Requisitos de tensões admissíveis.....	29
TABELA 3 – Propriedades monotônicas à tração para o aço ASTM A516 Gr. 70 obtidas por Donato (2008).....	86
TABELA 4 – Dados de entrada e de exame post-mortem para os ensaios de flexão usando espécimes SE(B).....	98
TABELA 5 – Resultados de J e CTOD obtidos pelo método η conforme ASTM E1820.....	110

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO E OBJETIVOS	23
1.1 Organização do documento	25
2 REVISÃO DA LITERATURA	26
2.1 Aços estruturais ferríticos	26
2.2 Mecânica da Fratura	30
2.2.1 Fundamentos e vertentes	30
2.2.2 Mecânica da fratura elástica-linear (MFEL)	33
2.2.3 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)	41
2.2.4 Fratura frágil e fratura dúctil	53
2.2.5 Mecânica da fratura monoparamétrica	58
2.2.6 Mecânica da fratura bi-paramétrica.....	60
2.2.6.1 Tensão elástica T	61
2.2.6.2 Teoria J-Q.....	66
2.3 Evolução de plasticidade à frente de trincas	72
2.4 Efeito da profundidade de trincas e triaxialidade de tensões na tenacidade à fratura de aços estruturais	75
3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL E DAS ANÁLISES NUMÉRICAS	86
3.1 Material em estudo	86
3.2 Corpos de prova SE(B) desenvolvidos	87
3.3 Pré trincamento em fadiga	88
3.4 Ensaios de mecânica de fratura e tratamento de dados	89
3.5 Modelos numéricos 3D	91
3.6 Soluções numéricas	94
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO CRÍTICA	97
4.1 Condições de ensaio e dimensional das amostras	97
4.2 Curvas de carga vs. deslocamento experimentais usando espécimes SE(B)	97
4.3 Frentes das pré-trincas e do crescimento estável	100
4.4 Resultados de tenacidade à fratura em termos de J e δ	109
4.4.1 Descrição da tenacidade por meio de uma distribuição de Weibull.....	113
4.4.2 Comparação entre valores característicos e efeito da profundidade de trinca.....	114
4.5 Trajetórias J-Q para as geometrias em estudo	115
4.5.1 Descrição biparamétrica do comportamento à fratura.....	118

5 CONCLUSÕES.....	120
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	122
REFERÊNCIAS	123
APÊNDICE A – Mecânica dos sólidos.....	131
A.1 Estado Triplo de Tensões (ETT)	132
A.1.1 Tensões principais	133
A.1.2 Tensões hidrostáticas e de desvio	135
A.1.3 Tensões equivalentes	139
APÊNDICE B – Programa utilizado para exame post-mortem de fraturas.....	144
B.1 Programa baseado na norma ASTM E1820.....	145

1. INTRODUÇÃO E OBJETIVOS

Antes da 2ª Guerra Mundial os conceitos de mecânica da fratura eram muito pouco difundidos, porém tiveram uma grande ampliação de sua utilidade com o passar dos anos e a crescente necessidade de projeto, avaliação de integridade estrutural ou extensão de vida de componentes contendo (ou podendo vir a conter) trincas. Com isto, o conhecimento que até poucas décadas atrás se concentrava na mão de poucos especialistas, hoje vem se tornando cada vez mais difundido e útil para a garantia da segurança da sociedade (Anderson, 2005).

O uso de tais técnicas é de grande interesse tecnológico e científico já que nos Estados Unidos estimou-se que no ano de 1978 o custo das falhas catastróficas foi em torno de 119 bilhões de dólares, ou cerca de 4% do PIB do país naquele ano. Estudos complementares revelaram que se as técnicas de mecânica da fratura disponíveis à época fossem devidamente aplicadas, esse montante se reduziria em cerca de 35 bilhões de dólares ao ano (Anderson, 2005). Em termos relativos, o cenário não é muito diferente nos dias atuais e exige a profunda aplicação dos conceitos de mecânica da fratura para atender aos crescentes requisitos por estruturas leves, econômicas e que trabalhem com elevados níveis de eficiência operacional e vida útil.

A maioria das falhas ocorre pelos seguintes motivos: i) negligência durante o projeto, construção ou operação; ii) aplicações de novas geometrias e/ou materiais produzindo um resultado inesperado. Os procedimentos existentes atualmente são usualmente suficientes para evitar boa parte das falhas (em especial as categorizadas acima como “i”), mas por diversos motivos como erros humanos, falta de informação, má operação, materiais inapropriados ou ainda não bem conhecidos (falhas “ii”), dentre outros, falhas ocorrem (Anderson, 2005). Essas falhas estruturais podem ocorrer por escoamento generalizado, flambagem, fadiga, instabilidade plástica, fratura por fluência, fratura com influência do ambiente (como corrosão sob tensão), fratura frágil intergranular e transgranular e fratura dúctil (Rossmannith, 1997).

O foco do presente trabalho é o estudo da ocorrência de fratura em estruturas fabricadas em aço estrutural ferrítico contendo defeitos tipo trinca que são analisadas à luz da mecânica da fratura. Neste cenário, o estudo do fenômeno de fratura propiciada pela existência de trincas pode ser visto como uma complementação da mecânica dos sólidos clássica (Anderson, 2005; Rabello, 2005). As informações mais básicas para que tais avaliações de integridade sejam precisas e possíveis são as propriedades mecânicas à fratura

dos materiais (denominadas neste caso de tenacidade à fratura) e por este motivo o interesse central é investigar procedimentos de determinação experimental de tenacidade à fratura destes materiais.

A mecânica da fratura convencional ou também chamada de monoparamétrica utiliza um único parâmetro para quantificar a tenacidade à fratura de materiais (sendo os mais utilizados - K_{IC} , J_C , e δ_C). Estas propriedades são de suma importância, pois são consideradas como limites do material e para fins de avaliação de integridade são comparadas com suas forças motrizes atuantes à frente de trincas (K_I , J , e δ), como será detalhado na revisão da literatura (Rabello, 2005).

Como na maioria das vezes não é possível testar estruturas em escala real devido às dificuldades econômicas, técnicas e operacionais, utiliza-se o princípio da similitude que é criar em escala laboratorial espécimes que apresentem um mesmo campo de tensões para estabelecer uma relação direta dos valores de tenacidade à fratura medidos nos ensaios com os componentes estruturais em serviço (Anderson, 2005). Assim, normas para ensaios de tenacidade foram desenvolvidas e para que seja garantida a similitude (ou uma abordagem a favor da segurança), condições dimensionais bastante restritivas são impostas aos corpos de prova (Anderson, 2005). Estas restrições garantem assim uma condição, na ponta da trinca, de alta triaxialidade de tensão com pequena plasticidade, conhecida na literatura como escoamento de pequena monta (SSY- do inglês: *Small Scale Yielding*) (ASTM E399, 2009).

Estas restrições dimensionais impostas pelas normas aos espécimes envolvem a espessura, largura, comprimento e profundidade da trinca, e buscam garantir que os resultados obtidos sejam dependentes apenas das propriedades do material e não da geometria do corpo de prova ou das dimensões da trinca (Rabello, 2005). O problema é que, para uma mesma geometria de corpo de prova, diferentes profundidades de trinca fornecem diferentes valores de tenacidade para um mesmo material, gerando incertezas na avaliação de integridade estrutural. Por um lado, trincas profundas nos corpos de prova garantem maior criticidade e consequentemente menor tenacidade, o que se coloca a favor da segurança. Por outro lado, a maioria das estruturas reais trincadas apresenta trincas superficiais rasas, as quais se avaliadas frente às propriedades de material obtidas com trincas profundas podem ser tidas como inaceitáveis tirando de serviço componentes que talvez poderiam ser utilizadas por muitos anos mais. Exemplos típicos desta ocorrência são os dutos de óleo e gás fabricados em aços estruturais ferríticos, para os quais maiores detalhes são fornecidos mais adiante.

Neste contexto, o presente trabalho tem o objetivo de avaliar experimentalmente o efeito da profundidade de trinca na avaliação de tenacidade à fratura (por meio dos

parâmetros integral J e δ) utilizando os amplamente empregados espécimes sob flexão denominados SE(B). São testados corpos de prova com trincas rasas (~ 20 % da largura do espécime) e profundas (~ 50% da largura do espécime) feitos de aço ASTM A516 Grau 70 operando na região de transição dúctil-frágil. O objetivo central é evidenciar e quantificar tal efeito com base em resultados experimentais, melhor entendê-lo fenomenologicamente e propiciar informações adicionais à avaliação de estruturas feitas com este material e que apresentem diferentes níveis de restrição à plasticidade à frente da trinca. A extensa matriz de análise de ensaios experimentais foi complementada por alguns modelos numéricos de elementos finitos que representam os corpos de prova ensaiados e visam validar a tendência dos experimentos por meio da quantificação da restrição plástica à frente das trincas para as geometrias ensaiadas.

1.1 Organização do documento

Em termos de organização do documento, a estrutura descrita a seguir foi concebida.

O presente capítulo (de número 1) contextualiza o problema em estudo e aponta para os objetivos específicos pretendidos com a investigação.

O capítulo 2 apresenta a revisão da literatura incluindo os fundamentos da mecânica da fratura necessários ao trabalho, além de detalhes das teorias mono e biparamétricas, evolução da plasticidade à frente de defeitos e influência da profundidade de trinca na tenacidade à fratura medida experimentalmente.

O capítulo 3 descreve a metodologia tanto experimental como envolvendo os modelos computacionais desenvolvidos. São detalhados os materiais utilizados, técnicas laboratoriais, técnicas de pós-processamento de dados, além dos procedimentos numéricos para geração e solução de modelos baseados no Método dos Elementos Finitos (MEF).

O capítulo 4 apresenta os resultados finais obtidos, concatenados com a análise e discussão crítica dos mesmos à luz da teoria e da literatura do assunto.

O capítulo 5 apresenta as conclusões decorrentes do trabalho, sendo seguido pelo capítulo 6 no qual sugestões para trabalhos futuros são apontadas.

Os apêndices A e B apresentam respectivamente complementos sobre o Estado Triplo de Tensões (ETT) e detalhes sobre um programa utilizado para a mensuração das frentes de pré-trinca de fadiga e de crescimento estável de defeitos.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Aços estruturais ferríticos

De todos os materiais utilizados na engenharia, o aço carbono é o material de maior uso na atualidade, sendo empregado em grande parte dos componentes das indústrias mecânica, civil, naval, entre outras. Com base no interesse deste trabalho, bons exemplos são vasos de pressão e dutos de grande diâmetro para armazenamento e transporte de óleo, gás e outros fluidos. A título de exemplo, cerca de 95% dos equipamentos em uma refinaria de petróleo são manufaturados em aço carbono nas suas mais variadas composições. Este é denominado de “material de uso geral”, pois não possui casos específicos de emprego. Todos os outros materiais são empregados quando a utilização do aço carbono é limitada por requisitos técnicos específicos. Em tubulações contendo vapores sob alta pressão e alta temperatura, o uso de aços-liga se torna mais adequado; ainda, em situações onde se estabeleça elevada corrosão, utiliza-se o aço inoxidável ou ainda polímeros de engenharia (Telles, 2003).

Esta ampla utilização dos aços ao carbono deriva de sua boa conformabilidade, boa soldabilidade, fácil obtenção no mercado, variedade de formas (tubos, chapas finas e grossas, barras, etc.) e boa relação de custo normalizado por suas resistência mecânica e rigidez (Telles, 2003).

Vale ressaltar que todos os materiais, metálicos ou não, empregados na fabricação de vasos de pressão, dutos e estruturas de análoga responsabilidade devem ter suas propriedades precisamente conhecidas e garantidas, e, por isso, para esta finalidade, usualmente apenas são permitidos materiais que obedeçam a alguma especificação de material e sejam aprovados por alguma norma de projeto. A título de exemplo, o aço carbono especificado pela *American Society for Testing and Materials* como ASTM A516 Grau70 é aprovado pela *American Society of Mechanicals Engineers* no ASME BPVC Div.1 e Div.2 para fabricação de vasos de pressão (Telles, 2003; ASME BPVC Sec. VIII Div.1 e 2, 2007).

O aço é basicamente uma liga ferro-carbono contendo entre 0,008% e 2,11% em peso de carbono, além dos elementos residuais, resultantes do processo de fabricação. Acima deste valor de aproximadamente 2,11% em peso de carbono, o material passa a ser denominado ferro-fundido (Callister, 2000; Chiaverini, 2005; ASM, 2004) e o comportamento mecânico,

assim como as microestruturas resultantes diferem expressivamente dos aços de baixo carbono como o aqui estudado. Maiores detalhes são remetidos à literatura citada e fogem do escopo deste trabalho.

O aço carbono é denominado ferrítico quando sua microestrutura apresenta morfologia com matriz de ferrita (figura 1). A ferrita é ferro no estado alotrópico α , contendo em solução traços de carbono; apresenta uma estrutura de grãos poligonais irregulares; possui baixa dureza e baixa resistência mecânica à tração, mas grande resistência ao choque e elevado alongamento. A perlita, também presente na mesma figura, é uma combinação de 88,5% de ferrita e 11,5% de cementita em forma de lâminas finas (de espessura raramente superior a um milésimo de milímetro) dispostas alternadamente (figura 2). A cementita é o carboneto de ferro Fe_3C contendo 6,67% em peso de carbono; muito dura e quebradiça, é responsável pela elevada dureza e resistência dos aços de alto carbono ($\text{wt}\% \text{C} > 0,7$), assim como pela sua menor ductilidade. Sendo assim, a perlita, por ser composta de ferrita e cementita, apresenta propriedades mecânicas intermediárias em relação a estas duas fases (Chiaverini, 2005; Ashby, 1998).



Figura 1 – Microestrutura ferrita-perlita de uma chapa de aço ASTM A516 Gr. 70. O constituinte da cor clara representa a ferrita e o constituinte escuro representa a perlita. (Bandeada – aumento 100x). Ataque de nital 2%.
Fonte: Donato, 2004, p. 191

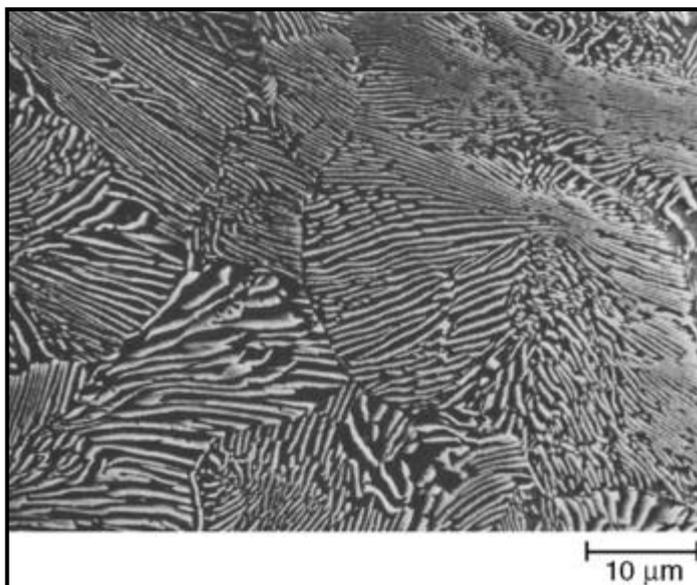


Figura 2 – Microestrutura perlítica. Nota-se uma aparência lamelar composta pelas fases ferrita (parte clara) e cementita (parte escura).

Fonte: ASM Handbook Vol. 9, 2004, p.383

Na figura 3 está apresentado o diagrama de equilíbrio Fe-C e o objetivo é uma breve contextualização do material em estudo neste trabalho, assim como suporte às discussões e resultados obtidos no estudo. Pode se observar, para percentuais de carbono típicos dos aços, que uma composição hipo-eutetóide ($\text{wt}\% \text{C} < 0,8$) deve ser composta por perlita e ferrita (tipicamente isto ocorre na forma de perlita dispersa em uma matriz ferrítica), uma composição eutetóide ($\text{wt}\% \text{C} \sim 0,8$) por apenas perlita e uma composição hiper-eutetóide ($\text{wt}\% \text{C} > 0,8$) por perlita e cementita (usualmente grãos de perlita dispersos em uma matriz de cementita) (Gulhaev, 1981).

São considerados aços estruturais todos os aços que possuem média e alta resistência mecânica, boa ductilidade, soldabilidade e basicamente são destinados à construção de estruturas metálicas (p. ex.: pontes, edifícios, estruturas mecânicas para máquinas, pontes rolantes, vasos de pressão, dutos de uso geral, etc.). Os aços ao carbono ferríticos mais utilizados e que se categorizam como estruturais encontram-se na faixa de 0,15% C até 0,35% C (Costa e Silva; Mei, 2006).

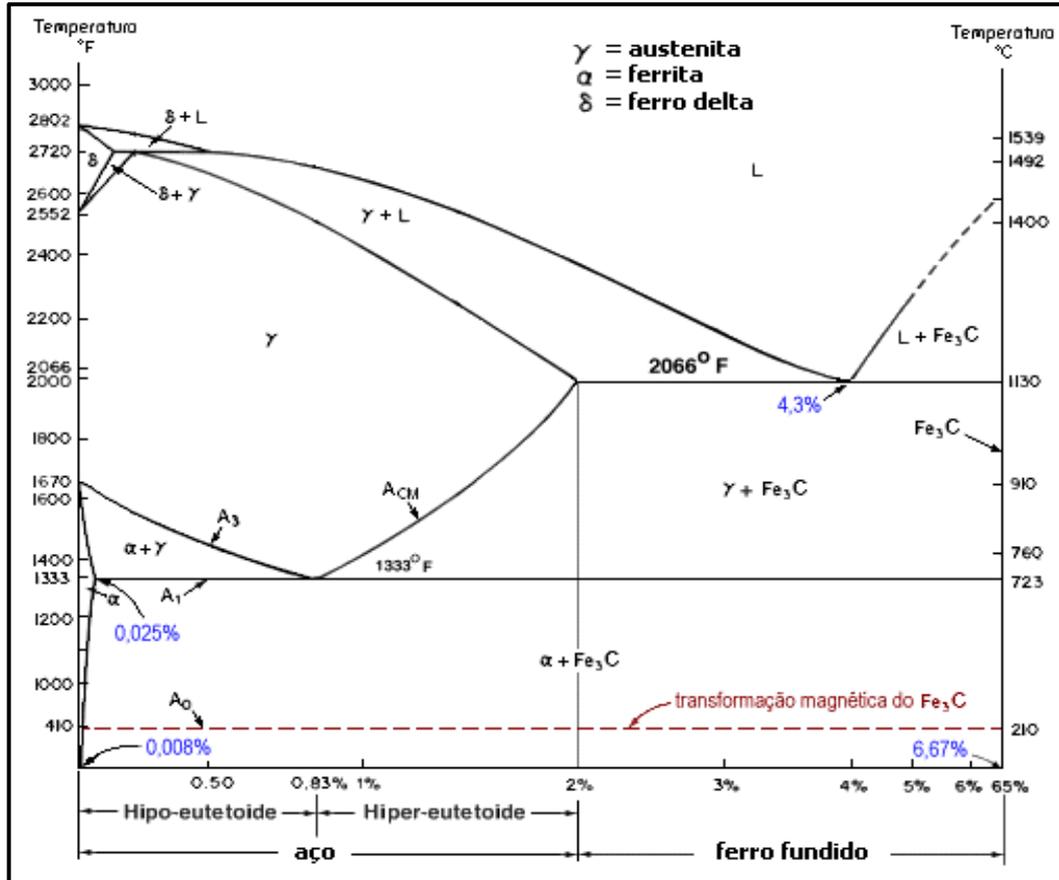


Figura 3 – Diagrama Fe-C.

Fonte: “Adaptado de” ASM Metals Handbook, vol. 3, 1992, p.527

O material estudado neste trabalho é um aço estrutural ao carbono e que atende aos requisitos mínimos da norma ASTM de número A516 (ASTM A516, 2010). Adicionalmente, o material é considerado de grau 70 e para tal deve atender aos requisitos de composição química apresentados na Tabela 1 e de propriedades mecânicas apresentados na Tabela 2. Fica evidente nesta última que o grau 70 significa um material com no mínimo 70 ksi (485 MPa) de tensão limite de resistência considerando propriedades de engenharia.

Considerando a composição química exigida de um material desta classe (Tabela 1) e o diagrama de equilíbrio da figura 3, este é um aço hipo-eutetóide cuja microestrutura esperada consiste de ferrita e perlita, o que corrobora o apresentado na figura 1 a título de exemplo. Resultados experimentais serão apresentados e discutidos à luz destes conceitos.

Tabela 1 – Requisitos de composição química (% em massa dos elementos listados) segundo norma ASTM A516 para os diferentes graus de aços por esta compreendidos.

Elementos	Grau 55 (Grau 380)	Grau 60 (Grau 415)	Grau 65 (Grau 450)	Grau 70 (Grau 485)
Carbono, máximo:				
espessura até 12,5 mm	0,18	0,21	0,24	0,27
espessura de 12,5 mm até 50 mm	0,20	0,23	0,26	0,28
espessura de 50 mm até 100 mm	0,22	0,25	0,28	0,30
espessura de 100 mm até 200 mm	0,24	0,27	0,29	0,31
espessura acima de 200 mm	0,26	0,27	0,29	0,31
Manganês:				
espessura até 12,5 mm sob:				
Análise do fundido	0,60-0,90	0,60-0,90	0,85-1,20	0,85-1,20
Análise do produto	0,55-0,98	0,55-0,98	0,79-1,30	0,79-1,30
espessura acima de 12,5 mm:				
Análise do fundido	0,60-1,20	0,85-1,20	0,85-1,20	0,85-1,20
Análise do produto	0,55-1,30	0,79-1,30	0,79-1,30	0,79-1,30
Fósforo, máximo:	0,025	0,025	0,025	0,025
Enxofre, máximo:	0,025	0,025	0,025	0,025
Silício:				
Análise do fundido	0,15-0,40	0,15-0,40	0,15-0,40	0,15-0,40
Análise do produto	0,13-0,45	0,13-0,45	0,13-0,45	0,13-0,45

Fonte: ASTM A516, 2010, p. 2.

Tabela 2 – Requisitos de tensões admissíveis

	Grau 55 (Grau 380)	Grau 60 (Grau 415)	Grau 65 (Grau 450)	Grau 70 (Grau 485)
Tensão de Resistência, ksi [Mpa]	55-75 [380-515]	60-80 [415-550]	65-85 [450-585]	70-90 [485-620]
Tensão de Escoamento, mín, ksi [Mpa]	30 [205]	32 [220]	35 [240]	38 [260]
Alongamento em 8 pol. [200 mm], mín	23	21	19	17
Alongamento em 2 pol. [50 mm], mín	27	25	23	21

Fonte: ASTM A516, 2010, p. 3.

2.2 Mecânica da Fratura

2.2.1 Fundamentos e vertentes

Na mecânica dos sólidos convencional a garantia de integridade de estruturas é baseada em dois pilares utilizando a seguinte sistemática: se o objetivo é seleção de materiais, a tensão esperada para um componente em operação é comparada com os limites de escoamento ou resistência dos materiais candidatos e o escolhido é aquele cujos limites são superiores à solicitação imposta (figura 4); alternativamente, se o objetivo envolve o dimensionamento de estruturas dado um material já selecionado para o projeto, a geometria dos componentes é alterada até que as tensões atuantes em operação não ultrapassem as

tensões limite do material. Esta abordagem sempre faz uso de fatores de segurança superiores à unidade a fim de se resguardar contra a ocorrência de escoamento ou fratura para o caso de sobrecargas eventuais ou condições de operação desconhecidas/inesperadas (Anderson, 2005). Em todos os casos avaliados sob tal abordagem da mecânica dos sólidos, os corpos são considerados contínuos e coesos (são desprezadas porosidades, quaisquer imperfeições mecânicas ou metalúrgicas ou defeitos tipo-trinca).

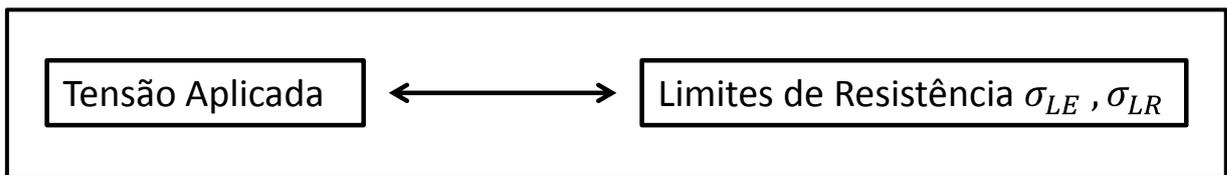


Figura 4 – Abordagem de avaliação de integridade segundo a mecânica dos sólidos convencional.
Fonte: Autor

Já a abordagem da mecânica da fratura se baseia em três pilares (ou categorias de grandezas variáveis), como ilustra a figura 5. A tensão aplicada continua sendo altamente relevante e ainda representa a sollicitação do componente como um todo, mas surge a preocupação com o tamanho do(s) defeito(s) eventualmente presente(s) no componente, que deixa de ser necessariamente contínuo e coeso e passa a poder apresentar trincas. A tensão atuante (agora entendida como grandeza global), combinada com um tamanho de defeito tipo-trinca definem a criticidade local desta descontinuidade (energia disponível para fraturar o material com base nas tensões locais). Esta criticidade é comparada à tenacidade à fratura do material de fabricação, que é a resistência à propagação da trinca e substitui os limites de resistência anteriormente citados (Anderson, 2005).

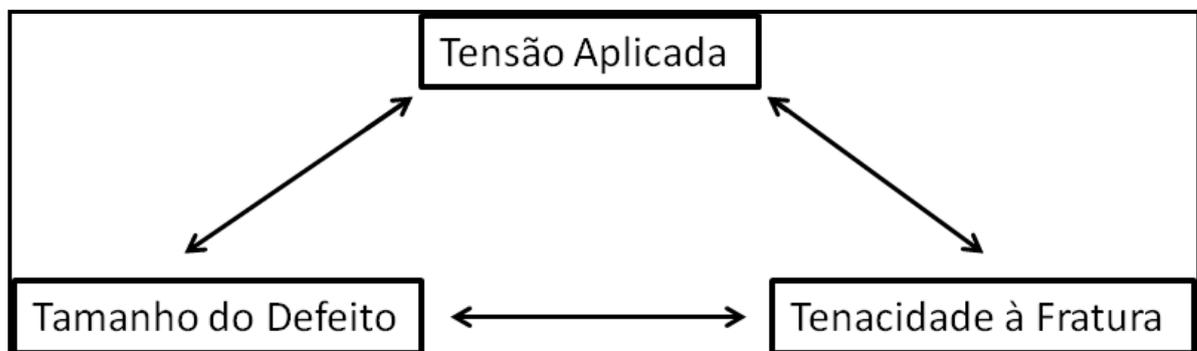


Figura 5 – Abordagem de avaliação de integridade segundo a mecânica da fratura.
Fonte: Autor

A mecânica da fratura monoparamétrica possui três vertentes: Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL), Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) e Mecânica da Fratura Dependente do Tempo (MFDT) como exemplifica a figura 6 (Saxena, 1998). Estas classificações estão baseadas no modo de deformação dominante no corpo trincado. Quando os comportamentos tensão *vs.* deformação e carga *vs.* deslocamento são predominantemente elásticos e lineares a MFEL pode ser usada. Neste regime, a zona plástica, quando comparada ao tamanho da trinca e às outras dimensões principais do corpo trincado, é bastante pequena e estabelece condições conhecidas como escoamento de pequena monta (SSY – do inglês *small scale yielding*). Quando existir à frente da trinca plasticidade de maior magnitude, as condições elásticas-lineares não podem ser usadas e os casos devem ser analisados à luz da MFEP. Por último, quando os comportamentos tensão *vs.* deformação e carga *vs.* deslocamento variarem com o tempo devido a carregamentos dinâmicos e/ou fluência, por exemplo, os conceitos da MFDT devem ser usados (Saxena, 1998). Este trabalho investiga problemas independentes do tempo e com materiais tanto no regime elástico-linear como elasto-plástico. Assim, são de interesse os conceitos da MFEL e MFEP apontados pela figura 6 e discutidos na profundidade de interesse a seguir.

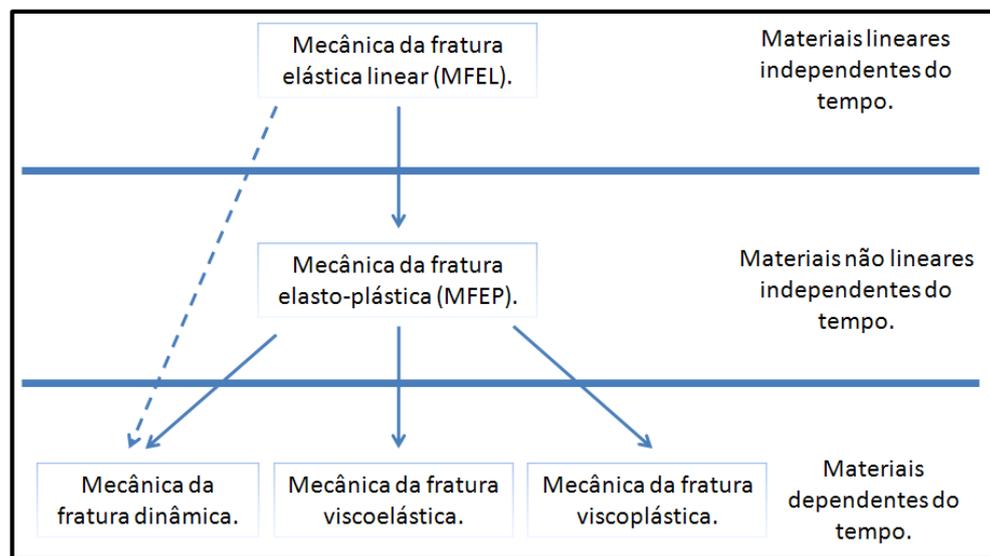


Figura 6 – Fluxograma simplificado da mecânica da fratura.

Fonte: Autor “adaptado de” Anderson, 2005, p.19

Sabe-se que uma trinca pode ser solicitada e se propagar de 3 modos, como mostra a figura 7, porém no trabalho em questão, será estudado o modo I de abertura de defeito que é o mais crítico e mais usualmente encontrado na prática dos ensaios experimentais e problemas

estruturais de interesse a esta investigação (Anderson, 2005). A teoria de suporte à MFEL e MFEP são apresentadas na sequência para este modo de solicitação.

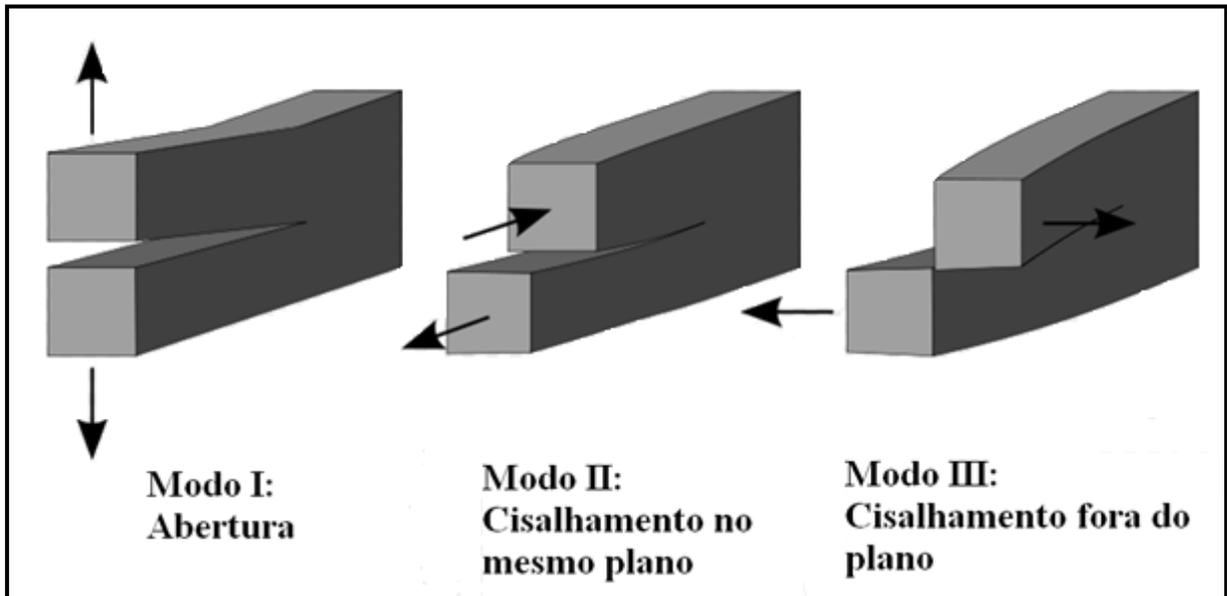


Figura 7 – Modos de solicitação de trinca.
Fonte: Autor “adaptado de” Anderson, 2005, p.53

2.2.2 Mecânica da fratura elástica-linear (MFEL)

A MFEL se aplica, de um modo generalizado, aos materiais cujo comportamento incorpora reduzida ou ausente plasticidade à frente das trincas e cuja fratura se dá de um modo frágil ou quase-frágil (Anderson, 2005). Seus fundamentos remetem a 1920, quando Griffith aplicou a primeira lei da termodinâmica para avaliação de corpos com trincas supondo que a formação ou o crescimento de uma trinca levaria o material de uma condição de maior energia para uma de menor energia, ou seja, o equilíbrio (Anderson, 2005).

Griffith mostrou por meio de um balanço energético para um incremento de área de trinca sob condições de equilíbrio que a energia potencial fornecida por forças externas e tensões internas em módulo era igual ao trabalho requerido para criação de novas superfícies de trinca para um modelo de placa plana semi-infinita como na figura 8 (Anderson, 2005).

Irwin, em 1956, propôs uma abordagem para fratura equivalente ao modelo de Griffith, porém mais conveniente para os problemas encontrados na engenharia. Irwin definiu que à medida que a trinca se propaga esta libera uma quantidade de energia para cada

incremento da área de superfície de trinca gerada (Anderson, 2005). Essa relação é chamada de taxa de liberação de energia, G , e é descrita na forma

$$G = -\frac{d\Pi}{dA}, \quad (1)$$

onde Π é a energia potencial armazenada no corpo e A a área da trinca.

Esta taxa não se refere a uma derivada em função do tempo, mas sim à variação de energia potencial liberada por área à medida que a trinca avança sendo assim um fator extremamente fundamental, pois controla o comportamento da trinca. G é conhecido também como força de extensão da trinca ou força motriz da trinca (Anderson, 2005).

Esta teoria de Griffith implica que toda energia liberada pelo crescimento da trinca é usada para formação de novas superfícies, porém isso representa uma grande limitação já que só acontece para materiais extremamente frágeis. Em materiais dúcteis como o estudado neste trabalho, boa parte dessa energia é utilizada para movimentar discordâncias causando deformação plástica à frente da trinca e direcionando o excedente para a ativação do mecanismo de fratura propriamente dito.

Embora apresente estas limitações, a taxa de liberação de energia (G) permite um melhor entendimento do processo de fratura e dos demais parâmetros de interesse ao trabalho, sendo brevemente discutida a seguir. Ainda considerando a chapa plana da figura 8 e admitindo a presença de uma trinca semi-elíptica de comprimento $2a$, pode-se determinar G atuante na forma

$$G = \frac{\pi\sigma^2 a}{E}, \quad (2)$$

onde σ é a tensão remota aplicada no material, a o semi-comprimento da trinca e E o módulo de elasticidade do material.

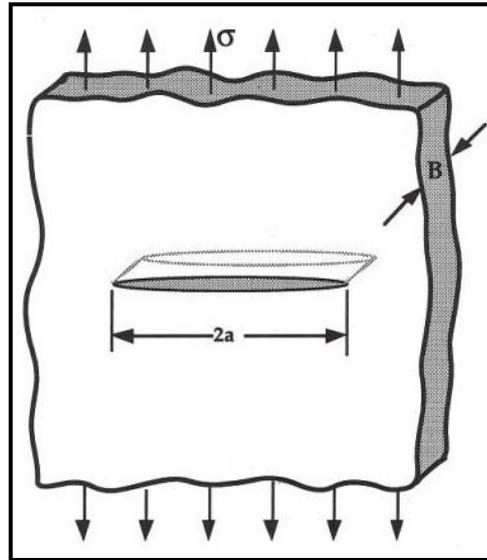


Figura 8 – Placa plana semi-infinita submetida a tração uniaxial contendo uma trinca.
Fonte: Anderson, 2005, p. 37

A propagação instável (catastrófica) da trinca ocorrerá quando G atingir seu valor crítico G_c , o qual tem sua magnitude medida experimentalmente e nada mais representa do que o valor de G atuante para o qual se dá o processo de fratura catastrófica. Em termos micromecânicos deste processo e à luz da equação (1), G_c pode ser interpretado como

$$G_c = \frac{dW_s}{dA} = 2w_f, \quad (3)$$

onde W_s é o trabalho requerido para criar novas superfícies de trinca e w_f é a energia de fratura necessária para a quebra de ligações do material, que pode incluir efeitos elásticos, plásticos, viscoelásticos ou viscoplásticos dependendo do material em questão. A consideração da energia elástica para quebrar ligações atômicas (figura 9a) e também da energia para gerar deformação plástica (figura 9b) é baseada nas propostas de Irwin (1948) e Orowan (1948) e que podem ser expressas na forma

$$w_f = \gamma_s + \gamma_p, \quad (4)$$

onde γ_s é a energia necessária para fratura frágil e criação de novas superfícies livres no material e γ_p é o trabalho plástico por unidade de área da superfície criada sendo esse tipicamente muito maior que γ_s (Anderson, 2005). Como a distinção destas grandezas não é trivial, G_c como medida de tenacidade à fratura é usualmente determinado experimentalmente usando corpos de prova reduzidos ensaiados até a falha final (Anderson, 2005).

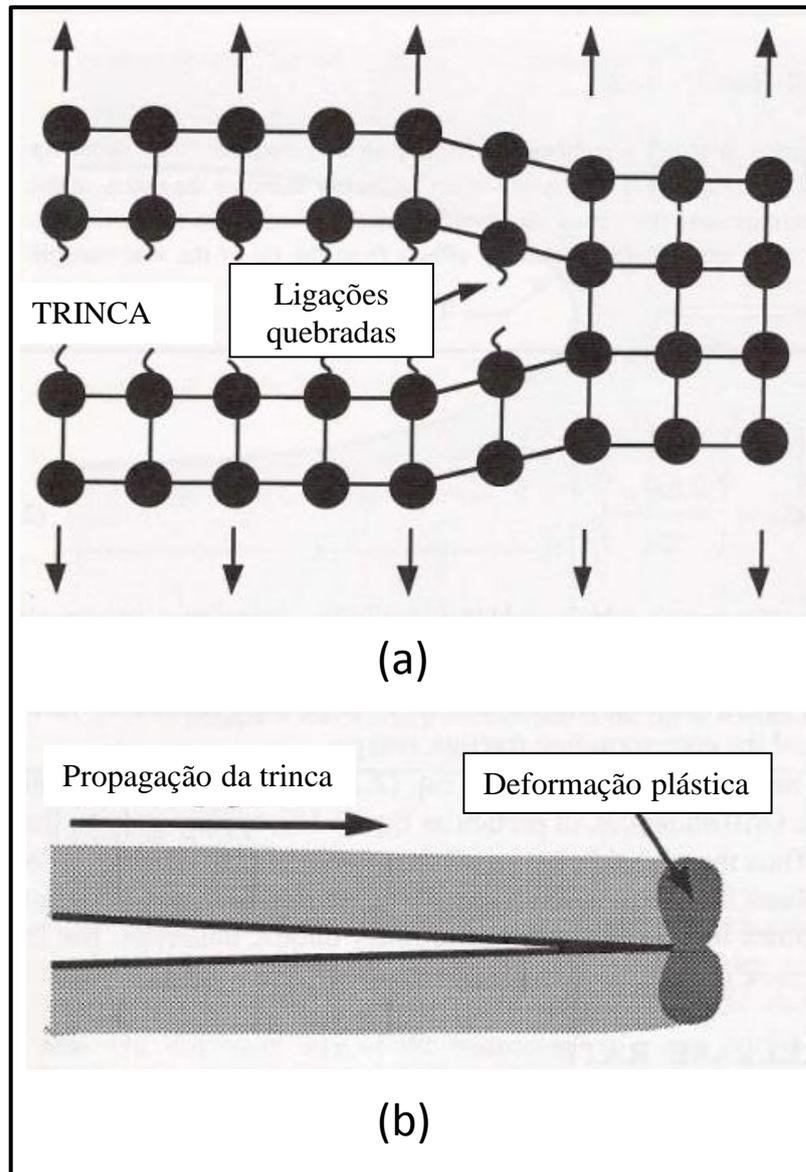


Figura 9 – Parcelas de energia de fratura consumidas (a) para a quebra de ligações atômicas e (b) para geração de deformação plástica.

Fonte: Anderson, 2005, p. 42

Enquanto o estudo de trincas por meio de G é essencialmente baseado em equilíbrio de energia, uma outra abordagem da MFEL é a avaliação da fratura com base no campo de tensões localizado à frente da ponta da trinca. Com este enfoque, é de grande interesse o parâmetro K_I (Miranda, 1999), denominado fator de intensidade de tensões sob modo I de sollicitação. Este parâmetro descreve univocamente, dentro do campo de validade da MFEL (pequenos níveis de plasticidade à frente do defeito), os campos de tensões e deformações nas proximidades da ponta da trinca sendo conhecidas a tensão remota aplicada, a dimensão e a orientação da trinca (Rabello, 2005).

Assumindo um material isotrópico e elástico-linear contendo uma trinca qualquer submetida a forças externas, é possível determinar a tensão em qualquer ponto à sua frente desde que se conheça o valor de K_I aplicado e se adote um sistema de coordenadas com a origem na ponta da trinca (Anderson, 2005) como ilustra a figura 10. Este sistema de coordenadas será utilizado ao longo do trabalho e é típico da análise de problemas de mecânica da fratura.

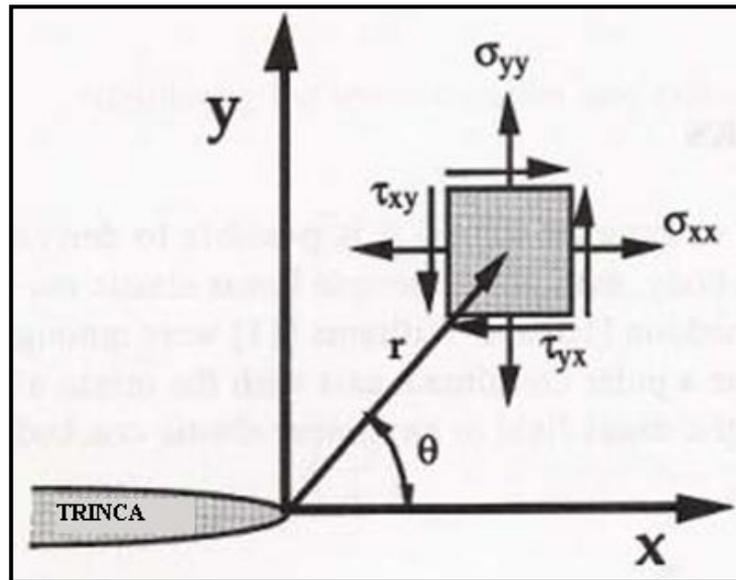


Figura 10 – Sistema de coordenadas quaisquer à frente da ponta da trinca.
Fonte: Anderson, 2005, p. 52

Considerando o sistema de coordenadas da figura 10 e o modo I de abertura abordado neste trabalho, as tensões à frente da trinca podem ser calculadas dentro da validade da MFEL da seguinte maneira (Anderson, 2005):

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \quad , \quad (5)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \quad , \quad (6)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \quad , \quad (7)$$

$$\sigma_{zz} = 0 \text{ (EPT)}; \sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \text{ (EPD)} \quad , \quad (8)$$

$$\tau_{yz} = \tau_{zx} = 0 \quad , \quad (9)$$

onde r é a distância da ponta da trinca até o ponto em que se deseja saber a tensão, o ângulo θ é a posição angular do ponto em estudo e ν é o coeficiente de Poisson do material.

Assim como G , o fator K_I pode ser entendido como uma força motriz de trinca. Por descrever o estado de tensões ao qual a trinca está submetida, K_I pode ser utilizado para a análise do comportamento da mesma. Segundo a MFEL, a fratura catastrófica ocorrerá quando $K_{I-aplicado} = K_{IC}$, onde K_{IC} é o fator de intensidade de tensões crítico obtido experimentalmente. Por sua vez, $K_{I-aplicado}$ é definido de forma geral como (Dowling, 1999; Anderson, 2005)

$$K_{I-aplicado} = \frac{P}{B\sqrt{W}} f\left(\frac{a}{W}\right) , \quad (10)$$

onde $f(a/W)$ é uma função adimensional e que depende do carregamento e do tipo de geometria trincada, P é a carga aplicada ao espécime, B é a espessura e W a largura do corpo de prova (as grandezas geométricas e de carregamento são mais detalhadamente apresentadas oportunamente adiante).

Uma grande variedade de soluções de $f(a/W)$ aplicáveis a diversas geometrias (placas, tubos, vasos de pressão, conexões, entre outras) pode ser encontrada nas recomendações da API 579 (2000), da BS 7910 (2005), da ASTM E399 (2009), nos trabalhos de Tada et al. (1985), Towers (1981), Raju e Newman (1982), Newman e Raju (1984), Zahoor (1985), entre outras fontes. A figura 11 ilustra as soluções de $f(a/W)$ para as configurações mais típicas de corpos de prova de mecânica da fratura segundo os resultados obtidos por Tada et al. (1985). A mesma figura permite uma visualização das principais características geométricas e de modo de carregamento de cada corpo de prova, sendo que este trabalho emprega o corpo de prova do tipo SE(B) com diferentes profundidades de trinca e submetido a flexão de 3 pontos.

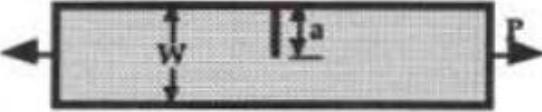
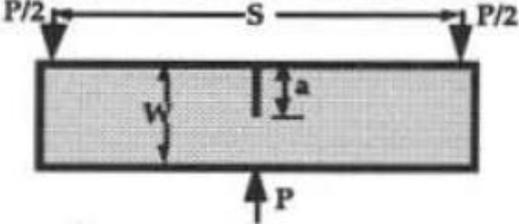
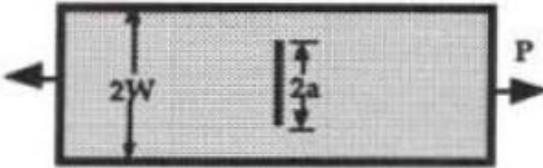
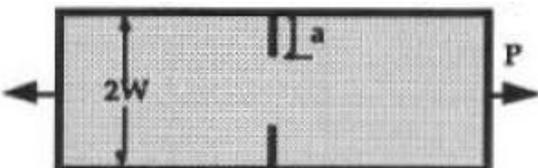
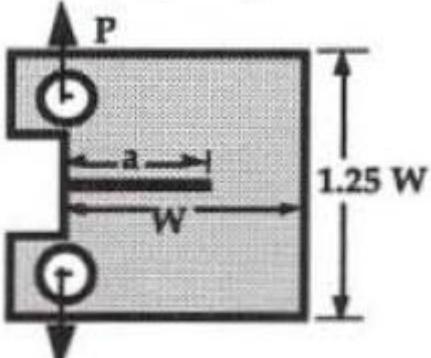
GEOMETRIA	$f(a/W)$
<p>Single Edge Notched Tension - SE(T)</p> 	$\frac{\sqrt{2 \tan \frac{\pi a}{2W}}}{\cos \frac{\pi a}{2W}} \left[0,752 + 2,02 \left(\frac{a}{W} \right) + 0,37 \left(1 - \sin \frac{\pi a}{2W} \right) \right]$
<p>Single Edge Notched Bend -SE(B)</p> 	$\frac{3 \frac{S}{W} \sqrt{\frac{a}{W}}}{2 \left(1 + 2 \frac{a}{W} \right) \left(1 - \frac{a}{W} \right)^{\frac{3}{2}}} \left\{ 1,99 - \frac{a}{W} \left(1 - \frac{a}{W} \right) \left[2,15 - 3,93 \left(\frac{a}{W} \right) + 2,7 \left(\frac{a}{W} \right)^2 \right] \right\}$
<p>Center Cracked Tension -CC(T)</p> 	$\sqrt{\frac{\pi a}{4W}} \sec \frac{\pi a}{2W} \left[1 - 0,025 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 0,06 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \right]$
<p>Double Edge Notched Tension -DE(T)</p> 	$\frac{\sqrt{\frac{\pi a}{2W}}}{\sqrt{1 - \frac{a}{W}}} \left[1,122 - 0,561 \left(\frac{a}{W} \right) - 0,205 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 0,471 \left(\frac{a}{W} \right)^3 + 0,190 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \right]$
<p>Compact Specimen Tension- C(T)</p> 	$\frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W} \right)^{3/2}} \left[0,886 + 4,64 \left(\frac{a}{W} \right) - 13,32 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 14,72 \left(\frac{a}{W} \right)^3 - 5,60 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \right]$

Figura 11 – Fatores de intensidade de tensões para três casos típicos de trincas planas sob tensão.
 Fonte: Anderson, 2005, p.63 (imagens); Tada et al., 1985 (soluções)

O valor de K_{IC} é uma propriedade do material e é determinado experimentalmente, usualmente seguindo as recomendações da norma ASTM E399 (2009). Esta norma trata do levantamento da tenacidade à fratura utilizando K_{IC} para materiais metálicos sujeitos ao estado plano de deformações e buscando respeitar as condições SSY (escoamento de pequena monta) que garantam a chamada similitude (Rabelo, 2005). A existência de similitude significa que a zona plástica à frente do defeito é suficientemente pequena a ponto de a MFEL ser válida e o fator K aplicável àquela geometria ser capaz de descrever igualmente o campo de tensões à frente de uma trinca em um corpo de prova e em um componente estrutural. Em suma, o valor de K_{IC} neste caso é independente da geometria e pode ser medido em um espécime de pequenas dimensões e usado para avaliar a integridade estrutural de uma estrutura de grandes dimensões. A dimensão reduzida da zona plástica é favorecida se um estado plano de deformações for conseguido, e neste sentido a norma ASTM E399 (2009) apresenta requisitos geométricos para que os espécimes possam ser considerados válidos. Os detalhes de interesse ao trabalho serão brevemente apontados quando necessário.

