VITOR SCARABELI BARBOSA

Investigação experimental dos efeitos de geometria e de carregamento sobre a distribuição dos valores de tenacidade à fratura por clivagem medidos na região de transição dúctil-frágil de um aço estrutural ferrítico

São Paulo
2019

VITOR SCARABELI BARBOSA

Investigação experimental dos efeitos de geometria e de carregamento sobre a distribuição dos valores de tenacidade à fratura por clivagem medidos na região de transição dúctil-frágil de um aço estrutural ferrítico

Tese apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo
para a obtenção do título de
Doutor em Ciências

São Paulo
2019

VITOR SCARABELI BARBOSA

Investigação experimental dos efeitos de geometria e de carregamento sobre a distribuição dos valores de tenacidade à fratura por clivagem medidos na região de transição dúctil-frágil de um aço estrutural ferrítico

Tese apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo
para a obtenção do título de
Doutor em Ciências

Área de Concentração:
Engenharia Naval e Oceânica

Orientador: Prof. Titular
Claudio Ruggieri

São Paulo
2019

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador: _____

Catálogo-na-publicação

Barbosa, Vitor Scarabeli

Investigação experimental dos efeitos de geometria e de carregamento sobre a distribuição dos valores de tenacidade à fratura por clivagem medidos na região de transição dúctil-frágil de um aço estrutural ferrítico / V. S. Barbosa - versão corr. -- São Paulo, 2019.

417 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica.

1.Mecânica da Fratura 2.Transição Dúctil-Frágil 3.Curva Mestra 4.Aço ASTM A572 Grau 50 I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica II.t.

De modo especial ao meu amado pai Geraldo Aparecido Barbosa (*in memoriam*), pelo apoio eterno e incondicional, e ao meu querido primo Mateus Ruiz Scarabeli (*in memoriam*)

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus, que na sua infinita manifestação cósmica, instrui-me e ensina-me o caminho que devo seguir em todos os momentos ao longo da minha eterna jornada;

Ao Professor Dr. Claudio Ruggieri pelos sábios conselhos, incentivo, capacitação, exemplo de profissionalismo e por compartilhar o seu profundo e rico conhecimento acadêmico;

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pela concessão do auxílio financeiro na forma de bolsa de Doutorado;

Aos meus pais Geraldo e Cleide, pelo amor incondicional e por dedicarem parte de suas vidas ao meu desenvolvimento pessoal e profissional;

À minha irmã Mariana, pelo apoio e amizade;

À minha esposa Karina Cristianini, pela paciência e companheirismo em todos os momentos;

À minha avó Hermínia e à Marly Clemente que, mesmo distantes, sempre oram por mim;

Aos colegas do Núcleo Avançado em Mecânica da Fratura & Integridade Estrutural (NAMEF): Allan Stubiener, Andres Plata, Bruno Sorrija, Carlos Cuenca, Claudinei Ferreira, Denis Ferreira, Diego Sarzosa, Eduardo Hippert, Henrique Diniz, Henrique Dutra, Kleber Bianchi, Leonardo Mathias, Lucas Carrano, Luís Parise, Nathan Silvestre, Rafael Savioli, Rodolfo Souza, Vinicius Mota, pela amizade e pelos momentos de descontração;

Aos colegas do Laboratório de Mecânica *Offshore* (LMO) Cristiano Emílio e Edite pela amizade e pelos momentos de descontração;

Aos colegas do Grupo de Pesquisa em Soldagem e Junção (GPSJ) e ao professor Dr. Sérgio Duarte Brandi, pela amizade e pelos momentos de descontração;

A todas as pessoas que, diretamente ou indiretamente, contribuíram de alguma forma para o desenvolvimento deste trabalho.

*No characteristic of a metal is more important than its response to applied stresses.
The use of metals in every phase of modern civilization relies upon their
ability to withstand the stresses encountered in service without
breaking, plastically deforming, or weakening.*

Charles S. Barrett

RESUMO

Este trabalho aborda uma investigação numérica-experimental sobre o comportamento à fratura por clivagem de um aço de alta resistência e baixa liga ASTM A572 Grau 50 usando corpos de prova SE(B) em configurações padronizadas e não padronizadas, incluindo a configuração PCVN não padronizada. O principal objetivo desse estudo é contribuir para o desenvolvimento de um procedimento de ensaio de tenacidade à fratura aplicável a geometrias SE(B) com distância entre apoios variável (S/W) e carregada sob configuração de flexão por 3 e 4 pontos. O objetivo secundário, mas não menos importante, é investigar os efeitos da geometria e do modo de carregamento sobre as distribuições dos dados de tenacidade à fratura medidas experimentalmente e suas implicações na caracterização da dependência da tenacidade em relação à temperatura baseada na metodologia da curva mestra. Com base nesses propósitos, é fornecido um novo e extenso conjunto de fatores plásticos *eta* (η_p) aplicáveis às geometrias SE(B) não padronizadas para estimar os valores de tenacidade à fratura, incluindo a integral J e o parâmetro $CTOD$, medidos experimentalmente em termos de registros de carga e deslocamento. A fim de facilitar o contato com os demais protocolos de ensaios, é também fornecido um novo conjunto de fatores rotacionais plástico (r_p) para determinar o $CTOD$ baseado no modelo da rótula plástica. Os ensaios de tenacidade à fratura, realizados em diversas geometrias SE(B) com distância entre apoios variável (S/W) extraídas na direção transversal (T-L) de uma chapa de aço ASTM A572 Grau 50, fornecem os dados de tenacidade à fratura por clivagem em termos da integral- J medida no ponto de instabilidade, J_c . Os resultados experimentais mostram um potencial efeito da geometria do corpo de prova e do modo de carregamento sobre os valores de J_c , os quais podem ajudar a mitigar os efeitos da perda de restrição plástica frequentemente observada em corpos de prova de pequenas dimensões. A aplicação exploratória para determinar a temperatura de referência, T_0 , a partir da metodologia da curva mestra também fornece um suporte adicional para o uso de corpos de prova SE(B) não padronizados como uma alternativa geométrica nos procedimentos rotineiros de avaliação de tenacidade à fratura, incluindo o uso de corpos de prova de pequenas dimensões nas medições de tenacidade quando a disponibilidade limitada de material e a capacidade de carregamento da máquina são as principais preocupações.

Palavras-chave: fratura por clivagem, corpo de prova SE(B) não padronizado, corpo de prova PCVN não padronizado, efeitos de restrição, temperatura de referência, curva mestra

ABSTRACT

This work addresses a numerical-experimental investigation on the cleavage fracture behavior of an ASTM A572 Grade 50 high strength, low alloy structural steel using standard and non-standard SE(B) specimens, including a non-standard PCVN configuration. The main purpose of this study is to contribute to the development of a fracture toughness test procedure applicable to bend geometries with varying specimen span over width ratio (S/W) and loaded under 3-point and 4-point flexural configuration. The secondary purpose, but none the less important, is to investigate the effects of geometry and loading mode on experimentally measured fracture toughness data distributions and implications for the characterization of the temperature dependence of toughness based on the Master Curve methodology. Based on these purposes, a large new set of plastic η -factors applicable to these non-standard bend geometries which serve to estimate the experimentally measured toughness values in terms of load-displacement records, including the J -integral and the crack tip opening displacement ($CTOD$), is provided. In order to facilitate contact with other test protocols, a new set of rotational factors, r_p , to determine the $CTOD$ based on the plastic hinge model is also described. Fracture toughness testing conducted on various bend geometries with varying specimen span (S/W) extracted in the T-L orientation from an A572 Grade 50 steel plate provides the cleavage fracture resistance data in terms of the J -integral at cleavage instability, J_c . The experimental results show a potential effect of specimen geometry and loading mode on J_c -values which can help mitigating the effects of constraint loss often observed in smaller fracture specimens. An exploratory application to determine the reference temperature, T_0 , derived from the Master Curve methodology also provides additional support for using non-standard bend specimens as an alternative specimen geometry in routine fracture assessments, including the use of small-scale fracture specimens to measure fracture toughness properties when limited material availability and test machine capacity are of major concern are of major concern.

Keywords: cleavage fracture, nonstandard single-edge notched bend specimen, nonstandard precracked Charpy-type specimen, constraint effects, reference temperature, master curve

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Cronologia histórica de alguns dos principais eventos sobre o fenômeno da fratura	44
Figura 1.2 – Processo nanoestrutural de fragilização por irradiação neutrônica.....	54
Figura 1.3 – Diagrama de equilíbrio do CO ₂ puro	57
Figura 2.1 – Similitude estabelecida entre um corpo de prova e uma estrutura cujos campos de tensão são essencialmente quantificados pela mesma amplitude da singularidade elástica.....	60
Figura 2.2 – Sólido elástico-linear com uma trinca central passante de comprimento $2a$ submetida ao: (a) modo I; (b) modo II; (c) modo III; (d) frente de trinca submetida ao estado de tensão generalizado sob a combinação dos 3 modos de abertura	62
Figura 2.3 – Representação esquemática da região da trinca delimitada pelo contorno Γ e submetida a um campo de deformação bidimensional onde todas as componentes de tensão dependem somente de x e y	70
Figura 2.4 – Contorno fechado em sentido anti-horário definido no plano e com vetor normal unitário, n_j , e vetor de tensão, T_i dependem somente de x e y	71
Figura 2.5 – Representação esquemática do domínio de integração ao redor da ponta da trinca definido por um conjunto de quatro segmentos arbitrários	77
Figura 2.6 – Modelo da placa infinita submetida a uma tensão uniaxial remota σ_∞ na presença de uma trinca passante ao longo da espessura e de comprimento $2a$	79
Figura 2.7 – Interpretação da taxa de dissipação da energia de deformação elástica não linear: (a) curva carga (P) vs. deslocamento (Δ); (b) carregamento dado por controle de força; (c) carregamento dado por controle de deslocamento; (d) sólido elástico não linear solicitado em modo I	82
Figura 2.8 – Representação esquemática das diferentes zonas de processo de fratura	85
Figura 2.9 – Valores da constante de integração adimensional I_n para condições de EPD e EPT no plano de uma trinca $\theta = 0$ submetida ao modo I de carregamento	87
Figura 2.10 – Relação tensão-deformação do tipo Ramberg-Osgood.....	89
Figura 2.11 – Relação tensão-deformação do tipo lei de potência simples	93
Figura 2.12 – Definições alternativas do $CTOD$: (a) modelo de Cottrell; (b) modelo de Wells; (c) modelo de Dugdale.....	97
Figura 2.13 – Definições geométricas do $CTOD$: (a) deslocamento na ponta original da trinca e (b) deslocamento na intersecção de um vértice a 90° com os flancos da trinca.....	101
Figura 2.14 – Estimativa do $CTOD$ a partir do intercepto a 90° e dos deslocamentos da da solução HRR.....	102

Figura 2.15 – Resultados numéricos do perfil da abertura da trinca obtida por meio da:	
(a) teoria da deformação plástica; (b) teoria incremental da plasticidade.....	104
Figura 2.16 – Modelo da rótula plástica: (a) sem crescimento; (b) com crescimento de trinca	106
Figura 2.17 – (a) Representação esquemática da condição SSY próxima à ponta da trinca contida em um componente; (b) representação analítica e (c) numérica do modelo BL	125
Figura 2.18 – Análise comparativa entre o campo de tensões HRR e os campos de tensões obtidos via elementos finitos em condições de pequenas (SGC) e grandes deformações (LGC)	129
Figura 2.19 – Efeitos da geometria sobre os padrões das linhas de deslizamento referentes à geometria (a) da placa infinita em condições SSY; (b) DENT; (c) SENB; (d) M(T)...	140
Figura 2.20 – Carregamento combinado por tração e flexão sobre o ligamento remanescente a partir de uma força P aplicada a uma distância e do eixo de tração	144
Figura 2.21 – Análise comparativa entre os campos de tensões circunferenciais descritas pela singularidade HRR e os campos de tensões circunferenciais obtidos em condições de (a) tração pura e (b) flexão pura para diferentes níveis de encruamento	145
Figura 2.22 – Análise comparativa entre os campos de tensões circunferenciais descritas pela singularidade HRR e os campos de tensões circunferenciais para diferentes combinações de carregamento para um material com (a) $n = 3$ e (b) $n = 10$	146
Figura 2.23 – Diagrama esquemático do procedimento multiespécime para a medição experimental da integral J	153
Figura 2.24 – Representação dos corpos de prova de geometria (a) C(T); (b) SE(B) e (c) M(T)	154
Figura 2.25 – Comparação entre o comportamento real e o comportamento idealizado da curva (a) carga versus deslocamento; (b) J versus deslocamento.....	155
Figura 2.26 – Geometria SE(B) submetida a um carregamento definido por flexão pura.....	157
Figura 2.27 – Definição das parcelas elástica e plástica da curva P - Δ	161
Figura 2.28 – Efeito da variação de temperatura na tenacidade à fratura em aços ferríticos	173
Figura 2.29 – Trinca transgranular em um aço de baixo carbono associado a um carbeto de contorno de grão à frente da ponta da trinca	174
Figura 2.30 – Representação esquemática: (a) processo de clivagem de um precipitado de contorno de grão; (b) processo de fratura de uma partícula induzida pela movimentação da discordância	182
Figura 2.31 – Representação esquemática da (a) estatística do elo mais fraco e (b) da sua influência sobre as distribuições dos valores de tenacidade à fratura medidos na RTDF	188
Figura 2.32 – Representação esquemática de um reator de água pressurizada (PWR).....	194
Figura 2.33 – Representação esquemática do efeito da escolha da curva de referência sobre curva pressão <i>versus</i> temperatura.....	207
Figura 2.34 – Representação esquemática da influência da irradiação na curva de tenacidade	

sobre a janela de operação do VPR	208
Figura 2.35 – Representação esquemática do ajuste da RT_{T_0} baseada nos efeitos de irradiação e nas incertezas associadas ao processo de ajuste	212
Figura 2.36 – Formato da curva de tenacidade à fratura em função da temperatura na RTDF obtida a partir de microestruturas ferríticas oriundas de metais base e de solda de VPRs.....	220
Figura 2.37 – Representação esquemática da “janela de validade” da curva mestra	229
Figura 3.1 – Configurações parametrizadas dos modelos representativos dos corpos de prova de tenacidade à fratura analisados numericamente por flexão em (a) 3 pontos e (b) 4 pontos	236
Figura 3.2 – Representação em elementos finitos dos modelos utilizados nas análises numéricas em condições de deformação plana representativos da geometria SE(B) com $a/W = 0,5$ solicitada em (a) 3 pontos e (b) 4 pontos	239
Figura 3.3 – Representação em elementos finitos do modelo MBL com campos de deslocamentos (u_1 e u_2) obtidos da solução elástica-linear $K-T$	241
Figura 3.4 – Curvas tensão verdadeira uniaxial ($\bar{\sigma}$) vs. deformação verdadeira ($\bar{\epsilon}$) para diferentes níveis de encruamento empregadas nas análises numéricas.....	243
Figura 3.5 – Representação esquemática do procedimento para a determinação numérica da área plástica, A_p , sob a curva carga vs. deslocamento.....	248
Figura 3.6 – Representação dos nós de referência para a construção das curvas P vs. V e P vs. Δ	249
Figura 3.7 – Representação esquemática do procedimento numérico baseado no método dos mínimos quadrados utilizado na obtenção dos fatores η_I	251
Figura 3.8 – Representação esquemática dos métodos do intercepto a 45° e da tangente utilizados nos cálculos numéricos do parâmetro $CTOD$	252
Figura 3.9 – (a) Representação esquemática da retirada dos segmentos; (b) notação da ASTM E3 para a designação da posição da face de uma amostra utilizada no preparo metalográfico	258
Figura 3.10 – (a) <i>Layout</i> de extração dos corpos de prova; (b) corpo de prova de tração de dimensões reduzidas em mm; (c) corpo de prova de tração de dimensões padronizadas em mm.....	260
Figura 3.11 – Ensaio de tração em baixa temperatura: (a) câmara climática (b) detalhe do <i>strain gage</i> e termopar, ambos acoplados ao corpo de prova.....	261
Figura 3.12 – (a) <i>Layout</i> de extração dos corpos de prova CVN da chapa; (b) geometria do corpo de prova CVN.....	267
Figura 3.13 – Definição dos coeficientes da função tangente hiperbólica utilizada no ajuste dos dados experimentais de tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy	269
Figura 3.14 – Representação esquemática das configurações de ensaio de tenacidade à fratura:	

(a) flexão por 3 pontos; (b) flexão por 4 pontos	270
Figura 3.15 – Extensômetro acoplado ao entalhe de um corpo de prova PCVN	275
Figura 3.16 – Representação esquemática da metodologia- η empregada na determinação da área plástica (a) curva P-V; (b) geometria SE(B) flexionada em 3 pontos.....	278
Figura 3.17 – Ilustração do método dos nove pontos utilizado para a medição de a_o e de Δa_p sobre a superfície de fratura do corpo de prova	286
Figura 4.1 – Análise das trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 3 pontos com razão S/W variável e com moderada capacidade de encruamento ($n = 10$) para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$	294
Figura 4.2 – Análise das trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 3 pontos com razão S/W variável e com elevada capacidade de encruamento ($n = 5$) para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$	295
Figura 4.3 – Análise das trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 3 pontos com razão S/W variável e com pouca capacidade de encruamento ($n = 20$) para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$	296
Figura 4.4 – Análise da influência do nível de encruamento sobre as trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 3 pontos com razão $S/W = 4$ para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$	297
Figura 4.5 – Análise das trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 4 pontos com razão S/W variável e com moderada capacidade de encruamento ($n = 10$) para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$	299
Figura 4.6 – Análise das trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 4 pontos com razão S/W variável e com elevada capacidade de encruamento ($n = 5$) para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$	300
Figura 4.7 – Análise das trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 4 pontos com razão S/W variável e com pouca capacidade de encruamento ($n = 20$) para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$	301
Figura 4.8 – Análise da influência do nível de encruamento sobre as trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 4 pontos com razão $S/W = 4$ para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$	302
Figura 4.9 – Variação da componente J_p normalizada em função da A_p normalizada medida a partir dos registros de $CMOD$ para as configurações SE(B) com $a/W = 0,5$ e $n = 10$ para diferentes razões S/W submetidas à: (a) flexão em 3 pontos; (b) flexão em 4 pontos	305
Figura 4.10 – Variação da componente J_p normalizada em função da A_p normalizada medida a partir dos registros de $CMOD$ para as configurações SE(B) com $a/W = 0,2$	

e $n = 10$ para diferentes razões S/W submetidas à: (a) flexão em 3 pontos;	
(b) flexão em 4 pontos	306
Figura 4.11 – Resposta P - $CMOD$ normalizada para as configurações SE(B) com $a/W = 0,5$	
e $n = 10$ para diferentes razões S/W submetidas à: (a) flexão em 3 pontos;	
(b) flexão em 4 pontos	307
Figura 4.12 – Resposta P - $CMOD$ normalizada para as configurações SE(B) com $a/W = 0,2$	
e $n = 10$ para diferentes razões S/W submetidas à: (a) flexão em 3 pontos;	
(b) flexão em 4 pontos	308
Figura 4.13 – Variação dos fatores plásticos η_J em função da razão a/W derivados de $CMOD$	
para corpos de prova SE(B), com razão S/W variável e diferentes propriedades	
mecânicas, submetidos à flexão em (a) 3 pontos; (b) 4 pontos.....	309
Figura 4.14 – Variação dos fatores plásticos η_J em função da razão a/W derivados de LLD para	
corpos de prova SE(B), com razão S/W variável e diferentes propriedades	
mecânicas, submetidos à flexão em (a) 3 pontos; (b) 4 pontos.....	311
Figura 4.15 – Relação J - $CTOD$ para geometrias SE(B) com diferentes razões a/W e	
com $n = 10$ submetidas à flexão em (a) 3 pontos com $S/W = 4$; (b) 3 pontos	
com $S/W = 6$; (c) 3 pontos com $S/W = 8$; (d) 4 pontos com $S/W = 4$;	
(e) 4 pontos com $S/W = 6$; (f) 4 pontos com $S/W = 8$	313
Figura 4.16 – Relação J - $CTOD$ para geometrias SE(B) com diferentes razões a/W e	
com $n = 5$ submetidas à flexão em: (a) 3 pontos com $S/W = 4$; (b) 3 pontos	
com $S/W = 6$; (c) 3 pontos com $S/W = 8$; (d) 4 pontos com $S/W = 4$;	
(e) 4 pontos com $S/W = 6$; (f) 4 pontos com $S/W = 8$	316
Figura 4.17 – Relação J - $CTOD$ para geometrias SE(B) com diferentes razões a/W e	
com $n = 20$ submetidas à flexão em: (a) 3 pontos com $S/W = 4$; (b) 3 pontos	
com $S/W = 6$; (c) 3 pontos com $S/W = 8$; (d) 4 pontos com $S/W = 4$;	
(e) 4 pontos com $S/W = 6$; (f) 4 pontos com $S/W = 8$	318
Figura 4.18 – Parâmetro adimensional m em função do nível de carregamento para geometrias	
SE(B) com diferentes razões a/W e com $n = 10$: (a) 3P com $S/W = 4$;	
(b) 3P com $S/W = 6$; (c) 3P com $S/W = 8$; (d) 4P com $S/W = 4$;	
(e) 4P com $S/W = 6$; (f) 4P com $S/W = 8$	320
Figura 4.19 – Parâmetro adimensional m em função do nível de carregamento para geometrias	
SE(B) com diferentes razões a/W e com $n = 5$: (a) 3P com $S/W = 4$;	
(b) 3P com $S/W = 6$; (c) 3P com $S/W = 8$; (d) 4P com $S/W = 4$;	
(e) 4P com $S/W = 6$; (f) 4P com $S/W = 8$	323
Figura 4.20 – Parâmetro adimensional m em função do nível de carregamento para geometrias	
SE(B) com diferentes razões a/W e com $n = 20$: (a) 3P com $S/W = 4$;	

(b) 3P com $S/W = 6$; (c) 3P com $S/W = 8$; (d) 4P com $S/W = 4$; (e) 4P com $S/W = 6$; (f) 4P com $S/W = 8$	325
Figura 4.21 – Variação do parâmetro m em função de a/W e do nível de encruamento para as diferentes configurações SE(B) submetidas à flexão em (a) 3 pontos e (b) 4 pontos	327
Figura 4.22 – Fator rotacional plástico, r_p , em função do $CMOD$ para diferentes níveis de encruamento referente às geometrias SE(B) com $a/W = 0,5$: (a) 3P com $S/W = 4$; (b) 3P com $S/W = 6$; (c) 3P com $S/W = 8$; (d) 4P com $S/W = 4$; (e) 4P com $S/W = 6$; (f) 4P com $S/W = 8$	329
Figura 4.23 – Fator rotacional plástico, r_p , em função do $CMOD$ para diferentes níveis de encruamento referente às geometrias SE(B) com $a/W = 0,5$: (a) 3P com $S/W = 4$; (b) 3P com $S/W = 6$; (c) 3P com $S/W = 8$; (d) 4P com $S/W = 4$; (e) 4P com $S/W = 6$; (f) 4P com $S/W = 8$	332
Figura 4.24 – Fator rotacional plástico, r_p , em função de a/W para diferentes níveis de encruamento referente às geometrias SE(B): (a) 3P com $S/W = 4$; (b) 3P com $S/W = 6$; (c) 3P com $S/W = 8$; (d) 4P com $S/W = 4$; (e) 4P com $S/W = 6$; (f) 4P com $S/W = 8$	335
Figura 4.25 – Representação tridimensional da microestrutura do aço ASTM A572 Grau 50 sob a ampliação de (a) 50x; (b) 100X; (c) 200X; (d) 500X; (e) 1000X	341
Figura 4.26 – Curvas tensão-deformação de engenharia obtidas na temperatura ambiente ($T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$) e a baixa temperatura ($T = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$)	343
Figura 4.27 – Análise comparativa entre as curvas $\tilde{\sigma}$ vs. $\tilde{\epsilon}$ experimentais e as curvas $\tilde{\sigma}$ vs. $\tilde{\epsilon}$ numéricas utilizadas nos procedimentos computacionais	346
Figura 4.28 – Curva de transição dúctil-frágil do aço ASTM A572 Grau 50	347
Figura 4.29 – Curvas $P-CMOD$ experimentais referentes ao menor valor de J_c : (a) SE(B); (b) PCVN	349
Figura 4.30 – Curvas $P-CMOD$ experimentais referentes ao maior valor de J_c : (a) SE(B); (b) PCVN	350
Figura 4.31 – Curvas $P-CMOD$ experimentais referentes ao valor de J_c próximo a J_0 : (a) SE(B); (b) PCVN	351
Figura 4.32 – Curvas $P-CMOD$ dos corpos de prova ensaiados na $T = -40$ e $T = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$	355
Figura 4.33 – Distribuições empíricas e teórica-experimentais dos dados de J_c medidos a $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ expressas na forma: (a) exponencial; (b) linearizada	357
Figura 4.34 – Distribuições empíricas e teórica-experimentais dos dados de J_c medidos a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ expressas na forma: (a) exponencial; (b) linearizada	360
Figura 4.35 – Distribuição acumulada de Weibull dos valores de J_c do aço ASTM A572 Grau	

50 referentes às configurações (a) SE(B); (b) PCVN	365
Figura 4.36 – (a) Fractografia do corpo de prova SE(B)_3P_1T_SW4_aW5_CP18 (6,5x); (b) região de transição entre a ponta da pré-trinca por fadiga e o início da fratura obtida por MEV (50x); (c) imagem microscópica dos planos de clivagem (2500x)	369
Figura 4.37 – SE(B)_3P_08T_SW6_aW05_CP07: (a) fractografia da região de transição entre a pré-trinca de fadiga e o início da fratura e (b) microfractografia da região de fratura..	370
Figura 4.38 – SE(B)_4P_08T_SW6_aW05_CP17: (a) fractografia da região de transição entre a pré-trinca de fadiga e o início da fratura e (b) microfractografia da região de fratura..	370
Figura 4.39 – (a) Fractografia do corpo de prova SE(B)_3P_1T_SW4_aW2_CP08 (6,5x); (b) região de transição entre a ponta da pré-trinca por fadiga e o início da fratura obtida por MEV (50x); (c) imagem microscópica dos planos de clivagem (2500x).....	371
Figura 4.40 – (a) Fractografia do corpo de prova PCVN_3P_0,4T_SW4_aW5_CP24 (25x); (b) micrografia dos planos de clivagem (5000x)	372
Figura 4.41 – (a) Fractografia do corpo de prova PCVN_3P_0,4T_SW6_aW5_CP18 (25x); (b) micrografia dos planos de clivagem (5000x)	372
Figura 4.42 – Perfil de medição da frente de trinca pela técnica dos 9 pontos do corpo de prova SE(B)_3P_1T_SW4_aW5_CP16.....	374
Figura 4.43 – CM do aço ASTM A572 Grau 50 obtida a partir de corpos de prova 1T SE(B) ensaiados a -20 °C na configuração padrão.....	376
Figura 4.44 – CM do aço ASTM A572 Grau 50 obtida a partir de corpos de prova 1T SE(B) ensaiados na configuração padrão e nas temperaturas de: (a) -30 °C; (b) -30 °C e -20 °C.....	378
Figura 4.45 – Análise comparativa entre as curvas mestra obtidas a partir da correlação com ensaios CVN e via ensaios de tenacidade à fratura pelos métodos da temperatura única e multitemperatura.....	380
Figura 4.46 – CM do aço ASTM A572 Gr. 50 obtida ensaios a -20 °C na configuração não padronizada 0,8T SE(B) com $S/W = 6$	383
Figura 4.47 – CM do aço ASTM A572 Gr. 50 obtida a partir ensaios a -20 °C na configuração 4 pontos não padronizada 0,8T SE(B) com $S/W = 6$	383
Figura 4.48 – CM do aço ASTM A572 Gr. 50 obtida a partir de ensaios a -20 °C na configuração PCVN convencional	384
Figura 4.49 – CM do aço ASTM A572 Gr. 50 obtida a partir de ensaios a -20 °C na configuração PCVN não convencional PS e SG com $S/W = 6$	385
Figura 4.50 – CM do aço ASTM A572 Gr. 50 obtida a partir de ensaios a -20 °C na configuração PCVN não convencional com $S/W = 8$	385
Figura A.1 – Fator de intensidade de tensão adimensional em função de a/W para o modo de carregamento por flexão em 4 pontos.....	417

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Média e desvio padrão dos resultados de tenacidade à fratura obtidos por L&S [35] a partir de corpos de prova 1T-C(T) para o aço ASTM A471	189
Tabela 2.2 – Análise comparativa entre os resultados dos valores médios de tenacidade à fratura obtidos por L&S [35] a partir de corpos de prova 4T-C(T) para o aço ASTM A471 e os calculados pelo fator de correção	189
Tabela 2.3 – Resumo dos resultados de tenacidade e dos parâmetros da curva mestra	232
Tabela 3.1 – Matriz das análises numéricas	237
Tabela 3.2 – Propriedades constitutivas utilizadas nas análises numéricas por elementos finitos	243
Tabela 3.3 – Composição química especificada em norma do aço baixa liga ASTM A572	256
Tabela 3.4 – Requisitos das propriedades mecânicas do aço baixa liga ASTM A572 Grau 50	262
Tabela 3.5 – Matriz de análise das configurações de corpos de prova utilizadas nos ensaios de tenacidade à fratura	272
Tabela 3.6 – Constantes para a estimativa inicial da temperatura de ensaio de tenacidade à fratura	274
Tabela 4.1 – Coeficientes para o ajuste polinomial da Eq. (4.1a) que define a relação entre os fatores η_J^{CMOD} e a razão a/W para as configurações SE(B) submetidas à flexão em 3 e 4 pontos	312
Tabela 4.2 – Coeficientes para o ajuste polinomial da Eq. (4.1b) que define a relação entre os fatores η_J^{LLD} e a razão a/W para as configurações SE(B) submetidas à flexão em 3 e 4 pontos	312
Tabela 4.3 – Composição química (% em massa) do aço ASTM 572 Grau 50	339
Tabela 4.4 – Estimativa da fração volumétrica de ferrita presente no aço ASTM A572 Grau 50	342
Tabela 4.5 – Propriedades mecânicas do aço ASTM A572	344
Tabela 4.6 – Análise do erro percentual da correção dos valores de σ_{ys} e σ_{uts} para $T = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$	345
Tabela 4.7 – Resultados de tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy do aço A572 Grau 50	346
Tabela 4.8 – Temperaturas auxiliares estimadas pela função de ajuste da curva de transição	348
Tabela 4.9 – Parâmetros das curvas $P-CMOD$ referentes aos menores valores de J_c	352
Tabela 4.10 – Parâmetros das curvas $P-CMOD$ referentes aos maiores valores de J_c	352
Tabela 4.11 – Parâmetros das curvas $P-CMOD$ referentes aos valores de J_c próximos a J_0	353
Tabela 4.12 – Valores experimentais de J_c obtidos a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$	354
Tabela 4.13 – Valores experimentais de J_c obtidos a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$	355
Tabela 4.14 – Parâmetros das curvas $P-CMOD$ dos primeiros ensaios realizados a -40 e $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$	356
Tabela 4.15 – Valores experimentais de J_c obtidos a $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$	356
Tabela 4.16 – Parâmetros da distribuição de $We(J_{min}; J_0; \alpha_J)$, obtidos via MMV e MMQ, referentes aos valores de J_c medidos em $T = -30\text{ }^{\circ}\text{C}$	358

Tabela 4.17 – Valores experimentais de J_c obtidos a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$	359
Tabela 4.18 – Parâmetros da distribuição de $We(J_{min}; J_0; \alpha_J)$, obtidos via MMV e MMQ, referentes aos valores de J_c medidos em $T = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$	360
Tabela 4.19 – Valores de J_c medidos a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ a partir de corpos de prova SE(B) submetidos a diferentes configurações de ensaios	362
Tabela 4.20 – Valores de J_c medidos a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ a partir de corpos de prova PCVN submetidos a diferentes configurações de ensaios	363
Tabela 4.21 – Estimativas pelo MMV da tenacidade característica das distribuições dos valores de J_c obtidos em cada configuração de ensaio a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$	368
Tabela 4.22 – Estimativas pelo MMV da tenacidade característica das distribuições dos valores de K_{Jc} obtidos em cada configuração de ensaio a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$	382

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AIEA	:	Agência Internacional de Energia Atômica
ARBL	:	Alta Resistência e Baixa Liga
ART	:	<i>Adjusted Reference Temperature</i>
ASM	:	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	:	<i>American Society for Testing and Materials</i>
A&S	:	Anderson e Stienstra
BL	:	<i>Boundary Layer</i>
B&L	:	Begley e Landes
BWI	:	<i>British Welding Institute</i>
BWR	:	<i>Boiling Water Reactor</i>
CBB	:	<i>Cracked Bend Bar</i>
CCC	:	Cúbica de Corpo de Centrado
CCP	:	<i>Center Cracked Panel</i>
CCS	:	<i>Carbono Capture and Storage</i> <i>Carbon Capture and Sequestration</i> <i>Carbon Control and Sequestration</i>
CCT	:	<i>Center Cracked Tension</i>
CM	:	Curva Mestra
CMOD	:	<i>Crack Mounth Opening Displacement</i>
COD	:	<i>Crack Opening Displacement</i>
C(T)	:	<i>Compact-Tension</i>
CTOD	:	<i>Crack Tip Opening Displacement</i>
DC(T)	:	<i>Disk-Shaped Compact Tension</i>
DENT	:	<i>Double Edge Notch Tension</i>
D.T.O.S.	:	Demais Termos de Ordem Superior
DWTT	:	<i>Drop Weight Tear Test</i>
ECA	:	<i>Engineering Critical Assessment</i>
ECVN	:	Ensaio de Tenacidade ao Entalhe em V por Impacto Charpy
EOL	:	<i>End of License</i>
EOLE	:	<i>End of License Extension</i>
EOR	:	<i>Enhanced Oil Recovery</i>
EPD	:	Estado Plano de Deformação
EPT	:	Estado Plano de Tensão
FAD	:	<i>Failure Assessment Diagram</i>
FFP	:	<i>Fitness for Purpose</i>

FFS	:	<i>Fitness for Service</i>
FIN	:	Fragilização por Irradiação Neutrônica
HRR	:	<i>Hutchinson – Rice – Rosengren</i>
HSLA	:	<i>High Strength Low Alloy Steel</i>
HSSI	:	<i>Heavy-Section Steel Irradiation</i>
IAEA	:	<i>International Atomic Energy Agency</i>
LGC	:	<i>Large Geometry Change</i>
LLD	:	<i>Load Line Displacement</i>
LOCA	:	<i>Loss of Coolant Accident</i>
LSE	:	<i>Lower Shelf Energy</i>
LSY	:	<i>Large Scale Yielding</i>
L&S	:	Landes e Shaffer
MBL	:	<i>Modified Boundary Layer</i>
MCM	:	Metodologia da Curva Mestra
MEF	:	Método dos Elementos Finitos
MFB	:	Mecânica da Fratura Biparamétrica
MFEL	:	Mecânica da Fratura Elástica-Linear
MFEP	:	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
MFM	:	Mecânica da Fratura Monoparamétrica
MMV	:	Método da Máxima Verossimilhança
M(T)	:	<i>Middle Tension (American Standards)</i>
M&P	:	McMeeking e Parks
NIH	:	<i>Neutron Irradiation Hardening</i>
NRL	:	<i>Naval Research Laboratory</i>
ORNL	:	<i>Oak Ridge National Laboratory</i>
O&S	:	<i>O’Dowd e Shih</i>
PCVN	:	<i>Precracked Charpy V-Notch</i>
PIE	:	Patamar Inferior de Energia
PS	:	<i>Plane Sided</i>
PSE	:	Patamar Superior de Energia
PTS	:	<i>Pressurized Thermal Shock</i>
PVRC	:	<i>Pressure Vessel Research Committee</i>
PWR	:	<i>Pressurized Water Reactor</i>
RITDF	:	Região Inferior da Transição Dúctil-Frágil
RKR	:	<i>Ritchie – Knott – Rice</i>
RSTDF	:	Região Superior da Transição Dúctil-Frágil
RTDF	:	Região de Transição Dúctil-Frágil

RTNDT	:	<i>Reference Temperature for Nil-Ductile Transition</i>
R&O	:	<i>Ramberg e Osgood</i>
SE(B)	:	<i>Single-Edge Notched Bend (American Standards)</i>
SENB	:	<i>Single-Edge Notched Bend (British Standards)</i>
SENT	:	<i>Single-Edge Notched Tension (British Standards)</i>
SE(T)	:	<i>Single-Edge Notched Tension (American Standards)</i>
SG	:	<i>Side Grooved</i>
SGC	:	<i>Small Geometry Change</i>
SLF	:	<i>Slip Line Field</i>
SSY	:	<i>Small Scale Yielding</i>
S&G	:	Shih e German
S&T	:	Sumpter e Turner
TCC	:	Tetragonal de Corpo Centrado
TCLD	:	Teoria do Campo de Linhas de Deslizamento
TDP	:	Teoria da Deformação Plástica
TIP	:	Teoria Incremental da Plasticidade
TL	:	Transversal-Longitudinal
USE	:	<i>Upper Shelf Energy</i>
VPR	:	Vaso de Pressão de Reator
WST	:	<i>Wallin – Saario – Törrönen</i>
ZPF	:	Zona de Processo de Fratura
ZPFF	:	Zona de Processo de Fratura Frágil

LISTA DE SÍMBOLOS

a	:	comprimento da trinca (comumente expressa por uma medida nominal)
a_c	:	tamanho crítico da microtrinca de Griffith
a_{eff}	:	comprimento efetivo da trinca (correção de Irwin)
a_f	:	comprimento final da trinca (medida real após crescimento de trinca)
a_{fi}	:	medida de a_f em um ponto específico da frente de trinca
a_o	:	comprimento inicial ou original da trinca (medida real)
a_{oi}	:	medida de a_o em um ponto específico da frente de trinca
a/W	:	comprimento normalizado da trinca (representa a profundidade relativa da trinca)
A	:	área em torno da trinca delimitada por um contorno de integração Γ
$\mathcal{A}$	:	área da trinca
A_e	:	área elástica definida sob a curva carga-deslocamento
A_e^k	:	área elástica definida sob a curva carga-deslocamento referente ao k -ésimo nível de carregamento
A_{ij}	:	termo genérico de ordem superior da expansão assintótica da solução elástica-linear do campo de tensões
A_p	:	área plástica definida sob a curva carga-deslocamento
A_p^{CMOD}	:	área plástica sob a curva P - $CMOD$
A_p^k	:	área plástica definida sob a curva carga-deslocamento referente ao k -ésimo nível de carregamento
$A_p^{k(CMOD)}$	:	área plástica sob a curva $CMOD$ definida no k -ésimo nível de carregamento
A_p^{LLD}	:	área plástica sob a curva P - LLD
$A_p^{k(LLD)}$	:	área plástica em termos de LLD no k -ésimo nível de carregamento
A_t	:	área total definida sob a curva carga-deslocamento
A_t^k	:	área total definida sob a curva carga-deslocamento referente ao k -ésimo nível de carregamento
A_2	:	parâmetro de restrição (teoria J - A_2) que mede a amplitude dos termos de ordem superior da expansão assintótica da solução elasto-plástica do campo de tensões
A^*	:	área de um campo de deformação bidimensional delimitada por Γ^*
Al_t	:	alongamento total da região útil obtido no ensaio de tração uniaxial
ART	:	temperatura de referência ajustada após o dano por irradiação
ART_{NDT}	:	valor de ART baseado na temperatura de transição para ductilidade nula obtida

		por ensaio de queda livre de peso
ART_{T_0}	:	valor de ART baseado na temperatura de referência obtida pela curva mestra
<hr/>		
b	:	comprimento nominal do ligamento remanescente da trinca (definido por $b = W - a$)
b_o	:	comprimento real do ligamento remanescente da trinca (definido por $b_o = W - a_o$)
B	:	espessura nominal do componente (e.g., corpo de prova, placa infinita)
B_e	:	espessura efetiva usada no cálculo da flexibilidade experimental (vide definição de C_o)
B_{eff}	:	espessura efetiva determinada pelos mapas de contornos das tensões principais máximas (vide definição de σ_1)
B_{ij}	:	termo genérico de ordem superior da expansão assintótica da solução elástica-linear do campo de tensões (vide definição de B_{ij})
$B_{(nT)}$	:	espessura cuja medida nominal é diferente de 1 polegada
B_N	:	espessura líquida do componente (determinada a partir da distância entre as raízes dos entalhes laterais – <i>side grooves</i>)
$B_{(1T)}$	:	espessura cuja medida nominal equivale a 1 polegada
<hr/>		
c	:	número de dados de tenacidade à fratura censurados ($c = N - r$)
C	:	flexibilidade elástica de um componente trincado (inverso da rigidez elástica, $C = 1/k$)
$\mathcal{C}$	:	constante estabelecida pela correlação entre a $T_{0(CVN)}$ e a T_{CVN} e cujo valor depende da espessura do corpo de prova
C_{ij}	:	termo genérico de ordem superior da expansão assintótica da solução elástica-linear do campo de tensões (vide definições de A_{ij} e B_{ij})
C_n	:	fator de restrição plástica usado no cálculo da carga limite P_0
C_o	:	flexibilidade elástica experimental dada em função do comprimento real da trinca a_o
C_0	:	constante de integração representativa da flexibilidade elástica de um componente isento de trinca
CF	:	fator químico baseado nos teores percentuais de Cu e Ni
CF_{41J}	:	fator químico baseado nos valores de ΔT_{CVN}^{41J} e $FF_{(i)}$

$CMOD$	:	deslocamento da abertura da boca da trinca
COD	:	deslocamento da abertura da trinca
$CTOD$	:	medida física do deslocamento da abertura da ponta da trinca (usada como parâmetro de tenacidade à fratura)
$CTOD_c$	:	valor crítico do parâmetro $CTOD$ medido no ponto de instabilidade da trinca (vide definição de δ_c)

d_c	:	distância característica à frente da trinca dada em termos do diâmetro médio ($\emptyset$) dos grãos do material
d_n	:	constante adimensional dependente do encruamento e que relaciona a integral J ao parâmetro $CTOD$
ds	:	comprimento de arco elementar sobre Γ
D	:	distância interna entre os roletes de aplicação da carga nos ensaios de flexão em 4 pontos sendo definida por $D = S/2$
$\mathcal{D}$	:	comprimento da região de solitação (e.g., $\mathcal{D} = span$ no caso da flexão por 3 pontos) usado no cálculo da carga limite P_0
$D.T.O.S.$	:	termos de ordem superior da expansão assintótica da solução elasto-plástica do campo de tensões

$\vec{e}_1; \vec{e}_2$	:	vetores básicos canônicos em $\mathbb{R}^2$
E	:	módulo de elasticidade longitudinal (módulo de Young)
E'	:	módulo de elasticidade longitudinal cujo valor depende do estado de tensão (EPD ou EPT)
E_{CVN}	:	quantidade de energia absorvida no ECVN

f	:	nível de fluência neutrônica
f_i	:	nível de fluência neutrônica medido na superfície interna da i -ésima cápsula de monitoramento
f_{ij}	:	função adimensional dependente das coordenadas r e θ (condição de EPD)
f_{ijk}	:	função adimensional dependente das coordenadas r , θ e z (condição de EPT)
f_{surf}	:	valor calculado da fluência neutrônica na superfície molhada interna do VPR
$f(a/W)$	:	fator de intensidade de tensão adimensional relacionado ao comprimento nominal da trinca

$f(a_o/W)$	:	fator de intensidade de tensão adimensional relacionado ao comprimento original da trinca
$f(x)$	:	função densidade de probabilidade f.d.p. – também representada por p_f (ou p.d.f. do inglês <i>probability density function</i>)
$\mathcal{F}_\eta$	:	função da deformação (dependente do deslocamento plástico Δ_p)
$\hat{F}(J_{ci})$	:	estimador de rank mediano dos valores de J_{ci} (estimador não paramétrico da f.d.a. baseado em falhas ordenadas)
$F(K_{Jc})$	:	f.d.a. dos valores de tenacidade expressos em termos de K_{Jc}
$F(x)$	:	função distribuição de probabilidade acumulada f.d.a. – também representada por P_f (ou c.d.f. do inglês <i>cumulative distribution function</i>)
FE	:	fator de escala
FF	:	fator de fluência
$FF_{(i)}$	:	fator de fluência da i -ésima cápsula de monitoramento

$g(a/W)$	:	função da profundidade relativa da trinca referente ao fator r_p
$g_{3P}(a/W)$	:	função da profundidade relativa da trinca referente ao fator r_p determinado por flexão em 3P
$g_{4P}(a/W)$	:	função da profundidade relativa da trinca referente ao fator r_p determinado por flexão em 4P
$\mathcal{G}$	:	taxa da dissipação de energia de deformação elástica
$\mathcal{G}_c$	:	taxa crítica da dissipação de energia de deformação elástica
$\mathcal{G}_I$	:	taxa da dissipação de energia de deformação elástica associada ao modo I de carregamento
$\mathcal{G}_{Ic}$	:	valor crítico de $\mathcal{G}_I$ (medida da tenacidade à fratura em regime elástico-linear)

h	:	parâmetro de medição de triaxialidade ($h = \sigma_h/\sigma_e$)
h'	:	parâmetro de medição de triaxialidade definido apenas pelas tensões principais (com σ_e definida apenas pelas tensões principais)
$h(n)$	:	função do encruamento referente ao fator r_p
$h_{3P}(n)$	:	função do encruamento referente ao fator r_p determinado por flexão em 3P
$h_{4P}(n)$	:	função do encruamento referente ao fator r_p determinado por flexão em 4P
H_{RO}	:	constante do modelo de R&O (representa o coeficiente de resistência)

$\mathcal{H}_\eta$	:	função da geometria do componente (dependente do comprimento da trinca a/W)
<hr/>		
$[I]$	:	matriz identidade 3x3
I_k	:	integrando da componente k de $\vec{J}$ (J_k , sendo $k = 1,2,3$)
I_n	:	constante adimensional de integração dependente de n e das condições de tensão (EPD ou EPT)
I_1	:	primeiro invariante do tensor tensão $[\sigma_{ij}]$ (ou $I_1 = tr[\sigma_{ij}]$)
<hr/>		
J	:	integral J (integral de linha independente do caminho de integração utilizada como parâmetro de tenacidade à fratura e de intensidade de tensão ao quantificar a amplitude da singularidade elasto-plástica)
$\vec{J}$	:	integral J expressa na forma vetorial
J_c	:	valor crítico da integral J medido no ponto da instabilidade da trinca (tenacidade à fratura frágil medida no ponto de instabilidade da trinca)
$J_{c(mean)}$	:	tenacidade à fratura média da distribuição dos valores de J_c
$J_{c(med)}$	:	tenacidade à fratura mediana da distribuição dos valores de J_c
J_{c_i}	:	i -ésimo valor da tenacidade à fratura (em termos de J) de uma amostra (tenacidade à fratura referente a um dado corpo de prova)
J_c^{max}	:	valor máximo de J_c contido em uma amostra
J_c^{maior}	:	maior valor válido (não censurado) de J_c contido em uma amostra
$J_{c(nT)}$	:	tenacidade à fratura frágil por clivagem correspondente a uma frente de trinca cuja medida é diferente de 1 polegada
$J_{c(1T)}$	:	tenacidade à fratura frágil por clivagem correspondente a uma frente de trinca de 1 polegada
$J_{c(4T)}$	:	tenacidade à fratura frágil por clivagem correspondente a uma frente de trinca de 4 polegadas
J_e	:	componente elástica da integral J
J_e^k	:	componente elástica de J^k
J_{eff}	:	valor efetivo de J
J_{Ic}	:	valor da integral J medido no ponto de iniciação do crescimento estável da trinca (determinado via curva J - R)
J_k	:	componentes de $\vec{J}$

J^k	:	valor numérico da integral J calculado em um k -ésimo nível de carregamento
$J_{k\Gamma_l}$	:	componentes da integral J definida por um dado segmento de contorno de integração
$J_{k\Gamma^*}$	:	componentes da integral J definida por um contorno fechado
J_{lim}	:	máximo valor admissível J_c (para assegurar condições SSY)
J_{limit}	:	valor da integral J que limita a janela de validade da curva J - R
J_{max}	:	máximo valor admissível da integral J utilizado para a determinação da curva J - R (para assegurar a validade da solução HRR)
$J_{\max}$	:	valor máximo de J acima do qual a magnitude do campo de tensões é saturada (vide Ref. [97] para uma melhor compreensão deste conceito)
J_{min}	:	tenacidade à fratura mínima expressa em termos de J (valor abaixo do qual a fratura não ocorre; isto é, $P_f = 0$ para $J_c \leq J_{min}$)
J_p	:	componente plástica da integral J
J_p^k	:	componente plástica de J^k
J_{Qc}	:	valor provisório de J_c
J_u	:	valor de J associado a crescimento estável de trinca superior ao valor subcrítico estabelecido em norma
J_0	:	tenacidade à fratura característica expressa em termos de J
$\hat{J}_0$	:	valor estimado de J_0
$\hat{J}_{0c}$	:	valor de $\hat{J}_0$ baseado no modelo de censura
$\hat{J}_0^{\alpha_J=2}$	:	valor estimado de J_0 para um valor de $\alpha_J = 2$
$\hat{J}_{0c}^{\alpha_J=2}$	:	valor de $\hat{J}_0^{\alpha_J=2}$ baseado no modelo de censura
$J_{0(1T)}$	:	tenacidade à fratura característica correspondente a uma frente de trinca de 1 polegada
$J_{0(4T)}$	:	tenacidade à fratura característica correspondente a uma frente de trinca de 4 polegadas
J_2	:	segundo invariante do tensor tensão deviatório
J - R (J - Δ_a)	:	valor da integral J associado a um dado crescimento estável de trinca (curva de resistência ao crescimento estável de trinca expressa por J)

k	:	rigidez elástica (definida como o inverso da flexibilidade, vide definição de C)
k_2	:	parâmetro que mede a amplitude do segundo termo da expansão assintótica elasto-plástica
K	:	fator de intensidade de tensão elástico-linear

		(medida da amplitude da singularidade elástica-linear)
$\dot{K}$	:	taxa de carregamento em termos do fator de intensidade de tensão K
K_c	:	fator crítico de intensidade de tensão elástico-linear (tenacidade à fratura frágil medida no ponto de instabilidade da trinca)
K_I	:	fator de intensidade de tensão associado ao modo I de carregamento
K_{Ia}	:	fator crítico de intensidade de tensão para a estabilização da trinca (tenacidade à fratura medida em condições de deformação plana no ponto de estabilização da trinca)
K_{Ic}	:	fator crítico de intensidade de tensão elástico-linear medido em modo I (tenacidade à fratura frágil medida em condições de deformação plana no ponto de instabilidade da trinca)
K_{Id}	:	fator crítico de intensidade de tensão medido em modo I sob carregamento dinâmico (tenacidade à fratura frágil medida sob altas taxas de carregamento e em condições de deformação plana no ponto de instabilidade da trinca)
K_{Iref}	:	tenacidade à fratura referente a algum procedimento específico para a sua determinação (e.g., K_{Ia} , K_{Ic} ou K_{Id})
K_{IIc}	:	fator crítico de intensidade de tensão elástico-linear medido em modo II
K_{IIIc}	:	fator crítico de intensidade de tensão elástico-linear medido em modo III
K_{IR}	:	fator crítico de referência associado ao menor valor dentre os valores apresentados pelos parâmetros K_{Ic} , K_{Id} e K_{Ia}
K_J	:	fator de intensidade de tensão elasto-plástico
K_{Jc}	:	fator crítico de intensidade de tensão elasto-plástico (tenacidade à fratura frágil medida no ponto de instabilidade da trinca)
$K_{Jc(i)}; K_{Jci}$	:	i -ésimo valor da tenacidade à fratura (em termos de K) de uma amostra (tenacidade à fratura referente a um dado corpo de prova) [Obs.: os termos $K_{Jc(i)}$ e K_{Jci} representam rigorosamente o mesmo parâmetro, apenas possuem uma pequena diferença de simbologia por questões de conveniência]
$K_{Jc(ref)}$	:	tenacidade à fratura referente a algum valor representativo da distribuição de probabilidade [e.g., $K_{Jc(mean)}$, $K_{Jc(med)}$, K_0]
$K_{Jc}^{B(nT)}$	:	valor de K_{Jc} referente a uma frente de trinca cuja dimensão é diferente de 1 polegada
$K_{Jc}^{B(1T)}$	:	valor de K_{Jc} referente a uma frente de trinca cuja dimensão equivale a 1 polegada
K_{Jc}^{cens}	:	valor de K_{Jc} censurado
$K_{Jc(lim)}$	:	valor limite de K_{Jc} (valor que garante a validade de K_{Jc} sob condições SSY)

$K_{J_c}^{maior}$	:	maior valor válido (não censurado) de K_{J_c} contido em uma amostra
$K_{J_c}^{max}$	:	valor máximo de K_{J_c} contido em uma amostra
$K_{J_c(mean)}$	:	tenacidade à fratura média da distribuição dos valores de K_{J_c}
$K_{J_c(med)}$	:	tenacidade à fratura mediana da distribuição dos valores de K_{J_c}
$K_{J_c(P_f)}$	:	valor de K_{J_c} associado a um dado nível de probabilidade acumulada de falha
K_{min}	:	tenacidade à fratura mínima expressa em termos de K (valor abaixo do qual a fratura não ocorre; isto é, $P_f = 0$ para $K_{J_c} \leq K_{min}$)
$K_R (K-\Delta_a)$	:	valor do fator K associado a um dado crescimento estável de trinca (curva de resistência ao crescimento estável de trinca expressa por K)
K_t	:	fator de concentração de tensão
K_0	:	tenacidade à fratura característica expressa em termos de K
$\hat{K}_0$	:	valor estimado de K_0

L	:	função verossimilhança
-----	---	------------------------

m	:	coeficiente de proporcionalidade estabelecido pela relação J vs. δ (também conhecido como fator de restrição plástica adimensional)
m_{3P}	:	coeficiente de proporcionalidade estabelecido pela relação J vs. δ para condições de carregamento por flexão em 3 pontos
m_{4P}	:	coeficiente de proporcionalidade estabelecido pela relação J vs. δ para condições de carregamento por flexão em 4 pontos
M	:	limite de deformação adimensional
$\mathcal{M}$	:	momento fletor aplicado remotamente no ligamento remanescente da trinca
M_o	:	limite de deformação adimensional mensurado em termos de b_o
$\mathcal{M}^p$	:	parâmetro adimensional que mede a quantidade relativa de esforços axiais (modo I) em relação aos esforços cisalhantes (modos II e III)
M_S	:	margem de segurança utilizada na estimativa de ART_{NDT}
$M_S^{T_0}$	:	margem de segurança utilizada na estimativa de ART_{T_0}

n	:	expoente de encruamento do material $1 \leq n \leq \infty$)
$\vec{n}$	:	vetor diretor de comprimento unitário normal à trajetória Γ
$n_j; n_k$	:	componentes do vetor $\vec{n}$ (cossenos diretores do vetor normal à trajetória Γ)

n_{RO}	:	expoente de encruamento do modelo constitutivo elasto-plástico de R&O
N	:	número total de resultados tenacidade à fratura utilizado na estimativa da T_0 [Obs.: o termo N pode também se referir ao tamanho da amostra]
$\mathcal{N}$	:	coeficiente de encruamento do material ($0 \leq \mathcal{N} \leq 1$) (recíproco do expoente de encruamento do modelo de Ramberg & Osgood)

$O(r)$	:	termos de ordem superior da solução elástica-linear do campo de tensões à frente da ponta da trinca
--------	---	---

P	:	carga aplicada no componente [curva P vs. deslocamento (V ou Δ)]
$\mathcal{P}$	:	posição de um ponto material representado pela tripla ordenada em coordenadas cilíndricas (r, θ, z)
P_c	:	carga medida no ponto de instabilidade
P_f	:	probabilidade acumulada de falha
$P_{f,i}$	:	probabilidade acumulada de falha referente a i -ésima posição média da amostra
$P_f(J_c)$	:	probabilidade acumulada de falha para um dado valor de J_c
P_{ij}	:	componentes cartesianas do tensor de tensões (assimétricas) de Piola-Kirchhoff
p^k	:	carga da curva numérica carga-deslocamento no k -ésimo nível de carregamento
P_L	:	carga limite para um comportamento rígido-perfeitamente plástico
P_{nT}	:	f.d.a. um corpo de prova com espessura diferente de 1 polegada
P_0	:	carga limite
P_{1T}	:	f.d.a. um corpo de prova com espessura igual a 1 polegada
$\mathcal{P}_\eta$	:	função da carga P utilizada na obtenção de fatores η_p
PIE	:	patamar inferior de energia da curva de transição dúctil-frágil
PSE	:	patamar superior de energia da curva de transição dúctil-frágil
$P-T$	:	curva pressão-temperatura de operação do VPR
$P(X \leq x)$	:	função de distribuição de probabilidade acumulada (f.d.a.) também representada por $P(x)$

q	:	parâmetro de ajuste da formulação biparamétrica $J-Q$
-----	---	---

q	:	parâmetro de restrição ($q = \sigma_e/\sigma_h = 1/h$)
$Q; Q_m$	:	parâmetro de restrição da teoria biparamétrica J - Q (define a diferença escalar de tensões em relação a um campo de elevada triaxialidade)
<hr/>		
r	:	número de resultados válidos utilizado na estimativa da T_0
r	:	distância do ponto material em relação à frente da ponta da trinca (distância a partir da ponta da trinca)
$\hat{r}$	:	distância normalizada à frente da ponta da trinca [e.g., $r/(J/\sigma_0)$]
r_p	:	fator rotacional plástico utilizado no modelo da rótula plástica
$r_{p_{3P}}$	:	fator rotacional plástico de corpos de prova submetidos à flexão em 3 pontos
$r_{p_{4P}}$	:	fator rotacional plástico de corpos de prova submetidos à flexão em 4 pontos
r_y	:	raio da zona plástica da ponta da trinca
R	:	raio da camada circular do modelo numérico da camada limite (modelo MBL)
R_J	:	zona de dominância da integral J
$R_{nT}(x)$	:	função probabilidade de sobrevivência (<i>s.d.f.</i>) de um corpo de prova com espessura diferente de 1 polegada
R_p	:	raio da zona plastificada na ponta da trinca do modelo MBL
R_{ZPF}	:	zona de processo de fratura
R_{ZPFD}	:	zona de processo de fratura dúctil (ou zona de grandes deformações, R_{ZGD})
R_{ZPFF}	:	zona de processo de fratura frágil
$R_{1T}(x)$	:	função probabilidade de sobrevivência (<i>s.d.f.</i>) de um corpo de prova com espessura igual a 1 polegada
RT_{DBT}	:	temperatura de referência definida previamente por algum critério específico na região de transição dúctil-frágil
RT_{NDT}	:	temperatura referência baseada na temperatura de transição de ductilidade nula
RT_{T_0}	:	temperatura referência baseada na T_0 obtida via curva mestra
<hr/>		
s_{ij}	:	componentes do tensor tensão deviatório
$[s_{ij}]$	:	tensor tensão deviatório

$s_f [K_{Jc(i)}]$: função probabilidade de sobrevivência (*s.d.f.* do inglês *survival distribution function*) associada a um dado valor de tenacidade à fratura frágil por clivagem

S : distância entre os apoios (*span*)

$tr[\sigma_{ij}]$: traço do tensor $[\sigma_{ij}]$ ou matriz diagonal de $[\sigma_{ij}]$

T : temperatura de ensaio; temperatura na ponta da trinca; temperatura da curva pressão-temperatura

$\mathcal{T}$: tensão elástica que atua paralelamente ao plano da trinca (também representada por $\mathcal{T}_{stress}$; $\mathcal{T}_x$)

$\vec{T}$: vetor tensão que define as condições de contorno do carregamento

T_i : componentes do vetor tensão ($\vec{T}$)

T_i : i -ésima temperatura utilizada no procedimento multitemperatura (Obs.: por questões de convenção, o símbolo T_i também é utilizado na expressão da estimativa da T_0 pelo método multitemperatura)

T^* : temperatura de ensaio expressa em graus Fahrenheit

T_{CVN} : temperatura de transição associada uma dada quantidade específica de energia (E_{CVN}) absorvida no ensaio de impacto Charpy

$T_{CVN}^{\tanh 28 J}$: valor da temperatura estimado pela função tangente hiperbólica para uma E_{CVN} equivalente a 28 Joules

$T_{CVN}^{\tanh 41 J}$: valor da temperatura estimado pela função tangente hiperbólica para uma E_{CVN} equivalente a 41 Joules

$T_{CVN}^{28 J}$: temperatura T_{CVN} associada a uma energia E_{CVN} de 28 J

$T_{CVN}^{41 J}; T_{41 J}$: temperatura T_{CVN} associada a uma energia E_{CVN} de 41 J

$T_{CVN}^{68 J}; T_{68 J}$: temperatura T_{CVN} associada a uma energia E_{CVN} de 68 J

$T_{CVN}^{41 J(irr)}$: valor de $T_{CVN}^{41 J}$ do material irradiado

$T_{CVN}^{41 J(n irr)}$: valor de $T_{CVN}^{41 J}$ do material não irradiado

T_{DBT} : temperatura de transição dúctil-frágil

T_{MT} : temperatura no ponto médio da faixa de transição (coeficiente de ajuste da tangente hiperbólica usada no ajuste dos dados E_{CVN})

T_{NDT} : temperatura de transição de ductilidade nula determinada nos ensaios DWTT

T_0 : temperatura de referência fornecida pela curva mestra

		(temperatura em que $K_{Ic(med)} = 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)
$T_{0(CVN)}$	:	temperatura de referência obtida via correlação com ensaios de tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy (ECVN)
$T_0^{(irr)}$	:	T_0 medida a partir de um material irradiado
$T_0^{(n\ irr)}$	:	T_0 medida a partir de um material não irradiado
$T_{0,X}^{est}$	:	T_0 calculada sob condições de carregamento dinâmico (onde o subíndice X representa a taxa em $\text{MPa}\sqrt{\text{m/s}}$)
$T_{0,1}$	:	T_0 calculada em condições de carregamento quase-estático (neste caso, $\dot{K} = 1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$)
T_0^{28J}	:	valor da T_0 obtida via correlação T_{CVN}^{28J}
T_0^{41J}	:	valor da T_0 obtida via correlação T_{CVN}^{41J}
T-L	:	transversal (carregamento da trinca) – longitudinal (propagação da trinca)

$u_i; u_j$	:	componentes do vetor deslocamento
$\hat{u}_i$	:	constante do campo de deslocamento da solução HRR
$\tilde{u}_i$	:	função adimensional de deslocamento dependente de θ e n (solução HRR)
$\tilde{u}_x; \tilde{u}_y$	:	componentes de $\tilde{u}_i$

U	:	energia de deformação total armazenada no componente dada pela soma das componentes U^c e U^{nc}
$\mathcal{U}$	:	energia potencial do sólido (definida pela diferença entre a energia de deformação interna e o trabalho das forças externas)
U^c	:	energia de deformação armazenada no componente com a presença da trinca
U_e	:	parcela elástica da energia de deformação absorvida pelo componente trincado (similar à definição do termo U^{nc})
U^{nc}	:	energia de deformação armazenada no componente sem a presença da trinca
U_p	:	parcela plástica da energia de deformação absorvida pelo componente trincado (similar à definição do termo U^c)

V	:	deslocamento definido em termos do $CMOD$ (curva carga vs. deslocamento da boca da trinca)
-----	---	--

V_e^k	:	componente elástica do <i>CMOD</i> referente ao k -ésimo nível de carregamento
V_p	:	componente plástica do <i>CMOD</i>
V_p^k	:	componente plástica do <i>CMOD</i> referente ao k -ésimo nível de carregamento

W	:	largura do componente
$\mathcal{W}$	:	densidade de energia de deformação
$We(a; b; c)$	:	distribuição de Weibull representada na forma triparamétrica pelos parâmetros de (posição; escala; forma)
$\mathcal{W}_s$	:	trabalho necessário para a criação de novas superfícies de fratura
W/B	:	razão de aspecto da seção transversal do corpo de prova

$x_i; x_k$	:	coordenadas cartesianas
------------	---	-------------------------

Y	:	constante utilizada no cálculo de $M_S^{T_0}$
-----	---	---

z	:	altura das facas “ <i>knife edge</i> ” de fixação do <i>clip gage</i> (medida empregada para a medição do δ_{BS})
z	:	posição em relação à frente de trinca (i.e., posição em relação à espessura do corpo de prova ou componente)

α	:	constante do material (obtida do modelo de Ramberg & Osgood)
α	:	módulo de Weibull (parâmetro de forma da distribuição de Weibull)
α_J	:	módulo de Weibull (parâmetro de forma) da distribuição dos valores de tenacidade expressos em termos de J_c
$\hat{\alpha}_J$	:	valor estimado de α_J
α_K	:	módulo de Weibull (parâmetro de forma) da distribuição dos valores de tenacidade expressos em termos de K_{Jc}

β	:	fator de incerteza na estimativa da T_0 associado ao tamanho da amostra
β	:	parâmetro de biaxialidade dependente da geometria e do modo de

carregamento aplicado à trinca

γ_0	:	deformação de referência definida no ponto de escoamento por cisalhamento
Γ	:	função gama
Γ	:	contorno arbitrário de integração que delimita o domínio de integração do campo de deformação ao redor da ponta da trinca
Γ_l	:	segmentos do contorno Γ de integração
Γ_T	:	porção do contorno Γ sobre a qual as tensões do vetor tensão $\vec{T}$ são Prescritas
Γ_{ZH}	:	função empírica, baseada no parâmetro da taxa de deformação modificada pela temperatura de Zener-Holloman
Γ^*	:	caminho de integração fechado

δ	:	representação simbólica do parâmetro $CTOD$ (vide definição nesta lista)
$\tilde{\delta}$	:	constante adimensional dependente de $\tilde{u}_y$
δ_{BS}	:	parâmetro $CTOD$ calculado pelo modelo da rótula plástica
δ_{BS}^M	:	parâmetro $CTOD$ calculado pelo modelo modificado da rótula plástica
δ_c	:	valor crítico do parâmetro $CTOD$ medido no ponto de instabilidade da trinca (também representado por $CTOD_c$)
δ_e	:	componente elástica do parâmetro $CTOD$ (modelo da rótula plástica)
δ_{ij}	:	delta de Kronecker
δ_{I_c}	:	valor do parâmetro $CTOD$ medido no ponto de iniciação do crescimento estável da trinca
δ_{limit}	:	valor do parâmetro $CTOD$ que limita a janela de validade da curva δ - R
δ_m	:	valor do parâmetro $CTOD$ medido no início do platô de carga máxima
δ_{max}	:	máximo valor admissível do parâmetro $CTOD$ utilizado para a determinação da curva δ - R
δ_{Qc}	:	valor provisório de δ
δ_p	:	componente plástica do parâmetro $CTOD$ (modelo da rótula plástica)
δ_{Qc}	:	valor provisório de δ_c
δ_t	:	parâmetro $CTOD$ medido pelo método da tangente
δ_{tot}^k	:	valor total do $CTOD$ medido numericamente pelo método da rótula plástica no k -ésimo nível de carregamento

δ_u	:	valor crítico do parâmetro <i>CTOD</i> medido no ponto de instabilidade da trinca por clivagem precedido por considerável crescimento subcrítico de trinca (Δa_p)
$\delta-\Delta_a$ ($\delta-R$)	:	valor do parâmetro <i>CTOD</i> associado a um dado crescimento estável de trinca (curva de resistência ao crescimento dúctil de trinca)
δ_{45°	:	parâmetro <i>CTOD</i> medido pelo método da intersecção 45°
δ_{90°	:	parâmetro <i>CTOD</i> medido pelo método da intersecção 90°
$\delta_{90^\circ}^k$	:	parâmetro <i>CTOD</i> medido pelo método da intersecção 90° no k -ésimo nível de carregamento
Δ	:	deslocamento definido em termos do <i>LLD</i> (curva carga vs. deslocamento da linha da carga)
Δ_a	:	quantidade de crescimento de trinca ($\Delta_a = a_f - a_o$)
Δa_c	:	valor limite do crescimento subcrítico de trinca
Δa_e	:	quantidade de crescimento efetivo de trinca medida na curva K_R
Δa_{limit}	:	valor limite do crescimento de trinca nas curvas $J-R$ e $\delta-R$
$\Delta a_{(max)}$	:	máximo valor admissível de crescimento dúctil de trinca na curva $\delta-R$
Δa_p	:	quantidade de crescimento subcrítico de trinca
Δ_i	:	deslocamento específico da curva $P-LLD$
Δ_c	:	deslocamento da linha de carga do componente trincado
Δ_e^k	:	componente elástica deslocamento definido em termos do <i>CMOD</i> referente ao k -ésimo nível de carregamento
Δ_{max}	:	deflexão máxima da viga no ponto de aplicação da força P
Δ_{MT}	:	metade da largura da faixa de transição (coeficiente de ajuste da tangente hiperbólica usada no ajuste dos dados E_{CVN})
Δ_p	:	parcela plástica do deslocamento total da linha de carga
Δ_p^k	:	componente plástica deslocamento definido em termos do <i>CMOD</i> referente ao k -ésimo nível de carregamento
Δ_t	:	deslocamento total da linha de carga (até o ponto de instabilidade)
Δ_0	:	deslocamento da linha de carga do componente isento de trinca
ΔRT_{NDT}	:	variação da temperatura RT_{NDT} devido à irradiação neutrônica
ΔRT_{NDT}^{est}	:	valor estimado de ΔRT_{NDT}
ΔRT_{NDT}^{medido}	:	valor medido de ΔRT_{NDT}
ΔT_{CVN}	:	variação na temperatura de transição Charpy-V
$\Delta T_{CVN}^{41 J}$	:	variação na temperatura de transição associada a uma energia de 41 J
ΔT_0	:	variação na estimativa da T_0 associada a carregamentos dinâmicos

$\bar{\varepsilon}$	:	deformação verdadeira
ε_{ij}	:	componentes do tensor deformação $[\varepsilon_{ij}]$
$\tilde{\varepsilon}_{ij}$	:	função adimensional de deformação dependente de θ e n
ε_{ij}^e	:	componentes elásticas do tensor deformação
ε_{ij}^p	:	componentes plásticas do tensor deformação
ε_t	:	alongamento uniforme obtido no ensaio de tração uniaxial
ε_0	:	deformação de referência
$\mathcal{E}$	:	energia total do sistema definida pelo balanço energético de Griffith

ζ	:	coeficiente de ajuste da curva de tenacidade à fratura referencial (assíntota do patamar inferior da curva de tenacidade à fratura referencial)
---------	---	--

η_e	:	fator elástico adimensional que relaciona o trabalho elástico realizado sobre o componente e a componente elástica da força motriz (essa força motriz pode ser expressa em termos da integral J ou do parâmetro $CTOD$)
η_p	:	fator plástico adimensional que relaciona o trabalho elástico realizado sobre o componente e a componente plástica da força motriz
η_J	:	fator plástico adimensional que relaciona o trabalho plástico realizado sobre o componente e a componente plástica da integral J
η_J^k	:	fator η_J no k -ésimo nível de carregamento em termos de J
$\eta_J^{k(LLD)}$	:	fator η_J^k medido em termos do LLD no k -ésimo nível de carregamento
$\eta_J^{k(CMOD)}$	:	fator η_J^k medido em termos do $CMOD$ no k -ésimo nível de carregamento
η_J^{LLD}	:	fator eta plástico usado no cálculo de J a partir da curva P vs. LLD
η_J^{CMOD}	:	fator eta plástico usado no cálculo de J a partir da curva P vs. $CMOD$
$\eta_{SE(B)}^{CMOD}$	:	fator eta plástico usado do cálculo de J para a geometria SE(B)
η_{PCVN}^{CMOD}	:	fator eta plástico usado do cálculo de J para a geometria PCVN

θ	:	ângulo entre o ponto material e o plano da trinca
----------	---	---

κ	:	constante de Kolosov cujo valor depende do estado de tensão (EPD ou EPT)
----------	---	--

λ	:	vetor de parâmetros desconhecidos da $We(a; b; c)$
-----------	---	--

μ	:	módulo de elasticidade transversal (módulo de cisalhamento)
-------	---	---

ν	:	coeficiente de Poisson
-------	---	------------------------

ξ	:	constante dependente do material e que define o formato exponencial da curva de tenacidade referencial
-------	---	--

$\rho; \rho_0$	:	raio de curvatura da ponta da trinca
ϱ	:	fator adimensional que limita a deformação da zona plástica

$\bar{\sigma}$	:	tensão verdadeira uniaxial
σ_e	:	tensão efetiva ou tensão equivalente de von Mises
σ_{exp}	:	contribuição das incertezas experimentais na estimativa da T_0
$\sigma(\bar{E}_{CVN})$	:	desvio padrão dos valores de experimentais de E_{CVN}
σ_{fc}	:	tensão de fratura por clivagem do material (vide modelo RKR)
σ_{flux}	:	tensão de fluxo (também representada por σ_f)
σ_h	:	tensão hidrostática (tensão normal média)
σ_{ij}	:	componentes do tensor tensão $[\sigma_{ij}]$
$[\sigma_{ij}]$	:	tensor tensão
$\tilde{\sigma}_{ij}$	:	componentes das tensões de segunda ordem cujas funções dependem da posição angular e do encruamento (solução HRR)
$\hat{\sigma}_{ij}$	:	componentes das tensões de segunda ordem cujas funções dependem da posição angular e do encruamento (solução HRR expandida)
σ_{ijk}	:	função adimensional dependente das coordenadas cilíndricas (r, θ e z)
σ_I	:	desvio padrão associado às medições de RT_{NDT} e RT_{T_0}
σ_{kk}	:	componentes das tensões principais do tensor tensão $[\sigma_{ij}]$
σ_m	:	tensão normal média

σ_{MC}	:	desvio padrão associado às variações metalúrgicas do material (em termos de variações nos teores % de Cu e Ni)
σ_{T_0}	:	desvio padrão associado à estimativa da T_0
σ_{uts}	:	limite de resistência à tração
σ_{uts}^{RT}	:	valor da resistência à tração na temperatura ambiente
σ_{ys}	:	tensão (ou limite) de resistência ao escoamento
σ_{ys}^{RT}	:	valor da tensão de escoamento na temperatura ambiente
$\sigma_{ys}^{RT \text{ estimado}}$	:	valor estimado da tensão de escoamento na temperatura ambiente
$\sigma_{ys}^{RT \text{ medido}}$	:	valor medido da tensão de escoamento na temperatura ambiente
$\sigma_{ys}^{0,2\%}$	:	limite de resistência ao escoamento definido para um <i>offset</i> de 0,2%
σ_{Δ}	:	desvio padrão associado às medições de ΔRT_{NDT} e ΔRT_{T_0}
σ_0	:	tensão de referência (e.g., σ_{ys} ou σ_{flux})
σ_1	:	tensão principal máxima
σ_{∞}	:	tensão remota (ou tensão global)

τ_0	:	tensão de referência definida no ponto de escoamento por cisalhamento
----------	---	---

Y	:	nível de severidade da propriedade que controla a fratura do sítio nucleador da microtrinca de Griffith
Y_c	:	valor crítico da propriedade que controladora a fratura

φ	:	constante dependente do material
ϕ_e	:	coeficiente angular da região elástica da curva carga-deslocamento
$\varphi(x)$	:	argumento da f.d.a. exponencial
$\emptyset$	:	diâmetro médio dos grãos do material

χ	:	coeficiente de ajuste da curva de tenacidade à fratura referencial (vide definição do coeficiente ζ)
--------	---	--

ψ	:	constante dependente do material e que define o formato exponencial da curva
--------	---	--

		de tenacidade referencial (similar ao coeficiente ξ)
Ψ	:	coeficiente do mapa de tensões ($\sigma_1 \geq \Psi \sigma_{ys}$)
<hr/>		
ω	:	constante dependente do material (similar ao coeficiente φ)
Ω	:	deslocamento angular
Ω_c	:	deslocamento angular do componente trincado (ou parcela plástica de Ω_{total})
Ω_{nc}	:	deslocamento angular do componente sem a presença da trinca (ou parcela elástica de Ω_{total})
Ω_{total}	:	deslocamento angular total ocasionado pelo momento fletor $\mathcal{M}$

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	IX
LISTA DE TABELAS.....	XVI
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....	XVIII
LISTA DE SÍMBOLOS.....	XXI
1 INTRODUÇÃO	43
1.1 CONTEXTUALIZAÇÃO DO TEMA	43
1.2 JUSTIFICATIVA E MOTIVAÇÃO	51
1.3 OBJETIVO	58
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	59
2.1 PRINCÍPIOS DA MECÂNICA DA FRATURA MONOPARAMÉTRICA	59
2.1.1 Critério de fratura elástico-linear baseado no fator K	61
2.1.2 Critério de fratura elasto-plástico baseado na integral J	66
2.1.2.1 Fundamentação teórica da integral J	67
2.1.2.2 A integral J e a taxa de dissipação de energia	78
2.1.2.3 A integral J e a solução de referência HRR.....	83
2.1.3 Critério de fratura elasto-plástico baseado no parâmetro δ	94
2.1.3.1 Definição analítica do parâmetro $CTOD$	96
2.1.3.2 Definição geométrica do parâmetro $CTOD$	101
2.1.3.3 Definição experimental do parâmetro $CTOD$	105
2.1.3.4 Relação J - δ e a solução HRR	109
2.2 PRINCÍPIOS DA MECÂNICA DA FRATURA BIPARAMÉTRICA	112
2.2.1 Fenômeno da perda de restrição plástica à frente da ponta da trinca	116
2.2.2 Soluções de referência baseadas nos modelos BL e MBL.....	119
2.2.3 Formulação biparamétrica J - Q dos campos de tensões	131
2.2.4 Limite de deformação e a região de dominância HRR	139
2.3 AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL DA INTEGRAL J	151
2.3.1 Método multiespécime.....	152
2.3.2 Método do corpo de prova único.....	154
2.3.3 Metodologia baseada no fator η	160

2.4 ABORDAGEM ESTATÍSTICA DA TENACIDADE À FRATURA NA RTDF	169
2.4.1 Região de transição dúctil-frágil em aços ferríticos (RTDF).....	171
2.4.2 Micromecanismo da fratura frágil transgranular por clivagem.....	177
2.4.3 Metodologias aplicadas à distribuição de tenacidade à fratura	184
2.5 CURVAS DE TENACIDADE À FRATURA REFERENCIAIS	193
2.5.1 Temperatura de referência no contexto dos programas de monitoramento .	198
2.5.2 Curvas de tenacidade à fratura referenciais	204
2.5.3 Aspectos teóricos e empíricos da curva mestra (ASTM E1921).....	213
2.5.4 Fatores que influem no valor da T_0	226
3 PROCEDIMENTO NUMÉRICO-EXPERIMENTAL	234
3.1 MÉTODOS COMPUTACIONAIS	234
3.1.1 Matriz de análise numérica	235
3.1.2 Modelagem dos corpos de prova pelo método dos elementos finitos.....	237
3.1.3 Modelo constitutivo elasto-plástico	242
3.1.4 Determinação numérica da integral J	244
3.1.5 Determinação das trajetórias J - Q	246
3.1.6 Determinação dos fatores η plásticos derivados de $CMOD$ e LLD	248
3.1.7 Determinação do parâmetro adimensional m da relação J - $CTOD$	251
3.1.8 Determinação do fator rotacional plástico r_p	253
3.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS	256
3.2.1 Material	256
3.2.2 Caracterização metalúrgica.....	257
3.2.2.1 Determinação da composição química.....	257
3.2.2.2 Análise metalográfica.....	257
3.2.3 Caracterização mecânica	259
3.2.3.1 Ensaio de tração.....	259
3.2.3.2 Ensaio de tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy	266
3.2.4 Caracterização da tenacidade à fratura na RTDF	270
3.2.4.1 Determinação experimental das curvas P - $CMOD$	275
3.2.4.2 Medição experimental da integral J na RTDF.....	276
3.2.4.3 Determinação da distribuição dos valores de tenacidade à fratura.....	279
3.2.4.4 Caracterização fractográfica e medição da frente de trinca.....	285

3.2.4.5 Determinação da temperatura de referência e da curva mestra	287
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES	292
4.1 RESULTADOS NUMÉRICOS	292
4.1.1 Efeitos geométricos e de carregamento sobre as trajetórias <i>J-Q</i>	293
4.1.2 Fatores η plásticos derivados de <i>CMOD</i> e <i>LLD</i>	304
4.1.3 Relação <i>J-δ</i>	313
4.1.4 Fatores rotacionais plásticos	329
4.2 RESULTADOS EXPERIMENTAIS	339
4.2.1 Análise de composição química	339
4.2.2 Análise microestrutural	340
4.2.3 Análise das propriedades mecânicas de tração	343
4.2.4 Análise da tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy	346
4.2.5 Análise das curvas experimentais <i>P-CMOD</i>	348
4.2.6 Análise da distribuição de tenacidade à fratura frágil	353
4.2.7 Análise fractográfica e da medição da frente de trinca	368
4.2.8 Análise da temperatura de referência e da curva mestra	375
5 CONSIDERAÇÕES FINAIS E CONCLUSÕES	386
5.1 PRODUÇÕES CIENTÍFICAS	392
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	393
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	394
APÊNDICE A – Soluções do Fator de Intensidade de Tensões para Corpos de Prova	
SE(B) Flexionados em 4 Pontos	416

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONTEXTUALIZAÇÃO DO TEMA

A partir da Revolução Industrial, sobretudo a partir do desenvolvimento de novos métodos de fabricação de aço, houve uma grande disponibilidade desse material de engenharia, resultando, conseqüentemente, na concepção de inúmeros projetos estruturais (e.g., Tower Bridge em Londres) [1]. Um dos grandes pilares da Revolução Industrial foi justamente a produção de aço em larga escala a partir da introdução do processo Bessemer em 1856 (nome dado em homenagem ao seu inventor, *Sir Henry Bessemer*) [2]. No entanto, devido a essa nova filosofia de projeto baseada no uso intensivo do aço, já em 1879, havia relatos intrigantes sobre a ocorrência de propagação frágil de trincas nas estruturas de engenharia projetadas àquela época [3].

A fratura frágil é um modo de falha frequentemente associado a eventos catastróficos os quais, em sua grande maioria, são acompanhados de conseqüências indesejáveis, em termos de perdas humanas e severos danos ambientais, e que pode ocorrer em todos os tipos de estrutura de engenharia, tais como tanques de armazenamento, vasos de pressão, dutos, navios, pontes, etc. A ocorrência da fratura frágil em aços estruturais, sobretudo a governada pelo micromecanismo de clivagem (i.e., fratura frágil do tipo transgranular em que a trinca se propaga através dos grãos devido à separação, normal ao plano da tensão e com baixa dissipação de energia, de planos cristalográficos específicos, denominados de planos de clivagem), é geralmente caracterizada pelo modo repentino da propagação da trinca, com ausência de indícios de deformação plástica macroscópica e pouca microdeformação precedente à fratura [1,4,5]. Essa propagação desencadeada pela clivagem caracteriza-se por ocorrer a velocidades extremamente altas, podendo atingir velocidades da ordem de 7.000 pés/segundo (≈ 7.700 km/h) nos aços estruturais [5]. Esse comportamento à fratura, principalmente em aços estruturais ferríticos na região de transição dúctil-frágil (RTDF), representa um dos modos de falha mais graves, uma vez que a instabilidade local na ponta de um defeito do tipo trinca (i.e., a partir de uma descontinuidade estrutural que devido ao seu tamanho, forma, orientação e localização não é tolerável perante a Seção XI do código ASME [6]) pode resultar em falhas estruturais bruscas sob baixas tensões acompanhadas de pouca deformação plástica [1,7]. Diante desse cenário, deve-se evitar a todo custo a fratura frágil, uma vez que a sua ocorrência é de natureza imprevisível e pode acarretar graves conseqüências.

Mesmo após um grande avanço tecnológico na produção de aços estruturais, inúmeros eventos catastróficos ocasionados por fraturas frágeis foram relatados detalhadamente na literatura (e.g., fratura ao meio do navio Esso Manhattan em 1943, ruptura de um vaso de pressão durante teste hidrostático em uma planta de produção de amônia em 1965, etc.) [4,8,9]. Além de provocarem perdas humanas e prejuízos econômicos de grandes proporções, inclusive severos danos ambientais, a possibilidade de ocorrência desses eventos gerava certa preocupação desde os primeiros relatos históricos, uma vez que as suas origens ainda eram pouco conhecidas, quando não totalmente desconhecidas. Diante desse cenário incompreensível é que surge o interesse e a necessidade de se estudar a ocorrência dos fenômenos de fratura, os quais são frequentemente responsáveis por ocasionar falhas estruturais prematuras em materiais de alta resistência a tensões bem abaixo da especificada em projeto [1]. Na Figura 1.1 está ilustrada uma breve ordem cronológica de alguns dos principais fatos marcantes, assim como de alguns dos mais importantes pesquisadores, que contribuíram definitivamente para a nucleação e consolidação da Mecânica da Fratura como uma ciência investigativa de suma importância na engenharia.

Figura 1.1 - Cronologia histórica de alguns dos principais eventos sobre o fenômeno da fratura

Fonte: Adaptado de Cotterell [7]

Sucessivos estudos, a respeito de falhas estruturais, contribuíram para o avanço da mecânica da fratura como uma ferramenta capaz de quantificar a resistência à fratura e prever o comportamento à fratura de estruturas que contêm defeitos do tipo trinca e que, concomitantemente, estão submetidas a diversos carregamentos de elevada complexidade e magnitude. Um dos maiores objetivos dos pesquisadores, senão o maior deles, era criar modelos representativos das condições fenomenológicas, em sua grande maioria expressos por meio de robustas soluções analíticas, capazes de demonstrar o comportamento dos campos tensoriais (e.g., campo de tensão, deformação e deslocamento) desenvolvidos ao redor desses defeitos. Dessa forma, o comportamento característico desses campos, doravante denominado de singularidade, passou a ser quantificado e caracterizado por meio de parâmetros capazes de medir a força motriz que conduz à fratura e, ao mesmo tempo, prever o comportamento à fratura do material. A partir de então, a resistência à fratura descrita e quantificada por tais parâmetros passou a ser conceitualmente denominada de tenacidade à fratura.

Os primeiros trabalhos a demonstrarem as singularidades teóricas dos campos tensão-deformação e, conseqüentemente, a proporem os primeiros fatores correlatos à amplificação das tensões (e.g., K_t e K) e os parâmetros de tenacidade à fratura (e.g., $\mathcal{G}_c$, K_{Ic} , K_{Ia} e K_{Id}), foram baseados em materiais de comportamento elástico-linear, dando origem à mecânica da fratura elástica-linear (MFEL) [10–14], cujos conceitos elementares são abordados no Capítulo 2. Posteriormente, a evolução tecnológica dos processos metalúrgicos possibilitou o desenvolvimento de aços ainda mais resistentes, porém, ao mesmo tempo, muito mais tenazes em relação aos primeiros aços estruturais. Por conseguinte, o comportamento à fratura dessa nova classe de aços passou a ser mais bem caracterizado por um regime não linear, ocasionando, como resultado, na violação das soluções da MFEL descritivas da singularidade dos campos tensão-deformação. A limitação da MFEL em descrever o comportamento à fratura dos aços mais tenazes motivou o desenvolvimento de novos trabalhos [15,16], os quais passaram a investigar o comportamento à fratura desses aços em regime elasto-plástico, culminando no desenvolvimento de parâmetros elasto-plásticos (e.g., o parâmetro $CTOD$ e a integral J) da mecânica da fratura. Esses novos parâmetros, descritores das condições de fratura em materiais altamente tenazes, passaram a consolidar a chamada mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP) [15,16], cujos fundamentos teóricos também são abordados no Capítulo 2.

À medida que os parâmetros descritores dos processos de fratura iam se consolidando, paralelamente, trabalhos experimentais [17–21] forneciam subsídios ao desenvolvimento e

consolidação dos primeiros procedimentos padronizados de ensaios laboratoriais para medir e avaliar a tenacidade à fratura, por meio de corpos de prova em escala reduzida, dos materiais aplicados em grandes estruturas de engenharia. Nesse contexto, o primeiro procedimento de ensaio padronizado, desenvolvido para determinar a tenacidade à fratura em unidades de $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, foi estabelecido na década de 1970 pela ASTM (*American Society for Testing and Materials*) sob a denominação de ASTM E399-70T e que na sua versão mais atual é designada por ASTM E399-17 [22]. Nesse procedimento, a tenacidade à fratura é determinada a partir do valor crítico do fator de intensidade de tensão (K_{Ic}) medido em condições de deformação plana e sob carregamento quase-estático no ponto de instabilidade da trinca. Para condições de elevada plasticidade (i.e., condições na prática experimental em que se observa uma pronunciada não linearidade nas curvas carga-deslocamento), as primeiras normas desenvolvidas para a determinação experimental da tenacidade à fratura expressa em termos do parâmetro *CTOD* (e.g., δ_c , δ_u e δ_m) e da integral *J* foram estabelecidas, respectivamente, pela BS 5762 (em 1979) e ASTM E813 (em 1981), essa última responsável por fornecer o valor de iniciação do crescimento estável da trinca em termos da integral *J* (J_{Ic}). Desde o período do surgimento dos primeiros procedimentos até os dias atuais, além do estabelecimento de novas normas (e.g., ASTM E561, E1221, E1820, E1290, E1921, etc.), inúmeras foram as modificações¹, tanto no arcabouço metodológico quanto nas designações de tais procedimentos. Para uma análise completa da cronologia evolutiva dos procedimentos experimentais, recomenda-se consultar a revisão de Zhu e Joyce [23].

O desenvolvimento de procedimentos experimentais visa estabelecer uma direta correlação entre as medidas experimentais de tenacidade à fratura (e.g., K_{Ic} , K_{Ia} , J_{Ic} , δ_{Ic} , δ_c , etc.) e o comportamento à fratura das reais estruturas de engenharia em serviço que são, em termos dimensionais, muito maiores em relação aos corpos de prova laboratoriais. No entanto, a validade de tais correlações fica condicionada a determinadas geometrias específicas de corpos de prova de tenacidade e aos critérios dimensionais restritivos impostos aos mesmos [i.e., aos limites paramétricos tais como as medidas nominais do comprimento da trinca (a) espessura (B) e ligamento remanescente (b) do corpo de prova]. Essas geometrias associadas

¹ Inicialmente, os procedimentos da ASTM para a determinação do valor de J_{Ic} e da curva $J-\Delta a$ eram baseados, respectivamente, nas normas E813 e E1152, as quais foram descontinuidades em 1997. A partir de então, ambos os procedimentos passaram a pertencer a uma mesma norma designada por E1737 mas que, no ano seguinte à sua publicação (em 1998), passou a ser renomeada por E1820 mantendo essa designação até os dias atuais.

a tais critérios visam garantir condições que conduzam a uma elevada restrição plástica, responsável por assegurar uma pequena e limitada plasticidade à frente da ponta da trinca sob um estado de elevada triaxialidade de tensão (i.e., assegurar condições SSY, do inglês *Small Scale Yielding*), para uma quantidade otimizada de material. Essas condições devem ser estritamente atendidas para garantir que o valor de tenacidade à fratura medido experimentalmente seja intrinsecamente uma propriedade do material e, dessa forma, independente da geometria e da dimensão da trinca; isto é, do corpo de prova. Portanto, uma vez cumprido esse conjunto de requisitos, pode-se afirmar que o princípio da similitude, o qual é também denominado de similaridade e cujo conceito é abordado no Capítulo 2, é adequadamente satisfeito. Inserido no contexto do presente trabalho, pode-se presumir que, em condições SSY, a tenacidade à fratura frágil (tal como a integral J no ponto de instabilidade, J_c , ou o seu respectivo fator de intensidade de tensão elasto-plástico, K_{Jc}) representa uma propriedade inerente do material de forma que o seu valor é suficientemente eficaz para caracterizar a fratura frágil governada pelo micromecanismo de clivagem, o qual é essencialmente controlado por tensão.

As atuais normas utilizadas na determinação experimental das propriedades de tenacidade à fratura em escala laboratorial (e.g., ASTM E399, E1221, E1820, E1921, etc.) baseiam-se no princípio da similitude para correlacionar os valores de tenacidade à fratura, medidos a partir de pequenos corpos de prova padronizados, ao comportamento à fratura de componentes estruturais de grandes dimensões (i.e., por meio da mecânica da fratura correlativa - MFC). Embora esses corpos de prova possam apresentar diferentes geometrias de trinca padronizadas [e.g., C(T), DC(T), PCVN, SE(B) ou SENB, SE(T) ou SENT, etc.] e, portanto, serem submetidos a diferentes modos de carregamento (e.g., tração ou flexão), as normas especificam, além dos limites paramétricos mencionados anteriormente, limites de validade para as propriedades de tenacidade [e.g., δ_{max} , δ_{limit} , J_{max} , $K_{Jc(limit)}$, $\Delta a_{(max)}$, etc.] a fim de assegurar medidas experimentais independentes de fatores geométricos e de carregamento.

Ainda que as normas estabeleçam limites paramétricos para assegurar valores de tenacidade à fratura independentes do tipo de corpo de prova, estudos experimentais e numéricos têm revelado a influência, ainda que pequena em certos casos, do tipo de geometria do corpo de prova [20,24–26] e de variações dimensionais na geometria, tal como a razão a/W [27–32], sobre os valores de tenacidade à fratura. Embora esses valores devessem ser independentes das geometrias dos corpos de prova padronizados, algumas geometrias [e.g.,

$M(T)$, PCVN, $SE(T)$] desenvolvem níveis relativamente elevados de plasticidade durante a solicitação mecânica e consequente perda de restrição (i.e., relaxamento das tensões) durante o processo de fratura, podendo acarretar na violação da condição de similitude assegurada pela validade do regime SSY. Por esse e outros motivos é que as normas estabelecem, além dos limites paramétricos, limites de validade específicos de acordo com a propriedade de tenacidade à fratura de interesse (e.g., K_{Ic} , K_{Jc} , J_{Ic} , $J-\Delta_a$ etc.) e, portanto, com o modo de fratura predominante (i.e., fratura frágil ou fratura dúctil). Esse limite de validade é comumente expresso em termos de um limite de deformação (M) cujo valor adimensional depende essencialmente do modo de fratura que se pretende analisar. No contexto da fratura frágil por clivagem (e.g., J_c ou K_{Jc}), a norma ASTM E1921-19 [33] define um valor de M igual a 30 visando assegurar a manutenção das condições SSY. Esse valor é utilizado tanto para a geometria C(T) quanto para a geometria SE(B), inclusive para corpos de prova PCVN².

Quando se deseja medir a tenacidade à fratura no ponto de instabilidade por clivagem, as principais normas utilizadas para avaliar tal propriedade (e.g., ASTM E399 e E1921) preconizam o uso de corpos de prova de elevada restrição [e.g., C(T) e SE(B)] e com trincas passantes ao longo da espessura e com razão de aspecto, a/W , da ordem de 0,5. Deve-se ressaltar, todavia, que os defeitos contidos em estruturas de grande porte dificilmente apresentam tais aspectos, sendo frequentemente apresentados sob a forma de trincas rasas e superficiais ($a/W \ll 0,5$) [27–30,34]. Esse é um dos motivos pelos quais nos procedimentos de avaliação de criticidade de defeitos, comumente denominados de avaliação de adequação ao uso (*Fitness For Service* – FFS³), há inúmeras geometrias e dimensões de trincas (e.g., trincas elípticas e rasas) que diferem das trincas retas e profundas tais como as contidas nos corpos de prova padronizados.

O uso inadequado de medidas de tenacidade à fratura obtidas a partir de corpos de prova padronizados, seja pelo desconhecimento (e.g., pouca experiência do usuário), seja por questões operacionais (e.g., máquina de baixa capacidade de carregamento, limitação de material, estruturas de pequenas espessuras de parede, microestruturas específicas de juntas soldadas, etc.), nas análises ECA (do inglês *Engineering Critical Assessment*) de estruturas trincadas que tendem a apresentar condições de baixa restrição plástica à frente da trinca (i.e.,

² A geometria PCVN pode ser definida como um caso especial da geometria SE(B) em que a seção transversal é definida por uma razão de aspecto $W = B$ em vez de uma razão $W = 2B$.

³ O termo avaliação de adequação ao serviço (*Fitness-for-Service/FFS*) também pode ser denotado de avaliação de adequação ao propósito (*Fitness-for-Purpose/FFP*) ou simplesmente de avaliação de defeito (*defect. assessment*).

baixa capacidade de desenvolver um estado de elevada triaxialidade de tensão), tais como as tubulações de paredes finas utilizadas na condução de óleo e gás, pode introduzir excessos de conservadorismo. Nessas situações, as quais costumam ser corriqueiras nas práticas de análise FAD (*Failure Assessment Diagram*), as diferenças associadas aos níveis do estado de triaxialidade apresentam duas implicações contrastantes sobre as avaliações de integridade estrutural. Se por um lado a estrutura pode ser severamente penalizada, uma vez que os valores de tenacidade à fratura oriundos de corpos de prova de elevada restrição plástica tendem a ser subestimados quando comparados às reais condições de tenacidade à fratura de tais estruturas (análise conservadora), por outro se pode afirmar que esses valores atuam a favor da segurança operacional devido ao conservadorismo embutido em tais análises. Inúmeros autores [27–30,34] destacam que os valores de tenacidade à fratura obtidos a partir de corpos de prova de flexão SE(B) com trinca profunda ($0,4 < a/W < 0,8$) caracterizam condições microestruturais e de restrição plástica raramente vivenciadas pela estrutura em serviço. Situações totalmente opostas (i.e., avaliação da criticidade de defeitos em aplicações que envolvem condições de elevada restrição a partir de medidas de tenacidade obtidas por meio de corpos de prova de baixa restrição) também são factíveis. Particularmente na indústria nuclear, as trincas mais comumente encontradas em vasos de pressão são longas e rasas. Joyce e Link [34] exemplificam tal situação ao mencionarem a avaliação do comportamento de trincas típicas (i.e., profundidade e comprimento podem ser da ordem de 50 e 300 mm, respectivamente) em vasos de pressão de reator, os quais possuem espessuras de parede superiores a 200 mm, por meio de curvas $J-\Delta_a$ (também designadas de curvas de resistência $J-R$) obtidas em corpos de prova com espessuras padronizadas (i.e., 25 mm ou menor). A fim de elucidar melhor esses efeitos, no Capítulo 2 são abordados os principais fatores que potencialmente contribuem para as diferenças de restrição e, consequentemente, nos valores de tenacidade à fratura.

Situações mais complexas, como as que envolvem condições de plasticidade em larga escala (LSY, do inglês *Large Scale Yielding*), modo misto de abertura da trinca e diferentes temperaturas, exigem abordagens metodológicas mais robustas que não se limitam somente a condições isotérmicas, escoamento em pequena escala e modo I de deformação da trinca. As medidas da tenacidade à fratura dos aços estruturais ferríticos, particularmente na RTDF, apresentam um caráter estocástico [24,35–40] uma vez que a clivagem é um fenômeno altamente localizado e que exibe uma forte sensibilidade às características nano e microestruturais do material. Nesse caso, mesmo que mantidas todas as variáveis e condições de ensaio inalteradas (i.e., geometria e tamanho do corpo de prova, temperatura de ensaio,

modo de carregamento, etc.), a heterogeneidade, ou distribuição aleatória das características locais (e.g., natureza, orientação e dimensão das partículas de segunda fase e de inclusões que atuam como sítios precursores da nucleação das microtrincas de Griffith), do material promove uma elevada dispersão nos valores de tenacidade à fratura por clivagem, os quais são compreendidos em uma extensa faixa. Portanto, torna-se difícil estabelecer precisamente um valor característico da tenacidade à fratura que possa ser utilizado nos procedimentos de avaliação de criticidade de defeitos presentes em componentes estruturais. Devido à essa complexidade, torna-se inevitável o uso de abordagem metodológica mais robusta a qual deve ser fundamentada em aspectos micromecânicos associados a fenômenos estocásticos.