Para materiais elástico-lineares, os fatores G e K estão diretamente relacionados na forma (Anderson, 2005)

$$G = \frac{K^2}{E'}, \quad (11)$$

onde, $E' = E$ para EPT e $E' = E/(1-\nu^2)$ para EPD.

Esta relação é vantajosa, pois a determinação experimental de K , a qual é conduzida na maioria dos casos práticos, toma conotação não só de tensões à frente da trinca, mas também de energia disponível e necessária para a ocorrência de fratura. Atualmente na engenharia o fator G é consequentemente pouco utilizado (Anderson, 2005).

A MFEL é muito precisa quando envolve materiais de baixa tenacidade à fratura como, inclusive, algumas ligas de alumínio de aplicação aeroespacial (Saxena, 1998). Para aços estruturais dúcteis utilizados em plantas petroquímicas, vasos de pressão, tubulações e diversas outras aplicações (o aço ASTM A 516 Gr.70 estudado neste trabalho é um exemplo), a MFEL não é diretamente aplicável, pois ocorre muita deformação plástica e as fraturas são usualmente precedidas por crescimento de estável das trincas, o que não atende às condições SSY e de similitude brevemente descritas acima. Estes materiais, portanto, são estudados à luz da mecânica da fratura elasto-plástica discutida na sequência (Saxena, 1998).

2.2.3 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)

Devido à plastificação da ponta da trinca, o fator de intensidade de tensão K , abordado na MFEL, não é mais válido, pois deixa de caracterizar os campos de tensões à frente da trinca e com isto cessa o atendimento às condições SSY. Ainda, as equações (5 a 9) descrevem um campo singular e conduzem a tensões infinitas da ponta da trinca, o que não é fisicamente razoável, em especial quando da existência de expressiva plasticidade localizada (Miranda, 1999). Para materiais com grande tenacidade/ductilidade e baixa triaxialidade de tensões na frente da trinca (grande parcela de tensões de desvio no tensor das tensões – Ragab, 1998 – vide Apêndice A para detalhes) outros métodos podem ser aplicados para a solução do problema, sendo um deles o uso da mecânica da fratura elasto-plástica por meio do δ (chamado CTOD - *Crack Tip Opening Displacement*) e do parâmetro integral J (Anderson, 2005). Estes parâmetros serão discutidos na sequência e são a base da quantificação de forças motrizes no presente estudo.

Wells, ao medir valores de K_{IC} para alguns aços estruturais, notou que alguns desses materiais eram tenazes demais para serem abordados pela MFEL e o princípio da similitude deixava de ser respeitado. Após examinar alguns corpos de prova, Wells notou que a trinca originalmente aguda sofria deformação plástica significativa gerando um arredondamento (*blunting*) na sua ponta como ilustra a figura 12 (Anderson, 2005). Ele observou também que este arredondamento aumentava proporcionalmente à tenacidade medida para o material. Essas observações levaram Wells a propor que essa abertura da ponta da trinca era um método de se medir a tenacidade do material (Anderson, 2005) conhecido atualmente como deslocamento ou abertura da ponta da trinca (δ ou CTOD).

Considerando uma trinca com pequena zona plástica na ponta como a ilustrada na figura 13, Irwin (1961) mostrou (com base em suas estimativas de dimensão da zona plástica) que a plasticidade da ponta da trinca se comporta como se a trinca existente fosse ligeiramente maior. Assim pode-se estimar o CTOD assumindo um comprimento de trinca efetivo de $a+r_y$ na forma

$$\delta = 2u_y = \frac{4K_I^2}{\pi\sigma_{LE}E} = \frac{4G}{\pi\sigma_{LE}} \quad , \quad (12)$$

onde

$$u_y = \frac{k+1}{2\mu} K_I \sqrt{\frac{r_y}{2\pi}} \quad (13)$$

e

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{LE}} \right)^2, \quad (14)$$

ambos definidos na figura 13. Ainda, k representa um coeficiente adimensional dependente do coeficiente do Poisson (ν) e é equivalente a $k = 3 - 4\nu$ para EPD e $k = \frac{3-\nu}{1+\nu}$ para EPT, e μ representa o módulo de cisalhamento.

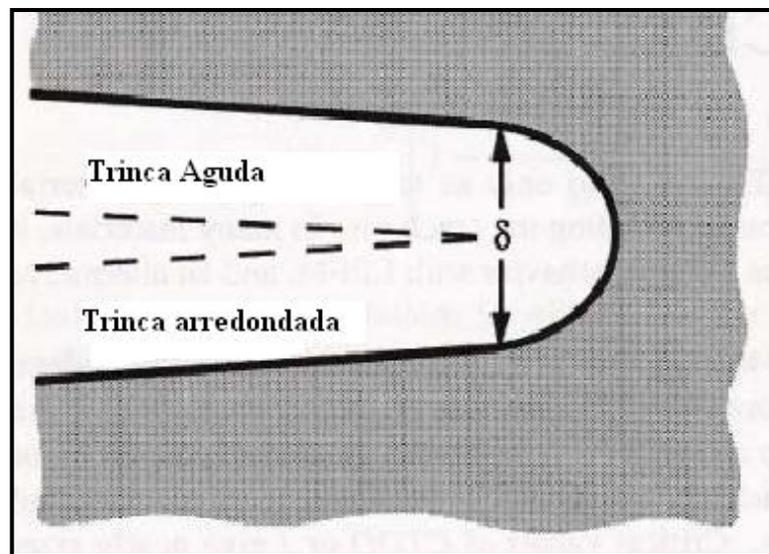


Figura 12 – Definição original do CTOD. O arredondamento de uma trinca inicialmente aguda por deformação plástica resulta em um deslocamento finito δ .

Fonte: Anderson, 2005, p.118

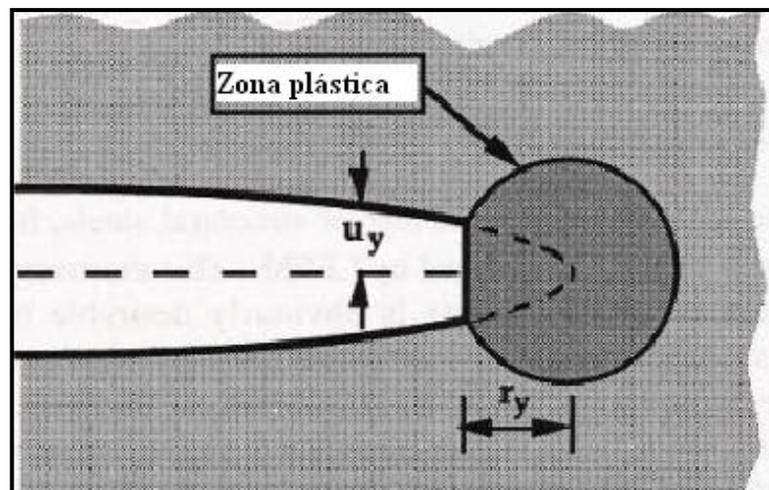


Figura 13 – Ilustração esquemática do CTOD estimado a partir do comprimento efetivo (r_y) da trinca baseado na estimativa de Irwin. u_y é metade da abertura da ponta da trinca devido ao deslocamento r_y .

Fonte: Anderson, 2005, p.118

Dugdale (1960) adotou uma abordagem distinta e utilizou o modelo da faixa de escoamento (figura 14) para estimar o CTOD. Este modelo admite que toda a deformação plástica se concentra em uma faixa à frente da trinca e que esta faixa representa a porção de material submetida a tensões iguais ou superiores à tensão de escoamento do material. Logo, o δ também pode ser estimado pela equação 15 apresentada a seguir como

$$\delta = \frac{K_I^2}{m\sigma_{LE}E} = \frac{G}{m\sigma_{LE}}, \quad (15)$$

onde m é uma constante adimensional que vale aproximadamente 1,0 para EPT e 2,0 para EPD (Anderson, 2005).

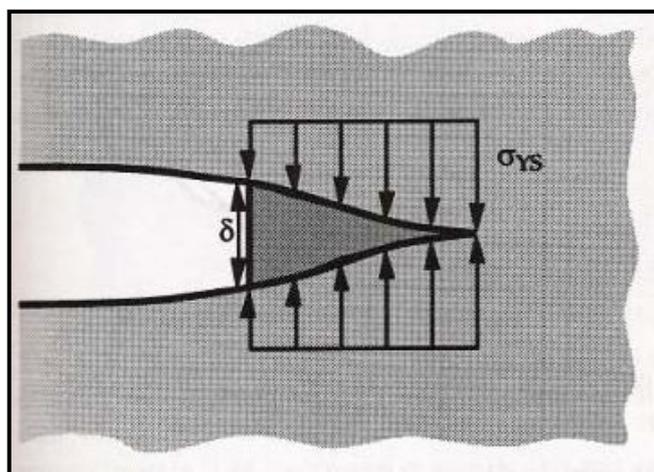


Figura 14 – CTOD estimado a partir modelo da faixa de escoamento.
Fonte: Anderson, 2005, p.119

Para as equações 12 e 15 foi considerada uma placa infinita com trinca passante, tensões remotas muito menores que a tensão de escoamento do material e material elástico/perfeitamente plástico, assim as aproximações do CTOD propostas por Irwin e Dugdale são conceitualmente interessantes mas acabaram cedendo espaço a definições geométricas de mais factível implementação e determinação numérico-experimental.

Um método alternativo de determinação do CTOD é baseado na construção geométrica da intersecção dos flancos da trinca com retas de 90° como mostrado na figura 15. Esta abordagem é atualmente muito empregada a partir de resultados numéricos utilizando o método dos elementos finitos e consiste basicamente em, a partir da ponta instantânea da trinca, se estimar a intersecção dos flancos com duas retas complementares obtendo assim o valor de CTOD (Anderson, 2005). Admitindo que a ponta da trinca arredondada possa ser

aproximada de uma semi-circunferência, esta definição torna-se equivalente à definição original do CTOD dada pela figura 12.

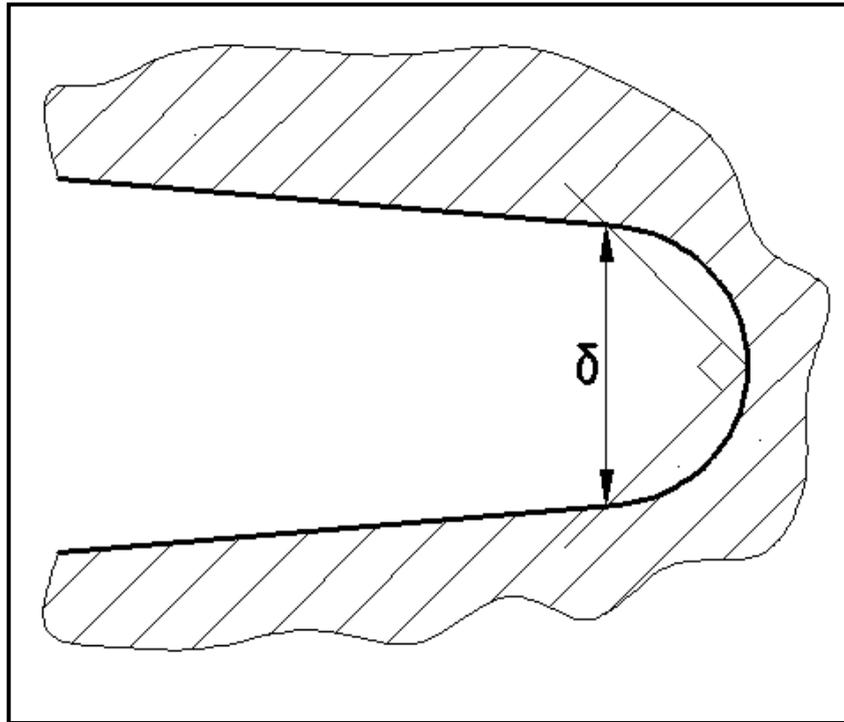


Figura 15 – CTOD estimado a partir da intersecção dos flancos da trinca com duas retas defasadas de 90°.
Fonte: Autor

Independente da definição adotada para o entendimento do CTOD (δ), é de fundamental importância que esta grandeza possa ser determinada experimentalmente em laboratório para os materiais de interesse. A figura 16 apresenta esquematicamente o difundido método da rótula plástica (utilizado, por exemplo, na norma BS7448 de 1991) o qual assume a divisão do CTOD em duas partes sendo uma elástica δ_{el} obtida diretamente do K_I atuante e outra plástica δ_{pl} que é obtida geometricamente assumindo-se que o espécime possua duas metades rígidas que giram em torno de um ponto rotular fixo (figura 16). Este ponto rotular é posicionado ao longo do ligamento remanescente pelo parâmetro r_p denominado de fator rotacional plástico (Donato, 2008). Por semelhança de triângulos, obtém-se a equação (16) que permite calcular experimentalmente o valor de CTOD (δ) a partir dos dados experimentais de geometria do espécime, carga e deslocamento.

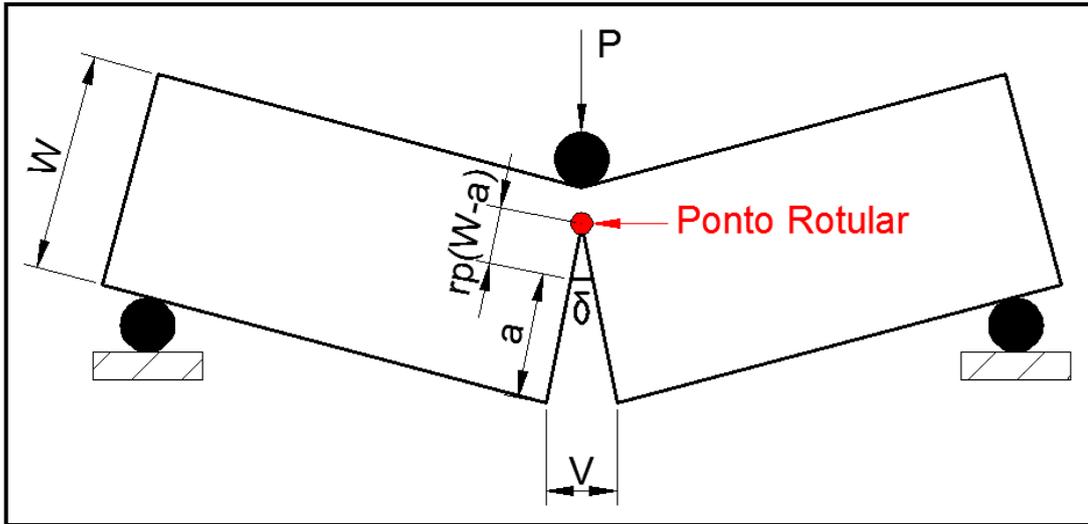


Figura 16 – CTOD obtido por um ensaio com corpos de prova de três pontos.
Fonte: Autor

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} = \frac{K_I^2(1-\nu^2)}{2\sigma_{LE}E} + \frac{r_p(W-a)V_{pl}}{r_p(W-a)+a} \quad (16)$$

Aqui, r_p é um fator adimensional constante entre 0 e 1, sendo que a BS 7448 recomenda 0,4 (Anderson, 2005) e V_P é a parcela plástica do deslocamento da boca da trinca V (também chamado CMOD – *Crack Mouth Opening Displacement*), como ilustra uma curva de carga vs. deslocamento de ensaio na figura 17.

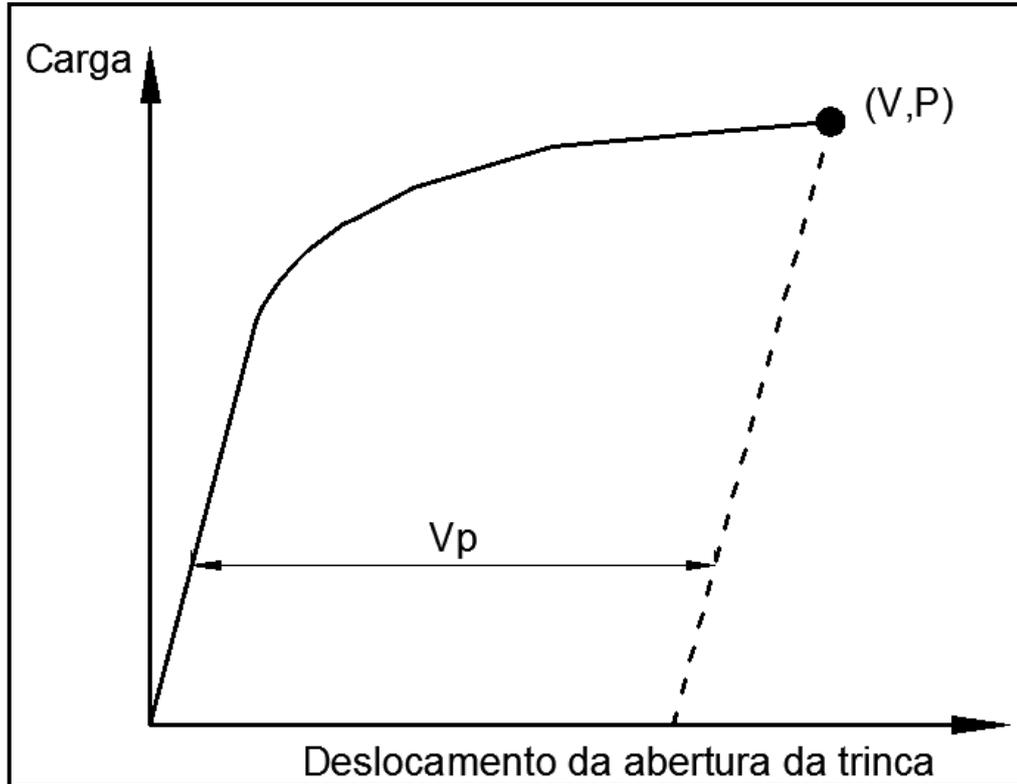


Figura 17 – Determinação do componente plástico do deslocamento da abertura da trinca.
Fonte: Autor

Atualmente, o método da rótula plástica teve seu uso reduzido por não ser tão preciso já que o ponto rotular se desloca ao longo do ensaio e a construção geométrica é então invalidada. O método que comumente o substitui é o chamado método eta (η) e que será abordado mais adiante no trabalho.

Outro parâmetro utilizado pela MFEP é o parâmetro denominado integral J . Em 1968, J. R. Rice utilizou o conceito de integrais invariantes para tentar caracterizar o estado de tensão e deformação em um corpo contendo trinca. Este descobriu que para qualquer material elástico não-linear, planar, homogêneo e isotrópico em estado de equilíbrio estático, uma certa integral de linha (como ilustra a figura 18) fazendo um caminho fechado qualquer no sentido anti-horário partindo da parte inferior da trinca e terminando na superior tinha seu resultado independente do caminho de integração. Esta integral é dada pela equação (17) (Saxena, 1998) e pode também ser aplicada a materiais elasto-plásticos desde que não sejam realizados descarregamentos (o comportamento resultante é análogo a um sólido elástico não-linear).

$$J = \int_r \left(w dy - T \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (17)$$

onde:

w = energia de deformação

T = vetor de tração

u = é o vetor deslocamento = $u_{1i} + u_{2j}$

ds = incremento de comprimento do caminho escolhido

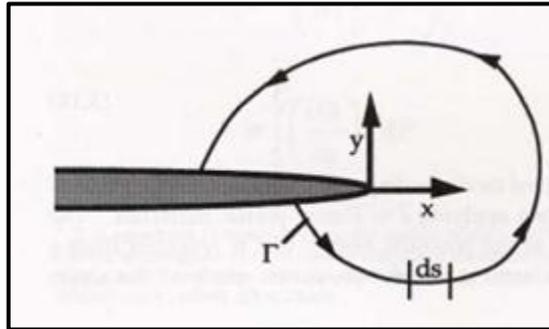


Figura 18 – Representação de Integral J como uma integral de linha.

Fonte: Anderson, 2005, p.126

Fisicamente o parâmetro J é entendido como uma taxa de liberação de energia não linear atrelada à quantidade de área de trinca gerada, exatamente como o G para casos elásticos lineares. Para uma amostra com espessura B resulta portanto

$$J = -\frac{1}{B} \frac{dU}{da} \quad , \quad (18)$$

onde:

dU = quantidade de energia necessária para que a trinca avance.

da = variação do comprimento da trinca como mostra a figura 19.

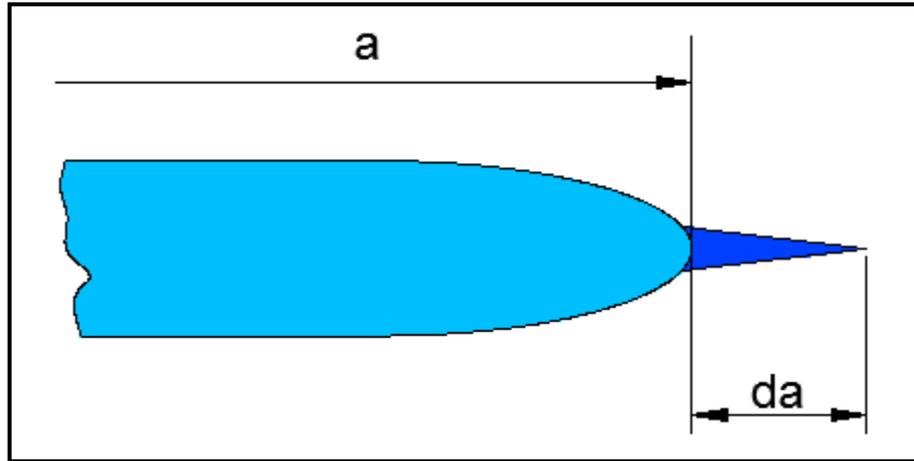


Figura 19 – Propagação da trinca de um montante “da”.
Fonte: Autor

Além da interpretação energética já comentada, Hutchinson, Rice e Rosengren descobriram que J caracteriza também as tensões em qualquer ponto à frente da trinca (tendo como referência a figura 10 e analogamente ao parâmetro K), ou seja, a intensidade do campo de tensões e as deformações. Esse campo foi denominado de “Campo HRR” em homenagem aos três pesquisadores e as tensões podem ser calculadas na forma geral (Anderson, 2005)

$$\sigma_{ij} = k_1 \left(\frac{J}{r} \right)^{\frac{1}{n+1}}, \quad (19)$$

onde k_1 e n são propriedades do material em análise.

O método mais fundamental para a determinação experimental de J se utiliza de sua interpretação energética original por meio de um ensaio envolvendo múltiplos espécimes conforme esquematizado na figura 20. Inicialmente são avaliadas as curvas de carga aplicada no corpo de prova vs. o deslocamento da linha de carga (chamado Δ ou LLD – *Load Line Displacement*) para diversos comprimentos de trinca “a”, como ilustra a figura 20(a); a área abaixo da curva é determinada e representa a energia U absorvida pelo corpo de prova. Tendo esses valores de U , faz-se um novo gráfico (figura 20b) de U versus o comprimento de trinca obtendo curvas para diversos deslocamentos Δ . As tangentes dessas curvas obtidas são os incrementos da energia envolvidos com a variação de comprimento da trinca (dU/da) que por definição representam o parâmetro J , sendo assim possível determinar sua evolução em função do deslocamento como ilustrado na figura 20(c).

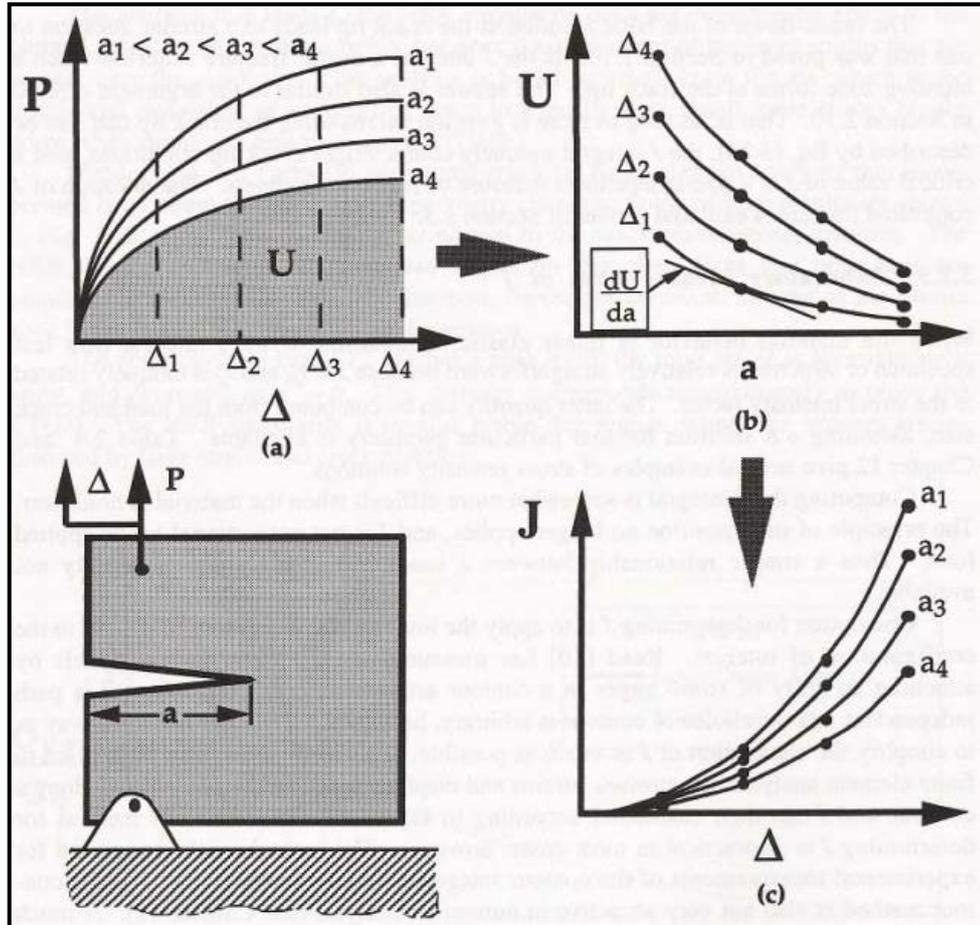


Figura 20 – Esquema para obtenção de J utilizando a interpretação energética.
 Fonte: Anderson, 2005, p.132

Como o parâmetro J descreve as condições energéticas e de tensões à frente da trinca que levam à fratura, este pode ser usado para avaliação de integridade e ao atingir seu valor crítico (denotado J_C) é tida como prevista a falha do material. J_C pode ser determinado experimentalmente e vale o conceito da similitude se for válida a MFEP, o que faz com que esta grandeza seja propriedade do material. Entretanto, o método apresentado pela figura 20 exige múltiplos espécimes e é de grande complexidade experimental, não tendo grande aplicabilidade prática nos dias atuais.

Uma alternativa existente e amplamente aplicada à determinação experimental de J é o chamado método eta (η), o qual utiliza um único corpo de prova para cada medição de J e se baseia na contribuição da energia de deformação imposta à amostra (U) para este parâmetro. O método eta (η) é atualmente o mais utilizado pelas normas correntes (por exemplo ASTM E1820 (2011) e ASTM E1290 (2008)) e serve tanto para a obtenção de J como para a determinação do CTOD (δ) em substituição ao modelo da rótula plástica.

O método eta (η) se baseia na separação de J em duas componentes, a elástica J_{el} e a plástica J_{pl} conforme apresenta a equação (20).

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (20)$$

Conforme demonstrado por Shih (1981), J e δ apresentam uma relação direta e são parâmetros igualmente válidos para a caracterização do comportamento à fratura para materiais elasto-plásticos, como será apresentado a seguir. Com base nisto, o δ também pode ser descrito como a soma de uma parte elástica com uma parte plástica na forma (Anderson, 2005; Donato, 2008)

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} \quad (21)$$

Para sua aplicação prática, o método η baseia-se na divisão da energia total absorvida (U) em energia elástica U_{el} (incluindo energia do corpo sem trinca) e plástica U_{pl} as quais são obtidos calculando as áreas elástica A_{el} e plástica A_{pl} sob a curva de carga vs. deslocamento, como ilustra a figura 21.

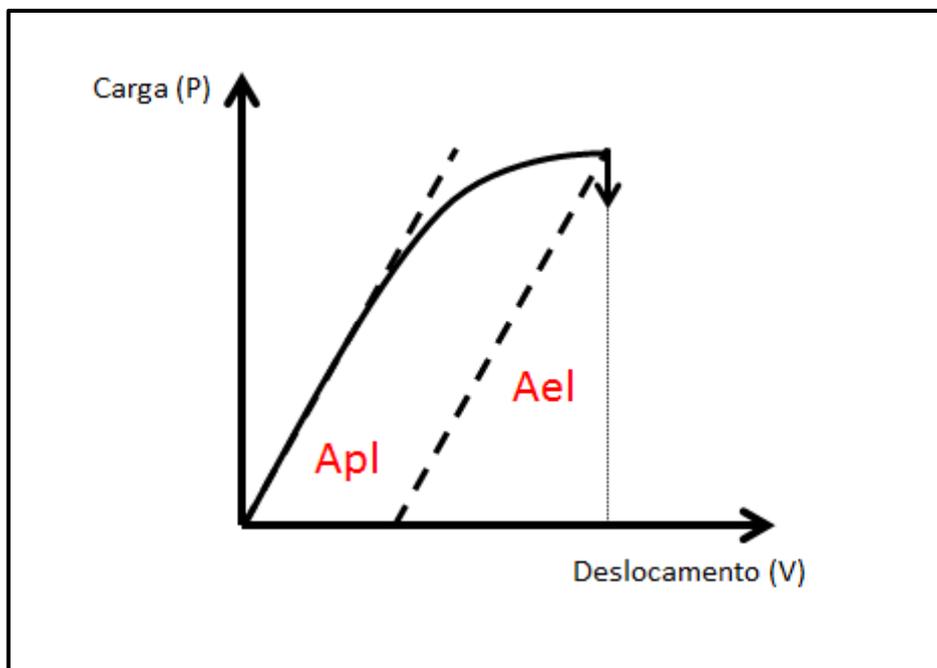


Figura 21 – Distinção entre parcelas elástica e plástica da energia absorvida durante o ensaio de mecânica de fratura em flexão de 3 pontos utilizando espécimes SE(B).

Fonte: Autor

Segundo o método η , as frações elásticas e plásticas de J e δ são diretamente relacionadas por fatores adimensionais η_{el} e η_{pl} às áreas A_{el} e A_{pl} como mostra a equação (22) abaixo para o caso de J .

$$J = J_{el} + J_{pl} = \frac{\eta_{el} \cdot J \cdot A_{el}}{(W-a) \cdot B} + \frac{\eta_{pl} \cdot J \cdot A_{pl}}{(W-a) \cdot B} \quad (22)$$

Os fatores η_{el} e η_{pl} são dependentes da geometria do corpo de prova sendo que η_{el} pode ser determinado facilmente a partir de K_I e η_{pl} pode ser determinado analiticamente ou por meio de simulações numéricas como amplamente discutido em Donato (2008). Assim, J e δ podem ser determinados como

$$J = \frac{K_I^2 (1-\nu^2)}{E} + \frac{\eta_{pl} \cdot J \cdot A_{pl}}{(W-a) \cdot B} \quad (23)$$

e

$$\delta = \frac{K_I^2}{m_c \cdot \sigma_{LE} \cdot E} + \frac{\eta_{pl} \cdot \delta \cdot A_{pl}}{(W-a) \cdot B \cdot \sigma_{flow}} \quad , \quad (24)$$

onde σ_{flow} é usualmente tida como a média das tensões limite de escoamento e limite de resistência do material no qual a trinca está imersa (Saxena, 1998).

Se o material em questão tiver um comportamento predominantemente elástico linear e estiverem válidas as condições SSY, a relação mencionada acima entre J e δ se dá na forma

$$J = m \sigma_{LE} \delta \quad , \quad (25)$$

onde m é uma constante adimensional que depende do estado de tensão e das propriedades dos materiais (Anderson, 2005).

Shih utilizou modelos de elementos finitos para analisar as tensões e deslocamentos na ponta da trinca e demonstrou para o caso elasto-plástico que J e δ podem também se relacionar , na forma (Anderson, 2005)

$$\delta = \frac{d_n \cdot J}{\sigma_{LE}} \quad , \quad (26)$$

a qual deriva de análises do campo HRR e onde d_n é uma constante adimensional que depende do estado de tensão, do encruamento e da resistência mecânica do material em análise, como ilustra a figura 22 abaixo.

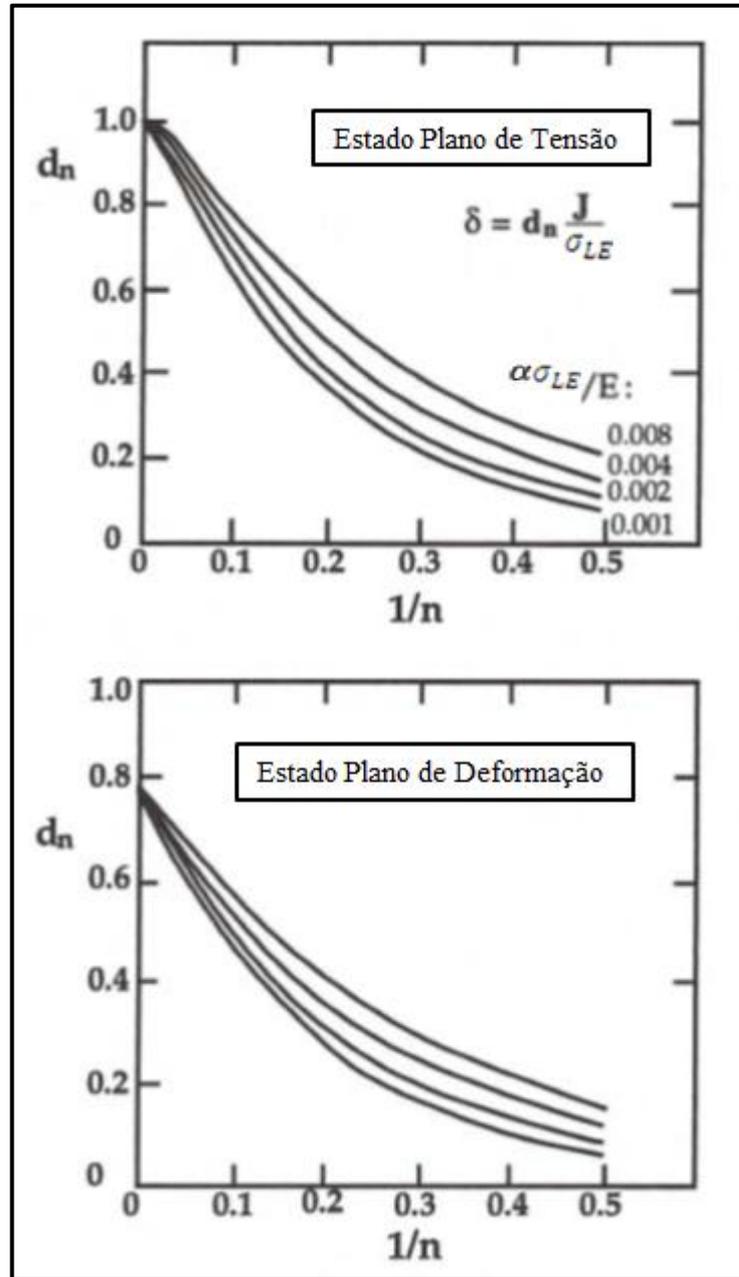


Figura 22 – Fatores adimensionais d_n para relacionar J e δ para EPD e EPT assumindo $\alpha = 1$ para o modelo de Ramberg-Osgood. Para valores de $\alpha \neq 1$, multiplicar os valores acima por $\alpha^{1/n}$.
Fonte: Anderson, 2005, p.141

Este trabalho emprega as equações 23 e 24 para determinar os parâmetros integral J e δ utilizando o método eta (η) a partir de dados experimentais obtidos do aço ASTM A516 grau 70 operando na região de transição dúctil-frágil. A fim de avaliar a adequação das

supracitadas forças motrizes de trinca sob tais condições e bem avaliar o comportamento dos espécimes deste trabalho, uma discussão sobre fratura frágil e dúctil é de interesse ao trabalho.

2.2.4 Fratura frágil e fratura dúctil

A fratura de um corpo sólido consiste na separação desse corpo em resposta a uma sollicitação mecânica (Bresciani, 1991) por tensões estáticas (por exemplo, constantes ou com pouca variação ao longo do tempo) e temperaturas relativamente baixas quando comparadas com a temperatura de fusão do material (Callister, 2000). O tipo de fratura é função de diversos fatores como a estrutura cristalina e composição química do material, seu estado de tensões, taxa de deformação e também a temperatura (Gulháev, 1981). Muitos metais, sobretudo se possuírem estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) ou hexagonal compacta (HC), verificam que ao se reduzir a temperatura, o mecanismo de fratura passa de dúctil para frágil e esta faixa de temperatura é denominada de transição dúctil-frágil (Gulháev, 1981). Em termos de estados de tensão, embora as tensões macroscópicas aplicadas possam ser tratativas, compressivas, cisalhantes ou de torção, é o estado de tensões à frente da trinca e suas parcelas hidrostáticas e de desvio que definem localmente as condições de fratura (Callister, 2000; Anderson, 2005). Quanto maior for a parcela hidrostática do tensor das tensões à frente da trinca (ou seja, maior triaxialidade das tensões – vide apêndice A para detalhes), mais favorecida é a fratura frágil e esta ocorrência é de extrema importância ao entendimento deste trabalho.

Existem dois tipos de fratura mais comuns nos metais, a fratura frágil que se caracteriza pela rápida propagação da trinca após praticamente nenhuma deformação macroscópica (Dieter, 1988) e a fratura dúctil com propagação de trinca lenta, porém com intensa deformação plástica (Bresciani, 1991) como mostra o esquema da figura 23.

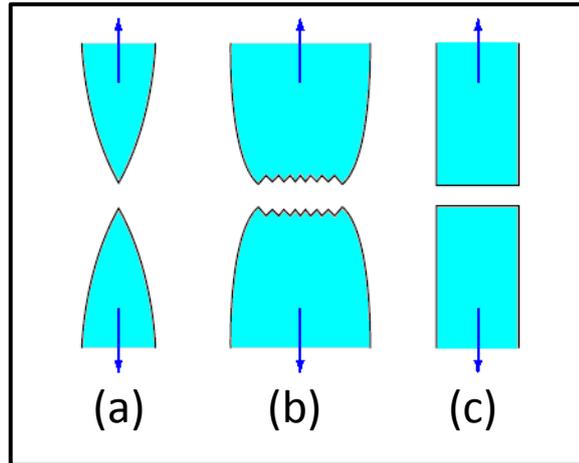


Figura 23 – (a) Material altamente dúctil com 100% de redução de área (p. ex., metais policristalinos extremamente dúcteis como ouro puro e chumbo); (b) Material moderadamente dúctil apresentando estricção; (c) Fratura frágil sem nenhuma deformação plástica aparente.

Fonte: Autor “adaptado de” Callister, 2000, p. 236

A fratura frágil se caracteriza pela súbita separação das faces da amostra e pelo aspecto granular, brilhante e plano da superfície da fratura, como mostra a figura 24 e sua tendência aumenta sob temperaturas baixas, elevadas taxas de deformação ou estados de tensão predominantemente hidrostáticos (Dieter, 1988; Anderson, 2005). Este tipo de fratura é particularmente importante, pois pode produzir falhas catastróficas abruptas em estruturas que estão operando, já que a taxa de propagação do defeito é muito elevada (da ordem da velocidade do som no ar) (Anderson, 2005). A fratura frágil ocorre mais frequentemente em metais com célula unitária hexagonal compacta (HC) e em metais de células cúbicas de corpo centrado (CCC) (p. ex., em aços ferríticos). É mais comum do tipo transgranular (denominada clivagem), onde o crescimento do defeito ocorre devido à separação do material de acordo com seus planos cristalográficos preferenciais (Dieter, 1988). O outro tipo de fratura frágil, menos comum em aplicações de aços, é a fratura intergranular, na qual o defeito cresce devido à separação do material nos contornos de grão, usualmente fragilizados por fenômenos ambientais (Donato, 2008; Bresciani, 1991).

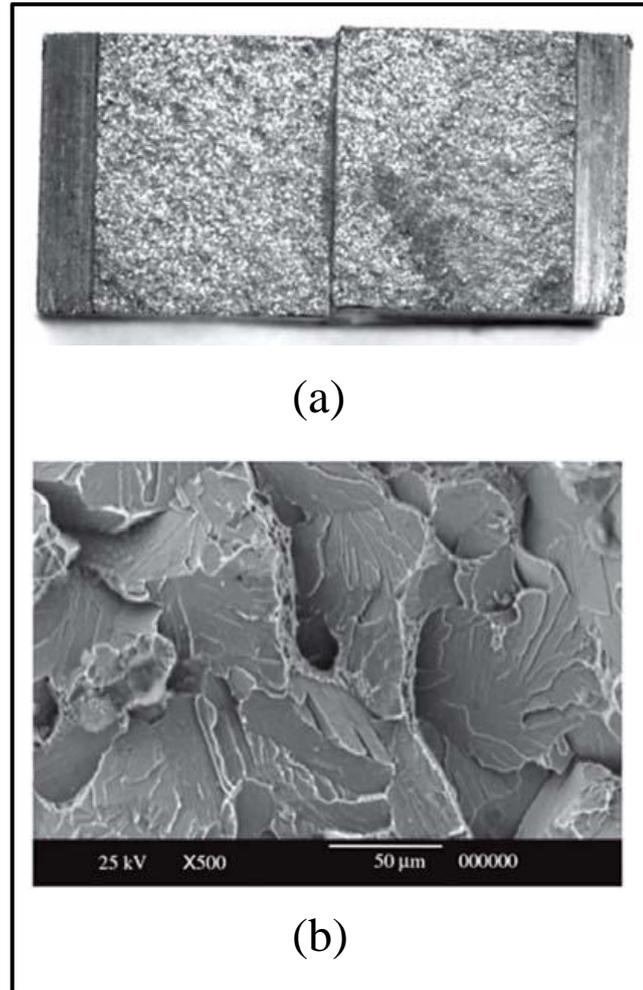


Figura 24 – Fractografias representativas de fratura frágil de um aço SAE 8620; (a) Fractografia de superfícies de fratura de um espécime Charpy à -46°C ; (b) fractografia em MEV, com magnificação de 500X.
Fonte: Gomes et al., 2005

A fratura dúctil apresenta grande deformação plástica na frente das trincas antes da ocorrência de fratura instável, a qual, por sua vez, é ainda usualmente precedida de crescimento estável do defeito. Este tipo de fratura é característico em aços de alta tenacidade (Donato, 2008). Na figura 25 é possível observar o processo de rasgamento dúctil de um aço API 5L X70 por meio de uma fractografia de um espécime de fratura do tipo compacto (C(T) – para mais detalhes sobre este corpo de prova a norma ASTM E1820 (2011) pode ser consultada). Este é um material de grande tenacidade e cuja fratura é essencialmente dúctil com expressiva propagação estável do defeito antes da falha final. Isto pode ser visto pela marca concêntrica à frente da pré-trinca de fadiga e posicionada logo adiante desta.

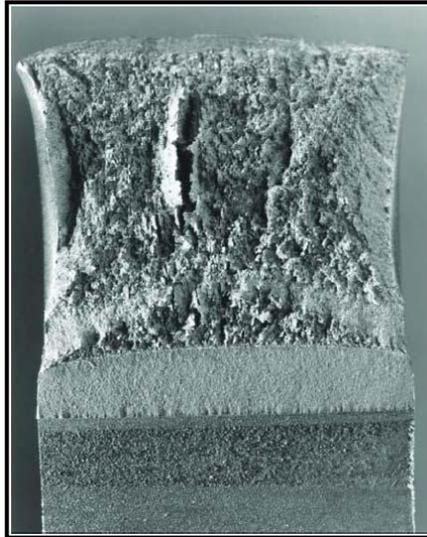


Figura 25 – Fractografia representativa de fratura dúctil de um aço API 5L X70. Observa-se a presença do defeito original incluindo a pré-trinca de fadiga, na sequência a zona de crescimento estável da trinca e por fim o colapso plástico.

Fonte: Donato, p. 241, 2008

A fratura dúctil é favorecida por tensões de cisalhamento e apresenta uma aparência macroscópica fibrosa e fosca (figura 25). Os mecanismos de nucleação e propagação de defeitos estão intimamente ligados à formação, crescimento e coalescimento de microcavidades no material, o que culmina na formação dos conhecidos alvéolos (dimples) ilustrados na figura 26 e tipicamente observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV) em fraturas dúcteis.

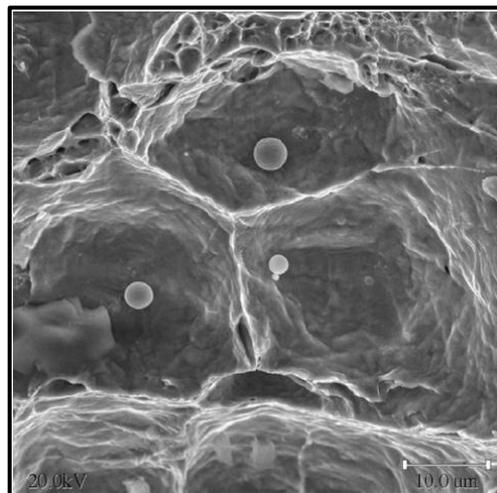


Figura 26 – Microfractografia MEV de um aço API 5L X70, fratura dúctil com formação de alvéolos nucleados por inclusões (dimples).

Fonte: Hippert, p. 86, 2004

Do ponto de vista micromecânico e utilizando como exemplo um corpo de prova de tração, o processo de fratura dúctil se inicia com uma região de grande intensidade de

deformação, na qual se dá a formação de cavidades e coalescimento destas formando assim uma trinca dominante. O processo segue com a propagação dessa trinca e conseqüentemente a ruptura do material. Esse processo é ilustrado pela figura 27 e é de grande valia para o entendimento do efeito de diferentes profundidades de trincas na tenacidade à fratura como estudado neste trabalho.