Deve-se ressaltar que o uso de medidas acuradas de tenacidade à fratura é de suma importância nos códigos de projeto e construção de componentes estruturais (e.g., código ASME referente às Seções I, III, IV, VIII e XII), bem como nos procedimentos de avaliação de criticidade de defeitos e nos programas de monitoramento, a fim de assegurar níveis aceitáveis de segurança não somente em condições normais, mas também em condições emergenciais de operação.

Com base nessa contextualização, o objetivo central das rotinas experimentais, as quais são complementadas e sustentadas por análises numéricas, consiste no desenvolvimento de procedimentos de avaliação de tenacidade capazes de mitigar os efeitos de geometria e de carregamento e, assim, fornecer valores de tenacidade à fratura que sejam inerentes exclusivamente das propriedades do material (e.g., capacidade de encruamento, tipo microestrutura, tamanho de grão, etc.). Dessa forma, é possível obter valores experimentais de tenacidade à fratura mais precisos e, ao mesmo tempo, mais representativos do real valor de tenacidade à fratura da estrutura de engenharia. Além disso, contribui-se decisivamente para a acurácia e, ao mesmo tempo, redução do excesso de conservadorismo dos principais procedimentos de adequação ao uso, tais como as rotinas da API 579, BS 7910 (antiga PD 6493), R6 e SINTAP/NE/007 (*Structural Integrity Assessment Procedures for European Industry*). O excesso de conservadorismo, embora necessário em determinadas situações, às vezes, penaliza severamente as estruturas durante as tomadas de decisão sobre processos de reparo, paradas de manutenção e programas de extensão da vida projetada de operação desses equipamentos. Portanto, o uso de dados mais confiáveis de tenacidade à fratura permite uma análise de integridade estrutural mais racional, o que impacta diretamente em uma maior segurança operacional e, dependendo da situação, em uma significativa redução nos custos associados a determinadas tomadas de decisão.

1.2 JUSTIFICATIVA E MOTIVAÇÃO

Medidas acuradas e confiáveis de tenacidade à fratura são cada vez mais essenciais nos códigos de projeto e de construção de componentes de grande responsabilidade estrutural (e.g., vasos de pressão, sistemas de dutos, sistemas de ancoragem de plataformas *offshore*, etc.), assim como nos procedimentos de avaliação de criticidade de defeitos e nos programas de monitoramento, a fim de assegurar níveis aceitáveis de segurança em condições normais e emergenciais de operação.

Os atuais procedimentos de avaliação de criticidade de defeitos empregam medidas macroscópicas de tenacidade à fratura frágil por clivagem, obtidas a partir de corpos de prova laboratoriais de pequenas dimensões, visando correlacionar tais medidas ao comportamento à fratura das estruturas de engenharia de elevado porte (i.e., por meio da MFC). Essas medidas são comumente expressas por meio da integral J calculada experimentalmente no ponto de instabilidade (J_c) da curva carga vs. deslocamento, ou por meio do deslocamento crítico da abertura da ponta da trinca no ponto de instabilidade (CTOD – *Crack Tip Opening Displacement*) (usualmente representado por $CTOD_c$ ou δ_c), e são obtidas a partir de corpos de prova de elevada restrição plástica que possuem trincas profundas ($a/W \geq 0,5$) e passantes ao longo da espessura. Particularmente, corpos de prova padronizados pré-trincados por fadiga do tipo barra submetido à flexão simples (3 pontos) [SENB – *Single-Edge Notched Bend*, também denominado por SE(B)] e do tipo compacto submetido à tração [C(T) – *Compact Tension*] são, rotineiramente, empregados em ensaios que visam avaliar a tenacidade à fratura frágil na RTDF de aços estruturais ferríticos. Conforme já mencionado na Seção 1.1, deve ser enfatizado que a validade de tais medidas de tenacidade fica condicionada ao cumprimento dos limites paramétricos. O atendimento dessa exigência é para assegurar que condições de elevada triaxialidade associadas a uma pequena zona plástica à frente da ponta da trinca, semelhantes àquelas da condição SSY, sejam mantidas sobre escalas de tamanho microestruturalmente significativas [i.e., de forma que a dimensão da zona de processo de fratura (ZPF) seja da ordem de alguns CTODs à frente da ponta da trinca] de modo que a singularidade dos campos tensão-deformação possa ser univocamente descrita e quantificada pelos parâmetros da mecânica da fratura. No entanto, pesquisas anteriores [32,41–46] mostram efeitos potencialmente significativos da geometria e do modo de carregamento (flexão vs. tração) sobre os valores de J_c (ou, de forma equivalente, sobre os valores de δ_c e K_{Jc}) medidos na RTFD de aços ferríticos.

De forma similar às medidas de tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy, as medidas de tenacidade à fratura são fortemente sensíveis às variações de temperatura. Em baixas temperaturas a fratura ocorre essencialmente por clivagem (fratura controlada por tensão), enquanto em altas temperaturas a fratura ocorre por rasgamento dúctil (fratura controlada por deformação) e, em ambos os patamares de energia, a dispersão dos dados de tenacidade à fratura é relativamente baixa. Já a RTDF apresenta um comportamento intermediário, em que a instabilidade da trinca por clivagem pode ser precedida ou não por crescimento dúctil de trinca. Desse modo, o comportamento à fratura dos aços estruturais ferríticos solicitados na RTDF é difícil de ser previsto, uma vez que o micromecanismo de fratura nessa região está fortemente associado a fenômenos probabilísticos. Portanto, é praticamente impossível avaliar a tenacidade à fratura por meio de abordagens puramente determinísticas.

Ao contrário dos patamares inferior e superior de energia, na RTDF há uma elevada dispersão dos dados de tenacidade à fratura. Particularmente na região inferior da transição dúctil-frágil (RITDF), os dados de tenacidade à fratura frágil por clivagem raramente são precedidos por crescimento subcrítico de trinca e tendem a apresentar um acentuado espalhamento. Essa elevada dispersão está relacionada à natureza probabilística do micromecanismo de clivagem governado pelas etapas de nucleação e propagação de microtrincas. Essas microtrincas são nucleadas preferencialmente a partir de partículas, as quais no presente contexto atuam como elos frágeis, dispersas em contornos de grão da microestrutura ferrítica-perlítica. Devido a esse micromecanismo, os valores de tenacidade à fratura na RITDF são fortemente afetados pela dimensão e geometria do corpo de prova. Neste caso, quanto maior o volume de material à frente de uma trinca, maior é a probabilidade da ZPF recrutar um elo fraco (e.g., partículas de segunda fase e inclusões não metálicas) e, portanto, menor tende a ser a medida de tenacidade à fratura. Dessa forma, é comum observar que menores frentes de trinca (i.e., corpos de prova de pequenas espessuras) tendem a apresentar maiores dispersões e maiores valores médios de tenacidade (seja a tenacidade à fratura média, seja a tenacidade à fratura mediana). A consequência disso é mais bem refletida sobre as distribuições de probabilidade dos dados de tenacidade à fratura, de forma que o aumento da espessura do corpo de prova tende a deslocar tais distribuições para a esquerda (i.e., no sentido de diminuir os valores médios de tenacidade). Essas observações são abordadas com maior nível de detalhamento na Seção 2.4.3.

A fim de caracterizar a tenacidade à fratura na RTDF levando-se em conta a alta dispersão e os efeitos dimensionais dos corpos de prova sobre os valores de tenacidade, foi

desenvolvida a metodologia da curva mestra (MCM) que permite descrever a variação da tenacidade à fratura mediana em função da variação da temperatura na RTDF. Ademais, essa metodologia permite estimar uma temperatura de referência, convencionalmente simbolizada por T_0 , a qual é conceitualmente definida como a temperatura em que a tenacidade à fratura mediana, expressa em termos K_{Jc} e obtida a partir de uma amostra de corpos de prova com 1 polegada de espessura [$B_{(1T)} = 25,4 \text{ mm}$], equivale a $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ [$K_{Jc(\text{med})} = 100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$].

A MCM é normatizada pela ASTM E1921-19 [33] que preconiza o uso de corpos de prova de elevada restrição plástica cujos valores de tenacidade, inicialmente determinados em unidades de kJ/m^2 (i.e., em termos de J_c), são devidamente convertidos para unidades de $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ (i.e., em termos de K_{Jc}). Essa metodologia é fundamentada na distribuição de Weibull, em sua forma triparamétrica, a qual é capaz de descrever relativamente bem a elevada dispersão dos dados de tenacidade à fratura medidos na RTDF. Além disso, a distribuição de Weibull triparamétrica permite escalar os valores de tenacidade obtidos a partir de corpos de prova de diferentes espessuras [i.e., $B_{(nT)} \neq B_{(1T)}$] para o seu correspondente valor associado à espessura padrão de 1 polegada ao incorporar a teoria do elo mais fraco em sua formulação, conforme discutido detalhadamente nas Seções 2.4.3 e 2.5.3.

Paralelamente ao desenvolvimento da MCM, surgiu um grande interesse por parte da indústria e que gradativamente vem evoluindo até os dias atuais, particularmente do setor energético, pelo uso de corpos de prova reduzidos [i.e., $B_{(nT)} < B_{(1T)}$] para medir a tenacidade à fratura na RTDF de aços estruturais ferríticos. Um caso prático e de grande interesse tecnológico está relacionado à avaliação da integridade estrutural de vasos de pressão aplicados em reatores nucleares para a geração de energia elétrica (VPR – Vaso de Pressão de Reator). Neste caso, o interesse da indústria nuclear está voltado para o uso de corpos de prova PCVN (do inglês, *Precracked Charpy V-Notch*), que nada mais são do que corpos de prova Charpy contendo uma pré-trinca nucleada por fadiga, para avaliar os efeitos da fragilização por irradiação neutrônica (FIN) sobre a integridade estrutural dos VPRs. Nos chamados programas *surveillance* (também denominados de programas de vigilância ou monitoramento), que visam avaliar periodicamente os efeitos deletérios da FIN sobre a integridade estrutural de VPRs em centrais nucleares, inúmeros corpos de prova em escala reduzida (*subsize*) são encapsulados e alojados no interior do reator, mais especificamente em regiões severamente expostas à irradiação neutrônica. A exposição frequente a essa irradiação promove alterações nanoestruturais potencialmente danosas à integridade estrutural da parede do reator, conforme ilustrado na Figura 1.2.

Figura 1.2- Processo nanoestrutural de fragilização por irradiação neutrônica

Fonte: Adaptado de Odette e Lucas [47]

Conforme ilustrado na Figura 1.2, Odette e Lucas [47] descrevem o processo de fragilização a partir de uma sucessão de eventos: (a) formação de vazios no retículo cristalino (e.g., defeito pontual do tipo lacuna) induzida pela radiação, (b) difusão de defeitos primários e de solutos promovendo a formação de *clusters* (i.e., aglomerações nanoestruturais de partículas menores, principalmente de precipitados ricos em Cu), (c) aprisionamento das discordâncias pelos *clusters*, os quais agem como obstáculos à movimentação das discordâncias, (d) aumento na concentração de tensão ocasionada pela restrição à deformação plástica e (e) clivagem ocasionada pela amplificação das tensões ao redor do defeito a magnitudes superiores à tensão crítica de clivagem.

O efeito da FIN se reflete no aumento da temperatura de transição dúctil-frágil e pode ser mais bem caracterizado por meio de curvas que associam a tenacidade à fratura à variação de temperatura [48–50]. Para quantificar e avaliar os efeitos dessa degradação, os ensaios de tenacidade à fratura por clivagem realizados em corpos de prova Charpy pré-trincados, doravante denominados PCVN, tornam-se necessários na medida em que há uma severa limitação na disponibilidade de material irradiado e um rigoroso controle no acesso desse material. Além disso, é importante destacar que, devido ao baixo consumo de material, os

corpos de prova PCVN apresentam uma melhor maneabilidade no interior das cápsulas de monitoramento, tornando-se ainda mais atrativos do ponto de vista prático. Esses fatores justificam o uso intensivo da geometria PCVN nos ensaios de tenacidade à fratura para se avaliar o grau da FIN [48,51–56]. No entanto, a capacidade desses corpos de prova em medir a tenacidade à fratura precedente à perda de restrição plástica na RTDF (comumente avaliada por meio do limite de deformação $M = b\sigma_{ys}/J_{lim}$) pode ser insuficiente para os aços estruturais e os aços de resistência moderada aplicados em vasos de pressão. A severa perda de restrição plástica na ponta da trinca pode violar a condição de similitude, causando impacto direto na acurácia da tenacidade à fratura e na confiabilidade do procedimento de avaliação de integridade estrutural. Uma vez desenvolvida a perda de restrição precedente à instabilidade por clivagem, os valores de tenacidade medidos (J_c , K_{Jc}) aumentam consideravelmente conforme a deformação plástica global (devido à flexão) interage com os campos locais à frente da trinca (governados por J) resultando, conseqüentemente, no relaxamento do nível da triaxialidade das tensões [57,58]. Além de promover um aumento aparente na tenacidade à fratura, a perda de restrição tende a gerar uma maior quantidade de dados censurados de tenacidade (i.e., quando $J_c > J_{lim}$) e, conseqüentemente, em estimativas menos conservadoras para a T_0 . Portanto, fica evidente que esse fenômeno pode introduzir efeitos geométricos pronunciados nas medidas de tenacidade à fratura e nas demais propriedades a elas associadas, tal como a temperatura de referência estimada pela MCM.

Por questões de confiabilidade operacional e de ordem econômica são exigidos níveis de segurança cada vez mais elevados sem, no entanto, introduzir excessos de conservadorismos que possam penalizar severamente tais estruturas. Embora um critério mais conservador (e.g., a partir do emprego de um elevado coeficiente de segurança associado a um baixo valor de tenacidade à fratura) possa assegurar elevados níveis de confiabilidade operacional, o seu uso deve ser empregado com certa parcimônia para evitar quaisquer medidas desnecessárias que possam antecipar a vida operacional dessas estruturas, como o descomissionamento prematuro das usinas nucleares.

Questões dessa natureza são fundamentais na tomada de decisões entre a total substituição e o simples reparo de um componente. No que diz respeito aos programas de monitoramento, essas questões tornam-se ainda mais importantes devido aos potenciais danos em caso de falhas catastróficas e aos valores vultuosos associados à substituição de certos componentes do circuito primário (e.g., vaso de pressão, pressurizador, gerador de vapor, etc.) do reator nuclear. Conforme dados da Agência Internacional de Energia Atômica - AIEA (ou

IAEA do inglês *International Atomic Energy Agency*) reportados no relatório mais recente elaborado pela Eletronuclear [59], do montante total de reatores em operação no mundo até novembro de 2015 (441 reatores), aproximadamente 81% (358 reatores) operavam com mais de 20 anos de atividade. É importante também mencionar que, deste montante, 140 unidades já operavam entre 20 e 30 anos e 250 com mais de 30 anos de atividade. Dessa forma, esses dados revelam que mais da metade das usinas nucleares de todo o mundo estão chegando ao fim de suas vidas úteis. Embora a maioria das usinas em operação tenham sido licenciadas para 40 anos de operação, mediante adoção de novos requisitos de segurança exigidos internacionalmente e cumprimento de determinadas exigências técnicas estabelecidas por órgãos reguladores, é possível renovar a licença de operação da usina por um período suplementar de até 20 anos.

No atual panorama mundial da energia nuclear, uma das estratégias adotadas pelos órgãos governamentais para atender a crescente demanda energética tem sido baseada justamente na extensão da vida útil das usinas nucleares que operam próximas ao término da vida operacional planejada inicialmente na fase de projeto. Diante desse cenário, o uso de valores acurados de tenacidade à fratura desperta forte interesse não somente nos programas de monitoramento, mas também nos programas de extensão da vida operacional dos VPRs. Além de contribuírem para a sustentação do suprimento energético, tais programas evitam o descomissionamento prematuro das usinas, o que torna a ampliação da vida útil do VPR ainda mais interessante do ponto de vista econômico, uma vez que as atividades associadas ao descomissionamento são complexas e dispendiosas. Dessa forma, dependendo das condições de integridade estrutural e das ferramentas de avaliação de criticidade de defeitos disponíveis, é totalmente factível a possibilidade de estender a vida útil de tais equipamentos sem pôr em risco a sua funcionalidade e integridade.

A precisa avaliação da tenacidade à fratura na RTDF por meio de pequenos corpos de prova laboratoriais não se restringe somente aos VPRs. Outras estruturas de engenharia, tais como os dutos *offshore* empregados na recuperação avançada de petróleo (processo EOR, do inglês *Enhanced Oil Recovery*) e nas redes de sequestro e captura de carbono (CCS, do inglês *Carbon Capture and Storage*, *Carbon Capture and Sequestration* ou *Carbon Control and Sequestration*), são potencialmente susceptíveis às avaliações de integridade estrutural por meio de corpos de prova de pequenas dimensões. Atualmente, o uso desses corpos de prova torna-se particularmente interessante na medida em que há uma forte tendência de se utilizar dutos de elevados diâmetros, porém com espessuras de parede cada vez menores, tais como os aços API de alta resistência mecânica e elevada tenacidade à fratura (e.g., grau X100 e X120)

no transporte de substâncias gasosas [60,61]. No caso das redes de CO₂, devido a questões econômicas e operacionais, grandes volumes de CO₂ são transportados na forma densa [i.e., na forma líquida ou regime supercrítico a temperaturas superiores a 304,1 K (31,1 °C) e a pressões maiores do que 7,38 MPa, conforme indicado na Fig. 1.3], devido a menor perda de carga ocasionada pelo atrito por unidade de massa de CO₂ [62]. No entanto, devido a falhas acidentais (e.g., danos causados por terceiros, perfurações ocasionadas pela corrosão por pites, movimentações de solo, etc.) ou paradas para a manutenção planejada, o duto pode sofrer processos repentinos de despressurização e, conseqüentemente, um rápido resfriamento local ocasionado pela expansão Joule-Thomson. Em tais casos, dependendo da magnitude da perda de pressão, pode haver uma mudança de fase do CO₂ [i.e., CO₂ pode atingir o ponto triplo definido a 0,52 MPa e a 216,4 K (−56,6 °C), vide Fig. 1.3] resultando em um forte e abrupto resfriamento. Caso a temperatura seja baixa o suficiente, o material do duto pode se tornar frágil (i.e., diminuição da temperatura até a RTDF) a ponto de prejudicar a integridade do duto ao diminuir a sua tenacidade à fratura e, dessa forma, potencialmente causar a fratura frágil e sérios danos à rede de dutos [63–65] caso haja a presença de algum defeito na estrutura. Ademais, devido ao fato do CO₂ ser um gás tóxico em elevadas concentrações, análises acuradas da integridade estrutural dos dutos torna-se um fator mandatório na segurança de regiões povoadas [64]. Em vista disso, segundo Capelle et al. [62], o dimensionamento do duto baseado em critérios estabelecidos pela mecânica da fratura garante que o fator de intensidade de tensão calculado na fase de projeto é menor que o valor admissível, o qual é maior que $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (i.e., a temperatura regimental de operação definida está cima da temperatura de referência do material, T_0).

Figura 1.3- Diagrama de equilíbrio do CO₂ puro

Fonte: Adaptado de Aursand et al. [66]

1.3 OBJETIVO

Motivado pelas observações supracitadas, este trabalho realiza uma investigação experimental do comportamento à fratura por clivagem de um típico aço estrutural ferrítico de alta resistência e baixa liga classe ASTM A572 grau 50 a partir de corpos de prova SE(B) ensaiados em configurações padronizadas e não padronizadas, incluindo o uso de corpos de prova PCVN em configurações não padronizadas. Essa investigação tem como propósito:

- contribuir para o desenvolvimento de um procedimento de ensaio de tenacidade à fratura aplicável a geometrias SE(B) com distância entre apoios variável (S/W) e solicitadas por flexão em 3 e 4 pontos visando mitigar os efeitos da perda de restrição plástica à frente da ponta da trinca. Em particular, o ensaio de flexão em 4 pontos produz um momento fletor com tensões cisalhantes nulas, o qual pode ter implicações potencialmente interessantes no comportamento da tenacidade à fratura frágil por clivagem. Com base nesse propósito, um novo conjunto de fatores plásticos η_p aplicáveis a essas configurações não padronizadas é fornecido para estimar experimentalmente os valores de tenacidade à fratura frágil por clivagem em termos da integral J (J_c) a partir dos dados registrados de carga (P) e deslocamento (V).

Como objetivo secundário, mas não menos importante, este trabalho também visa:

- realizar uma investigação dos efeitos da geometria e do modo de carregamento sobre as distribuições de probabilidade acumulada de falha dos valores de tenacidade à fratura por clivagem medidos na RTDF usando geometrias SE(B) solicitadas por flexão em 3 e 4 em configurações não padronizadas. Como análise complementar, é feita uma aplicação exploratória desses valores de tenacidade sobre a caracterização da dependência da tenacidade à fratura mediana em função da temperatura na RTDF, por meio da metodologia da curva mestra, a fim de avaliar as implicações geométricas e de carregamento sobre as estimativas da T_0 .

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo são abordados os conceitos elementares da mecânica da fratura monoparamétrica (MFM) e biparamétrica (MFB) que dão embasamento teórico às metodologias experimentais e numéricas utilizadas neste estudo exploratório. Ademais, são discutidos os fundamentos estatísticos de alguns modelos micromecânicos do processo de fratura por clivagem na RTDF em aços ferríticos bem como os conceitos das curvas de tenacidade à fratura referenciais. Os assuntos percorridos neste capítulo, ainda que sucintos, visam fornecer subsídios conceituais necessários à compreensão deste estudo.

2.1 PRINCÍPIOS DA MECÂNICA DA FRATURA MONOPARAMÉTRICA

A aplicação da mecânica da fratura convencional para avaliar a integridade estrutural de componentes baseia-se essencialmente em dois conceitos fundamentais, os quais constituem as bases da MFEL e MFEP. O primeiro conceito refere-se a um relevante comportamento assintótico (singularidade) dos campos tensoriais desenvolvidos nas imediações da ponta da trinca a escalas de medida equivalentes a alguns CTOD's à frente da ponta da trinca. Já o segundo conceito faz menção de que os parâmetros K e J descrevem univocamente a singularidade desses campos, contanto que haja uma pequena e restrita zona de escoamento na ponta da trinca submetida predominantemente a condições de deformação plana (i.e., condições SSY). Sob tais condições, é possível correlacionar diretamente os valores experimentais de tenacidade à fratura, obtidos a partir de corpos de prova laboratoriais, com o comportamento à fratura dos componentes estruturais em escala real. Essa correlação deve-se à similaridade entre a amplitude da singularidade do campo de tensões desenvolvido na ponta da trinca do corpo de prova e a amplitude da singularidade do campo de tensões desenvolvido à frente de uma trinca contida na estrutura de engenharia. Dentro deste contexto é que surge o conceito de similitude (ou similaridade) entre os campos tensão-deformação desenvolvidos em estruturas reais em serviço e em corpos de prova laboratoriais [1].

Na Figura 2.1 está ilustrado o princípio da similitude sobre o qual se presume que, desde que as condições SSY estejam amplamente asseguradas, tanto o corpo de prova de pequenas dimensões quanto à estrutura real devem apresentar um comportamento à fratura semelhante para uma mesma força motriz crítica (i.e., K_{Ic} , J_c , K_{Jc} , J_{Ic}).

Figura 2.1- Similitude estabelecida entre um corpo de prova e uma estrutura cujos campos de tensão são essencialmente quantificados pela mesma amplitude da singularidade elástica em condições SSY

Fonte: Adaptado de Anderson [1]

Portanto, as condições de fratura em trincas estacionárias descritas pela MFM são baseadas unicamente nos valores críticos do fator de intensidade de tensão (K_{Ic} e K_{Jc}), da integral J (J_c) e do parâmetro CTOD (δ_c). No contexto da fratura frágil, o parâmetro K_{Ic} é medido em condições de estado plano de deformação (EPD) para determinar a tenacidade à fratura no ponto de instabilidade por clivagem em regime elástico-linear. De forma similar, os parâmetros J_c (ou, equivalentemente, K_{Jc}) e δ_c também são medidos no ponto de instabilidade, porém em regime elasto-plástico de forma que a propagação instável da trinca pode ser precedida ou não por crescimento subcrítico de trinca (crescimento estável). É importante ressaltar que o processo de instabilidade por clivagem na RTDF é frequentemente acompanhado por níveis de plasticidade que excedem os limites de validade do parâmetro K_{Ic} . Dessa forma, a avaliação da tenacidade à fratura na RTDF requer necessariamente o uso de parâmetros elasto-plásticos. Já no contexto da fratura dúctil, o parâmetro J_{Ic} é comumente

utilizado para determinar a tenacidade no ponto inicial do crescimento estável de trinca (trincas não estacionárias), sendo comumente determinado nos procedimentos de curva J - R (ou J - Δa) [67,68].

Devido à importância do fator de intensidade de tensão elástico-linear (K) no contexto histórico e tecnológico das curvas de tenacidade à fratura referenciais (conforme discussão mais adiante nas Seções 2.5.2 e 2.5.3), a seguir é feita uma breve abordagem a respeito dos seus fundamentos teóricos e da sua formulação matemática. Também é importante ressaltar que, embora o procedimento de ensaio proposto neste estudo para geometrias SE(B) não convencionais seja baseado na determinação de medidas experimentais de J_c , a caracterização da dependência da tenacidade em relação à temperatura baseada na MCM requer a conversão dessas medidas (expressas em kJ/m^2) para os seus correspondentes fatores K_{J_c} cujos valores são expressos em termos de $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

2.1.1 Critério de fratura elástico-linear baseado no fator K

Em sólidos cujo comportamento mecânico é predominantemente elástico-linear, o processo de fratura frágil é conduzido pelo campo elástico de tensões que se desenvolve ao redor da ponta da trinca em condições SSY. Para esses sólidos, a variação e a amplitude da singularidade elástica-linear são quantificadas univocamente pelo fator K . Dessa forma, o processo de fratura ocorre quando esse fator atinge um valor crítico, K_c , o qual é praticamente independente da geometria e das dimensões do componente, uma vez que em condições SSY é assegurado o princípio da similaridade. Logo, o valor crítico K_c passa a ser definido como uma medida da tenacidade à fratura e, por ser independente da geometria e das dimensões do sólido trincado, uma propriedade inerente do material. Além disso, dependendo do modo de deslocamento da superfície da trinca [i.e., mecanismo de tração (modo I), de cisalhamento no plano (modo II) e cisalhamento fora do plano (modo III) da trinca], os valores de K_c podem ser devidamente referenciados como K_{Ic} , K_{IIc} e K_{IIIc} . Portanto, é de extrema importância que esses campos sejam adequadamente representados, uma vez que a caracterização do processo de fratura está intimamente relacionada à magnitude e ao comportamento da singularidade desses campos. Na Figura 2.2 estão representados, esquematicamente, os três modos de carregamentos que podem ser aplicados a uma trinca.

Figura 2.2 - Sólido elástico-linear com uma trinca central passante de comprimento $2a$ submetida ao: (a) modo I; (b) modo II; (c) modo III; (d) frente de trinca submetida ao estado de tensão generalizado sob a combinação dos 3 modos de abertura

Fonte: Adaptado de Karihaloo e Xiao [69]

As soluções dos campos de singularidade podem ser obtidas tanto por métodos analíticos, os quais são fundamentados na teoria da elasticidade (e.g., funções analíticas de variáveis complexas) [12,70], quanto por métodos numéricos (e.g., método dos elementos finitos) [71]. Há um vasto compêndio de soluções analíticas propostas e disponibilizadas para componentes estruturais de diversas geometrias específicas de trincas [72].

Harald Malcolm Westergaard (1939) [12] foi um dos primeiros pesquisadores a publicar importantes soluções analíticas para descrever o comportamento do campo de tensão atuante em sólidos trincados de comportamento elástico-linear. Westergaard demonstrou, para uma limitada classe de configurações de trinca, que o comportamento desses campos poderia ser solucionado a partir da introdução de uma função tensão complexa baseada na função de tensão de Airy, a qual é comumente conhecida na literatura como função de tensão complexa

de Westergaard. Posteriormente, as soluções de Westergaard serviram de base para Irwin [14] estabelecer o conceito do fator de intensidade de tensão, K . Nesse mesmo período e de forma independente, Williams [13] por meio do método da expansão de autofunções ampliou as soluções para os campos de singularidade atuantes em trincas submetidas a diversos modos de carregamento (modo I, modo II e modo III). Em virtude do modo I de abertura da trinca ser o mais importante mecanismo controlador da fratura em materiais isotrópicos, é dada uma maior atenção a esse modo. Está bem estabelecido que, ao menos que forçada, uma trinca irá se propagar a fim de minimizar ou eliminar o modo de deformação cisalhante em sua ponta. Portanto, as componentes das tensões à frente da trinca (i.e., $r \ll a$, em que r representa a distância do ponto de referência até a ponta da trinca e a é o comprimento da trinca) submetida ao modo I de carregamento, Fig. 2.2 (a), e contida em um material isotrópico de comportamento elástico-linear em estado plano de tensões (EPT) podem ser devidamente expressas em coordenadas cartesianas por

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \begin{Bmatrix} 1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ 1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \begin{Bmatrix} 3 \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) + \cos\left(\frac{5\theta}{2}\right) \\ 5 \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) - \cos\left(\frac{5\theta}{2}\right) \\ -\sin\left(\frac{\theta}{2}\right) + \sin\left(\frac{5\theta}{2}\right) \end{Bmatrix} \quad (2.1a)$$

e, em coordenadas polares por

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{rr} \\ \sigma_{\theta\theta} \\ \tau_{r\theta} \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \begin{Bmatrix} 1 + \sin^2\frac{\theta}{2} \\ \cos^2\frac{\theta}{2} \\ \sin\frac{\theta}{2} \cos\frac{\theta}{2} \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \begin{Bmatrix} 5 \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) - \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ 3 \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) + \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) + \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \end{Bmatrix} \quad (2.1b)$$

$$\sigma_{zz} = 0 \quad (2.1c)$$

sendo que θ corresponde ao ângulo entre o ponto material ($\mathcal{P}$) e o plano da trinca [vide Fig. 2.2 (d) - quando $\theta = 0$ a tensão de cisalhamento é nula, o que significa que o plano de trinca é um plano principal para o carregamento em Modo I] e para condições de estado plano de deformação (EPD) tem-se ainda que

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) = \nu(\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta}) \quad (2.1d)$$

$$\tau_{xz} = \tau_{yz} = \tau_{rz} = \tau_{\theta z} = 0 \quad (2.1e)$$

Já as componentes dos correspondentes campos de deslocamento em coordenadas cartesianas são dadas por

$$\begin{aligned} \begin{Bmatrix} u \\ v \end{Bmatrix} &= \frac{K_I}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{Bmatrix} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \\ \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \end{Bmatrix} \left[\frac{\kappa+1}{2} - \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \right] = \\ &= \frac{K_I}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \frac{1}{4} \begin{Bmatrix} (2\kappa-1) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) - \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ (2\kappa+1) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) - \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \end{Bmatrix} \end{aligned} \quad (2.1f)$$

e em coordenadas polares por

$$\begin{aligned} \begin{Bmatrix} u_r \\ u_\theta \end{Bmatrix} &= \frac{K_I}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{Bmatrix} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \\ -\sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \end{Bmatrix} \left[\frac{\kappa+1}{2} - \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \right] = \\ &= \frac{K_I}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \frac{1}{4} \begin{Bmatrix} (2\kappa-1) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) - \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) \\ -(2\kappa+1) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) + \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \end{Bmatrix} \end{aligned} \quad (2.1g)$$

$$w = u_z = 0 \quad (2.1h)$$

em que μ é o módulo de elasticidade transversal [$\mu = E/2(1+\nu)$ onde E representa o módulo de elasticidade longitudinal (módulo de Young) e ν o coeficiente de Poisson], $\kappa = (3-\nu)/(1+\nu)$ para EPT e $\kappa = 3-4\nu$ para EPD.

Por meio da análise das Eqs. (2.1a) - (2.1h) constata-se que, mesmo sob aplicação de um campo de tensão uniaxial, o estado de tensão próximo à ponta da trinca é equivalente a um estado de tensão biaxial (i.e., $\theta = 0$, $\sigma_{rr} = \sigma_{\theta\theta} = K_I/\sqrt{2\pi r}$, $\tau_{r\theta} = \nu = 0$), tornando tal

região mais propícia à fratura frágil [69]. Deve-se ressaltar que além do termo singular, demais termos de ordem superior também fazem parte da solução do campo de tensões, $O(r)$. No entanto, devido ao fato das análises serem centradas nas vizinhanças da ponta da trinca ($r \rightarrow 0$), o termo singular das Eqs. (2.1a) e (2.1b) tende a valores muito elevados, enquanto os demais termos permanecem finitos ou pequenos o suficiente de forma que podem ser desprezados sem prejudicar a acurácia da análise. Os termos de ordem superior passam ser relevantes na medida em que as análises são feitas a maiores distâncias da ponta da trinca, conforme será visto mais adiante nas abordagens biparamétricas (Seções 2.2.2 e 2.2.3).

As soluções analíticas supracitadas passaram a compor as bases teóricas dos atuais procedimentos experimentais empregados na determinação da tenacidade à fratura frágil expressa em termos de K em condições de deformação plana [22] e tensão plana [73] para o modo I de carregamento. Brown e Srawley [17] demonstraram experimentalmente que a partir de uma espessura mínima de corpo de prova era possível garantir valores de K_I dependentes exclusivamente das características do material. Assim, ficou evidente a necessidade de se estabelecer uma espessura mínima que assegurasse condições de elevada triaxialidade de forma a ser obter a propriedade de K_{Ic} do material. Pouco tempo depois, Heyer e McCabe [18] avaliaram valores experimentais de K_{Ic} por meio de corpos de prova submetidos à flexão por três pontos do tipo SE(B) com seção transversal de área $W/B = 2$ e com $a/W = 0,5$ indicado que, sob tais condições restrições, era possível obter valores de K_{Ic} independentes da geometria do corpo de prova. Essas evidências contribuíram para a nucleação e consolidação do procedimento da E399 cuja versão mais atual é dada pela ASTM E399-17 [22].

Conforme destacado por Zhu e Joyce [23], no processo de fratura frágil, a fração da tenacidade associada à iniciação da trinca é predominante na resistência à fratura do material de forma que somente uma pequena fração dessa tenacidade está associada ao crescimento da trinca além do seu ponto de iniciação. Em termos práticos, a energia necessária para promover o crescimento da trinca além do seu ponto de iniciação é comparativamente pequena à energia armazenada na máquina de ensaio. O resultado desse comportamento é a falha instável do corpo de prova iminente ao ponto de iniciação da trinca de forma que nenhuma medida de resistência à fratura possa ser medida além desse ponto. Portanto, nesses casos, a tenacidade à fratura é frequentemente medida como um valor pontual e caracterizada pelo fator de intensidade de tensão (K_{Ic}) ou taxa de dissipação de energia $\mathcal{G}$ (comumente expressa por $\mathcal{G}_{Ic}$) na iniciação da trinca de forma que o procedimento mais adequado a ser utilizado é o da norma E399. No entanto, em determinadas condições, particularmente em corpos de prova de

pequenas espessuras e feitos a partir de aços de maior tenacidade, a fração da tenacidade associada à resistência ao crescimento da trinca em pequenos incrementos pode ser significativa. Nesses casos, condições predominantemente elásticas sob um EPT podem continuar a se desenvolver nas imediações da ponta da trinca e, conseqüentemente, o crescimento da trinca pode se manter estável. Nesse contexto, o comportamento à fratura pode ser mais bem avaliado por meio da curva K_R [73] que, além de analisar a resistência à iniciação da trinca, analisa também a resistência ao crescimento lento da trinca em função do crescimento efetivo de trinca, Δa_e , sob uma força motriz crescente.

Embora o critério de fratura baseado no uso do K_{Ic} [17] tenha demonstrado ser um critério confiável e, ao mesmo tempo, relativamente simples de ser obtido experimentalmente, a sua limitação em caracterizar o processo de fratura e materiais de elevada tenacidade impulsionou o desenvolvimento de novos parâmetros (integral J e o parâmetro $CTOD$), conforme será abordado na próxima seção.

2.1.2 Critério de fratura elasto-plástico baseado na integral J

Conforme discutido na seção anterior, as análises da MFEL são restritas aos problemas que envolvem campos de tensões e deformações de comportamento elástico-linear com essencialmente nenhuma plasticidade desenvolvida na ponta da trinca. Para os casos em que há uma apreciável plasticidade, o fator de intensidade de tensão elástico-linear K (ou, equivalentemente, a taxa de dissipação de energia de deformação elástica $\mathcal{G}$) não pode ser determinado, uma vez que a sua singularidade $1/\sqrt{r}$ pode ser consideravelmente afetada pela zona plástica desenvolvida na ponta da trinca.

As limitações da MFEL motivaram o desenvolvimento de novas abordagens para a descrição dos campos de tensões e deformações desenvolvidos nas vizinhanças de uma trinca contida em um sólido elasto-plástico. As primeiras abordagens [74,75] propostas para caracterizar a singularidade do campo de tensões na ponta da trinca em condições elasto-plásticas envolviam técnicas numéricas cujas análises eram focadas primariamente na região adjacente à ponta da trinca. No entanto, tais análises eram pouco confiáveis, pois a sua acurácia tornava-se imprecisa na ponta da trinca. Desse modo, ficava evidente a necessidade de caracterizar a singularidade dos campos de tensões e deformações em materiais elasto-plásticos por meio de um parâmetro que não levasse em consideração estritamente a região da

ponta da trinca. Dentro desse contexto é que surge a interpretação energética da integral J proposta, de forma independente, por Cherepanov [76] e por Rice [16,77,78] para descrever o comportamento dos campos tensão-deformação em materiais elasto-plásticos. Além de superar as limitações da MFEL, a interpretação analítica da integral J como uma integral de linha independente do caminho de integração permitiu garantir valores de J acurados e independentes da região de análise no entorno da trinca, conforme demonstrado em maiores detalhes na Seção 2.1.2.1.

A facilidade da medição experimental da integral J a partir de uma abordagem energética e a sua vasta aplicabilidade, tanto para materiais elástico-lineares quanto para materiais elasto-plásticos, motivou a ASTM a publicar em 1981 um procedimento padrão sob a designação “*Standard Test Method for J_{Ic} , a Measure of Fracture Toughness, E813-81*”. Tal procedimento foi desenvolvido para determinar valores críticos de J referentes ao processo inicial do crescimento estável de trinca, J_{Ic} , em materiais metálicos. Posteriormente, tal procedimento foi reformulado e designado como *Test Method for J-Integral Characterization of Fracture Toughness, E1737*. Dois anos depois, em 1998, a norma passou novamente por uma reformulação, passando a ser designada, até os dias atuais, simplesmente como E1820 (*Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*) [67].

Baseando-se nas observações supracitadas, a seguir é feita uma abordagem das fundamentações teóricas da integral J bem como dos preceitos adotados para a sua utilização como um critério de fratura em regime elasto-plástico. Na sequência, a integral J é abordada segundo a sua interpretação termodinâmica em termos da taxa de dissipação de energia potencial (ou taxa de dissipação de energia de deformação elástica) em relação à extensão incremental da trinca (da) e, por fim, definida como uma medida da intensidade da deformação resultante na ponta da trinca.

2.1.2.1 Fundamentação teórica da integral J

As limitações da MFEL, em caracterizar de forma precisa o comportamento à fratura de aços estruturais relativamente tenazes submetidos a regimes de carregamento elasto-plásticos, impulsionaram o desenvolvimento de novos parâmetros de fratura. Um desses parâmetros refere-se à integral J , proposta por Rice em 1967 [77] e oficialmente publicada em 1968

[16,78], a qual juntamente com o parâmetro $CTOD$ [15,79,80] foi efetivamente responsável por ampliar os limites da validade da MFEL.

Em inúmeras aplicações na engenharia, os sistemas físicos são governados por um conjunto de leis de conservação (e.g., conservação de massa, momento, energia, etc.). Essas leis, frequentemente expressas por meio de integrais definidas sob um domínio físico específico, são de suma importância nas análises das singularidades dos campos de tensões induzidas por descontinuidades geométricas tais como as trincas e os entalhes [81].

Eshelby [82] ao fundamentar-se nas premissas da lei da conservação de energia, com o intuito de estudar a relação entre os defeitos do retículo cristalino (e.g., discordâncias e defeitos pontuais) e a teoria do contínuo, definiu uma série de integrais de linha cujos resultados mostraram-se independentes do caminho de integração. Posteriormente, Sanders [83] apresentou uma formulação definida por uma integral de linha, também independente do caminho, para descrever o crescimento de trincas de acordo com a teoria de Griffith [11,14]. Baseando-se nos trabalhos de Eshelby [82] e de Sanders [83], Rice [16,77,78] e Cherepanov [76] propuseram, de forma independente, a aplicação dessas integrais a problemas bidimensionais associados a trincas estacionárias submetidas a carregamentos monotônicos em materiais elasto-plásticos. Conforme abordagem mais adiante, é importante ressaltar que na solução desses problemas, Rice [16] conceitua material elasto-plástico como um material elástico não linear cuja resposta linear (Hookeana) para os estados de tensão é dada dentro da superfície de escoamento e a resposta não linear (encruamento) é dada fora dessa superfície.

A definição de J formulada por Rice [16,77,78] é baseada na idealização de uma relação constitutiva elasto-plástica (a qual é mais bem descrita pela teoria incremental da plasticidade - TIP) em uma relação elástica não linear (comumente descrita pela teoria da deformação plástica, TDP) cuja deformação total é dada em função da tensão total. Embora a TDP (*deformation theory of plasticity*) não seja a abordagem mais apropriada para descrever a deformação plástica em metais, visto que tal mecanismo é dependente do histórico de carregamento, é possível demonstrar que a resposta tensão-deformação é essencialmente a mesma para ambos os modelos constitutivos (i.e., elasto-plástico e linear não elástico) durante o processo de carregamento uniaxial monotônico crescente [84,85]. Essa semelhança decorre do processo de deformação envolver carregamentos proporcionais; isto é, carregamentos em que todas as componentes do tensor tensão aumentam na mesma proporção. Assim, é razoável assumir que a resposta elasto-plástica pode ser descrita macroscopicamente por uma relação constitutiva elástica não linear.

Baseando-se nessas considerações, Rice [78,86] demonstra que, de fato, a teoria incremental da plasticidade (*flow theory*) assemelha-se perfeitamente à teoria da deformação plástica no domínio próximo à ponta de uma trinca estacionária carregada em modo III e associada a um material elástico cujo encruamento pode ser descrito por uma relação de potência em condições de escoamento em pequena escala. Além de comprovar, sob determinadas condições restritivas (i.e., carregamento uniaxial monotônico isento de descarregamento), a validade da semelhança entre as relações constitutivas elasto-plásticas e elásticas não lineares, Rice demonstra que as análises baseadas na TDP tendem a simplificar sobremaneira a solução de problemas elasto-plásticos. Em suma, Rice deixa evidente que a independência do caminho tende a se manter aos materiais elasto-plásticos quando a resposta desses materiais é governada pela teoria da deformação plástica ou quando a teoria incremental se assemelha à TDP (i.e., nos casos em que os carregamentos são proporcionais).

Inserida neste contexto, a integral J é analiticamente definida como uma integral de linha que possui o mesmo valor para quaisquer caminhos de integração no em torno de uma trinca ou entalhe de superfície plana. Essa particularidade, típica de campos conservativos, permite que o domínio de integração seja tomado em uma região suficientemente distante da ponta da trinca, onde a análise numérica de J torna-se imprecisa devido aos efeitos das grandes deformações [87], porém totalmente contido na zona de singularidade elasto-plástica (i.e., zona de dominância J). Graças ao seu caráter invariante, é possível demonstrar que a integral J é suficientemente capaz de medir a singularidade dos campos tensão-deformação nas imediações da ponta da trinca em materiais elásticos não lineares [16,77,78].

Baseando-se nas considerações explicitadas acima, Rice [16] estabeleceu que a singularidade à frente da trinca, para um sólido elástico (linear ou não linear) isotrópico (Fig. 2.3), isento de forças de campo e submetido a um campo de deformação bidimensional de modo que todas as tensões σ_{ij} dependam somente do sistema de coordenadas cartesianas bidimensional $x_1 (= x)$ e $x_2 (= y)$, poderia ser definida por meio da seguinte integral de linha

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (i = 1, 2) \quad (2.2a)$$

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dx_2 - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x_1} ds \right) \quad (i = 1, 2) \quad (2.2b)$$

em que Γ representa um contorno arbitrário cuja origem e término se dá, respectivamente, em um ponto qualquer da superfície inferior e superior da trinca (i.e., o domínio de integração representado por uma trajetória em sentido anti-horário definida sobre um plano normal à frente da trinca), T_i são as componentes do vetor tensão ($\vec{T}$) definido de acordo com as componentes n_j do vetor diretor de comprimento unitário ($\vec{n}$), ($T_i = \sigma_{ij}n_j$), normal à trajetória Γ , u_i são as componentes do vetor deslocamento e ds o comprimento de arco elementar sobre Γ . Além desses termos, tem-se a densidade de energia de deformação, $\mathcal{W}$, expressa por

$$\mathcal{W} = \mathcal{W}(x, y) = \mathcal{W}(\varepsilon) = \int_0^\varepsilon \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (2.3)$$

em que $\varepsilon = [\varepsilon_{ij}]$ representa o tensor de deformação infinitesimal e σ_{ij} as componentes do tensor de tensões de Cauchy que relaciona o vetor diretor $\vec{n}$ ao vetor tensão $\vec{T}$ que atua sobre uma superfície perpendicular a $\vec{n}$.

Figura 2.3 – Representação esquemática da região da trinca delimitada pelo contorno Γ e submetida a um campo de deformação bidimensional onde todas as componentes de tensão dependem somente de x e y

Fonte: Adaptado de Rice [16]

A forma da integral J proposta por Rice, Eq. (2.2), é idêntica à componente estática do tensor de energia-momento introduzida por Eshelby [82] para a caracterização generalizada das forças sobre as discordâncias e defeitos pontuais em campos elásticos. Para essa classe de integral (i.e., integrais de linha de campos conservativos), quando se trata de um caminho de integração fechado, Γ^* , pode-se demonstrar que o valor resultante sempre será zero, contanto que não haja singularidades na área interna do caminho fechado (e.g., a presença de uma trinca). Para provar a independência do caminho, Rice [16] adotou um contorno fechado Γ^* que delimita uma área, A^* , em um campo de deformação bidimensional, conforme mostrado na Figura 2.4. Para facilitar a demonstração, considere x_1 e x_2 o sistema ortogonal de coordenadas para o plano E^2 definido por $\Sigma = (O, \vec{e}_1, \vec{e}_2)$ sendo $O = (0,0,0)$ a origem para o referido sistema, conforme Figura 2.4.