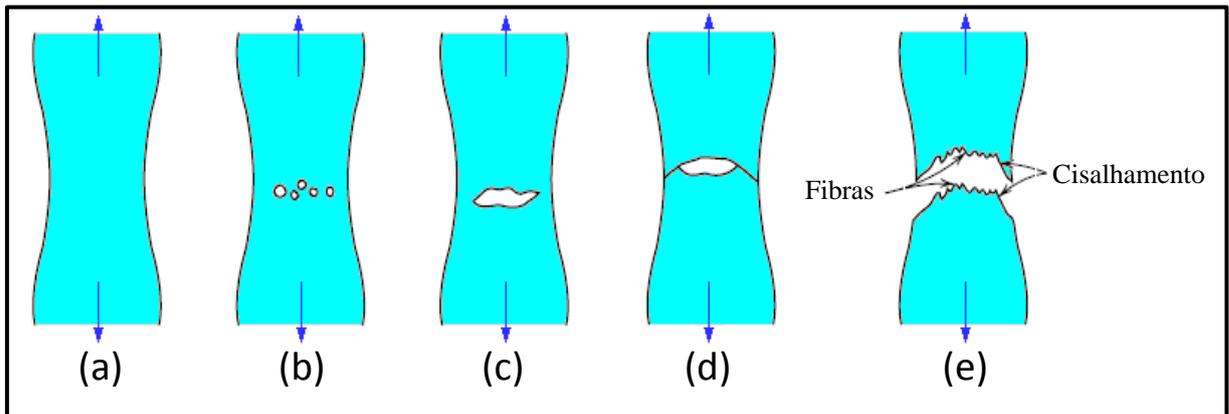


Figura 27 – (a) empescoçoamento inicial; (b) formação de cavidades; (c) coalescência das cavidades; (d) propagação da trinca; (e) ruptura dúctil.

Fonte: Autor “adaptado de” Callister, 2000, p. 237

A título de exemplo, como a tensão máxima de cisalhamento no corpo de provas da figura 27 se dá a aproximadamente 45° pode-se ver na figura 28 uma fratura com o formato chamado taça-cone simples (modo mais comum de ruptura em corpos de prova cilíndricos de materiais dúcteis - Callister, 2000). Mas existem também outras formas como a dupla taça-cone (Bresciani, 1991) e a fratura por lábios de cisalhamento (Dieter, 1988).



Figura 28 – Fratura taça-cone em um corpo de prova de alumínio dúctil.

Fonte: Callister, 2000, p. 237

Embora também seja indesejada, a fratura dúctil é preferível à fratura frágil, pois além de apresentar indícios claros de sua ocorrência antes da falha, permite a acomodação de ocasionais sobrecargas sem necessariamente ocorrer a falha catastrófica do componente (Donato, 2008). Havendo um grau de deformação plástica significativo, a fratura deve ser tratada à luz da teoria da MFEP, desde que sejam atendidos os limites de validade do campo HRR (Anderson, 2005).

O que foi apresentado são dois casos extremos e opostos de fratura. Vale ressaltar que nos metais, por exemplo, não são usualmente encontradas fraturas puramente dúcteis ou puramente frágeis. No primeiro caso pode haver vestígios de fragilidade onde a fratura dúctil desenvolve-se acompanhada da formação de células cujos contornos vão sendo destruídos fragilmente. No segundo caso, há vestígios de deformação plástica durante a transição de um plano de separação para o outro. Portanto, quando se fala em fratura frágil ou dúctil, refere-se à predominância de um dos mecanismos referidos (Gulháev, 1981).

2.2.5 Mecânica da fratura monoparamétrica

As vertentes clássicas da mecânica da fratura apresentadas nas seções anteriores (MFEL e MFEP) formam a base da mecânica da fratura chamada monoparamétrica, ou seja, quando admite-se que o comportamento à fratura (seja ela frágil ou dúctil) pode ser descrito por meio de um único parâmetro (p. ex., K , J ou δ), o qual descreve as condições de propagação instável do defeito ou trinca quando se atinge um valor crítico destes (Saxena, 1998).

Para que a mecânica da fratura monoparamétrica seja válida deve existir uma correlação direta entre o comportamento estrutural dos componentes em serviço e os valores de tenacidade obtidos experimentalmente com corpos de prova sob condições de plasticidade restrita (SSY). Isto significa atender ao princípio da similitude entre os campos de tensões nos espécimes laboratoriais e componentes estruturais em serviço garantindo assim que os processos de fratura de ambos os casos sejam similares (Donato, 2008).

A figura 29 representa esquematicamente as condições de similaridade de tensões validando assim a mecânica da fratura monoparamétrica, neste caso MFEP. Esta condição implica que a zona deformada seja pequena e compreendida dentro do domínio de J descrito pelo campo HRR como mostra a figura 29(c). Desta maneira, a integral J descreve o campo

de tensões e as condições de fratura igualmente nos componentes estruturais (figura 29(a)) e nos espécimes laboratoriais (figura 29(b)) (Donato, 2008).

A ocorrência de plasticidade acentuada nas proximidades da frente da trinca acaba por violar os limites de deformação para os quais o campo HRR se mostra válido. Nestes casos, a tenacidade à fratura do material em estudo se torna função da geometria da amostra testada e a teoria da mecânica da fratura bi-paramétrica se mostra necessária, incluindo parâmetros adicionais como Q ou T (Anderson, 2005) que caracterizam a triaxialidade de tensões à frente da trinca. Os resultados obtidos neste trabalho objetivam o entendimento do efeito de diferentes profundidades de trinca na tenacidade à fratura e em tais questões de validade da mecânica da fratura monoparamétrica.

A validade da MFEP monoparamétrica pode ser investigada para uma dada geometria em estudo por meio do conceito de limite de deformação (denotado usualmente M) proposto de maneira sistemática por Shih e German (1981). Este parâmetro depende do modo de carregamento e da geometria (profundidade de trinca, proporções do espécime, etc.) e estabelece o máximo valor de integral J ($J_{máx}$) capaz de descrever as tensões à frente da trinca. Esta condição é dada na forma

$$J_{máx} \leq \frac{b\sigma_0}{M}, \frac{B\sigma_0}{M}, \quad (27)$$

onde $b = W - a$ é o ligamento remanescente, B é a espessura do corpo de prova (veja figura 11 para as referências geométricas) e σ_0 é uma tensão de referência que pode ser a tensão limite de escoamento (σ_{LE}) ou a média (σ_{flow}) entre a tensão limite de escoamento e a tensão limite de ruptura dependendo da metodologia usada para determinar os valores de M usados como referência.

Utilizando a tensão σ_{flow} para a normalização dos valores, MCMEEKING & PARKS, (1979) sugerem $M \approx 25$ para corpos de prova SE(B) contendo trincas profundas ($a/W \approx 0,5$) com base em resultados numéricos de elementos finitos. Infelizmente, valores para trincas rasas são escassos na literatura, mas estudos numéricos conduzidos no grupo de pesquisa no qual este trabalho se insere revelaram $M \approx 27$ para corpos de prova SE(B) com $a/W = 0,5$ e $M \approx 161$ para o mesmo corpo de prova com $a/W = 0,2$. Esta informação será usada como referência para a análise dos limites de validade dos resultados deste trabalho.

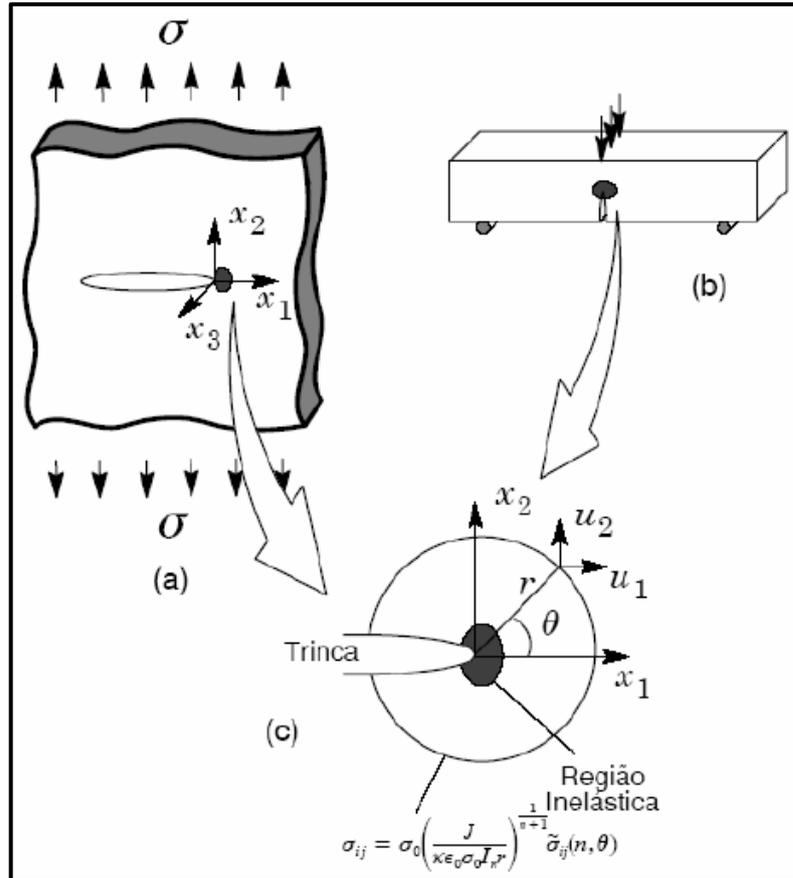


Figura 29 – (a) Chapa semi-infinita ilustrando um componente estrutural de material plasticamente deformável contendo uma trinca; (b) espécime convencional SE(B) usado neste trabalho; (c) Zona de dominância da integral J na região da ponta da trinca validando a mecânica da fratura monoparamétrica e o princípio da similitude.
 Fonte: Cravero, 2007

2.2.6 Mecânica da fratura bi-paramétrica

À medida que a ponta da trinca sofre plastificação, a mecânica da fratura monoparamétrica deixa de ser aplicável, pois não se encontra mais sob as condições do SSY e um parâmetro único como K ou a integral J não é mais adequado para descrever com precisão as tensões à frente do defeito. Nos casos em que a plastificação é maior que o limite definido para aplicabilidade da integral J (por meio do M), mas que esteja ainda limitada (não tenha sido atingido escoamento generalizado), esta caracterização é possível, desde que seja adotado um segundo parâmetro que descreva o nível de restrição plástica existente para aquela geometria sob tais condições.

O entendimento deste fenômeno é favorecido quando se observa o trabalho de McClintock (1971), o qual aplicou a teoria de plasticidade para estimar as tensões para várias configurações de corpos de prova sob deformação plana e condições de plasticidade elevada.

A figura 30 mostra alguns resultados obtidos por McClintock e fica evidente que diferentes geometrias sob diferentes modos de carregamento e níveis de plasticidade desenvolvem diferentes padrões de deformação plástica. A tensão T e o parâmetro Q são os principais parâmetros utilizados na tentativa de estender a validade da MFEP por uma abordagem biparamétrica (ANDERSON, 2005) e por este motivo são apresentados a seguir.

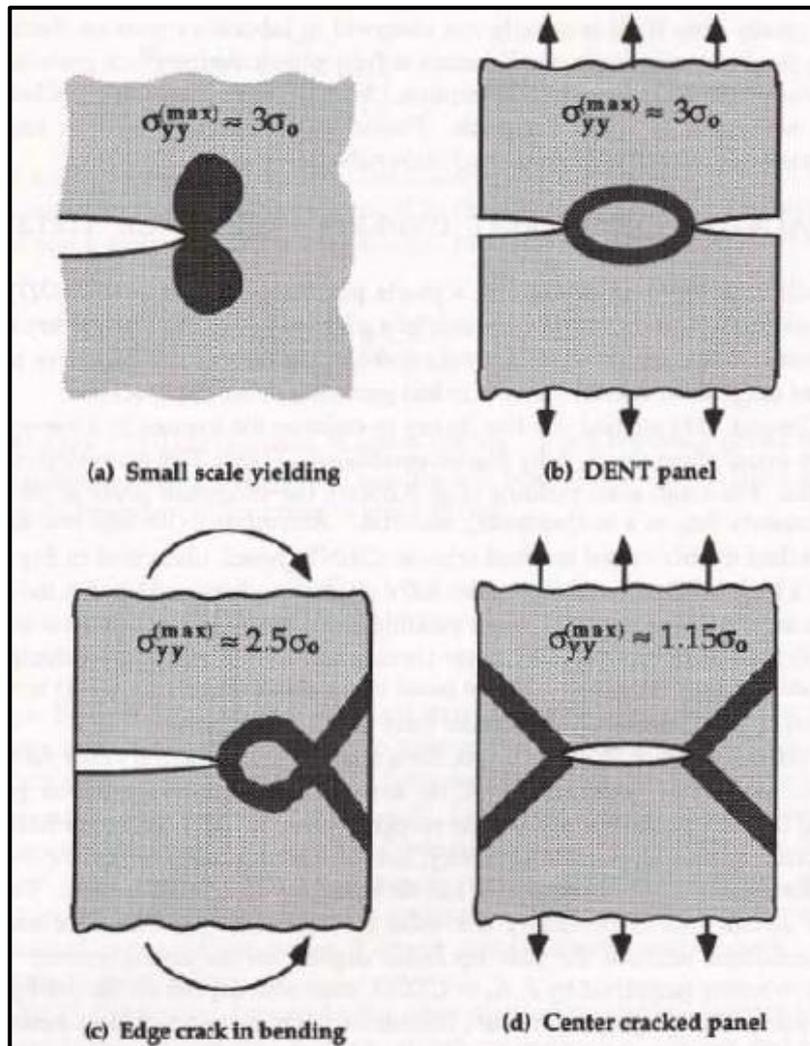


Figura 30 – Comparação da deformação plástica à frente de trincas (a) sob condições SSY e (b) para geometrias diversas sob elevados níveis de plasticidade. As bandas escuras representam regiões plastificadas em material elástico perfeitamente plástico.

Fonte: Anderson, 2005, p. 156

2.2.6.1 Tensão elástica T

Para a implementação das metodologias biparamétricas é necessária a obtenção de campos de tensões independentes do carregamento, que possam ser considerados uma solução de referência (Rabello, 2005). A necessidade de uma referência é para que o segundo

parâmetro possa indicar quanto o campo de tensões de fato atuante no componente se afasta daquele previsto somente pela integral J (campo HRR original). Na prática atual, a solução de referência utilizada para a determinação do parâmetro relativo ao nível de triaxialidade provém do campo de tensões obtido por simulações numéricas pelo método dos elementos finitos (MEF) utilizando o modelo chamado de camada limite modificada (*Modified Boundary Layer* - MBL) (Rabello, 2005). Entretanto, antes de detalhar este último, alguns comentários sobre a fundamentação para seu uso e sua origem serão colocados.

Williams (1957) mostrou que os campos de tensão na ponta da trinca para um material isotrópico elástico podem ser expressos como uma série cujo primeiro termo exibe a singularidade $1/\sqrt{r}$, o segundo termo é constante com r , o terceiro termo é proporcional a \sqrt{r} e assim por diante (Anderson, 2005). O terceiro termo e os termos superiores, mesmo possuindo expoente positivo em r , tornam-se negligenciáveis e o segundo termo se mantém infinito. Isto mostra que o segundo termo possui um efeito expressivo na forma da zona plástica e na profundidade de tensão na zona plástica (Anderson, 2005).

Para um material elástico e isotrópico sujeito a deformação plana e modo I de carregamento, os dois primeiros termos da solução de Williams estão expressos na equação (28) na forma

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + \begin{bmatrix} T & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \nu T \end{bmatrix} \quad \text{ou} \quad \sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + T \delta_{1i} \delta_{1j} , \quad (28)$$

onde T é a tensão uniforme paralela ao plano da trinca na direção x que inclui a tensão νT na direção z para EPD (vide sistema de coordenadas na figura 10), r e θ são coordenadas polares centradas na ponta da trinca ($\theta=0$ corresponde ao plano de propagação da trinca sob o modo I de carregamento); f_{ij} são funções angulares adimensionais; K_I é o fator de intensidade de tensões (para o modo I) e δ_{ij} é o delta de Kronecker ($\delta_{ij}=0$ para qualquer $i \neq j$).

A influência da tensão elástica T pode ser avaliada por meio da construção de um modelo circular contendo uma trinca (figura 31); aplica-se nos limites deste modelo trações que correspondem aos dois primeiros termos da solução de Williams expressa pela equação (28), a fim de reproduzir as condições de sollicitação do componente real.

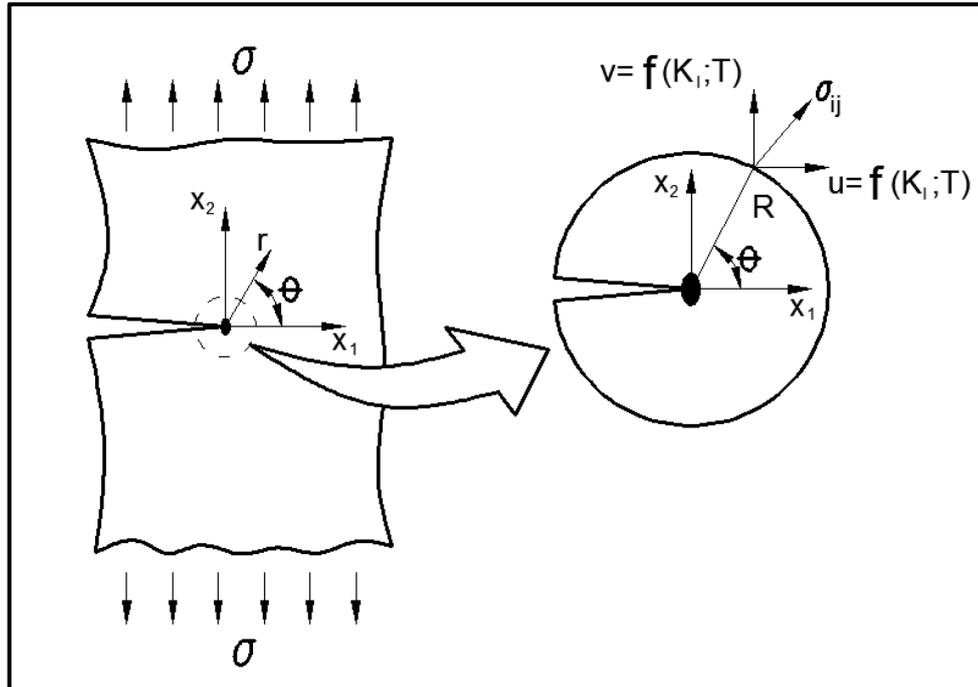


Figura 31 – Análise da camada limite modificada (MBL do inglês *Modified Boundary Layer*). Os dois primeiros parâmetros da série de Williams aplicados como condições de contorno.

Fonte: adaptado de Anderson, 2005, p. 160 e de Cravero, 2004

Williams (1957) também deduziu os deslocamentos u e v (equações 29) nas bordas do modelo, para condições nas quais as dimensões da zona plástica sejam suficientemente pequenas para que os efeitos da plasticidade não afetem a solução elástica linear.

$$u(r, \theta) = K_I \frac{1-\nu}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) (3 - 4\nu - \cos \theta) + T \frac{1-\nu^2}{E} R \cos \theta$$

$$v(r, \theta) = K_I \frac{1-\nu}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) (3 - 4\nu - \cos \theta) + T \frac{1-\nu^2}{E} R \sin \theta$$
(29)

A zona plástica se desenvolve na ponta da trinca, mas o seu tamanho deve ser pequeno em relação ao tamanho do modelo, a fim de garantir a validade das condições de fronteira admitidas, as quais são inferidas a partir de uma solução elástica. Esta configuração sempre se refere à camada limite modificada com a finalidade de simular as condições perto da ponta da trinca para uma geometria arbitrária garantindo que a plasticidade também esteja limitada. Essa abordagem é equivalente a retirar do núcleo do corpo uma região trincada e construí-la como um diagrama de corpo livre como na figura 32 (Anderson, 2005).

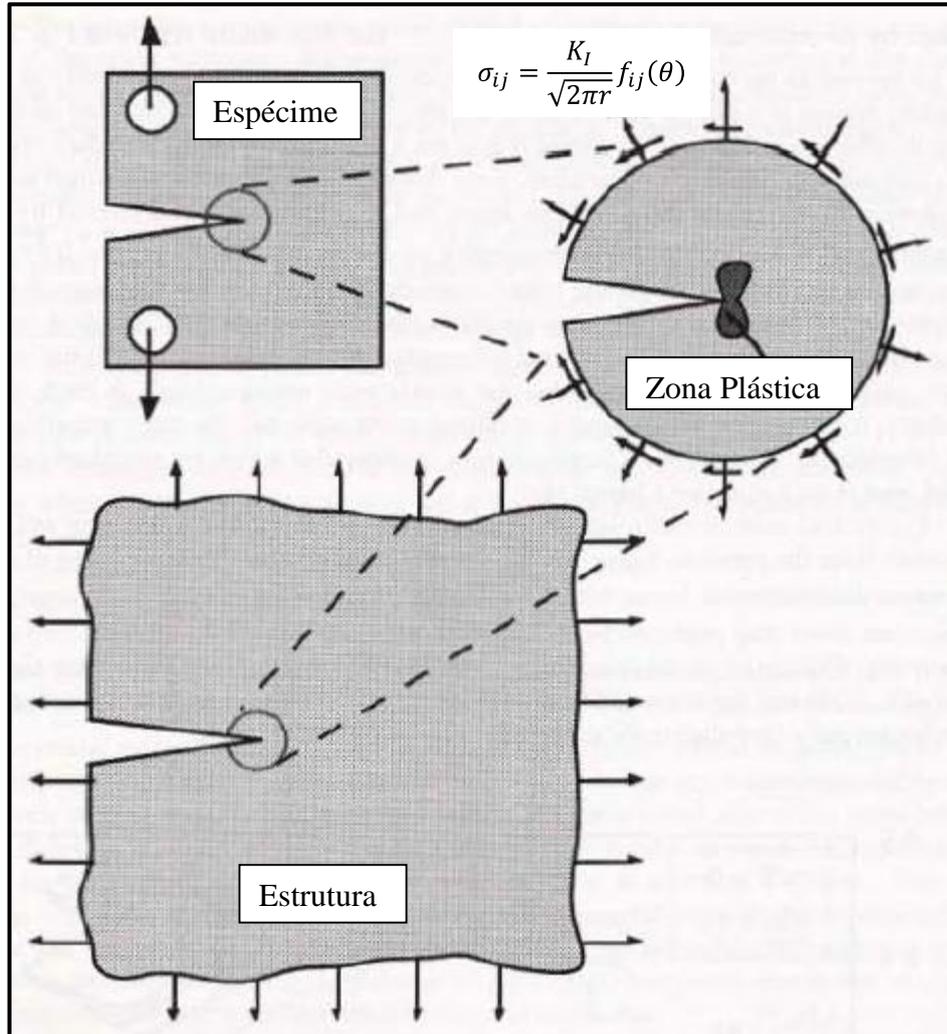


Figura 32 – Desenho esquemático representando um corpo de prova e uma estrutura contendo a mesma intensidade de tensão. As condições na ponta da trinca devem ser idênticas em ambas as configurações.
 Fonte: adaptado de Anderson, 2005, p. 86

A figura 33 mostra um gráfico resultante de uma análise de elementos finitos utilizando modelo de camada limite modificada que mostra o efeito da tensão T na intensidade das tensões nas proximidades do defeito. O caso especial $T=0$ corresponde ao limite do SSY onde a zona plástica é uma insignificante fração do comprimento da trinca e tamanho do corpo, e o termo singular define o campo na ponta da trinca. A descrição por um único parâmetro é rigorosamente correta apenas quando $T=0$. É possível notar também que um valor de T negativo causa uma significativa queda no campo de tensões enquanto que para valores positivos de T o efeito inverso é observado (Anderson, 2005).

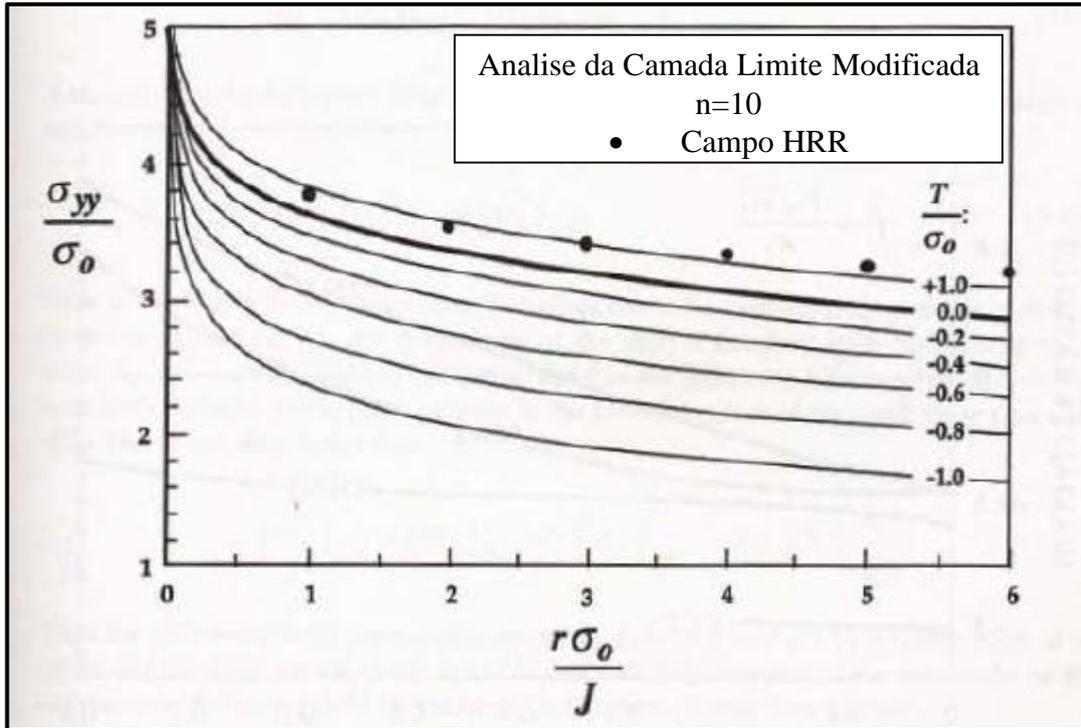


Figura 33 – Campos de tensão obtidos de uma análise de camada limite modificada.
Fonte: Anderson, 2005, p. 161

Observa-se que o campo HRR não coincide com o caso $T=0$ como era de se esperar. A tensão dentro da zona plástica pode ser representada por uma série cujo primeiro termo é a solução HRR e daí vem a explicação para tal discrepância.

Em um corpo trincado sujeito ao modo I de carregamento, a tensão T varia com a carga aplicada, assim como o fator K_I . Para espécimes laboratoriais com K_I conforme a figura 11, a tensão T pode ser obtida na forma

$$T = \frac{\beta P}{B\sqrt{\pi a W}} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad , \quad (30)$$

sendo β a razão biaxial do carregamento em estudo ($\beta = \frac{T\sqrt{\pi a}}{K_I}$). A figura 34 mostra diversos valores de β para diversas geometrias de espécimes. Observa-se que o valor de β é positivo para corpos de prova SE(T) e SE(B) contendo trinca profunda onde o ligamento não trincado está sujeito a tensões predominantemente flexionais. O entendimento fenomenológico destes dados é que valores positivos da tensão T representam alta restrição à plasticidade (pois as tensões transversais aumentam a parcela hidrostática do tensor das tensões – vide apêndice A para maiores detalhes da mecânica dos sólidos de interesse ao trabalho) enquanto geometrias

cuja tensão T é negativa apresentam baixa restrição à plasticidade (predominância da parcela de desvio no tensor das tensões) (Anderson, 2005).

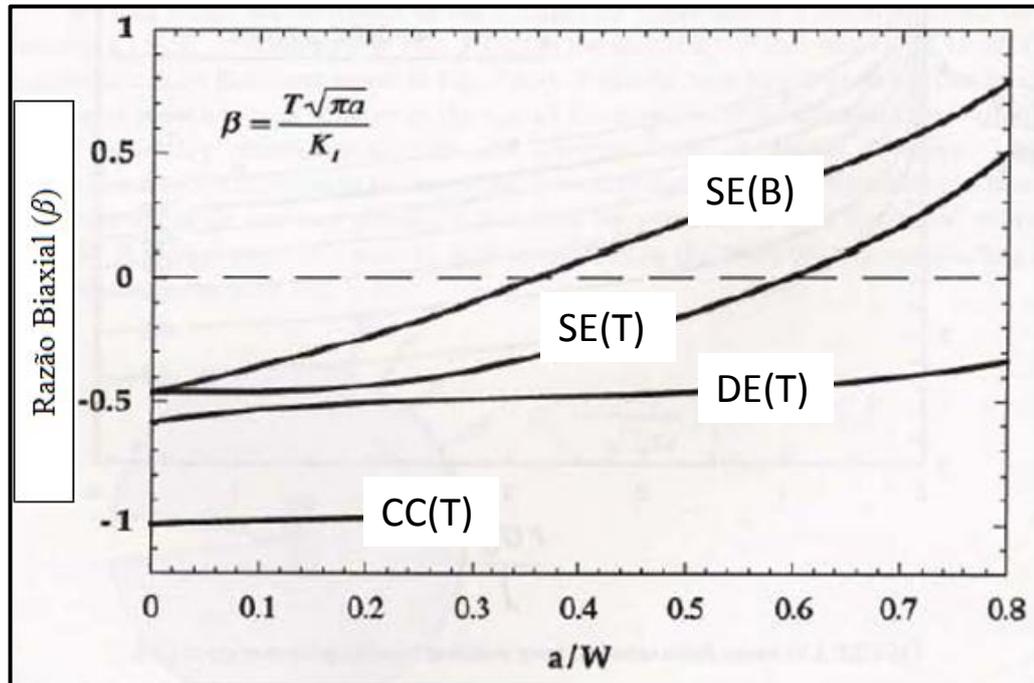


Figura 34 – Razão biaxial para diversos tipos de corpos de prova.
Fonte: Anderson, 2005, p. 162

A razão biaxial pode ser usada, portanto, como um índice qualitativo da restrição na ponta da trinca para várias geometrias. Já a tensão T combinada com a solução da camada limite modificada pode ser usada quantitativamente para estimar o campo de tensão na ponta da trinca para uma determinada geometria. Para um dado carregamento, a tensão T pode ser obtida pela equação 30, e o campo de tensão na ponta da trinca correspondente à tensão T pode ser estimado pela solução da camada limite modificada com o mesmo T . Essa metodologia possui limitações, pois a tensão T é um parâmetro elástico, não possuindo significado físico (e nem suficiente grau de realismo) sob condições de grande plasticidade (Anderson, 2005).

2.2.6.2 Teoria J-Q

Um outro parâmetro desenvolvido objetivando a caracterização de tensões transversais foi o parâmetro Q , desenvolvido por O'Dowd & Shih (1991,1992). Este parâmetro suporta a metodologia biparamétrica hoje conhecida como $J-Q$, na qual a integral J quantifica o estado

de tensões na ponta da trinca considerando campo HRR sob condições SSY e o parâmetro Q quantifica o desvio das tensões reais atuantes em relação ao HRR com base no nível de restrição à plasticidade que se tem no corpo/geometria (Miranda, 1999).

Caso seja adotado como referência o campo HRR, tem-se a descrição do campo de tensões total na forma

$$\sigma_{ij} = (\sigma_{ij})_{HRR} + (\sigma_{ij})_{Dif} \quad , \quad (31)$$

onde a segunda parcela será quantificada pelo Q representando o desvio das tensões previstas pelo campo HRR.

Caso seja adotada a teoria MBL com $T=0$, a expressão análoga ficaria

$$\sigma_{ij} = (\sigma_{ij})_{MBL;T=0} + (\sigma_{ij})_{Dif} \quad . \quad (32)$$

O'Dowd & Shih (1991, 1992) observaram que o campo de desvio é relativamente constante com a distância e a posição angular em uma região à frente da trinca. Também notaram que as componentes de tensão de cisalhamento são desprezíveis em relação às componentes normais (Anderson, 2005), como ilustra a equação 33.

$$(\sigma_{yy})_{Dif} \approx (\sigma_{xx})_{Dif} \gg (\sigma_{xy})_{Dif} \quad \text{para } |\theta| \leq \frac{\pi}{2} \quad (33)$$

Assim, o campo de desvio corresponde aproximadamente a um campo hidrostático e cuja amplitude foi atrelada a um parâmetro denominado Q na forma

$$\sigma_{ij} \approx (\sigma_{ij})_{MBL;T=0} + Q\sigma_0\delta_{ij} \quad \text{para } |\theta| \leq \frac{\pi}{2} \quad . \quad (34)$$

Na equação 34, δ_{ij} é o delta de Kronecker e $Q\sigma_0$ corresponde a uma tensão hidrostática uniforme que representa a diferença de tensões em relação a um campo de elevado nível de triaxialidade (Anderson, 2005; Rabello, 2005). A tensão σ_0 é uma tensão de referência usualmente adotada como σ_{LE} ou σ_{flow} .

Assim, Q pode ser operacionalmente definido pela equação 35, cuja interpretação relaciona-se à diferença normalizada entre o campo de tensões de uma configuração real e o campo de referência, obtido na condição de alta restrição à plasticidade SSY (Rabello, 2005).

$$Q \equiv \frac{\sigma_{yy} - (\sigma_{yy})_{SSY; T=0}}{\sigma_0} \quad \text{para } \theta = 0 \text{ e } r = \frac{2J}{\sigma_0} \quad (35)$$

A equação (35) avalia o parâmetro Q para uma distância normalizada da ponta da trinca $r = 2J/\sigma_0$; O'Dowd e Shih também mostraram que para fins práticos o parâmetro Q é independente da distância r no intervalo $1 \leq r/(J/\sigma_0) \leq 5$ (Rabello, 2005).

A obtenção do parâmetro Q é composta por duas etapas. A primeira consiste em se modelar numericamente (por meio do método dos elementos finitos - MEF) a geometria do elemento real aplicando na ponta da trinca uma malha suficientemente refinada capaz de descrever os campos de tensões e deformações. A segunda parte consiste em se calcular o valor da integral J para cada valor da carga aplicada. Estes valores de J , expressos em termos de fator de intensidade de tensões equivalentes, são transformados, conforme eqs. 29 em deslocamentos (Rabello, 2005).

A segunda etapa consiste em elaborar, utilizando os deslocamentos obtidos, uma geometria que reproduza o mesmo modelo estrutural da ponta da trinca e que forneça o nível de restrição à plasticidade apresentado por diversas camadas circulares de elementos que permaneçam elásticos, mesmo quando aplicada uma carga elevada (eis o modelo MBL de referência).

O parâmetro Q é calculado pela diferença entre os campos de tensões real (estimado pelo modelo MEF) e o obtido pelo modelo elástico (MBL), para um dado carregamento, a uma distância normalizada λ da ponta do defeito. A figura 35 apresenta a distribuição de tensões na frente da trinca para diferentes carregamentos (expressos pela integral J) e a determinação de Q , conforme descrito anteriormente (Rabello, 2005).

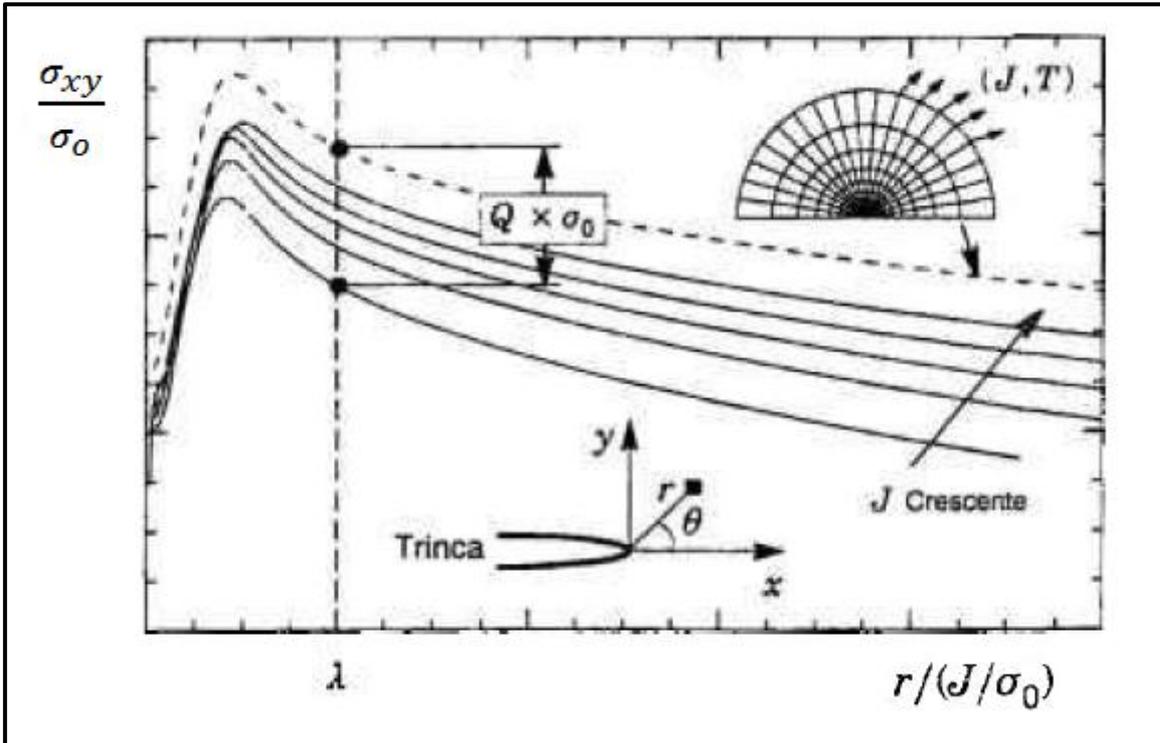


Figura 35 – Procedimento para determinação do parâmetro Q . A linha pontilhada representa a solução de tensões de referência (alta triaxialidade) fornecida pelo modelo MBL e as linhas sólidas representam as distribuições de tensões à frente de defeitos do componente para crescentes valores de J .

Fonte: Rabello, 2005, p. 45.

O parâmetro Q obtido para um dado valor E/σ_0 pode ser representado por um grupo de curvas J - Q para diferentes geometrias, profundidades de trinca (a/W) e coeficientes de encruamento “ n ” (Rabello, 2005).

Na figura 36 percebe-se a evolução do nível de restrição à plasticidade quando se passa de uma situação de baixo carregamento e pouca plasticidade ($SSY - Q \approx 0$), até uma condição de elevada carga e plasticidade (baixo nível de restrição – valores de Q mais negativos), onde a MFEL não mais se aplica. À medida que ocorre a perda de restrição pelo aumento da carga aplicada (expresso pelo valor da integral J), o parâmetro Q se torna mais negativo e indica que as tensões no componente são inferiores às de referência como fruto da extensa plasticidade. Esse comportamento é mais acentuado em configurações que apresentam trincas rasas (Rabello, 2005), o que é alvo de investigação e validação neste trabalho.

Assim sendo, em relação à mecânica da fratura monoparamétrica que considera direta transferabilidade de valores de tenacidade à fratura entre espécimes de laboratório e estruturas, a mecânica da fratura biparamétrica preconiza que o valor crítico de J depende do nível de restrição plástica e, portanto, tanto a estrutura real em análise como o corpo de prova

devem possuir o mesmo nível de restrição à plasticidade para que a transferabilidade de propriedades entre estes seja possível (Rabello, 2005).

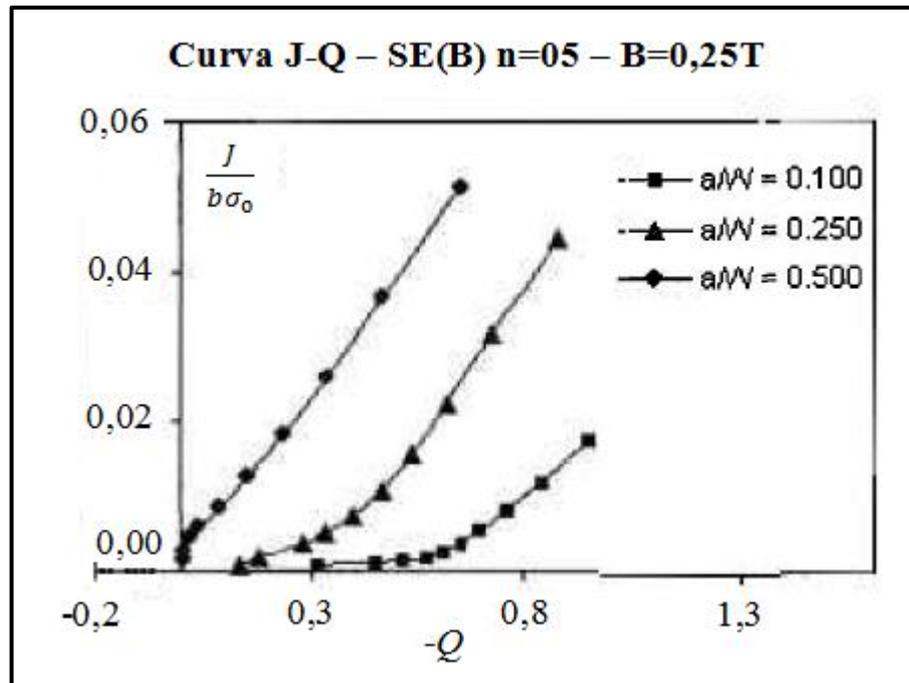


Figura 36 – Curvas J-Q para diversas profundidades relativas de trinca (a/W) considerando geometria de corpo de prova SE(B) 0,25T e material com coeficiente de encruamento $n = 5$.
Fonte: “adaptado de” Rabello, 2005, p. 46

Partindo dessa abordagem, a teoria $J-Q$ estabelece uma metodologia para caracterização da resistência à fratura de um material por meio de trajetórias $J-Q$ construídas com base em resultados experimentais ($J-Q$ Material Toughness Locus).

Dodds (1993) mostrou que nessa metodologia uma região característica para fratura por clivagem pode ser estabelecida a partir de experimentos considerando diversas geometrias de corpos de prova, conseqüentemente diferentes níveis de triaxialidade. Esse locus tem seus limites superior e inferior definidos pela dispersão de valores experimentais de J_c . Sendo assim, por meio da curva $J-Q$ obtida numericamente para a geometria de interesse, pode-se conhecer o comportamento à fratura do material uma vez que a mesma ocorrerá quando a curva do material atingir a região de clivagem (figura 37).

Supondo que a resistência à fratura de um material esteja caracterizada pelo locus de falha da figura 37, a curva da força motriz ($J-Q$), representativa para a estrutura A de alta restrição, atinge rapidamente a região de clivagem enquanto a estrutura B, de baixa restrição, apresenta uma elevação da força motriz mais gradual tendendo para uma fratura dúctil

(Dodds, 1993). Tais constatações empíricas, somadas aos argumentos anteriores, suportam a grande importância do estudo do efeito da triaxialidade de tensões na tenacidade à fratura de aços ferríticos como se objetiva neste trabalho. Fica evidente na figura 37 que diferentes triaxialidades (por exemplo com diferentes corpos de prova) proporcionam variação na magnitude da tenacidade à fratura ou até a mudança do micromecanismo de fratura (dúctil ou frágil).

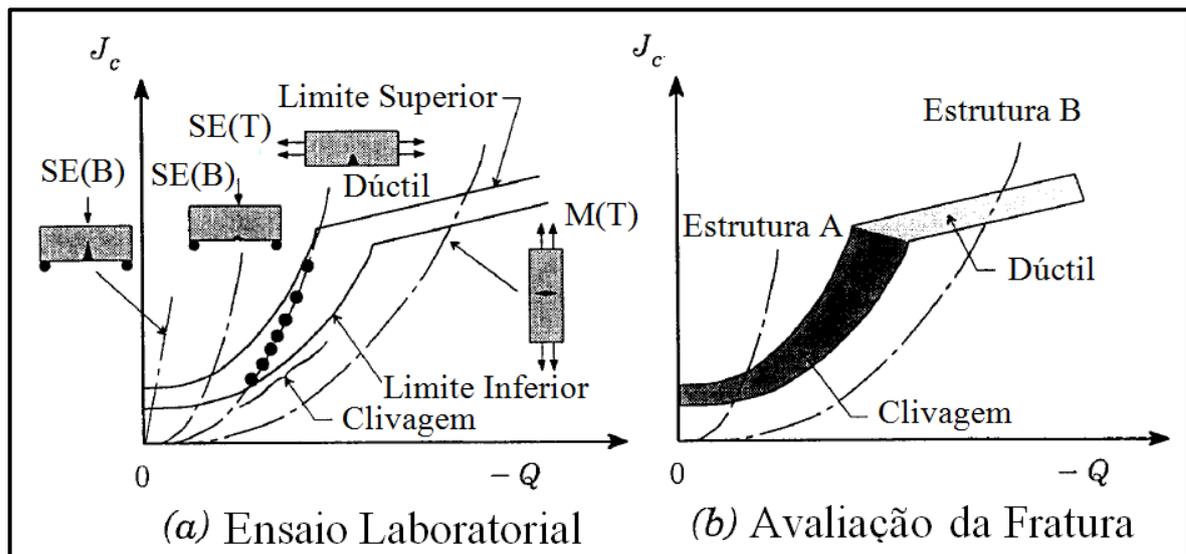


Figura 37 – Aplicação da metodologia J-Q em avaliação de fratura. (a) Testes laboratoriais de espécimes com variação de restrição para medir a tenacidade à fratura do material. (b) Avaliação de falhas estruturais usando o lócus de tenacidade e curva J-Q prevista para duas configurações estruturais (“A” e “B”). Fratura por clivagem é prevista para estrutura “A” e fatura dúctil é prevista para a estrutura “B”.

Fonte: “adaptado de” Dodds, 1993, p. 110

Embora muito interessante a descrição de triaxialidade na mecânica da fratura biparamétrica, a teoria $J-Q$ apresenta algumas limitações relevantes. Varias & Shih (1993) observaram que o crescimento dúctil da trinca altera o campo de tensões à frente da região do “arredondamento” (*blunting*), devido ao re-aguçamento da ponta da trinca e consequentemente aumentando a tensão máxima. O’Dowd et al. (1995) também mostraram que o campo de tensão de uma trinca crescente apresenta tensão máxima mais elevada na região próxima da ponta da trinca. Assim, quando houver um crescimento significativo da trinca antes da clivagem, a validade do parâmetro Q associado ao nível de restrição à plasticidade desaparece uma vez que na formulação da teoria $J-Q$ está implícito que a mesma não se aplica às trincas crescentes.

Do ponto de vista de aplicação prática, as curvas $J-Q$ para avaliação de integridade estrutural de componentes reais são utilizadas juntamente com um lócus de falha, exemplificado pela figura 37.

2.3 Evolução de plasticidade à frente de trincas

Pelo exposto e para melhor discussão dos resultados deste trabalho, é importante o entendimento da evolução da plasticidade em termos de dimensão, geometria e os estados de tensão estabelecidos à frente da trinca. O interesse central deste trabalho envolve o estudo da restrição lateral à deformação plástica que aumenta à medida que a espessura do componente ou a profundidade de trinca aumentam. Essa restrição nada mais é do que a tendência de existir um estado plano de deformações no centro do espécime que inibe o escoamento (deformação plástica) do material devido à triaxialidade de tensão. Este grau de inibição está diretamente ligado ao grau de triaxialidade, ou seja, elevada componente hidrostática no tensor das tensões, como detalhado no apêndice A (Anderson, 2005).

Sabe-se pelo apresentado anteriormente que para o material escoar, ou seja, apresentar deformação plástica, a tensão equivalente aplicada deve ser igual à tensão de escoamento do material σ_{LE} obtida em ensaio uniaxial (Anderson, 2005). Sendo assim, para estimar a dimensão da zona plástica em função do raio a partir da ponta da trinca r_y e em função do ângulo θ aplica-se, por exemplo, o critério de von Mises com $\sigma_{vM} = \sigma_{LE}$ (Anderson, 2005) e obtém-se as seguintes equações para o tamanho da zona plástica sob estado plano de tensão (equação 36) e estado plano de deformação (equação 37).

$$r_y(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{YS}} \right)^2 \left[1 + \cos \theta + \frac{3}{2} \sin^2 \theta \right] \quad (36)$$

$$r_y(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{YS}} \right)^2 \left[(1 - 2\nu)^2 (1 + \cos \theta) + \frac{3}{2} \sin^2 \theta \right] \quad (37)$$

Representando graficamente as equações (36,37) é possível definir aproximadamente os limites entre os comportamentos elástico e plástico à frente da trinca como ilustra a figura 38 para o modo I de sollicitação. Estas estimativas complementam as estimativas de Irwin (equação 14) para o plano da trinca, mas apresentam a limitação de se basearem em estimativas somente elásticas e com plasticidade prevista por um modelo constitutivo elástico-perfeitamente plástico. Mesmo com estas limitações, fornecem uma boa ideia da geometria da zona plástica desenvolvida sob cada condição e favorecem o entendimento aqui pretendido.

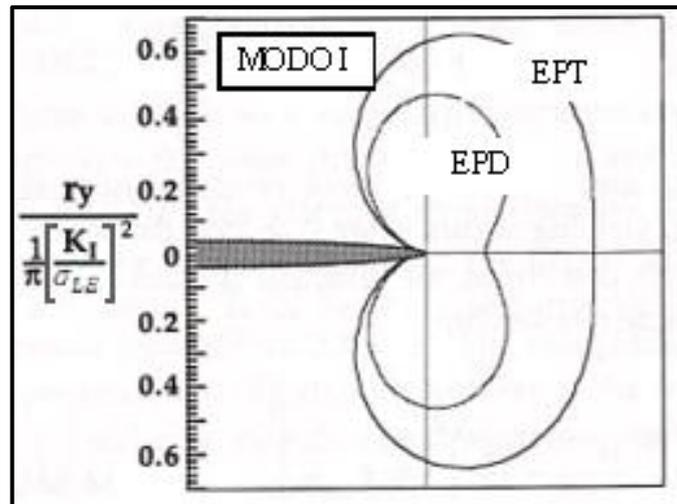


Figura 38 – Zona plástica na ponta da trinca estimada a partir das soluções elásticas e o critério de von Mises.
Fonte: “adaptado de” Anderson, 2005, p.80

Analisando a figura 38 é possível perceber que a zona plástica é bastante mais ampla para o EPT em relação ao EPD. Isto se deve ao fato de a zona plástica ser diretamente dependente da espessura do corpo trincado e posição da região analisada na espessura. Se a espessura for fina, existirá a condição do EPT predominante em boa parte da espessura, já se for espessa, existirá na superfície o EPT e na parte interior EPD como ilustrado na figura 39 (Saxena, 1998).

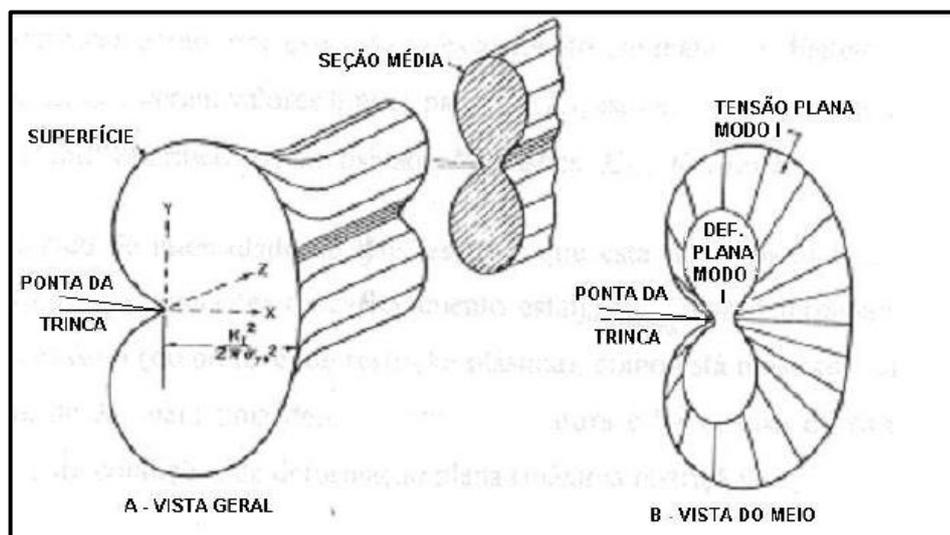


Figura 39 – Zona plástica na ponta da trinca para condições de EPT e EPD.
Fonte: Fortes, 2003, p.33

Como o centro da frente de trinca está sob EPD a triaxialidade de tensões é maior (maior parcela hidrostática no tensor) restringindo assim a plastificação. Como na superfície atua o EPT, nota-se que a zona de plastificação é maior (Anderson, 2005). Conseqüentemente

existe menor “relaxamento” das tensões atuantes no centro do corpo de prova e as condições para a fratura são mais críticas nesta região.

As equações (36,37), por estarem embasadas em análises elásticas-perfeitamente plásticas não estão completamente corretas como já comentado. Ainda, a MFEL tem como princípio que o raio da ponta da trinca tenda a ser zero gerando uma tensão na ponta da trinca infinita. Obviamente que o raio da ponta da trinca nunca será zero, pois a deformação na ponta da trinca gera um relaxamento de tensões por plasticidade e pelo arredondando. logo a tensão também não será infinita. Por este motivo, Irwin propôs uma correção às suas estimativas de dimensão de zona plástica originais.

Considerando que ocorrerá o escoamento em toda a região em que $\sigma_{yy} = \sigma_{LE}$ (vide figura 40), as tensões se redistribuirão de modo a satisfazer o equilíbrio, representado na figura 40 como a parte hachurada. Para acomodar estas tensões, a zona plástica passa a ser representada por r_p ($r_p \approx 2r_y$), também representado na mesma figura (Anderson, 2005). A partir disso, a proposta de Irwin consistia em substituir o comprimento original da trinca por um comprimento de trinca efetivo a_{eff} que é a soma do comprimento atual real com r_y . A ideia principal era que este offset poderia restabelecer a validade de K_I como descriptor das tensões mesmo na ocorrência de plasticidade que invalidasse as condições SSY (Anderson, 2005; Saxena, 1998). Mais uma vez, estas aproximações são limitadas e optou-se por utilizar no trabalho modelos de elementos finitos não-lineares que ultrapassem estas limitações e incluam inclusive o efeito de encruamento.

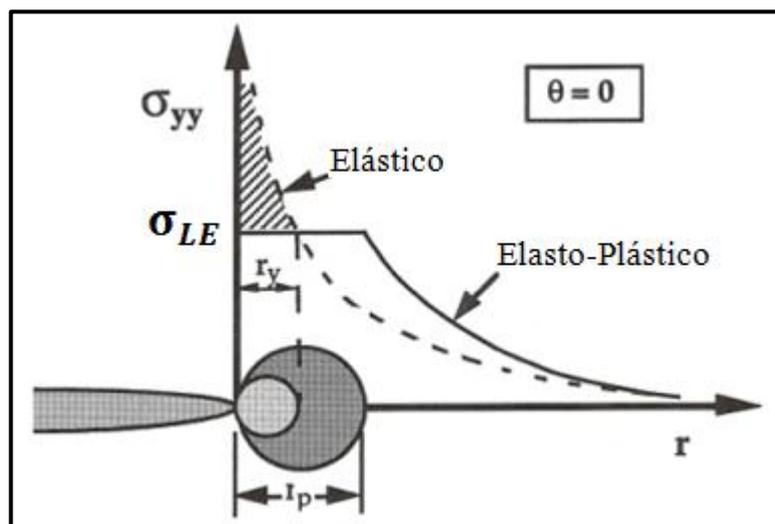


Figura 40 – Zonas plásticas pela abordagem de Irwin e proposta de correção por plasticidade. Fonte: Anderson, 2005, p.73

Por sinal, o encruamento é um outro fator que influencia na dimensão e geometria da zona plástica. Dodds analisou (já utilizando modelos MEF) materiais com três níveis de encruamento, $n = 5, 10$ e 50 que correspondem respectivamente a elevado, médio e baixo nível de encruamento obtendo o comportamento para mesmo carregamento apresentado pela figura 41 (Dodds, 1991). É nítido que materiais com baixo encruamento propiciam maior extensão de plasticidade à frente do defeito. Pode-se assim concluir que além da taxa de deformação, espessura da chapa e triaxialidade de tensões na ponta da trinca, o encruamento também é um fator determinante para a magnitude de plastificação na ponta da trinca.

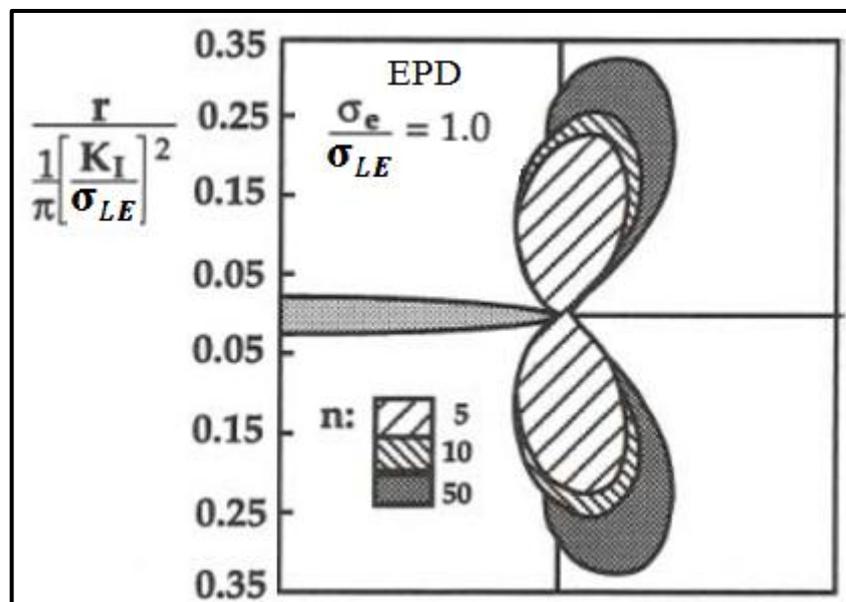


Figura 41 – Efeito do encruamento na zona plástica para o Modo I de propagação.
Fonte: “adaptado de” Dodds, 1991

2.4 Efeito da profundidade de trincas e triaxialidade de tensões na tenacidade à fratura de aços estruturais

Antes de abordar o efeito da profundidade de trincas e respectiva triaxialidade de tensões na tenacidade à fratura de materiais, é necessário lembrar que em aços ferríticos, por exemplo, a tenacidade à fratura é diretamente dependente da temperatura na qual o material se encontra, pois a tenacidade varia bruscamente nas proximidades da temperatura de transição dúctil-frágil (Anderson, 2005).

Na figura 42 é possível observar esquematicamente esta variação da tenacidade devido à variação da temperatura. Nota-se um patamar inferior, bem definido e onde a tenacidade varia pouco com a temperatura resultando em fratura por clivagem (aqui, pela pequena plastificação, o fator de intensidade de tensões crítico K_{IC} associado ao EPD pode ser obtido em corpos de prova que atendem os requisitos dimensionais da ASTM E399 (2009)). Nota-se também um patamar superior onde a ruptura ocorre por colapso plástico ou rasgamento dúctil (neste caso, K perde sua validade e por exemplo J_C pode ser buscado em espécimes que talvez atendam aos limites de deformação da norma ASTM E1820 (2011)).

Entre os dois patamares existe a região de transição dúctil-frágil onde usualmente se trabalha com valores de J_C e os mesmos critérios para sua validade. Nesta região o valor médio da tenacidade à fratura do material varia muito, podendo apresentar mecanismos de fratura concorrentes e conseqüentemente grande espalhamento de resultados é esperado mesmo para uma mesma geometria e tamanho de espécime (Miranda, 1999). A temperatura de referência do material quanto à transição dúctil-frágil, chamada T_0 , pode ser obtida pela norma ASTM E1921 (2012), mas os detalhes não são de interesse no presente momento deste trabalho.

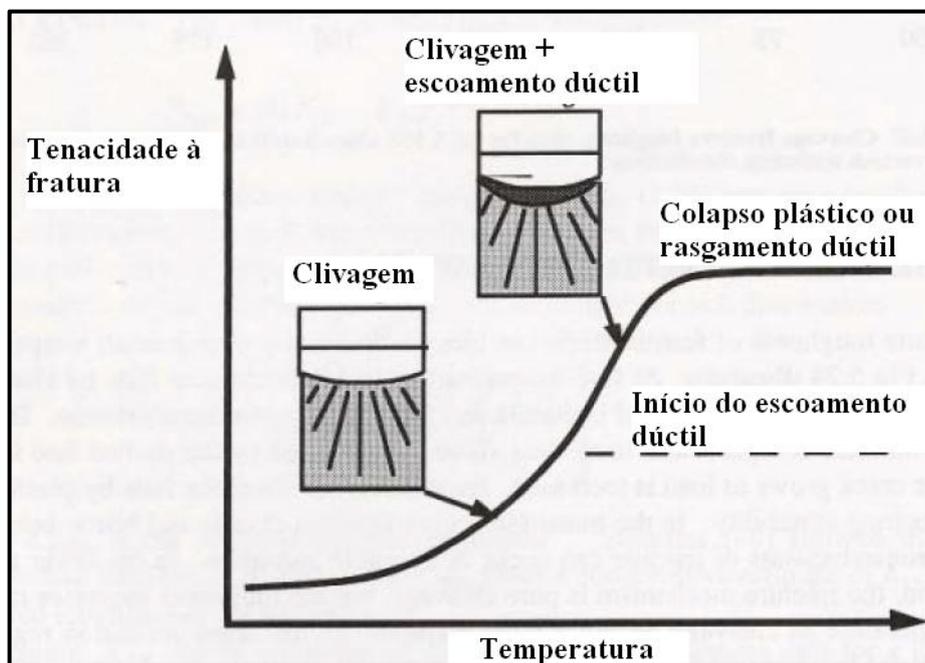


Figura 42 – Variação da tenacidade à fratura de aços férreos e transição de temperatura dúctil-frágil. Fonte: “adaptado de” Anderson, 2005, p. 298

Em especial na região de transição dúctil-frágil, o nível de restrição plástica na ponta da trinca exerce papel fundamental na tenacidade à fratura medida já que diferentes posições e

consequentemente triaxialidades alteram a concorrência entre os mecanismos de fratura frágil e dúctil. Quanto maior esta restrição maior será o estado de triaxialidade de tensão na ponta da trinca e consequentemente menor o nível de deformação na ponta da trinca e menor plastificação aumentando assim a probabilidade de fratura por clivagem em aços ferríticos (Anderson, 2005). Desta maneira a energia absorvida é menor, ou seja, a tenacidade à fratura medida para o material resulta menor.

Neste cenário, estudos utilizando corpos de prova em flexão SE(B) mostraram que para uma mesma espessura e dimensional geral de corpo de prova, a restrição será maior em casos de trincas profundas, pois a plasticidade se mostra mais confinada e os valores de J_c medidos são menores como ilustra esquematicamente a figura 43 (Miranda, 1999). Este fenômeno é central ao interesse deste trabalho e temperaturas na região de transição dúctil-frágil são objetivadas por este estudo.

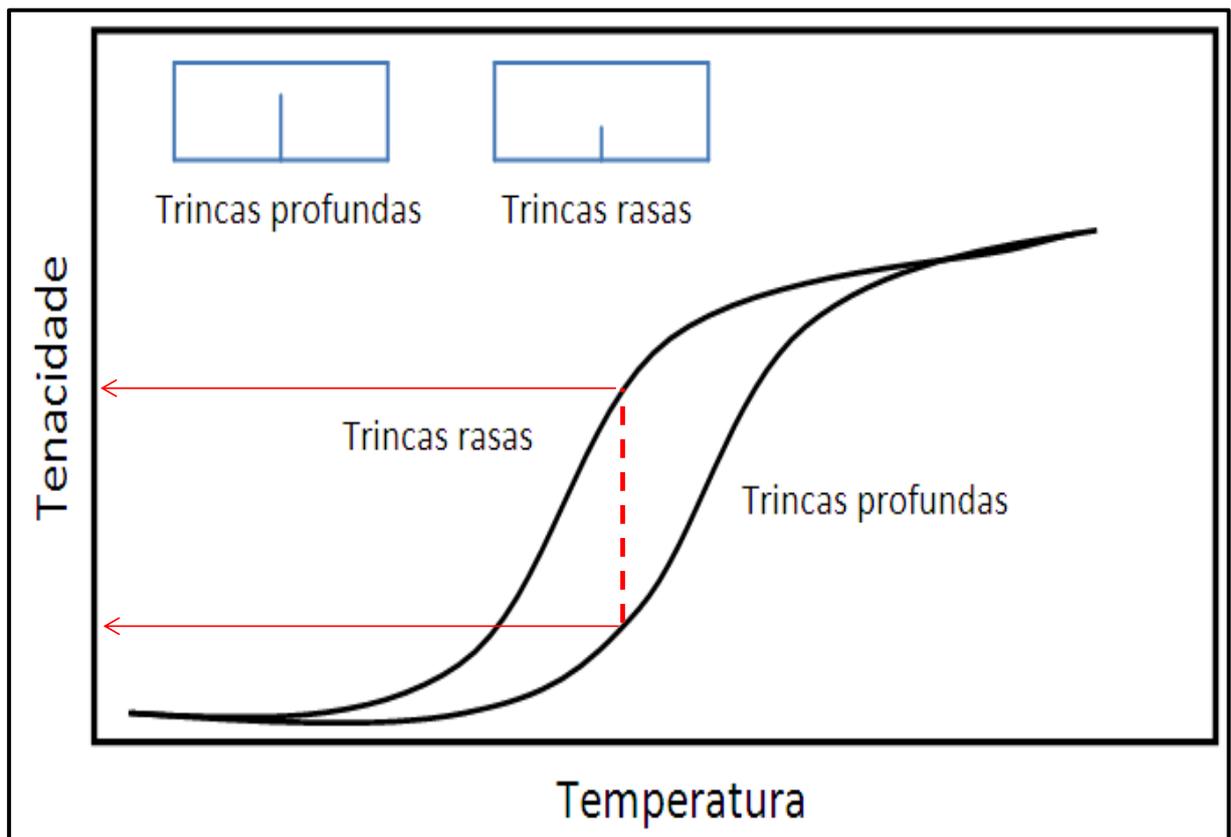


Figura 43 – Influência esquemática da profundidade de trinca na tenacidade à fratura de corpos de prova em flexão de 3 pontos SE(B).

Fonte: Autor “adaptado de” Miranda, 1999, p.20

Além da maior tenacidade para trincas rasas, outros estudos como de Smith & Rolfe (1997), demonstraram também que valores de J_c para corpos de prova de trinca rasa ($a/W <$

0,2) são muito sensíveis ao tamanho do espécime, enquanto para trincas profundas ($a/W \geq 0,5$) menor sensibilidade foi encontrada como ilustra a figura 44. Estes mesmos pesquisadores ainda concluíram que a espessura (B) do corpo de prova é bastante importante (maiores espessuras geram menor tenacidade pela maior tendência de estabelecimento de EPD), mas ainda assim seu efeito é menos pronunciado que da profundidade de trinca (Miranda, 1999).

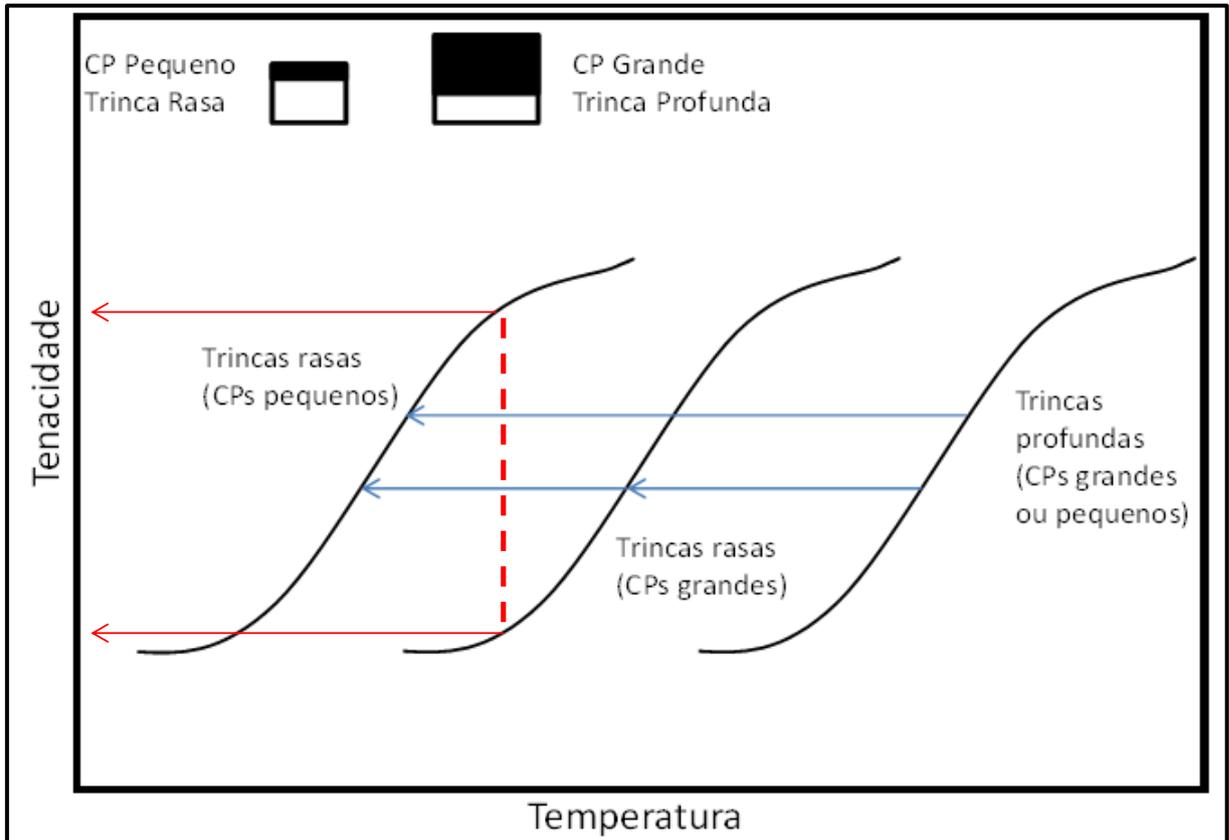


Figura 44 – Influência da profundidade da trinca (parte hachurada) e tamanho do corpo de prova.
Fonte: Autor “adaptado de” Smith & Rolfe, 1997

A figura 45 adaptada do trabalho de Sherry et al. (1995) claramente demonstra que para espécimes SE(B) trincas rasas fornecem muito menor restrição à plasticidade ou triaxialidade de tensões (quantificada aqui por meio da tensão T normalizada pela tensão de flexão atuante σ). O resultado disto é a previsão de plasticidade facilitada para trincas rasas, incorrendo em maiores valores de tenacidade à fraturas levantados em laboratório.

O mesmo tipo de comportamento pode ser visto na figura 46 de Rabello (2005), na qual trajetórias $J-Q$ em EPD quantificam o nível de triaxialidade e conseqüentemente o nível de restrição à plasticidade na ponta da trinca. Fica evidente que trincas profundas apresentam valores de Q menos negativos, ou seja, um campo de tensões mais severo que induziria menor tenacidade à fratura.

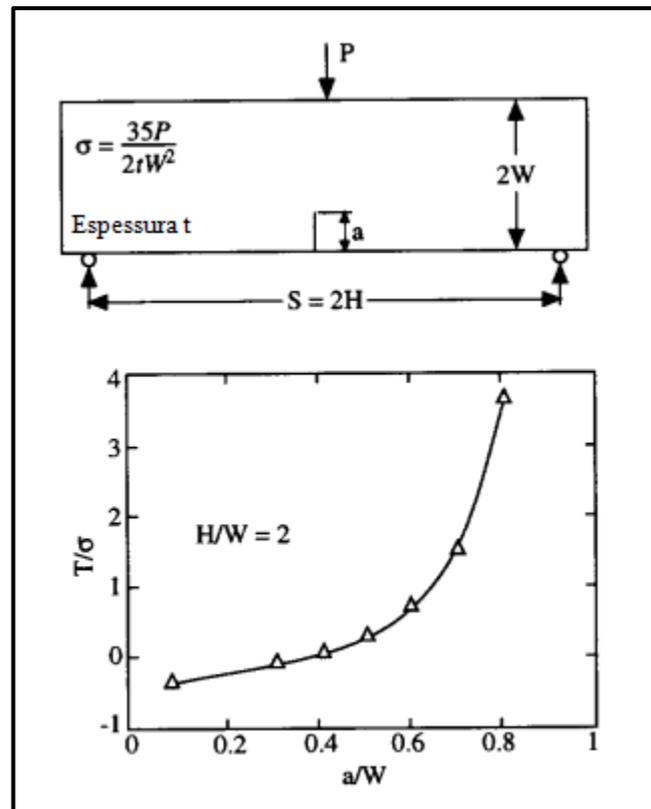


Figura 45 – Triaxialidade de tensões (quantificada por meio da tensão T normalizada pela tensão de flexão atuante σ) como função da profundidade de trinca em corpo de provas SE(B).
 Fonte: “adaptado de” Sherry et al., 1995

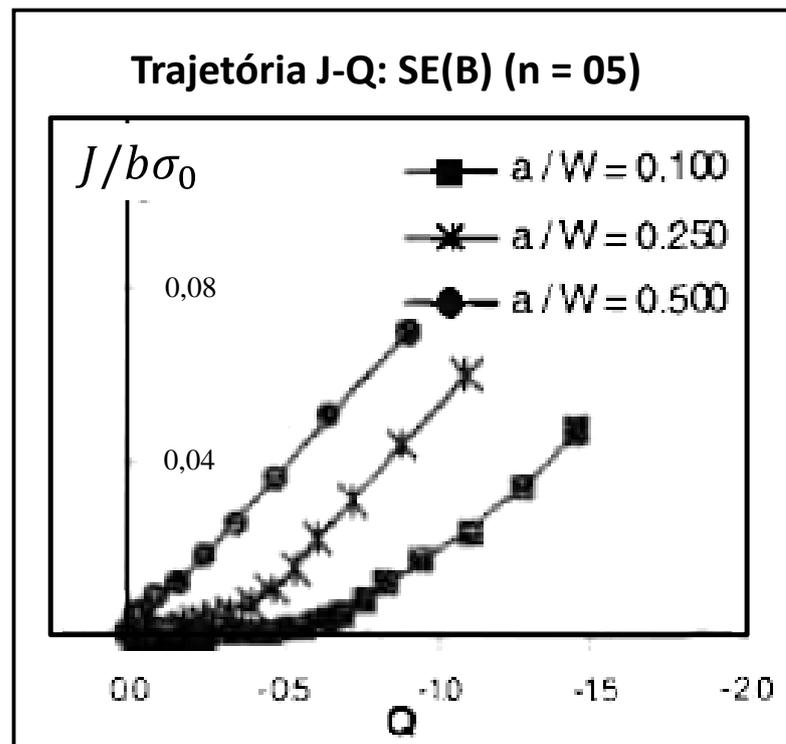


Figura 46 – Trajetória J-Q para geometria SE(B) em EPD.
 Fonte: “adaptado de” Rabello, p. 74, 2005.

A figura 47 confirma as impressões induzidas pelas figuras 45 e 46, já que ilustra os maiores valores de J_c avaliados para um aço estrutural ferrítico ASTM A515 Grau 70 no trabalho de Kirk et al. (1993) quando ensaiado utilizando amostras com trincas rasas. Entretanto, nota-se que a quantidade de corpos de prova neste trabalho é muito reduzida para cada condição de espessura e profundidade de trinca e o espalhamento dos resultados é muito grande, o que torna a distribuição estatística de tais valores relativamente limitada.

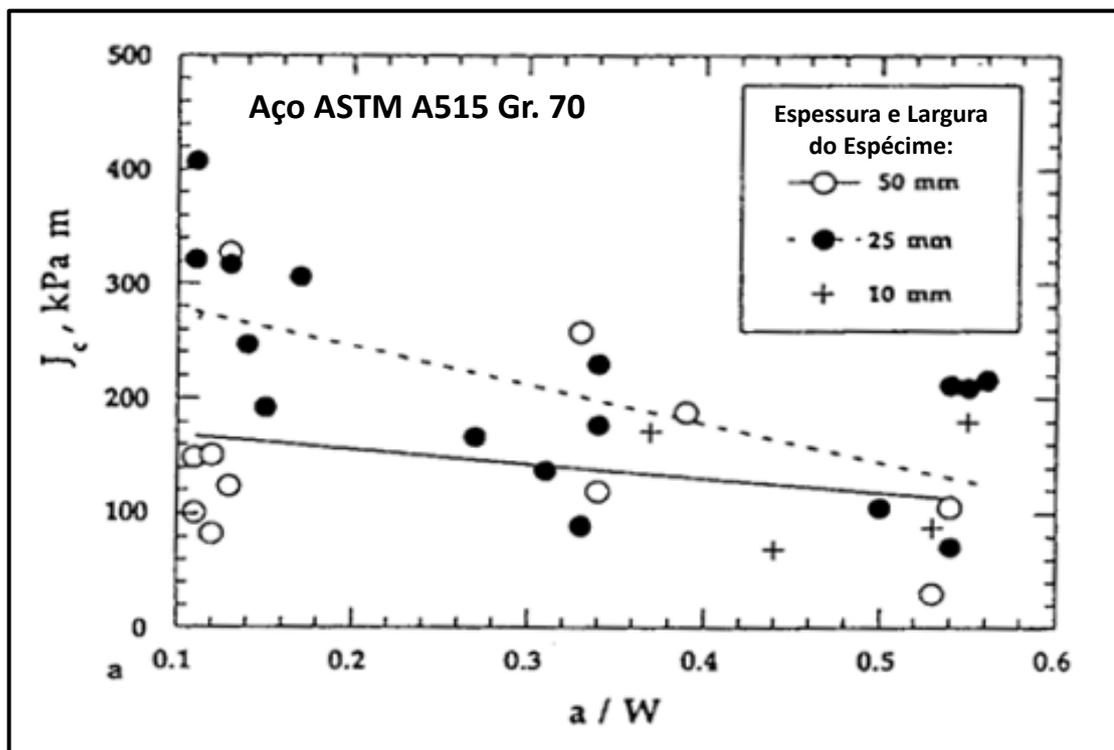


Figura 47 – Tenacidade à fratura avaliada para um aço estrutural ferrítico ASTM A515 Grau 70 em termos de J_c utilizando corpos de prova SE(B) de diferentes profundidades de trincas.

Fonte: “adaptado de” Kirk et al., 1993

Outros resultados de interesse foram apresentados por Cravero & Ruggieri (2003), incluindo corpos de prova SE(B) feitos de aço estrutural ferrítico de alta resistência (mais detalhes do material não foram informados pelos autores) ensaiados na temperatura de transição dúctil-frágil para trincas rasas e profundas, conforme mostrado na figura 48. Entretanto, este trabalho também não identifica como foram feitas as medições das frentes de fratura para os valores considerados críticos (J_c), pois não havendo elevado nível de precisão, esses valores podem não expressar corretamente valores reais de J_c englobando assim, valores

de J_u . De acordo com valores obtidos no trabalho atual, pode-se questionar se os valores de J acima de $\sim 500 \text{ kJ/m}^2$ são realmente críticos.

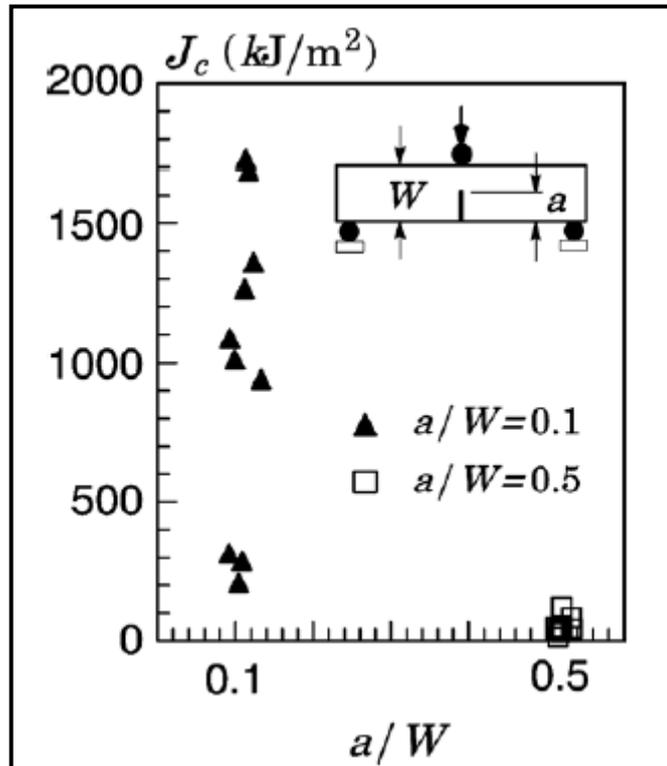


Figura 48 – Valores de tenacidade à fratura (J_c) para um aço estrutural de alta resistência ensaiado na temperatura de transição dúctil-frágil utilizando corpos de prova SE(B).

Fonte: Cravero & Ruggieri, p. 404, 2003

Resultados posteriores dos mesmos autores (Cravero & Ruggieri, 2005) comprovaram o efeito da profundidade de trinca nas trajetórias $J-Q$ por meio de modelos MEF em EPD como mostra a figura 49. Observando-se somente os espécimes SE(B) de interesse ao trabalho, fica evidente que maior restrição plástica está presente em geometrias de trincas profundas. É de interesse notar, no entanto, que o efeito do encruamento na triaxialidade de tensões foi também avaliado e sua influência se mostrou bastante reduzida.

A figura 50 apresenta uma compilação de valores de tenacidade à fratura com valores de perda de restrição plástica quantificada pelo parâmetro Q obtida por Kirk et al. (1993) para um aço ASTM A515Gr. 70. De fato todos os argumentos anteriores se confirmam já que é nítida a queda nos valores experimentais de tenacidade à fratura para valores mais positivos de Q (campos de tensões mais hidrostáticos ou triaxiais).

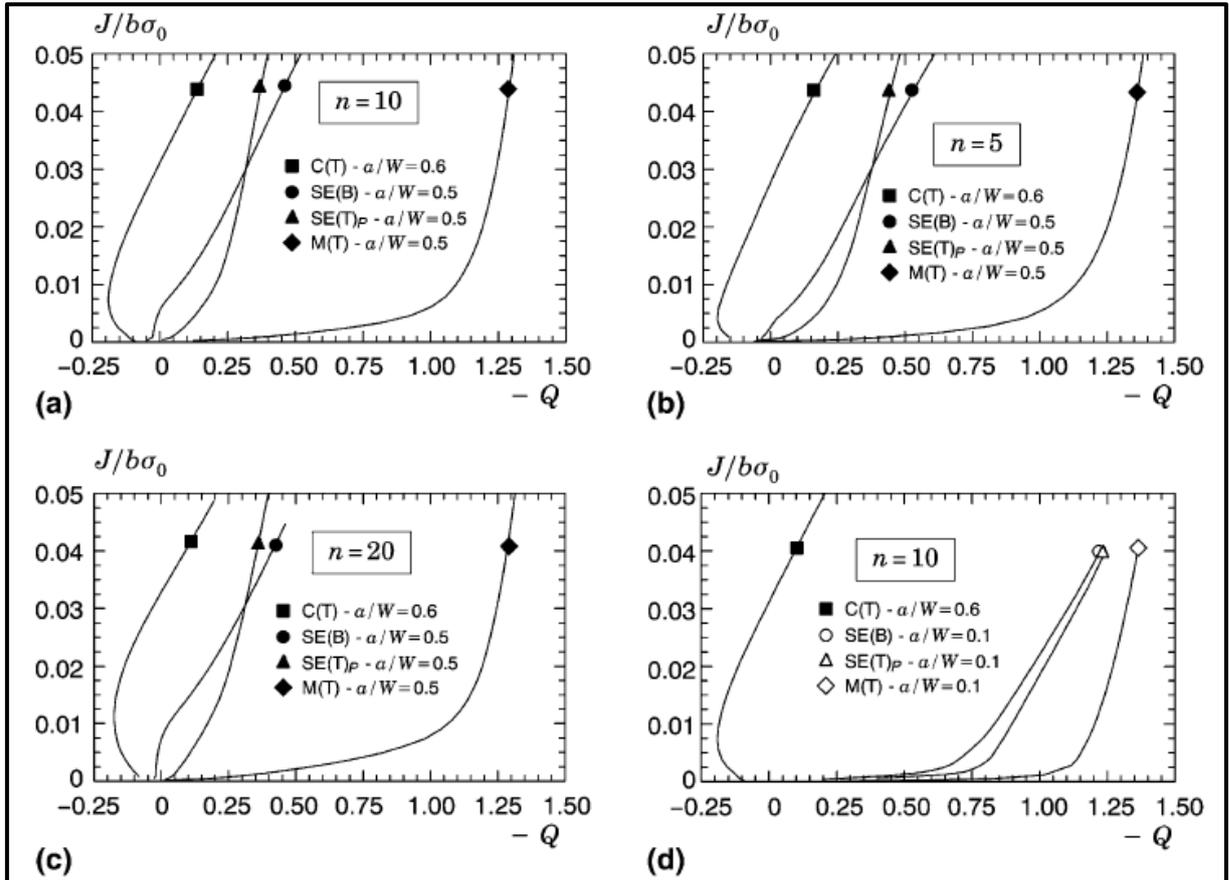


Figura 49 – Trajetórias J-Q para diferentes configurações de trinca variando a propriedade do material: (a) espécime contendo trinca profunda com $n=10$; (b) espécime contendo trinca profunda com $n=5$; (c) espécime contendo trinca profunda com $n=20$; (d) espécime contendo trinca rasa com $n=10$.

Fonte: Cravero & Ruggieri, p. 1351, 2005

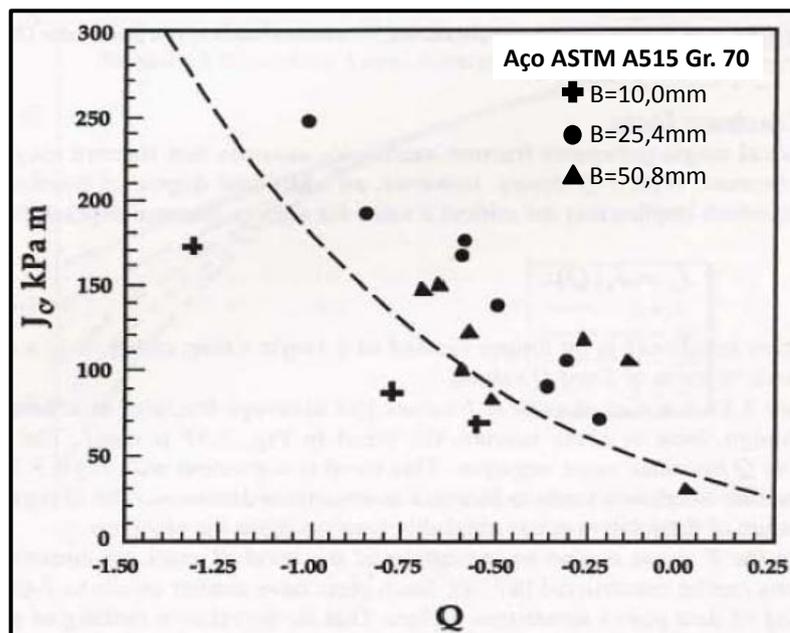


Figura 50 – Variação da tenacidade à fratura, representada pelo parâmetro J_c , com a restrição plástica, representada pelo parâmetro Q .

Fonte: Kirk et al., p. 16, 1993

Para avaliar o efeito de modelos 3D *versus* modelos planos em EPD, Ruggieri et al. (2006) construíram, com auxílio de um parâmetro adimensional $Z/(B/2)$, diversas trajetórias J - Q ao longo de toda frente de trinca por meio de modelos numéricos de geometria 1T (espessura 25,4 mm) e $n=10$, sendo que, o centro do corpo de prova, ou seja, meia espessura, é representado por $Z=0$ e a superfície livre é definida por $Z=B/2$. Essas trajetórias estão representadas na figura 51. Nota-se que, para valores de Z tendendo a zero, a trajetória J - Q aproxima-se da trajetória que representa o EPD enquanto que para Z tendendo a $B/2$ (superfície livre do espécime) a trajetória se afasta da trajetória EPD. Isto é coerente uma vez que no centro do corpo de prova tem-se um nível de alta triaxialidade, ou seja, encontra-se EPD quanto que na superfície livre do corpo de prova está presente o EPT. Como no EPT as tensões triaxiais são inferiores aos do EPD, observa-se assim uma perda de restrição à plasticidade maior, observador pelos menores valores do parâmetro hidrostático Q .

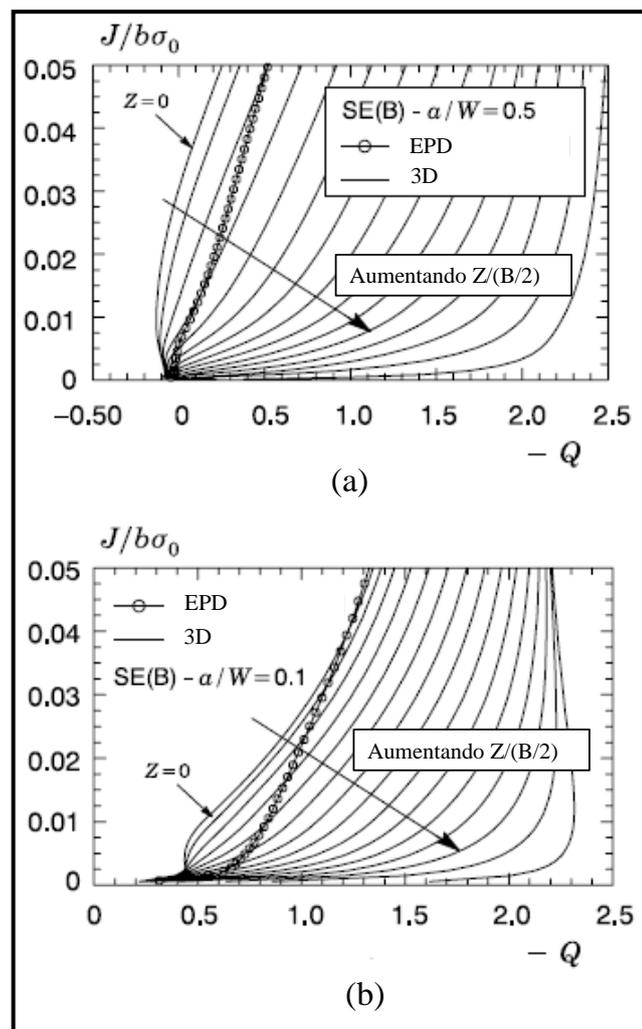


Figura 51 – Trajetórias J-Q para diferentes configurações de trinca variando a propriedade do material: (a) espécime contendo trinca profunda; (b) espécime contendo trinca rasa.
Fonte: “adaptado de” Cravero & Ruggieri, p. 2131, 2006.

A figura 52 mostra o trabalho experimental de Faleskog (1995) utilizando corpos de prova em um aço utilizado para confecção de vasos de pressão (2¼ Cr-1 Mo). Comparando a curva (3) de trinca rasa ($a/W=0,1$), com $B/W=75/100$ e contendo um entalhe lateral (S.G. do inglês side-groove) de 20% com a curva (8) de trinca profunda ($a/W=0,6$) e demais parâmetros iguais, nota-se que a restrição à plasticidade representada pelo parâmetro Q é bastante menor para trincas rasas (valor de Q mais negativo).

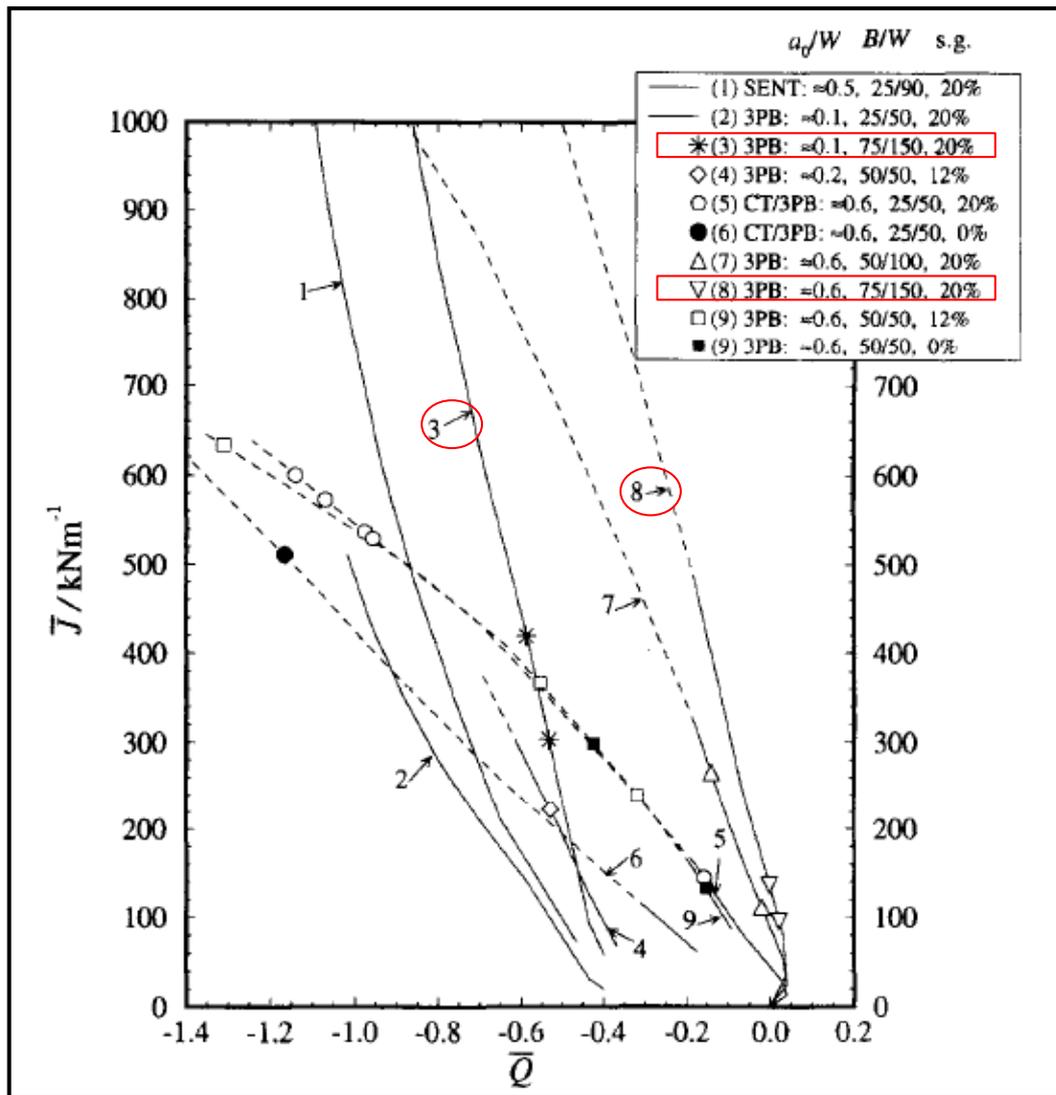


Figura 52 – Trajetórias J-Q para diversos ensaios. Destaque para as curvas (3) e (8).
Fonte: Faleskog, p. 472, 1995

Dentro do cenário traçado, o presente estudo visa melhor explorar o efeito de profundidade de trincas e triaxialidade de tensões nos valores medidos de tenacidade à fratura por meio de diversos ensaios experimentais. O objetivo é contribuir com tais ensaios para um

aço ASTM A516 Grau 70 operando na região de transição dúctil-frágil utilizando espécimes com profundidade de trinca em torno de $a/W=0,2$ e $a/W=0,5$. A obtenção de valores de tenacidade em termos de J e δ para as duas profundidades de trinca deve fornecer *insights* para o melhor entendimento do fenômeno e mais do que isto quantificar a possível superestimativa de propriedades que espécimes com trincas rasas deste material podem fornecer. Ainda, uma investigação paralela sobre os níveis de triaxialidade de tensões (por meio do Q) atrelados a cada resultado de tenacidade é conduzida e os resultados de tenacidade são também avaliados quanto ao seu atendimento às condições SSY.

Este assunto é de relevância já que a maioria das estruturas reais contendo trincas (por exemplo vasos de pressão e tubulações fabricadas em aços estruturais ferríticos) possuem trincas rasas e têm motivado um movimento de desenvolvimento e uso de espécimes laboratoriais com trincas rasas e modos de carregamento que reproduzam a triaxialidade desenvolvida pelos componentes reais. Embora estas abordagens objetivem aumento da precisão de avaliação e ganhos de eficiência operacional, podem reduzir potencialmente o nível de conservadorismo das aplicações e com isto devem ser cautelosamente avaliadas.

3 METODOLOGIA EXPERIMENTAL E DAS ANÁLISES NUMÉRICAS

Em linhas gerais, para que o objetivo do trabalho possa ser alcançado, alguns resultados já disponíveis na literatura para o material em estudo foram organizados e reavaliados pelo autor, enquanto outros dados não existentes tiveram a metodologia de ensaio e os testes desenvolvidos, os quais são apresentados na sequência.