Figura 2.4 – Contorno fechado em sentido anti-horário definido no plano e com vetor normal unitário, n_j , e vetor de tensão, T_i

Fonte: Adaptado de Saxena [88]

Para facilitar na manipulação, a integral J expressa pela Eq. (2.2) pode ser convenientemente dada por

$$J = \oint_{\Gamma^*} \mathcal{W} dy - \oint_{\Gamma^*} T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \quad (2.4)$$

A simbologia da integral foi modificada propositalmente apenas para evidenciar o fato de que a integral é definida ao longo de uma curva fechada. Por meio da aplicação do teorema de Green, as componentes da Eq. (2.4) ficam definidas por

$$\int_{\Gamma^*} \mathcal{W} dy = \int_{A^*} \frac{\partial \mathcal{W}}{\partial x} dx dy \quad (2.5a)$$

$$\int_{\Gamma^*} T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds = \int_{A^*} \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) dx dy \quad (2.5b)$$

Diferenciando a densidade de energia de deformação $\mathcal{W}$, por meio da aplicação da regra da cadeia para derivadas parciais, e aplicando a teoria das pequenas deformações⁴ tem-se que

$$\begin{aligned} \frac{\partial \mathcal{W}}{\partial x} &= \frac{\partial \mathcal{W}}{\partial \varepsilon_{ij}} \frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial x} = \sigma_{ij} \frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial x} = \sigma_{ij} \frac{\partial}{\partial x} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \right] = \\ &= \frac{1}{2} \sigma_{ij} \left[\frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} \right) + \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \right] \end{aligned} \quad (2.6a)$$

Expandindo a Eq. (2.6a) em termos da notação indicial, tem-se que

$$\begin{aligned} \frac{\partial \mathcal{W}}{\partial x} &= \frac{1}{2} \sigma_{ij} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} \right) + \frac{1}{2} \sigma_{ij} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) = \\ &= \frac{1}{2} \sigma_{11} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_1} \right) + \frac{1}{2} \sigma_{11} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_1} \right) + \frac{1}{2} \sigma_{21} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_1} \right) + \frac{1}{2} \sigma_{21} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_2} \right) + \\ &+ \frac{1}{2} \sigma_{12} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_2} \right) + \frac{1}{2} \sigma_{12} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_1} \right) + \frac{1}{2} \sigma_{22} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_2} \right) + \frac{1}{2} \sigma_{22} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_2} \right) \end{aligned}$$

⁴ Para simplificar a análise, deve-se assumir condições de linearidade geométrica (ou seja, pequenos deslocamentos, pequenas rotações e pequenas deformações).

$$\begin{aligned}
&= \left[\frac{1}{2} \sigma_{11} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_1} \right) + \frac{1}{2} \sigma_{11} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_1} \right) \right] + \left[\frac{1}{2} \sigma_{21} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_1} \right) + \frac{1}{2} \sigma_{12} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_1} \right) \right] + \\
&+ \left[\frac{1}{2} \sigma_{21} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_2} \right) + \frac{1}{2} \sigma_{12} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_2} \right) \right] + \left[\frac{1}{2} \sigma_{22} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_2} \right) + \frac{1}{2} \sigma_{22} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_2} \right) \right] \quad (2.6b)
\end{aligned}$$

Uma vez que o tensor de tensões de Cauchy é simétrico (i.e., $\sigma_{ij} = \sigma_{ji}$ devido ao princípio da conservação do momento angular), a Eq. (2.6b) pode ser simplificada reescrita como

$$\begin{aligned}
\frac{\partial \mathcal{W}}{\partial x} &= \sigma_{11} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_1} \right) + \sigma_{21} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_1} \right) + \sigma_{12} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_1}{\partial x_2} \right) + \sigma_{22} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_2}{\partial x_2} \right) = \\
&= \sigma_{ij} \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} \right) \quad (2.6c)
\end{aligned}$$

Baseando-se na hipótese de que o sólido se encontra em equilíbrio estático (i.e., ausência de forças distribuídas no volume), as equações de equilíbrio assumem a seguinte forma

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} = 0 \quad (2.7)$$

Dessa forma, o tensor das tensões de Cauchy apresentado na Eq. (2.6c) pode ser devidamente incorporado no argumento da derivada parcial, conforme a seguinte expressão

$$\frac{\partial \mathcal{W}}{\partial x} = \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) \quad (2.8)$$

É importante ressaltar que a ordem da derivação da Eq. (2.8), $\partial x_j \partial x$, é alterada em relação à ordem apresentada na Eq. (2.6c), $\partial x \partial x_j$, a fim de manter a relação de igualdade com o integrando à direita da Eq. (2.5b). Embora a derivada parcial da densidade de energia de deformação seja expressa de forma distinta nas Eqs. (2.6c) e (2.8), deve-se ressaltar que ambas as derivações são equivalentes. Essa equivalência deve-se ao teorema Clairaut-

Schwarz [89], também conhecido como teorema da igualdade das derivadas mistas, o qual estabelece que a derivação parcial pode ser efetuada em qualquer ordem, contanto que as derivadas parciais em questão sejam contínuas. Com base nessas considerações e substituindo a Eq. (2.8) no integrando da Eq. (2.5a) tem-se que

$$\int_{\Gamma^*} \mathcal{W} dy = \int_{A^*} \frac{\partial \mathcal{W}}{\partial x} dx dy = \int_{A^*} \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) dx dy \quad (2.9a)$$

de forma que a expansão da Eq. (2.9a) resulta em

$$\begin{aligned} \int_{\Gamma^*} \mathcal{W} dy &= \int_{A^*} \frac{\partial}{\partial x_1} \left(\sigma_{11} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{21} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) dx dy + \int_{A^*} \frac{\partial}{\partial x_2} \left(\sigma_{12} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{22} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) dx dy = \\ &= \int_{A^*} \left[\frac{\partial}{\partial x_1} \left(\sigma_{11} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{21} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial x_2} \left(\sigma_{12} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{22} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) \right] dx dy \\ &= \int_{A^*} \left[\frac{\partial}{\partial x} \left(\sigma_{11} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{21} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\sigma_{12} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{22} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) \right] dx dy \quad (2.9b) \end{aligned}$$

Já em relação ao segundo termo da integral J , Eq. (2.4), uma vez que as componentes do vetor tensão, T_i , são definidas por $T_i = \sigma_{ij} n_j$, o termo à esquerda da igualdade expressa pela Eq. (2.5b) pode ser reescrita como

$$\int_{\Gamma^*} T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds = \int_{\Gamma^*} \sigma_{ij} n_j \frac{\partial u_i}{\partial x} ds = \int_{\Gamma^*} \sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x} n_j ds \quad (2.10)$$

Fazendo a expansão da Eq. (2.10) em termos da notação indicial, tem-se que

$$\int_{\Gamma^*} T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds = \int_{\Gamma^*} \left(\sigma_{11} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{21} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) n_1 ds + \int_{\Gamma^*} \left(\sigma_{12} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{22} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) n_2 ds \quad (2.11)$$

sendo que $dy = n_1 ds$ e $dx = -n_2 ds$. Assim, a Eq. (2.11) pode ser reescrita como

$$\int_{\Gamma^*} T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds = \int_{\Gamma^*} \left(\sigma_{11} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{21} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) dy - \int_{\Gamma^*} \left(\sigma_{12} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{22} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) dx \quad (2.12)$$

Aplicando o teorema de Green, tem-se que

$$\begin{aligned} \int_{\Gamma^*} T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds &= \int_{A^*} \frac{\partial}{\partial x_1} \left(\sigma_{11} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{21} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) dx dy + \int_{A^*} \frac{\partial}{\partial x_2} \left(\sigma_{12} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{22} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) dx dy = \\ &= \int_{A^*} \left[\frac{\partial}{\partial x_1} \left(\sigma_{11} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{21} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial x_2} \left(\sigma_{12} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{22} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) \right] dx dy \\ &= \int_{A^*} \left[\frac{\partial}{\partial x} \left(\sigma_{11} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{21} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\sigma_{12} \frac{\partial u_1}{\partial x} + \sigma_{22} \frac{\partial u_2}{\partial x} \right) \right] dx dy \quad (2.13) \end{aligned}$$

uma vez que as coordenadas x_1 e x_2 , na notação indicial x_i para $x = 1, 2$, referem-se às coordenadas x e y no sistema de coordenadas cartesianas. A Equação (2.13) pode ser simplificada em notação indicial por

$$\int_{\Gamma^*} T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds = \int_{A^*} \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) dx dy \quad (2.14)$$

o que confirma a validade da Eq. (2.5b) e a relação de igualdade com a Eq. (2.9a). A partir dessas considerações e da simples substituição das Eqs. (2.9a) e (2.14) na Eq. (2.4), fica demonstrado que a integral J definida ao longo de um caminho fechado é igual a zero o que confirma, portanto, o seu caráter de campo conservativo, conforme explicitamente indicado pela Eq. (2.15)

$$J = \int_{\Gamma^*} \mathcal{W} dy - \int_{\Gamma^*} T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds = \int_{A^*} \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) dx dy - \int_{A^*} \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) dx dy = 0 \quad (2.15)$$

Embora a formulação da integral J seja comumente abordada na sua forma bidimensional (sistema de coordenadas cartesianas ortogonais Ox_1x_2) e voltada para uma trinca localizada ao longo do eixo x (x_1), deve-se enfatizar que tal parâmetro é uma grandeza vetorial [81], $\vec{J}$, com três componentes definidas em um sistema de coordenadas tridimensionais ($Ox_1x_2x_3$). Dessa forma, a Eq. (2.4) pode ser expressa de forma generalizada por

$$J_k = \oint_{\Gamma^*} \left(\mathcal{W}n_k - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x_k} \right) ds \quad (i, k = 1, 2, 3) \quad (2.16)$$

em que J_k é a k -ésima componente de $\vec{J}$, sendo que para $k = 1$ a Eq. (2.16) retorna à formulação de J , Eq. (2.4), comumente abordada pela mecânica da fratura (i.e., $J_k = J_1 = J$). De forma análoga, a expressão da integral J fornecida por Rice [16], para um domínio de integração definido ao redor de uma trinca, pode ser dada por

$$J_k = \int_{\Gamma} \left(\mathcal{W}n_k - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x_k} \right) ds \quad (i, k = 1, 2, 3) \quad (2.17)$$

A partir das considerações anteriores, pode-se facilmente demonstrar que a integral J avaliada nas imediações de uma trinca contida em um sólido elástico (linear ou não linear) é independente do seu domínio de integração, Γ , caso tal trajetória se inicie em um ponto qualquer da superfície inferior da trinca e termine em um outro ponto qualquer sobre a sua superfície superior. Para isso, basta definir dois caminhos arbitrários e em sentidos opostos ao redor da trinca, Γ_I e Γ_{III} , que possam ser interconectados por meio de outros dois caminhos, Γ_{II} e Γ_{IV} , que incluam as superfícies da trinca de forma que uma área isenta de singularidade seja formada ao redor dessa trinca, conforme ilustrado na Fig. 2.5. A representação esquemática na Fig. 2.5 ilustra uma trinca cuja orientação é dada ao longo do eixo x_1 (i.e., pela normal $n_{x_2} = 1$) de forma que os cossenos diretores relativos ao seu ângulo (plano x_1 - x_2) são dados por $n_{x_1} = 1$ e $n_{x_2} = 0$.

Figura 2.5 – Representação esquemática do domínio de integração ao redor da ponta da trinca definido por um conjunto de quatro segmentos arbitrários

Fonte: Adaptado de Saxena [88]

Uma vez que a integral J ao longo de um caminho fechado é igual zero, conforme já demonstrado, o valor total de J ao longo do contorno fechado é igual a soma das contribuições de cada caminho; isto é,

$$J_{k\Gamma^*} = \sum_{l=I}^{IV} J_{k\Gamma_l} = J_{k\Gamma_I} + J_{k\Gamma_{II}} + J_{k\Gamma_{III}} + J_{k\Gamma_{IV}} = 0 \quad (2.18)$$

Devido ao fato dos contornos Γ_{II} e Γ_{IV} serem paralelos aos flancos da trinca definidos ao longo do eixo x_1 (x), a direção do vetor normal unitário é dada ao longo do eixo x_2 (y) de forma que a sua primeira componente, n_1 , é nula. Assim, $dy = n_1 ds = 0$. Além disso, deve ser levado em consideração o fato das superfícies da trinca serem livres de forma que todas as tensões nessas faces são nulas (i.e., $T_i = \sigma_{ij}n_j = 0$). Portanto, para o problema definido na Fig. 2.5 (i.e., J_k para $k = 1$), tem-se que o valor de J_1 é dado por

$$J_{k\Gamma^*} = \sum_{l=I}^{IV} J_{k\Gamma_l} = J_{k\Gamma_I} + J_{k\Gamma_{II}} + J_{k\Gamma_{III}} + J_{k\Gamma_{IV}} = 0$$

$$J_{k\Gamma^*} = \int_{\Gamma_I} I_k ds + \int_{\Gamma_{II}} I_k ds + \int_{\Gamma_{III}} I_k ds + \int_{\Gamma_{IV}} I_k ds = 0$$

$$J_{1\Gamma^*} = \int_{\Gamma_I} I_1 ds + \int_{\Gamma_{II}} I_1 ds + \int_{\Gamma_{III}} I_1 ds + \int_{\Gamma_{IV}} I_1 ds = 0$$

$$\int_{\Gamma_I} I_1 ds + \int_{\Gamma_{III}} I_1 ds = 0$$

$$\int_{\Gamma_I} I_1 ds = - \int_{\Gamma_{III}} I_1 ds$$

$$J_{1\Gamma_I} = -J_{1\Gamma_{III}} \quad (2.19)$$

em que I_k refere-se de forma simplificada ao integrando para uma dada componente k de $\vec{j}$. Observa-se que valor de $J_{1\Gamma_I}$ é positivo devido à convenção adotada (sentido anti-horário). Portanto, fica evidente que a integral J definida por qualquer domínio de integração ao redor da trinca fornece o mesmo valor absoluto indicando a sua natureza independente do caminho de integração.

2.1.2.2 A integral J e a taxa de dissipação de energia

Nesta seção a integral J é conceitualmente interpretada à luz da termodinâmica como a taxa⁵ de variação da energia potencial, $d\mathcal{U}$, em relação à variação infinitesimal do comprimento da trinca, da .

⁵ Embora o termo taxa seja comumente associado a fenômenos dependentes do tempo, no contexto energético da integral J assume-se que o carregamento não é dependente do tempo e que a contribuição da energia cinética é desprezível no início da fratura. Para maiores detalhes, recomenda-se consultar Saxena [88].

O conceito energético do mecanismo de fratura foi originalmente proposto por Alan Arnold Griffith em 1921 [11] ao definir as condições termodinâmicas necessárias para a ocorrência de fratura em materiais frágeis. Para uma melhor compreensão da abordagem energética de Griffith, considere o modelo de uma placa infinita ($W \gg 2a$) submetida a uma tensão remota (também definida como tensão global, σ_∞) e que contém uma trinca de comprimento $2a$, a qual é passante ao longo da espessura da placa (B) conforme representação esquemática da Figura 2.6.

Figura 2.6 – Modelo da placa infinita submetida a uma tensão uniaxial remota σ_∞ na presença de uma trinca passante ao longo da espessura e de comprimento $2a$

Fonte: Adaptado de Anderson [1]

O balanço energético de Griffith [11] para que haja um aumento incremental na área da trinca, $d\mathcal{A} = 2Bda$, sob a condição de equilíbrio, é dado por

$$\frac{d\mathcal{E}}{d\mathcal{A}} = \frac{d\mathcal{U}}{d\mathcal{A}} + \frac{d\mathcal{W}_s}{d\mathcal{A}} = 0 \quad (2.20)$$

em que $\mathcal{E}$ é a energia total do sistema, $\mathcal{U}$ é a energia potencial (definida pela diferença entre a energia de deformação interna e o trabalho das forças externas), $\mathcal{W}_s$ é o trabalho necessário para a criação de novas superfícies de fratura e $d\mathcal{A}$ corresponde ao aumento incremental da área da trinca ($d\mathcal{A} = 2Bda$). A Eq. (2.20) consiste em um balanço energético fundamentado na Primeira Lei da Termodinâmica. A sua interpretação permite afirmar que a fratura ocorre

somente se a diferença da energia potencial for igual ou superior à energia necessária para a criação duas superfícies de fratura ($d\mathcal{U} \geq d\mathcal{W}_s$). Apesar da relativa simplicidade em prever as condições necessárias para a fratura, essa abordagem energética limitava-se a materiais de natureza frágil que apresentasse um comportamento puramente linear; isto é, isento de quaisquer indícios de não linearidade na relação tensão vs. deformação.

Visando aplicar o conceito de Griffith para materiais de engenharia, tal como o aço SAE 4340, Irwin [90] define uma abordagem mais ampla ao propor um modelo que não requer a hipótese de ausência de plasticidades. Dessa forma, Irwin define o conceito da taxa de dissipação de energia de deformação elástica, $\mathcal{G}$, a qual pode ser interpretada como a energia disponível ou, ainda, como a força motriz responsável por promover um aumento incremental da trinca, conforme Eq. (2.21)

$$\mathcal{G} = -\frac{d\mathcal{U}}{d\mathcal{A}} \quad (2.21)$$

No ano seguinte, Irwin [14] demonstrou que a taxa de dissipação de energia poderia ser relacionada ao fator de intensidade de tensões por meio da seguinte expressão

$$\mathcal{G}_I = \frac{K_I^2}{E'} \quad (2.22)$$

em que $\mathcal{G}_I$ e K_I representam, respectivamente, a taxa de dissipação de energia de deformação elástica e o fator de intensidade de tensões elástico-linear, ambos os parâmetros associados ao modo I de deformação dos flancos da trinca, e $E' = E$ para a condição de EPT e $E' = E/(1 - \nu^2)$ para condição de EPD, sendo que E é o módulo de elasticidade longitudinal e ν o coeficiente de Poisson.

O conceito da integral J fundamentado em uma abordagem termodinâmica deve-se à sua correlação com a taxa de dissipação de energia $\mathcal{G}_I$ [16,77,78] em regime elástico-linear. Para um material elasto-plástico em condições SSY, Rice [16,77,78] demonstrou que o campo de deformação, em condições de EPD, poderia ser associado à taxa de dissipação de energia $\mathcal{G}_I$ por meio da seguinte relação

$$J = \frac{1 - \nu^2}{E} K_I^2 = \mathcal{G}_I \quad (2.23)$$

Rice [16,77,78] ainda observou que para condições de escoamento plástico em pequena escala, de forma que o estado de tensões linear não seja perturbado significativamente, a integral J também poderia ser definida em termos da variação da energia potencial em relação à variação incremental do comprimento da trinca, conforme a seguinte expressão

$$J = - \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \frac{\mathcal{U}/B(a + \Delta a) - \mathcal{U}/B(a)}{\Delta a} = - \frac{\partial(\mathcal{U}/B)}{\partial a} \quad (2.24)$$

em que J representa a taxa da diminuição da energia potencial normalizada pela espessura, $\mathcal{U}/B$, em relação ao comprimento da trinca, a , de forma que $-d\mathcal{U} = JBda$. Portanto, a energia potencial ($\mathcal{U}$), estabelecida pela diferença entre a energia de deformação interna armazenada no sólido e o trabalho das forças externas realizado sobre o mesmo, medida em uma área (A) no em torno da trinca delimitada por um contorno de integração (Γ), vide Fig. 2.3 da seção anterior, é expressa por

$$\mathcal{U}/B = \int_A W dx dy - \int_{\Gamma_T} T_i u_i ds \quad (2.25)$$

cujos termos, à exceção de Γ_T que se refere à porção do contorno Γ sobre a qual as tensões do vetor tensão $\vec{T}$ são prescritas, encontram-se definidos na Seção 2.1.2.1. O primeiro termo à direita da igualdade da Eq. (2.25) corresponde à densidade de energia de deformação interna integrada sob um domínio específico ou, simplesmente, ao trabalho realizado sobre o sólido para uma dada condição de carregamento (i.e., sob controle de carga ou de deslocamento). Já o segundo termo à direita da igualdade da Eq. (2.25), corresponde ao vetor tensão $\vec{T}$ que especifica as tensões sobre o contorno Γ .

Fazendo uma analogia com o conceito da taxa de dissipação de energia elástica ($\mathcal{G}_I$) no contexto da MFEL [14,90], pode-se afirmar que a quantidade medida da integral J para materiais elásticos não lineares é numericamente definida pela diferença de área estabelecida entre as curvas carga-deslocamento associadas às trincas de comprimento a e $a + da$, conforme esquematicamente ilustrado Figura 2.7. Conforme já mencionado, a energia potencial ($\mathcal{U}$) é estabelecida pela diferença entre a energia de deformação interna e o trabalho das forças externas. Com base nessa interpretação, a energia $\mathcal{U}$ é numericamente equivalente à área sobre a curva carga-deslocamento (P vs. Δ), conforme representação esquemática indicada na Figura 2.7 (a).

Figura 2.7 – Interpretação da taxa de dissipação da energia de deformação elástica não linear: **(a)** curva carga (P) vs. deslocamento (Δ); **(b)** carregamento dado por controle de força; **(c)** carregamento dado por controle de deslocamento; **(d)** sólido elástico não linear solicitado em modo I

Fonte: Adaptado de Begley e Landes [19]

Assim, pela análise da Fig. 2.7 (b), observa-se que a área hachurada é numericamente igual a $-(\Delta \mathcal{U})_P = JB\Delta a$. No caso em que as condições de contorno são estabelecidas pelo controle de força [i.e., para uma força fixada em P , vide Fig. 2.7 (b)], a taxa de dissipação de energia elástica não linear, J , é dada por

$$J = \left(\frac{\partial}{\partial a} \int_0^P \Delta dP \right)_P = \int_0^P \left(\frac{\partial \Delta}{\partial a} \right)_P dP \quad (2.26a)$$

enquanto para condições de contorno dadas em termos de controle de deslocamento [i.e., para um deslocamento fixado em Δ , vide Fig. 2.7 (c)], a taxa de dissipação não linear é dada por

$$J = - \left(\frac{\partial}{\partial a} \int_0^\Delta P d\Delta \right)_\Delta = - \int_0^\Delta \left(\frac{\partial P}{\partial a} \right)_\Delta d\Delta \quad (2.26b)$$

Neste último caso em que a sollicitação do sólido ocorre por controle de deslocamento, o segundo termo da Eq. (2.25) desaparece, visto que o contorno Γ_T deixa de ser prescrito. Assim, a energia potencial $\mathcal{U}$ (a qual é dada pela área sobre a curva P - Δ) passa a ser equivalente à energia de deformação interna a qual é definida pela área sob a curva P - Δ , conforme indicado na Figura 2.7 (a). De acordo com a Figura 2.7 (b), a variação da energia potencial $(\Delta\mathcal{U})_P$ difere em relação à variação $(\Delta\mathcal{U})_\Delta$ por uma quantidade adicional de $(dPd\Delta/2)$, a qual é infinitesimalmente pequena em relação à quantidade $(\Delta\mathcal{U})_P$. Portanto, pode-se assumir que a força motriz definida pela taxa de dissipação de energia de deformação elástica não linear (J) obtida por controle de força, Eq. (2.26a), é equivalente à taxa obtida via controle de deslocamento, Eq. (2.26b), de forma que o trabalho das forças externas sobre o sólido [vide Fig. 2.27 (d)] independe da condição de carregamento. Resultado análogo é obtido para a taxa de dissipação de energia de deformação elástica-linear ($\mathcal{G}$) abordada no contexto da MFEL [14,90].

Em suma, a integral J , no contexto energético, mede o campo de deformação desenvolvido no em torno da ponta da trinca em virtude do trabalho das forças externas dissipado na forma de energia de deformação interna no sólido elasto-plástico. Conforme discussão mais adiante na Seção 2.3, a definição energética da integral J serviu de base para o desenvolvimento dos primeiros procedimentos experimentais de avaliação da integral J [19–21,91,92].

2.1.2.3 A integral J e a solução de referência HRR

Além de ser definida como um critério de fratura energético para os materiais elasto-plásticos, conforme visto na seção anterior, a integral J também pode ser abordada como um parâmetro descritor do comportamento dos campos tensoriais (e.g., campos de tensão, deformação e de deslocamento) desenvolvidos nas vizinhanças da ponta de uma trinca

estacionária. Além disso, a integral J é capaz de quantificar a magnitude da singularidade elasto-plástica desses campos tanto para condições em EPD quanto em EPT. Com base nesse entendimento, a integral J é também conceitualmente definida pela MFEP como um fator de intensidade de tensão e de deformação de forma análoga ao parâmetro K utilizado no contexto da MFEL.

Análises elásticas não lineares (baseadas na teoria da deformação plástica convencional incorporando a teoria das pequenas deformações) realizadas, de forma independente, por Hutchinson [93,94] e Rice e Rosengren [95] demonstraram a existência de uma singularidade, a qual é dependente exclusivamente das propriedades de escoamento do material [e.g., tensão de escoamento (σ_{ys}) e expoente de encruamento (n)], ao estabelecerem uma relação unívoca entre a magnitude de J e os campos de tensão e deformação desenvolvidos nas imediações da ponta da trinca. Essas análises revelam que o produto da tensão e da deformação, Eq. (2.27), resulta na singularidade $1/r$ para pequenas distâncias à ponta da trinca conforme r tende a zero

$$\sigma_{ij}\varepsilon_{ij} \rightarrow \frac{\text{função de } \theta}{r} \text{ conforme } r \rightarrow 0 \quad (2.27)$$

em que σ_{ij} e ε_{ij} representam, respectivamente, as componentes dos tensores das tensões e deformações.

No entanto, para que a integral J possa ter validade como um parâmetro descritor das condições de fratura, deve-se pressupor que a singularidade elasto-plástica, a qual é dada em termos de r e n , deva prevalecer sobre uma escala de tamanho à frente da ponta da trinca superior à dimensão da região que envolve a zona de processo de fratura (ZPF), seja ela dúctil (R_{ZPFD}) ou frágil (R_{ZPFF}), conforme indicado na Figura 2.8. Dentro dessas condições, comumente denominada de região de dominância J (denotada por R_J), é possível caracterizar o processo de fratura a partir de valores específicos de J (e.g., J_c , J_{Ic} e $J-\Delta a$). Para as situações nas quais o processo de fratura é governado em regime SSY, é possível estabelecer valores críticos de J medidos na instabilidade por clivagem (J_c). Já em regime elasto-plástico, onde os efeitos de plasticidade são mais pronunciados, o início do crescimento da trinca e as quantidades limitadas desse crescimento podem ser correlacionados ao valor de iniciação de J (J_{Ic}) e à curva de resistência J ($J-\Delta a$), respectivamente. Detalhes adicionais das condições

fenomenológicas em relação à validade de J para trincas estacionárias e em crescimento sob carregamento monotônico podem ser encontrados na revisão sobre os aspectos da MFEP [96].

Figura 2.8 - Representação esquemática das diferentes zonas de processo de fratura

Fonte: Adaptado de Wallin [97]

Para um sólido incompressível, isotrópico, homogêneo e cuja relação constitutiva obedeça a uma lei de potência, tal como a relação de Ramberg-Osgood [98] (daqui em diante indicado por R&O), Hutchinson [93,94] e Rice e Rosengren [95] demonstram que a singularidade r^{-1} na densidade de energia de deformação elástica, $\mathcal{W}$, é capaz de promover singularidades características do tipo $r^{-1/(n+1)}$ no campo das tensões, $r^{-n/(n+1)}$ no campo das deformações e $r^{1/(n+1)}$ no campo dos deslocamentos. Dessa forma, para um material cuja relação tensão-deformação possa ser descrita por uma relação de potência, as singularidades podem ser descritas em coordenadas polares por meio do seguinte conjunto de equações

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta) \quad (2.28a)$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha\sigma_0}{E} \left(\frac{EJ}{\alpha\sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta) \quad (2.28b)$$

$$u_i - \hat{u}_i = \frac{J}{I_n \sigma_0} \left(\frac{\alpha\sigma_0^2 I_n r}{EJ} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{u}_i(n, \theta) \quad (2.28c)$$

em que r e θ são as coordenadas polares centradas na ponta da trinca, E o módulo de elasticidade definido pela relação entre a tensão de referência σ_0 e a deformação de referência ε_0 (i.e., $E = \sigma_0/\varepsilon_0$), α é uma constante adimensional definida pela relação constitutiva do material, n é o expoente de encruamento do modelo constitutivo adotado, $\tilde{\sigma}_{ij}$, $\tilde{\varepsilon}_{ij}$ e $\tilde{u}_i$ são funções adimensionais dependentes de θ e de n , I_n é uma constante adimensional de integração dependente de n e das condições de tensão prevalentes nas vizinhas da trinca (i.e., se os campos são definidos por um EPD ou EPT) e, por fim, $\hat{u}_i$ é uma constante.

A integral J que aparece no conjunto de Eqs. (2.28a) - (2.28c) quantifica a amplitude da singularidade elasto-plástica que surge à frente da ponta da trinca, tal como o parâmetro K mede a amplitude da singularidade elástica-linear em condições SSY. Esse conjunto de equações é denominado de soluções HRR em referência às iniciais dos seus idealizadores, Hutchinson, Rice e Rosengren. Portanto, a Eq. (2.28) compõe a solução HRR a qual demonstra que as amplitudes da singularidade elasto-plástica HRR são governadas univocamente pela integral J . Desse modo, para quaisquer distâncias r (dada uma posição angular θ fixa) dentro da zona de dominância J (vide Fig. 2.8), J descreve o comportamento dos campos tensoriais à frente da trinca de forma que o seu valor tende a se manter constante e independente do caminho de integração para um dado nível de carregamento aplicado sobre o sólido.

Hutchinson [93] apresenta os valores de I_n calculados nas condições de EPD e EPT para uma trinca submetida ao modo I de carregamento, conforme o gráfico indicado na Fig. 2.9, e a variação angular da função $\tilde{\sigma}_{ij}$. Já os valores das funções adimensionais ($\tilde{\sigma}_{ij}$, $\tilde{\varepsilon}_{ij}$, $\tilde{u}_i$), bem como da constante I_n para $1 \leq n \leq \infty$, foram tabulados por Shih [99] tanto para condições em EPD quanto em EPT. Valores detalhados da constante I_n e das funções $\tilde{\sigma}_{ij}$ e $\tilde{\varepsilon}_{ij}$ obtidos por Shih [99] também podem ser encontrados no Apêndice 1 do livro texto do Saxena [88].

Figura 2.9- Valores da constante de integração adimensional I_n para condições de EPD e EPT no plano de uma trinca $\theta = 0$ submetida ao modo I de carregamento

Fonte: Adaptado de Hutchinson [93]

Embora a solução HRR fosse capaz de descrever os campos de tensão e deformação em materiais elasto-plásticos e perfeitamente plásticos, tanto em condições de EPT quanto em EPD, tal solução ficava restrita apenas às condições em que o carregamento fosse dado puramente por esforços simétricos (Modo I) ou antissimétricos (Modo II). Com o intuito de analisar os efeitos combinados de carregamento entre o modo I e o modo II sobre a singularidade do campo HRR e a sua implicação sobre a direção de iniciação da trinca, Shih [100], por meio de análises analíticas baseadas na Teoria do Campo das Linhas de Deslizamento (*Slip Line Field Theory*), daqui em diante denotada por TCLD, propôs uma expressão geral para a solução HRR ao levar em consideração as contribuições das parcelas de carregamento atribuídas aos esforços de tração (Modo I) e de cisalhamento no plano da trinca (Modo II), conforme o seguinte conjunto de solução

$$\sigma_{ij} = \sigma_o \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_o^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta, \mathcal{M}^p) \quad (2.29a)$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha \sigma_o}{E} \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_o^2 I_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta, \mathcal{M}^p) \quad (2.29b)$$

$$u_i - \hat{u}_i = \frac{J}{I_n \sigma_o} \left(\frac{\alpha \sigma_o^2 I_n r}{EJ} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{u}_i(n, \theta, \mathcal{M}^p) \quad (2.29c)$$

em que $\mathcal{M}^p$ é um parâmetro adimensional, cujo valor varia entre 0 e 1, que mede a quantidade relativa de esforços axiais de tração em relação aos esforços cisalhantes de tal forma que para $\mathcal{M}^p = 0$ tem-se condições de cisalhamento puro (Modo II), enquanto que para $\mathcal{M}^p = 1$ tem-se condições de tração pura (modo I) [100]. Dessa forma, a constante de integração I_n e as funções angulares $\tilde{\sigma}_{ij}$, $\tilde{\varepsilon}_{ij}$ e $\tilde{u}_i$ passam também a ser dependentes do modo de carregamento dado pela simetria dos campos em relação ao plano da trinca (e.g., Modo I, II, I-II, etc.) [100]. Posteriormente, como forma de análise complementar à abordagem inicial dos efeitos combinados de carregamento, Pan e Shih [101,102] determinaram por elementos finitos os campos elasto-plásticos derivados da combinação de carregamentos remotos impostos por campos de deslocamentos em modo I e III [101] e em modo II e III [102] aplicados sobre uma camada de contorno limite (i.e., modelo BL, do inglês *Boundary Layer*, o qual é abordado oportunamente na Seção 2.2.2 mais adiante) representativa do modelo numérico da trinca. Na análise combinada entre o modo I e III, Pan e Shih [101] identificaram que as tensões definidas no plano (σ_{rr} , $\sigma_{\theta\theta}$, $\sigma_{r\theta}$) são ainda mais singulares em relação à singularidade de tais tensões no campo HRR. Em contrapartida, as tensões cisalhantes fora do plano (σ_{rz} , $\sigma_{\theta z}$) são menos singulares em relação às suas correspondentes no campo HRR. Em outras palavras, significa dizer que a magnitude das tensões definidas no plano (σ_{rr} , $\sigma_{\theta\theta}$, $\sigma_{r\theta}$) aumentam de forma mais acentuada em modo I-III conforme a análise das tensões se aproxima da ponta da trinca (i.e., quando $r \rightarrow 0$), enquanto que a singularidade das tensões cisalhantes fora do plano (σ_{rz} , $\sigma_{\theta z}$) diminui. Já na análise combinada II-III, Pan e Shih [102] constataram que as tensões no plano (σ_{rr} , $\sigma_{\theta\theta}$, $\sigma_{r\theta}$) são menos singulares, enquanto que as tensões cisalhantes fora do plano são mais singulares em relação às suas correspondentes tensões no campo HRR. Essas características podem exercer importantes implicações no comportamento à fratura conforme discutido em Pan e Shih [101,102]. Detalhes adicionais dos campos elasto-plásticos representados pelas Eqs. (2.28) e (2.29) podem ser consultados em [93–95,100–102].

Dentre as variáveis que descrevem a singularidade HRR, o expoente de encruamento é um dos mais importantes, pois afeta diretamente a extensão da singularidade HRR (i.e., a dimensão característica da região em que a singularidade dos campos HRR é quantificada e descrita por J) e, portanto, a escala de tamanho físico relevante para o processo microestrutural de fratura, conforme será visto na Seção 2.2.4.

A relação constitutiva utilizada por Hutchinson [93], para descrever a relação não linear entre a tensão e a deformação e estabelecer a solução HRR em materiais elasto-plásticos, é baseada no modelo de R&O [98], cuja relação tensão vs. deformação pode ser representada esquematicamente pela Figura 2.10.

Figura 2.10 - Relação tensão-deformação do tipo Ramberg-Osgood

Fonte: Adaptado de Hutchinson [93]

Para condições de carregamento uniaxial, a relação de R&O [98] é dada por

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (2.30)$$

sendo que os termos σ_0 e ε_0 referem-se, respectivamente, à tensão de referência e à deformação de referência, ambas usualmente definidas no ponto de escoamento, α é uma

constante do material correspondente ao mesmo fator contido nas Eqs. (2.28) e (2.29), e n o expoente de encruamento do material (ou, alternativamente, o inverso do coeficiente de encruamento). A deformação de referência é, em geral, associada ao módulo de Young de forma que $\varepsilon_0 = \sigma_0/E$. Já os parâmetros α e n são utilizados para o ajuste da curva, em escala logarítmica, tensão-deformação plástica. Para materiais com elevada capacidade de encruamento, os valores de n variam tipicamente na faixa de 3 a 5 enquanto para materiais de baixo encruamento os valores de n são da ordem de 20. Como exemplo, nas análises numéricas por elementos finitos realizadas por Shih e German [103] o valor de α adotado no modelo constitutivo de R&O foi de 3/7. Betegón e Hancock [104] também utilizaram o mesmo valor de α .

Assintoticamente, conforme a análise dos campos se aproxima da ponta da trinca, as contribuições das deformações que variam linearmente com a tensão são desprezíveis comparados aos termos exponenciais. Desse modo, a relação de R&O, Eq. (2.30), recai em uma relação pura de potência, conforme Eq. (2.31)

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (2.31)$$

O critério para o escoamento inicial sob condições de tensões combinadas (i.e., estado multiaxial de tensão) ocorre quando a função das componentes da tensão, comumente designada de tensão equivalente ou tensão efetiva (σ_e), atinge o nível da tensão de escoamento obtida no ensaio convencional de tração (i.e., $\sigma_{11} = \sigma_{ys}$, $\sigma_{22} = 0$ e $\sigma_{33} = 0$). A tensão σ_e mais comumente utilizada é a tensão de von Mises cujas componentes, no EPD, podem ser representadas em coordenadas cartesianas por

$$\sigma_e = \left\{ \frac{1}{2} [(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + (\sigma_{11} - \sigma_{22})^2] + 3(\sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2 + \sigma_{12}^2) \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (2.32a)$$

ou, alternativamente, em coordenadas cilíndricas por

$$\sigma_e = \left\{ \frac{1}{2} [(\sigma_{\theta\theta} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{zz} - \sigma_{rr})^2 + (\sigma_{rr} - \sigma_{\theta\theta})^2] + 3(\sigma_{\theta z}^2 + \sigma_{zr}^2 + \sigma_{r\theta}^2) \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (2.32b)$$

e, no EPT (i.e., em que $\sigma_{33} = \sigma_{zz} = 0$ e $\sigma_{31} = \sigma_{23} = \sigma_{zr} = \sigma_{\theta z} = 0$), são representadas por

$$\sigma_e = (\sigma_{11}^2 - \sigma_{11}\sigma_{22} + \sigma_{22}^2 + 3\sigma_{12}^2)^{\frac{1}{2}} \quad (2.32c)$$

$$\sigma_e = (\sigma_{rr}^2 - \sigma_{rr}\sigma_{\theta\theta} + \sigma_{\theta\theta}^2 + 3\sigma_{r\theta}^2)^{\frac{1}{2}} \quad (2.32d)$$

Dessa forma, a generalização da relação expressa pela Eq. (2.30), para um estado multiaxial de tensão associada à teoria da plasticidade J_2^6 (comumente denominada de J_2 *deformation theory of plasticity*), fornece as componentes do tensor de deformações infinitesimal ε_{ij} (i.e., associado à teoria das pequenas deformações) por meio da soma das contribuições elástica ε_{ij}^e e plástica ε_{ij}^p conforme a seguinte relação de igualdade

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p \quad (2.33a)$$

cujas componentes ε_{ij}^e e ε_{ij}^p são dadas, respectivamente, por

$$\varepsilon_{ij}^e = \frac{(1+\nu)}{E} s_{ij} + \frac{(1-2\nu)}{3E} \sigma_{kk} \delta_{ij} \quad (2.33b)$$

$$\varepsilon_{ij}^p = \frac{3}{2} \alpha \varepsilon_0 \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_0} \right)^{n-1} \frac{s_{ij}}{\sigma_0} \quad (2.33c)$$

em que σ_{kk} representam as componentes do tensor das tensões de Cauchy (que neste contexto estão associadas às tensões principais), δ_{ij} o delta de Kronecker, E o módulo de Young, ν o coeficiente de Poisson, α a constante do material, n o expoente de encruamento ($1 \leq n \leq \infty$), σ_0 a tensão de referência (comumente definida no ponto de escoamento), ε_0 a deformação de referência dada por $\varepsilon_0 = \sigma_0/E$ e σ_e a tensão efetiva ou equivalente de von Mises a qual é definida como

$$\sigma_e = \left(\frac{3}{2} \sum_{i=1}^3 \sum_{j=1}^3 s_{ij}^2 \right)^{1/2} = \left(\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij} \right)^{1/2} \quad (2.33d)$$

⁶ Teoria da plasticidade associada ao critério de escoamento estabelecido por von Mises que assume o início do escoamento quando o segundo invariante da tensão-desvio, J_2 , excede um determinado valor crítico.

em que s_{ij} representa as componentes do tensor de tensões desviador (também denominado de tensor de tensões deviatório ou tensor de tensões anti-esférico), o qual é responsável pela mudança de forma (distorcional) do corpo e pode ser convenientemente expresso por

$$s_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{kk} \delta_{ij} \quad (2.33e)$$

em que σ_{ij} são as componentes do tensor de tensões total que, por sua vez, é dado pela soma do tensor de tensões desviador e do tensor de tensões hidrostático conforme a seguinte representação matricial

$$[\sigma_{ij}] = [s_{ij}] + \sigma_h [I]$$

em que $[I]$ é uma matriz identidade 3x3 e σ_h a tensão hidrostática dada por $\sigma_h = I_1/3 = \sigma_{kk}/3 = (\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})/3$ em que I_1 é o primeiro invariante do tensor $[\sigma_{ij}]$ ou $I_1 = \text{tr}[\sigma_{ij}]$. Em materiais isotrópicos, o tensor de tensões hidrostático ou esférico, assim também denominado devido ao fato do valor da tensão σ_h ser o mesmo, independentemente da orientação dos eixos coordenados, é responsável apenas pela variação de volume.

Já as análises conduzidas por Rice e Rosengren [95], também referentes a um sólido incompressível, homogêneo e isotrópico, foram baseadas em tensões (τ) e deformações cisalhantes (γ) cuja relação entre as tensões desviatórias e as deformações baseadas no critério de von Mises é expressa por

$$s_{ij} = \frac{2\tau}{\gamma} \varepsilon_{ij} \quad (2.34a)$$

em que $\tau = \sqrt{1/2 s_{ij} s_{ij}}$ e $\gamma = \sqrt{2 s_{ij} s_{ij}}$ de forma que a relação constitutiva segue uma lei de potência expressa por

$$\frac{\tau}{\tau_0} = \frac{\gamma}{\gamma_0}, \quad \gamma \leq \gamma_0 \quad (2.34b)$$

$$\frac{\tau}{\tau_0} = \left(\frac{\gamma}{\gamma_0} \right)^N, \quad \gamma > \gamma_0 \quad (2.34c)$$

ou, alternativamente, a fim de manter a compatibilidade com o expoente de encruamento n da relação de R&O, pode ser dada por

$$\frac{\gamma}{\gamma_0} = \frac{\tau}{\tau_0}, \quad \gamma \leq \gamma_0 \quad (2.34d)$$

$$\frac{\gamma}{\gamma_0} = \left(\frac{\tau}{\tau_0} \right)^{\frac{1}{\mathcal{N}}} = \left(\frac{\tau}{\tau_0} \right)^n, \quad \gamma > \gamma_0 \quad (2.34e)$$

em que τ_0 e γ_0 representam, respectivamente, a tensão e a deformação de referência (definidas no ponto de escoamento por cisalhamento) e $\mathcal{N}$ ($\mathcal{N} = 1/n$) é o expoente de encruamento cujos valores vão de $\mathcal{N} = 0$ (ou $n = \infty$), para um comportamento elástico-perfeitamente plástico, a $\mathcal{N} = 1$ (ou $n = 1$), para um comportamento perfeitamente elástico, conforme comportamento representado pela Figura 2.11.

Figura 2.11 - Relação tensão-deformação do tipo lei de potência simples

Fonte: Adaptado de Rice e Rosengren [95]

A partir da abordagem de Rice e Rosengren [95], as singularidades dos campos de tensão e deformação em termos das tensões cisalhantes passam a ser expressas por $r^{1/(n+1)}$ e

$r^{n/(n+1)}$, respectivamente, as quais são descritivas dos campos desenvolvidos nas imediações da ponta de uma trinca submetida ao modo III de carregamento (também denominado na literatura de *anti-plane shear*).

É importante ressaltar que as primeiras formulações dos campos elasto-plásticos eram baseadas na teoria da plasticidade convencional. A fim de levar em consideração os efeitos do histórico de carregamento sobre o comportamento dos campos elasto-plásticos, formulações mais robustas baseadas na teoria incremental (*flow theory of plasticity* ou *incremental theory of plasticity*) foram incorporadas ao modelo constitutivo do material. Como exemplo, a forma incremental da Eq. (2.33) baseada na teoria incremental associada ao segundo invariante do tensor desviador das tensões J_2 (J_2 flow theory) é dada por

$$\frac{d\varepsilon_{ij}}{\varepsilon_0} = (1 + \nu) \frac{d\sigma_{ij}}{\sigma_0} - \nu \frac{d\sigma_{kk}}{\sigma_0} \delta_{ij} + \frac{3}{2} n \alpha \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_0} \right)^{n-2} \frac{s_{ij}}{\sigma_0} \frac{d\sigma_e}{\sigma_0} \quad (2.35)$$

A partir dos diferenciais ou incrementos de tensão, é possível determinar os incrementos da deformação plástica a cada instante do carregamento de forma a se obter, a partir da integração ou somatório de cada parcela, a deformação total. Dentro da abordagem da teoria incremental pode haver algumas variações de formulações as quais estão associadas ao modo pelo qual se dá a relação entre os incrementos de deformação plástica e as tensões (e.g., formulação de Levy-Mises, Prandtl-Reuss, etc.). A teoria incremental é mais geral e aplicável em relação à teoria da deformação plástica [105]. Embora inicialmente houvesse uma grande preocupação em relação à aplicação de J a materiais descritos por uma teoria incremental (como é o caso da maioria dos materiais estruturais como, por exemplo, aços ou ligas de alumínio), uma vez que as bases teóricas de J estavam alicerçadas na teoria da deformação plástica, inúmeros estudos desenvolveram com sucesso análises detalhadas dos campos elasto-plásticos ao incorporarem a formulação incremental [87,103,104,106].

2.1.3 Critério de fratura elasto-plástico baseado no parâmetro δ

Embora neste trabalho a análise dos efeitos de geometria e de carregamento esteja centrada nas medidas de tenacidade à fratura expressas em termos da integral J , é feita uma breve abordagem sobre o parâmetro $CTOD$ (do inglês *Crack Tip Opening Displacement*,

também representado por δ) devido à sua importância tecnológica e vasta aplicabilidade na indústria.

Wells [15,79] e Cottrell [80] introduziram, de forma independente, um critério de fratura baseado no conceito de um deslocamento crítico para o distanciamento dos flancos da trinca (definido originalmente como COD^7 , do inglês *Crack Opening Displacement*) em aços estruturais que apresentavam indícios significativos de deformação plástica precedente à fratura. Com base nesse critério, assume-se que a fratura de uma dada estrutura (i.e., um corpo de prova ou um dado componente) ocorre quando o deslocamento de abertura da trinca alcança um valor crítico (i.e., quando $\delta \geq \delta_c$) o qual é característico do material e, portanto, independente da geometria do corpo de prova. Essa hipótese foi confirmada pelas primeiras investigações experimentais realizadas por Begley e Landes [19] que indicavam que o $CTOD$ na iniciação do crescimento da trinca, δ_{Ic} , assumia o mesmo valor para um dado material independentemente da geometria do corpo de prova. Dessa forma, além dos parâmetros K e J já citados nas seções anteriores, ficava evidente que parâmetro δ também poderia ser convenientemente utilizado como um critério de fratura.

A consolidação do $CTOD$, como o principal parâmetro elasto-plástico para quantificar a tenacidade à fratura em materiais de elevada tenacidade, precedeu o desenvolvimento da integral J por vários anos. Esse foi um dos motivos pelos quais o parâmetro δ foi largamente utilizado como um importante parâmetro de tenacidade à fratura na indústria de óleo e gás, principalmente durante o desenvolvimento do campo petrolífero do Mar do Norte, e que ainda hoje continua sendo amplamente empregado nas avaliações de integridade estrutural, bem como nos procedimentos de qualificação de processos de soldagem e no controle de qualidade dos processos de fabricação nos mais variados setores industriais [23].

Conforme destacado por Sorem, Dodds e Rolfe [30], os ensaios de tenacidade à fratura expressos em termos do $CTOD$, a partir de corpos de prova SE(B), são comumente realizados com o intuito de estabelecer critérios na seleção de materiais com potencial aplicação estrutural, fornecer valores de tenacidade à fratura para análises ECA e assegurar um nível aceitável de qualidade durante um processo de instalação ou fabricação de algum componente ou estrutura (e.g., validar uma especificação de procedimento de soldagem). Essa vasta aplicabilidade, associada à disponibilidade e à análise de um extenso banco de dados de

⁷Essa definição foi posteriormente alterada para $CTOD$ para distingui-la da quantidade de deslocamento da abertura da boca da trinca $CMOD$ (do inglês *Crack Mouth Opening Displacement*) medida na superfície do corpo de prova [23].

medidas experimentais de *CTOD* provenientes de aços comumente empregados em plataformas *offshore*, dutos e vasos de pressão [107], fez com que o BWI (*British Welding Institute*) instituisse uma curva de projeto baseada exclusivamente no parâmetro *CTOD*. Devido a esses fatores, aliado à sua simplicidade experimental de medição, o *CTOD* continua sendo largamente utilizado em diversas aplicações práticas envolvendo o uso direto da MFEP em análises de integridade estrutural nos mais variados componentes e equipamentos industriais. Motivado por essas observações, a seguir é feita uma breve abordagem das mais variadas definições do parâmetro *CTOD* e da sua correlação com a integral *J*.

Deve-se salientar que o valor crítico estabelecido para o *CTOD* depende da maneira pela qual a fratura ocorre no material. Dessa forma, o *CTOD* pode ser definido no ponto de instabilidade por clivagem sem (δ_c) ou com evidência de crescimento estável de trinca (δ_u) ou, ainda, no ponto de carga máxima onde a fratura é comumente precedida por uma quantidade considerável de rasgamento dúctil (δ_m). Embora o valor de δ_c seja comumente associado a uma fratura isenta de crescimento subcrítico (Δa_p), os protocolos de ensaio permitem que o parâmetro *CTOD* seja definido como δ_c mesmo em casos onde há algum pequeno indício de Δa_p cujo valor permissível depende do tipo de abordagem e da norma utilizada. No caso da ASTM E1820, em sua versão mais recente [67], a definição do valor provisório de δ (i.e., δ_{Qc}) como um valor representativo das condições de fratura por instabilidade isenta de crescimento subcrítico (δ_c) fica condicionada aos seguintes critérios: (1) $B, b_o \geq 300 \delta_{Qc}$, (2) $\Delta a_p < 0,2 \text{ mm} + \delta_{Qc}/1,4$, em que B e b_o representam a espessura e o ligamento remanescente do corpo de prova, respectivamente.

2.1.3.1 Definição analítica do parâmetro *CTOD*

Embora a concepção do parâmetro *CTOD* se resuma na medição física do deslocamento da abertura da ponta de uma trinca inicialmente aguda, medida essa representada por δ conforme Fig. 2.12, o fato de inicialmente não ter havido uma definição clara sobre o seu real significado físico e como o mesmo deveria ser medido, fez com que inúmeras abordagens fossem propostas a fim de elucidar melhor a sua definição como um parâmetro físico capaz de ser utilizado como critério de fratura. Como resultado, inúmeros modelos analíticos, geométricos e experimentais foram propostos a fim de estabelecer uma definição mais concreta e consensual para esse parâmetro, conforme abordado por Schwalbe et al. [108].

Figura 2.12 - Definições alternativas do *CTOD*: (a) modelo de Cottrell; (b) modelo de Wells; (c) modelo de Dugdale

Fonte: Adaptado de (a) Dieter [109]; (b) e (c) Schwalbe et al. [108]

A definição analítica do deslocamento da abertura da ponta da trinca proposta por Cottrell [80] considera que o material à frente da trinca contém uma série de corpos de prova de tração em miniatura os quais possuem um comprimento útil (l) e uma largura (W),

conforme representado pela Figura 2.12 (a). Nesse modelo, o comprimento do corpo de prova é determinado pelo raio de curvatura da ponta da trinca (ρ), enquanto a largura é delimitada por fatores microestruturais que controlam a ductilidade. Durante o processo de carregamento, a iniciação da trinca ocorre a partir do momento em que o corpo de prova imediatamente adjacente à ponta da trinca sofre o processo de fratura. Dessa forma, o crescimento da trinca irá depender, inerentemente, do comportamento à fratura dos demais corpos de prova à frente da ponta da trinca. Assim, caso a fratura do primeiro corpo de prova promova uma imediata fratura do segundo, e assim sucessivamente, até um determinado número crítico de fraturas, o crescimento da trinca é caracterizado por uma condição instável. Em contrapartida, para a situação na qual a fratura do primeiro corpo de prova não promove a imediata fratura do segundo e dos demais corpos de prova, o crescimento da trinca ocorre de maneira estável.