Inicialmente, dados referentes às propriedades mecânicas em tração e energia absorvida em ensaio Charpy como função da temperatura puderam ser obtidas do trabalho de Donato (2008), no qual o aço ASTM A516 Grau 70 de mesmo lote ao deste trabalho foi ensaiado. Os resultados estão apresentados na seção 3.1 seguinte.

Na sequência, para que o efeito da profundidade de trinca pudesse ser devidamente avaliado, corpos de prova de fratura SE(B) contendo trincas rasas e profundas foram projetados, usinados, pré-trincados em fadiga e testados em temperaturas na região de transição dúctil-frágil. Todos os procedimentos experimentais e de tratamento de dados são apresentados nas seções 3.2 a 3.4 seguintes.

Por fim e objetivando corroborar os resultados experimentais e avaliar os níveis de Q atuantes nas amostras no momento das fraturas, modelos refinados de elementos finitos (MEF) foram desenvolvidos segundo a metodologia apresentada na seção 3.5.

3.1 Material em estudo

O material utilizado para a confecção dos corpos de prova do tipo SE(B) é aço carbono ASTM A516 Grau 70 normalizado, obtido na forma de chapas e comumente utilizado para fabricação de vasos de pressão soldados onde é importante a garantia de elevada tenacidade do material. As propriedades mecânicas básicas à tração foram levantadas para este material por Donato (2008) e são apresentadas pela Tabela 3 abaixo.

Tabela 3 – Propriedades monotônicas à tração para o aço ASTM A516 Gr. 70 obtidas por Donato (2008).

Material	A_t^{25mm} (%)	Estricção (%)	σ_{LE} (MPa)	σ_{LR} (MPa)	E (GPa)	H (MPa)	n ()
ASTM A516 Gr.70	30,4	59,5	364	558	204,5	1010,5	4,22

Fonte: Donato, 2008, p. 186

Ensaio de impacto Charpy foram conduzidos pelo mesmo autor para variadas temperaturas e os resultados são apresentados pela figura 53. Foi utilizado por Donato (2008) um algoritmo de otimização por ajuste de curva sigmoidal utilizando tangente hiperbólica (apresentado na mesma figura) e foi obtida uma temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF) de -30°C para tais ensaios dinâmicos. Esta temperatura de transição foi usada como uma primeira referência para os ensaios de fratura deste trabalho, mas como indicado por Donato, ensaios de fratura conduzidos com carregamento quasistático tendem a reduzir tal temperatura de transição. Alguns resultados de tenacidade à fratura conduzidos por este autor demonstraram que valores críticos de integral $J(J_c)$ só puderam ser obtidos para temperaturas inferiores a aproximadamente -70°C .

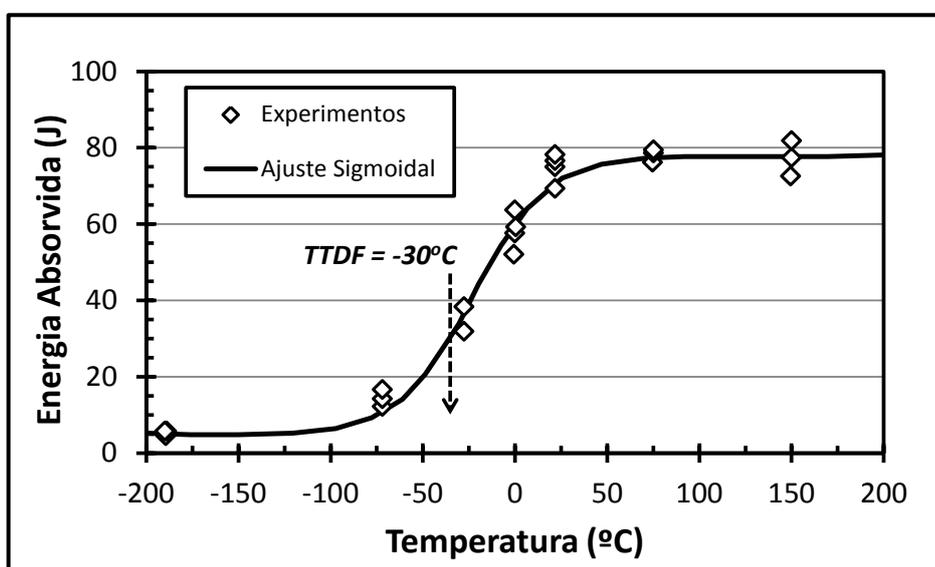


Figura 53 – Resultados obtidos para energia absorvida em ensaio Charpy para ASTM A516 Grau 70. Fonte: “adaptado de” Donato, 2008, p. 187

3.2 Corpos de prova SE(B) desenvolvidos

Os corpos de prova desenvolvidos são do tipo flexão em três pontos SE(B) (do inglês *Single Edge notched under Bending*) e seguem as recomendações da norma ASTM E1820 (2011) para suas proporções. A figura 54 ilustra a geometria típica deste espécime, sendo que neste trabalho foi utilizada espessura $B = 18\text{ mm}$, largura $W = 2B = 36\text{ mm}$, comprimento total $L = 162\text{ mm}$ e espaçamento entre apoios de flexão $S = 4W = 144\text{ mm}$.

Foram elaborados 21 corpos de prova com trincas rasas (objetivando $a/W = 0,2$) e 17 corpos de prova com trinca profunda (objetivando $a/W = 0,5$). A geometria externa dos espécimes foi obtida por fresamento convencional e os entalhes foram usinados por eletroerosão de penetração com o apoio do Centro de Laboratórios Mecânicos da FEI (CLM-FEI).

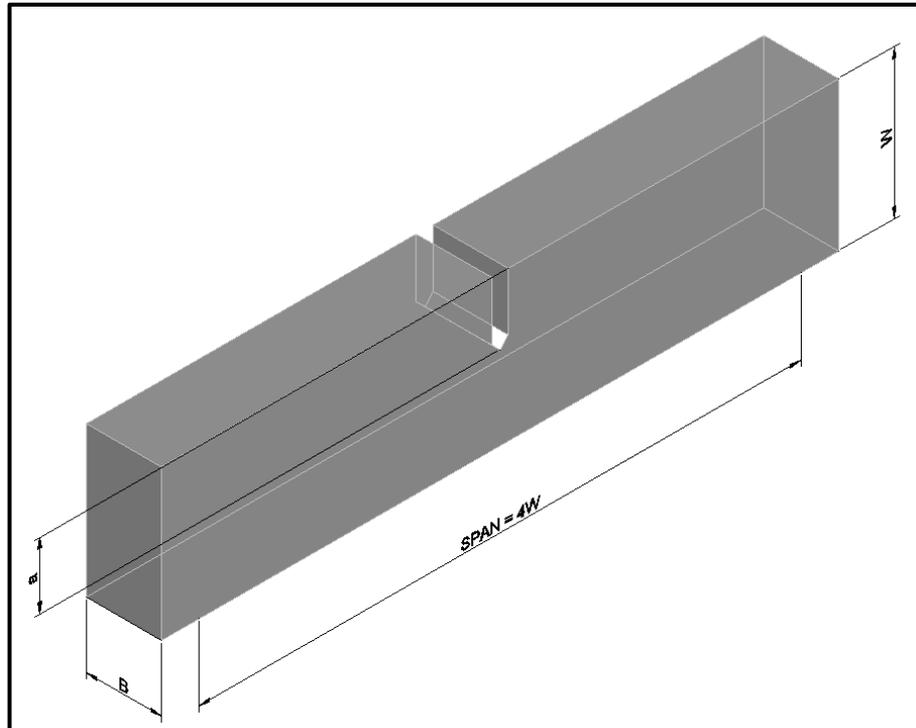


Figura 54 – Dimensões principais de um corpo de prova SE(B) segundo recomendação da norma ASTM E1820 (2011). Foi utilizada proporção $W = 2B$ em todos os espécimes e foram ensaiadas trincas rasas ($a/W \approx 0,2$) e profundas ($a/W \approx 0,5$).

Fonte: Autor

3.3 Pré trincamento em fadiga

Ensaio experimentais de mecânica da fratura exigem que os entalhes existentes nos corpos de prova se aproximem de trincas reais, as quais por sua vez são muito agudas (com raio de ponta tendendo a zero) e não podem ser reproduzidas por processos de usinagem (toda e qualquer ferramenta de usinagem possui um raio finito de ponta, mesmo fios de eletroerosão). Assim, a maneira mais eficaz de produzir essa trinca aguda no corpo de prova de ensaio é por meio de um carregamento cíclico aplicado ao mesmo e que induz a nucleação de uma pequena trinca de fadiga.

A figura 55 ilustra a ideia do procedimento de pré-trincamento. Com o carregamento cíclico, uma trinca de fadiga se inicia a partir do entalhe usinado e se propaga no plano do

entalhe até o tamanho desejado. No caso deste trabalho, a propagação da pré-trinca em fadiga envolveu entre 1,5 e 2,0 mm utilizando baixa carga a fim de garantir uma pequena zona plástica à frente do defeito na fase de pré-trincamento e o atendimento dos requisitos da ASTM E1820 (2011). As cargas no pré-trincamento por fadiga foram de aproximadamente 19 kN para trinca rasa e 8 kN para trinca profunda balizadas pelas cargas máximas calculadas pelas referidas normas.

O tamanho real da trinca resultante foi avaliado em exame post-mortem utilizando análise de imagens de alta resolução cujos resultados são apresentados adiante. Com isto, a profundidade inicial do defeito de cada amostra pode ser conhecida com precisão.

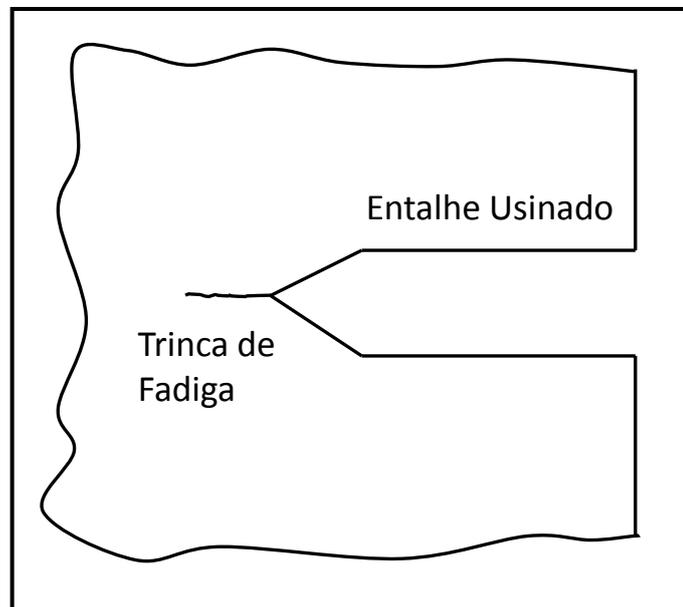


Figura 55 – Esquema ilustrativo do procedimento de pré trincamento por fadiga.
Fonte: Autor

3.4 Ensaios de mecânica de fratura e tratamento de dados

Os ensaios de flexão em 3 pontos foram conduzidos no Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos da FEI (CDMatM-FEI) utilizando uma máquina de ensaios universal servocontrolada MTS modelo 810 mostrada na figura 56. Para que os ensaios ocorressem na temperatura de transição dúctil-frágil (permitindo a detecção e descrição do efeito da triaxialidade), com base nos resultados de tenacidade à fratura de Donato (2008) a temperatura foi mantida entre a faixa de -72°C a -78°C por meio de um banho de álcool etílico absoluto misturado com gelo seco. Dois termopares (um no banho e um nas proximidades do

espécime) foram usados para o controle da temperatura com variação inferior a $\pm 1^\circ\text{C}$ durante cada carregamento.

Primeiramente, antes de aplicar a carga de ensaio, os corpos ficaram submersos por 30 minutos na mistura para garantir homogeneidade de temperatura ao longo do material em ensaio. Depois de estabilizada a temperatura, o sistema de aquisição foi zerado e o espécime foi submetido ao ensaio de flexão em três pontos. Foram medidos: i) carga de ensaio por meio da célula de carga da própria máquina MTS; ii) deslocamento da linha de carga (LLD) por meio da sensor de deslocamento do atuador hidráulico da máquina; iii) deslocamento da boca da trinca (CMOD) por meio de um clip-gage MTS como ilustra a figura 57. As hastes do clip-gage ficam parcialmente submersas no álcool com gelo seco, já seu corpo fica exposto ao ambiente (o resfriamento sofrido pelo sensor não o retirou da faixa de calibração e a tara antes do carregamento garantiu a precisão das medidas).



Figura 56 – Foto da máquina MTS do CDMatM-FEI utilizada para a realização dos ensaios de flexão em três pontos. Temperatura foi mantida entre -72°C a -78°C com variação inferior de $\pm 1^\circ\text{C}$.

Fonte: Autor

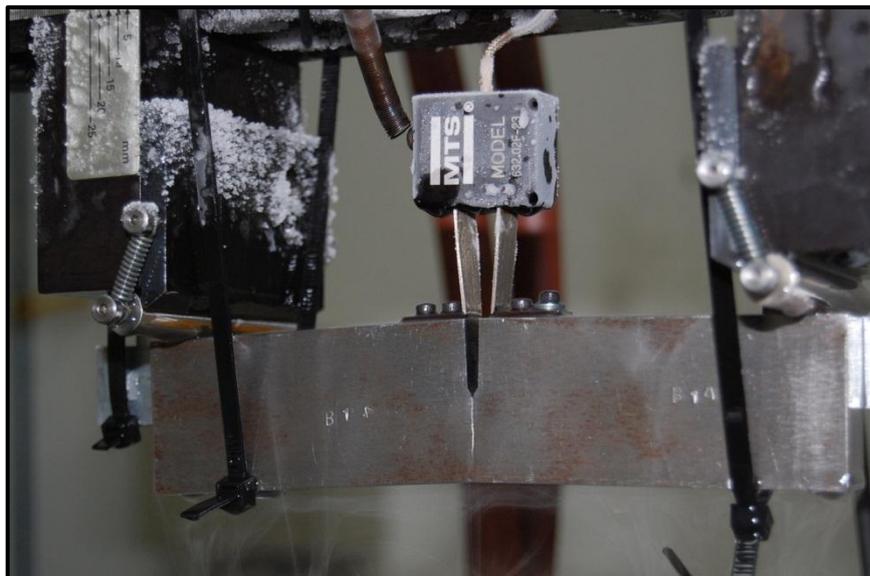


Figura 57 – Clip-gage instalado no CP medindo a abertura da boca da trinca (CMOD). Espécime já fraturado.
Fonte: Autor

Com os dados coletados pela MTS puderam ser determinadas as curvas de carga x CMOD e o método eta (η) pôde ser aplicado para a obtenção de J e CTOD (δ) conforme recomendações da ASTM E1820 (2011).

Para cada corpo de prova fraturado, o exame post-mortem revelou, além da dimensão real da pré-trinca de fadiga, se houve ou não crescimento estável da trinca que violasse a norma. Isto é importante, pois, para a validação do ensaio, o campo HRR deve estar válido e isto significa a não ocorrência de rasgamento dúctil expressivo antes da falha catastrófica.

Todos os resultados experimentais foram apresentados na forma tabular e gráfica para fácil visualização das tendências. Ainda, para descrever o espalhamento de resultados de tenacidade à fratura e obter valores característicos da amostra, os resultados foram ajustados por distribuições biparamétricas de Weibull como detalha e apresenta a seção 4.4.1.

3.5 Modelos numéricos 3D

Os modelos 3D utilizados para as análises numéricas foram construídos no programa MSC PATRAN 2010 disponível no Centro Universitário da FEL. Os modelos 3D são compostos por elementos hexaédricos isoparamétricos de 8 nós. Em todos os modelos foram aproveitadas as condições de simetria (nos planos xy e zz), possibilitando assim a construção de apenas $\frac{1}{4}$ de cada corpo de prova SE(B).

Dois tipos de modelos foram construídos para cada comprimento relativo de trinca (rasa ou profunda): i) um tipo de modelo com um milímetro de espessura e todos os deslocamentos bloqueados na direção da espessura, contendo uma camada de 2845 elementos e 5958 nós para simular o EPD existente no centro do corpo de prova conforme figura 58; ii) outro tipo de modelo contendo 25 camadas (representando metade da espessura), tendo um refinamento maior no centro do corpo de prova, de 71125 elementos e 77454 nós com a finalidade de analisar a perda da restrição à plasticidade na extensão total da frente da trinca, sendo que a região mais refinada representa o centro do corpo de prova em EPD e a região menos refinada representa a superfície externa no corpo de prova em EPT, conforme mostrado na figura 59.

A fim de se obter uma boa descrição dos campos de tensões e deformações à frente do defeito, foi criada uma malha refinada na ponta da trinca constituída por anéis focais centrados na ponta da trinca. Foi feito um raio na ponta da trinca de $\rho = 2,5\mu m$ (figura 60) simulando um arredondamento inicial da trinca. Este arredondamento tem a função de evitar problemas numéricos na computação das tensões e deformações nas vizinhanças da ponta da trinca além de acelerar a convergência dos algoritmos de plasticidade utilizados nas soluções numéricas. A vinculação dos modelos é representativa de espécimes SE(B) e ao mesmo tempo atende às condições de simetria como ilustra a figura 61. Ainda na mesma figura pode ser observada a aplicação do carregamento, que foi realizada por meio de deslocamentos incrementais impostos no ponto de carga.

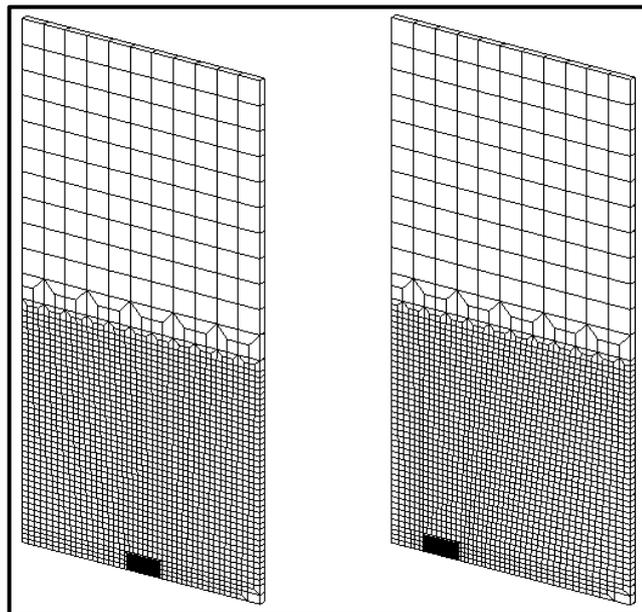


Figura 58 – Modelo 3D de um milímetro de espessura representando o EPD nos centros dos corpos de prova (modelo à esquerda representa $a/W=0,5$ e modelo à direita $a/W=0,2$). Nota-se um refinamento maior na ponta da trinca.

Fonte: Autor

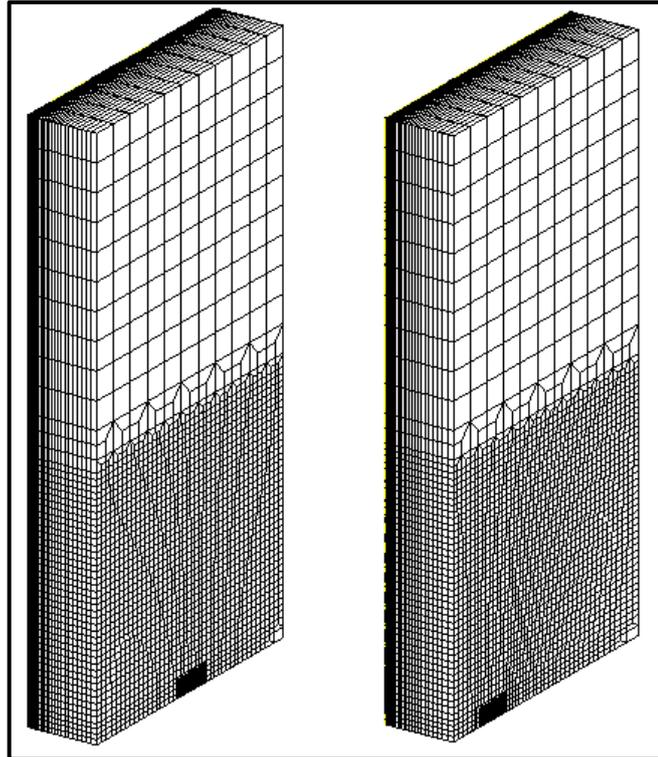


Figura 59 – Modelo 3D de 1/2 da espessura dos corpos de prova (modelo à esquerda representa $a/W=0,5$ e modelo à direita $a/w=0,2$). Nota-se um refinamento maior na ponta da trinca e no plano de simetria central do corpo de prova.

Fonte: Autor

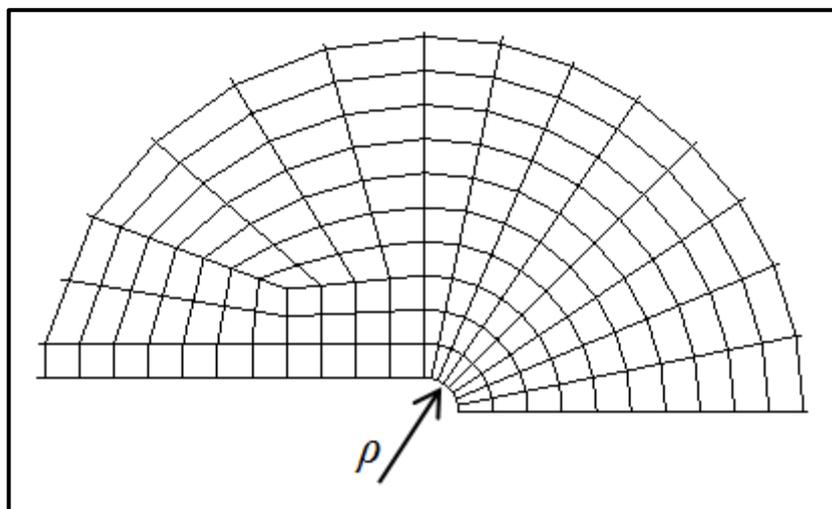


Figura 60 – Detalhe do arredondamento da ponta da trinca. O raio da ponta vale $2,5 \mu\text{m}$.

Fonte: Autor

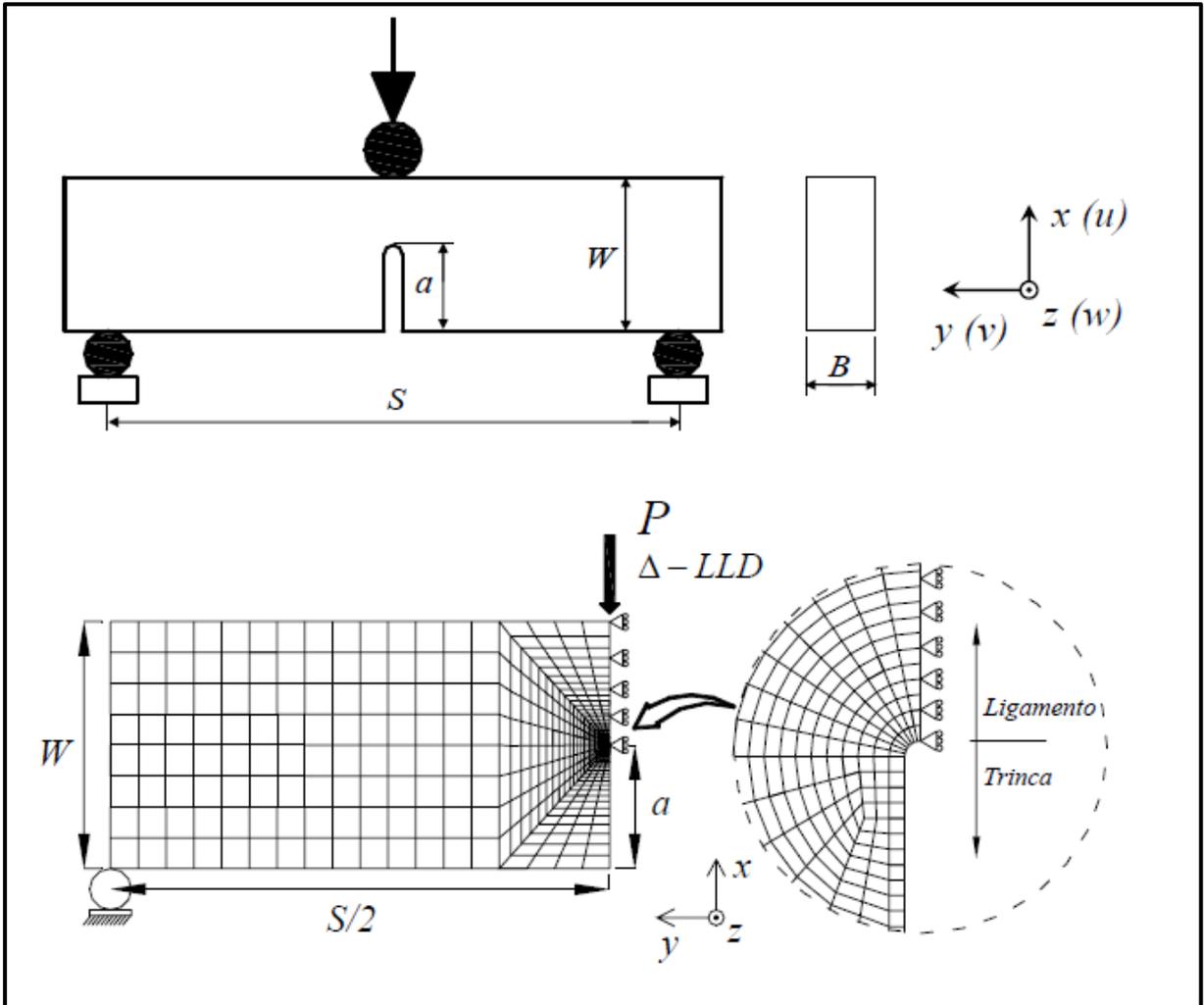


Figura 61 – Estratégia de vinculação e carregamento dos modelos SE(B) elaborados.
 Fonte: Autor “adaptado de” Donato, p. 136-137, 2008.

Em linhas gerais, os modelos elaborados seguem os procedimentos adotados e recomendados por Donato (2008), exceto a análise de convergência de malha que foi refeita para o padrão adotado para este trabalho. Além dos modelos citados, um modelo de placa semi-infinita (*MBL Model*) em Estado Plano de Deformação foi utilizado para obtenção de um campo de referência *SSY* necessário ao cálculo do parâmetro Q .

3.6 Soluções numéricas

Foi utilizado o código de elementos finitos *WARP3D* (Koppenhoefer et al., 2002) para se obter as soluções numéricas para os campos de tensões e deformações em trincas estacionárias dos modelos estudados, executados em uma estação de trabalho Dell Precision

octaprocessada Xeon. Foi utilizada formulação não-linear com as propriedades do material fornecidas de maneira tabular e em regime de pequenas deformações. O *WARP3D* utiliza alguns algoritmos mais avançados para a solução das equações de equilíbrio não-lineares por meio da formulação iterativo-incremental empregando o método de Newton para a eliminação das forças nodais. Outra característica importante do código é a incorporação da modificação \bar{B} , sugerida por Hughes (1980), reduzindo o “travamento” característico dos elementos hexaédricos de 8 nós, à medida que as deformações evoluem para regimes completamente plásticos.

O procedimento numérico para determinação da Integral J , incluída no código *WARP3D*, utiliza o método da integral de domínio proposta por Moran e Shih (1987). Para modelos sólidos 3D, o valor médio da Integral J sobre a espessura é determinado para domínios de integração definidos fora da região próxima à ponta da trinca, onde ocorre intensa deformação plástica invalidando assim sua definição. Os valores da Integral J obtidos por esse método geralmente concordam com os valores fornecidos por metodologias experimentais como, por exemplo, o método “*eta*” da ASTM E1820 (2011). Consequentemente, a Integral J numérica fornece um parâmetro conveniente e robusto para caracterizar a intensidade do carregamento remoto sobre a frente da trinca (Cravero & Ruggieri, 2002).

O parâmetro Q e as respectivas trajetórias J - Q , estudadas ao longo da espessura dos espécimes, foram obtidas pelo programa JQCRACK (Cravero & Ruggieri, 2002). O parâmetro Q obtido pelo programa é determinado pela diferença entre os valores das tensões da abertura da trinca para o Modo I de carregamento e as soluções de referência fornecidas pelos modelos MBL, a uma distância normalizada, $\lambda = r/(J\sigma_0)$, igual a 2.

Os modelos para obtenção das soluções de referência (para encruamento $n = 4,22$) foram construídos por anéis focais com aproximadamente 2000 elementos hexaédricos com 8 nós. A plastificação é limitada na ponta da trinca, sendo garantida pela construção de um raio externo R suficientemente grande, de forma que $R_P \ll R/20$, sendo R_P o raio da zona plástica conforme ilustra a figura 62.

Todo o pós-processamento dos dados numéricos foi realizado utilizando algoritmos especialmente desenvolvidos em linguagem MatLab versão 2011.

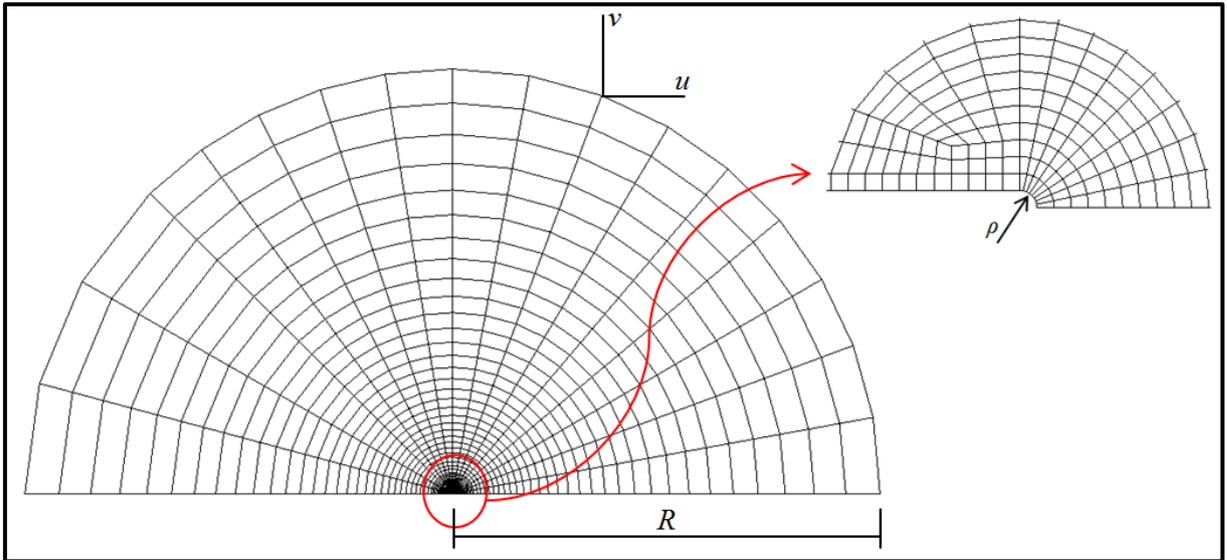


Figura 62 – Modelos MBL utilizado para obtenção das soluções de referência (SSY).
Fonte: Autor

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO CRÍTICA

4.1 Condições de ensaio e dimensional das amostras

A tabela 4 apresenta todos os dados de entrada e de avaliação post-mortem para cada um dos ensaios realizados, incluindo dimensional, tamanhos de trinca inicial (a_0) estimado e medido (segundo recomendações da ASTM E1820, 2011), profundidade relativa real da trinca (a/W), velocidades de ensaio, temperaturas e a função $f(a/W)$ para o cálculo de K_I para cada espécime. Pode-se notar que os comprimentos relativos de trincas medidos encontram-se bastante próximos dos objetivos originais de trinca rasa ($a/W = 0,2$) e profunda ($a/W = 0,5$) e o controle de temperatura de ensaio apresentou variação reduzida, sendo que durante cada ensaio a variação de temperatura não excedeu $\pm 1^\circ\text{C}$.

O pós-processamento dos dados de cada ensaio em busca da quantificação da tenacidade à fratura utilizou os dados de dimensional aqui apresentados e os dados de carga e deslocamento obtidos direto da máquina de ensaios MTS, como apresentado na sequência.

4.2 Curvas de carga vs. deslocamento experimentais usando espécimes SE(B)

As figuras 63 (trinca rasa) e 64 (trinca profunda) apresentam as curvas carga vs. deslocamento (apurado pelo CMOD neste trabalho) obtidas nos ensaios de flexão em 3 pontos. Em cada figura é apresentada uma imagem em visão geral como (a) e em maior aumento para melhor visualização como (b).

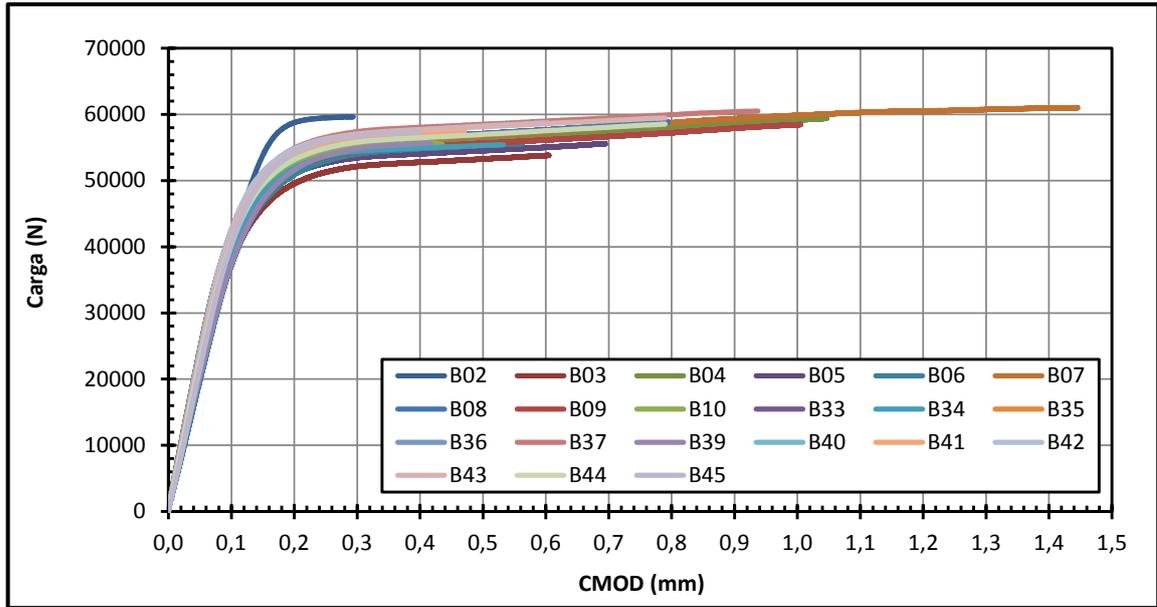
No geral os resultados de carga e deslocamento seguem o comportamento esperado contemplando regime elasto-plástico do material. Fica evidente que para os corpos de prova de trincas rasas apresentados pela figura 63 existe maior variação dos níveis de carga e de CMOD para a ocorrência de fratura, típico de experimentação na região de mais íngreme transição dúctil-frágil. Adicionalmente, este fato é de se esperar pela maior sensibilidade das trincas curtas a pequenas variações dimensionais em seu comprimento real após o pré-trincamento ou na geometria de sua frente. Para os espécimes de trinca profunda,

apresentados pela figura 64, por sua vez, maior estabilidade nas cargas e CMOD para a falha foi observada. Tais constatações, entretanto, não necessariamente significam que os resultados de tenacidade obtidos de trincas profundas tenham maior estabilidade ou significância para aplicação estrutural, pois pequenas variações no dimensional original da trinca abalam fortemente a carga mas não necessariamente as forças motrizes de trinca quando contabilizadas incluindo esta dimensão, como será discutido adiante.

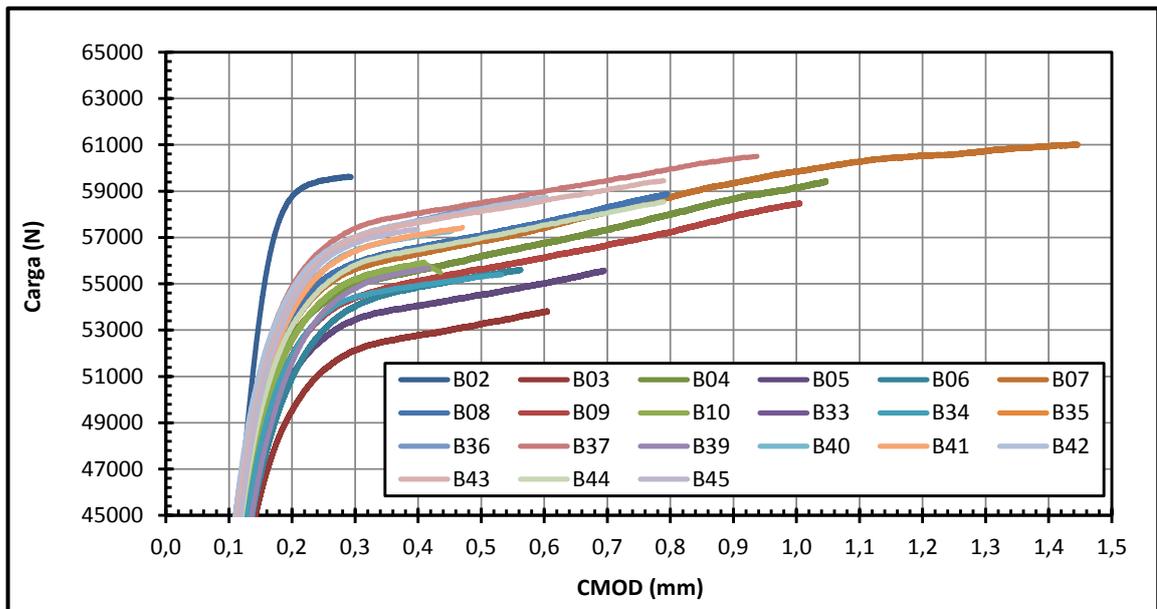
Tabela 4 – Dados de entrada e de exame post-mortem para os ensaios de flexão usando espécimes SE(B).

Espécime	W (mm)	B (mm)	S (mm)	a0_estimado (mm)	a0_medido (mm)	Δa (mm)	b (mm)	a/W	Velocidade do ensaio (mm/min)	Temperatura (°C)	f(a/W)
B02	36,10	17,95	144	7,2	7,8		28,27	0,217	5,0	-71	1,229
B03	35,94	17,97	144	7,2	8,0		27,95	0,222	0,8	-71	1,247
B04	36,18	18,04	144	7,2	7,3	0,865	28,89	0,201	0,8	-71	1,179
B05	35,99	18,03	144	7,2	7,7		28,29	0,214	0,8	-71	1,219
B06	35,95	18,05	144	7,2	8,1	0,338	27,83	0,226	0,8	-72	1,258
B07	35,95	17,97	144	7,2	7,3	1,388	28,62	0,204	0,8	-72	1,187
B08	35,96	18,00	144	7,2	7,3	0,541	28,64	0,203	0,8	-72	1,186
B09	35,99	18,03	144	7,2	7,7	0,826	28,26	0,215	0,8	-72	1,222
B10	35,96	18,10	144	7,2	7,7		28,22	0,215	0,8	-73	1,223
B33	35,95	18,05	144	7,2	7,1		28,86	0,197	0,8	-75	1,166
B34	35,95	17,97	144	7,2	7,9	0,121	28,04	0,220	0,8	-76	1,239
B35	36,02	17,90	144	7,2	7,3		28,73	0,202	0,8	-76	1,182
B36	35,96	17,98	144	7,2	6,9	0,133	29,04	0,193	0,8	-76	1,151
B37	35,96	17,96	144	7,2	7,2	0,813	28,76	0,200	0,8	-78	1,176
B39	36,00	17,98	144	7,2	8,0		27,96	0,223	0,8	-78	1,250
B40	35,91	18,02	144	7,2	7,7		28,21	0,214	0,8	-79	1,221
B41	36,02	18,00	144	7,2	7,4		28,59	0,206	0,8	-78	1,195
B42	35,99	17,97	144	7,2	7,3	0,140	28,70	0,203	0,8	-78	1,183
B43	35,96	17,94	144	7,2	7,4	0,605	28,59	0,205	0,8	-78	1,190
B44	36,05	17,97	144	7,2	7,7	0,466	28,38	0,213	0,8	-78	1,216
B45	35,96	17,97	144	7,2	7,3		28,63	0,204	0,8	-78	1,187
B11	36,00	18,00	144	18,0	18,5		17,49	0,514	0,8	-73	2,786
B12	35,98	18,02	144	18,0	18,5		17,47	0,514	0,8	-73	2,789
B13	35,99	18,02	144	18,0	18,1	0,652	17,86	0,504	0,8	-72	2,694
B14	35,99	18,04	144	18,0	18,3		17,71	0,508	0,8	-73	2,729
B15	36,00	18,01	144	18,0	18,7		17,35	0,518	0,8	-73	2,822
B16	35,98	18,08	144	18,0	18,4		17,61	0,510	0,8	-73	2,753
B17	36,02	18,00	144	18,0	18,6		17,41	0,517	0,8	-73	2,808
B18	35,91	18,07	144	18,0	18,4		17,53	0,512	0,8	-73	2,765
B20	35,91	18,08	144	18,0	18,2	0,162	17,72	0,507	0,8	-78	2,719
B21	36,04	17,90	144	18,0	18,8		17,25	0,521	0,8	-78	2,853
B22	35,93	18,07	144	18,0	18,0		17,91	0,501	0,8	-78	2,675
B23	36,05	18,00	144	18,0	18,3	0,362	17,73	0,508	0,8	-77	2,734
B24	35,93	18,04	144	18,0	18,1		17,84	0,503	0,8	-78	2,691
B25	35,93	18,05	144	18,0	18,2	0,219	17,72	0,507	0,8	-78	2,721
B26	36,06	18,08	144	18,0	18,4	0,179	17,71	0,509	0,8	-79	2,740
B27	36,02	18,15	144	18,0	18,1		17,95	0,502	0,8	-77	2,677
B28	35,90	18,05	144	18,0	18,1	0,265	17,80	0,504	0,8	-75	2,699

Fonte: Autor



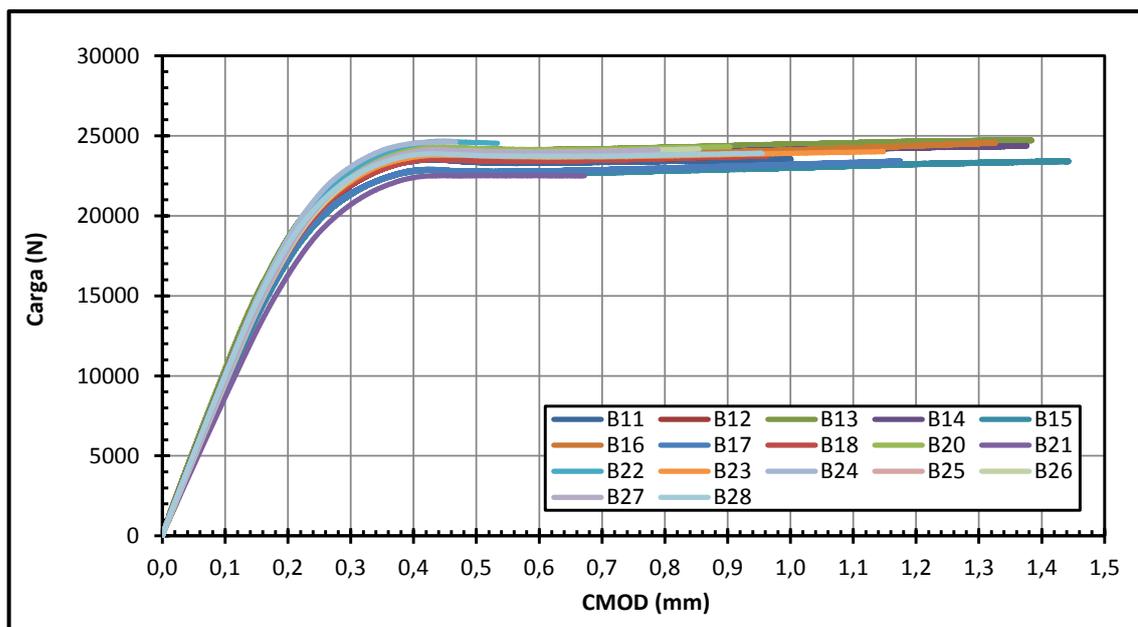
(a) Visão geral



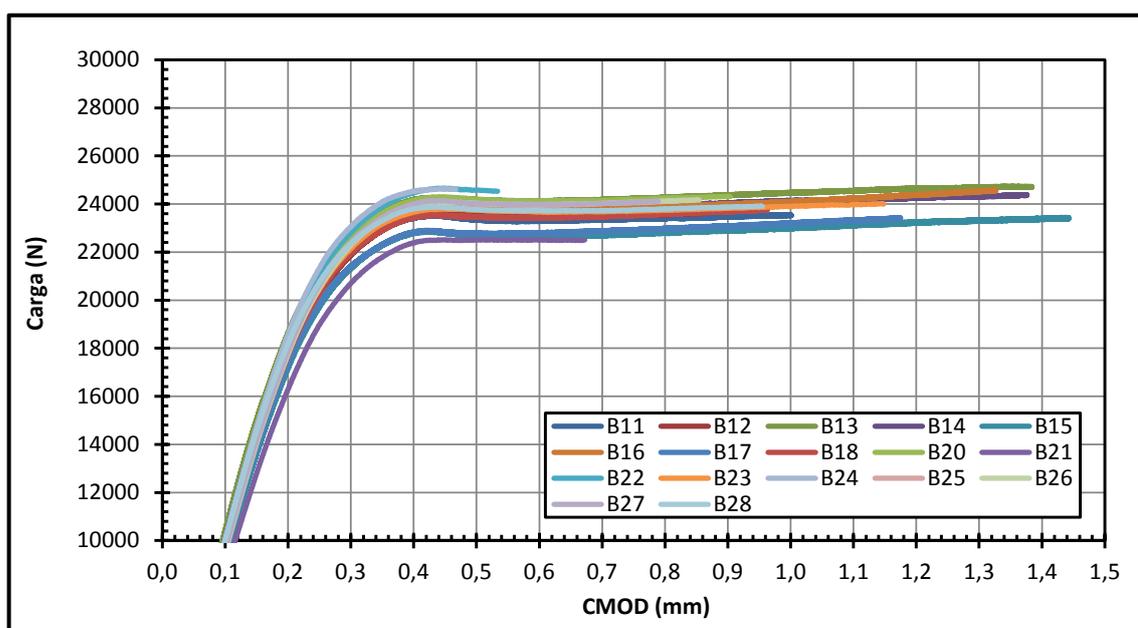
(b) Maior zoom

Figura 63 – Curvas de carga vs. deslocamento para ensaios de corpos de prova com trinca rasa ($a/W \approx 0,2$). (a) Visão geral e (b) maior aumento para melhor visualização das curvas.

Fonte: Autor



(a) Visão geral



(b) Maior zoom

Figura 64 – Curvas de carga vs. deslocamento para ensaios de corpos de prova com trinca profunda ($a/W \approx 0,5$). (a) Visão geral e (b) maior aumento para melhor visualização das curvas.

Fonte: Autor

4.3 Frentes das pré-trincas e do crescimento estável

De posse das informações da tabela 4 e das curvas de carga x CMOD para cada espécime é possível a determinação de J e δ atuantes no momento da falha final. Para esta

finalidade, foi utilizado o método η e uma vez calculados os valores de J e δ de falha, os mesmos tiveram de ser classificados como valores críticos ou não, ou seja, se atendiam aos requisitos de ausência de crescimento estável precedente à fratura catastrófica. Isto é feito considerando a curva de carga vs. CMOD apresentada (como ilustra a figura 65) e também a análise post-mortem da seguinte maneira (Anderson, 2005):

- J_c, δ_c – caso o corpo de prova apresente crescimento estável menor que 0,2 mm o resultado é considerado crítico.
- J_u, δ_u – caso o corpo de prova apresente crescimento estável maior que 0,2 mm o resultado não é tido como crítico e recebe a denominação “u”.
- J_m, δ_m – caso o corpo de prova apresente curva de carga que passe por um ponto de carga máxima, recebe a denominação “m”.