Já a definição do parâmetro *CTOD* proposta por Wells [15,79] foi baseada no modelo analítico da zona plástica corrigida de Irwin [110] que define um comprimento efetivo de trinca, a_{eff} , ao incorporar o tamanho (raio) da zona plástica, r_y , desenvolvida à frente da trinca no comprimento inicial, a , dessa trinca (i.e., $a_{eff} = a + r_y$), conforme Figura 2.12 (b). Dessa forma, o modelo analítico de Wells para a definição do *CTOD* incorpora a solução elástica do campo dos deslocamentos obtidos para uma placa infinita com trinca central [vide deslocamento $v = u_y$ dado pela Eq. (2.1f) apresentada na Seção 2.1.1] de forma que a medida do *CTOD* atrás da ponta da trinca (i.e., $\theta = \pi$), em condições de EPT, é expressa por

$$\delta = 2u_y = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{\sigma_0 E} \quad (2.36a)$$

e de forma análoga em termos do seu valor crítico por

$$\delta_c = 2u_y = \frac{4}{\pi} \frac{K_{Ic}^2}{\sigma_0 E} \quad (2.36b)$$

em que σ_0 é a tensão de referência a qual, conforme indicada no trabalho de Wells [15,79], é definida como a tensão de escoamento do material, σ_{ys} . A Equação (2.36) deixa evidente que a abordagem do *CTOD* proposta por Wells nada mais é do que uma extensão da validade do fator K para condições elasto-plásticas onde os limites de validade da MFEL são violados. É importante frisar que a tensão de referência pode ser associada à tensão de escoamento, σ_{ys} ,

comumente determinada para um *offset* de 0,2%, ou à tensão de fluxo (σ_{flux} ou σ_f) definida por $\sigma_{flux} = (\sigma_{ys} + \sigma_{uts}/2)$, em que σ_{uts} é o limite de resistência à tração. A tensão de fluxo incorpora indiretamente e de forma simplificada o efeito de encruamento do material, o que afeta o valor do *CTOD*, conforme será visto mais adiante. Embora o modelo de Wells se aplique bem somente para condições de carregamento em que $\sigma \sim 0,5\sigma_{ys}$, esse modelo possui a vantagem de poder ser utilizado em qualquer geometria para a qual a solução de K seja conhecida.

Fazendo uma simples analogia à interpretação energética do fator de intensidade de tensão [90] no EPT, $\mathcal{G} = K_I^2/E$, alternativamente, o *CTOD* pode ser relacionado à taxa de dissipação de energia, vide Eq. (2.22) na Seção 2.1.2.2, por meio da seguinte expressão

$$\delta = \frac{4}{\pi} \frac{\mathcal{G}}{\sigma_0} \quad (2.37a)$$

e de forma análoga em termos do seu valor crítico por

$$\delta_c = \frac{4}{\pi} \frac{\mathcal{G}_c}{\sigma_0} \quad (2.37b)$$

em que $\mathcal{G}_c$ representa a taxa crítica de dissipação de energia de deformação elástica. Logo, na condição limite do escoamento em pequena escala, o *CTOD* é relacionado ao parâmetro $\mathcal{G}$ e ao fator K_I .

Outra possibilidade de estimar o *CTOD* é por meio da abordagem analítica baseada no modelo da faixa de escoamento [111,112] proposto para materiais elásticos idealmente plásticos (i.e., material que não encrua em regime de deformação plástica) em condições de EPT. Esse modelo define uma zona plástica induzida por tensões de fechamento na ponta da trinca, cuja magnitude é equivalente à da tensão de escoamento. Baseando-se nesse modelo, Burdekin e Stone [113] propuseram por meio das funções complexas de Westergaard [12] uma expressão capaz de definir o *CTOD*, ao final da faixa de escoamento localizada nas extremidades de uma trinca central contida em uma placa infinita tensionada em modo I de deformação, Fig. 2.12 (c), de forma mais acurada conforme Equação (2.38)

$$\delta = \frac{8\sigma_0 a}{\pi E} \ln \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_0} \right) \quad (2.38)$$

de forma que a representação (expansão) em série de Taylor da função $\ln sec$ pode ser expressa por

$$\delta = \frac{8\sigma_0 a}{\pi E} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_0} \right)^2 + \frac{1}{12} \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_0} \right)^4 + \frac{1}{45} \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_0} \right)^6 + \dots \right] \quad (2.39a)$$

e sabendo que $K = \sigma \sqrt{\pi a}$ para o referido modelo da placa infinita, a Eq. (2.39a) expressa em termos do fator de intensidade de tensão fica

$$\delta = \frac{K_I^2}{\sigma_0 E} \left[1 + \frac{1}{6} \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_0} \right)^2 + \frac{8}{45} \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_0} \right)^6 + \dots \right] \quad (2.39b)$$

sendo que para tensões muito inferiores em relação à tensão de referência, $\sigma \ll \sigma_0$, a Eq. (2.39b) pode ser aproximada por

$$\delta = \frac{K_I^2}{\sigma_0 E} \quad (2.40a)$$

e de forma análoga em termos do seu valor crítico por

$$\delta_c = \frac{K_{Ic}^2}{\sigma_0 E} \quad (2.40b)$$

A partir de uma abordagem energética, a Eq. (2.40) pode ser ainda definida como

$$\delta = \frac{\mathcal{G}}{\sigma_0} \quad (2.41)$$

A análise das Eqs. (2.36) - (2.41) demonstra que, em condições SSY, o critério de fratura baseado no fator de intensidade de tensões, na taxa de dissipação de energia de deformação e deslocamento de abertura da trinca é equivalente. Embora essas equações relacionem as estimativas do parâmetro $CTOD$ por meio de uma tensão de referência σ_0 baseada exclusivamente na σ_{ys} , em virtude do modelo da faixa de escoamento assumir condições de tensão plana e um material elástico-perfeitamente plástico, a real relação entre

os parâmetros, δ , K_I e $\mathcal{G}$ depende do estado de tensão e da capacidade de encruamento do material. Assim, a forma mais geral da correlação dos parâmetros δ , K_I e $\mathcal{G}$ pode ser convenientemente expressa por

$$\delta = \frac{K_I^2}{m\sigma_{ys}E'} = \frac{\mathcal{G}}{m\sigma_{ys}} \quad (2.42)$$

onde m é uma constante adimensional que é aproximadamente 1,0 para EPT ($E' = E$) e 2,0 para EPD [$E' = E(1 - \nu^2)^{-1}$]. A constante m também é comumente denominada de fator de restrição plástica e é amplamente empregada nas relações entre a integral J e o parâmetro $CTOD$ obtidas em regime elasto-plástico, conforme abordagem discutida mais adiante na Seção 2.1.3.4. A seguir é feita uma breve abordagem das definições geométricas do $CTOD$.

2.1.3.2 Definição geométrica do parâmetro $CTOD$

Há inúmeras definições geométricas para o parâmetro $CTOD$, no entanto as duas definições mais comuns referem-se ao modelo do deslocamento na ponta original da trinca (também conhecido como modelo da tangente - δ_t) e ao modelo da intersecção 90° (δ_{90°) (ou modelo da intersecção 45° - δ_{45°) [1], conforme representação esquemática da Figura 2.13.

Figura 2.13 - Definições geométricas do $CTOD$: (a) deslocamento na ponta original da trinca e (b) deslocamento na intersecção de um vértice a 90° com os flancos da trinca

Fonte: Adaptado de Anderson [1]

Na primeira definição, o valor de δ é estimado a partir da distância normal ao plano da trinca entre os pontos que definem a sua origem, ou seja, o modelo é essencialmente o mesmo que o estabelecido por Wells. O método da tangente emprega o conceito de rótula plástica cuja definição é abordada mais adiante. Já a segunda definição foi sugerida por Rice [114] e é normalmente empregada para avaliar o *CTOD* em análises numéricas via elementos finitos por ser mais conveniente [114,115]. A análise das Figuras 2.12 (b) e 2.13 (b) deixa evidente que a definição de Wells [15,79] e de Rice [114] são equivalentes caso o arredondamento (*blunting*) na ponta da trinca possua uma geometria semicircular.

O modelo do intercepto a 90° define o valor de δ a partir da distância vertical entre os pontos de intersecção estabelecidos entre as duas retas ortogonais com origem na ponta da trinca e os flancos (inferior e superior) deformados da trinca, conforme representação em detalhe ilustrada na Figura 2.14.

Figura 2.14 – Estimativa do *CTOD* a partir do intercepto a 90° e dos deslocamentos da solução HRR

Fonte: Adaptado de Shih [115]

De acordo com a representação esquemática da configuração não deformada, Figura 2.14 (a), observa-se que o *CTOD* é avaliado a uma distância r^* atrás da ponta da trinca ($\theta = \pi$). Deve-se salientar que nessa representação, assume-se que o raio de curvatura na extremidade da trinca ρ_0 é praticamente nulo (i.e., $\rho_0 \rightarrow 0$). Após o processo de carregamento, os flancos da trinca sofrem uma deformação simétrica em relação à linha de neutra [configuração deformada, Fig. 2.14 (b)] de forma que o ponto inicial de referência (i.e., ponto A de coordenadas $r = x_A = r^*$ e $y_A = 0$) sofre um deslocamento para uma nova posição [i.e., ponto B de coordenadas $x_B = r^* - u_x(r^*, \pi)$ e $y_B = u_y(r^*, \pi)$].

Com base na solução HRR [93–95], durante o processo de carregamento do sólido, o campo de deslocamento ao redor da trinca ilustrada na Fig. 2.14 pode ser convenientemente expresso por

$$u_i(r, \theta) = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{E}{\alpha \sigma_0^2} \frac{J}{I_n} \right)^{\frac{n}{n+1}} r^{\frac{1}{n+1}} \tilde{u}_i(\theta, n) \quad (2.43a)$$

de forma que os deslocamentos em x (u_x) e y (u_y) podem ser dados, respectivamente, por

$$u_x(r^*, \pi) = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{E}{\alpha \sigma_0^2} \frac{J}{I_n} \right)^{\frac{n}{n+1}} r^{\frac{1}{n+1}} \tilde{u}_x(\pi, n) \quad (2.43b)$$

$$u_y(r^*, \pi) = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{E}{\alpha \sigma_0^2} \frac{J}{I_n} \right)^{\frac{n}{n+1}} r^{\frac{1}{n+1}} \tilde{u}_y(\pi, n) \quad (2.43c)$$

Dessa forma, a determinação numérica do *CTOD* baseada no método do intercepto a 90° [114], define δ como a distância entre as duas linhas que interceptam a ponta da trinca a 45° , de forma que no intercepto tem-se que

$$\tan 45^\circ = \frac{u_y(r^*, \pi)}{r^* - u_x(r^*, \pi)} \quad (2.44a)$$

$$r^* - u_x(r^*, \pi) = u_y(r^*, \pi) = \frac{\delta}{2} \quad (2.44b)$$

$$r^* - u_x(r^*, \pi) = \frac{\delta}{2} \quad (2.44c)$$

em que u_x é a distância percorrida no eixo x por um dado ponto arbitrário do flanco durante o processo de carregamento e r^* representa a distância arbitrária em x desse ponto, cuja origem é definida na ponta da trinca, na condição que antecede o carregamento. Já o termo $\delta/2$ nada mais é do que a nova posição em y ocupada pelo referido ponto arbitrário após o carregamento. Detalhes adicionais sobre as condições necessárias para que o valor de δ possa satisfazer as Eqs. (2.43) e (2.44) podem ser consultados em maiores detalhes no artigo de Shih [115] que aborda a correlação entre o parâmetro $CTOD$ e a integral J . Essas informações são abordadas resumidamente na Seção 2.1.3.4.

Análises conduzidas por Shih [115] em elementos finitos baseadas na solução HRR incorporada nos elementos da malha que circundam a ponta da trinca, demonstraram que a curvatura do perfil do flanco da trinca era fortemente dependendo do expoente de encruamento, Figura 2.15 (a). Resultados semelhantes obtidos por Tracey já haviam demonstrado tamanha influência, conforme Figura 2.15 (b).

Figura 2.15 – Resultados numéricos do perfil da abertura da trinca obtida por meio da: **(a)** teoria da deformação plástica; **(b)** teoria incremental da plasticidade

Fonte: (a) Shih [115]; (b) Tracey [114]

2.1.3.3 Definição experimental do parâmetro *CTOD*

O uso do critério de fratura baseado no deslocamento da abertura da ponta da trinca requer uma medição experimental de um valor crítico de *CTOD* geralmente associado ao início da fratura de clivagem em condições de deformação plana, δ_c . Assim como nos procedimentos numéricos, as medições experimentais do *CTOD* são essencialmente baseadas em modelos geométricos devido, principalmente, à dificuldade de se realizar medidas precisas diretamente na ponta da trinca. Tais modelos permitem a medição do *CTOD* na ponta da trinca por meio do auxílio de medições feitas remotamente da ponta da trinca, tais como as medições de *CMOD*, as quais são relativamente mais simples e direta de serem realizadas quando comparada às tentativas de uma medição direta na ponta da trinca. Em particular, o modelo da rótula plástica, originalmente proposto por Hollstein e Blauel [116] para determinar o *CTOD*, assume que durante o carregamento os dois segmentos do corpo de prova (definidos pelo plano de simetria da trinca) rotacionam rigidamente no em torno de uma articulação fixa (comumente denominada de rótula plástica do inglês *plastic hinge*) desenvolvida à frente da ponta da trinca na região do ligamento remanescente ou não-trincado ($b_o = W - a_o$), conforme Figura 2.16. A grande vantagem desse modelo reside no fato da

medição do *CTOD* não ser realizada diretamente na ponta da trinca, evitando assim dificuldades técnicas e operacionais na sua medição. Foi justamente por esse motivo que o modelo da rótula plástica serviu de base para a elaboração dos primeiros procedimentos padronizados para a determinação experimental do *CTOD* (e.g., BS 5762 em 1979 e ASTM E1290 em 1989).

Figura 2.16 - Modelo da rótula plástica: (a) sem crescimento de trinca; (b) com crescimento de trinca

Fonte: Adaptado de Hellmann e Schwalbe [117]

Um dos primeiros procedimentos foi estabelecido pela antiga BS 5762, inicialmente publicada em 1979, e atualmente sob a designação de BS 7448-1 [118]. Nesse procedimento, o *CTOD* é composto por uma contribuição elástica (δ_e), definida sob condições SSY, e por uma contribuição plástica (δ_p), sob condições LSY, essa última obtida por meio de uma interpolação linear entre a porção plástica do *CMOD* e o centro de rotação, conforme representação esquemática da Fig. 2.16 (a) e relação indicada a seguir

$$\frac{\delta_p}{r_p(W - a_o)} = \frac{V_p}{r_p(W - a_o) + a_o + z} \quad (2.45a)$$

de forma que o parâmetro δ_p fica expresso por

$$\delta_p = \frac{r_p(W - a_o)V_p}{r_p(W - a_o) + a_o + z} \quad (2.45b)$$

em que r_p representa o fator rotacional plástico (i.e., constante adimensional que representa uma fração do ligamento remanescente, $b_o = W - a_o$, e varia entre 0 e 1) dependente da geometria da trinca, W a largura do corpo de prova, a_o o comprimento original da trinca, V_p a componente plástica do *CMOD* e z a distância do ponto de medida da borda da faca (*knife edge*) à face frontal do corpo de prova. O modelo da rótula plástica é impreciso quando os deslocamentos são principalmente elásticos, motivo pelo qual a norma vigente da BS7448-1 [118] e a extinta E1290 [119] adotam tipicamente um modelo modificado da rótula plástica [120], em que os deslocamentos são separados nas componentes elástica e plástica. Assim, o *CTOD* total definido pela BS 7448-1 [118] é dado pela soma das duas componentes conforme a seguinte expressão

$$\delta_{BS} = \delta_e + \delta_p \quad (2.46a)$$

$$\delta_{BS} = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{2\sigma_{ys}E} + \frac{V_p}{1 + \frac{a_o + z}{r_p(W - a_o)}} \quad (2.46b)$$

onde K é o fator de intensidade de tensão específico para uma dada geometria de trinca, ν o coeficiente de Poisson, E módulo de elasticidade longitudinal e σ_{ys} é a tensão de escoamento.

Embora a Equação (2.46b) tenha representado um grande avanço na medição experimental do parâmetro *CTOD*, essa expressão não levava em consideração efeitos de crescimento estável de trinca, sendo essencialmente aplicada para trincas estacionárias onde a sua propagação ocorria de modo instável. Visando ampliar a aplicabilidade da metodologia da BS, Hellmann e Schwalbe [117] propuseram uma modificação na Eq. (2.46b) para incorporar os efeitos de crescimento de trinca ($\Delta a = a_f - a_o$) e, assim, estabelecer curvas de resistência baseadas no *CTOD* (curvas *CTOD-R*), conforme modelo indicado na Figura 2.16 (b). Hellmann e Schwalbe [117] demonstram por meio de diversas ligas ferrosas e não ferrosas que, apesar de haver uma movimentação da rótula plástica durante o crescimento da trinca, o fator rotacional é praticamente invariável com a quantidade Δa de forma que a determinação do *CTOD* deveria se manter na posição da ponta original da pré-trinca de fadiga (i.e., o deslocamento da rótula plástica se dá na mesma proporção que Δa de forma que a fração plastificada do ligamento remanescente é linearmente proporcional somente em função do Δa). Dessa forma, a expressão para o cálculo do *CTOD* modificado, δ_{BS}^M , para ocorrência crescimento de trinca é expressa por

$$\delta_{BS}^M = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{2\sigma_{ys}E} + \frac{V_p}{\frac{a_f + z + r_p(W - a_f)}{a_f - a_o + r_p(W - a_f)}} \quad (2.46c)$$

em que a_f é o comprimento final da trinca medido fisicamente por alguma técnica específica de medição da frente de trinca. Dessa forma, a expressão proposta por Hellmann e Schwalbe [117] consiste em uma representação geral da Eq. (2.46b) para a determinação do *CTOD*, uma vez que na ausência de crescimento estável de trinca ($a_f \approx a_o$) a expressão se reduz à formulação adotada pela BS 7448-1 [118]. Observa-se, ainda, que as Equações (2.46b) e (2.46c) se reduzem à condição de escoamento em pequena escala, vide Eq. (2.42), para a condição linear-elástica. Em contrapartida, para condições em larga escala, o modelo da rótula é predominante quando a componente plástica do *CMOD*, V_p , é aproximadamente igual ao *CMOD* total, V , de forma que a magnitude de δ_e é consideravelmente inferior à magnitude da parcela δ_p .

A versão mais atual da BS 7448-1 [118] estabelece que para a geometria C(T) o valor de r_p deve ser igual a 0,46, enquanto que para a geometria SE(B) esse valor deve ser de 0,44. No entanto, esses valores de r_p devem ser restritos a comprimentos de trinca na faixa de 0,45

$\leq a/W \leq 0,55$ para ambas as geometrias, uma vez que nessa faixa as variações nos valores de r_p são praticamente desprezíveis. Inúmeros estudos [121,122] têm revelado que o valor de r_p é dependente da razão a/W e das propriedades de encruamento do material, fato este que tem motivado a obtenção de δ a partir das medidas de J por meio da relação J - $CTOD$ [67,122,123] a fim de facilitar a determinação de δ para quaisquer materiais e geometrias de trinca, conforme abordado na próxima seção.

2.1.3.4 Relação J - δ e a solução HRR

As fortes evidências experimentais que sustentavam o uso de abordagens baseadas tanto na integral J [19–21,91,92] como no parâmetro $CTOD$ [107,120] para descrever o processo de iniciação e crescimento de trinca motivaram estudos da relação J - δ [87,103,115].

Em condições de estado plano de tensões e carregamento a baixos níveis de tensão, o modelo de Dugdale [111] relaciona o parâmetro δ ao fator de intensidade de tensão K de forma que $\delta = K^2/(E\sigma_0)$, conforme demonstrado anteriormente pela Equação (2.40). Baseando-se no modelo da faixa de escoamento de Dugdale [111] definido em EPT e para um material elástico-perfeitamente plástico, Rice [16] demonstrou que em condições SSY o parâmetro δ está relacionado à integral J por meio da seguinte expressão

$$\delta = \frac{J}{\sigma_{ys}} = \frac{\pi\sigma_{\infty}^2 a}{\sigma_{ys}E} \quad (2.47)$$

em que σ_{∞} é a tensão remota. Entretanto, essa relação era até então limitada a condições SSY e a materiais cuja capacidade de encruamento fosse desprezível (i.e, $n \rightarrow \infty$). No entanto, resultados experimentais de δ_c e J_c obtidos a partir de um aço laminado a quente BS 4360 Grau 50C por Dawes [120] evidenciaram que δ e J assumiam uma relação linear em condições SSY, demonstrando que relação obtida por Rice [16], a princípio idealizada para materiais elástico-perfeitamente plásticos, também aplicava-se a materiais de engenharia com alguma capacidade de encruamento. Assim, a Equação (2.42) até então limitada aos parâmetros $\mathcal{G}$, K_I e δ , passa a descrever J em condições SSY por meio da seguinte relação geral

$$\delta = \frac{K_I^2}{m\sigma_{ys}E'} = \frac{G}{m\sigma_{ys}} = \frac{J}{m\sigma_{ys}} \quad (2.48)$$

Resultados detalhados obtidos por Shih [115], através de análises elasto-plásticas realizadas por elementos finitos, mostram que a relação unívoca entre J e δ , conforme Eqs. (2.47) e (2.48), pode ser garantida para condições de escoamento muito além das condições impostas mecânica da fratura elástica-linear. Shih [115] demonstra que a relação J - δ pode ser assegurada pela região de dominância HRR a qual é equivalente a inúmeras vezes a dimensão⁸ do parâmetro δ . Baseando-se no modelo do CTOD definido pelo intercepto a 90° [114], vide Figs. 2.13 (b) e 2.14 (b), Shih [115] considera que o perfil de abertura da trinca, $\delta(x)$, pode ser expresso de forma similar aos campos HRR. Dessa forma, os deslocamentos ao longo dos bordos da trinca ($\theta = \pm\pi$, veja Fig. 2.14) podem ser expressos pela Eq. (2.43) a qual é novamente mencionada abaixo para facilitar a compreensão da análise

$$u_x(r^*, \pi) = \frac{\alpha\sigma_0}{E} \left(\frac{E}{\alpha\sigma_0^2} \frac{J}{I_n} \right)^{\frac{n}{n+1}} r^{\frac{1}{n+1}} \tilde{u}_x(\pi, n) \quad (2.49a)$$

$$u_y(r^*, \pi) = \frac{\delta}{2} = \frac{\alpha\sigma_0}{E} \left(\frac{E}{\alpha\sigma_0^2} \frac{J}{I_n} \right)^{\frac{n}{n+1}} r^{\frac{1}{n+1}} \tilde{u}_y(\pi, n) \quad (2.49b)$$

em que u_x e u_y são os deslocamentos na direção x e y , sendo que $\delta = 2u_y$. Baseando-se nos deslocamentos definidos pelos campos HRR e pelo modelo do intercepto a 90°, Shih [115] demonstra que o valor de δ necessário para satisfazer as Eqs. (2.43), (2.44) e (2.49) deve ser dado pela seguinte expressão

$$\delta = d_n(\alpha\varepsilon_0, n) \frac{J}{\sigma_0} \quad (2.50)$$

a qual estabelece, sob condições LSY, uma forte relação J - δ ao longo de uma ampla faixa de carregamento por meio de uma constante adimensional d_n que é dependente das propriedades

⁸ O deslocamento de abertura da ponta da trinca, δ , fornece uma escala de comprimento conveniente para descrever as distâncias à frente da trinca, motivo pela qual é comumente utilizado nas análises numéricas dos campos de tensão e deformação à frente da trinca.

mecânicas do material (i.e., do expoente de encruamento n e da relação σ_0/E) e do estado de tensão predominante ao redor da trinca (EPT e EPD), conforme a seguinte expressão

$$d_n = \left(\frac{\alpha \sigma_0}{E} \right)^{\frac{1}{n}} (\tilde{u}_x + \tilde{u}_y)^{\frac{1}{n}} \frac{\tilde{\delta}}{I_n} \quad (2.51)$$

em que $\tilde{u}_x$ e $\tilde{u}_y$ representam funções adimensionais de deslocamento, $\tilde{\delta} = 2\tilde{u}_y$ e I_n representa a constante adimensional cujos valores encontram-se tabulados em Hutchinson [93] e Shih [99] para condições de EPT e EPD. As Equações (2.49) - (2.51) são válidas para ambas as condições de tensão. Os valores determinados para d_n (definido como $\delta \sigma_0/J$) estão reportados graficamente em Shih [115] e demonstram ser fortemente dependentes do expoente de encruamento n e, de forma menos pronunciada, da relação σ_0/E . Para valores de n representativos das diversas classes aços estruturais ($3 \leq n \leq 20$), os valores de d_n ficam na faixa de 0,2 a 0,8 em condições de EPT, enquanto em condições de EPD esses valores ficam compreendidos entre 0,2 e 0,6. Além disso, Shih [115] demonstrou que ao extrapolar as análises em EPT para a condição limite $n \rightarrow \infty$, o valor de d_n converge para 1, o que condiz com a análise feita por Rice [16] indicada pela Eq. (2.47), uma vez que nessa equação o fator d_n está implicitamente associado a um valor igual a 1. Já para a condição em EPD, o valor de d_n convergiu para 0,78. Deve-se ressaltar que o fator adimensional d_n tem sido representado por um coeficiente de proporcionalidade m o qual é definido como o inverso de d_n , de forma que a relação J - δ vem sendo frequentemente expressa por

$$\delta = \frac{J}{m \sigma_0} \quad (2.52)$$

em que a tensão de referência é associada à tensão de fluxo, σ_{flux} , justamente para incorporar o efeito de encruamento do material, uma vez que o valor de m tem se mostrado fortemente dependente do nível de encruamento do material [122,123]. A relação J - δ apresentada pelas Eqs. (2.50) e (2.52) corrobora que tanto J como δ podem ser empregados como parâmetros descritores do processo de fratura em regime SSY e LSY e, portanto, podem mensurar a tenacidade à fratura de materiais elasto-plásticos por meio dos seus valores críticos.

2.2 PRINCÍPIOS DA MECÂNICA DA FRATURA BIPARAMÉTRICA

A consolidação da mecânica da fratura computacional e a sua constante evolução tem permitido um melhor entendimento da correlação do comportamento dos campos tensoriais (e.g., tensão, deformação e deslocamento), analisados a distâncias próximas à ponta da trinca ($r \leq 1 - 8\delta$), com as mais variadas geometrias de trinca, níveis de deformação (em termos de J , variando-se o nível de deformação desde as condições de escoamento em pequena até a larga escala), modos de carregamento (tração vs. flexão) e propriedades mecânicas (i.e., E/σ_0 , n).

As análises numéricas elasto-plásticas realizadas via método dos elementos finitos (MEF) vêm contribuindo de forma significativa para o estabelecimento acurado de limites paramétricos e, por consequência, de níveis de deformação em geometrias de corpos de prova comumente utilizadas nos procedimentos experimentais de avaliação de tenacidade à fratura. Em contrapartida, o desenvolvimento de aços cada vez mais tenazes e a crescente tendência em se utilizar corpos de prova cada vez menores tem imposto inúmeros desafios tecnológicos aos procedimentos experimentais para a determinação da tenacidade à fratura em escala laboratorial. Diante desse cenário, a utilização direta da MFM em materiais com elevada tenacidade, apesar da sua grande utilidade e eficácia em diversas aplicações importantes (e.g., procedimentos de reparo e extensão da vida útil de estruturas em serviço), vem sendo constantemente discutida devido às suas reconhecidas limitações como um procedimento geral para avaliação de integridade estrutural.

A baixos níveis de carregamento, as tensões e as deformações se desenvolvem de acordo com um campo auto-similar, tal como o campo HRR, cuja amplitude é escalada pela integral J [16,77,78]. Esse tipo de campo, caracterizado por um estado de tensão de elevada triaxialidade e escoamento limitado, também descreve a evolução das tensões e deformações próximas à ponta da trinca em determinadas geometrias de corpos de prova conforme o escoamento plástico progride a partir de um regime de escoamento limitado (condições SSY) até as condições que antecedem o regime de escoamento generalizado (i.e., condições de escoamento em larga escala ou, como é usualmente denominado na literatura, condições LSY, do inglês *Large Scale Yielding*). Quando um campo de elevada triaxialidade [87,93–95,124] prevalece sobre distâncias comparativamente equivalente a alguns CTOD's à frente da ponta da trinca, J define univocamente a amplitude das tensões próximas à trinca e a escala de tamanho da região (zona de dominância J , R_J) onde elevadas tensões (i.e., $\sigma_1 \geq \Psi \sigma_{ys}$ em que σ_1 é a tensão principal máxima que atua em pontos materiais no interior da ZPF e $\Psi \approx 2$) e

escoamento de pequena monta se desenvolvem. Sob tais condições, as características do processo de fratura podem ser descritas exclusivamente pelos valores de J de forma que baixos valores de J (i.e., $M = b_0 \sigma_{ys} / J \geq 30$) podem ser associados à fratura frágil, enquanto que valores relativamente elevados ($M < 30$) à fratura de características dúcteis.

No que concerne aos valores de tenacidade à fratura medidos em condições de elevada triaxialidade (K_{Ic} , J_c , δ_c), esforços consideráveis têm sido direcionados no estabelecimento de níveis de deformação remota (comumente representados pela letra M) para diferentes geometrias de corpos de prova visando assegurar que o comportamento próximo à ponta da trinca seja unicamente descrito por J (ou K) [25,58,97,103,106,125–129]. O resultado final desses esforços consiste em um procedimento baseado em um campo de elevada triaxialidade (i.e., escalado essencialmente por J) para correlacionar a instabilidade (J_c), início (J_{Ic}) e o crescimento de trinca ($J-\Delta a$), sobre uma ampla faixa de escoamento em EPD, às medidas macroscópicas de J e, desse modo, aos mecanismos de fratura governados em microescala.

A principal limitação da MFM está justamente relacionada à perda de acurácia quando regimes de plasticidade generalizada (condições LSY) se desenvolvem de forma acentuada na ponta da trinca durante o processo de fratura. O excesso de deformação plástica precedente à fratura altera sobremaneira a singularidade dos campos de tensões e deformações de forma que a magnitude desses campos deixa de ser determinada por meio de um único parâmetro (e.g., K , J ou δ) cujo valor crítico (e.g., K_c , J_c ou δ_c) independe da geometria do componente [103,106,125]. Essa alteração é comumente refletida por uma acentuada perda de restrição plástica (ou, equivalentemente, por um relaxamento nas tensões) na região à frente da trinca (*loss of crack tip constraint*), impactando diretamente na quantidade de força motriz (valores de J) necessária para promover a fratura do material. Portanto, ao contrário do processo de fratura regido pelas condições SSY, o modo de fratura em condições LSY requer ao menos dois parâmetros para a completa descrição e quantificação da singularidade dos campos à frente da trinca.

As limitações da MFM motivaram o desenvolvimento e a consolidação da mecânica da fratura multiparamétrica cuja formulação é baseada no uso de dois parâmetros [104,130–135] ou mais parâmetros [136]. Tais formulações têm sido extensivamente utilizadas no desenvolvimento de metodologias mais robustas para a avaliação experimental da tenacidade à fratura [25,57,58,127,137].

As metodologias biparamétricas (Mecânica da Fratura Biparamétrica - MFB) são essencialmente baseadas no uso de dois parâmetros escalares para quantificar a amplitude dos

termos que compõem a solução dos campos desenvolvidos nas imediações da ponta da trinca. O primeiro parâmetro (J ou K) define a amplitude do termo singular em r , enquanto que o segundo define o nível de triaxialidade (e.g., T_{stress} , Q , k_2 , A_2 , etc.) em relação a uma solução de referência a qual é comumente associada às condições SSY.

Análises assintóticas elasto-plásticas [130–132,135,136,138] evidenciam a importância dos termos de ordem superior na solução elasto-plástica do campo de tensões, em geometrias de trinca submetidas ao modo I de deformação em condições de deformação plana, desenvolvido em regime LSY. Inserido no contexto das expansões assintóticas, Li e Wang [130] sugerem o uso do parâmetro k_2 , o qual mede a amplitude do segundo termo da solução elasto-plástica obtida pela teoria das pequenas deformações, como um segundo parâmetro para ser utilizado juntamente com a integral J no critério de fratura. Sharma e Aravas [138] constataram que para distâncias relativamente grandes à frente da ponta da trinca [e.g., $r/(J/\sigma_0) \sim 5$], faz-se necessário o uso de uma maior quantidade de termos da expansão assintótica para que seja possível obter uma descrição mais acurada do campo de tensões, particularmente na região angular definida por $0^\circ < |\theta| < 60^\circ$ à frente da trinca. Além disso, as análises elasto-plásticas de Sharma e Aravas [138] revelaram que em materiais com baixa capacidade de encruamento (i.e., com n elevado), efeitos elásticos entram somente nas soluções de terceira ordem ou de ordem superior. Já nas análises realizadas em materiais com elevada capacidade de encruamento (nesse caso, com $n = 3$), constatou-se que os efeitos elásticos entram na solução de segunda ordem de forma que a magnitude do segundo termo é quantificada pela integral J . Seguindo na mesma abordagem proposta por Li e Wang [130], Yang et al. [135] propuseram uma abordagem biparamétrica J - A_2 em que tais parâmetros controlam os quatro primeiros termos da expansão assintótica elasto-plástica em materiais de elevada capacidade de encruamento ($n \leq 3$), enquanto que para materiais de encruamento relativamente menor ($n > 3$), somente os três primeiros. Já as análises assintóticas de ordem superior conduzidas por Xia et al. [136] revelam uma forte influência da capacidade de encruamento sobre a extensão dos efeitos elásticos sobre a solução do campo de tensões. Por meio dessas análises, Xia et al. [136] propõem o uso de até três parâmetros para determinar as amplitudes dos termos de ordem superior da solução do campo de tensões. Detalhes do procedimento analítico baseado na expansão em série assintótica da solução HRR podem ser consultados em Xia et al. [136].

Betegón e Hancock [104] utilizando-se da formulação modificada da Camada de Contorno Limite (MBL, do inglês *Modified Boundary Layer*) [71,139], para problemas

envolvendo regime SSY cujas condições de contorno são definidas em termos do fator K_I e da tensão elástica $\mathcal{T}$ (comumente denominada de T_{stress}) oriunda da série assintótica da solução elástica de Williams [13], recomendaram o uso da T_{stress} para parametrizar a triaxialidade das tensões na ponta da trinca em geometrias submetidas a regimes de escoamento em larga escala. Pouco tempo depois, O'Dowd e Shih [131] propuseram, por meio da formulação MBL associada à teoria das grandes deformações (LGC conditions, do inglês *Large Geometry Change*), um conjunto de parâmetros mais abrangente envolvendo o uso de um fator adimensional de caráter hidrostático, Q , utilizado como uma medida escalar da amplitude do termo de segunda ordem (i.e., da triaxialidade do campo de tensões) oriundo da expansão da solução HRR a qual é fundamentada na teoria das pequenas deformações (SGC conditions, do inglês *small geometry change*). Na formulação biparamétrica de O'Dowd e Shih [131,132], o parâmetro Q possui características similares ao parâmetro k_2 da formulação de Li e Wang [130]. Conforme abordagem da Seção 2.2.3 apresentada mais adiante, O&S [131,132] mostraram, através de análises por elementos finitos, que os campos J - Q dominam sobre escalas de tamanho fisicamente significativas, o que engloba as zonas de fratura governadas pelos micromecanismos de fratura dúctil e frágil.

Dentre todas as abordagens biparamétricas mencionadas anteriormente, a teoria J - Q destaca-se por ser a primeira abordagem biparamétrica que efetivamente forneceu uma interpretação precisa para o conceito de restrição da ponta da trinca (*crack tip constraint*). Devido a essa característica, aliada à sua relativa simplicidade conceitual, tal abordagem configura-se como uma ferramenta versátil e, ao mesmo tempo, robusta na análise dos efeitos geométricos e do modo de carregamento sobre os campos elasto-plásticos responsáveis por governar o processo de fratura à frente da trinca nos mais variados regimes de escoamento (i.e., SSY→LSY).

Nas seções a seguir são discutidos os efeitos da deformação plástica sobre o nível de triaxialidade dos campos de tensões à frente da trinca bem como os princípios das metodologias biparamétricas, com particular ênfase à teoria J - Q [131,132]. Além disso, é feita uma abordagem a respeito do limite de deformação, M , comumente utilizado nos procedimentos experimentais de tenacidade à fratura para assegurar a correlação unívoca entre a singularidade das tensões locais e a integral J por uma região microestruturalmente significativa à frente da trinca. Ênfase especial é dada aos limites de deformação estabelecidos na RTDF os quais têm sido extensivamente estudados a partir de análises numéricas e resultados experimentais [25,58,97,126–129].

2.2.1 Fenômeno da perda de restrição plástica à frente da ponta da trinca

O estudo dos efeitos da geometria do corpo de prova [e.g., C(T), SE(B), CCT, PCVN, etc.), dos aspectos dimensionais (e.g., a/W , W/B , B , b , etc.) e do modo de carregamento (flexão vs. tração) sobre o comportamento à fratura de aços estruturais ferríticos na região de transição dúctil-frágil (RTDF) tem recebido considerável atenção ao longo dos últimos anos [25,26,137,31,44,52,57,58,97,127,128] devido ao reconhecido efeito de tais fatores sobre os valores de tenacidade à fratura.

Análises numéricas pelo MEF [71,87,103,106,114,125,127,137,140] têm revelado que no estágio inicial de carregamento de um sólido de dimensões finitas, os campos elasto-plásticos de tensão e deformação são caracterizados, respectivamente, por um elevado nível de triaxialidade e por uma plasticidade restrita na ponta da trinca, características típicas das soluções analíticas dos campos HRR [16,77,78,93–96]. No entanto, durante o processo de carregamento quase estático, monotônico e crescente, as condições SSY, inicialmente predominantes na ponta da trinca, variam gradualmente para condições de escoamento em larga escala (LSY) à medida que aumenta a interação da zona plástica na ponta da trinca (plasticidade local) com o escoamento desenvolvido próximo às superfícies livres de tensões normais e às regiões de carregamento (plasticidade global). A consequência direta dessa interação é uma rápida expansão da plasticidade generalizada nas regiões suficientemente remotas das vizinhanças da trinca, fazendo com que ocorra um acentuado relaxamento do estado (elevado) de triaxialidade com consequente redução na magnitude do campo de tensões em relação à condição inicial SSY. Esse fenômeno é comumente denominado de perda de restrição à deformação plástica na ponta da trinca (denominado na literatura internacional como *loss of crack-tip constraint* ou simplesmente *constraint loss*) justamente pelo fato do campo de tensões na região à frente da trinca, a qual engloba as zonas de processo de fratura, perder a capacidade em assegurar as elevadas tensões previstas pelas soluções elástica-linear e elasto-plástica em regime SSY. Portanto, fica evidente que a perda de restrição afeta diretamente as tensões locais responsáveis por controlar o processo de fratura frágil por clivagem na RTDF. Desse modo, para compensar essa perda de restrição e iniciar o processo de clivagem, níveis mais elevados de força motriz (J) são necessários para promover tensões suficientemente elevadas a fim de garantir uma fratura governada por tensão, o que resulta, portanto, em um valor aparente de tenacidade à fratura maior e totalmente dependente da geometria da trinca e de seus aspectos dimensionais. A níveis equivalentes de deformação (em termos de J ou de $CTOD$) entre uma geometria de elevada

[e.g., C(T) com $a/W = 0,6$] e baixa restrição [e.g., SE(B) com $a/W = 0,2$] não é possível assegurar campos similares de tensão e deformação à frente da trinca, uma vez que as tensões presentes na geometria de menor restrição relaxam a magnitudes consideravelmente inferiores às estabelecidas pela geometria de maior restrição.

Inúmeros estudos revelam que o efeito direto da perda de univocidade entre as tensões locais e a integral J , associado ao efeito da espessura efetiva⁹ (B_{eff}) devido às variações metalúrgicas (e.g., carbonetos de contorno de grão, inclusões não metálicas, etc.) e aos defeitos microestruturais distribuídos aleatoriamente ao longo da frente de trinca, está implicitamente relacionado às propriedades de encruamento do material, ao modo de carregamento (flexão vs. tração), à geometria e às dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios para medir a tenacidade à fratura por clivagem na RTDF [25,42,46,57,58,97,127,137].

O processo de fratura frágil por clivagem em aços ferríticos ensaiados na faixa inferior e média da RTDF é frequentemente precedido por uma extensa deformação plástica [25,30,31,42–44,57,127]. Evidências experimentais da ocorrência de perda de restrição são comumente relacionadas a uma acentuada não linearidade nas curvas carga-deslocamento (i.e., um deslocamento significativo acompanhado por um aumento pouco perceptível na carga) ocasionada pelo desenvolvimento de rótulas plásticas precedente à fratura, mesmo quando o ensaio se dá na faixa inferior da RTDF [31,57].

O fenômeno da perda de restrição é mais comumente observado em geometrias submetidas predominantemente a esforços axiais de tração e em geometrias submetidas à flexão contendo trinca rasa [25,31,125,127,137]. A perda de restrição também pode ser observada, ainda que de forma menos severa, em corpos de prova SE(B) com trinca profunda concebidos a partir de materiais de baixo encruamento (i.e., com expoente de encruamento de R&O elevado, $n \geq 20$) [57]. Além disso, os efeitos de perda de restrição têm se mostrado mais pronunciados sobre o comportamento à fratura de aços estruturais de baixa e média resistência (e suas juntas soldadas) avaliados na RTDF onde a fratura instável ocorre pelo micromecanismo de clivagem. Essa constatação foi comprovada por estudos experimentais [30,31] que demonstraram uma maior sensibilidade dos valores de J_c em relação aos efeitos de restrição do que a observada pelos valores de J_{Ic} e $J-\Delta_a$.

⁹ A espessura efetiva representa uma fração da espessura nominal, B , cuja extensão é definida pela distribuição espacial das tensões de abertura σ_{22} que apresentam um valor mínimo previamente definido nas análises numéricas (e.g., $\sigma_{22} \geq 2\sigma_{ys}$).

Por exemplo, resultados numéricos e experimentais revelam que corpos de prova SE(B) com trinca rasa ($a/W < 0,2$) exibem, frequentemente, um fator de elevação de 3 a 5 vezes na tenacidade à fratura por clivagem em relação aos valores medidos para configurações de corpos de prova com trinca profunda de mesma espessura [27–32,43]. Em contrapartida, valores de tenacidade à fratura obtidos a partir de corpos de prova SE(B) com trinca profunda têm se mostrado invariantes para comprimentos de trinca na faixa de ($0,4 < a/W < 0,8$) [30].

Embora as geometrias de trinca rasa promovam valores de tenacidade aparentemente superiores, uma das justificativas para o seu uso é fundamentada na melhor correspondência com as reais condições predominantes em componentes estruturais que contêm, por exemplo, trincas superficiais rasas solicitadas essencialmente por tração. No entanto, essas geometrias não são desejáveis em aplicações que focam primariamente na prevenção da fratura frágil por clivagem. Essa restrição deve-se em parte à imensa responsabilidade estrutural de certos equipamentos, tais como os VPRs de centrais nucleares e os dutos para a condução de CO₂, e principalmente pelo fato de que a fratura por clivagem é essencialmente controlada por tensão, o que requer geometrias que desenvolvam um estado de elevada triaxialidade.

Em relação aos efeitos geométricos, avaliações experimentais realizadas por Joyce e Tregoning [52] revelam que mesmo as geometrias de corpo de prova padronizadas mais comumente utilizadas, tais como a geometria C(T) e a SE(B), fornecem valores distintos de tenacidade à fratura na RTDF para um mesmo material. Embora sejam estabelecidos limites paramétricos em tais geometrias visando garantir valores de tenacidade independentes de fatores geométricos e dimensionais, análises 3D por MEF sugerem que, de fato, tais fatores conduzem frequentemente a diferentes níveis de triaxialidade [26,127] e, conseqüentemente, a diferentes níveis de forças motrizes para promover a fratura. Já no que diz respeito aos fatores dimensionais, análises por elementos finitos revelam que a tensão principal máxima, atuante no ligamento remanescente de uma trinca cujo plano é frequentemente orientado na direção x (i.e., a tensão efetiva para a abertura da trinca, σ_{yy} ou $\sigma_{\theta\theta}$), se eleva à medida que a razão a/W ou a espessura aumenta devido ao aumento na restrição no plano (*in-plane constraint*) e fora do plano da trinca (*out-of-plane constraint*) [32,44].

O fenômeno da dissociação da relação unívoca, estabelecida nos estágios iniciais de carregamento, entre os campos elasto-plástico à frente da trinca e a integral J tem conduzido inúmeros esforços [25,44,46,127,141] para uma melhor compreensão dos efeitos dimensionais, de geometria, carregamento e de encruamento sobre a interação das zonas

plástica local e global. Dessa forma, foram propostos inúmeros limites de deformação [25,58,97,126,129] aos corpos de prova visando assegurar condições de restrição suficientemente elevadas para que a fratura pudesse ser adequadamente descrita pelo campo HRR conforme abordagem descrita nas próximas seções.

Atualmente, os estudos acerca dos efeitos de restrição sobre os valores de J_c seguem duas linhas de investigação distintas, porém complementares. Uma dessas frentes está relacionada às metodologias biparamétricas que surgem como uma alternativa à MFM para descrever os campos estacionários em condições LSY, enquanto a outra está relacionada às metodologias micromecânicas baseadas em aspectos probabilísticos. Essas, ao contrário das primeiras que seguem uma abordagem determinística, empregam critérios locais de fratura (modelo micromecânico de fratura frágil) associados ao MEF para quantificar as condições globais de falha estrutural em termos de um parâmetro probabilístico local de fratura - tais procedimentos são também denominados *local approaches* [43,46,142]. Apesar de ser considerada uma abordagem robusta, a metodologia local não é incorporada no escopo deste trabalho, motivo pelo qual é feita uma breve descrição apenas das metodologias biparamétricas, conforme abordagem da Seção 2.2.3. No entanto, para uma melhor compreensão dos fundamentos dessas metodologias, antes é necessário abordar o conceito das soluções de referência comumente utilizadas nas formulações biparamétricas.

2.2.2 Soluções de referência baseadas nos modelos BL e MBL

O conceito de restrição refere-se geralmente à evolução do nível de triaxialidade (ou, em outros termos, à capacidade de restrição ao início do escoamento plástico) das tensões atuantes nas proximidades da frente de trinca durante o aumento do carregamento remoto aplicado ao componente [127]. Há essencialmente duas abordagens para se avaliar as diferenças de restrição entre duas configurações¹⁰ distintas de trinca. A primeira delas consiste no uso de uma medida de triaxialidade mais direta (i.e., por meio de parâmetros que medem o grau de restrição, tais como os parâmetros h , q , h' , etc.) calculada em um ponto espacial específico à frente da ponta da trinca. A partir dessa medida é possível comparar, por exemplo, a evolução do nível de triaxialidade entre duas geometrias distintas de trinca [e.g.,

¹⁰ No contexto deste trabalho, entende-se por configuração uma dada geometria de corpo de prova trincado associada a um modo específico de carregamento.

C(T) vs. M(T)] contendo as mesmas propriedades mecânicas (i.e., E/σ_{ys} e n) ou entre geometrias idênticas, porém associadas a diferentes propriedades mecânicas [143–145]. Já a outra abordagem [131,132,146], baseada em uma estimativa indireta, consiste no uso de uma solução de referência descritiva do campo de tensões à frente da trinca em condições SSY [87,114,140] para ser utilizada na análise comparativa entre tal solução e o campo de tensões característico de uma dada geometria específica de componente, esse comumente expresso pela expansão assintótica da solução elasto-plástica HRR.

Portanto, ao se comparar as diferenças de restrição que surgem entre duas configurações distintas de trinca, é importante definir um parâmetro adequado para a medição do nível de triaxialidade (e.g., h , q , h' , A_2 , k_2 , Q , T , M) e uma posição específica, $\mathcal{P}$, à frente da trinca para essa medição. Essa posição deve ser representativa para a zona de processo de fratura (ZPF) para que se possa analisar os efeitos de restrição sobre os micromecanismos de fratura e, conseqüentemente, sobre as medidas de tenacidade à fratura. Neste contexto, além da escolha do parâmetro para medir a triaxialidade em um dado ponto material $\mathcal{P}$, comumente representado pela tripla ordenada em coordenadas cilíndricas (r, θ, z) , a estratégia de análise pode envolver inicialmente a escolha de uma solução de referência para representar os campos tensão-deformação em condições SSY, conforme abordagem da próxima seção. Uma vez definido o parâmetro de restrição, a posição específica e a solução de referência (quando aplicável), é possível avaliar a influência dos efeitos geométricos e de carregamento, além das propriedades mecânicas, sobre o campo de tensões do sólido de interesse. De forma geral, o campo de tensões na ponta da trinca pode ser expresso por

$$\sigma_{ijk} = \sigma_0 f_{ijk}(\hat{r}, \theta, z; \Lambda) \quad (2.53a)$$

em que σ_0 representa a tensão de referência (e.g., tensão de escoamento ou de fluxo), f_{ijk} a função adimensional cujos subíndices ijk , no presente contexto, referem-se, nessa ordem, à distância normalizada $\hat{r}$ à frente da ponta da trinca [e.g., $r/(J/\sigma_0)$], ao ângulo θ em relação ao plano da trinca (i.e., $\theta \neq 0$, sendo $\theta = 0$ o plano da trinca) e à posição z em relação à frente de trinca [i.e, posição em relação à espessura do corpo de prova ou componente dada por $z/(B/2)$ onde B é a espessura e $z/(B/2) = 0$ corresponde ao plano de simetria em relação à espessura] e, por fim, Λ o termo parametrizado utilizado para quantificar a magnitude da triaxialidade local das tensões na ponta da trinca. A distância $\hat{r}$ pode ser escalada em termos de $(K_I^2/\sigma_0)^2$, J/σ_0 e δ . Deve-se salientar que a posição específica

representada pela tripla ordenada $\mathcal{P}(r, \theta, z)$ é definida em análises numéricas tridimensionais quando se deseja avaliar as diferenças de restrição no plano (*in-plane*) e fora do plano (*out-of-plane*), enquanto para as análises bidimensionais (i.e., em estado de deformação plana, *plane strain*) essa posição é simplificada representada pelo par ordenado $\mathcal{P}(r, \theta)$, uma vez que a análise se dá exclusivamente no plano de simetria em relação à espessura [$z/(B/2) = 0$] de forma que a Eq. (2.53a) é simplificada representada por

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 f_{ij}(\hat{r}, \theta; \Lambda) \quad (2.53b)$$

Um dos primeiros parâmetros utilizados para avaliar o nível de restrição plástica foi proposto por Leever e Radon [146] ao estabelecerem um parâmetro de biaxialidade, β , definido pela relação entre a tensão elástica $\mathcal{T}$ (abordada em detalhes mais adiante) e o fator de intensidade de tensão K por meio da expressão abaixo

$$\beta = \frac{\mathcal{T}\sqrt{\pi a}}{K} \quad (2.54)$$

em que β é um parâmetro dependente da geometria e do modo de carregamento aplicado à trinca de forma que a tensão $\mathcal{T}$ aumenta na mesma proporção que o fator K . Dessa forma, os campos de tensões em condições SSY, representados pela tensão de abertura normalizada ($\sigma_{\theta\theta}/\sigma_0$) em função da distância normalizada à ponta da trinca [$r/(K/\sigma_0)^2$], são caracterizados por um regime estacionário independentemente do nível de carregamento. Valores positivos da tensão $\mathcal{T}$ e, portanto, de β , conduzem a um estado de elevada triaxialidade, enquanto valores negativos promovem uma rápida perda de restrição plástica à frente da trinca [104,147]. Betegón e Hancock [104] e Kirk et al. [147] demonstram para diferentes níveis de carregamento em termos de J de que o parâmetro $\mathcal{T}/\sigma_0$ fornece um meio conveniente para investigar e parametrizar efeitos geométricos sobre o nível de triaxialidade próximo à ponta da trinca em condições SSY.

No que concerne às medidas diretas de triaxialidade, um dos parâmetros mais comumente utilizados para definir fisicamente o conceito de triaxialidade do estado de tensão na ponta da trinca é representado pelo parâmetro h . Esse parâmetro é definido pela razão entre a tensão hidrostática σ_h (definida pelo primeiro invariante do tensor de tensões, I_1 , e também denominada de tensão normal média (σ_m) ou simplesmente pressão hidrostática uma vez que

o seu valor é igual em todas as direções), a qual não promove nenhuma deformação plástica (apenas variação de volume), e a tensão efetiva ou equivalente de von Mises, σ_e , (também definida como a raiz quadrada do segundo invariante do tensor desviador de tensões, J_2), essa responsável pelo escoamento plástico do material, conforme a seguinte expressão

$$h(r, \theta, z) = \frac{\sigma_h(r, \theta, z)}{\sigma_e(r, \theta, z)} = \frac{tr[\sigma_{ij}]/3}{(3s_{ij}s_{ij}/2)^{1/2}} = \frac{\sigma_{kk}/3}{(3s_{ij}s_{ij}/2)^{1/2}} = \frac{\sqrt{2}\sigma_{kk}}{3\sqrt{3}\sqrt{s_{ij}s_{ij}}} \quad (2.55)$$

em que r , θ e z representam, nessa ordem, a distância entre o ponto material ($\mathcal{P}$) e a ponta da trinca, o ângulo entre o ponto $\mathcal{P}$ o plano da trinca e a posição ao longo da frente da trinca. Brocks e Schmidt [143], ao compararem o nível de triaxialidade entre as geometrias C(T) e CCT [ou, equivalentemente, M(T)] por meio do parâmetro h , observaram diferenças significativas de restrição ao longo do ligamento remanescente do corpo de prova ($b = W - a$). Para uma mesma distância relativamente próxima à ponta da trinca, análises numéricas pelo MEF realizadas por Brocks e Schmidt [143], em condições de deformação plana, indicaram valores de h da ordem de 1,8 para a geometria CCT. Já para a geometria C(T) os valores de h foram aproximadamente iguais a 3 indicando, assim, uma maior triaxialidade para essa geometria em relação à geometria CCT. Detalhes adicionais do parâmetro h podem ser encontrados em Brocks e Schmidt [143]. Outro parâmetro utilizado é o parâmetro q (denominado por Roos et al. [144] de quociente de multiaxialidade) que, por sua vez, é definido como o inverso do parâmetro h (i.e., $q = \sigma_e/\sigma_h$). Por meio do parâmetro q é possível definir um critério de fratura local dependendo do seu valor em relação a um valor crítico q_c . Para valores de $q < q_c$, o processo de fratura é caracterizado por uma pequena deformação, indicando uma fratura essencialmente frágil. Além disso, a partir do valor do parâmetro q e da sua variação para uma posição específica em relação ao ligamento remanescente do corpo de prova ($b = W - a$) é possível avaliar a propensão ao crescimento estável de trinca. Além desses parâmetros, há outros que podem ser utilizados para mensurar o grau de restrição. Roos et al. [144] faz breve revisão sobre os demais parâmetros destacando as situações mais convenientes para o uso de específico de um dado parâmetro.

Henry e Luxmoore [145] também definem um parâmetro de triaxialidade h' baseado na relação entre a tensão hidrostática, σ_h , e a tensão de equivalente de von Mises, σ_e , conforme expressão a seguir

$$h' = \frac{\sigma_h}{\sigma_e} = \frac{(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3}{\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}/\sqrt{2}} \quad (2.56)$$

em que σ_1 , σ_2 e σ_3 são as tensões principais. A diferença entre os parâmetros h e h' está associada à inclusão das componentes cisalhantes (i.e., σ_{ij} com $i \neq j$) no cálculo do nível de triaxialidade. O cálculo de h dado Equação (2.55) é baseado em uma formulação generalizada enquanto o cálculo de h' pela Eq. (2.56) é dado apenas pelas tensões principais. Apesar da diferença, deve-se enfatizar que, tanto no regime elástico-linear quanto no regime elasto-plástico, a contribuição das componentes cisalhantes é praticamente desprezível de forma que ambas as equações tendem a fornecer valores de triaxialidade praticamente iguais. Embora o parâmetro h' seja usualmente utilizado na correlação com a fratura dúctil [145], Meshii et al. [148] demonstraram com sucesso que o parâmetro h' possui sensibilidade o suficiente para monitorar a perda de restrição ocasionada pelos efeitos de espessura sobre valores críticos de J (J_c) medidos na RTDF.

De modo geral, a análise quantitativa dos efeitos de escoamento em larga escala sobre o campo de tensões requer frequentemente o uso de uma solução de referência representativa das condições de elevada triaxialidade e escoamento restrito para que possa ser estabelecida a diferença relativa entre os campos SSY e LSY. Diante do contexto das abordagens multiparamétricas, julga-se importante fazer uma breve descrição dos conceitos por detrás do modelo analítico da Camada Limite (*Boundary Layer*) proposto originalmente por Rice [77,86,149,150] e adaptado numericamente pelo MEF por diversos pesquisadores [71,87,114,140].

Apesar das análises elástica-lineares terem representado um enorme avanço na solução dos problemas elasto-plásticos, o fato dessas análises não levar em consideração os efeitos de escoamento na ponta da trinca faz com que surjam tensões demasiadamente elevadas, as quais tendem ao infinito quando $r \rightarrow 0$, devido à presença da singularidade $1/r$ na solução elástica [12–14]. Embora matematicamente correta, análises puramente elásticas tendem a gerar inconsistências físicas do ponto de vista do real comportamento mecânico dos materiais elasto-plásticos, uma vez que tais análises não levam em consideração o fenômeno do escoamento plástico comum a esses materiais. Além disso, as diferenças físicas entre o EPT e o EPD, as quais são consideravelmente significativas na presença de escoamento plástico, são inadequadamente refletidas em tratamentos puramente elásticos [150].

Diante das considerações supracitadas, torna-se necessário estimar quantitativamente os limites de deformação e os limites paramétricos que assegurem a singularidade elástica (quantificada por K) e, ao mesmo tempo, o controle de uma deformação restrita, uma vez que efeitos de plasticidade em grande escala passam a afetar consideravelmente o campo elástico característico das condições SSY [150]. Portanto, uma descrição mais acurada e realística das distribuições das tensões e deformações atuantes em um material elasto-plástico propenso à separação na ponta da trinca exige, obviamente, uma formulação que incorpore os efeitos de escoamento sobre o campo das tensões [150] sem, no entanto, deixar de assegurar condições de elevada restrição plástica e, consequentemente, o princípio da similitude.

Visando sanar as deficiências com base nos argumentos expostos anteriormente, Rice [77,86,149,150] propôs um modelo analítico que incorporasse os efeitos da deformação plástica na ponta da trinca a fim de levar em consideração os efeitos do escoamento sobre os campos de tensão e deformação. No entanto, para que fosse possível analisar esses efeitos, inicialmente era necessário estabelecer as condições mínimas necessárias para assegurar uma solução baseada em condições SSY para que, a partir de então, pudesse ser feito uma análise comparativa com os campos em regime de escoamento mais acentuado. Dentre essas condições, Rice [150] propôs um limite para o tamanho da zona plástica na ponta da trinca de forma que esse valor deveria se manter desprezível em relação às demais dimensões geométricas da trinca (i.e., $r_y = \varrho(K^2/\sigma_0) \ll a, W, B, W - a$, em que ϱ é um fator adimensional). Assim, na medida em que tais restrições são respeitadas, Rice demonstra analiticamente que a singularidade dominante na ponta da trinca a baixos níveis de carregamento em um material elasto-plástico pode ser caracterizada pelo fator K . Em outras palavras, independentemente da geometria do componente e do modo de carregamento a ele associado, o campo de tensões pode ser solucionado por meio de um problema de valor de contorno cujas condições de contorno são dadas pela extensão da validade do termo singular da solução elástica-linear do campo de tensões [12–14], conforme Eq. (2.1a) da Seção (2.1.1).

Os requisitos provenientes das análises de Rice [150] e de demais [17] contribuíram para que a primeira versão da E399, publicada em 1970, apresentasse um valor máximo permissível para K_I baseado em um limite de deformação da zona plástica dado por um fator $\varrho = 2,5$ (i.e., $K_I \leq \sigma_0 \sqrt{a}/\sqrt{2,5}$). Assim, para que esse requisito fosse satisfeito, a espessura (B) dos corpos de prova deveria ser de aproximadamente 25 vezes o diâmetro da zona plástica ($2r_y$) que em condições de deformação plana equivale a aproximadamente $2r_y = (K_I/\sigma_{ys})^2/3\pi$.

O modelo analítico proposto por Rice [77,86,149,150] para descrever as reais condições de contorno presentes em uma trinca contida em um sólido elasto-plástico de dimensões finitas e submetido a baixos níveis de carregamento, conforme indicado na Fig. 2.17 (a), é representado por meio de uma camada circular de raio R , Fig. 2.17 (b), que consiste em uma trinca semi-infinita contida em um sólido elasto-plástico de dimensões infinitas.

Figura 2.17 - (a) Representação esquemática da condição SSY próxima à ponta da trinca contida em um componente; (b) representação analítica e (c) numérica do modelo BL

Fonte: (a) e (b) Adaptado de Rice [16] e (c) Fractus 2D [151]

A representação ilustrada na Fig. 2.17 (c) incorpora as condições de contorno que asseguram o comportamento assintótico do campo elástico-linear das tensões desenvolvidas

ao redor da trinca sob condições de escoamento em pequena escala. Dessa forma, a solução geral elástica, definida pela Eq. (2.1a) na Seção 2.1.1 e aqui expressa na forma expandida

$$\sigma_{ij} = Kr^{-1/2}f_{ij}(\theta) + \mathcal{T}\delta_{ix}\delta_{jx} + r^{-1}A_{ij}(\theta) + r^{-3/2}B_{ij}(\theta)r^{-2}C_{ij}(\theta) + \dots \quad (2.57a)$$

em que A_{ij} , B_{ij} e C_{ij} definem alguns dos termos da expansão assintótica responsável por descrever completamente o campo das tensões elásticas em condições SSY, é dada somente pelo termo singular dominante, ou seja,

$$\sigma_{ij} \xrightarrow{r \rightarrow \infty} Kr^{-1/2}f_{ij}(\theta) \quad (2.57b)$$

em que r e θ são as coordenadas polares centradas na ponta da trinca, K é o fator de intensidade de tensão definido para um dado modo de carregamento e geometria de trinca (modo I, modo II, modo III), f_{ij} é o conjunto de funções adimensionais dependentes de θ . Nesse caso, os carregamentos devem ser baixos o suficiente para que a dimensão da zona escoada na ponta da trinca seja pequena quando comparadas às dimensões geométricas características da trinca tais como, por exemplo, o seu comprimento e o seu ligamento remanescente. A representação esquemática ilustrada na Fig. 2.17 (b) refere-se ao modelo da Camada Limite (do inglês *boundary layer* e doravante abreviadamente designado pela sigla BL) que define rigorosamente as condições SSY, uma vez que as condições de contorno da sua camada são dadas pelo campo de deslocamento elástico [vide Eq. (2.1g) da Seção (2.1.1)]. A partir de então, o modelo BL passa a ser comumente utilizado nas análises numéricas utilizadas para representar as condições SSY [71,87,104,114,140].

A solução numérica SSY proveniente do modelo numérico BL é obtida a partir das condições de contorno atribuídas pelos deslocamentos impostos na borda da camada circular que delimita a malha de elementos finitos, conforme representação esquemática da Figura 2.17c. Nesse caso, os deslocamentos impostos estão associados somente à dependência assintótica do termo singular da solução elástica-linear referente a um campo externo de deslocamento em modo I de abertura da trinca. Embora a solução numérica SSY representativa da placa infinita seja baseada unicamente na contribuição do termo singular expresso em termos de K , é importante ressaltar que as soluções numéricas SSY para trincas estacionárias e não estacionárias são frequentemente expressas pela expansão da solução de Williams [13] até o segundo termo [neste caso até o termo representado por $\mathcal{T}$ vide Eq.

(2.57a)]. Conforme abordado mais adiante, essa representação permite simplificar a geração de soluções numéricas em condições SSY a partir de diferentes níveis de restrição. Dessa forma, as soluções numéricas SSY para diferentes níveis de $\mathcal{T}/\sigma_0$ e sob condições de EPD são expressas por

$$u(r, \theta) = K_I \frac{1+\nu}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) [3 - 4\nu - \cos(\theta)] + \mathcal{T} \frac{1-\nu^2}{E} r \cos(\theta) \quad (2.58a)$$

$$v(r, \theta) = K_I \frac{1+\nu}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) [3 - 4\nu - \cos(\theta)] - \mathcal{T} \frac{\nu(1+\nu)}{E} r \sin(\theta) \quad (2.58b)$$

e sob condições de EPT por

$$u(r, \theta) = \frac{2K_I}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin^2 \frac{\theta}{2} - \nu \cos^2 \frac{\theta}{2}\right] + \frac{\mathcal{T}}{E} r \cos(\theta) \quad (2.58c)$$

$$v(r, \theta) = \frac{2K_I}{E} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin^2 \frac{\theta}{2} - \nu \cos^2 \frac{\theta}{2}\right] - \nu \frac{\mathcal{T}}{E} r \sin(\theta) \quad (2.58d)$$

em que $\mathcal{T}$ representa uma tensão elástica de comportamento não singular [i.e., uma tensão de magnitude constante e cujo valor pode ser positivo (tração) ou negativo (compressão)] aplicada paralelamente ao plano da trinca, o que explica a representação alternativa dada por $\mathcal{T}_x$ (ou, em determinados casos, por $\mathcal{T}_{stress}$), definida como sendo igual a zero no modelo BL. Neste caso, observa-se que ao ser introduzida uma tensão elástica nula ($\mathcal{T}_x = 0$), a Eq. (2.58) retorna à solução elástica clássica do campo de deslocamento [vide Eq. (2.1g) da Seção 2.1.1] baseada somente no termo singular definido por K da expansão assintótica [13] representada pela Equação (2.57a). Deve-se ressaltar que os valores K e $\mathcal{T}$ são aplicados como restrições de deslocamento no em torno da borda externa do modelo, em vez de tensões, para melhorar convergência da solução elástica-plástica (análise de plasticidade controlada por deslocamento).

Embora as análises numéricas conduzidas pelo modelo BL pudessem descrever bem as condições SSY em materiais elasto-plásticos (i.e., uma boa aproximação com a solução analítica HRR), as formulações iniciais [114,140] não eram capazes de descrever o fenômeno do arredondamento da ponta da trinca, uma vez que tais formulações eram baseadas na

hipótese dos pequenos deslocamentos e das pequenas deformações (i.e., condições de linearidade geométrica, comumente referenciada na literatura como SGC, do inglês *Small Geometry Change*). Estudos anteriores [124,152] baseados em análises da TCLD já demonstravam a ocorrência desse fenômeno. Visando incorporar tais efeitos sobre a solução SSY das análises elasto-plásticas, McMeeking [87] propôs um procedimento similar ao adotado por Rice e Tracey [140], porém com novas condições de contorno sobre a superfície da trinca. Nesse caso, McMeeking [87] adotou condições de contorno livres de tensões externas (i.e., $\mathbf{T} = \boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n} = \mathbf{0}$) sobre a superfície da trinca e deslocamentos impostos ao contorno do modelo BL prescritos pela Eq. (2.57b). Nesses cálculos em elementos finitos, as soluções em estado estacionário se desenvolvem e persistem independentemente do nível de carregamento contanto que as zonas plásticas fiquem bem dentro dos contornos mais externos da malha [87] (i.e., em condições SSY) de forma que tais soluções possuem a seguinte forma

$$u(r, \theta) = \left(\frac{K^2}{E\sigma_0} \right) f \left(\frac{r\sigma_0^2}{K^2}; \theta \right) \quad (2.59)$$

em que r e θ são as coordenadas polares centradas na ponta da trinca, u é o deslocamento, K é o fator de intensidade de tensão de Irwin [14], E é o módulo de Young e σ_0 a tensão de referência, definida nesse caso como a tensão de escoamento. A forma da função adimensional f , estabelecida por Rice e Tracey [140] e Tracey [114] próxima à ponta da trinca, possui a mesma singularidade do campo de deslocamento elástico fora da região modelada. O histórico de carregamento do raio externo da malha, vide Fig. 2.17(c), pode ser gerado a partir da definição de r como sendo igual ao raio externo R e por aumentos em K_I a partir de zero [87]. Nesse caso, o carregamento do modelo é realizado impondo incrementos de deslocamento do campo singular elástico (Eq. 2.57) referente ao modo I sobre o contorno circular externo. As condições SSY são desenvolvidas mediante aumentos no valor de K_I até que a zona plástica atinja $\approx R/10 - R/15$ no ponto em que o valor de J calculado pela relação $K_I^2(1 - \nu^2)/E$ seja ligeiramente inferior ao valor de K_I [57]. Para esse caso especial, o parâmetro J define a escala de tamanho sobre a qual grandes deformações se desenvolvem e descreve a magnitude das tensões próximas à ponta da trinca, mas fora da zona de deformação finita localizada imediatamente adjacente à ponta da trinca. O resultado da formulação BL associada à teoria das grandes deformações pode ser visto na Fig. 2.18 onde é possível observar a forte influência da zona de grandes deformações sobre as tensões que atuam nessa região.

Figura 2.18 - Análise comparativa entre o campo de tensões HRR e os campos de tensões obtidos via elementos finitos em condições de pequenas (SGC) e grandes deformações (LGC)

Fonte: Adaptado de Dodds et al. [127,137]

Além disso, McMeeking [87] demonstra que para regiões suficientemente distantes da zona de influência do blunting ($r\sigma_0/J > 1$), as tensões convergem para os mesmos valores das tensões obtidas por Rice e Tracey [140] via SGC. Entretanto, a solução baseada na formulação BL permanece acurada para descrever as condições SSY apenas enquanto a área afetada pelo arredondamento permanecer pequena em relação ao tamanho da malha [87].

Visando avaliar a validade da solução SSY fornecida pelo modelo BL para diferentes geometrias de corpos de prova [tais como as geometrias CCP, atualmente denominada de MT, DENT, SE(B) e C(T)] Larsson e Carlsson [71] constataram que o modelo BL não era adequado para representar as condições SSY, mesmo a níveis de carregamento inferiores ao limite máximo estabelecido pela E399 (i.e., $K_I < \sigma_0\sqrt{a}/\sqrt{2,5}$). Essa constatação estava relacionada ao fato das análises numéricas revelarem que o início do escoamento na ponta da trinca (neste caso indicado pelo escoamento do primeiro elemento contido na ponta da trinca)

ocorria a valores distintos de K_I para as diferentes geometrias. Dessa forma, ao se representar o tamanho da zona plástica por uma expansão em série do tipo $2r_y = \omega_1(K_I/\sigma_0)^2 + \dots$, L&C [71] constataram que os demais termos de $2r_y$, devido à influência dos termos não-singulares da solução elástica do campo de tensões à frente da trinca, tornam-se importantes à medida que $2r_y$ aproxima-se da ordem de grandeza da dimensão do elemento da malha (i.e., aproximadamente 0,5% do comprimento da trinca a). Com o intuito de obter soluções SSY independentes da geometria e do modo de carregamento, L&C [71] propuseram uma modificação no modelo BL, o qual passou a ser comumente denominado de Camada Limite Modificada (do inglês *Modified Boundary Layer* ou MBL), por meio expansão da solução elástica do campo de deslocamento, Eq. (2.1g), ao introduzir o segundo termo (representado pela tensão elástica $\mathcal{T}$) do campo de deslocamento imposto à borda da camada circular, conforme representação da Equação (2.58).

As condições de contorno impostas aos modelos BL e MBL são essencialmente as mesmas, à exceção de que no MBL é atribuído um segundo termo definido pela tensão elástica $\mathcal{T} \neq 0$ (comumente denominada de $\mathcal{T}$ -stress) associada à expansão da solução de Williams [13] dada pela Eq. (2.57a). Esse é o único termo que é independente da distância à ponta da trinca, r . Portanto, fica evidente que a tensão $\mathcal{T}$ assume um valor constante em qualquer posição em relação à trinca. Além disso, de todas as componentes da tensão elástica $\mathcal{T}$, somente a tensão normal que atua paralelamente ao plano da trinca (na direção x) possui um valor diferente de zero. Dessa forma, a $\mathcal{T}_x$ que atua sobre o plano da trinca ($\theta = 0$) pode ser determinada a partir da diferença entre $\sigma_x(r, 0)$ correspondente à solução obtida a partir do corpo de prova (*Finite Body*) e do modelo BL (*Boundary Layer*), ou seja,

$$\mathcal{T}_x = \sigma_x(r, \theta = 0)_{FB} - \sigma_x(r, \theta = 0)_{BL} \quad (2.60)$$

Para isso, basta aplicar um dado nível de carregamento (e.g., $K_I = 0,15\sigma_0\sqrt{a}$) e analisar a tensão $\mathcal{T}_x$ no plano da trinca a uma dada distância à frente ($\theta = 0$) ou atrás da ponta da trinca ($\theta = \pi$). Conforme procedimento realizado por L&C [71], os valores de $\mathcal{T}_x$ foram avaliados em uma ampla faixa de distância de forma que o valor de referência para $\mathcal{T}_x$ corresponde a uma média dos valores de $\mathcal{T}_x$ nessa faixa. L&C [71] detalham minuciosamente o processo de obtenção de $\mathcal{T}_x$ por elementos finitos para cada geometria de corpo de prova analisada por meio da solução elástica correspondente a cada problema. Dessa forma, o trabalho conduzido por L&C [71] foi um dos primeiros trabalhos a demonstrar a influência

dos efeitos geométricos sobre o formato e o tamanho da zona plástica, fornecendo importantes indícios de que a geometria do corpo de prova poderia em certo grau exercer influências sobre os valores de força motriz. Além disso, o modelo MBL destaca-se por ser uma representação versátil das inúmeras geometrias de trincas, uma vez que ao se definir o valor da tensão $\mathcal{T}$, o modelo MBL permite representar os mais variados níveis de triaxialidade e, portanto, as diferentes configurações de trinca (geometria + modo de carregamento).

Na seção a seguir é feita a abordagem da formulação biparamétrica J - Q com base nas soluções de referência baseadas no modelo MBL.

2.2.3 Formulação biparamétrica J - Q dos campos de tensões

Nesta seção é realizada uma breve abordagem das principais metodologias biparamétricas (e.g., J - $\mathcal{T}$, J - Q , J - A_2) utilizadas na descrição dos campos de tensões desenvolvidos nas imediações da ponta da trinca. Dentre essas metodologias, ênfase especial é dada à formulação J - Q a qual é comumente utilizada no mapeamento do campo elasto-plástico de tensões para trincas estacionárias em condições LSY.

O desenvolvimento da caracterização biparamétrica dos campos elasto-plásticos começa pela consideração de um sólido cuja dimensão característica b (i.e., seu ligamento remanescente) é solicitada remotamente por uma tensão σ_∞ e cuja deformação nas imediações da ponta da trinca se escala com $(K_I/\sigma_0)^2$ ou, de forma equivalente, com J/σ_0 [131]. Desta forma, para níveis de carregamento suficientemente baixos [i.e., $b \gg J/\sigma_0$ ou, em termos de K , $b \gg (K_I/\sigma_0)^2$] de forma que a plasticidade fique restrita à ponta da trinca, pode-se demonstrar que os campos elasto-plásticos, definidos por condições de deformação plana e em modo I, nas proximidades da trinca podem ser caracterizados por um único conjunto de soluções parametrizadas a partir de diferentes níveis de triaxialidade (e.g., $\mathcal{T}/\sigma_0$, Q).

As descrições biparamétricas dos campos elasto-plásticos comumente explicitadas pela pelas teorias J - $\mathcal{T}$, J - Q e J - A_2 , em particular, derivam da aplicação da formulação MBL, vide Fig. 2.17(c), cujas tensões remotas são dadas pelos dois primeiros termos da solução elástica de Williams [13], conforme Equação (2.57a).

Com base na formulação MBL apresentada na seção anterior, campos de diferentes níveis de triaxialidade podem ser induzidos a partir da aplicação de diferentes combinações de K_I e $\mathcal{T}$ [104,134]. Hancock e colaboradores [104,134] demonstraram uma forte influência da

componente $\mathcal{T}_x$ sobre a tensão de abertura (σ_{yy}) atuantes na ponta da trinca, de forma que valores positivos de $\mathcal{T}_x$ promovem uma ligeira elevação em σ_{yy} em relação à solução BL (i.e., com $\mathcal{T}_x = 0$), enquanto valores negativos promovem uma acentuada diminuição na magnitude dessas tensões. Apesar da sua influência sobre o campo de tensões, a tensão elástica $\mathcal{T}_x$ não exerce influência sobre o valor da integral J uma vez a tensão $\mathcal{T}_x$ possui característica não singular. Além disso, o termo $(K_I/\sigma_0)^2$ ou o seu equivalente em termos da integral J , J/σ_0 , fornece a única escala de comprimento na formulação BL biparamétrica (K_I - $\mathcal{T}$). A partir de considerações dimensionais, o conjunto de soluções para a descrição dos campos de tensões sob diferentes níveis de triaxialidade pode ser representado por campos parametrizados por $\mathcal{T}/\sigma_0$, conforme solução a seguir

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 f_{ij} \left(\frac{r}{J/\sigma_0}, \theta; \mathcal{T}/\sigma_0 \right) \quad (2.61)$$

em que $r/(J/\sigma_0)$ representa a distância da ponta da trinca normalizada e $\mathcal{T}/\sigma_0$ o parâmetro de carga o qual fornece uma medida conveniente do estado de triaxialidade (restrição da ponta da trinca) para diferentes configurações estruturais submetidas a carregamentos definidos por condições SSY. Embora a tensão $\mathcal{T}$ seja proporcional ao fator K_I , o seu valor satura a partir de um determinado nível de carregamento (determinado pelo valor limite de K_I), o que a torna indefinida para deformações plásticas que se estendem além da região de validade de escoamento limitado (SSY) na ponta da trinca. Portanto, o uso da tensão $\mathcal{T}$ como parâmetro descritor do nível de triaxialidade para campos elasto-plásticos em condições de escoamento generalizado (LSY) torna-se incerto, uma vez que a solução elástica dada pela Eq. (2.57a), sobre a qual a tensão $\mathcal{T}$ é definida, representa uma expansão assintótica a qual é fortemente violada quando a deformação plástica estende-se além da região de validade de escoamento limitado (SSY) na ponta da trinca.

Os argumentos expostos acima e as evidentes limitações associadas à tensão $\mathcal{T}$ motivaram O'Dowd e Shih [131,132], daqui em diante referido como O&S, a elaborarem uma descrição biparamétrica aproximada para os campos elasto-plásticos desenvolvidos nas imediações da ponta da trinca. Essa descrição está relacionada ao uso de um parâmetro de triaxialidade mais global e aplicável a condições LSY para materiais com resposta elasto-plástica descrita pela lei de potência dada por $\varepsilon/\varepsilon_0 \propto \alpha(\sigma/\sigma_0)^n$, em que α é uma constante do material, n denota o expoente de encruamento, σ_0 e ε_0 a tensão e a deformação de referência (neste caso definidas no ponto de escoamento), respectivamente. A partir de

diversas análises numéricas baseadas na formulação MBL e nas teorias das pequenas (SGC) e grandes deformações (LGC), O&S [131,132] identificaram um conjunto de soluções elasto-plásticas similares para os campos de tensões, deformações e deslocamentos as quais são representadas de forma parametrizada, respectivamente, por

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 f_{ij} \left(\frac{r}{J/\sigma_0}, \theta; Q \right) \quad (2.62a)$$

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_0 g_{ij} \left(\frac{r}{J/\sigma_0}, \theta; Q \right) \quad (2.62b)$$

$$u_i = \frac{J}{\sigma_0} h_i \left(\frac{r}{J/\sigma_0}, \theta; Q \right) \quad (2.62c)$$

em que r e θ são as coordenadas polares centradas na ponta da trinca (sendo que $\theta = 0$ corresponde à linha à frente da trinca), f_{ij} , g_{ij} e h_i as funções angulares adimensionais (as quais são implicitamente dependentes das propriedades mecânicas do material), ε_0 é a deformação de referência ($\varepsilon_0 = \sigma_0/E$) e Q o parâmetro adimensional, o qual surge naturalmente das análises elasto-plásticas, que mede a amplitude do estado de tensão (campo) de segunda ordem conforme abordado em detalhes mais adiante.

Especificamente, as distribuições das tensões, incluindo a distribuição da tensão de abertura [$\sigma_{\theta\theta}/\sigma_0$ vs. $r/(J/\sigma_0)$], são determinadas somente por Q , enquanto J define a escala de tamanho sobre a qual as tensões e deformações de elevada magnitude se desenvolvem. O grande êxito das soluções numéricas de O&S [131,132] foi demonstrar que as famílias de campos elasto-plásticos, parametrizadas na forma expressa pela Eq. (2.62), continuavam a existir nas imediações da ponta da trinca para as diferentes geometrias de trinca em condições LSY na medida em que $b \gg J/\sigma_0$ ainda era assegurada. Dessa forma, foi possível demonstrar que o parâmetro Q poderia ser utilizado como uma medida efetiva dos diferentes níveis de triaxialidade ocasionados pelos efeitos geométricos da trinca para uma ampla faixa de deformação (i.e., desde condições SSY até a condições LSY). Além disso, as soluções numéricas de O&S [131,132] demonstram que as distribuições de tensão e deformação que contêm o mesmo valor de Q colapsam numa única curva quando a distância da ponta é normalizada por J/σ_0 ; isto é, as distribuições dependem apenas de Q . Com base nesses

argumentos, O&S [131,132] propuseram uma relação J - δ , vide Eq. (2.50), expressa por uma forma mais geral dada por

$$\delta = d_n(\alpha\varepsilon_0, n, Q) \frac{J}{\sigma_0} \quad (2.63)$$

de forma que o parâmetro d_n passa também a ser dependente de Q .

Embora estudos anteriores já haviam se utilizado de abordagens biparamétricas para a descrição de campos elasto-plásticos nas proximidades da ponta da trinca [104,130], o estudo conduzido por O&S [131] configurou-se como o primeiro estudo que, efetivamente, avaliou quantitativamente o fenômeno da restrição plástica na ponta da trinca. Nos casos em que $Q < 0$, o campo de tensões é caracterizado por um baixo nível de triaxialidade. Em contrapartida, para as condições em que $Q \approx 0$, podendo até mesmo possuir valores positivos nos instantes iniciais de carregamento, o campo de tensões apresenta um elevado nível de triaxialidade. O conjunto de soluções expresso pela Eq. 2.62 constitui uma família de campos elasto-plásticos parametrizáveis pelo parâmetro adimensional Q responsável por definir a quantidade pela qual o campo de tensões em configurações estruturais difere de uma dada solução de referência. Por exemplo, as soluções HRR [93–95], de Rice e Johnson [124] e de McMeeking [87] representam os campos da família de campos caracterizadas por um valor de $Q = 0$. Portanto, Q define quantitativamente os efeitos de geometria, modo de carregamento e propriedades mecânicas sobre os campos para uma gama completa de níveis de deformação (i.e., para condições que variam desde as condições SSY até as condições LSY). Deve-se ressaltar que sob condições SSY a descrição biparamétrica J - Q pode ser alternativamente descrita pela teoria J - $\mathcal{T}$, uma vez que nessas condições a tensão $\mathcal{T}$ é bem definida.

A versatilidade do parâmetro hidrostático Q em relação à tensão elástica $\mathcal{T}$ deve-se justamente ao fato de Q manter a sua capacidade descritiva do nível de triaxialidade do campo de tensões para condições de deformação além das condições SSY. A maneira pela qual os mapas de contorno, definidos pelas tensões principais, se desenvolvem com a evolução da restrição plástica (essa devido aos níveis crescentes de carregamento) é consistente com a descrição J - Q dos campos de tensões. Isso significa dizer que para um dado valor de carregamento (em termos de J), o tamanho, mas não o formato, dos mapas de contorno da tensão principal é alterado pelo estado de tensão hidrostática uniforme próximo à ponta da trinca de magnitude ajustável caracterizada por Q [137].

O embasamento teórico por detrás das análises realizadas por O&S [131,132] está relacionado ao uso de uma expansão assintótica, baseada na teoria das pequenas deformações, cuja série além do primeiro termo é equivalente a um campo diferencial de forma que o campo de tensões elasto-plástico pode ser genericamente expresso por

$$\sigma_{ij} = (\sigma_{ij})_{HRR} + \text{Campo Diferencial} \quad (2.64)$$

Com base nas considerações acima, a solução biparamétrica dada pela Eq. (2.62a) descreve as tensões nas vizinhanças da ponta da trinca em um sólido finito ($T \neq 0$) em termos da integral J (i.e., campo definido pela solução HRR) e em termos do parâmetro adicional Q . Para distâncias suficientemente próximas à ponta da trinca, porém ainda afastadas da zona de deformações finitas imediatamente adjacente à ponta da trinca, a solução geral das tensões para condições de deformação plana e em modo I pode ser expressa pela expansão assintótica dada por

$$\frac{\sigma_{ij}(r, \theta)}{\sigma_0} = \left(\frac{J}{\alpha \varepsilon_0 \sigma_0 I_n r} \right)^{1/(n+1)} \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta) + Q \left(\frac{r}{J/\sigma_0} \right)^q \hat{\sigma}_{ij}(n, \theta) + D.T.O.S. \quad (2.65)$$

em que r e θ são as coordenadas polares centradas na ponta da trinca, $\tilde{\sigma}_{ij}$ e $\hat{\sigma}_{ij}$ as componentes das tensões de primeira e segunda ordem, respectivamente, cujos valores são intrinsicamente dependentes da posição angular θ e do encruamento n , q pode ser definido como um parâmetro de ajuste e $D.T.O.S.$ representa os demais termos de ordem superior os quais são desprezíveis na região onde Q governa o nível do estado de tensão próximo à trinca. Dessa forma, a Eq. (2.65) pode ser convenientemente representada por

$$\frac{1}{\sigma_0} \begin{pmatrix} \sigma_{rr} & \sigma_{r\theta} \\ \sigma_{r\theta} & \sigma_{\theta\theta} \end{pmatrix} = \left(\frac{J}{\alpha \varepsilon_0 \sigma_0 I_n r} \right)^{1/(n+1)} \begin{pmatrix} \tilde{\sigma}_{rr} & \tilde{\sigma}_{r\theta} \\ \tilde{\sigma}_{r\theta} & \tilde{\sigma}_{\theta\theta} \end{pmatrix} + Q \left(\frac{r}{J/\sigma_0} \right)^q \begin{pmatrix} \hat{\sigma}_{rr} & \hat{\sigma}_{r\theta} \\ \hat{\sigma}_{r\theta} & \hat{\sigma}_{\theta\theta} \end{pmatrix} \quad (2.66)$$

de forma que o campo HRR e o termo de segunda ordem fornecem uma aproximação biparamétrica para a solução da formulação MBL, uma vez que os termos $D.T.O.S$ são desprezados da solução devido as suas magnitudes serem mínimas quando comparada a dos dois termos iniciais (i.e., campo HRR e campo de segunda ordem). Tal simplificação

representa o motivo pelo qual a descrição dos campos elasto-plásticos é considerada uma aproximação biparamétrica da solução MBL.

O procedimento de análise para a determinação das características essenciais do termo de segunda ordem, presente na Eq. (2.66), é relativamente simples. Para isso, O&S [131,132] adotaram como solução exata a solução numérica completa (i.e., obtida para os diferentes níveis de deformação, SSY até LSY) obtida a partir da formulação MBL apresentada anteriormente pela Fig. 2.16(c) e dada pelas condições de contorno dada Eq. (2.58). Assim, o campo de segunda ordem é simplesmente obtido pela subtração do campo HRR da solução completa. Deve-se observar que o primeiro termo da expansão acima, Eq. (2.66), corresponde exatamente à singularidade HRR [93–95], apresentada na Seção 2.1.2.3 e definida pelas Eqs. (2.28a) e (2.29a), na qual a integral J define a sua amplitude para a condição $Q = 0$. Na Eq. (2.66), os parâmetros J e Q possuem características distintas: J define a escala de tamanho da zona de processo sobre a qual elevadas tensões e deformações se desenvolvem, enquanto que o parâmetro Q escala a distribuição das tensões de segunda ordem próximas à ponta da trinca ($r \leq 1 - 8\delta$) em relação a um estado de tensão de referência caracterizado por uma elevada triaxialidade.

Durante o processo de carregamento, cada componente estrutural definido por um material específico ($E/\sigma_0, n$) segue uma curva de força motriz J - Q característica a qual define a evolução das condições de restrição nas proximidades da ponta da trinca.

Os resultados obtidos por O&S [131] revelam que o expoente de ajuste é consideravelmente inferior a 1 ($|q| \ll 1$) o que, em outras palavras, significa dizer que as componentes polares da tensão de segunda ordem, $\hat{\sigma}_{ij}$, são praticamente independentes da distância radial à ponta da trinca, r . Deve-se ressaltar que a fraca dependência dos termos de segunda ordem em relação à distância r também foi observada anteriormente nos trabalhos de Li e Wang [130] e de Sharma e Aravas [138]. O&S [131] verificaram também que as componentes $\hat{\sigma}_{ij}$ na região anular definida por $-\pi/2 \leq \theta \leq \pi/2$ variavam pouco em relação ao ângulo θ .

Além disso, ficou constatado que a magnitude das tensões $\hat{\sigma}_{r\theta}$ é consideravelmente inferior à magnitude das tensões $\hat{\sigma}_{rr}$ e $\hat{\sigma}_{\theta\theta}$, sendo que, no interior da região anular $|\theta| \leq \pi/4$, a razão $\hat{\sigma}_{rr}/\hat{\sigma}_{\theta\theta}$ é praticamente unitária. Todas essas observações fornecem fortes indícios de que o parâmetro Q é essencialmente uma medida da triaxialidade de tensão. Portanto, tais evidências conferem ao campo de segunda ordem características típicas de um campo de tensões hidrostáticas. Em suma, as análises de O&Shih [131,132], sistematicamente

conduzidas em escalas de comprimento microestruturalmente significativas tanto para a fratura dúctil quanto para a fratura frágil (i.e., na região definida pela domínio $|\theta| < \pi/2$ a uma distância $J/\sigma_0 < r < 5J/\sigma_0$), permitem identificar as seguintes características:

- O segundo termo, Q , é praticamente independente da distância radial r para um expoente de ajuste e de encruamento definidos, respectivamente, nos intervalos $0 < q \leq 0,071$ e $4 \leq n \leq 20$;
- Para $|\theta| \leq \pi/2$, $\hat{\sigma}_{rr} \approx \hat{\sigma}_{\theta\theta} \approx$ constantes e $|\hat{\sigma}_{r\theta}| \ll |\hat{\sigma}_{\theta\theta}|$ i.e., as tensões normais de segunda ordem (radial e circunferencial) são aproximadamente iguais e as tensões cisalhantes de segunda ordem são aproximadamente nulas.

Diante de todas as considerações supracitadas, a Eq. (2.66) pode ser expressa de uma forma ainda mais simplificada por

$$\frac{1}{\sigma_0} \begin{pmatrix} \sigma_{rr} & \sigma_{r\theta} \\ \sigma_{r\theta} & \sigma_{\theta\theta} \end{pmatrix} = \left(\frac{J}{\alpha \varepsilon_0 \sigma_0 I_n r} \right)^{1/(n+1)} \begin{pmatrix} \tilde{\sigma}_{rr} & \tilde{\sigma}_{r\theta} \\ \tilde{\sigma}_{r\theta} & \tilde{\sigma}_{\theta\theta} \end{pmatrix} + Q \begin{pmatrix} \hat{\sigma}_{rr} & \hat{\sigma}_{r\theta} \\ \hat{\sigma}_{r\theta} & \hat{\sigma}_{\theta\theta} \end{pmatrix} \quad (2.67a)$$

ou, simplesmente, por

$$\sigma_{ij} = (\sigma_{ij})_{HRR} + Q \sigma_0 \delta_{ij} \quad (2.67b)$$

em que o termo $Q \sigma_0$ define a amplitude do campo diferencial no domínio definido por $|\theta| \leq \pi/2$ e $J/\sigma_0 < r < 5J/\sigma_0$. Portanto, a diferença relativa entre a solução do campo de tensões da geometria finita, σ_{ij} , e a solução da placa infinita representada pelo campo HRR, $(\sigma_{ij})_{HRR}$, pode ser expressa em termos do campo diferencial dado por

$$(\sigma_{ij})_{diff} = \sigma_{ij} - (\sigma_{ij})_{HRR} \quad (2.68a)$$

ou, alternativamente, por

$$(\sigma_{ij})_{diff} = Q \sigma_0 \delta_{ij} \quad (2.68b)$$

em que o termo $Q\sigma_0$ corresponde efetivamente a um estado tensão hidrostático espacialmente uniforme e de magnitude ajustável. Portanto, Q pode ser convenientemente definido como

$$Q \equiv \frac{\sigma_{\theta\theta} - (\sigma_{\theta\theta})_{HRR}}{\sigma_0} \quad \text{para } \theta = 0, \quad r = 2J/\sigma_0 \quad (2.69)$$

em que Q pode ser definido como uma medida natural da triaxialidade (ou da restrição) de tensão próxima à ponta da trinca em relação a um estado de tensão de referência caracterizado por uma elevada triaxialidade. Em outras palavras, Q é a diferença, normalizada pela tensão de referência, entre a tensão circunferencial real (i.e., medida em uma dada geometria finita de trinca) e a correspondente componente de tensão da solução HRR. Por definição O&S avaliaram Q em $r = 2J/\sigma_0$; entretanto, conforme já mencionado anteriormente, O&S demonstraram que Q é relativamente independente de r a distâncias compreendidas por $J/\sigma_0 < r < 5J/\sigma_0$. A distância escolhida para a definição de Q está compreendida fora da região de grandes deformações de forma que o valor de Q deve ser aproximadamente o mesmo independentemente da magnitude das variações geométricas adotadas nas análises numéricas (i.e., independente se a análise foi realizada incorporando SGC ou LGC). Alternativamente, O&S também consideraram o campo diferencial estabelecido por meio da formulação MBL com $T = 0$, $(\sigma_{ij})_{SSY;T=0}$, como solução de referência de forma que

$$(\sigma_{ij})_{diff} = \sigma_{ij} - (\sigma_{ij})_{SSY;T=0} \quad (2.70)$$

Neste caso, o campo diferencial na região anular de estudo (i.e., $|\theta| \leq \pi/2$ e $J/\sigma_0 < r < 5J/\sigma_0$) aproxima-se ainda mais de um estado de tensão hidrostático espacialmente uniforme. Portanto, uma outra possível definição para o parâmetro Q pode ser dado por

$$Q \equiv \frac{\sigma_{\theta\theta} - (\sigma_{\theta\theta})_{SSY;T=0}}{\sigma_0} \quad \text{para } \theta = 0, \quad r = 2J/\sigma_0 \quad (2.71)$$

Visando comprovar a consistência da interpretação do parâmetro Q como um parâmetro hidrostático, O&S realizaram cálculos de Q baseados na tensão circunferencial (Eq. 2.71) e na tensão média σ_m (primeiro invariante do tensor de tensões) para uma ampla gama de valores de T e diversas geometrias de trinca. Após os inúmeros cálculos, O&S verificaram que a

diferença entre Q e Q_m era sempre inferior a 0,1. Portanto, fica evidente que os valores de Q podem ser convenientemente utilizados para calcular os correspondentes níveis de tensão hidrostática, de forma que a interpretação direta de Q como uma tensão hidrostática sugere uma definição em 3-D como

$$Q_m \equiv \frac{\sigma_{kk} - (\sigma_m)_{SSY;T=0}}{\sigma_0} \quad \text{para } \theta = 0, \quad r = 2J/\sigma_0 \quad (2.72)$$

Embora a abordagem adotada por O&S [131,132] tenha sido baseada exclusivamente em um problema envolvendo estado plano de deformação sob modo I, a teoria J - Q é pode ser aplicada em diversos problemas envolvendo condições de tensão plana e modos combinados de carregamento. Detalhes do procedimento utilizado para a determinação das características essenciais do termo de segunda ordem dos campos elasto-plásticos são detalhadamente descritos no trabalho de O&S [131,132].

2.2.4 Limite de deformação e a região de dominância HRR

Begley e Landes (B&L) [19,20] e Broberg [153] propuseram, independentemente, que a integral J [16,77,78] poderia ser aplicada como um critério para a iniciação do crescimento da trinca (J_{Ic}), tanto em condições de escoamento em pequena como em larga escala, contanto que o campo de tensões fosse governado pela singularidade HRR [93–95]. Para dar embasamento a esse critério, B&L [19,20] apresentaram valores experimentais de tenacidade à fratura provenientes de corpos de prova de diversas dimensões para uma ampla variedade geométrica de trinca. Nesse caso, os valores de J_{Ic} medidos em aços de baixa (A533 Grau B Classe 2 aplicado em vaso de pressão) e de moderada resistência (Ni-Cr-Mo-V aplicado em rotor de turbinas a vapor) se mostraram independentes da geometria da trinca e da extensão da deformação plástica. Essa independência geométrica e dimensional era assegurada desde que os requisitos mínimos dimensionais propostos por Paris em 1972 [154] fossem respeitados.

Paris [154] sugere então que, além da prevalência das condições de deformação plana ao longo frente da trinca, todas as dimensões pertinentes à geometria do corpo de prova (e.g., a , B , W , b) deveriam ser no mínimo equivalente ao valor da razão adimensional J_{Ic}/σ_0 multiplicada por um valor M apropriado, sendo J_{Ic} o valor de J identificado na iniciação do

crescimento estável da trinca e σ_0 a tensão de referência comumente definida como a tensão de escoamento para um *offset* de 0,2% ($\sigma_{ys}^{0,2\%}$). O valor de M proposto por Paris [154], independentemente da geometria, deveria estar na faixa $25 \leq M \leq 50$. Posteriormente, B&L [68] apresentaram valores experimentais de J_{Ic} e $J-\Delta a$ obtidos para as geometrias SE(B) e C(T) que se mostraram independentes da geometria para essa faixa de valores de M . No entanto, ainda em relação aos primeiros trabalhos [19,20], para os valores de J_{Ic} que se mostraram fortemente dependentes dos fatores geométricos e dimensionais, B&L [19] justificaram tal dependência com base nas soluções em condições de deformação plana para materiais rígido-perfeitamente plásticos (*nonhardening plane strain crack-tip fields of fully yielded bodies*), fundamentadas pela TCLD conduzidas por McClintock [152], conforme representação esquemática da Figura. 2.19.

Figura 2.19 – Efeitos da geometria sobre os padrões das linhas de deslizamento referentes à geometria (a) da placa infinita em condições SSY; (b) DENT; (c) SE(B); (d) M(T)

Fonte: Adaptado de Anderson [1]

As análises conduzidas por McClintock [152], conforme indicadas na Fig. 2.19, revelam que os campos de deformação e a elevação da tensão hidrostática no ligamento remanescente da trinca ($b = W - a$) para diferentes geometrias de trinca não apresentam um comportamento similar, indicando assim uma forte dependência da geometria da trinca e do modo de carregamento sobre o escoamento plástico.