Analisando a figura 65, a curva (a) ilustra um resultado de teste com tendência à obtenção de δ_c e para o qual ocorre fratura predominantemente por clivagem na carga P_c . A curva (b) corresponde ao resultado tendendo a δ_u onde uma propagação dúctil precede a fratura por clivagem e o crescimento dúctil começa em P_i . A curva (c) mostra o ponto de carga máxima P_m , para o qual o resultado avaliado de tenacidade tem pouco significado estrutural pela grande extensão de plasticidade (Anderson, 2005).

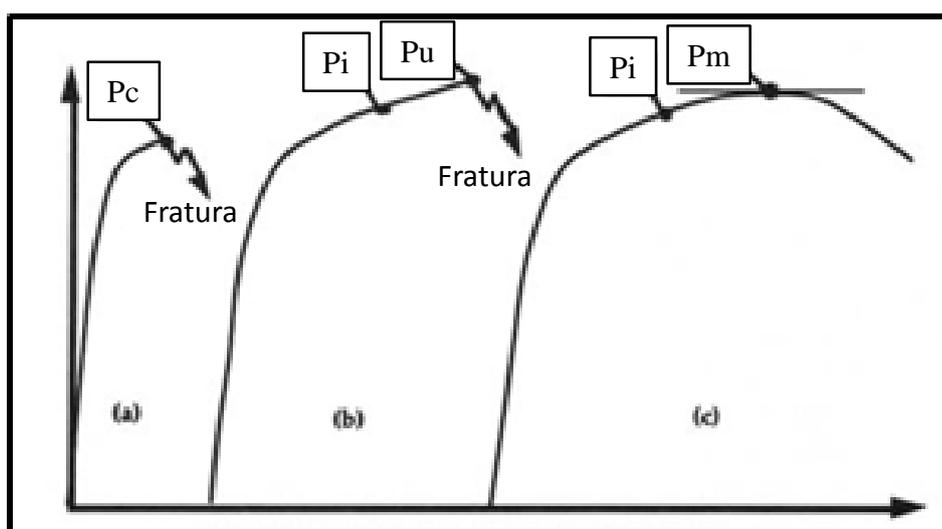


Figura 65 – Diferentes tipos de curvas de carga vs. abertura da boca da trinca CMOD. A classificação do resultado de tenacidade à fratura depende do tipo de curva e da avaliação do crescimento estável no exame pós-falha.

Fonte: “adaptado de” Anderson, 2005, p.395

Já tendo apresentado as curvas de carga de cada espécime, neste tópico são apresentados os resultados do exame pós-falha realizado em cada corpo de prova para: i) dimensionar a frente de pré-trinca de fadiga e quantificar a profundidade original de trinca (a_0) segundo ASTM E1820; ii) analisar se houve crescimento estável da trinca superior aos requisitos normativos.

A figura 66 ilustra espécimes de trinca rasa (a,b) e profunda (c,d) sem crescimento estável (a,c) e com expressivo crescimento estável (b,d – regiões mais escuras) para ilustração. Toda a análise quantitativa foi realizada seguindo as recomendações e o protocolo de análise de imagens desenvolvido por Barbosa & Donato (2011). Um programa de computador para análise de imagens de fraturas foi desenvolvido por estes autores e foi disponibilizado e utilizado pelo autor com base em imagens de alta resolução como as apresentadas. O programa realiza a calibração do tamanho dos pixels das imagens nos eixos horizontal e vertical, identifica a frente de pré-trinca de fadiga e crescimento estável e realiza a medição dos nove pontos distribuídos à frente da trinca de acordo com o disposto na norma ASTM E1820 (2011). Ainda, verifica os requisitos de propagação estável de trinca ou variação geométrica da frente de pré-trinca.

Por questões de brevidade de apresentação e foco nos resultados de tenacidade do trabalho, foi preparado o apêndice B no qual todo o detalhamento do procedimento de medição de trincas é apresentado, juntamente ao detalhamento da interface gráfica e de operação do programa utilizado.

Os resultados completos do exame pós-falha e que interessam aos cálculos de tenacidade são apresentados nas figuras 67 e 68 seguintes, onde pode ser notada a ocorrência ou não de crescimento estável, assim como pode ser visualizada a geometria da frente de pré-trinca de fadiga obtida. No geral as pré-trincas de fadiga não apresentaram distúrbios geométricos em sua propagação e foram validadas pela norma. Os valores a_0 resultantes medidos foram apresentados pela tabela 4.

Alguns corpos de prova apresentaram crescimento estável maior que 0,2 mm (B04, B06, B07, B08, B09, B37, B43 e B44 para trinca rasa e B13, B23, B25 e B28 para trinca funda). Considerando o número total de espécimes ensaiados para cada geometria, isto representa 38% das amostras para trinca rasa (8/21) e 24% das amostras para trinca funda (4/17). Eis uma constatação alinhada com a esperada tendência de maior plasticidade para trinca rasa devido à esperada menor triaxialidade de tensões.

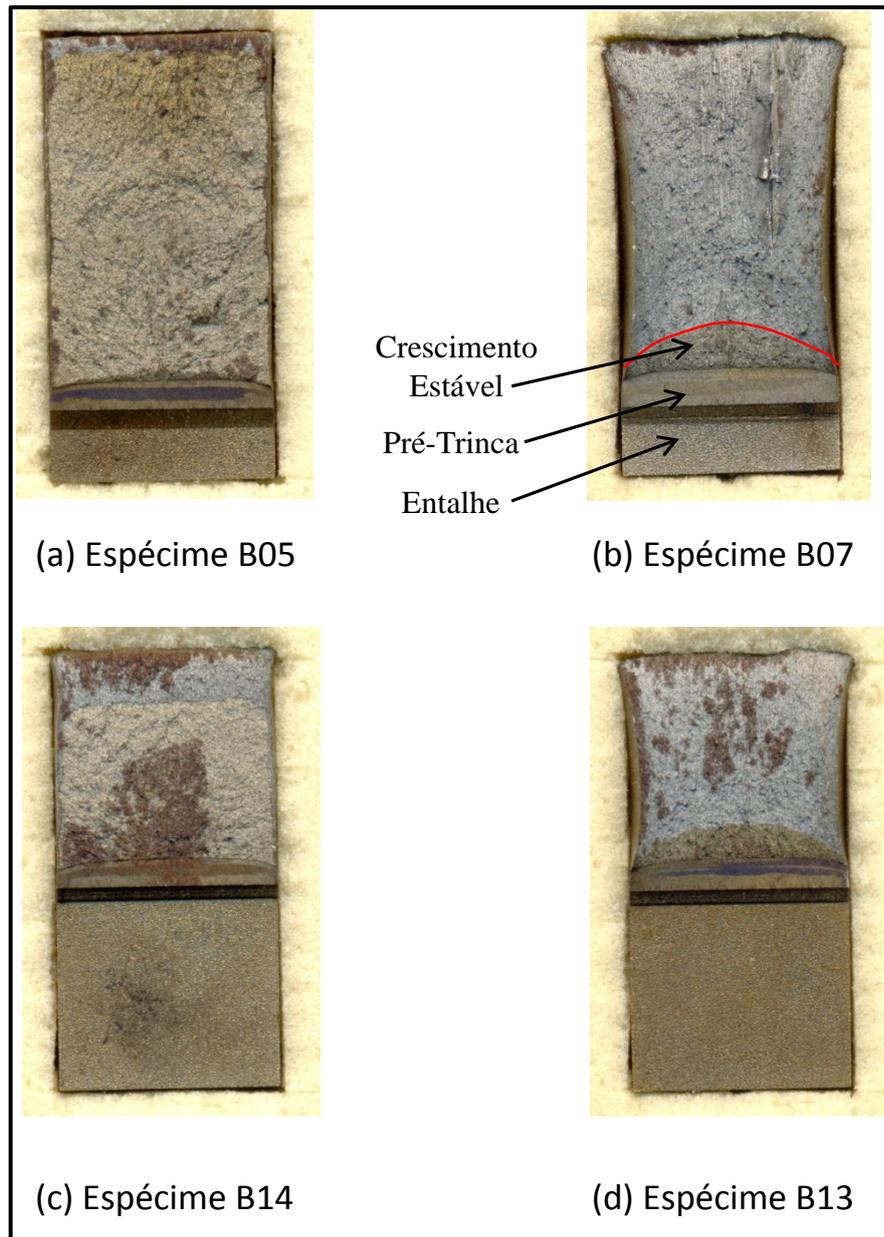
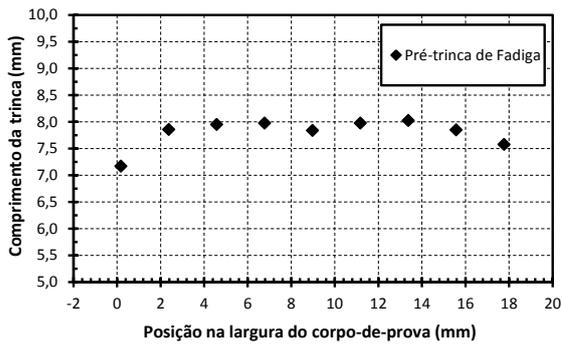
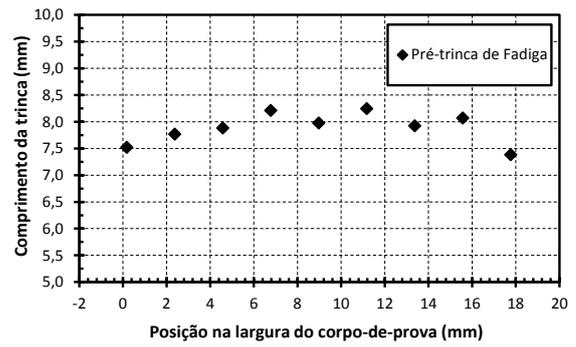


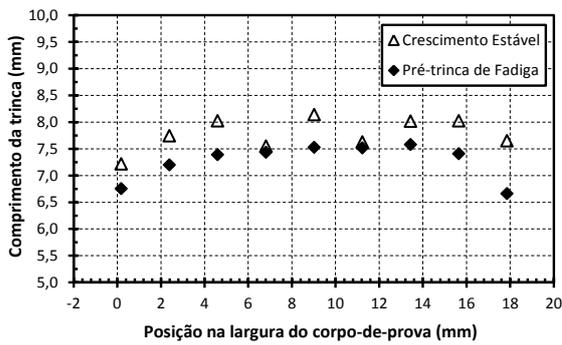
Figura 66 – Exemplos de fraturas obtidas para espécimes com (a,b) trinca rasa ($a/W \approx 0,2$) e (c,d) trinca profunda ($a/W \approx 0,5$). Em alguns casos (a,c) nota-se a ausência de crescimento estável, ou seja, $\Delta a_p = 0$, enquanto em outros (b,d) existe o crescimento estável bastante nítido, ou seja $\Delta a_p \neq 0$.
 Fonte: Autor



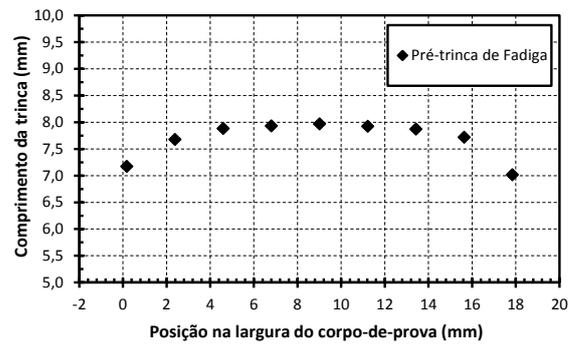
(a) Espécime B02



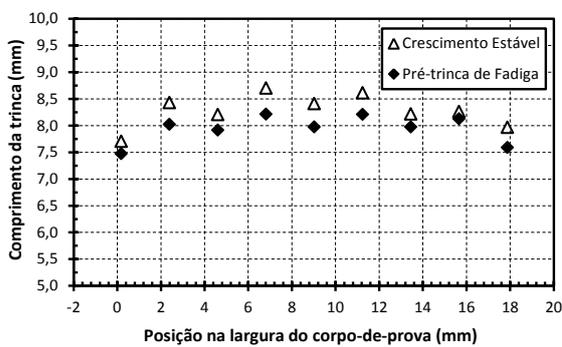
(b) Espécime B03



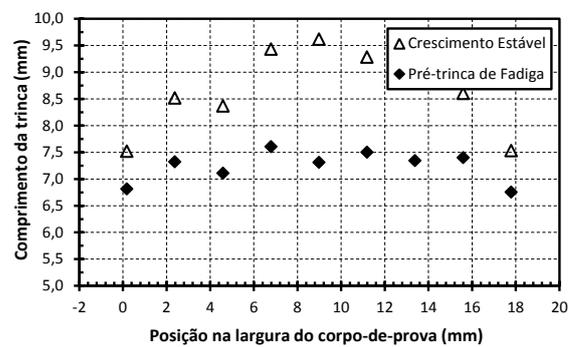
(c) Espécime B04



(d) Espécime B05

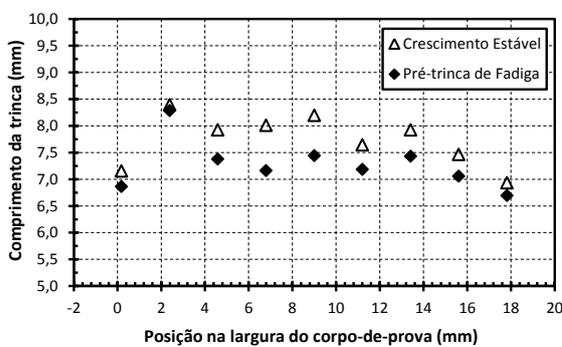


(e) Espécime B06

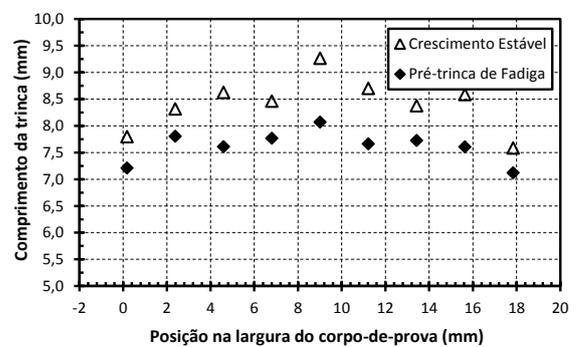


(f) Espécime B07

continua...

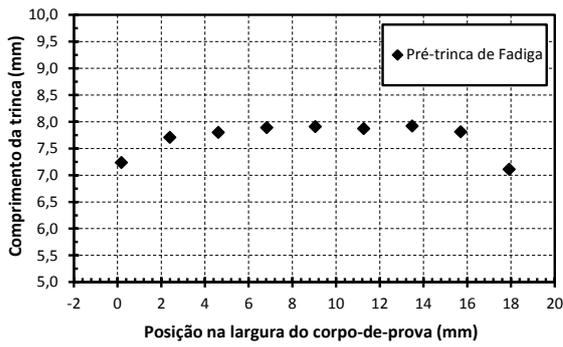


(g) Espécime B08

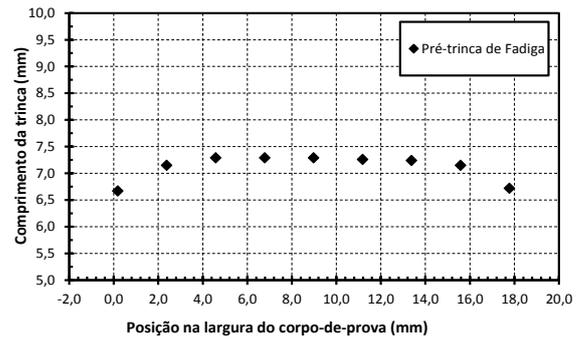


(h) Espécime B09

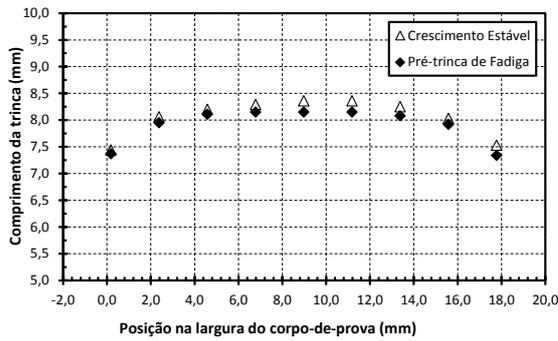
continua...



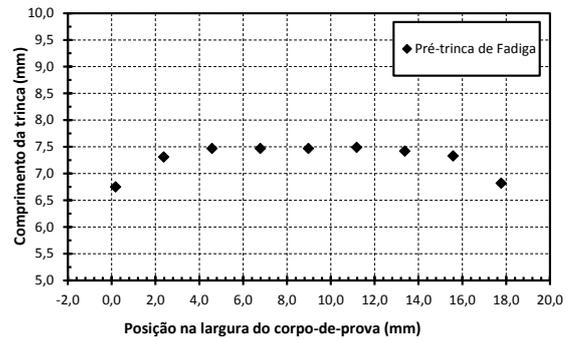
(i) Espécime B10



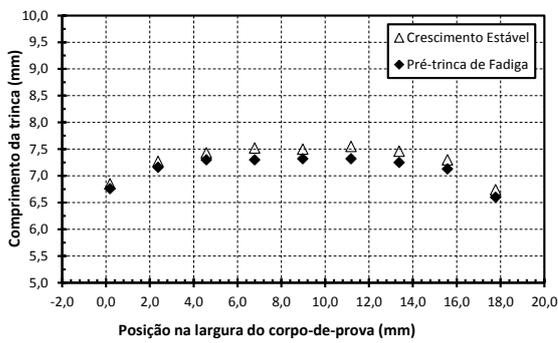
(j) Espécime B33



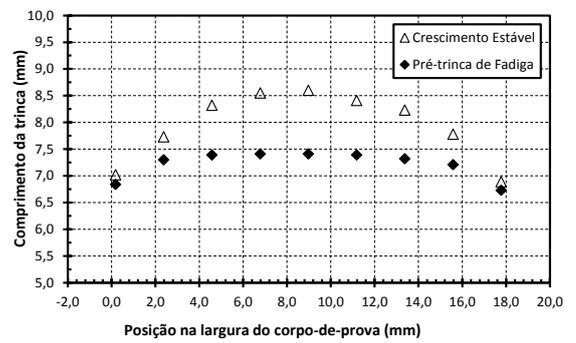
(k) Espécime B34



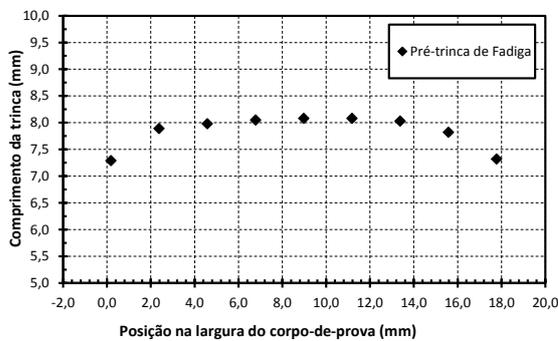
(l) Espécime B35



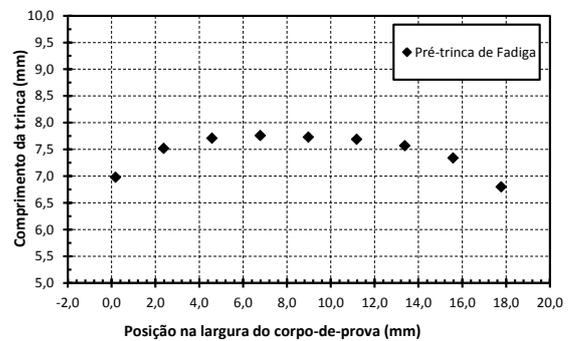
(m) Espécime B36



(n) Espécime B37

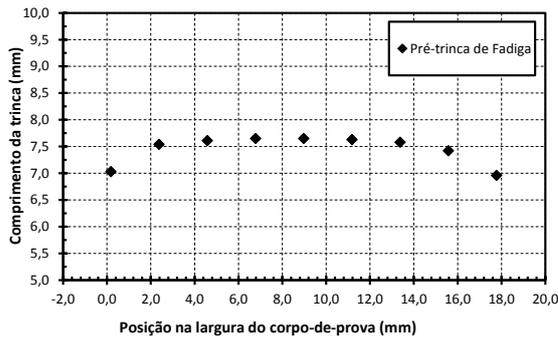


(o) Espécime B39

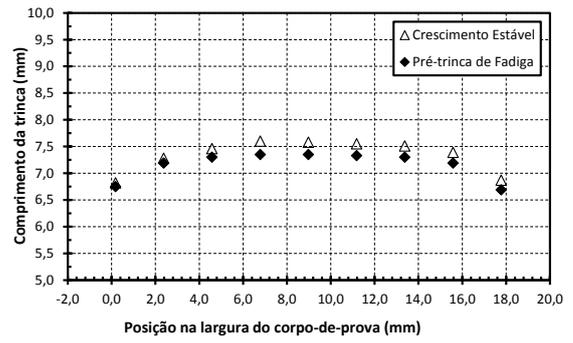


(p) Espécime B40

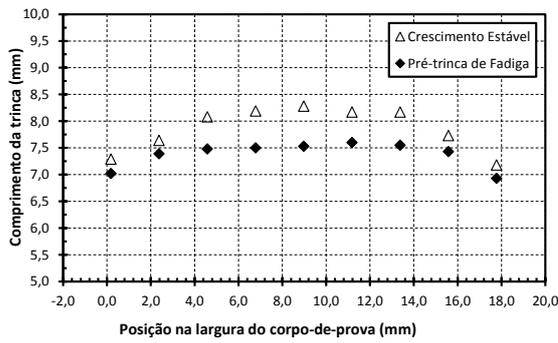
continua...



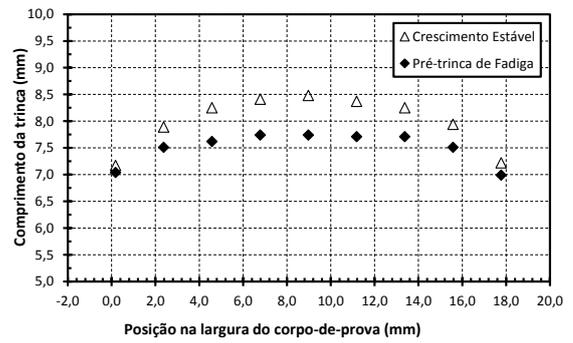
(q) Espécime B41



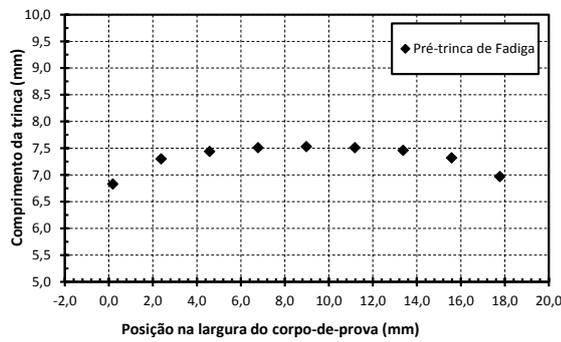
(r) Espécime B42



(s) Espécime B43

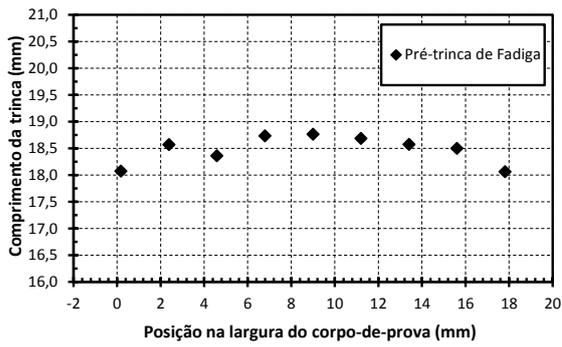


(t) Espécime B44

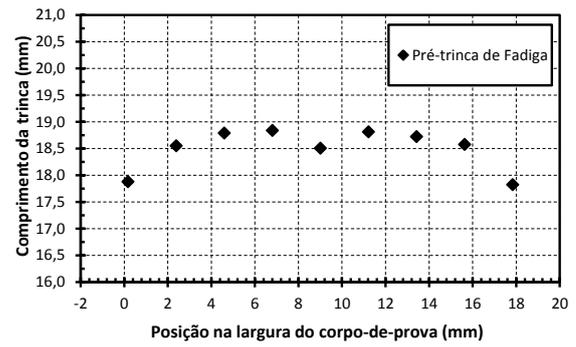


(u) Espécime B45

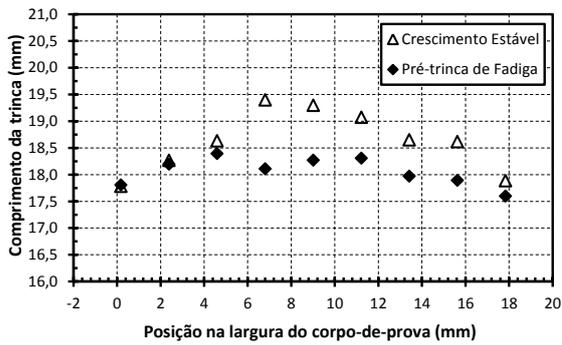
Figura 67 – Medição das frentes de pré-trincas e crescimento estável de defeitos para todos os espécimes com trinca rasa ($a/W \approx 0,2$). Em alguns casos nota-se a ausência de crescimento estável, ou seja, $\Delta a_p = 0$.
Fonte: Autor



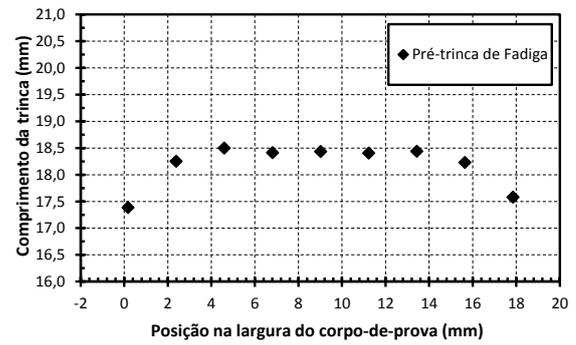
(a) Espécime B11



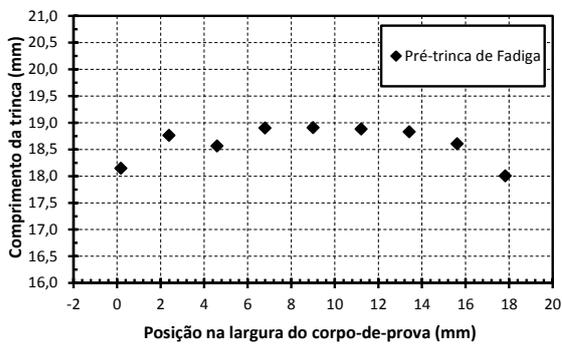
(b) Espécime B12



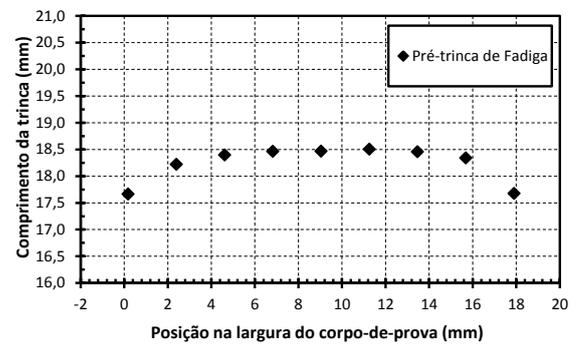
(c) Espécime B13



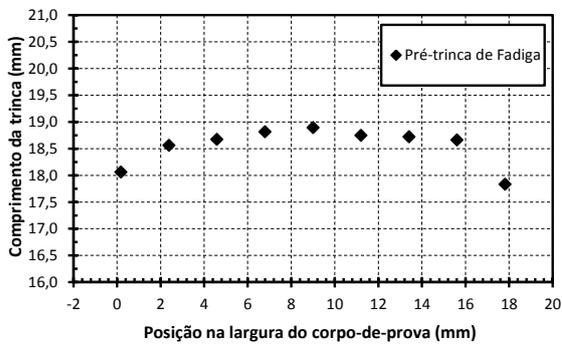
(d) Espécime B14



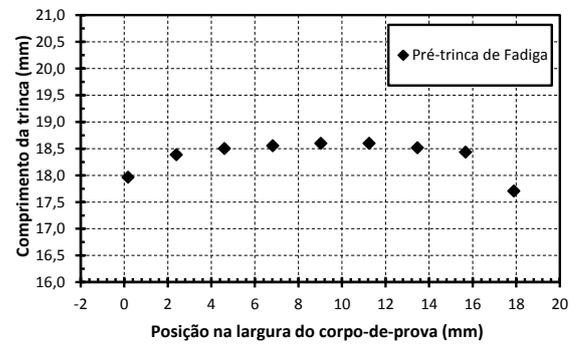
(e) Espécime B15



(f) Espécime B16

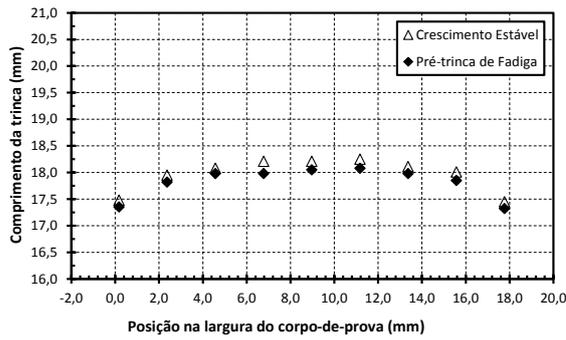


(g) Espécime B17

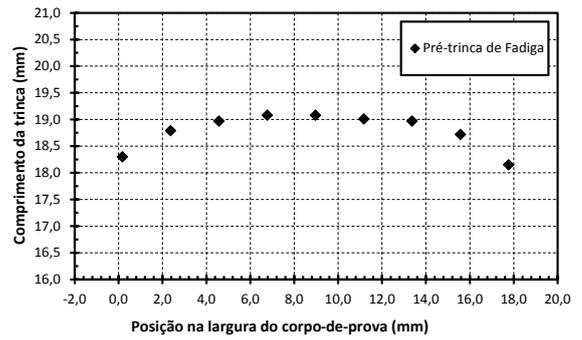


(h) Espécime B18

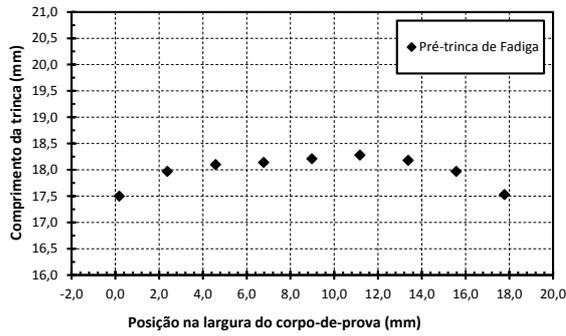
continua...



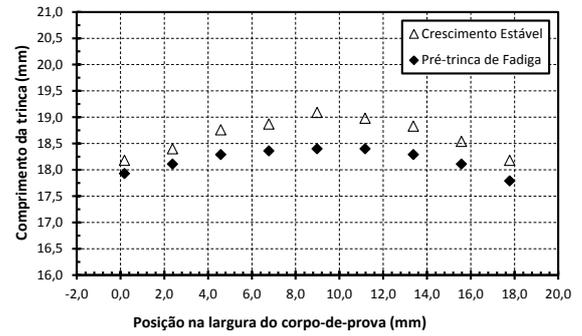
(i) Espécime B20



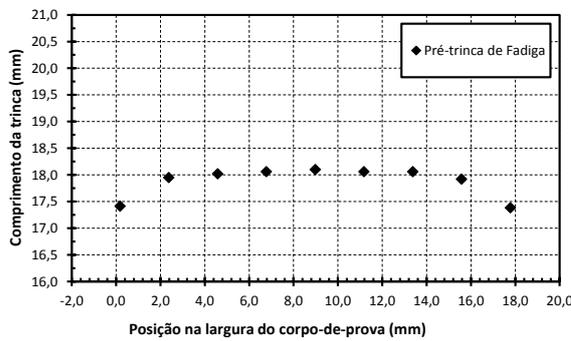
(j) Espécime B21



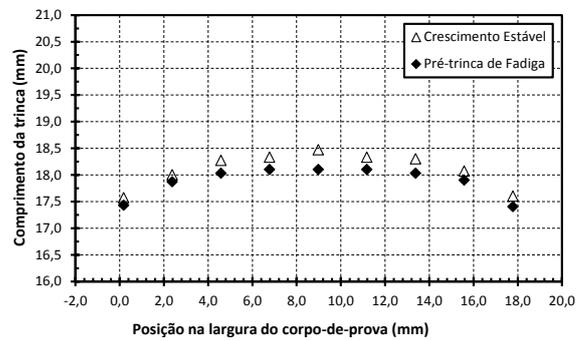
(k) Espécime B22



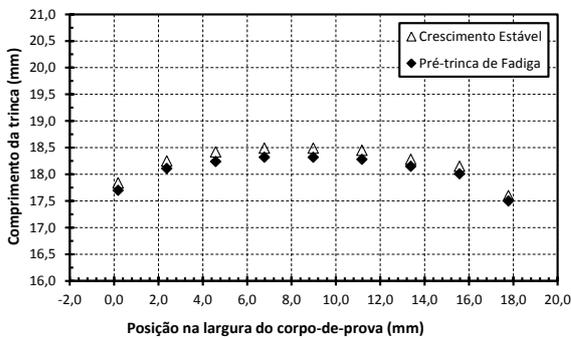
(l) Espécime B23



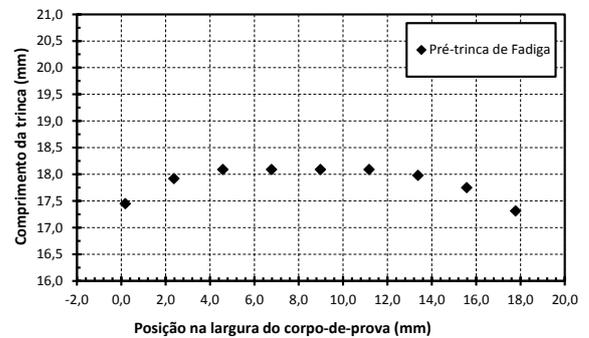
(m) Espécime B24



(n) Espécime B25

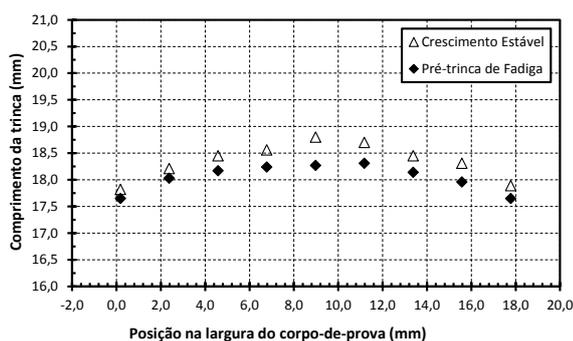


(o) Espécime B26



(p) Espécime B27

continua...



(q) Espécime B28

Figura 68 – Medição das frentes de pré-trincas e crescimento estável de defeitos para todos os espécimes com trinca profunda ($a/W \approx 0,5$). Em alguns casos nota-se a ausência de crescimento estável, ou seja, $\Delta a_p = 0$.
Fonte: Autor

4.4 Resultados de tenacidade à fratura em termos de J e δ

A tabela 5 apresenta a estrutura de aplicação do método η aos dados obtidos dos ensaios experimentais e as quatro últimas colunas da direita concentram os resultados de maior interesse ao trabalho. São aí apresentados os valores de integral J e δ no momento da falha, seguidos da categorização como valores críticos de clivagem (denotados “c”) ou precedidos de crescimento estável maior que 0,2 mm (denotados “u”). Nota-se que, como esperado pela maior ocorrência de crescimentos estáveis, um maior número de corpos de prova com trincas rasas gerou resultados denotados “u”. Justamente para estes casos os respectivos valores de Q (última coluna) são mais negativos, representando menor restrição à plasticidade.

As figuras 69 (a,b) apresentam os mesmos resultados de maneira gráfica respectivamente em função da integral J e do δ para maior facilidade de visualização do encontrado. Marcadores fechados representam valores críticos “c” e marcadores abertos valores incorporando crescimento estável categorizados como “u”. Logo em primeira análise nota-se grande dispersão dos resultados de tenacidade, principalmente para espécimes com trincas rasas. Este grande espalhamento de valores faz com que uma tendência clara de aumento ou redução de tenacidade com a profundidade de trinca não possa ser diretamente observada ou concluída. No geral, considerando todos os dados obtidos, entretanto, os valores de tenacidade à fratura seja por J como por δ parecem inferiores para trincas profundas como era originalmente esperado. Se por outro lado forem observados apenas os valores de

tenacidade considerados críticos (J_c) na figura 69, fica evidente que os valores de tenacidade tanto para trinca rasa como para trinca profunda são muito próximos, o que faz sentido pela não ocorrência de crescimento estável do defeito nestas amostras. Uma tratativa mais robusta aplicando uma distribuição estatística e modelo de censura é apresentada na sequência.

Tabela 5 – Resultados de J e CTOD obtidos pelo método eta (η) conforme ASTM E1820.

Espécime	Temperatura (°C)	a/W	Área Elástica	Área Plástica	Área Total	Eta_J_CMOD	KI_atuante (MPa.m ^{0,5})	J_falha (kJ/m ²)	δ _falha (mm)	Status	Q
B02	-71,0	0,217	4523,1	8386,6	12909,7	3,21	2708,8	85,71	0,103	Jc, δ c	-0,463
B03	-71,0	0,222	3611,9	24197,2	27809,1	3,20	2494,1	181,83	0,218	Jc, δ c	-0,641
B04	-71,0	0,201	3731,9	51637,1	55369,0	3,24	2570,0	350,54	0,424	Ju, δ u	-1,007
B05	-71,0	0,214	3641,2	29948,4	33589,6	3,22	2558,7	217,97	0,263	Jc, δ c	-0,718
B06	-72,0	0,226	4161,8	22094,3	26256,1	3,19	2596,8	170,42	0,205	Ju, δ u	-0,617
B07	-72,0	0,204	4105,1	75978,0	80083,1	3,24	2701,6	510,65	0,617	Ju, δ u	-1,318
B08	-72,0	0,203	3719,2	37416,5	41135,7	3,24	2598,2	264,99	0,320	Ju, δ u	-0,820
B09	-72,0	0,215	3948,5	48127,3	52075,8	3,22	2652,0	334,93	0,403	Ju, δ u	-0,974
B10	-73,0	0,215	3665,3	14776,8	18442,1	3,21	2531,0	121,48	0,146	Jc, δ c	-0,525
B33	-75,0	0,197	3329,8	8382,1	11711,9	3,25	2442,6	78,85	0,095	Jc, δ c	-0,452
B34	-76,0	0,220	3679,2	21221,3	24900,4	3,20	2551,9	163,92	0,197	Jc, δ c	-0,604
B35	-76,0	0,202	3442,0	6357,3	9799,3	3,24	2442,2	66,59	0,080	Jc, δ c	-0,435
B36	-76,0	0,193	3512,7	25204,0	28716,8	3,26	2513,2	185,53	0,225	Jc, δ c	-0,648
B37	-78,0	0,200	3841,1	46812,9	50654,0	3,24	2645,0	325,16	0,393	Ju, δ u	-0,952
B39	-78,0	0,223	3888,0	14524,5	18412,4	3,20	2579,6	121,99	0,147	Jc, δ c	-0,526
B40	-79,0	0,214	3653,2	17743,5	21396,7	3,22	2597,0	142,24	0,171	Jc, δ c	-0,562
B41	-78,0	0,206	3623,3	18757,5	22380,8	3,23	2539,5	146,50	0,177	Jc, δ c	-0,570
B42	-78,0	0,203	3485,3	27085,7	30571,0	3,24	2579,3	199,74	0,241	Jc, δ c	-0,678
B43	-78,0	0,205	3841,6	37525,5	41367,0	3,23	2634,0	267,51	0,323	Ju, δ u	-0,825
B44	-78,0	0,213	3862,9	36674,7	40537,6	3,22	2634,5	262,36	0,316	Ju, δ u	-0,814
B45	-78,0	0,204	3784,7	14489,5	18274,2	3,24	2530,2	119,65	0,145	Jc, δ c	-0,522
B11	-73,0	0,514	2875,8	17405,1	20280,9	2,65	2438,1	173,06	0,191	Jc, δ c	-0,369
B12	-73,0	0,514	2998,0	14110,2	17108,2	2,65	2447,0	145,48	0,160	Jc, δ c	-0,311
B13	-72,0	0,504	3013,7	27458,4	30472,1	2,67	2474,1	255,05	0,282	Ju, δ u	-0,558
B14	-72,5	0,508	3005,1	26814,7	29819,8	2,66	2469,7	250,59	0,277	Jc, δ c	-0,547
B15	-72,9	0,518	2993,0	26957,6	29950,6	2,65	2455,9	255,03	0,281	Jc, δ c	-0,558
B16	-73,3	0,510	3109,9	25408,3	28518,2	2,66	2506,2	240,04	0,265	Jc, δ c	-0,522
B17	-72,9	0,517	2931,2	20949,0	23880,2	2,65	2441,0	203,46	0,224	Jc, δ c	-0,437
B18	-72,9	0,512	2964,3	16464,9	19429,2	2,66	2444,6	164,64	0,182	Jc, δ c	-0,351
B20	-78,0	0,507	3031,4	15495,7	18527,1	2,67	2448,2	155,59	0,172	Jc, δ c	-0,332
B21	-78,0	0,521	2970,9	8910,3	11881,2	2,64	2388,2	101,54	0,112	Jc, δ c	-0,226
B22	-78,0	0,501	3130,6	6560,1	9690,7	2,67	2440,4	80,70	0,089	Jc, δ c	-0,190
B23	-77,0	0,508	2998,4	21038,4	24036,8	2,66	2427,6	201,76	0,223	Ju, δ u	-0,433
B24	-78,0	0,503	2867,8	5264,0	8131,8	2,67	2456,8	70,53	0,078	Jc, δ c	-0,175
B25	-78,0	0,507	3080,4	13999,3	13999,3	2,66	2436,2	143,04	0,158	Ju, δ u	-0,306
B26	-79,0	0,509	3121,5	14034,1	17155,6	2,66	2437,9	143,11	0,158	Jc, δ c	-0,306
B27	-77,0	0,502	3077,6	12552,0	15629,6	2,67	2371,8	128,05	0,142	Jc, δ c	-0,276
B28	-75,0	0,504	2921,8	16616,8	19538,6	2,67	2394,5	163,58	0,181	Ju, δ u	-0,349

Fonte: Autor

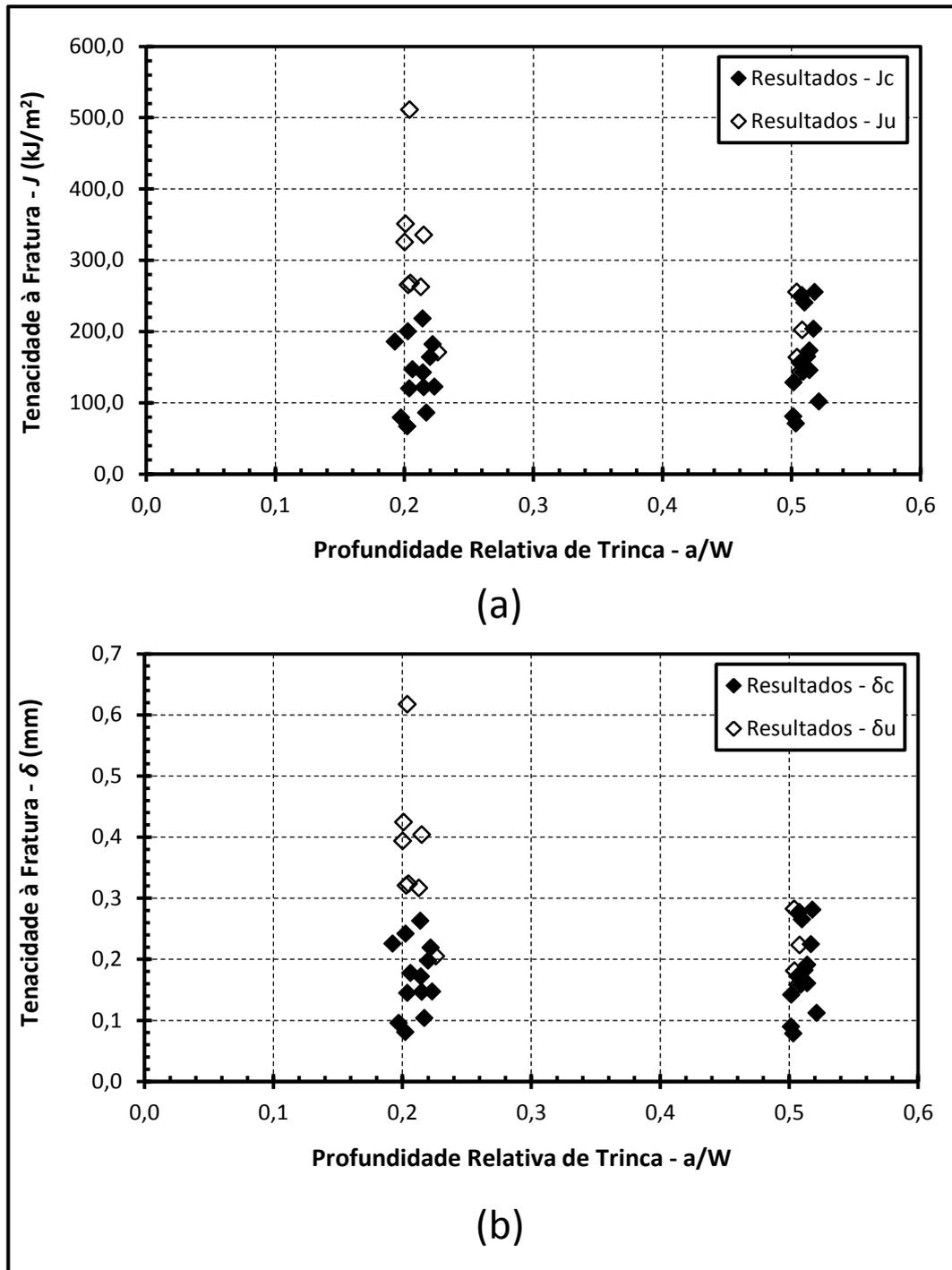


Figura 69 – Resultados de (a) integral J e (b) δ obtidos dos ensaios experimentais. Marcadores fechados representam valores críticos “c” e marcadores abertos valores incorporando crescimento estável “u”.
Fonte: Autor

Para enriquecer a análise e o entendimento dos dados de tenacidade obtidos à luz da validade da MFEP, foram também calculados os valores máximos de J para validade do campo HRR, tanto para trincas profundas quanto para trincas rasas e os resultados estão

representados graficamente pela figura 70. Para isto, foi utilizada a equação (27) de maneira adaptada na forma

$$J_{m\acute{a}x} = \frac{b \cdot \sigma_{flow}}{M} \quad (38)$$

onde b é o ligamento remanescente do corpo de prova, σ_{flow} é a média aritmética entre o limite de escoamento e o limite de resistência e M é um fator adimensional obtido de estudos numéricos do grupo de pesquisa no qual este trabalho se insere. Como já comentado e admitindo um desvio máximo de 15% em relação ao campo HRR, $M \approx 27$ para corpos de prova SE(B) com $a/W = 0,5$ e $M \approx 161$ para o mesmo corpo de prova com $a/W = 0,2$.

Fica evidenciado na figura 70 que todos os resultados obtidos para trinca profunda ($a/W = 0,5$) estão abaixo do limite de deformação para esta geometria, ou seja, para os espécimes nos quais não houve crescimento estável do defeito o campo HRR é válido e os valores de J_c obtidos de fato representam as condições de fratura. Sendo assim estes resultados são altamente significativos para projetos que necessitem fazer uso do conceito de similitude. Já para trincas rasas ($a/W = 0,2$) fica evidente que mesmo diversos espécimes que não apresentaram crescimento estável de trincas violaram o limite de deformação e já não mais se encontravam sob condições SSY no momento da fratura. Assim, independente da redução ou aumento da tenacidade à fratura entre trincas rasas e profundas, uma primeira conclusão é que a significância dos dados obtidos com trinca rasa é menor no que tange ao uso da mecânica da fratura monoparamétrica.

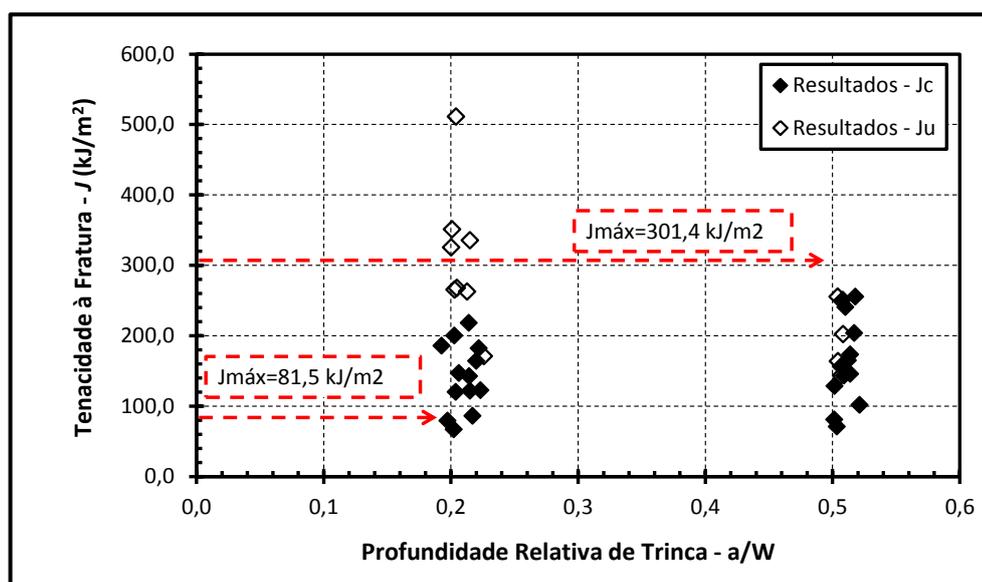


Figura 70 – Valores máximos de J para validação do campo HRR aplicados aos valores experimentais obtidos.
Fonte: Autor

4.4.1 Descrição da tenacidade por meio de uma distribuição de Weibull

Fenômenos de fratura de materiais operando na região de transição dúctil-frágil apresentam costumeiramente grande espalhamento de resultados observado e normalmente não aderem bem a distribuições do tipo normal, o que faz com que uma média e os desvios-padrão não façam sentido para fins práticos ou comparativos.

Uma distribuição mais representativa para a adequada descrição de fenômenos de fratura é a distribuição de Weibull. Os estudos de Waloddi Weibull (1951) foram iniciados por meio do tratamento estatístico de resultados de ensaios de tração de materiais frágeis, mas se mostram atualmente como uma excelente ferramenta para estudos relacionados à confiabilidade e descrição de falhas em geral, seja de componentes, de sistemas ou de materiais.

Uma dedução detalhada das distribuições de Weibull aplicadas à caracterização de fratura de materiais é apresentada no livro de Anderson (2005) na seção 5.2.3 que trata de fratura frágil por clivagem e modelos matemáticos capazes de descrevê-la utilizando a teoria do elo fraco. Para o caso de valores de J_c sendo ensaiados, os resultados devem seguir uma distribuição bi-paramétrica de Weibull como apresenta a equação 39 na forma

$$F = 1 - \exp\left[-\left(\frac{J_c}{J_0}\right)^m\right] = 1 - \exp\left[-\left(\frac{J_c}{J_0}\right)^2\right] \quad , \quad (39)$$

onde J_0 é propriedade do material e depende da microestrutura e temperatura (matematicamente é determinado como o 63º percentil da distribuição). Já o módulo de Weibull m deve ser idealmente próximo a 2 para valores de J_c de clivagem, como demonstrado em Anderson (2005).

A figura 71 apresenta os mesmos resultados da figura 69 dispostos segundo distribuições bi-paramétricas de Weibull, sendo uma para trincas rasas e outra para trincas profundas. Um método de mínimos quadrados foi utilizado para o ajuste linear apresentado

baseado em representações logarítmicas baseadas na equação (39). Para que todos os dados (“c” e “u”) pudessem ser considerados, um modelo de censura foi aplicado utilizando linguagem Matlab e a ferramenta wblfit.

Fica evidente a boa linearidade dos ajustes obtidos (o que é necessário para que os dados possam ser bem representados por uma distribuição de Weibull), e a inclinação das equações de reta obtidas representa o módulo de Weibull m para cada distribuição. Tanto para trincas rasas como profundas o módulo se aproxima de 2 como esperado (respectivamente 2,0 e 2,6 - mesmo com os valores “u” obtidos e que foram incluídos na distribuição como censurados). Este resultado indica que os ensaios foram conduzidos em temperaturas baixas o suficiente para posicionar o material em sua temperatura de transição dúctil-frágil garantindo a fratura integralmente ou predominantemente por clivagem e inserida nas hipóteses da teoria do elo fraco.

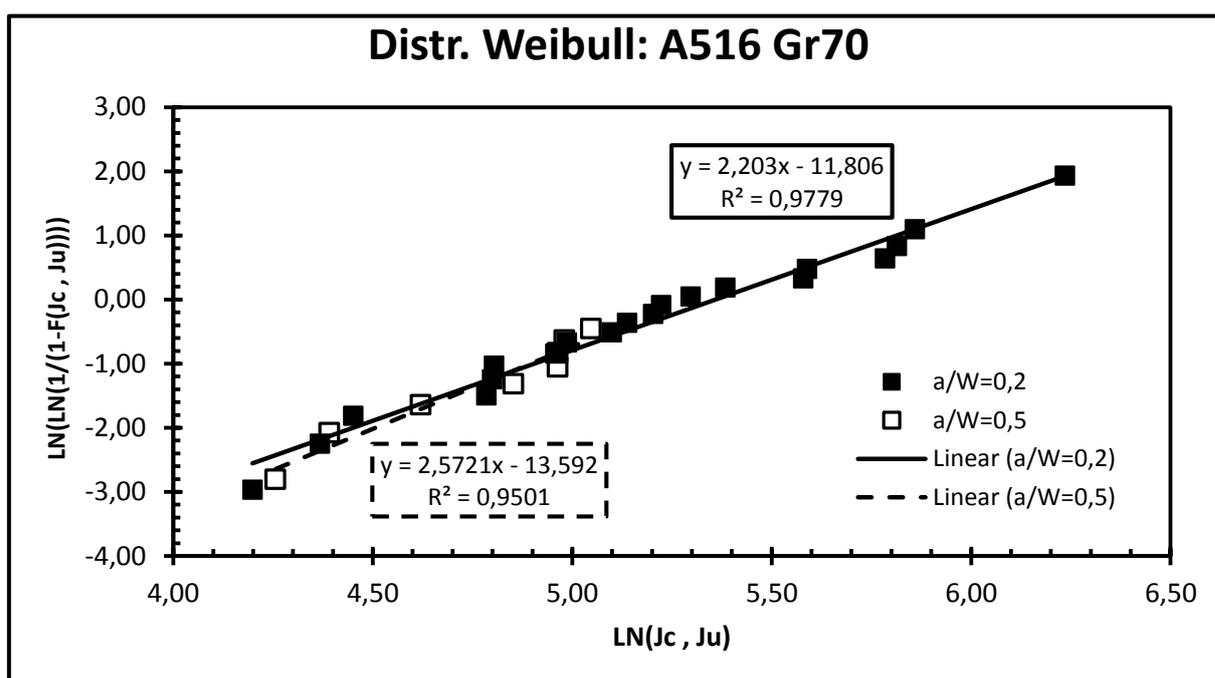


Figura 71 – Valores de tenacidade (J_c e J_u) descritos por meio de distribuições de Weibull para trincas rasas (marcadores fechados e linha sólida) e profundas (marcadores abertos e linha tracejada).

Fonte: Autor

4.4.2 Comparação entre valores característicos e efeito da profundidade de trinca

A análise das distribuições apresentadas pela figura 71 permitiu a determinação dos valores característicos de tenacidade para as amostras de trincas rasas e profundas. Para trincas rasas resultou um valor de tenacidade característica $J_0 = 213 \text{ kJ/m}^2$, enquanto para

trincas profundas a tenacidade característica foi de $J_0 = 197 \text{ kJ/m}^2$. Como ilustrado pela figura 72, este cenário indica um aumento de 8% na tenacidade à fratura avaliada como resultado do menor comprimento relativo de trinca (a/W) e decorrente menor restrição à plasticidade.

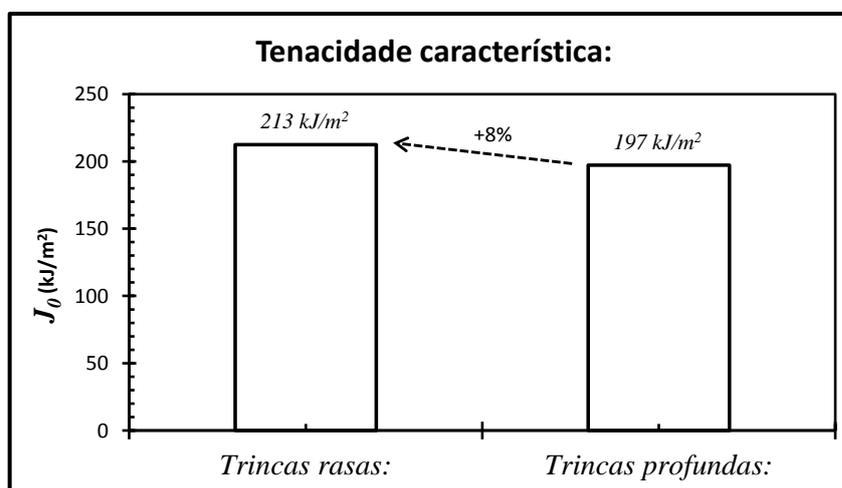


Figura 72 – Valores de tenacidade característica (J_0) obtidos a partir da distribuição de Weibull para trincas rasas e profundas. Nota-se que as trincas rasas propiciaram aumento de 8% na tenacidade à fratura medida.
Fonte: Autor

4.5 Trajetórias J-Q para as geometrias em estudo

A tabela 5 apresentou a estrutura de aplicação do método η aos dados obtidos dos ensaios experimentais, combinando dados de tenacidade à fratura com os respectivos valores de Q. Estes valores de Q derivaram dos modelos refinados baseados no MEF detalhados na seção de metodologia e cujos resultados são apresentados nesta seção.

A figura 73 apresenta as trajetórias J-Q tanto para modelos em EPD (73a) quanto em 3D (73b). Fica evidente que independente do modelo desenvolvido, espécimes com trincas rasas obtiveram maior perda de restrição à plasticidade, como já previsto com base em resultados da literatura (p. ex.: figs. 46 e 51). As curvas, por sinal, estão de acordo com as encontradas pelos pesquisadores responsáveis pelas figuras mencionadas.

Para melhorar a comparação entre modelos em EPD e modelos 3D, a figura 74 compara estas soluções para trinca funda (74a) e trinca rasa (74b). Fica evidente que ambas as estratégias de modelagem apresentam mesma tendência e não mudam as conclusões anteriores. Ainda, estão de acordo com a figura 51 da literatura. Vale notar que as trajetórias obtidas dos modelos em EPD não concordam exatamente com os do 3D, pois estes últimos

são mais realistas e incorporam regiões em EPT (superfícies livres) e regiões com maior parcela hidrostática no tensor e mais tendendo ao EPD (centro do espécime). Sendo assim, as trajetórias fornecidas pelos modelos 3D foram usadas como referência para as análises que seguem.

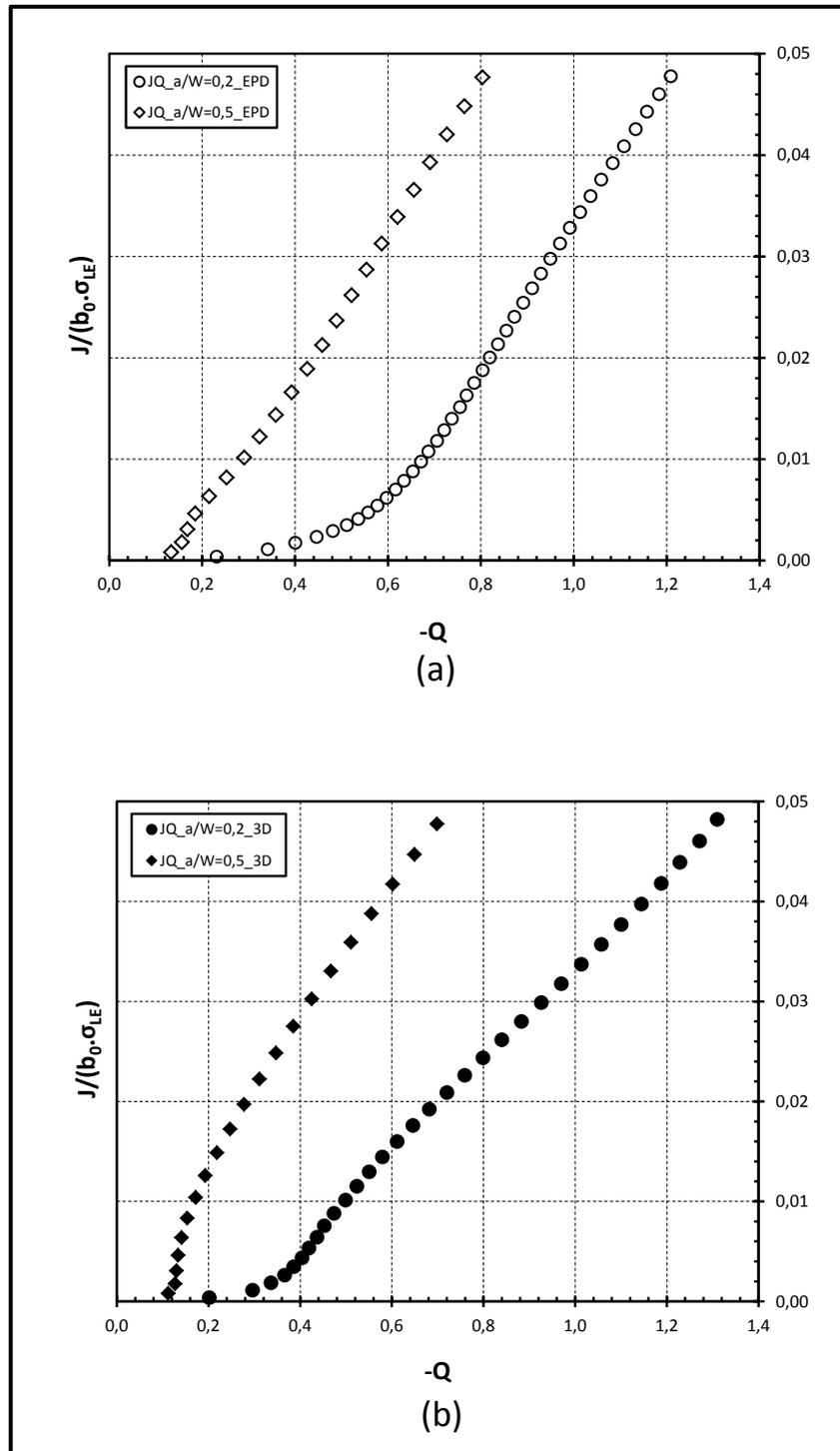


Figura 73 – Trajetórias J-Q determinadas numericamente. (a) Comparação entre perda de restrição à plasticidade devido à profundidade de trinca em modelos EPD. (b) Comparação entre perda de restrição à plasticidade devido à profundidade de trinca em modelos 3D.

Fonte: Autor

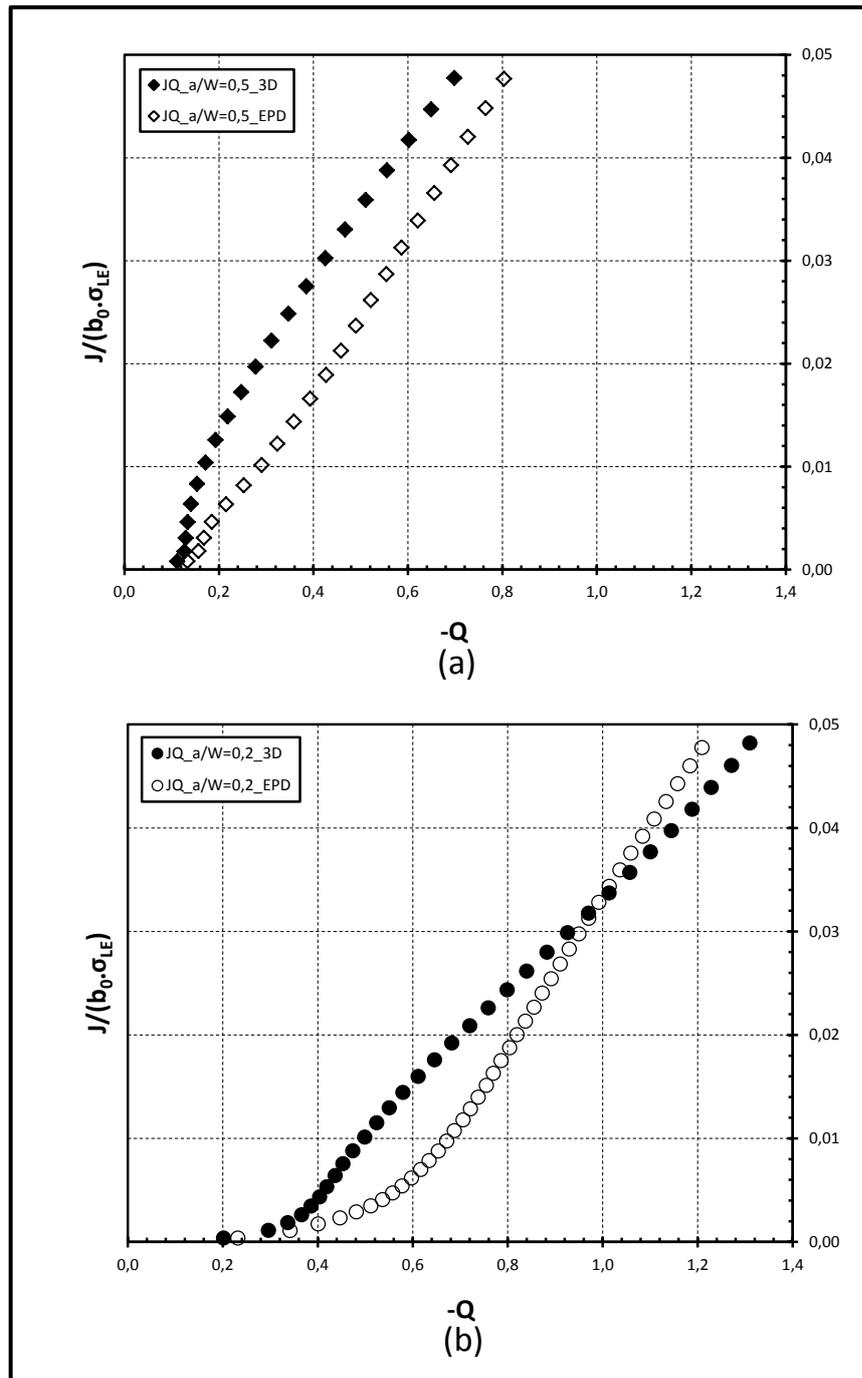


Figura 74 – Plots de trajetórias J-Q levantadas numericamente. (a) Comparação entre perda de restrição à plasticidade entre modelos 3D e EPD para trincas profundas. (b) Comparação entre perda de restrição à plasticidade entre modelos 3D e EPD para trincas rasas.

Fonte: Autor

4.5.1 Descrição biparamétrica do comportamento à fratura

A tabela 5 apresentou os valores obtidos de tenacidade à fratura, assim como os respectivos valores de Q para cada resultado obtido. Tais valores de Q derivaram das trajetórias obtidas por meio dos modelos 3D apresentados pela figura 73(b). Objetivando a descrição biparamétrica das propriedades de fratura obtidas no trabalho para o aço ASTM A516 Grau 70, a figura 75 apresenta as combinações de J de falha (normalizado) *versus* o nível de restrição plástica estimado para cada amostra. Foi também incluído na figura o valor máximo de J para validade do campo HRR, como explicado anteriormente.

Fica claro pelos resultados obtidos que amostras contendo trincas profundas fornecem maior restrição à plasticidade (Q mais positivo), combinada com uma maior incidência de resultados considerados críticos (marcadores sólidos) e a totalidade dos resultados de tenacidade à fratura abaixo do $J_{máx}$ para esta geometria, o que garante a validade do campo HRR e a aplicabilidade da mecânica da fratura monoparamétrica sem que seja violado o princípio da similitude. Contrariamente, amostras com trincas rasas apresentam menor restrição à plasticidade (Q mais negativo), combinada com maior incidência de amostras com crescimento estável de defeitos precedente à falha (marcadores abertos) e muitos resultados que violam $J_{máx}$ para esta geometria, exigindo o uso de metodologias biparamétricas para que os resultados experimentais tenham utilidade em avaliações práticas.

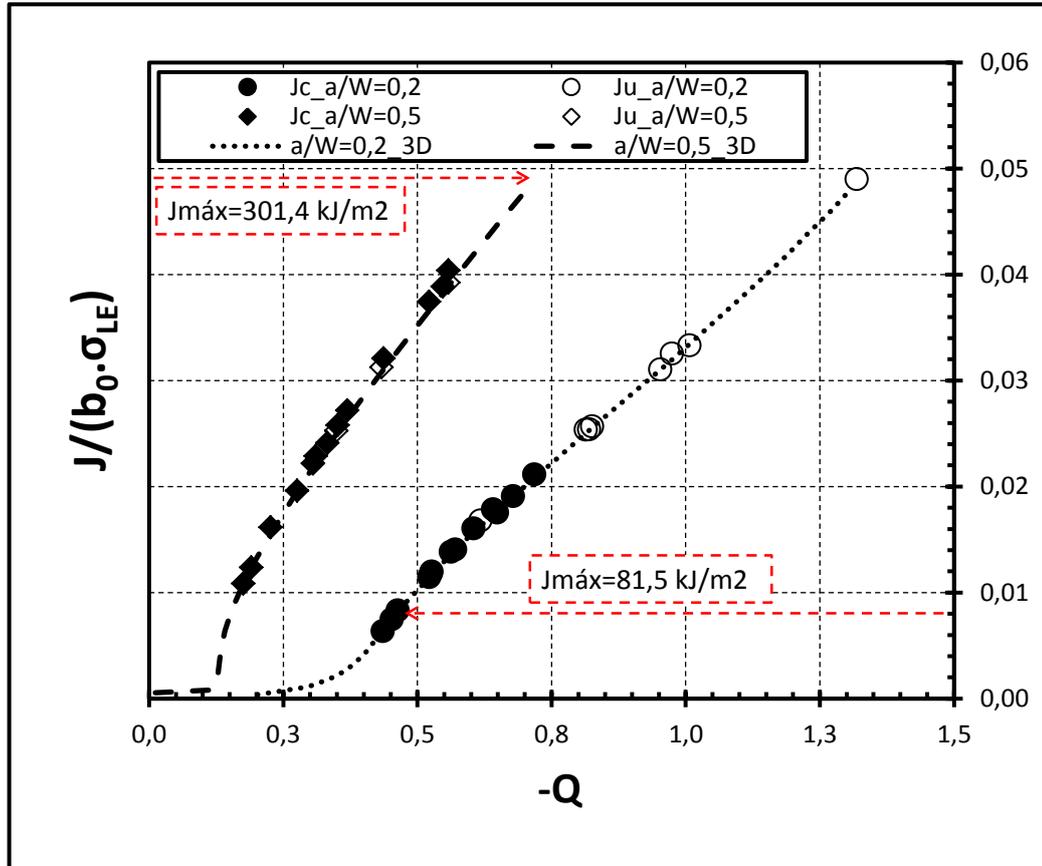


Figura 75 – Trajetórias $J-Q$ determinadas numericamente combinadas com resultados de tenacidade à fratura experimentais e os respectivos valores de $J_{m\acute{a}x}$ para cada geometria em estudo.

Fonte: Autor

5 CONCLUSÕES

De posse dos resultados do presente trabalho, as seguintes conclusões podem ser endereçadas:

As frentes das pré-trincas de fadiga não apresentaram variações inesperadas e foram validadas pela norma ASTM E1820 (2011). Assim, o procedimento de preparação pode ser considerado adequado aos propósitos do trabalho. Os ensaios correram igualmente sem contratempos.

A simples análise dos resultados de falha obtidos para J e δ revela um grande espalhamento dos resultados de tenacidade à fratura, especialmente para os ensaios com trincas rasas. Entretanto, a descrição dos valores de tenacidade por meio de distribuições de Weibull demonstrou excelente linearidade indicando aderência a este tipo de distribuição. Ainda, o módulo de Weibull tanto para trinca rasa como para profunda se aproximou das estimativas teóricas em torno de 2.

Este mesmo argumento indica que a faixa de temperatura de ensaio utilizada entre -71°C e -79°C colocou o material em sua região de transição dúctil-frágil. Entretanto, não impediu que alguns corpos de prova apresentassem crescimento estável dos defeitos precedente à falha.

O crescimento estável ocorreu especialmente para trincas rasas, fruto da menor restrição à plasticidade e conseqüentemente menor triaxialidade de tensões fazendo com que o corpo de prova plastifique mais que o trinca profunda. 8 amostras de trinca rasa (38 % do total) e 4 de trinca profunda (24 % do total) apresentaram crescimento estável maior que 0,2 mm. Como a temperatura de ensaio foi da mesma ordem para todos os testes, este é um primeiro indício claro de que trincas rasas de fato apresentam menor restrição à plasticidade.

As distribuições de Weibull incluindo modelo de censura apontaram para valores de tenacidade característica da ordem de $J_0 = 213 \text{ kJ/m}^2$ para trinca rasa e $J_0 = 197 \text{ kJ/m}^2$ para trincas profundas. Considerando a boa aderência dos dados à distribuição, este cenário indica um aumento de 8% na tenacidade à fratura característica avaliada como resultado do menor comprimento relativo de trinca (a/W) e decorrente menor restrição à plasticidade. Se considerados somente os valores tidos como críticos, no entanto, uma inexpressiva diferença nos valores de tenacidade foi observada.

As trajetórias $J-Q$ obtidas dos modelos numéricos de elementos finitos corroboram os resultados apontados acima. Tanto modelos em EPD como 3D revelaram maior perda de

restrição à plasticidade para trincas rasas, o que explica a maior incidência de trincas com crescimento estável e o aumento nos valores de tenacidade à fratura medida.

A figura 75 apresentou a compilação dos principais resultados do trabalho e conduziu às conclusões mais relevantes. Amostras contendo trincas profundas forneceram maior restrição à plasticidade (Q mais positivo), combinada com uma maior incidência de resultados considerados críticos (marcadores sólidos) e a totalidade dos resultados de tenacidade à fratura abaixo do $J_{máx}$ para esta geometria, o que garante a validade do campo HRR e da mecânica da fratura monoparamétrica sem violar a ideia de similitude. Contrariamente, amostras com trincas rasas apresentaram menor restrição à plasticidade (Q mais negativo), combinada com maior incidência de amostras com crescimento estável de defeitos precedente à falha (marcadores abertos) e muitos resultados que violam $J_{máx}$ para esta geometria, exigindo o uso de metodologias biparamétricas para que os resultados experimentais tenham utilidade em avaliações práticas.

Em suma, independente da redução ou aumento da tenacidade à fratura experimentada entre espécimes com trincas rasas ou profundas, fica evidente que a significância dos dados obtidos com trinca rasa é bastante menor no que tange ao seu uso e validade na mecânica da fratura monoparamétrica. Isto faz com que dados obtidos de amostras com trincas rasas devam ser tratados de maneira bastante cautelosa em avaliações de integridade estrutural: i) primeiramente, deve se atentar à não validade do campo HRR como descritor das tensões na ponta da trinca; ii) por fim, tais dados devem ser usados à luz de metodologias biparamétricas e para situações de similar restrição plástica na aplicação.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestões para trabalhos futuros, podem ser apontados:

- a) Projeto de uma caixa de resfriamento utilizando nitrogênio líquido para que temperaturas da ordem de -110°C possam ser atingidas garantindo fratura por clivagem e a adequada descrição por meio da distribuição de Weibull para demais aços estruturais ferríticos, como os da classe API 5L.
- b) Estudo do efeito de profundidade de trincas em outros aços estruturais ferríticos na região de transição dúctil-frágil.
- c) Aplicação de metodologias micromecânicas (como o conceito da tensão de Weibull) para a descrição de efeito da triaxialidade para os materiais de interesse.

REFERÊNCIAS

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE **Recommended practice for fitness for service.** API RP-579. EUA: API, 2000.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **A516/A516M-10:** Standard Specification for Pressure Vessel Plates, Carbon Steel, for Moderate and Lower Temperature Service. West Conshohocken, EUA: ASTM, 2010.

_____**E8/E8M-11:** Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, EUA: ASTM, 2011.

_____**E399-09:** Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{IC} of Metallic Materials. Philadelphia, EUA: ASTM, 2009.

_____**E1290-08:** Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement. Pennsylvania, EUA: ASTM, 2008.

_____**E1820-11:** Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. Pennsylvania, EUA: ASTM, 2011.

_____**E1921-12,** Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in Transition Range. Pennsylvania, EUA: ASTM, 2012.

AMERICAN SOCIETY OF MECHANICAL ENGINEERS (ASME). **Boiler and Pressure Vessel Code, Section VIII, Division 1 Rules for Construction of Pressure Vessels,** 2007.

_____. **Boiler and Pressure Vessel Code, Section VIII, Division 2 Alternative Rules for Construction of Pressure Vessels.** EUA: ASME, 2007.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. **Alloy phase diagrams**, EUA: ASM International, 1992, v. 3. (ASM Metals Handbook).

_____. **Mettalography and microestrutures**, EUA: ASM International, 2004. v. 9. (ASM Metals Handbook).

ANDERSON, T.L. **Fracture Mechanics: fundamentals and applications**. 3. ed. CRC Press, 2005.

ASHBY, M. F.; JONES, D. R. H. **Engineering materials 2: an introduction to microstructures, processing and design**. Oxford: Pergamon, 1998.

BARBOSA, A. C.; DONATO, G. H. B. Desenvolvimento e validação experimental de algoritmo para medição de pré-trinca de fadiga e crescimento estável utilizando análise digital de imagens. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 66º, 2011, Brasil. **Anais...** Brasil, 2011.

BRESCIANI FILHO, E. **Conformação plástica dos metais**. 4. ed. Brasil: Unicamp, 1991.

BRITISH STANDARDS INSTITUTION (BSI). **Fracture mechanics toughness tests – Part 1: method for determination of K_{IC} , critical CTOD and critical J values of metallic materials**, BS 7448-1. Inglaterra: BSI, 1991.

_____. **Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures**, BS 7910. Inglaterra: BSI, 2005.

CALLISTER JR, W.D. **Fundamentals of materials science and engineering**. 5. ed. John USA: Wiley & Sons, 2000.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos**. 7. ed. Brasil: ABM, 2005.

COSTA E SILVA, A. L. V.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. São Paulo: Villares Metals, 2006.

CRAVERO, S. **Desenvolvimento de procedimentos para avaliação de curvas J-R em espécimes à fratura SE(T) utilizando o método de flexibilidade**. 2007. Tese (Doutorado em Engenharia) – Departamento de Engenharia Naval e Oceânica, Escola Politécnica da USP, São Paulo.

_____. **Metodologia biparamétrica para análise de efeitos de restrição sobre a fratura de componentes estruturais e aplicações à avaliação de defeitos em dutos**. 2004. Dissertação (Mestrado em Engenharia) – Departamento de Engenharia Naval e Oceânica, Escola Politécnica da USP, São Paulo.

CRAVERO, S.; RUGGIERI, C. A two-parameter framework to describe effects of constraint loss on cleavage fracture and implications for failure assessments of cracked components. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**. v. 25, n. 4, 2003.

_____. Correlation of fracture behavior in high pressure pipelines with axial flaws using constraint designed test specimens: Part I: Plane-strain analyses. **Engineering Fracture Mechanics**, Brasil, v.72, p. 1344-1360, 2005.

_____. JQCRACK Versão 1.0 Cálculo numérico do parâmetro hidrostático Q para componentes estruturais 2D contendo trinca. **Boletim Técnico da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo – BT/PNV/59**. São Paulo: Departamento de Engenharia Naval e Oceânica, 2002.

DIETER G. E. **Mechanical metallurgy**. SI metric edition. EUA: McGraw-Hill, 1988.

DODDS, R. H.; ANDERSON, T. L.; KIRK, M. T. A Framework to correlate a/W effects on elastic-plastic fracture toughness (J_c). **International Journal of Fracture**, v. 48, p. 1-22, 1991.

DODDS, R. H.; SHIH, C. F.; ANDERSON, T. L. Continuum and micromechanics treatment of constraint in fracture. **International Journal of Fracture**, v. 64, p. 101-133, 1993.

DONATO, G.H.B. **Efeitos de heterogeneidade mecânicas sobre forças motrizes de trinca em juntas soldadas**: determinação experimental de tenacidade e extensão de metodologias de avaliação de criticidade de defeitos. 2008. Tese (Doutorado em Engenharia) – Departamento de Engenharia Naval e Oceânica, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo.

_____. Avaliação experimental dos parâmetros de tenacidade CTOD e Integral J em espécimes de flexão SE(B) utilizando o método ETA. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, São Paulo, v. 3, n. 2, p. 29-33, out.-dez. 2006.

DOWLING, N.E. **Mechanical behavior of materials**. 2. ed. USA: Pearson Prentice Hall, 1999.

FALESKOG, J. Effects of local constraint along three-dimensional crack fronts: A numerical and experimental investigation. **Journal of Mechanics and Physics of Solids**, v. 43, n. 3, p. 447-493, 1995.

FORTES, C. **Mecânica da fratura**. Brasil, 2003. (Apostila ESAB)

GOMES, P. T. et al. **Normalizing treatment influence on the forged steel SAE 8620 fracture properties**. **Mat. Res.** [online]. 2005, v. 8, n. 1, pp. 57–63. Disponível em: <http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392005000100011>. Acesso em: 28 jan. 2013, 16h59.

GULHÁEV, A.P. **Metais e suas ligas**: estrutura, propriedades e aplicação industrial. Tomo 1. 5. ed. URSS: Mir Moscovo, 1981.

IRWIN, G. R. Plastic Zone Near a Crack and Fracture Toughness. **Sagamore Research Conference Proceedings**, v. 4, 1961.

KOPPENHOEFFER, K. et al. WARP3D-Release 14.1: 3D Dynamic nonlinear fracture analysis of solids using parallel computers and workstations. **Structural Research Series 607**. UILU-ENG-95-2012, EUA, University of Illinois at Urbana-Campaign, 2002.

MCCLINTOCK, F. A., **Plastic aspects of fracture**. Fracture: an advanced treatise, v. 3, New York, Academic Press, 1971

MCMEEKING, R. M.; PARKS, D. M. **On Criteria for J -Dominance of Cracks-Tip Fields In Large-Scale Yielding**. Elastic-Plastic Fracture, ASTM STP 668, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, p. 175-194, 1979.

MIRANDA, C.A.J. **Obtenção da tensão de clivagem e nível de confiabilidade na determinação da temperatura de referência de aços ferríticos na transição**: abordagem numérica e experimental. 2005. Tese (Doutorado em Engenharia) – Área de Reatores Nucleares e Tecnologia do Combustível Nuclear, Instituto de Pesquisa Energéticas e Nucleares (IPEN), São Paulo.

MEYERS, M.A.; CHAWLA, K. K., **Mechanical behavior of materials**. 2. ed. Cambridge: Cambridge University, 2009.

MORAN, B.; SHIH, C. F., A general treatment of crack tip contour Integrals. **International Journal of Fracture**, v. 35, p. 295-310, 1996.

HIPPERT Jr, E. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços APIX70 e aplicação de curvas de resistência J-R para previsão de colapso em dutos**. 2004. Tese (Doutorado em Engenharia) - Engenharia Naval e Oceânica, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo.

HUGHES, T. J. Generalization of selective integration procedures to anisotropic and nonlinear media. **International Journal for Numerical Methods in Engineering**, v. 15, p. 1413-1418, 1980.

KIRK, M. T.; KOPPENHOEFER, K. C.; SHIH, C. F., **Effect of constraint on specimen dimensions needed to obtain structurally relevant toughness measures**. Constraint Effects in Fracture, Philadelphia: ASTM, 1993, p. 79-103. (ASTM STP 1171)

NEWMAN, J. C.; RAJU, I. S. Stress-Intensity Factor Equations for Cracks in Three-Dimensional Finite Bodies Subjected to Tension and Bending Loads. NASA Technical Memorandum 85793, Hampton, NASA Langley Research Center, VA, Apr., 1984.

O'DOWD, N. P.; SHIH, C. F. Family of crack-tip fields characterized by a triaxiality parameter: Part I – Structure of fields. **Journal of Mechanics and Physics of Solids**, v. 39, p. 989-1015, 1991.

_____. Family of crack-tip fields characterized by a triaxiality parameter: Part II – Structure of fields. **Journal of Mechanics and Physics of Solids**, v. 40, p. 939-963, 1992.

O'DOWD, N. P.; SHIH, C. F.; DODDS, R. H. **The role of geometry and crack growth on constraint and implications for ductile/brittle fracture**: constraint effects in fracture theory and applications. Philadelphia, ASTM, p. 134-159, 1995. v. 2. (ASTM PA STP 1244)

RABELLO, E.G. **Uma nova proposta para inclusão dos efeitos da perda de restrição à plasticidade na caracterização do comportamento à fratura de aços ferríticos**. Tese (Doutorado em Engenharia) – Área de Tecnologia Nuclear - Reatores, Instituto de Pesquisa Energéticas e Nucleares, São Paulo.

RAJU, I. S.; NEWMAN JR., J. C. Stress-Intensity factor for internal and external surface cracks in cylindrical vessels. **Journal of Pressure Vessel Technology**. v. 104, p. 293-298, 1982.

REGAB, A. R. A.; BAYOUMI, S. E. A. **Engineering solid mechanics**: fundamentals and applications. Boca Raton, Florida, USA: CRC 1999.

ROSSMANITH, H. P. **Fracture research in retrospect**. Netherlands: A.A.Balkema, 1997.

RUGGIERI, C.; DODDS, R. H. A transferability model for brittle fracture including constraint and ductile tearing effects: a probabilistic approach. **International Journal of Fracture**, v. 79, p. 309-340, 1996.

SAXENA, A. **Nonlinear fracture mechanics for engineers**. Boca Raton, Florida: CRC, 1998.

SHERRY, A. H.; FRANCE, C. C.; EDWARDS, L. Compendium of T-Stress solutions for two and three dimensional cracked geometries. **International Journal of Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures**, v. 18, p. 141-155, 1995.

SHIH, C.F.; GERMAN, M.D. Requirements for a one parameter characterization of crack tip fields by the HRR singularity. **International Journal of Fracture**, v.17, p. 27-43, 1981.

SHIH, C.F.; O'DOWD, N.P.; Kirk, M.T. A framework for quantifying crack tip constraint. Constraint effects in fracture, p. 2-20, EUA: ASTM, 1993. (ASTM STP 1171)

SHIH, C. F. Relationship between the J-Integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**. v.29, p. 305-326, 1981.

SILVA, L. A. L.; CRAVERO, S.; RUGGIERI, C. Correlation of fracture behavior in high pressure pipelines with axial flaws using constraint designed test specimens: Part II: 3-D effects on constraint. **Engineering Fracture Mechanics**, Brasil, v. 73, p. 2123-2138, 2006.

SMITH, J. A.; ROLFE, S., T. **The effect of crack depth (a) and crack-depth to width ratio (a/W) on the fracture toughness of A533B Steel**. 1997. (WRC Bulletin, 418)

TADA, H.; PARIS, P. C.; IRWIN, G. R. **The stress analysis of cracks handbook**. 2. ed. St. Louis, USA: Paris, 1985.

TELLES, P.C.S. **Vasos de pressão**. 2. ed. atual., Rio de Janeiro, RJ: Livros Técnicos e Científicos Editora, 2003.

TOWERS, O. L. Stress-intensity factors, compliances and elastic η factors for six test geometries. Report 136/1981, Abington, The Welding Institute, UK, 1981.

VARIAS, A. G., SHIH, C. F. Quasi-static crack advance under a range of constraints-steady state fields based on a characteristic length. **Journal of Mechanical and Physics of Solids**, v. 41, n. 5, p. 835-861, 1993;

WEIBULL, W. A Statistical distribution function of wide Applicability. **Journal of Applied Mechanics**, 1951.

WILLIAMS, M. L. On the stress distribution at the base of a stationary crack. **Journal of Applied Mechanics**, V. 24, 1957.

ZAHOR, A. Closed form expressions for fracture mechanics analysis of cracked pipes. **Journal of Pressure Vessel Technology**. V. 107, p. 203-205, 1985.

APÊNDICE A – Mecânica dos sólidos

A.1 Estado Triplo de Tensões (ETT)

No estado triplo de tensões estão presentes as seis componentes de tensões com base no sistema cartesiano: σ_x , σ_y , σ_z , τ_{xy} , τ_{yz} , τ_{zx} . Essas orientações podem ser refeitas a fim de possibilitar o cálculo das tensões em quaisquer eixos de coordenadas. Isto é permitindo considerando um corpo livre de uma porção cúbica infinitesimal de material como mostra a figura A1(a) (Dowling, 1999).

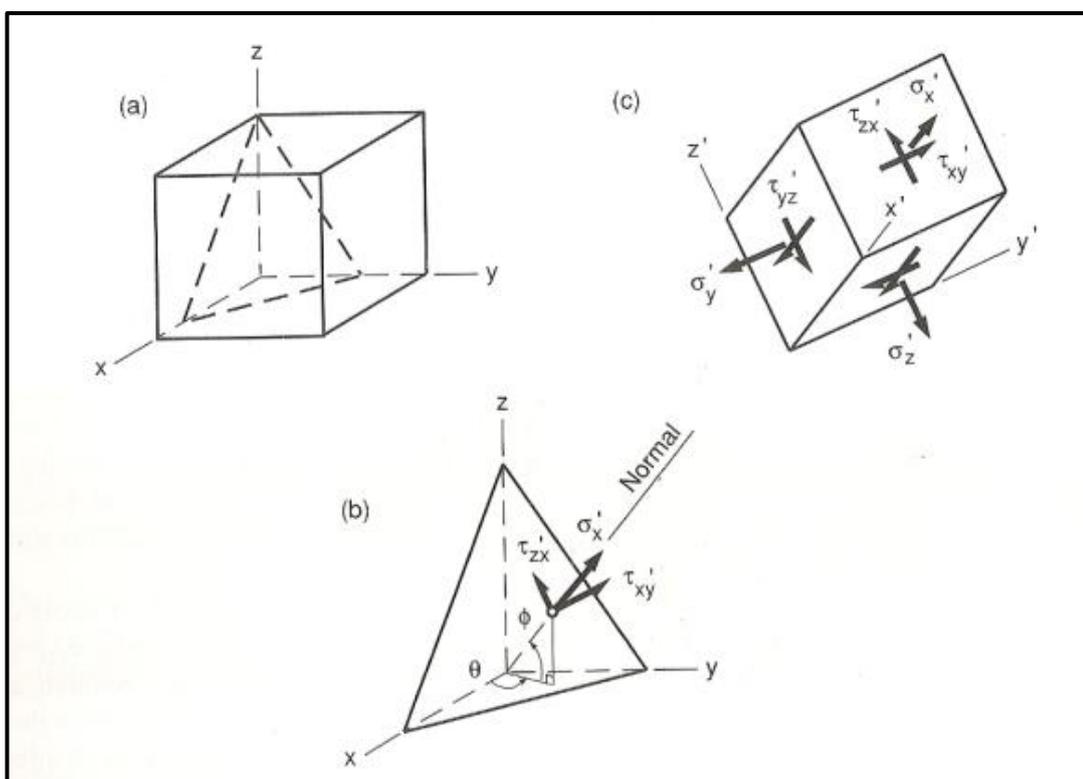


Figura A1 – (a) plano qualquer no sistema de coordenadas tridimensional, (b) tensões atuantes neste plano qualquer e (c) estado de tensão completo agindo em um plano rotacionado (θ, ϕ).

Fonte: Dowling, 1999, p. 215

Rotacionou-se o volume infinitesimal original de um ângulo θ no plano x-y seguido por uma rotação ϕ para fora do plano x-y como mostrado em (b). Com essas rotações gerou-se um novo volume cúbico cujas faces são normais aos novos eixos de coordenadas x', y', z' representados em (c). Por meio de equilíbrio de forças podem ser determinadas as tensões normais (σ'_x , σ'_y , σ'_z) e as tensões de cisalhamento (τ'_{xy} , τ'_{yz} , τ'_{zx}) em todas as faces deste novo ponto-material inclinado (Dowling, 1999).

Sabe-se que a somatória das tensões normais é sempre constante, chamada de primeiro invariante de tensões (I_1) existindo também mais dois invariantes (I_2 e I_3) apresentados na forma (Dowling, 1999):

$$I_1 = \sigma_x + \sigma_y + \sigma_z \quad (A1)$$

$$I_2 = \sigma_x\sigma_y + \sigma_y\sigma_z + \sigma_z\sigma_x - \tau_{xy}^2 - \tau_{yz}^2 - \tau_{zx}^2 \quad (A2)$$

$$I_3 = \sigma_x\sigma_y\sigma_z + 2\tau_{xy}\tau_{yz}\tau_{zx} - \sigma_x\tau_{yz}^2 - \sigma_y\tau_{zx}^2 - \sigma_z\tau_{xy}^2 \quad (A3)$$

Como os três invariantes são constantes para um estado de tensões dado, qualquer combinação matemática dos mesmos também será constante.

A.1.1 Tensões principais

Há um sistema de coordenadas especial no qual atuam a máxima e a mínima tensões normais do sistema. Estes eixos são chamados de eixos principais, e formam os planos chamados principais no ponto (Dowling, 1999).

As tensões principais que atuam nestes planos são designadas de σ_1 (máxima), σ_2 (intermediária) e σ_3 (mínima), e nestes planos as tensões de cisalhamento são nulas como ilustra a figura A2(a). As máximas tensões de cisalhamento ocorrem nos planos rotacionados de 45° dos eixos principais como é mostrado nas figuras A2(b-d) (Dowling, 1999).

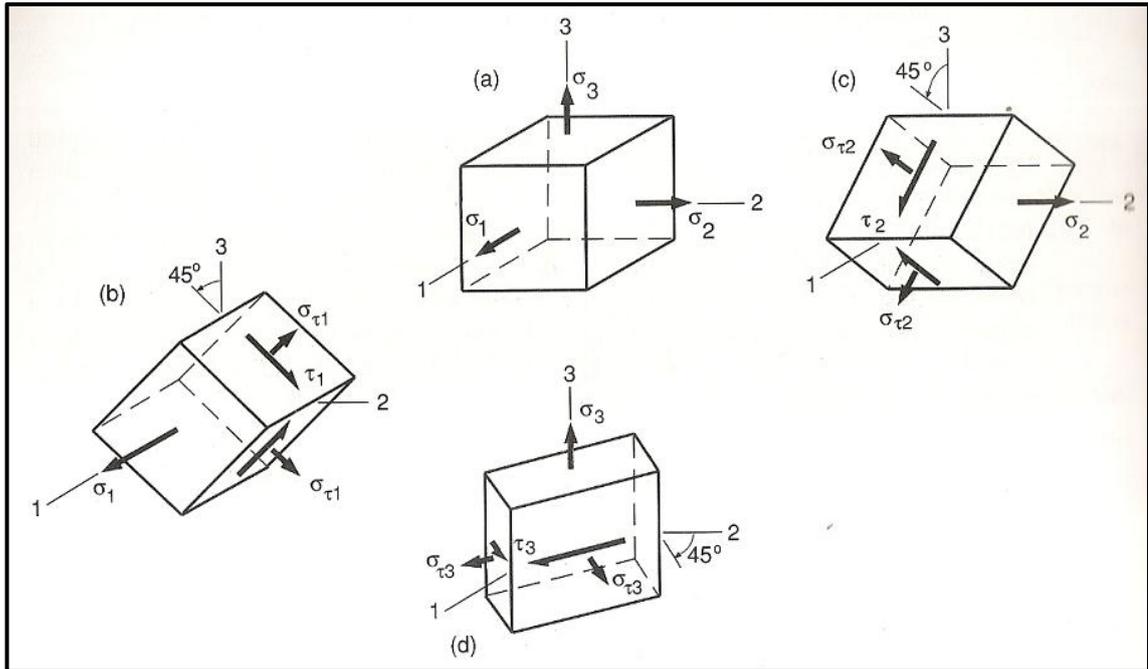


Figura A2 – (a) Plano das tensões normais principais, e (b,c,d) planos das tensões principais de cisalhamento. Fonte: Dowling, 1999, p.216

As três tensões principais podem ser calculadas a partir do determinante abaixo (equação A4) ou da equação (A5) que dele decorre e pode ser expressa em função dos invariantes das tensões I_1 , I_2 e I_3 . As três raízes reais da equação (A5) representam as três tensões principais (Dowling, 1999).

$$\begin{vmatrix} (\sigma_x - \sigma) & \tau_{xy} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & (\sigma_y - \sigma) & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{yz} & (\sigma_z - \sigma) \end{vmatrix} = 0 \quad (\text{A4})$$

$$\sigma^3 - \sigma^2 I_1 + \sigma I_2 - I_3 = 0 \quad (\text{A5})$$

O sistema de coordenadas que contém as tensões principais pode ser determinado por meio do sistema linear de equações abaixo:

$$\begin{aligned} (\sigma_x - \sigma_i)l_i + \tau_{xy}m_i + \tau_{zx}n_i &= 0 \\ \tau_{xy}l_i + (\sigma_y - \sigma_i)m_i + \tau_{zx}n_i &= 0 \\ \tau_{zx}l_i + \tau_{yz}m_i + (\sigma_z - \sigma_i)n_i &= 0, \end{aligned} \quad (\text{A6})$$

onde σ_i é qualquer uma das tensões principais σ_1 , σ_2 ou σ_3 e l_i , m_i e n_i são os cossenos diretores das direções de σ_i conforme abaixo:

$$l_i = \cos \theta_x, \quad m_i = \cos \theta_y, \quad n_i = \cos \theta_z, \quad l^2 + m^2 + n^2 = 1 \quad (A7)$$

onde θ_x , θ_y e θ_z são os ângulos entre os eixos das tensões principais e os eixos cartesianos x,y,z originais como mostra a figura A3 (Dowling, 1999).