Observa-se que para condições SSY, Fig. 2.19 (a), a tensão máxima σ_{yy} na ponta da trinca é equivalente a três vezes a tensão de referência σ_0 no material idealmente incapaz de encruar (*nonhardening material*) (neste caso, para um material rígido-perfeitamente plástico). De acordo com as análises pelas linhas de deslizamento, as geometrias DENT (*Double Edge Notch Tension*), Fig. 2.19 (b), e ECB (*Edge Crack Bending* correspondente à geometria SENB), Fig. 2.19 (c), mantém um elevado nível de triaxialidade em condições de elevada plasticidade, de forma que as condições na ponta da trinca são muito semelhantes às condições SSY. Em contrapartida, a geometria CCP (*Center Crack Panel*), cujo ligamento remanescente é essencialmente solicitado em tração, se mostra incapaz de desenvolver um estado de elevada triaxialidade em condições de elevada plasticidade, uma vez que as linhas de deslizamento prosseguem a 45° a partir da ponta da trinca até as superfícies livres do sólido. Análises conduzidas anteriormente por Green e Hundy [155] também já haviam demonstrado uma elevação moderada nas tensões hidrostáticas em geometrias SE(B) submetidas à flexão por 3 pontos.

As constatações mencionadas acima fizeram com que McClintock [152] sugerisse que o modo de extensão da trinca deveria ser diferente em tais geometrias, de forma que a extensão da trinca sob tensões hidrostáticas de elevada magnitude deveria ocorrer predominantemente pela nucleação e crescimento de cavidade internas. Já para as condições envolvendo baixas tensões hidrostáticas, McClintock [152] sugeriu que a extensão da trinca seria mais provável de ocorrer pelo deslizamento de planos cristalinos em regiões de máxima tensão de cisalhamento (i.e., nos planos de deslizamento). Essas observações forneceram fortes argumentos de que o uso de um único parâmetro não poderia ser suficiente para caracterização dos campos em condições LSY próximos à ponta da trinca das diferentes geometrias. Posteriormente, medidas experimentais de curvas de resistência, baseadas na integral J realizadas por B&L [156], revelaram que as curvas J -R para os corpos de prova CCP exibiam inclinações significativamente maiores em relação à inclinação das curvas obtidas para corpos de prova compactos (i.e., geometria C(T)). Embora as soluções analíticas de McClintock tenham fornecido fortes evidências dos efeitos de geometria sobre o campo de tensões, tais soluções apresentavam limitações, ao não levar em consideração efeitos de

encruamento, devido à idealização do material em termos de um comportamento plástico-perfeitamente rígido. No entanto, resultados numéricos obtidos por Rice [86] já haviam demonstrado claramente o efeito do encruamento sobre os campos de deformação em uma trinca submetida a tensões cisalhantes fora do plano da trinca (*antiplane shear*, i.e., estado de tensão em modo III de abertura da trinca). Nessas análises, ficou comprovado que a extensão da região de dominância da singularidade à frente da trinca, r , diminuía com o aumento de n ($n = 1/\mathcal{N}$) de forma que, na condição limite, quando $n \rightarrow \infty$ (material elástico-perfeitamente plástico) a região r tornava-se praticamente desprezível. Portanto, Rice [86] demonstra que a extensão da singularidade dos campos de tensão e deformação, com base em um modelo constitutivo mais realístico e sob condições SSY, além de ser dependente da geometria da trinca e das condições de carregamento, é também influenciada diretamente pelas propriedades mecânicas, particularmente pela capacidade de encruamento do material.

Com o objetivo de avaliar os requisitos mínimos necessários para assegurar uma caracterização unívoca dos campos HRR na ponta da trinca, McMeeking e Parks (M&P) [106] e Shih e German (S&G) [103] avaliaram a dominância J em condições de escoamento limitado e generalizado a partir de dois corpos de prova distintos modelados por elementos finitos. Esses corpos prova correspondem à geometria CBB (*Cracked-Bend Bar*, atualmente representada pela geometria SENB ou SE(B) do inglês *Single-Edge Notched Bend*) e à geometria CCP (*Center-Cracked Panel*, atualmente representada pela geometria MT ou M(T) do inglês *Middle-Cracked Tension*) cujos modos de carregamento são predominantemente por flexão e tração, respectivamente. As análises numéricas em elementos finitos de M&P [106], as quais incorporam a teoria das grandes deformações (LGC) associada à teoria incremental da plasticidade (*incremental plasticity theory*), indicam que a níveis crescentes de J as tensões e as deformações começam a desviar das soluções SSY inicialmente obtidas por McMeeking [87].

Para permitir uma comparação direta com as soluções SSY, os resultados das tensões e deformações provenientes das análises de M&P [106] foram reportados em função da distância à ponta da trinca, r , normalizada por J/σ_0 [i.e., $\bar{r} = r/(J/\sigma_0)$]. Portanto, os campos de tensões e deformações desenvolvidos em quaisquer geometrias, submetidas a um mesmo nível de carregamento J , podem ser convenientemente analisados a uma distância normalizada $r/(J/\sigma_0)$, o que permite uma comparação direta entre as magnitudes das tensões principais σ_{yy} , para uma dada posição angular θ em relação ao plano da trinca, para quaisquer geometrias e modo de carregamento de trinca. Além disso, ao se definir a zona de processo de

fratura (ZPF) em termos de $r/(J/\sigma_0)$, é possível determinar o comprimento do ligamento remanescente ($b = W - a$) e o nível de J cujas tensões deixam de descrever com razoável acurácia as tensões na zona de processo de fratura.

Com base nas observações mencionadas anteriormente, os resultados M&P [106] indicam que as tensões σ_{yy} desviam da solução SSY a menores distâncias, $r/(J/\sigma_0)$, quanto maior for o nível de carregamento J . Assim, M&P [106] concluíram que os campos de tensão e deformação apresentavam aderência à solução numérica representativa das condições SSY [87] contanto que o ligamento remanescente ($b = W - a$) submetido à tração (geometria CCP) e à flexão (geometria CBB) fosse superior a $200 J/\sigma_0$ e a $25 J/\sigma_0$, respectivamente.

Além disso, os resultados obtidos em condições de escoamento generalizado (e.g., para níveis de deformação da ordem de $b/(J/\sigma_0) < 120$) indicaram que a zona de dominância J para a geometria CBB representava uma fração significativa do ligamento remanescente, enquanto para a geometria CCP, analisada para um mesmo nível de deformação, a zona de dominância J se mostrou significativamente menor e fortemente dependente das propriedades de encruamento do material.

Análises conduzidas por S&G [103] por meio de um procedimento semelhante ao conduzido por M&P [106], porém baseado em condições SGC a fim de permitir uma comparação direta com as tensões e deformações provenientes da solução analítica HRR [93–95], corroboraram as análises de M&P [106].

Visando analisar o efeito combinado dos esforços de tração e flexão sobre a região de dominância J relativa a uma dada dimensão relevante da trinca (e.g., ligamento não-trincado b), Shih [125] avaliou a influência de carregamentos caracterizados por diferentes proporções de tração e flexão sobre a zona de dominância J em todo o domínio de deformação (i.e., desde em condições SSY até condições LSY). Para analisar esse efeito combinado, Shih [125] utilizou um modelo numérico de uma trinca semi-infinita, conforme Fig. 2.20, baseado na formulação BL para realizar análises em deformação plana referentes ao modo I e condições de SGC para um material que segue a relação de R&O [98] e cuja deformação é descrita pela teoria da plasticidade J_2 convencional (J_2 deformation theory).

Figura 2.20 – Carregamento combinado por tração e flexão sobre o ligamento remanescente a partir de uma força P aplicada a uma distância e do eixo de tração

Fonte: Adaptado de Shih [125]

No modelo ilustrado na Fig. 2.20, os carregamentos aplicados remotamente da ponta da trinca são oriundos da força P e do momento Pe aplicados em uma posição específica em relação à origem do sistema de coordenadas x_1 e x_2 definida no bordo livre de b . A estratégia de análise envolve estabelecer inicialmente uma nova posição para o eixo x_2 (definido na Fig. 2.20 como x_2'), a uma distância c a partir da sua posição original, onde o momento torna-se desprezível quando uma força P for aplicada na direção de x_2' . Nesse caso, o valor de c é obtido a partir das soluções numéricas para cada nível de encruamento n analisado (i.e., $n = 3, 5$ e 10). Uma vez definida a distância c , a qual representa uma fração do ligamento remanescente b , é possível gerar combinações de carregamento (flexão + tração) a partir da aplicação de uma força P excêntrica em relação ao eixo x_2' (i.e., uma força P aplicada a uma distância e de x_2') promovendo um carregamento combinado $P + Pe$. Assim, para a condição em que $e/b = 0$ tem-se um carregamento em tração pura (com P aplicado diretamente sobre x_2' de forma que $e = 0$). Em contrapartida, para a condição em que $e/b = \infty$ o

carregamento corresponde a uma flexão pura (com P aplicado a uma distância $e \gg c$ de forma que $e \rightarrow \infty$).

As análises apresentadas pelas Figuras 2.21 e 2.22 seguem a mesma abordagem das análises discutidas anteriormente [103,106] em que as soluções completas dos campos numéricos estabelecidos à frente da trinca são comparadas à singularidade HRR para um mesmo nível de J . Embora a magnitude da tensão circunferencial $\sigma_{\theta\theta}$ seja máxima no plano da trinca $\theta = 0^\circ$, deve-se ressaltar que, por motivos de modelagem numérica, as análises de Shih [125] são conduzidas no plano $\theta = 2^\circ$. Observa-se ainda que nas Figs. 2.21 e 2.22 a tensão $\sigma_{\theta\theta}^{(EF)}$ é normalizada pela mesma componente oriunda da solução HRR, $\sigma_{\theta\theta}^{(HRR)}$, obtida para um mesmo nível de J .

Figura 2.21– Análise comparativa entre os campos de tensões circunferenciais descritas pela singularidade HRR e os campos de tensões circunferenciais obtidos em condições de (a) tração pura e (b) flexão pura para diferentes níveis de encruamento

Fonte: Shih [125]

Devido ao fato das tensões $\sigma_{\theta\theta}$ serem normalizadas, a obtenção de uma razão $\sigma_{\theta\theta}^{(EF)}/\sigma_{\theta\theta}^{(HRR)}$ unitária é indicativo de que a solução numérica corresponde rigorosamente à solução HRR. Com base nessas informações, é possível observar que tal condição é praticamente inexistente em condições de tração pura (i.e., $r/b \approx 0$), conforme valores de $\sigma_{\theta\theta}^{(EF)}/\sigma_{\theta\theta}^{(HRR)}$ apresentados na Figura 2.21a). Caso a análise seja realizada com base no

critério de dominância J estabelecido por S&G [103] onde admitisse haver uma descrição aproximada da singularidade HRR caso as tensões correspondam ao menos 90% dos valores da solução HRR, observa-se que a região de dominância J se mantém a uma pequena zona à frente da trinca ($r/b \approx 0,01$ ou $R_J = 0,01b$), porém somente para a condição em que a capacidade de encruamento analisada é máxima (i.e., para $n = 3$).

Já em relação às condições de flexão pura, observa-se que as tensões $\sigma_{\theta\theta}^{(EF)}$ são compatíveis às tensões $\sigma_{\theta\theta}^{(HRR)}$ para uma faixa da ordem de $r/b \approx 0,07$ (ou $R_J = 0,07b$). Além disso, pode-se observar que os campos de tensões são praticamente invariáveis aos efeitos de encruamento nas condições de flexão pura, comportamento oposto ao observado em condições de tração pura. Para elucidar melhor a influência do modo de carregamento sobre as tensões $\sigma_{\theta\theta}$ na Fig. 2.22 são apresentados os resultados obtidos para diferentes razões $0 \leq e/b \leq \infty$ para materiais com níveis de encruamento com $n = 3$ e $n = 10$. Esses resultados revelam uma clara tendência na mudança de comportamento das tensões $\sigma_{\theta\theta}$ as quais perdem aderência com a solução HRR para ambos os níveis de encruamento. Shih [125] realizou análises similares para o campo de tensões associados a tensões hidrostáticas (σ_h) e os resultados seguiram a mesma tendência apresentada pelas Figuras 2.21 e 2.22.

Figura 2.22 – Análise comparativa entre os campos de tensões circunferenciais descritas pela singularidade HRR e os campos de tensões circunferenciais para diferentes combinações de carregamento para um material com (a) $n = 3$ e (b) $n = 10$

Fonte: Shih [125]

Os resultados apresentados pelas Figuras 2.21 e 2.22 deixaram ainda mais em evidência a marcante influência do modo de carregamento sobre os campos de tensões de forma que a extensão da dominância J é fortemente dependente da quantidade relativa de esforços flexionais em relação aos esforços axiais de tração [125], do expoente de encruamento e em menor grau da relação σ_0/E [106], de forma que os requisitos mínimos necessários deveriam ser expressos por

$$b \geq M(\sigma_0/E; n) \frac{J}{\sigma_0} \quad (2.73a)$$

ou, de forma equivalente por meio da relação J - δ , por

$$b \geq M(\sigma_0/E; n) \frac{\delta}{d_n} \quad (2.73b)$$

em que M é dependente da configuração da trinca (i.e., geometria + modo de carregamento).

Nas análises de McMeeking [87] também é possível verificar a influência do encruamento sobre o campo de tensões, de forma que os valores máximos das tensões $\sigma_{\theta\theta}$ no plano da trinca ($\theta = 0$) para um material com $\sigma_0/E = 1/300$ e expoentes de encruamento definidos por $n = \infty$, $n = 10$ e $n = 5$ são dados, nessa ordem, por $2,4\sigma_0$, $3,11\sigma_0$ e $4,13\sigma_0$. Além de afetar a magnitude das tensões, McMeeking [87] demonstra que a distância entre a ponta da trinca, a qual é deformada pelo efeito de arredondamento, e o ponto no ligamento remanescente onde a tensão $\sigma_{\theta\theta}$ é máxima (σ_{yy}^{max}), é inversamente proporcional à capacidade de encruamento; isto é, quanto maior o valor de n maior é essa distância.

Para que a caracterização do processo de fratura seja univocamente correlacionada à integral J , a zona de dominância J (simbolizada por R_J) deve ser grande o suficiente para englobar completamente a zona de grandes deformações (R_{ZGD}) a qual é da ordem de 2 a 3 CTOD's ($R_{ZGD} = 3\delta$) [87] onde a singularidade HRR deixa de existir, uma vez que a teoria das pequenas deformações é violada em condições de deformações superiores a 10%. Portanto, uma das condições para a dominância J requer que $R_J > 3\delta$ o que, em termos de J (vide Eqs. 2.50 e 2.63), equivale a dizer que $R_J > 1,8J/\sigma_0$ uma vez que d_n para condições de deformação plana é aproximadamente 0,6 para materiais de baixo e moderado encruamento. Uma segunda exigência que deve ser assegurada para garantir condições de dominância J é

que a sua zona de singularidade (R_J) seja maior do que a zona de processo de fratura (R_{ZPF}) caracterizada pela nucleação, crescimento e coalescência de microcavidades [125]. Uma vez que o crescimento e a coalescência dessas microcavidades ocorre na região de grandes deformações, a ZPF para esse mecanismo dúctil (R_{ZPFD}) pode ser aproximadamente comparável à dimensão da R_{ZGD} ; isto é, $R_{ZPFD} \approx 1,8J/\sigma_0$ [125]. Detalhes da representação esquemática da zona de processo de fratura podem ser consultados na Fig. 2.8 apresentada anteriormente na Seção 2.1.2.3.

Devido ao fato das tensões hidrostáticas e de tração (e as deformações associadas a essas tensões por meio da expressão do estado multiaxial de tensões Eqs. 2.33 e 2.35) serem efetivamente responsáveis pelas etapas de nucleação, crescimento e coalescência das microcavidades precursoras da extensão dúctil de trinca [87], ao se basear nos resultados apresentados pelas Figuras 2.21 e 2.22 e no critério de dominância J estabelecido por S&G [103] (i.e., que permite uma diferença percentual de até 10% a uma distância equivalente a $2J/\sigma_0$ entre as tensões obtidas numericamente e as tensões da solução de referência HRR), Shih [125] propôs requisitos dimensionais para o início do crescimento estável de trinca sob condições de dominância J nas condições de carregamento em tração pura e flexão pura. Esses requisitos, os quais são baseados na teoria da deformação convencional (J_2 deformation theory), estão estritamente relacionados aos estabelecidos em estudos anteriores fundamentados na teoria incremental da plasticidade (J_2 flow theory) [103,106] de forma que são praticamente iguais aos estabelecidos por M&P [106] e S&G [103]. Tal constatação não somente corrobora a forte influência do modo de carregamento sobre o limite da dominância J , mas também confirma que em condições de carregamento monotônico e quase-estático, a teoria da deformação coincide com a teoria incremental da plasticidade [85]. Para confirmar essa constatação basta correlacionar $R_{ZPFD} > 1,8J/\sigma_0$ com $R_J = 0,07b$ [ponto onde as tensões $\sigma_{\theta\theta}$ correspondem a 90% das tensões $\sigma_{\theta\theta}^{(HRR)}$] de forma que $b > 25,7J/\sigma_0$ para condições de flexão pura, e com $R_J = 0,01b$ de forma que $b > 180J/\sigma_0$ para condições de tração pura.

Baseando-se nas análises mencionadas acima, porém voltadas especificamente para o processo de fratura por clivagem, Wallin [97] propôs um ligamento remanescente mínimo de $b \geq 50J/\sigma_0$ (em que σ_0 , na análise de Wallin, corresponde à tensão de fluxo, σ_{flux}) para assegurar com que J (ou o seu equivalente em termos do fator de intensidade de tensão elasto-plástico, K_J) descreva as condições de fratura governada essencialmente por tensão em geometrias solicitadas principalmente por flexão. O critério utilizado por Wallin [97] para

estabelecer esse requisito ($M = 50$) é baseado na dimensão da R_{ZPFF} estimada pelo modelo micromecânico de clivagem em aços ferríticos proposto por Wallin, Saario e Törrönen (também conhecido como modelo WST) [157]. O modelo WST [157] prevê, para uma probabilidade de até 95%, a ocorrência do início da clivagem a uma distância equivalente de aproximadamente 3 a 5 vezes a distância estabelecida entre a ponta da trinca e o ponto de σ_{yy}^{max} . Essa dimensão pode ser definida como a zona de processo efetiva para o início da fratura por clivagem. Já para distâncias $\bar{r} \geq 5$, teoricamente, é possível que a fratura por clivagem ainda possa ocorrer dentro da zona de dominância J , todavia, a probabilidade para tal ocorrência é praticamente desprezível quando comparada à probabilidade de clivagem para distâncias próximas ao ponto onde σ_{yy}^{max} está presente [42]. Com base nessa dimensão da R_{ZPFF} associada aos resultados de σ_{yy}^{max} obtidos por M&P [106], Wallin [97] comenta que a restrição do ligamento remanescente deveria ser da ordem de $b \geq (35 - 60)(J/\sigma_0)$.

Entretanto, ao verificar que a partir de um determinado valor de J a magnitude do campo de tensões satura, tornando-se assim independente do nível de carregamento e dependente somente do ligamento remanescente, Wallin [97] deduz que a restrição associada ao tamanho do ligamento remanescente deve ser mínimo de $b \geq 50 J/\sigma_0$. Em outras palavras, isso significa dizer que para valores de carregamento acima de um valor máximo de J (J_{max}), o valor de J que efetivamente controla a fratura (J_{eff}) é um valor constante independentemente do nível de carregamento. Com base nessas considerações, Wallin [97] também propõe que a ocorrência de rasgamento dúctil de trinca precedente à clivagem deve ocorrer para as situações nas quais J_{eff} for igual ao valor de J_{max} .

Deve-se ressaltar que os requisitos dimensionais estabelecidos para assegurar um processo de fratura governado por clivagem são diferentes dos atribuídos ao processo dúctil, uma vez que a dimensão da R_{ZPFD} é inferior à dimensão da R_{ZPFF} . Conforme observado na Fig. 2.8, o fato da zona da R_{ZPFF} ser maior do que a zona de processo de fratura dúctil R_{ZPFD} deixa evidente que o requisito dimensional é mais restritivo para condições de fratura por clivagem, o que requer um ligamento remanescente maior.

Devido ao fato do micromecanismo de clivagem estar associado a uma plasticidade local no sítio da iniciação da fratura [42], a dimensão de R_{ZPFF} deve ser igual ou menor à dimensão da zona elasto-plástica (também denominada de zona de dominância J , representada por R_J). Além disso, uma vez que a região R_{ZPFF} é governada por tensão e o campo HRR (associado à teoria das grandes deformações [87]) prevê valores de σ_{yy}^{max} a distância à frente da ponta da trinca normalizada de $\bar{r} = r/(J/\sigma_0) \approx 1$ (o que equivale de 2 a 3 CTOD's

dependendo do valor de n), a probabilidade de ocorrência da instabilidade por clivagem é maior na região onde σ_{yy}^{max} atua, conforme comprovado pelo modelo WST [157].

Posteriormente, Anderson e Dodds (A&D) [58] propuseram, por meio de análises numéricas em condições de deformação plana, um requisito mínimo de $b \geq 200 J/\sigma_0$ (ou alternativamente, $M \geq 200$ em que $\sigma_0 = \sigma_{flux}$) para assegurar condições SSY, o que confere em um critério muito mais restritivo ao proposto por Wallin [97]. Esse requisito mais conservador deve-se ao critério de A&D [58] estar baseado no valor de J cujas tensões começam a perder aderência à solução numérica HRR, o que certamente estará associado a um valor de J inferior ao valor de J_{eff} proposto por Wallin [97]. Entretanto, embora o valor mínimo de $b \geq 200 J/\sigma_0$ seja consideravelmente restritivo, esse requisito ainda assim resulta em tensões σ_{yy} relativamente inferiores ($\sim 20\%$) às respectivas tensões previstas pela solução SSY, σ_{yy}^{SSY} , em condições analíticas mais conservadores (i.e., associada a um material de baixa capacidade de encruamento, tal como um material com $n = 50$). Estudos experimentais subsequentes [31,42] indicaram que o limite de deformação $M = 200$ era muito restritivo, a ponto de invalidar inúmeros ensaios de tenacidade à fratura, mesmo havendo fortes evidências fractográficas de ocorrência de fratura frágil por clivagem. Esses resultados experimentais demonstraram que um valor de M compreendido na faixa entre 50 e 100 seria mais apropriado para os materiais com alta ($n = 5$) e moderada ($n = 10$) capacidade de encruamento, corroborando a análise realizada anteriormente por Wallin [97].

Os resultados acima apresentados fornecem indícios de uma forte interação entre os efeitos de restrição ocasionados pelo comprimento da trinca e do ligamento remanescente (in-plane constraint) e os promovidos pela espessura (*out-of-plane constraint*), esses não capturados pelas análises em deformação plana. Análises tridimensionais realizadas por Nevalainen e Dodds [25] incorporaram os efeitos de espessura sobre o limite de deformação estabelecido anteriormente por A&D [58]. Esses resultados revelaram que para um mesmo nível de força motriz J as tensões no plano de meia espessura (plano médio) das geometrias submetidas a esforços flexionais (e.g., SE(B) e C(T)) foram relativamente maiores em relação às tensões previstas pelas condições SSY. Tal evidência deve-se aos efeitos da tensão elástica T , incorporada nas análises pela formulação MBL, a qual contribui para uma condição de maior triaxialidade no caso das geometrias SE(B) e C(T) devido ao seu valor positivo para ambas as geometrias. Assim, os campos de tensões para essas geometrias mantiveram aderência à solução SSY para níveis de deformação relativamente maiores em relação aos previstos pelas análises anteriores realizadas em condições de deformação plana [58]. Dessa

forma, o limite de deformação e o requisito mínimo dimensional ($b \geq MJ/\sigma_0$) para garantir a fratura por clivagem na RDTF nessas geometrias pôde ser reduzido substancialmente de forma que o valor recomendado para materiais de alto e moderado encruamento ($n = 5 - 10$) passou a ser da ordem de $M = 25 \sim 50$, o que representou uma maior aproximação às evidências experimentais. Esses últimos resultados serviram de base para o estabelecimento de um limite de deformação apropriado para assegurar condições de fratura frágil por clivagem na região de transição dúctil-frágil de aços estruturais ferríticos, conforme abordado em maiores detalhes na Seção 2.5.3.

2.3 AVALIAÇÃO EXPERIMENTAL DA INTEGRAL J

O principal objetivo da mecânica da fratura é avaliar a influência da presença de defeitos tipo trinca sobre a integridade de estruturas complexas a partir de procedimentos que sejam acurados e, ao mesmo tempo, relativamente simples. Entretanto, a estimativa da integral J por meio da sua abordagem analítica como uma integral de linha é relativamente complexa e, normalmente, requer técnicas numéricas como a análise por elementos finitos. Tal complexidade foi um dos principais fatores que motivaram o desenvolvimento de métodos experimentais para a determinação de J a partir de ensaios em escala laboratorial facilmente exequíveis por meio de pequenos corpos de prova de diversas geometrias.

Os primeiros trabalhos experimentais realizados para a determinação de J [19,20] visavam obter valores críticos de J (J_c) como uma rota alternativa para a determinação de valores de K_{Ic} em materiais de elevada tenacidade. Tais procedimentos eram baseados no uso de inúmeros corpos de prova, o que exigia um número elevado de ensaios e elevados custos. Praticamente no mesmo período, Bucci et al. [91] e Rice et al. [92] discutem que para determinadas de geometrias de trinca é possível obter valores experimentais de J a partir de procedimentos mais simples por meio de um único registro de carga-deslocamento. Posteriormente, Sumpter e Turner [21] propõem a separação da integral J nas componentes elástica (J_e) e plástica (J_p) por meio de um procedimento experimental, denominado de metodologia eta (η), baseado no uso de constantes elástica (η_e) e plástica (η_p) dependentes da geometria do corpo de prova. Esse procedimento não somente simplificou os cálculos para a determinação experimental de J , como também ampliou as possibilidades de avaliação de J em aplicações nas quais o uso de corpos de prova contendo trincas rasas era praticamente

imprescindível, tais como em juntas soldadas. Desde então, inúmeros trabalhos foram desenvolvidos com base na metodologia η , tornando-a em um procedimento padrão extensivamente utilizado no âmbito industrial e acadêmico.

Nas seções a seguir é feita uma breve abordagem de alguns dos principais métodos experimentais que forneceram subsídios para o desenvolvimento e consolidação do atual protocolo normatizado pela ASTM E1820-18 [67], o qual é essencialmente baseado na metodologia- η .

2.3.1 Método multiespécime

A integral J proposta por Rice [16,77,78], como uma ferramenta analítica para analisar o comportamento de campos elasto-plásticos na ponta da trinca, teve as suas primeiras medições experimentais conduzidas a partir de curvas carga versus deslocamento da linha de carga (P - LLD) obtidas pela técnica da flexibilidade desenvolvida por B&L [19,20]. Este procedimento envolvia o uso de inúmeros corpos de prova de mesma geometria, porém com diferentes comprimentos de trinca dados em termos de razões a/W distintas. Basicamente, a metodologia envolve a solicitação desses corpos de prova por meio de deslocamentos previamente estabelecidos (i.e., o carregamento do corpo de prova se dá por controle de deslocamento). Para cada nível de deslocamento, é possível determinar a energia de deformação armazenada no corpo de prova simplesmente pela integral da área sob a curva P - LLD , conforme representação esquemática indicada na Figura 2.23.

Para analisar os valores experimentais de J , B&L [19,20] plotaram em um único gráfico as medidas do trabalho realizado pelas forças externas para um dado deslocamento (Δ_i) sobre os corpos de prova do tipo SE(B) feitos a partir de aço Ni-Cr-Mo-V, conforme Figura 2.23 (b). Dessa forma, as inclinações das curvas apresentadas na Fig. 2.23 (c) nada mais são do que as variações da energia potencial por unidade de espessura, $d\mathcal{U}/B$, definidas em termos das variações na extensão da trinca, da . Conforme abordado na Seção 2.1.2.2, J pode ser definida como a variação da energia potencial associada ao aumento infinitesimal de trinca, $-d\mathcal{U}/Bda = J$, tornando evidente que essas inclinações permitem a determinação de J em função do deslocamento para quaisquer comprimentos de trinca, conforme indicado na Figura 2.23 (d).

Figura 2.23- Diagrama esquemático do procedimento multiespécime para a medição experimental da integral J

Fonte: Adaptado de Bucci et al. [91]

Portanto, a avaliação experimental da integral J por meio da metodologia multiespécime é baseada na relação da flexibilidade a qual é fornecida pela adaptação da Eq. (2.24) (vide Seção 2.1.2.2) para condições de carregamento controlado por deslocamento (i.e., com Δ fixo), conforme a seguinte expressão

$$J = -\frac{1}{B} \left(\frac{\partial \mathcal{U}}{\partial a} \right)_{\Delta} \quad (2.74)$$

Embora essa metodologia tenha permitido com que a integral J fosse bem estabelecida como um critério de fratura e pudesse ser determinada de forma relativamente simples, tal

procedimento envolvia um consumo excessivo de recursos laboratoriais (e.g., número elevado de corpos de prova, tempo de ensaio, custo hora/máquina, etc.). A fim de otimizar a rotina experimental para a avaliação das propriedades de tenacidade, outras metodologias baseadas em um menor número de ensaios foram propostas logo após o surgimento do método multiespécime, conforme discutido na próxima seção.

2.3.2 Método do corpo de prova único

Motivados pelos fortes indícios de que o valor crítico da integral J avaliada pelo método multiespécime proposto por B&L [19,20] poderia ser utilizado como um critério de fratura, Bucci e colaboradores [91] propuseram uma metodologia analítica baseada na relação J versus Δ utilizando-se apenas um único corpo de prova. Para esse propósito, Bucci et al. [91] utilizaram análises elásticas mais refinadas, ao contabilizarem os efeitos da zona plástica da ponta da trinca na flexibilidade da curva P - Δ , e soluções de carga limite [152,155] em corpos de prova de diferentes geometrias a fim de estabelecer um procedimento mais simples e amplo em relação ao método multiespécime [19,20], porém efetivo na avaliação experimental do valor crítico de J . Tais corpos de prova, os quais hoje são convencionalmente conhecidos como SE(B), C(T) e M(T) conforme indicado na Fig. 2.24, apresentavam diferenças significativas nas expressões de carga limite [152], o que permitia a avaliação experimental de J a partir de diversas geometrias de corpos de prova.

Figura 2.24 - Representação dos corpos de prova de geometria (a) C(T); (b) SE(B) e (c) M(T)

Fonte: Anderson [1]

Deve-se ressaltar que as expressões de carga limite até então disponíveis eram obtidas a partir de análises plásticas por meio do campo de linhas de escorregamento (SLF, do inglês *Slip Line Field*) em modelos de comportamento rígido-perfeitamente plástico [152,155]. Atualmente, há um vasto compêndio de soluções de carga limite para diversas geometrias de corpos de prova, as quais podem ser consultadas em maiores detalhes no relatório EPRI-NP-1931 [158] e no artigo de revisão das soluções de carga limite feito por Miller [159].

Na metodologia proposta, Bucci et al. [91] desenvolveram, por meio de procedimentos analíticos (ver Apêndice 2 do trabalho de Bucci et al. [91]), as relações de carga (P) e deslocamento (Δ) para cada configuração de corpo de prova mencionada anteriormente. As análises propostas por Bucci et al. [91], baseadas na abordagem energética de J [16,77,78], envolvem os casos extremos do comportamento da curva carga-deslocamento, os quais exibem desde um comportamento puramente elástico a um comportamento rígido-perfeitamente plástico, conforme indicado na Figura 2.25 (a).

Figura 2.25 – Comparação entre o comportamento real e o comportamento idealizado da curva (a) carga versus deslocamento; (b) J versus deslocamento

Fonte: Adaptado de Bucci et al. [91]

Conforme visto anteriormente na Seção 2.1.2.2, J é idêntico ao parâmetro $\mathcal{G}$ [16] para um comportamento puramente elástico. Dessa forma, na condição em que o carregamento é controlado por força, a taxa de dissipação de energia elástica não linear pode ser expressa por

$$J = \mathcal{G} = \frac{1}{B} \left(\frac{\partial \mathcal{U}}{\partial a} \right)_P \quad (2.75)$$

No caso elástico linear, a energia potencial ($\mathcal{U}$) equivale à energia de deformação elástica (U_e) a qual é dada pela área sob a curva P - Δ , de forma que $U_e = P\Delta/2$. Já a flexibilidade elástica, C , é dada pela relação inversa da rigidez, ou seja, $C = \Delta/P$. Fazendo as devidas substituições na Eq. (2.75) tem-se que

$$J = \mathcal{G} = \frac{P^2}{2} \frac{\partial C}{\partial a} \quad (2.76)$$

Pela análise da Eq. (2.76) observa-se que J , para um dado tamanho de trinca, é proporcional a Δ^2 , pois $P = \Delta/C$. Assim sendo, para um comportamento puramente elástico, J varia em função de Δ segundo a forma de uma parábola, conforme indicada pela linha de tracejado longo apresentada na Figura 2.25(b). Já no caso da relação P - Δ referente a um comportamento rígido-perfeitamente plástico, observa-se que o deslocamento Δ é ilimitado na condição em que $P = P_L$ e nulo quando $P < P_L$, conforme demonstrado na Figura 2.25(b). Nesse caso, a energia potencial é dada simplesmente por $P_L\Delta$. Já a taxa de dissipação de energia elástica não linear, [vide novamente a Eq. (2.24)], definida em termos de deslocamento constante, a integral J para um material rígido-perfeitamente plástico, expressa em termos da diferença de área estabelecida pelas curvas P - Δ após o crescimento incremental de trinca, da , é dada por

$$J = \mathcal{G} = -\frac{\Delta}{B} \frac{\partial P_L}{\partial a} \quad (2.77)$$

em que a derivada parcial $\partial P_L/\partial a$ é avaliada para um comprimento de trinca de interesse. Pela análise da Eq. (2.77), observa-se que J é simplesmente uma função linear de Δ e, portanto, a relação J - Δ para um tamanho de trinca constante é definida por uma reta que intercepta a origem (0,0), conforme indicada pela linha de tracejado curto apresentada na Figura 2.25 (b).

Conforme descrito por Bucci et al. [91], o comportamento real dos materiais utilizados nos ensaios fica delimitado por meio desses dois comportamentos extremos. Para as condições que envolvam baixos níveis de carregamento e uma limitada plasticidade na ponta da trinca, o comportamento P - Δ pode ser aproximado por uma análise elástica-linear a qual fornece a flexibilidade que, por sua vez, é uma função do tamanho da trinca, da geometria do corpo de prova e das constantes elásticas do material tais como, por exemplo, o módulo de

Young (E) e o coeficiente de Poisson (ν). Nesse caso, é possível observar que a relação J - Δ prevista [vide Fig. 2.23(d)] é bem descrita pela relação J - Δ elástica definida na condição SSY, conforme Figura 2.25(b). No entanto, conforme a magnitude do carregamento aumenta, observa-se o surgimento de não linearidades na relação P - Δ de forma que a relação J - Δ prevista começa a se distanciar da relação J - Δ elástica até um valor cuja diferença (*offset*) entre a relação J - Δ prevista e a relação J - Δ plasticamente rígida permanece constante, conforme indicado na Figura 2.25 (b).

Com base nessas considerações, a metodologia do corpo de prova único proposta por Bucci et al. [91] mostrou-se eficaz ao prever analiticamente os valores críticos de J em condições de deformação plana (J_c) obtidos por B&L [19,20], o que validava a sua abordagem baseada em um único corpo de prova. Pouco tempo depois, Rice et al. [92] também demonstraram que a partir de um único corpo de prova era possível estimar J a partir da curva experimental P - LLD . Nesse procedimento, Rice et al. [92] propuseram expressões para diversas geometrias [e.g., SE(B), M(T), DENT, etc.) que permitiam estimar propriedade de tenacidade de modo mais simples e direto, o que facilitava ainda mais a medição experimental de valores críticos de J . No caso da geometria SE(B), a título de exemplo, Rice et al. [92] propuseram uma expressão de J baseada no momento fletor $\mathcal{M}$ aplicado remotamente no ligamento remanescente da trinca ($b = W - a$), conforme Figura 2.26.

Figura 2.26 – Geometria SE(B) submetida a um carregamento definido por flexão pura

Fonte: Adaptado de Rice et al. [92]

Nesse caso, foi proposta uma modificação da Eq. (2.26) (vide Seção 2.1.2.2) pela simples substituição de P por $\mathcal{M}$, passando a ser expressa por

$$J = \int_0^{\mathcal{M}} \left(-\frac{\partial \Omega_{total}}{\partial b} \right)_{\mathcal{M}} d\mathcal{M} \quad (2.78)$$

de forma que o deslocamento angular Ω total (Ω_{total}) pode ser definido por

$$\Omega_{total} = \Omega_{nc} + \Omega_c \quad (2.79)$$

em que Ω_{nc} representa o deslocamento angular Ω associado uma geometria isenta de trinca submetida à flexão (tal como uma viga elástica) e Ω_c a contribuição do deslocamento angular associado à presença da trinca. Resultados obtidos por análise dimensional, ao se fixar as propriedades mecânicas (E , σ_{ys} , n), revelam a componente Ω_c é dada em função de

$$\Omega_c = f\left(\frac{\mathcal{M}}{b^2}\right) \quad (2.80)$$

onde as trincas são profundas o suficiente de forma que a plasticidade fica confinada no ligamento remanescente. A partir da Equação (2.80), Rice et al. [92] demonstram que

$$\left(\frac{\partial \Omega_{total}}{\partial b}\right)_{\mathcal{M}} = \left(\frac{\partial \Omega_{nc}}{\partial b}\right)_{\mathcal{M}} + \left(\frac{\partial \Omega_c}{\partial b}\right)_{\mathcal{M}} \quad (2.81a)$$

$$\left(\frac{\partial \Omega_{total}}{\partial b}\right)_{\mathcal{M}} = \left\{ \frac{\partial}{\partial b} \left[f\left(\frac{\mathcal{M}}{b^2}\right) \right] \right\}_{\mathcal{M}} = -\frac{2\mathcal{M}}{b^3} f'\left(\frac{\mathcal{M}}{b^2}\right) = -\frac{2\mathcal{M}}{b} \left(\frac{\partial \Omega_c}{\partial \mathcal{M}}\right)_b \quad (2.81b)$$

Substituindo a Eq. (2.81b) na Eq. (2.78) e fazendo a integração tem-se que

$$J = \int_0^{\mathcal{M}} \left(-\frac{\partial \Omega_{total}}{\partial b} \right)_{\mathcal{M}} d\mathcal{M} = \int_0^{\mathcal{M}} \frac{2\mathcal{M}}{b} \left(\frac{\partial \Omega_c}{\partial \mathcal{M}}\right)_b d\mathcal{M} = \frac{2}{b} \int_0^{\Omega_c} \mathcal{M} d\Omega_c \quad (2.82)$$

de forma que a integral J passa a ser baseada simplesmente na área sob a curva $\mathcal{M}$ versus Ω_c a qual é definida pela integral do momento $\mathcal{M}$ em relação ao deslocamento angular Ω_c . Essa integral representa nada mais do que o trabalho das forças externas realizado sobre o corpo de prova durante o carregamento. No caso em que o ligamento remanescente é submetido predominantemente a esforços flexionais, embora o carregamento global seja dado pela força P [vide Fig. 2.23(b)], a Eq. 2.82 pode ser reescrita como

$$J = \frac{2}{b} \int_0^{\Delta_c} P d\Delta_c \quad (2.83)$$

Portanto, o procedimento desenvolvido por Rice et al. [92] para se determinar valores experimentais de J em geometrias com trinca profunda e cujo ligamento remanescente fosse solicitado majoritariamente por esforços flexionais (i.e., SE(B) e C(T) com $a/W = 0,6$) pode ser expresso de modo geral por

$$J = \frac{2U^c}{Bb} \quad (2.84)$$

em que U^c é a energia absorvida devido à presença da trinca, B a espessura e b o ligamento remanescente da trinca. Ao definirem um critério, o qual foi baseado na curva de resistência (J - Δa), para a medição experimental do valor de J associado ao início do crescimento estável de trinca (J_{Ic}), B&L [68] propuseram uma formulação mais geral para a Eq. (2.84)

$$J = \frac{2U}{Bb} \quad (2.85)$$

em que U pode ser interpretada como a quantidade total de energia de deformação armazenada no corpo de prova cujo ligamento é submetido predominantemente à flexão, tal como a geometria SE(B) e C(T). Essa energia é numericamente igual a área total, A_t , sob a curva P - LLD . Nesse caso, a energia definida por U está associada a uma quantidade de energia absorvida na ausência da trinca, U^{nc} , e a uma quantidade adicional, U^c , quando a trinca está presente no corpo de prova. No entanto, a energia U^{nc} é muito pequena em relação à energia U^c quando analisada em geometrias SE(B) e C(T) com $a/W > 0,6$, de forma que U^{nc} torna-se praticamente desprezível. Sendo assim, a Eq. (2.84) pode ser simplificada expressa pela Eq. (2.85) sem produzir valores superestimados de J . A forma geral expressa pela Eq. (2.85) representou uma importante etapa na história do desenvolvimento de um método de ensaio para a avaliação experimental da integral J . Já a constante igual a 2, que aparece nas Eqs. (2.83) - (2.85) e relaciona J ao trabalho das forças externas dissipado em grande parte na forma de energia de deformação, é oriunda de fatores geométricos e exerce uma importante implicação sobre os valores de J medidos experimentalmente, conforme abordagem da próxima seção.

2.3.3 Metodologia baseada no fator eta

Quando a integral J é definida à luz da termodinâmica como a taxa de variação da energia potencial ($\partial\mathcal{U}$) em relação ao crescimento da trinca (∂a), a força motriz J pode ser relacionada à taxa de variação da área definida sob a curva P - Δ (ou P - V) em relação à variação da área da trinca; isto é, pela variação¹¹ da energia de deformação armazenada no sólido [160]

$$J = \frac{\partial A_t}{\partial \mathcal{A}} = -\frac{1}{B} \left(\frac{\partial A_t}{\partial a} \right) \quad (2.86)$$

em que A_t é a área total sob curva P - Δ . Antes da iniciação do crescimento da trinca, a área A_t é numericamente igual ao trabalho das forças externas realizado sobre o corpo de prova de modo que, por manipulação algébrica, a força motriz J pode ser relacionada ao trabalho realizado em uma dado tipo de corpo de prova tal como, por exemplo, o SE(B) conforme já abordado pelas Equações. (2.82) e (2.83). Dessa forma, a relação estabelecida pela Eq. (2.86) permite explicar a variação da energia de superfície específica (nominal) definida por A_t/Bb (em que a espessura B e o ligamento remanescente b definem a área líquida da seção trincada) para diferentes geometrias e a diferença marcante no comportamento de tal relação quando analisada para geometrias idênticas de corpos de prova, porém de comprimentos de trinca distintos (i.e., trinca rasa e trinca profunda) [160,161]. Embora os procedimentos propostos por Rice et al. [92] e B&L [68] fossem fundamentados na relação expressa pela Eq. (2.86), ambas abordagens ficavam restritas somente ao uso de corpos de prova com trinca profunda.

Visando ampliar a metodologia de avaliação experimental da integral J para aplicações que necessitavam do uso de corpos contendo trincas rasas, tais como no caso de juntas soldadas, Sumpter e Turner (S&T) [21] propuseram um equacionamento mais amplo da Eq. (2.84) ao especificar as contribuições das parcelas elástica e plástica no valor da integral J , conforme expressões a seguir

$$J = J_e + J_p \quad (2.87a)$$

¹¹ Devido à relação de igualdade entre as Eqs. (2.24) e (2.86), J pode ser expresso tanto em termos da variação da energia potencial quanto em termos da variação da energia de deformação armazenada no sólido.

$$J = \frac{\eta_e U_e}{(W - a)B} + \frac{\eta_p U_p}{(W - a)B} \quad (2.87b)$$

em que U_e e U_p correspondem, respectivamente, às parcelas elástica e plástica da energia de deformação total, η_e e η_p são dois fatores dependentes da geometria e da relação a/W , mas que independem das propriedades mecânicas do material. O fator- η é o fator que relaciona a força motriz J , durante o carregamento de um dado componente trincado, ao trabalho por unidade de área do ligamento remanescente [162]. Deve-se ressaltar que as parcelas elástica (U_e) e plástica (U_p), as quais são numericamente equivalentes às áreas elástica (A_e) e plástica (A_p) da curva P - Δ (conforme Fig. 2.27), nada mais são do que os valores de energia associados às quantidades U^{nc} e U^c , respectivamente, abordadas na seção anterior. Para maiores detalhes recomenda-se consultar a referência [92]. Sumpter e Turner [21] também demonstram que a Eq. (2.87) se reduz à Eq. (2.85) para os casos em que $\eta_e \approx \eta_p$, tais como nas geometrias C(T) (com $a/W > 0,6$) e SE(B) (com $0,4 < a/W < 0,7$). A metodologia proposta por S&T [21] por meio da Eq. (2.87) deixa evidente que tal procedimento é totalmente compatível tanto para regimes de carregamento em condições SSY quanto para regimes elasto-plásticos em que a relação $J_c = K_{Ic}^2(1 - \nu)/E$ deixa de ser exclusiva para níveis mais elevados de plasticidade.

Figura 2.27– Definição das parcelas elástica e plástica da curva P - Δ

Fonte: Adaptado de Sumpter e Turner [21]

Na proposta de S&T [21], além do equacionamento não envolver a subtração do termo U^{nc} , tal método pode ser aplicável a qualquer geometria de corpo de prova desde que conhecidas as expressões da flexibilidade elástica (C) e da carga limite (P_0). Além, disso, o conceito do fator η passa a ser introduzido explicitamente pela primeira vez na estimativa experimental da integral J , embora tal fator tenha aparecido de modo implícito na Eq. (2.82) por meio do procedimento analítico apresentado por Rice et al. [92]. O fator η , por sua vez, pode ser expresso em termos da flexibilidade, carga ou deslocamento em vez do trabalho das forças externas, sendo que o mesmo pode ser determinado experimentalmente ou analiticamente [160]. Roos et al. [163] apresenta expressões para os fatores η_e e η_p obtidos analiticamente e expressos em termos da flexibilidade (C) do componente.

De forma geral, os fatores η_e elástico e η_p plástico não são iguais e devem ser calculados separadamente para uma dada geometria de corpo de prova, conforme demonstrado por Turner [160] e Roos et al. [163]. O fator η_e pode ser determinado a partir da flexibilidade elástica e do fator K_I [160,161,163]. Baseando-se na geometria SE(B), durante o carregamento por flexão em 3 pontos em regime elástico-linear, pode-se verificar que

$$J_e = \mathcal{G} = -\frac{1}{B} \frac{\partial U_e}{\partial a} = -\frac{\partial U_e}{\partial \mathcal{A}} \quad (2.88)$$

$$K_I^2 = E' J_e \quad (2.89)$$

em que $E' = E$ para tensão plana e $E' = E/(1 - \nu^2)$. Para um carregamento em regime elástico, a energia de deformação elástica, a qual é definida por uma força P e deflexão Δ , por unidade de espessura é dada por

$$U_e = \frac{P\Delta}{2B} \quad (2.90a)$$

ou, conforme representação esquemática da Fig. 2.27, de forma alternativa por

$$U_e = \frac{P\Delta}{2B} = \frac{P_c(\Delta_t - \Delta_p)}{2B} \quad (2.90b)$$

em que P_c representa a carga de instabilidade e Δ_t e Δ_p os deslocamentos total e plástico.

Assim, a taxa de dissipação de energia, $\mathcal{G}$, associada ao crescimento infinitesimal da de uma trinca de comprimento inicial a , é dada por

$$\mathcal{G} = \frac{1}{2B} \left(\frac{\partial P}{\partial a} \Delta + P \frac{\partial \Delta}{\partial a} \right) \quad (2.91)$$

em que a flexibilidade elástica é definida como o inverso da rigidez elástica (k), ou seja,

$$C = k^{-1} = \Delta/P \quad (2.92)$$

Dessa forma, para um carregamento controlado por força, a Eq. (2.91) é dada por

$$\begin{aligned} \mathcal{G} &= \frac{1}{2B} \left[\left(\frac{\partial P}{\partial a} \Delta \right)_P + \left(P \frac{\partial \Delta}{\partial a} \right)_P \right] = \frac{1}{2B} \left[P \frac{\partial (CP)}{\partial a} \right]_P = \\ &= \frac{P}{2B} \left(\frac{\partial C}{\partial a} P + C \frac{\partial P}{\partial a} \right) = \frac{P^2}{2B} \frac{\partial C}{\partial a} \end{aligned} \quad (2.93)$$

Logo, a componente elástica da integral J pode ser dada por

$$J_e = \frac{P^2}{2B} \frac{\partial C}{\partial a} = \frac{P^2}{2} \frac{\partial C}{\partial \mathcal{A}} \quad (2.94)$$

Alternativamente, a Eq. (2.93) pode ser expressa em termos da rigidez k de forma que, para um carregamento em controle de deslocamento, tal equação passa a ser expressa por

$$\mathcal{G} = \frac{\Delta^2}{2B} \frac{\partial k}{\partial a} = \frac{\Delta^2}{2} \frac{\partial k}{\partial \mathcal{A}} \quad (2.95)$$

Caso as formulações das Eqs. (2.93) e (2.95) sejam definidas por controle de deslocamento (em termos da flexibilidade) e de força (em termos da rigidez), respectivamente, basta adicionar um sinal negativo à frente de tais equações para se obter as correspondentes expressões.

Conforme demonstrado na literatura [72], é possível calcular K_I para diversas geometrias de corpo de prova [e.g., M(T) (ou CCT), DENT, SENT, SENB, C(T) etc.] e

demais tipos de estruturas (e.g., barras circulares, cascas esféricas, cascas cilíndricas, etc.), a partir da seguinte expressão geral

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (2.96)$$

em que $f(a/W)$ é o fator de intensidade de tensão adimensional cujo valor é dependente da geometria do corpo de prova.