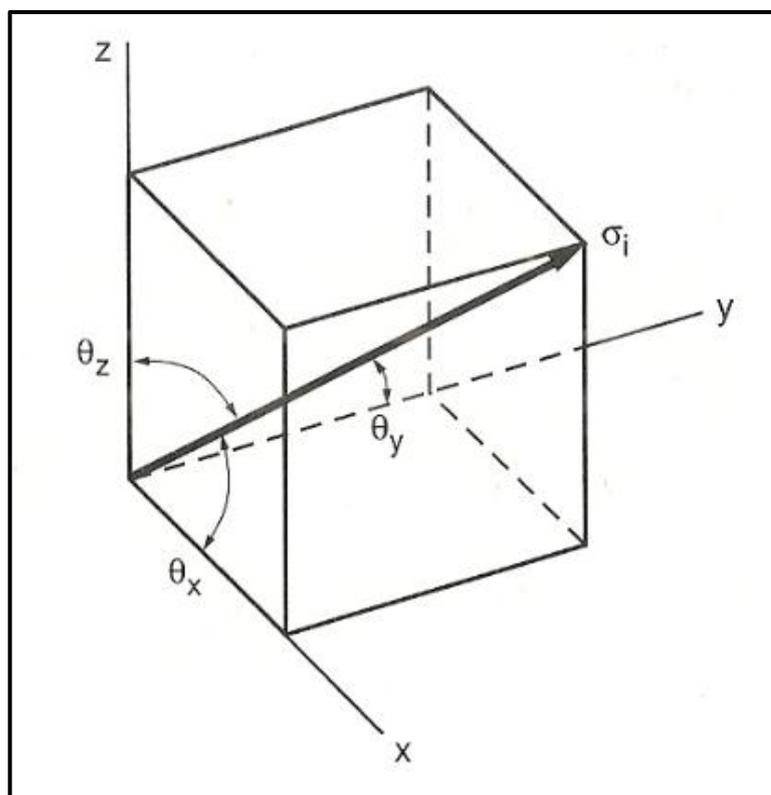


Figura A3 – Orientação de uma tensão qualquer em relação ao sistema de coordenadas x,y,z.
Fonte: Dowling, 1999, p.218

A.1.2 Tensões hidrostáticas e de desvio

As variações de volume que ocorrem nos materiais sujeitos a regimes de pequenas deformações estão associadas às tensões normais que são aplicadas neste material e não às tensões de cisalhamento, pois essas apenas distorcem o elemento em estudo. Considerando um retângulo, como mostrado na figura 4, de dimensões L, W e H sendo solicitado com tensões normais nas três direções, suas dimensões são acrescidas infinitesimalmente de dL, dW e dH respectivamente gerando as seguintes deformações (Dowling, 1999):

$$\varepsilon_x = \frac{dL}{L}, \quad \varepsilon_y = \frac{dW}{W}, \quad \varepsilon_z = \frac{dH}{H}. \quad (\text{A8})$$

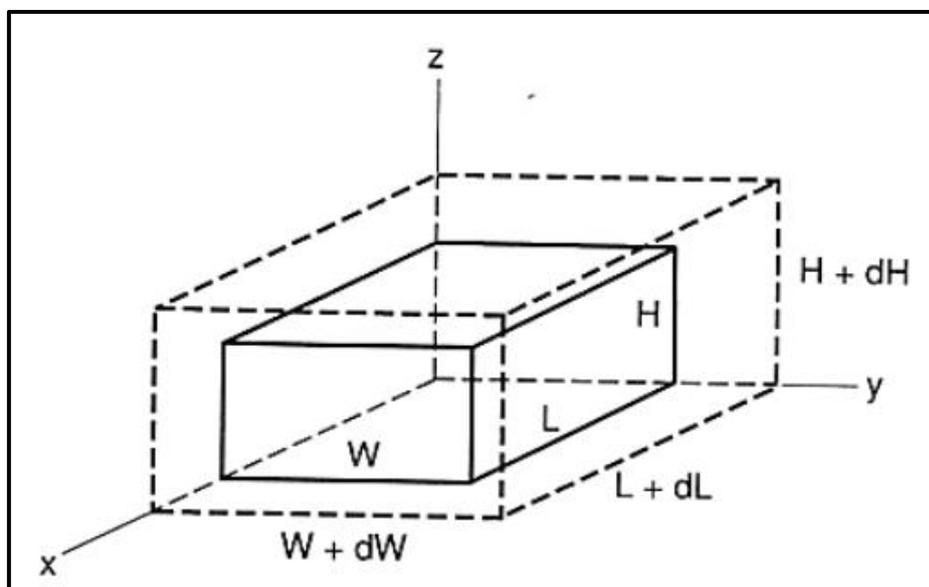


Figura A4 – Variação de volume devido às tensões normais.
Fonte: Dowling, 1999, p.184

A partir dessas deformações, determina-se a razão da variação volumétrica dV/V da seguinte maneira (Dowling, 1999):

$$\frac{dV}{V} = \varepsilon_v = \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z, \quad (\text{A9})$$

sendo ε_v chamada de deformação volumétrica ou dilatação.

Para uma material isotrópico em deformação linear-elástica, ε_v pode ser expresso em termos de tensões substituindo a equação da Lei de Hooke generalizada na equação (A9) obtendo a seguinte expressão (Dowling, 1999):

$$\varepsilon_v = \frac{1-2\nu}{E} (\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z). \quad (\text{A10})$$

Nota-se que para $\nu = 0,5$ a deformação volumétrica se iguala a zero mesmo que as tensões não sejam nulas e que para $\nu > 0,5$ ocorre um decréscimo no volume. Porém, para materiais reais o valor de 0,5 é raramente excedido, sendo que no geral $0 \leq \nu \leq 0,5$ (Dowling, 1999).

A tensão normal média é chamada de tensão hidrostática e pode ser calculada de maneira geral como:

$$\sigma_h = \frac{\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z}{3} . \quad (\text{A11})$$

Considere um plano oblíquo de tal forma que o sistema x-y-z escolhido coincida com os eixos das tensões principais (1,2,3). A tensão normal atuante neste plano é σ e a tensão de cisalhamento é expressa por τ . A direção da normal do plano oblíquo é definida pelos ângulos α , β e γ entre os eixos principais. Para o caso específico onde $\alpha = \beta = \gamma$, este plano oblíquo intercepta o eixo principal em distâncias iguais a partir da origem e é denominado plano octaédrico como ilustra a figura A5. Baseado no equilíbrio de forças, a tensão normal que atua neste plano é a média aritmética das tensões principais e é chamado de tensão octaédrica, a qual é numericamente igual à hidrostática e portanto é dada por:

$$\sigma_h = \sigma_{oct} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} , \quad (\text{A12})$$

ou utilizando como base os invariantes:

$$\sigma_h = \sigma_{oct} = \frac{I_1}{3} . \quad (\text{A13})$$

Da mesma forma, através do equilíbrio de forças pode se obter a tensão de cisalhamento octaédrica como:

$$\tau_{oct} = \frac{1}{3} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (\text{A14})$$

ou utilizando como base os invariantes:

$$\tau_{oct} = \frac{1}{3} \sqrt{2(I_1^2 - 3I_2)} . \quad (\text{A15})$$

Caso a tensão de cisalhamento octaédrica queira ser calculada com base nas tensões do sistema cartesiano, resulta:

$$\tau_{oct} = \frac{1}{3} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} \quad (A16)$$

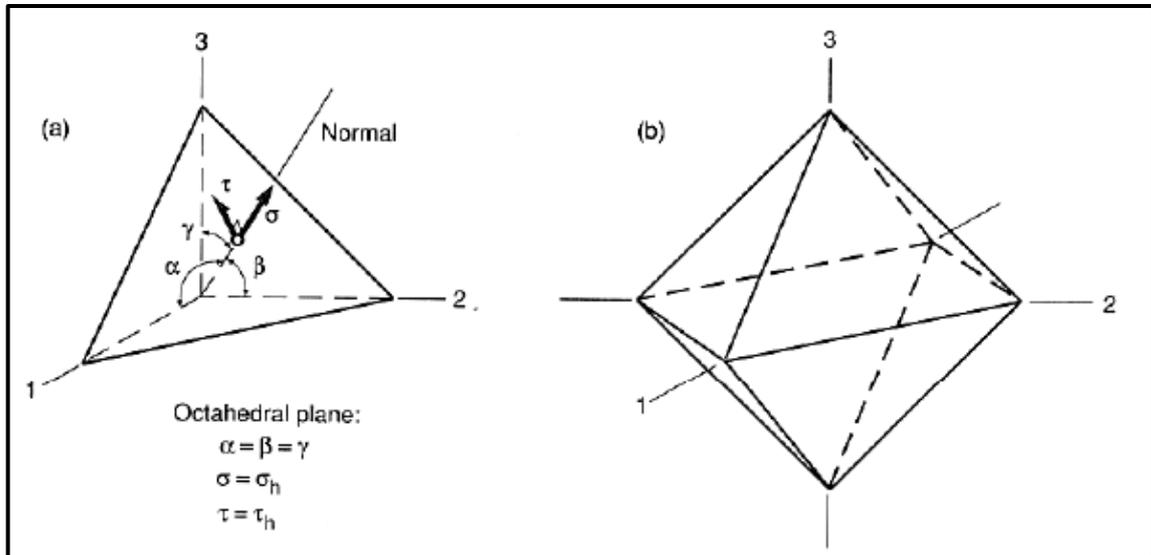


Figura A5 – (a) Plano octaédrico relativo aos eixos das tensões principais e (b) octaédro regular formado em torno da origem por diversos planos octaédricos.

Fonte: Dowling, 1999, p.228

Sabe-se que não há cisalhamento quando as tensões principais são de mesma magnitude, ou seja $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3 = \sigma_h$, porém este é um caso específico e equivale a dizer que o material se encontra sob um estado hidrostático de solitação. Para um caso mais genérico, tem-se que um estado de tensões qualquer é sempre formado pela somatória da tensão hidrostática, h_{ij} , com o estado de tensões remanescentes ou de desvio, s_{ij} , na forma (Dowling, 1999):

$$\sigma_{ij} = h_{ij} + s_{ij} . \quad (A17)$$

Portanto, as tensões principais σ_1 , σ_2 e σ_3 são em parte compostas pela tensão hidrostática e em parte compostas pela tensão de desvio. A relação entre as três é apresentada pela equação (A18). Como será visto na sequência, para materiais dúcteis (interesse do presente estudo), as tensões de desvio são as responsáveis pela ocorrência de escoamento pois favorecem a distorção do material e decorrente deformação plástica. Elevadas tensões hidrostáticas, por outro lado, submetem o material a uma elevada triaxialidade de tensões.

$$s_1 = \sigma_1 - \sigma_h, \quad s_2 = \sigma_2 - \sigma_h, \quad s_3 = \sigma_3 - \sigma_h \quad (A18)$$

A.1.3 Tensões equivalentes

O escoamento de um material dúctil sempre ocorre quando a tensão de cisalhamento τ atuante em um plano qualquer desse material atinge o valor máximo, τ_{max} , que é uma propriedade de cada material ($\tau = \tau_{max}$). Esta afirmação é a base para o critério de escoamento da máxima tensão de cisalhamento ou também chamado de critério de Tresca (Dieter, 1988; Dowling, 1999).

Sabendo que

$$\tau_1 = \frac{|\sigma_2 - \sigma_3|}{2}, \quad \tau_2 = \frac{|\sigma_1 - \sigma_3|}{2}, \quad \tau_3 = \frac{|\sigma_2 - \sigma_1|}{2} \quad , \quad (A19)$$

conclui-se que o critério de Tresca consiste em

$$\tau = MAX\left(\frac{|\sigma_2 - \sigma_3|}{2}, \frac{|\sigma_1 - \sigma_3|}{2}, \frac{|\sigma_2 - \sigma_1|}{2}\right) \quad . \quad (A20)$$

Como em um ensaio de tração (onde somente $\sigma_1 \neq 0$) o escoamento ocorre quando $\sigma_1 = \sigma_{LE}$, a equação (A20) indica que neste momento $\tau = \frac{\sigma_{LE}}{2}$. Substituindo esta conclusão na própria equação (A20) resulta que a tensão equivalente de Tresca (σ_{Tr}) vale:

$$\sigma_{Tr} = MAX(|\sigma_2 - \sigma_3|, |\sigma_1 - \sigma_3|, |\sigma_2 - \sigma_1|) \quad . \quad (A21)$$

Então, o material estará na iminência de escoar quando $\sigma_{Tr} = \sigma_{LE}$.

Pode-se observar na figura A6 a superfície de falha para um estado triplo de tensão (ETT) pelo critério de Tresca. Nota-se que o critério de falha define um tubo de seção transversal hexagonal e cujo eixo é o eixo do estado hidrostático. Admitindo $\sigma_3 = 0$ resulta um Estado Plano de Tensões (EPT), o qual é apresentado pela figura A7. Todos os pontos de solitação que caírem dentro da superfície de falha são considerados seguros, ao passo que todos os pontos coincidentes ou externos à linha são potencialmente susceptíveis ao escoamento.

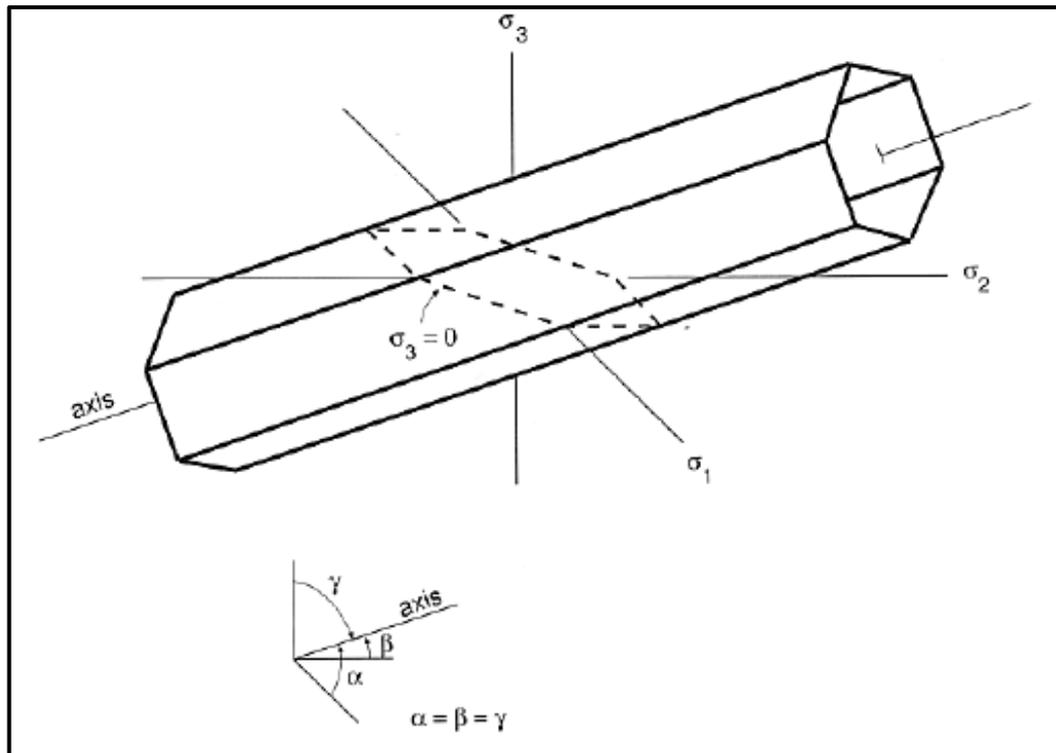


Figura A6 – Superfície de falha tridimensional para o critério de escoamento da máxima tensão de cisalhamento (Tresca).

Fonte: “Adaptado de” Dowling, 1999, p.249

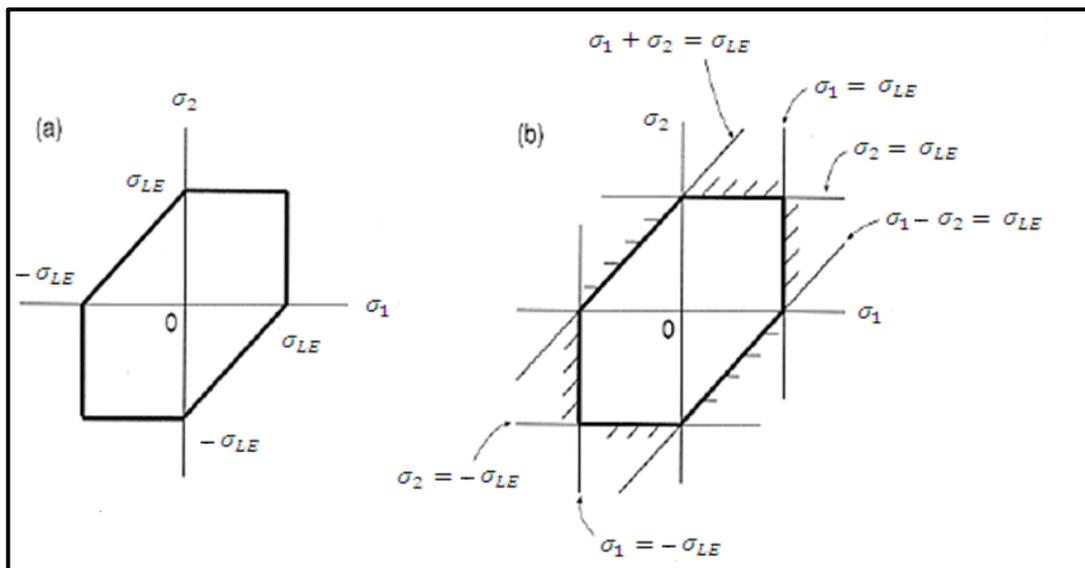


Figura A7 – Locus de falha para um estado plano de tensões pelo critério de Tresca.

Fonte: Dowling, 1999, p.248

Outro critério bastante utilizado para materiais dúcteis é o critério de von Mises ou também chamado de critério da máxima energia de distorção ou da máxima tensão cisalhante octaédrica (Dieter, 1988; Dowling, 1999). Tomando a abordagem de tensões como referência, este critério tem como premissa que o escoamento ocorrerá quando as tensões de cisalhamento nos planos octaédricos atingirem um valor crítico, ou seja, $\tau_{oct} = \tau_{Max}$.

Aplicando-se as condições do ensaio de tração no momento do escoamento (somente $\sigma_1 \neq 0$ e valendo $\sigma_1 = \sigma_{LE}$) na equação (A14), resulta

$$\tau_{oct} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sigma_{LE} . \quad (A22)$$

Portanto, a comparação com a equação (A14) que representa o ETT permite a definição da tensão equivalente de von Mises como

$$\sigma_{vM} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} . \quad (A23)$$

Logo, o material escoará se $\sigma_{vM} = \sigma_{LE}$. Pode-se observar na figura A8 a superfície de falha para um estado triplo de tensão (ETT) pelo critério de von Mises. É evidenciado que este critério prevê um tubo de seção cilíndrica alinhado ao eixo hidrostático. Admitindo $\sigma_3 = 0$ resulta um Estado Plano de Tensões (EPT), o qual é apresentado pela figura A9 e tem as mesmas implicações de análise já comentadas para o critério de Tresca.

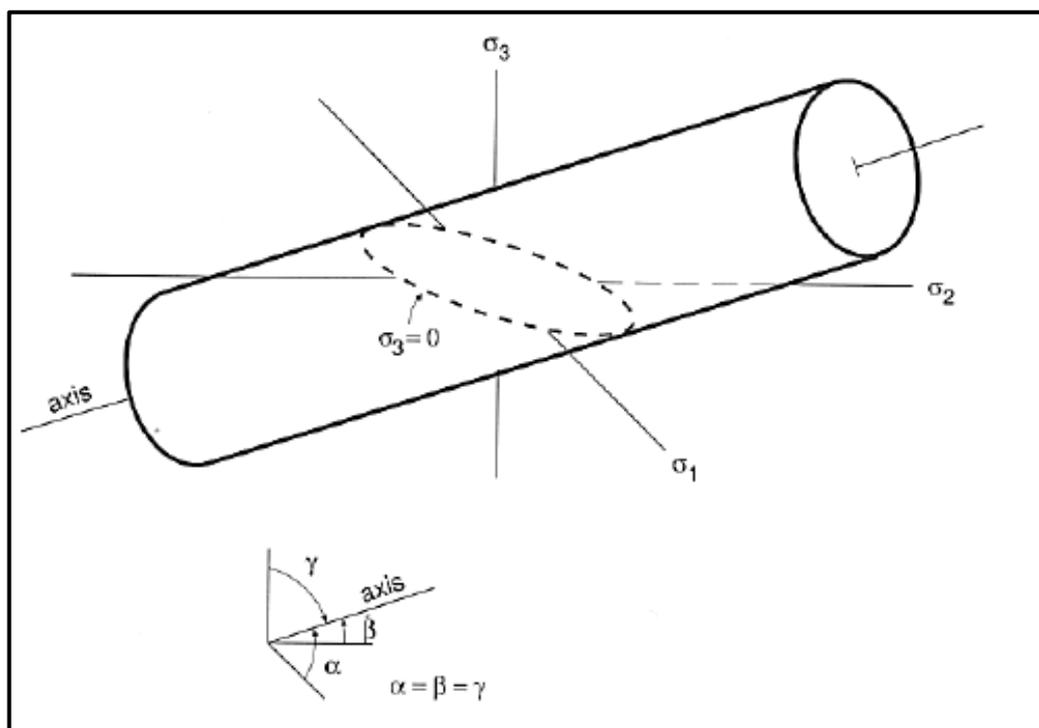


Figura A8 – Superfície de falha tridimensional para o critério de escoamento da tensão octaédrica (von Mises).
Fonte: “adaptado de” Dowling, 1999, p.254

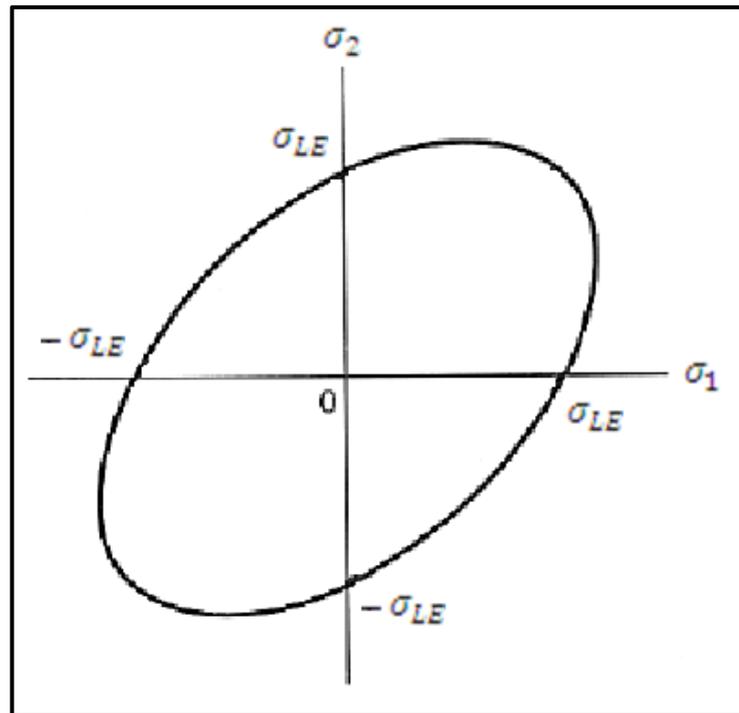


Figura A9 – Locus de falha para um estado plano de tensões pelo critério de von Mises.
Fonte: “adaptado de” Dowling, 1999, p.253

É possível comparar através da figura A10, por exemplo, os dois critérios entre si e conclui-se que o critério de Tresca é mais rigoroso que o de von Mises. Porém, o de von Mises tem uma melhor aderência aos dados experimentais.

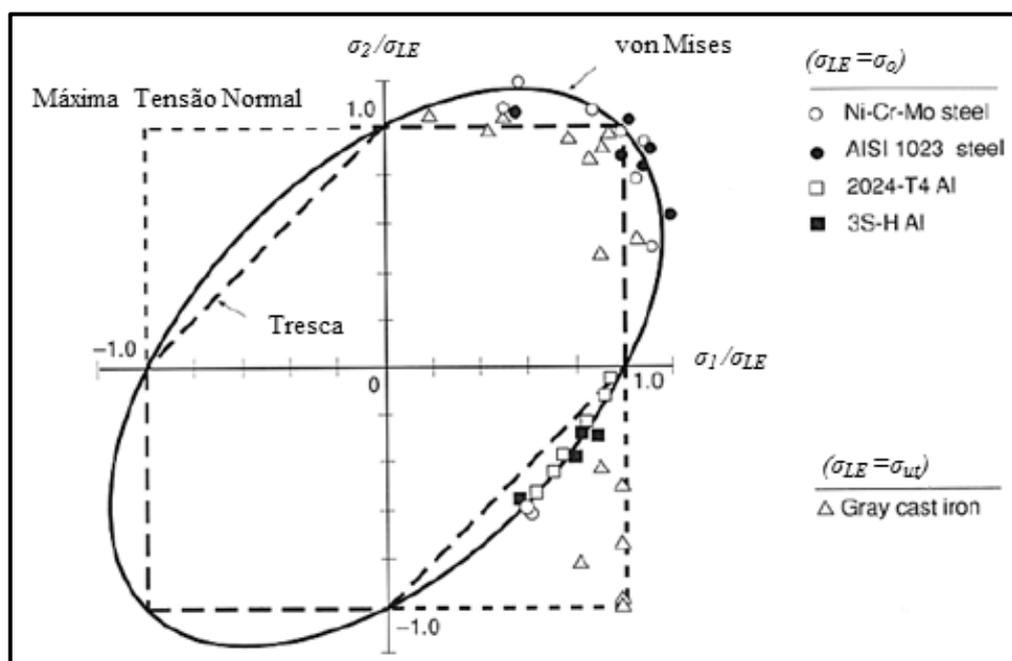


Figura A10 – Comparação entre os loci de falha de Tresca e de von Mises. O critério da máxima tensão normal também aparece na figura mas, por tratar de materiais frágeis não é de utilidade nem comentado no trabalho.
Fonte: Dowling, 1999, p.257

Do ponto de vista fenomenológico, o estudo destes dois critérios de escoamento dará os principais subsídios teóricos para o entendimento do fenômeno em estudo neste trabalho. Em ambos os critérios fica evidente que as superfícies de falha que fazem a previsão do escoamento são paralelas ao eixo hidrostático. Isto significa que a susceptibilidade à deformação plástica independente do nível de tensão hidrostática por si só e, pelo contrário, é função somente da existência das tensões de desvio que são as responsáveis por afastar o ponto de solitação do eixo fazendo com que este viole a superfície de escoamento. Esse desvio pode ser observado na figura A11. Particularmente, o ponto $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$ no espaço da tensão principal pertence a um plano normal ao eixo do tubo no ponto cujas três coordenadas valem σ_h . Sua distância do eixo hidrostático, a qual pode propiciar o escoamento, é dada pelas coordenadas das tensões desvio (s_1, s_2, s_3) .

Como será visto adiante, após a devida contextualização da mecânica da fratura, trincas rasas e profundas em corpos de prova de fratura de mesma geometria provocam diferentes combinações entre tensões hidrostáticas e de desvio à frente dos defeitos. Tais combinações favorecem ou dificultam a evolução da plasticidade fazendo com que a avaliação experimental de tenacidade à fratura seja impactada e apresente tal dependência.

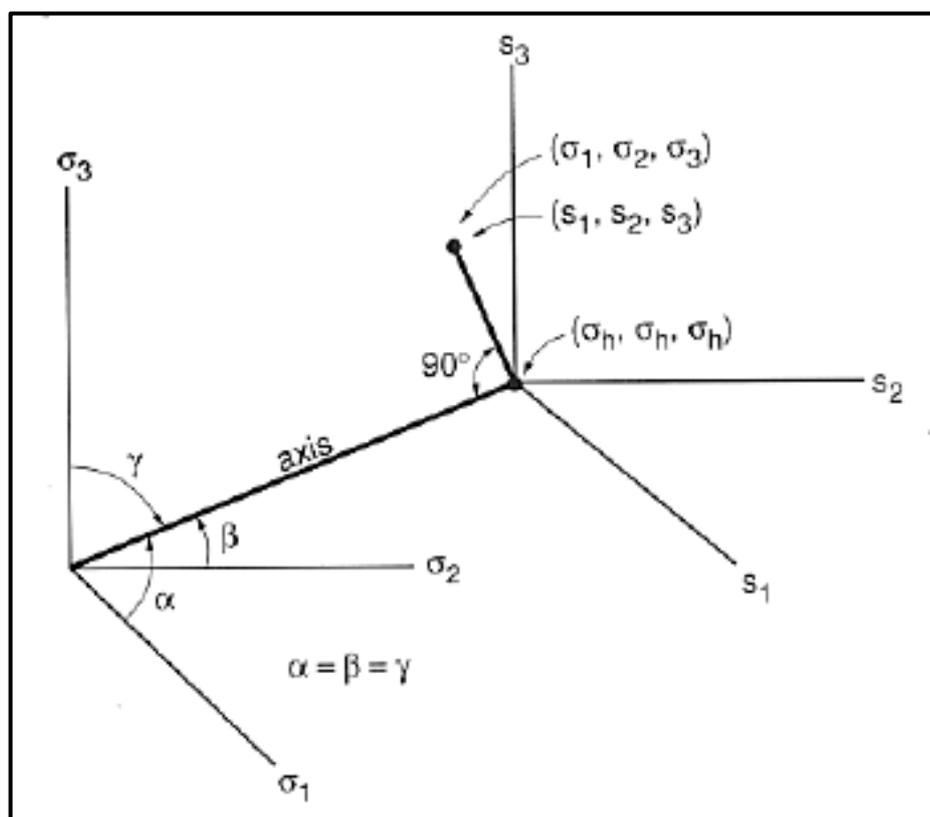


Figura A11 – Ponto fora do eixo da superfície de falha devido às tensões desviadoras.
Fonte: Dowling, 1999, p.259

APÊNDICE B – Programa utilizado para exame post-mortem de fraturas

B.1 Programa baseado na norma ASTM E1820

Para avaliar se houve crescimento estável de trinca foram feitos exames post-mortem por meio de um programa desenvolvido no Centro Universitário da FEI por Barbosa & Donato (2011).

Este programa foi fundamentado de acordo com as exigências da norma ASTM E1820 (2011), onde a imagem da fratura selecionada deve ser dividida em nove pontos equidistantes sendo que os dois pontos das extremidades livres devem estar à distância de $0,005W$ das bordas livres das amostras. O comprimento da trinca original, a_0 , e o comprimento da trinca após o crescimento estável, a_p , se houver, devem ser determinados da seguinte maneira:

- a) Faz-se a média das duas medições da superfície.
- b) Combina-se o resultado com as sete medições remanescentes
- c) Determina-se a média.

O crescimento estável (Δap) é calculado como $\Delta ap = a_p - a_0$.

O critério de validação para o comprimento da trinca original quanto para trinca com crescimento estável é o mesmo, nenhum dos nove pontos medidos podem diferir mais do que $0,05B$ da média de a_0 ou a_p .

Para a utilização do programa, primeiramente as superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados devem ser escaneadas em alta resolução e salvas em formato de imagem.

Abaixo, são apresentados alguns exemplos das telas do programa utilizado para essa medição, assim como uma breve explanação do seu uso:

A figura B1 mostra a tela inicial do programa.

Com o botão “Carregar Imagem” seleciona-se o arquivo que contém a fratura que se deseja analisar. A imagem é carregada na tela do programa conforme mostra a figura B2.

Para uma análise mais apurada, o programa possibilita ajustes de rotação, iluminação da imagem e permite que seja feito zoom, com o botão “Cortar e Zoom”, na área que se deseja analisar.

Após terem sido feito os ajustes, deve ser utilizado o botão “Medições” para se fazer a análise da fratura, como mostra a figura B3.

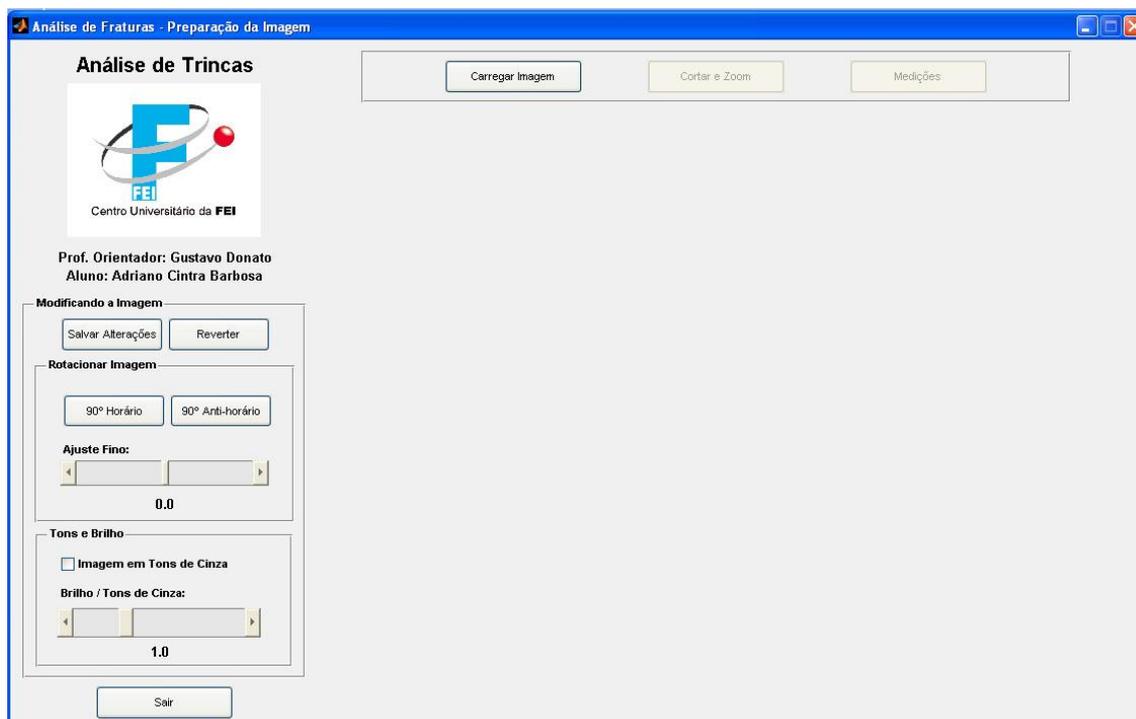


Figura B1 – Tela inicial do programa Análise de Trincas.
Fonte: Autor

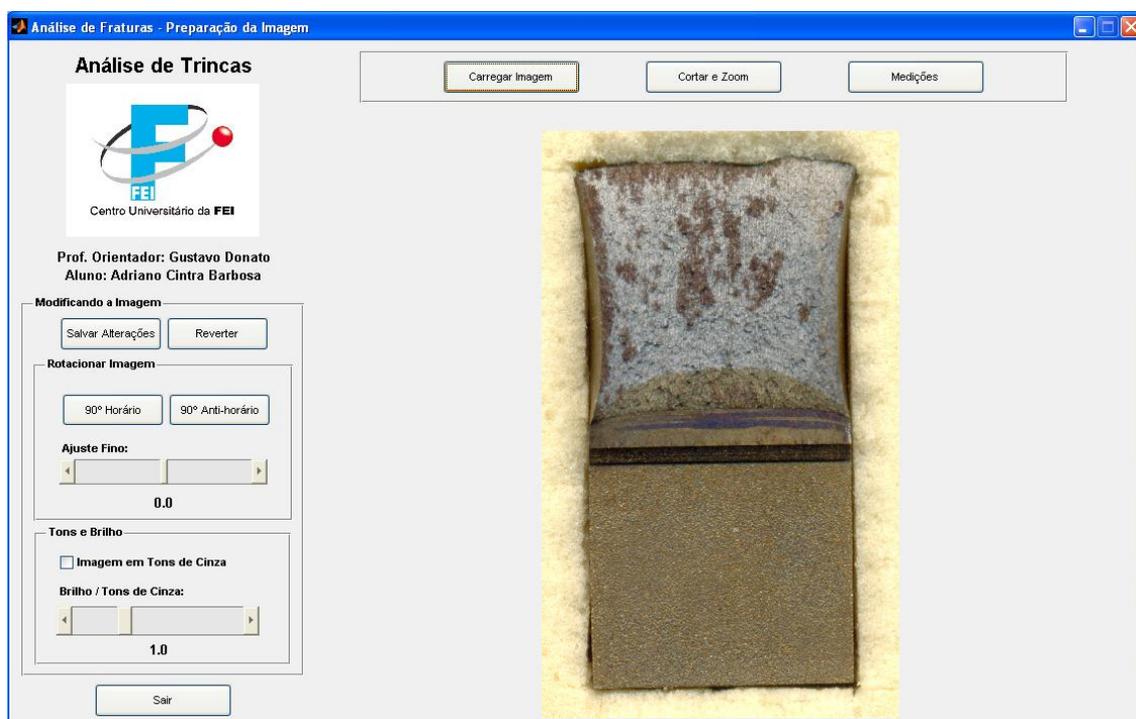


Figura B2 – Imagem da face de fratura scaneada e carregada no programa.
Fonte: Autor

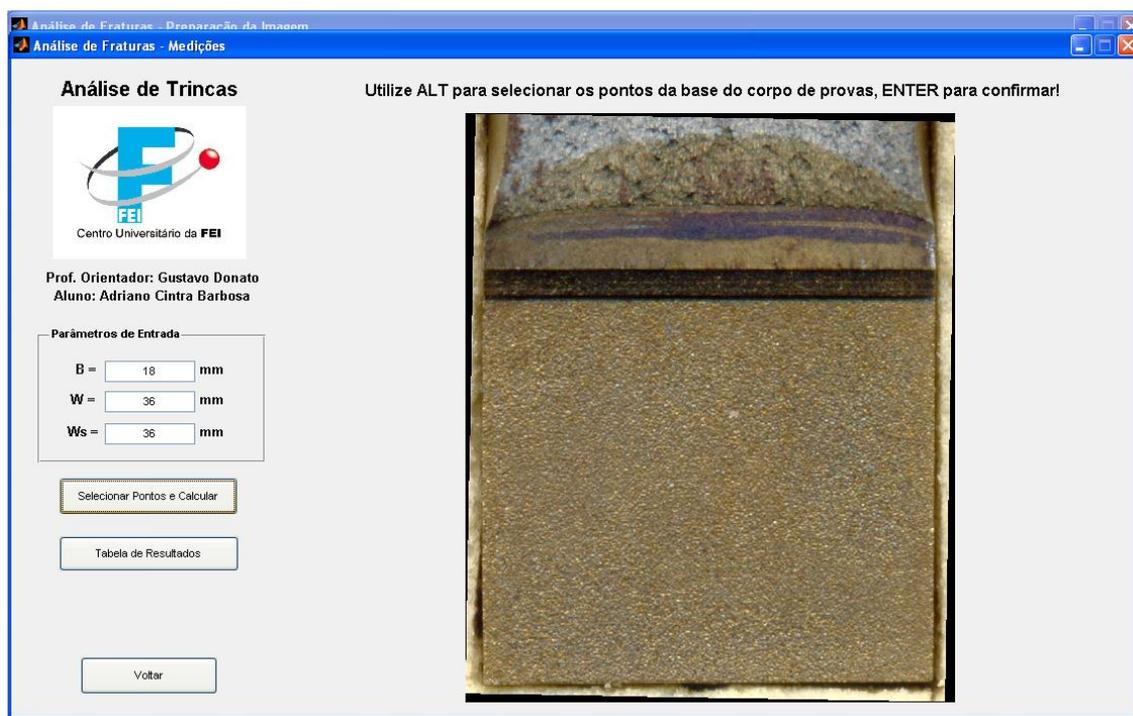


Figura B3 – Zoom da área de fratura a ser analisada.
Fonte: Autor

São então inseridos os parâmetros de entrada do corpo de prova em análise (figura B3), que são a espessura, largura e a largura líquida se estiverem presentes side-grooves.

Selecionam-se na mesma imagem os pontos de referência do corpo de prova, que são os dois pontos da base do corpo de prova e os dois pontos onde começa a fratura por fadiga. Com estes pontos selecionados, o programa gera na tela nove linhas verticais na cor vermelha representando os nove pontos equidistantes solicitados pelas ASTM E1820 (2011).

Tendo essas nove linhas, selecionam-se os pontos da trinca por fadiga como mostra a figura B4.

Após a medição da fratura por fadiga, havendo crescimento estável de trinca, são feitas as medições para a propagação estável da trinca, como mostra a figura B5.

Após a medição da trinca por fadiga e do crescimento estável, o programa mostra os resultados obtidos e faz a verificação conforme a ASTM E1820 (vide figuras B6 e B7 para resultados em desacordo e de acordo com a norma).

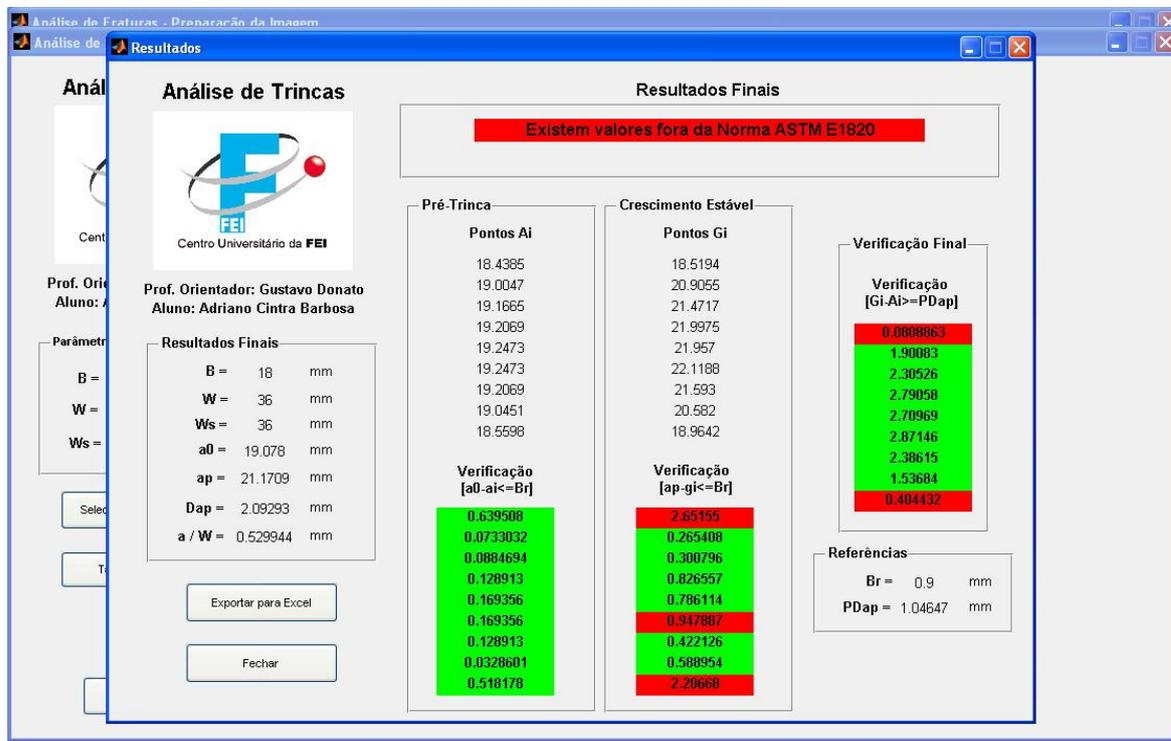


Figura B6 – Resultados contendo valores em desacordo com a ASTM E1820.

Fonte: Autor

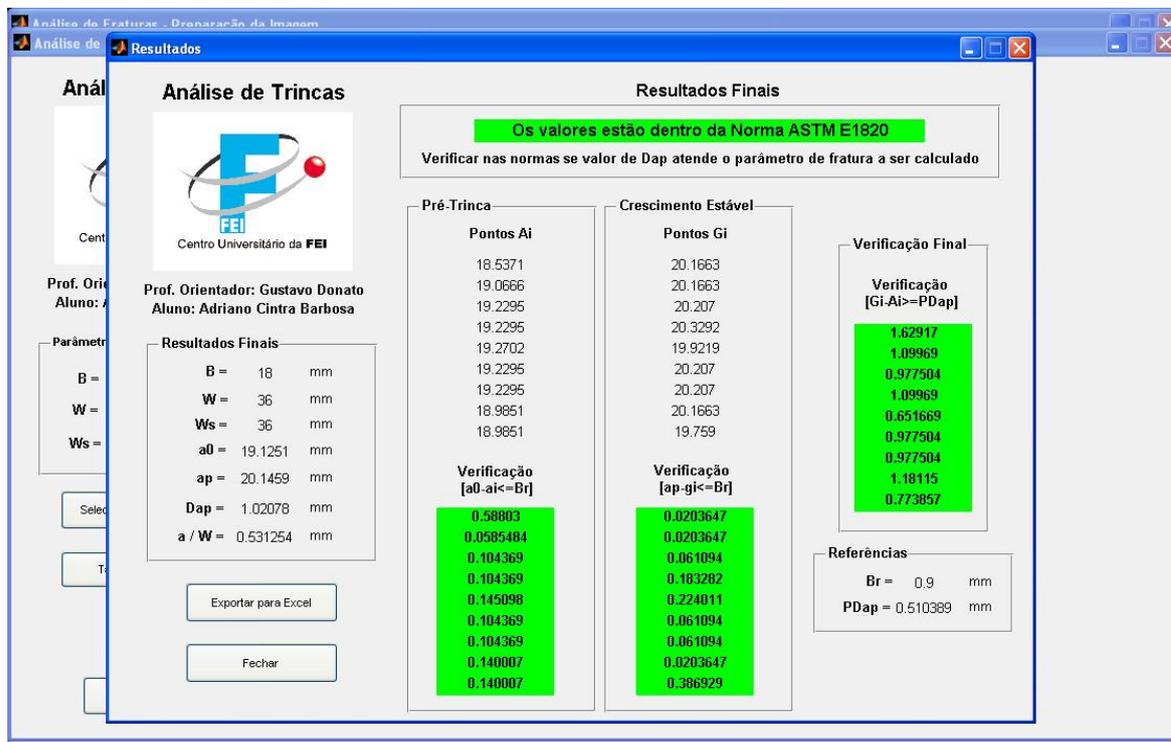


Figura B7 – Resultados com todos valores em acordo com a ASTM E1820.

Fonte: Autor

Finalizadas todas as medições, o programa ainda permite a exportação dos valores medidos para uma planilha em Excel ou arquivo texto, facilitando assim a criação de gráficos e cálculos de J e CTOD.