Tomando-se como referência a Eq. (2.93), ao relacionar as Eqs. (2.89), (2.94) e (2.96), a flexibilidade passa a ser expressa por

$$\frac{\partial C}{\partial a} = \frac{2B\sigma^2\pi a f^2(a/W)}{E'P^2} \quad (2.97)$$

sendo que, pela teoria de vigas, a tensão normal máxima atuante na seção transversal de uma viga flexionada em 3 pontos (i.e., P é aplicada no centro do comprimento da viga) é dada por

$$\sigma = \frac{6PS}{4BW^2} \quad (2.98)$$

em que B e W representam a espessura e a largura da seção transversal da viga e S a distância entre os apoios (também denominada de *span*).

Assim, a Equação (2.97) pode ser dada por

$$\frac{\partial C}{\partial a} = \frac{9S^2\pi a f^2(a/W)}{2BW^4E'} \quad (2.99)$$

Para o caso em que os limites de integração sejam definidos entre 0 e um comprimento final arbitrário de trinca a_f , a flexibilidade é dada por

$$C = \frac{9\pi S^2}{2BW^4E'} \int_0^{a_f} a f^2(a/W) + C_0 \quad (2.100)$$

em que C_0 é a constante de integração representativa da flexibilidade elástica de um corpo de prova sem a presença de trinca (i.e., de uma viga elástica) e que pode ser determinado

experimentalmente ou teoricamente. Pela teoria de vigas [164], o deslocamento máximo no ponto de aplicação da força P , no caso de uma viga flexionada em 3 pontos, é dado por

$$\Delta_{max} = \frac{PS^3}{48E'I} = \frac{PS^3}{4E'BW^3} \quad (2.101)$$

Portanto, a flexibilidade do corpo de prova sem a presença da trinca pode ser dada por

$$C_0 = \frac{\Delta_0}{P} = \frac{S^3}{4E'BW^3} \quad (2.102)$$

Pela definição do fator η_e dada por S&T [21] tem-se que

$$\eta_e = \frac{J_e(W-a)B}{U_e} \quad (2.103)$$

Fazendo a substituição das Eqs. (2.94), (2.96), (2.97), (2.98), (2.99), (2.100) e (2.102) é possível representar o fator η_e em termos da flexibilidade elástica por meio da seguinte expressão

$$\eta_e = \frac{9}{2} \frac{\pi S^2(W-a)af^2(a/W)}{BW^4E' \left[\frac{9\pi S^2}{2BW^4E'} \int_0^{a_f} af^2(a/W) + \frac{S^3}{4E'BW^3} \right]} \quad (2.104)$$

A componente elástica da integral J avaliada por controle de deslocamento pode ser expressa por

$$J_e = -\frac{1}{B} \left(\frac{\partial U_e}{\partial a} \right)_{\Delta_e} = -\frac{CP}{2B} \frac{\partial P}{\partial a} \quad (2.105)$$

Com base na definição de J_e proposta por S&T [21] e considerando um modelo linear-elástico, o fator η_e pode ser expresso em termos de P por

$$\eta_e = -\frac{b}{U_e} \frac{\partial U_e}{\partial a} \Big|_{\Delta_e} = -\frac{b}{P} \frac{\partial P}{\partial a} \Big|_{\Delta_e} = \frac{b}{C} \frac{\partial C}{\partial a} \quad (2.106)$$

Dessa forma, Turner [160,161] e Roos et al. [163] demonstram, por meio de uma abordagem alternativa à metodologia baseada na taxa de dissipação de energia de formação elástica $\mathcal{G}$ [vide Eq. (2.22)], que o cálculo da componente elástica de J , J_e , sempre será possível bastando para isso a determinação do fator η_e e da energia de deformação elástica (U_e) absorvida durante o processo de fratura, conforme a seguinte expressão

$$J_e = \mathcal{G}_I = \frac{\eta_e U_e}{Bb} = \frac{\eta_e A_e}{Bb} \quad (2.107)$$

Além disso, Turner [161] demonstrou que a energia de fratura específica (U_e/Bb) poderia ser utilizada como uma medida da tenacidade à fratura em materiais frágeis, ao demonstrar que essa energia de fratura correspondia aproximadamente à taxa crítica de dissipação da energia de deformação elástica-linear ($\mathcal{G}_{Ic}$).

Detalhes do procedimento discorrido acima podem ser consultados em [160,161,163]. Roos et al. [163] também apresenta as expressões para o cálculo de η_e para as geometrias CCT, SENT e DENT.

Todavia, uma vez que J_e pode ser determinado diretamente a partir de K , conforme Eq. (2.23) discutida na Seção 2.1.2.2, a determinação do fator η_e torna-se desnecessária. Dessa forma, a Eq. (2.87b) pode ser convenientemente representada por

$$J = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{\eta_p U_p}{(W - a)B} \quad (2.108)$$

Como resultado, a determinação do fator eta plástico (η_p) torna-se um parâmetro chave na avaliação experimental da integral J . As primeiras abordagens [21,163] para determinar η_p eram baseadas em análises plásticas envolvendo o uso da carga limite (P_0) [155,158,159]. A componente J_p avaliada por controle de deslocamento pode ser expressa por

$$J_p = -\frac{1}{B} \left(\frac{\partial U_p}{\partial a} \right)_{\Delta_p} \quad (2.109)$$

Com base na definição de J_p proposta por S&T [21] e considerando um modelo rígido-perfeitamente plástico, o fator η_p pode ser dado em termos P_0 pela seguinte expressão

$$\eta_p = -\frac{b}{P_0} \frac{\partial P_0}{\partial a} \Big|_{\Delta_p} \quad (2.110)$$

Dessa forma, para que o fator η_p possa ser determinado, basta conhecer a relação entre a carga limite e o comprimento da trinca. No caso da geometria SE(B), contanto que a deformação plástica fique contida na seção líquida da barra (i.e., no ligamento remanescente $b = W - a$), a carga limite P_0 é dada por

$$P_0 = \frac{C_n \sigma_{ys} B (W - a)^2}{S} \quad (2.111)$$

em que C_n é o fator de restrição intrinsecamente associado aos fatores geométricos da trinca (tais como a espessura, ligamento remanescente, distância entre os apoios), critério de escoamento associado ao colapso plástico, estado de deformação (i.e., plana ou triaxial), dentre outros conforme descrito em Miller [159]. Para um componente submetido a condições de carregamento controlado por deslocamento (vide Eq. 2.24a) e cujo material apresente um comportamento rígido-perfeitamente plástico (sem capacidade de encruamento), conforme exemplificado por S&T [21], a componente plástica da integral J pode ser expressa por

$$\begin{aligned} J_p &= -\frac{1}{B} \left(\frac{\partial U_p}{\partial a} \right)_{\Delta} = -\frac{1}{B} \left(\frac{\partial [P_0 \Delta_p]}{\partial a} \right)_{\Delta} = -\frac{1}{B} \left[\left(\frac{\partial P_0}{\partial a} \right)_{\Delta} \Delta_p + P_0 \left(\frac{\partial \Delta_p}{\partial a} \right)_{\Delta} \right] = \\ &= -\frac{1}{B} \left\{ \frac{\partial}{\partial a} \left[\frac{C_n \sigma_{ys} B (W - a)^2}{S} \right] \Delta_p \right\} = -\frac{C_n \sigma_{ys}}{S} \frac{\partial}{\partial a} (W - a)^2 \Delta_p = \\ &= \frac{C_n \sigma_{ys}}{S} 2(W - a) \Delta_p = \frac{P_0}{B(W - a)^2} 2(W - a) \Delta_p = \\ J_p &= \frac{2U_p}{(W - a)B} \end{aligned} \quad (2.112)$$

Pela análise da Eq. (2.110) fica evidente o fator η_p é igual a 2 e é idêntico ao valor obtido por Rice et al. [92], vide Eq. (2.84), para geometrias com trinca profunda e cujo ligamento remanescente fosse solicitado majoritariamente por esforços flexionais (i.e., SE(B)

e $C(T)$ com $a/W = 0,6$). O valor de $\eta_p = 2$ pode ser facilmente verificado ao se substituir a Eq. (2.111) na Eq. (2.110).

Baseando-se na expressão geral da carga limite, a qual é dada pela Eq. (2.113), Turner [160] fornece uma expressão para o fator η_p em termos da variação do fator de restrição C_n em função do tamanho da trinca, conforme a seguinte expressão

$$P_0 = \frac{C_n \sigma_{ys} B (W - a)^{\mathcal{N}}}{\mathcal{D}^{\mathcal{N}-1}} \quad (2.113)$$

em que $\mathcal{N} = 1$ para esforços de tração e $\mathcal{N} = 2$ para esforços de flexão, sendo $\mathcal{D}$ o comprimento da região de solitação, de forma que na flexão por 3 pontos de vigas de seção transversal retangular tem-se que $\mathcal{D} = S$ (span). Dessa forma, expressão geral de η_p é obtida pela substituição da Eq. (2.113) na Eq. (2.110), conforme expressão a seguir

$$\eta_p = \mathcal{N} - \frac{b}{C_n} \frac{dC_n}{da} \quad (2.114)$$

Paris et al. [162] demonstram analiticamente que, de forma geral, os fatores η existem somente se a suas relações de dependência ao comprimento da trinca (a/W) e ao deslocamento plástico (Δ_p/W) podem ser separadas e expressas por funções dependentes da carga P . Nesses casos, a existência do fator η_p fica condicionada a uma separação de variáveis expressa na forma

$$\mathcal{P}_\eta = \left(\frac{\Delta_p}{W}, \frac{a}{W}, \dots \right) = \mathcal{F}_\eta \left(\frac{\Delta_p}{W}, \dots \right) \mathcal{H}_\eta \left(\frac{a}{W}, \dots \right) \quad (2.115)$$

em que $\mathcal{F}_\eta$ e $\mathcal{H}_\eta$ representam, respectivamente, as funções da deformação (dependente do deslocamento plástico) e da geometria do componente (dependente do comprimento da trinca). Paris et al. [162] também demonstram as condições nas quais o fator η_p não existe precisamente. Tais condições estão associados aos casos em que a localização da plasticidade presente em uma dada região do componente (tal como, por exemplo, no ligamento remanescente) varia drasticamente durante o carregamento. Um exemplo de tal situação envolve os casos em que a plasticidade localizada ocorre em alguma região remota do ligamento remanescente em algum estágio do processo de deformação.

O trabalho de Sumpter e Turner [21] demonstrou fortes evidências de que a estimativa da tenacidade à fratura baseada na integral J era totalmente viável ao se utilizar a metodologia do fator- η de forma que o seu uso passou a simplificar consideravelmente a determinação experimental de J . Portanto, a Eq. (2.108) fornece uma maneira muito conveniente para a avaliação experimental de J para qualquer geometria de corpo de prova a partir de um único registro de deslocamento de carga, contanto que o fator K_I e o fator η_p sejam determinados a priori para aquela geometria de corpo de prova. Além disso, Paris et al. [162] demonstram que a metodologia η , até então utilizada somente na avaliação experimental de J para trincas estacionárias, também pode ser utilizada nas avaliações de J em condições de crescimento estável de trinca, ampliando ainda mais o escopo do procedimento da metodologia- η e a consolidando como uma importante metodologia na avaliação experimental de tenacidade à fratura.

2.4 ABORDAGEM ESTATÍSTICA DA TENACIDADE À FRATURA NA RTDF

Os mecanismos de fratura operantes nos aços ferríticos podem ser controlados essencialmente por deformação, por tensão ou parcialmente por ambos os mecanismos dependendo das condições de temperatura, da taxa de carregamento e do estado de tensão predominante ao longo ZPF. No caso da fratura controlada por tensão, a sua ocorrência tende a ser mais favorável a partir da diminuição da temperatura, do aumento da taxa de carregamento e do desenvolvimento de um estado triaxial de tensões de elevada magnitude.

Inserido no contexto da variação de temperatura, mantendo-se as demais variáveis constantes (e.g., dimensão e geometria do corpo de prova, modo de carregamento, taxa de carregamento, tamanho médio de grão, etc.), os aços ferríticos tendem a se comportar de modo dúctil quando submetidos a elevadas temperaturas e de modo frágil em baixas temperaturas. Entretanto, há uma região de temperatura intermediária cujos mecanismos de fratura dúctil e frágil coexistem e concorrem entre si, a qual é comumente denominada de região de transição dúctil-frágil (RTDF). Detalhes dessa região são abordados na seção seguinte.

Por não haver um modo único de fratura operante e pelo fato do processo de fratura frágil na RTDF ser essencialmente constituído pelas etapas de iniciação e propagação de microtrincas a nível microestrutural, observa-se experimentalmente a presença de uma

elevada dispersão nas propriedades de tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy (carregamento dinâmico) e à fratura (carregamento monotônico quase-estático), sendo essa última propriedade ainda mais sensível às variáveis de ensaio. Conforme destacado por A&S [40], embora em um primeiro momento essa dispersão possa estar relacionada à falta de controle de algumas variáveis importantes de ensaio, tais como a temperatura e a taxa de carregamento, as normas de ensaio, de modo geral, estabelecem diretrizes rígidas visando minimizar o espalhamento nos dados de interesse. Portanto, pode-se dizer que uma parcela significativa dessa dispersão está, de fato, associada às características metalúrgicas intrínsecas dos aços ferríticos de modo que, por mais que haja um controle rigoroso no procedimento de ensaio, esse tipo de dispersão não pode ser reduzido significativamente, tampouco suprimido. Essas particularidades associadas à natureza dos aços ferríticos tornam inviável a estimativa da tenacidade à fratura por meio de uma abordagem determinística, fazendo com que a avaliação da tenacidade na RTDF seja revestida de complexidades.

Para lidar com a elevada dispersão nos dados de tenacidade, torna-se necessário avaliar o comportamento à fratura de aços ferríticos na RTDF sob o aspecto de uma abordagem probabilística [35,39,40,43,157,165–167], conforme discussão mais adiante na Seção 2.4.3.

No caso dos ensaios de fratura em que a taxa de carregamento é relativamente baixa, tal como o ensaio de tenacidade à fratura que envolve um carregamento quase-estático, os valores de tenacidade à fratura se mostram sensivelmente dependentes das dimensões dos corpos de prova e da temperatura de ensaio [39,166,168–170]. Além desses fatores, inúmeros estudos [43,52] também mostram a influência da geometria dos corpos de prova bem como do modo de carregamento (tensão vs. flexão) sobre os valores de tenacidade à fratura no ponto de instabilidade por clivagem (J_c , K_{Jc} ou δ_c).

Motivados por essas questões, inúmeros esforços experimentais [39,52,168,171–174] conduziram ao desenvolvimento e à consolidação de um procedimento de ensaio [33] que permitisse, de forma racional, levar em consideração todos esses fatores no tratamento estatístico da tenacidade à fratura frágil por clivagem avaliada na RTDF. Com base nessas observações, as seções a seguir discutem os principais aspectos da RTDF, dando ênfase especial à descrição do micromecanismo de clivagem, bem como alguns dos principais fundamentos estatísticos utilizados no tratamento dos dados de tenacidade nessa região.

2.4.1 Região de transição dúctil-frágil em aços ferríticos (RTDF)

Os aços ferríticos podem pertencer a três grandes grupos: aços carbono, aços de baixa liga e aços de alta liga. As microestruturas tipicamente encontradas nesses aços podem ser simplifiadamente divididas em ferrítica, perlítica, bainítica e martensítica, aqui listadas em ordem decrescente da temperatura de transformação a partir da região austenítica. A microestrutura martensítica, salvo raras exceções, é comumente revenida com o intuito de diminuir a sua dureza excessiva e os níveis de tensões residuais e, ao mesmo, de promover uma elevação na sua tenacidade. Além disso, esse tratamento térmico diminui a distorção da estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado (TCC) fazendo com que o seu arranjo estrutural se aproxime da estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) típica da fase ferrítica, ao reduzir, por difusão atômica, o excesso de carbono dissolvido na solução sólida, intersticial, supersaturada em ferro alfa (ferrita). Dessa forma, à exceção da martensita não revenida, todas essas microestruturas são essencialmente definidas por uma estrutura cristalina do tipo CCC e, dependendo do tipo de aço ferrítico e do teor de elementos de liga, podem apresentar em menor ou maior quantidade agregados de carbeto livres de ferro do tipo X_xC_y [e.g., carbeto de molibdênio (Mo_2C), nióbio (NbC), titânio (TiC), tungstênio (WC), vanádio (VC), etc.] dispersos tanto na matriz ferrítica quanto em seus contornos de grão.

A estrutura cristalina do tipo CCC é considerada um dos fatores responsáveis pela severa perda de capacidade de deformação plástica da microestrutura a baixas temperaturas [175]. Esse comportamento é atribuído à falta de habilidade das discordâncias em hélice (também denominada de espiral ou parafuso) em atravessar os planos de deslizamento da estrutura CCC, o que dificulta a multiplicação das discordâncias, mecanismo esse necessário para sustentar a deformação plástica [175]. O mecanismo de clivagem nos aços ferríticos ocorre nos planos $\{100\}$ que possuem grandes espaçamentos interplanares em relação aos planos de deslizamento [175]. Detalhes adicionais de cada uma das microestruturas mencionadas no parágrafo anterior bem como do fenômeno de transição dúctil-frágil em aços ferríticos podem ser encontrados em Krauss [175].

No contexto da mecânica da fratura, a presença da estrutura cristalina do tipo CCC faz com que, para uma determinada faixa de temperatura, a falha local não seja definida exclusivamente por um único micromecanismo de fratura. Na realidade, o comportamento global à fratura do aço pode ser caracterizado por um modo predominantemente dúctil ou frágil devido à disputa local entre os micromecanismos de clivagem (i.e., fratura frágil controlada por tensão) e de cisalhamento (i.e., fratura dúctil controlada por deformação) em

uma faixa específica de temperatura. Dessa forma, a dicotomia dúctil-frágil relacionada ao comportamento à fratura faz com que a faixa de temperatura seja comumente denominada de RTDF. Além disso, dependendo das características metalúrgicas do aço, o comportamento à fratura pode variar drasticamente para pequenas variações de temperatura.

Diante das considerações mencionadas anteriormente, a tenacidade à fratura na RTDF está inserida num contexto probabilístico, uma vez que não é possível prever o comportamento predominante e estimar um único valor de tenacidade à fratura que seja representativo para uma dada temperatura nessa região. Nesse caso, ensaios de tenacidade à fratura realizados repetidamente sob as mesmas condições operacionais (i.e., mesma dimensão e geometria de corpo de prova, modo e taxa de carregamento, temperatura) podem fornecer medidas de tenacidade à fratura significativamente distintas, o que inviabiliza uma análise determinística e, portanto, requer um tratamento estatístico adequado. Essa dispersão, embora em menor grau, também é comumente observada nos ensaios de tenacidade ao impacto Charpy realizados na RTDF, cujas taxas de carregamento são consideravelmente superiores às taxas de carregamentos nos ensaios de tenacidade à fratura.

Inserido no contexto da indústria nuclear e de óleo e gás, os aços comumente utilizados na fabricação dos VPRs e dos tubos das redes coletoras de CO₂ são compostos predominantemente por uma matriz ferrítica a qual é constituída essencialmente por uma estrutura cristalina do tipo CCC e cuja tenacidade à fratura e ao entalhe em V por impacto Charpy apresenta grande sensibilidade a pequenas variações de temperatura, conforme representação esquemática da Figura 2.28.

Observa-se que o comportamento mecânico da fratura para esta classe de aço apresenta dois modos distintos de fratura, os quais são representados por duas regiões bem estabelecidas (PIE – Patamar Inferior de Energia e PSE – Patamar Superior de Energia) e intermediadas pela RTFD a qual pode ser convenientemente dividida em duas subregiões, conforme indicado na Figura 2.28. Deve-se ressaltar que a curva de transição dúctil-frágil obtida via ensaio de tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy - ECVN (i.e., sob maiores taxas de carregamento) apresenta um comportamento muito similar ao da curva de tenacidade à fratura obtida via ensaios mediante carregamento quase estático, monotônico e crescente (i.e., solicitação a menores taxas de carregamento). Essa evidência permite estabelecer uma correlação entre os valores de energia absorvida no ECVN e os valores de K_{Ic} medidos nas correspondentes temperaturas [176–179].

Figura 2.28– Efeito da variação de temperatura na tenacidade à fratura em aços ferríticos

Fonte: Adaptado de Anderson [1]

O comportamento da tenacidade em função da temperatura nos aços ferríticos pode ser convenientemente descrito por quatro faixas distintas: patamar inferior de energia (PIE), região inferior da transição dúctil-frágil (RITDF), região superior (RSTDF) e, por fim, patamar superior (PSE), conforme esquematicamente ilustrado na Figura 2.28. Para os aços que possuem uma certa resistência à fratura por clivagem na RTDF, a intensa deformação plástica associada às tensões de elevada magnitude à frente da ponta arredondada da trinca produz, geralmente, rasgamento dúctil precedente à instabilidade por clivagem. Essa competição entre a falha local por clivagem e o mecanismo dúctil controla a resistência à fratura por clivagem de aços ferríticos na RTDF e é um dos motivos pelos quais se observa um elevado espalhamento nas propriedades de tenacidade nessa região, conforme discussão a seguir em ordem crescente dos patamares de temperatura.

A região inferior (comumente denominada de patamar inferior de energia, PIE, ou, como na literatura internacional, LSE, do inglês *Lower Shelf Energy*) está associada às baixas temperaturas e caracteriza-se por apresentar um modo de fratura frágil por clivagem (i.e., tipo de fratura transgranular que se dá pela separação dos planos cristalográficos da estrutura

cristalina), conforme indicado na Figura 2.29. Nesse patamar de temperatura, a fratura é totalmente frágil e a probabilidade para a ocorrência da clivagem é praticamente unitária, visto que todos sítios nucleadores, incluindo a própria matriz, são ativados conjuntamente. Dessa forma, a clivagem é governada exclusivamente pela etapa de propagação.

Figura 2.29 – Trinca transgranular em um aço de baixo carbono associado a um carbeto de contorno de grão à frente da ponta da trinca

Fonte: Adaptado de Lin et al. [167]

O início da clivagem é comumente atribuído à predominância de tensões locais de abertura, σ_{yy} , superiores à tensão de fratura, σ_{fc} , (i.e., $\sigma_{yy} > \sigma_{fc} \gg \sigma_{ys}$) sobre uma região microestruturalmente significativa à frente da ponta da trinca [167,180,181]. Essa região, segundo o modelo RKR [180], é dada por uma distância característica (d_c) a qual pode ser definida por um pequeno valor múltiplo dado em termos do diâmetro médio dos grãos ϕ do material, conforme indicado na Figura 2.29. No contexto experimental associado ao PIE, observa-se que a relação carga-deslocamento permanece praticamente linear até o ponto de instabilidade da trinca; isto é, durante todo o histórico de carregamento. Em decorrência da fratura ser controlada essencialmente por tensão e ser governada sob condições SSY, os parâmetros de tenacidade avaliados no PIE são quantificados pela MFEL e comumente expressos em termos do fator crítico de intensidade de tensão, K_{Ic} , conforme procedimento da

E399. Portanto, nessa região o colapso frágil ocorre quando o fator de intensidade de tensão K aplicado atinge o valor de K_{Ic} de forma que a propagação da trinca ocorre a velocidades supersônicas [i.e., superiores a 1,2 Ma (≈ 1.500 km/h)].

Já para temperaturas ligeiramente superiores, tem-se a região de transição inferior (região inferior da transição dúctil-frágil, RITDF). Nessa região, o micromecanismo de fratura por clivagem passa a ser governado por duas etapas de forma que a sua ocorrência passa a ser dada em termos de uma probabilidade condicional. Ao contrário do PIE, em que a clivagem se dá apenas pela etapa de propagação, no RITDF a clivagem ocorre a partir das etapas de iniciação e propagação, conforme discussão mais adiante na Seção 2.4.2. Dessa forma, a clivagem passa a ser associada ao mecanismo do elo mais fraco onde a iniciação da clivagem se dá a partir do constituinte microestrutural (e.g., inclusão, partícula de segunda fase) mais frágil, não importando o quão resistente à fratura é o material. Portanto, a determinação da tenacidade à fratura deixa de ser determinística, passando a exigir um tratamento estatístico para fornecer um valor médio de tenacidade que seja representativo da população dos possíveis valores de tenacidade associados a essa região. Em virtude dessas características, as propriedades de tenacidade passam a ser fortemente dependentes da temperatura e dos aspectos dimensionais dos corpos de prova ensaiados nessa faixa de temperatura.

No âmbito experimental, a relação carga-deslocamento, embora linear em grande faixa da sollicitação mecânica, torna-se não linear a níveis de carregamento próximos ao ponto de instabilidade, de forma que o nível de plasticidade na ponta da trinca tende a invalidar a aplicação direta da MFEL. Assim, as condições de fratura nessa região passam a ser mais bem descritas pela solução HRR, de forma que os parâmetros de fratura devem ser quantificados preferencialmente pela MFEP. Embora haja o desenvolvimento de uma maior plasticidade na ponta da trinca, a trinca não irá necessariamente iniciar o seu crescimento estável (*ductile tearing*) próximo ao ponto de instabilidade. Mesmo que a iniciação da trinca ocorra, ainda não é possível detectar um rasgamento dúctil de trinca significativo sobre a superfície de fratura devido à subsequente fratura instável por clivagem. Devido ao esse fato, tal crescimento é comumente denominado de crescimento subcrítico de trinca, Δa_p . Portanto, os valores de tenacidade à fratura podem ser expressos tanto em termos de valores críticos de integral J , J_c , quanto em valores críticos do parâmetro $CTOD$, δ_c , contanto que $\Delta a_p < 0,2$ mm. Deve-se ressaltar que a tenacidade à fratura no ponto de iniciação do rasgamento dúctil ($\Delta a > 0$), comumente determinada via curva de resistência J - R conforme procedimento da ASTM E1820-18 [67], é denotada por J_{Ic} para distingui-la dos valores críticos de J no ponto de

instabilidade por clivagem (J_c). Para que valores críticos de J e de δ possam ser representativos das condições de instabilidade por clivagem, as normas costumam limitar o valor de crescimento subcrítico ao estabelecer valores limites (Δa_c).

Na sequência, tem-se a região superior de transição dúctil-frágil (RSTDF). Nessa região já é possível observar indícios de rasgamento dúctil mais significativos ($\Delta a_p > \Delta a_c$) seguido da instabilidade por clivagem, ou seja, embora o rasgamento dúctil seja aparente sobre a superfície de fratura, a fratura final ainda continua sendo governada por clivagem. De modo geral, o colapso tanto na RITDF quanto na RSTDF ocorre quando a trinca existente, após um regime de crescimento estável, atinge um comprimento crítico acima do qual o seu crescimento torna-se instável conduzindo a estrutura ao colapso. O comportamento da curva carga-deslocamento revela uma extensa deformação plástica sobre o ligamento remanescente do corpo de prova ao indicar maiores níveis de deslocamento para pequenos aumentos de carga. Quando a instabilidade por clivagem ocorre após um crescimento estável de trinca considerável ($\Delta a_p > 0,2 + J_{Qc}/2\sigma_{ys}$), o valor provisório de J_{Qc} é definido por J_u , de forma que os valores de J_u não são considerados independentes dos limites paramétricos (B, b_o). O mesmo é considerado para valores de tenacidade expressos em termos do parâmetro $CTOD$ ($\Delta a_p > 0,2 + \delta_{Qc}/1,4$), conforme descrito na E1820-18 [67]. Ao contrário dos valores de J_c que em princípio são considerados independentes desses limites, os valores de J_u são intrinsecamente dependentes da geometria e do tamanho do corpo de prova. Em suma, para essas características de fratura (instabilidade precedida por rasgamento considerável), a temperatura de ensaio não está em um patamar completamente dúctil, de forma que o comportamento do material pode ser descrito por uma curva J -R limitada.

Por fim, a região superior (patamar superior de energia, PSE, ou, como na literatura internacional, USE do inglês *Upper Shelf Energy*) é associada às elevadas temperaturas e caracteriza-se por apresentar um modo de fratura essencialmente dúctil a partir da nucleação e coalescência de microcavidades de formato alveolar (*dimples*). A iniciação da fratura dúctil pela coalescência de microcavidades e cisalhamento localizado geralmente está associado ao desenvolvimento de uma deformação crítica sobre a ZPF intensamente deformada na ponta da trinca arredondada [124]. Nessa região, o crescimento da trinca (Δa) é estável (*ductile tearing*) até determinado valor de carregamento (carga de instabilidade) a partir do qual o corpo de prova pode vir a falhar por instabilidade do rasgamento dúctil (*tearing instability*) ou por colapso plástico. As condições de fratura na região PSE são descritas e quantificadas essencialmente pela MFEP e o micromecanismo de fratura se dá predominantemente por

deformação plástica. Após atingir a máxima carga, deslocamentos adicionais impostos no ponto de carregamento conduzem a uma gradual redução na carga enquanto o rasgamento dúctil continua. Nessa região é possível calcular J para quaisquer crescimentos de trinca (Δa), contanto que $\Delta a < \Delta a_{limit} = 2,0 \text{ mm}$ e que $J < J_{limit} = b_o \sigma_{ys} / 7,5$. Essa medida define a região de validade da integral J . Já em termos do parâmetro CTOD, o valor limite (δ_{limit}) é dado por $\delta_{limit} = b_o / 7,5m$ onde m é o parâmetro adimensional da relação J - δ , conforme abordado em detalhes na E1820. Acima desses limites, a estrutura colapsa de modo plástico o qual é caracterizado pela perda de capacidade da seção remanescente suportar as tensões atuantes antes da instabilidade da trinca.

Para os patamares inferior e superior, a determinação dos parâmetros descritores das condições de fratura (K, J, δ) pode ser satisfatoriamente realizada de modo determinístico, ou seja, é possível obter um único valor que seja representativo da tenacidade à fratura na região de interesse. Todavia, como a própria denominação evidência, a RTDF apresenta um comportamento intermediário entre o frágil e o dúctil, de tal forma que ambos os modos podem ou não coexistir, durante o processo de fratura. Nesse caso, a instabilidade do crescimento da trinca por clivagem pode ser ou não precedida de um pequeno crescimento estável de trinca (crescimento subcrítico) ou, em certos casos, precedida apenas de um pequeno arredondamento na ponta da trinca, mecanismo esse conhecido como *blunting*, o que faz esse mecanismo ser ainda mais frágil em relação àquele. Devido às diferentes possibilidades de mecanismos de fratura na RTDF, diferentemente do que ocorre nas regiões de PIE e PSE, a tenacidade à fratura medida na região de transição requer uma abordagem mecânica associada a eventos estatísticos devido ao fenômeno estocástico da tenacidade à fratura nessa região.

Dentro desse contexto, os subtópicos seguintes fazem uma concisa, porém detalhada, descrição dos principais aspectos relacionados ao fenômeno estocástico da tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil de uma das principais classes de aços estruturais, os ferríticos.

2.4.2 Micromecanismo da fratura frágil transgranular por clivagem

Os aços estruturais de média e alta resistência podem vir a falhar por fratura frágil a baixas temperaturas, conforme discutido na seção anterior. Essas falhas podem ser do tipo

transgranular ou intergranular dependendo do modo pelo qual a trinca caminha na microestrutura. Embora a fratura intergranular possa ocorrer em alguns aços ferríticos devido, principalmente, aos fenômenos da sensibilidade (no caso dos inoxidáveis) e da fragilização ao revenido (no caso dos aços ferramenta), a maioria das fraturas frágeis que ocorre nos aços ferríticos se dá pelo modo transgranular (i.e., a propagação da trinca ocorre através dos grãos do material). O mecanismo de fratura frágil do tipo transgranular, comumente denominado de clivagem, ocorre preferencialmente ao longo de planos atômicos de baixo índice cristalográfico (índice de Miller) os quais, por serem orientados no sentido de menor coesão, possuem ligações atômicas mais fracas. Conforme já mencionado na seção anterior, a fratura transgranular dos aços estruturais ferríticos (e.g., aços microligados), cuja célula cristalina é do tipo cúbica de corpo de centrado (CCC), ocorre preferencialmente ao longo dos planos $\{100\}$ [167,182]. Embora a clivagem tenha um caráter frágil, a sua ocorrência nos aços ferríticos está comumente associada ao desenvolvimento de uma deformação plástica local [183]. Esse mecanismo de falha é característico de metais que apresentam alguma barreira à movimentação das discordâncias (e.g., contornos de grão, partículas de segunda fase, inclusões, colônias de perlita, pacotes de bainita, etc.) e, no caso dos aços ferríticos, ocorre frequentemente a temperaturas inferiores à temperatura de transição de ductilidade nula (RT_{NDT} – do inglês, *Reference Temperature for Nil-Ductile Transition*). Códigos de projeto, tal como a Seção III – Divisão 1 do código ASME [184], estabelecem precisamente os procedimentos necessários para a determinação da RT_{NDT} de aços ferríticos, tais como os utilizados em vasos de pressão. Detalhes desse procedimento são abordados nas próximas seções.

Ao contrário do que se imaginava, as primeiras observações metalográficas em aços de baixo carbono forneciam fortes evidências de que as microtrincas de Griffith responsáveis pela clivagem não se encontravam inicialmente presentes na microestrutura do aço, mas que deveriam ser desenvolvidas pelos processos de deformação [109,182,183].

Conforme descrito por Smith [183] e por Hahn [182], as primeiras suposições para a nucleação das microtrincas foram baseadas na hipótese da formação de um empilhamento de discordâncias, tal como descrito pelos modelos de Zenner em 1948 e de Stroh em 1954 (vide Figura 2 em Hahn [182]). Nesses modelos, os quais são fundamentados pelas teorias de discordâncias associadas à fratura frágil, assume-se que o processo de fratura é essencialmente governado por três etapas: deformação plástica, concentração de tensão cisalhante e formação de microtrincas. Nesse processo, a deformação plástica é responsável por promover o acúmulo de discordâncias (empilhamento) em obstáculos nos seus planos de

deslizamento, o que induz a uma concentração de tensão cisalhante na ponta do empilhamento. Essa concentração, por sua vez, faz com que tais discordâncias se coalesçam, o que favorece à nucleação de uma microtrinca em cunha a qual, na influência de um campo de tensões de natureza trativa e de elevada magnitude, invade os grãos adjacentes promovendo a fratura do material. Entretanto, esses estudos iniciais davam um enfoque especial somente no estágio inicial relacionado à questão do empilhamento da discordância, não levando em consideração as condições necessárias para a extensão das microtrincas e, conseqüentemente, para a fratura. Conforme relatado por Smith [183], estudos posteriores conduzidos de forma independente por Cottrell em 1958 e Petch em 1959 indicavam que o evento crítico para a formação da trinca por clivagem estava relacionado à etapa de propagação da trinca e não à etapa de nucleação prevista anteriormente por Stroh em 1954.

Embora a nucleação das microtrincas de Griffith estivesse relacionada ao empilhamento de discordâncias, investigações metalográficas mais acuradas realizadas posteriormente [185] demonstraram que as maiores microtrincas observadas nos grãos de ferrita estavam invariavelmente conectadas com uma partícula de carbeto clivada localizada em algum lugar no interior ou no contorno do grão. Assim, essas observações passaram a definir a etapa de ruptura do carboneto, definida entre a fase de formação do empilhamento e a da clivagem da ferrita, como um evento essencial para a ocorrência da fratura frágil.

Devido à natureza microestrutural dos aços ferríticos estar associada a diversos tipos de precipitados, inúmeros estudos [167,182,185–188] demonstraram que o micromecanismo da clivagem estava relacionado principalmente à fratura de inclusões não-metálicas (e.g., sulfetos, óxidos, silicatos e aluminatos) ou de partículas de segunda fase (e.g., carbetos), seguida pela propagação das microtrincas resultantes em direção à matriz ferrítica vizinha a essas partículas.

Com base nessas considerações, inúmeros estudos e observações experimentais propõem explicações para os mecanismos, a nível microestrutural, de iniciação de microtrincas precursoras do fenômeno da fratura por clivagem [157,182,183,185–189]. Partículas frágeis de segunda fase como os carbonetos, por exemplo, têm sido justificadas como sítios disparadores de microtrincas de Griffith [182,183,185]. Outros constituintes microestruturais, tais como as inclusões não metálicas de sulfeto de manganês, MnS, [186,187] e de nitreto de titânio, TiN, [188] também demonstraram atuar como fontes nucleadoras de microtrincas responsáveis por desencadear a fratura por clivagem em aços ferríticos. Esses sítios são assim definidos por obedecerem a abordagem termodinâmica da fratura proposta por Alan Arnold Griffith [11]. Entretanto, devido ao fato de os aços fundidos

à vacuo apresentarem um baixo teor de inclusões, a nucleação das microtrincas são mais propensas nas partículas de segunda fase as quais encontram-se distribuídas aleatoriamente tanto no interior quanto nos contornos de grão da matriz ferrítica.

Para exemplificar alguns estudos, baseando-se nos critérios da microtrinca de Griffith, McMahon e Cohen [185] evidenciaram que a fratura de carbonetos de ferro (Fe_3C – cementita), presentes nos contornos de grão em aços de baixo carbono, poderia atuar como um evento precursor da fratura por clivagem. Dentro desse contexto, a trinca nucleada na partícula frágil, devido a uma deformação plástica localizada na ferrita circunjacente, ao atravessar a partícula e, conseqüentemente, atingir interface carbetto/ferrita, pode se comportar como uma microtrinca de Griffith. Nesse caso, a propagação da microtrinca deve-se à incapacidade da ferrita em responder plasticamente à concentração de tensão ocasionada pela ponta da trinca desenvolvida no carbetto. Além disso, McMahon e Cohen [185] constataram que a probabilidade da formação de uma microtrinca aumentava em função da diminuição na temperatura de ensaio de tração e, também, em função do aumento na dimensão dos carbonetos presentes nos contornos de grão. No ano seguinte, Smith [183] propõe um modelo que quantifica as condições necessárias para a ocorrência da fratura por clivagem a partir de trincas nucleadas em carbonetos (e.g., plaquetas frágeis de cementita) localizadas nos contornos de grão. Smith [183] define que a clivagem é desencadeada quando a tensão aplicada, a qual leva em consideração o efeito combinado da concentração de tensão ocasionada pelo empilhamento de discordâncias nos carbonetos de contornos de grão, for igual ou superior à resistência da matriz ferrítica à propagação da trinca de clivagem iniciada a partir desses carbonetos.

Baseando-se no critério de fratura por clivagem proposto por Smith [183] e na solução elasto-plástica para a distribuição de tensões à frente da ponta da trinca proposto por Rice e colaboradores [124,140], Ritchie, Knott e Rice [180] definiram um modelo (comumente denominado de RKR) capaz de prever a fratura frágil em aços ferríticos. O critério de falha estabelecido nesse modelo afirma que a fratura ocorre quando a tensão principal máxima (σ_{yy}) que atua sobre uma determinada distância característica, a qual encontra-se no interior da zona de processo de fratura frágil (ZPFF) e cuja medida é da ordem de apenas alguns grãos à frente da trinca, supera a tensão de fratura (σ_{fc}) do material. Nesse caso, o processo de clivagem ocorre quando o comprimento da microtrinca, nucleada na maioria das vezes a partir da fratura de um carbetto de contorno de grão, alcança um valor crítico equivalente a

aproximadamente dois diâmetros de grão, conforme Fig. 2.29 já apresentada na seção anterior.

Posteriormente, em 1978, Curry e Knott [189] propõe uma interpretação estatística para o início do processo de clivagem. Curry e Knott [189] ao avaliarem a influência de variáveis microestruturais (tamanho de grão ferrítico e diâmetro de carbeto esferoidizados) sobre a tensão da fratura por clivagem (σ_{fc}) constataram que somente algumas partículas poderiam potencialmente nuclear a microtrinca de Griffith e, assim, desencadear o processo de fratura. Para relacionar o critério RKR às características microestruturais responsáveis por desencadear a fratura, Curry e Knott [189] postularam que a fratura se inicia a partir do maior carbeto observável (i.e., do carbeto de menor resistência). Nesse caso, Curry e Knott [189] verificaram que a clivagem ocorria quando a maior partícula de carbeto fraturada e favoravelmente orientada era submetida a uma tensão de tração (local) suficientemente elevada para satisfazer o balanço energético da propagação da trinca proposto por Griffith [11]. Nesse mesmo trabalho, Curry e Knott [189] evidenciaram haver uma forte dependência da tensão σ_{fc} com o tamanho de grãos ferríticos de aços com baixos teores de carbono, sendo ainda mais pronunciada em materiais de grãos altamente refinados.

Embora os resultados experimentais obtidos por Curry e Knott [189] comprovem a relação estabelecida entre o diâmetro do carbeto e a tensão de fratura, a suposição adotada por Curry e Knott [189] de que a fratura em princípio inicia-se sempre na partícula de maior dimensão é considerada razoável somente quando a distribuição das tensões à frente da descontinuidade geométrica é praticamente uniforme, como no caso de entalhes arredondados onde a concentração de tensão é menos intensa e mais uniforme. Dessa forma, para a fratura à frente de uma trinca aguda, em que o gradiente de tensão é substancial, os carbonetos mais finos e presentes em maior quantidade também podem participar no processo de clivagem. A fim de avaliar a influência da disputa entre os carbonetos de diferentes tamanhos dentro do campo de tensões desenvolvido por uma trinca aguda, inúmeros pesquisadores [157,165,167] reformularam o modelo RKR ao incorporarem o conceito estatístico do elo mais fraco. Para esse propósito, assume-se que a resistência à fratura dos carbeto da distribuição é inversamente proporcional ao seu tamanho. Desse modo, a tenacidade à fratura por clivagem é então estimada pela amostragem da zona plástica de forma que o critério de fratura da partícula “elegível” presente possa ser satisfeito [167].

Hahn [182], ao investigar a influência da microestrutura na tenacidade à fratura frágil, observa que a fratura frágil é governada pelo avanço da propagação rápida da microtrinca de

Griffith ao longo de partículas localizadas nos contornos de grão, tais como os carbonetos. Hahn [182] destaca ainda que tais carbonetos exercem forte influência no processo de fratura, pois favorecem a nucleação de trincas com raios de curvatura extremamente pequenos, conforme representação esquemática ilustrada na Figura 2.30 (a). Nesse mesmo trabalho, Hahn [182] ainda faz menção a outros micromecanismos da clivagem propostos por outros autores em que é possível notar a evolução dos modelos que serviram de base para a atual concepção, conforme ilustrado na Figura 2.30. Além disso, Hahn [182] demonstra que o empilhamento de discordâncias bem como o tamanho dos grãos de ferrita desempenham uma influência secundária sobre o mecanismo da clivagem.

Figura 2.30 – Representação esquemática: **(a)** processo de clivagem de um precipitado de contorno de grão; **(b)** processo de fratura de uma partícula induzida pela movimentação da discordância

Fonte: **(a)** Adaptado de Ruggieri e Dodds [141]; **(b)** Adaptado de Dieter [109]

Observa-se na Figura 2.30 que o processo de fratura em aços ferríticos resulta frequentemente a partir da ocorrência sucessiva de três eventos elementares, sendo eles:

- I) a fratura do carboneto de contorno de grão ocasionada pela tensão σ_{yy} a qual é amplificada pelo empilhamento de discordâncias gerado na deformação plástica da matriz ferrítica;
- II) nucleação e rápida extensão da microtrinca de Griffith a partir da interface partícula/matriz até ao contorno de grão mais próximo através do plano de clivagem;
- III) propagação da trinca para os demais grãos através do contorno de grão promovendo, dessa forma, a fratura instável. Para mais detalhes, recomenda-se consultar as referências [181,182].

Partículas esféricas e de pequenas dimensões ($\varnothing < 2 \mu m$) tendem a ser mais resistentes à fratura. Em contrapartida, a presença de constituintes frágeis nos contornos de grão, tal como filmes finos de cementita em aços de baixo carbono, tendem a favorecer a nucleação de microtrincas. Caso as partículas de segunda fase sejam facilmente cisalhadas pelas discordâncias, Fig. 2.30 (b), pode haver um deslizamento intenso nos planos de deslizamento ativos acompanhado de empilhamentos relativamente grandes de discordâncias. O resultado é o surgimento de elevadas tensões, o que facilita a nucleação das microtrincas e, conseqüentemente, um comportamento frágil. Contudo, dependendo das dimensões das partículas segunda fase e da sua resistência ao cisalhamento, a distância de deslizamento é significativamente reduzida e, conseqüentemente, o número de discordâncias que podem ser impedidas de se deslizarem em um empilhamento é também reduzido. Da mesma maneira, uma vez que as trincas estão formadas elas são forçadas a se curvar entre as partículas, aumentando a energia interfacial efetiva e, portanto, a resistência à fratura [109]. Dessa forma, a nucleação das microtrincas tende a ser fortemente influenciada não somente pela presença, mas principalmente pela natureza das partículas de segunda fase e das possíveis inclusões presente na matrix ferrítica.

Com base nessas considerações, a seção a seguir aborda o processo de clivagem inserido no contexto probabilístico.

2.4.3 Metodologias aplicadas à distribuição de tenacidade à fratura

Para uma melhor compreensão do caráter estocástico da tenacidade à fratura medida na RTDF, é necessário fazer uma abordagem preliminar de alguns conceitos estatísticos elementares associados ao micromecanismo de clivagem. Como a descrição detalhada dos inúmeros estudos desenvolvidos acerca desse micromecanismo está além do escopo deste trabalho, é feita uma breve abordagem de apenas alguns dos mais notórios trabalhos desenvolvidos, particularmente dos precursores [35,39,40,166,168], para explicar os efeitos estatísticos associados aos valores de tenacidade.

Nas análises de confiabilidade, a distribuição de Weibull é comumente adotada para descrever a ocorrência de eventos críticos ou indesejáveis. No contexto da mecânica da fratura, essa distribuição estatística foi proposta a fim de avaliar os eventos associados ao mecanismo de fratura frágil [35,39,40,166,168] fundamentando na teoria do elo mais fraco [35,40,43,157,165,167,181,190].

Waloddi Weibull [190] propôs em 1951 uma função de distribuição de probabilidade acumulada (f.d.a.) expressa por

$$P(X \leq x) = P(x) = 1 - \exp[-\varphi(x)] \quad (2.116a)$$

em que $P(X \leq x)$ representa a probabilidade com que o valor X da variável de interesse seja menor ou igual a um dado valor específico x e $\varphi(x)$ é uma função que pode assumir diferentes formas, sendo a sua forma mais simples dada por

$$\varphi(x) = \left(\frac{x - a}{b}\right)^c \quad (2.116b)$$

em que a representa o parâmetro de posição (ou o mínimo valor que a variável x pode assumir, *threshold*), b o parâmetro de escala (ou o valor característico da variável x) e c o parâmetro de forma (valor que mede o grau de dispersão de x). Detalhes da influência de tais parâmetros sobre as funções de probabilidade (função densidade de probabilidade e função de distribuição acumulada) podem ser vistos no *Handbook* sobre a distribuição de Weibull [191]. A partir da substituição da Eq. (2.116b) na Eq. (2.166a) é possível chegar na seguinte expressão

$$P(x) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{x - a}{b} \right)^c \right] \quad (2.116c)$$

cuja formulação está intimamente relacionada às distribuições de valores extremos, conforme abordado em detalhes na referência [191]. De modo geral, as distribuições de valores extremos são aplicáveis quando o fenômeno causador da falha depende do menor ou do maior valor contido em uma sequência de variáveis aleatórias. No contexto da mecânica da fratura, a distribuição de tenacidade à fratura é fundamentada nas distribuições de valores extremos de mínimos. Esse caráter deve-se ao conceito do micromecanismo de clivagem, o qual define um tamanho crítico de microtrinca, a_c , como critério para a ocorrência da instabilidade da fratura.

A Equação (2.166c) passou a ser comumente denominada de distribuição de Weibull, em homenagem ao engenheiro sueco Wallodi Weibull, e desde então vem sendo extensivamente utilizada nos mais diversos campos de pesquisa devida à sua relativa versatilidade em modelos dados das mais variadas natureza. A forma pela qual a Eq. (2.116c) se apresenta é denominada de distribuição de Weibull triparmétrica devido justamente à presença dos três parâmetros mencionados anteriormente.

O início da clivagem na RTDF inicia-se frequentemente a partir de um constituinte microestrutural particular (e.g., carbeto puro de elementos de liga, filmes finos de cementita) presente nos contornos de grão do material e, uma vez iniciada, a trinca tende a se propagar para o interior da matrix [182,183,185], conforme ilustrado anteriormente nas Figuras 2.29 e 2.30. A tenacidade à fratura de um dado corpo de prova ou componente é geralmente controlada pelo sítio nucleador de trinca de maior dimensão que está englobado na ZPFF [189]. Dessa forma, dois componentes de iguais geometrias e mesmas dimensões podem apresentar valores de tenacidade completamente distintos, uma vez que a ZPFF de um dos componentes pode vir a englobar uma partícula de dimensão muito maior. Esse é um dos fatores pelos quais os valores de tenacidade medidos na RTDF tendem a apresentar uma elevada dispersão. Esse fenômeno estatístico também conduz a um efeito de tamanho aparente sobre os valores de tenacidade. Componentes de maiores dimensões tendem a apresentar menores valores de tenacidade visto que um maior volume de material é englobado na ZPFF, o que aumenta a probabilidade de um sítio favorável à nucleação da clivagem estar presente à frente da ponta da trinca. Portanto, a resistência à fratura dos aços ferríticos está intrinsicamente associado à estatística do elo mais fraco onde a iniciação da clivagem se dá a partir do constituinte microestrutural (e.g., inclusão, partícula de segunda fase) mais frágil, não importando o quão resistente à fratura é o material.

Com base no modelo do elo mais fraco, para um corpo de prova cuja frente de trinca equivale a n vezes o tamanho da frente de trinca de um corpo de prova com uma dada espessura [e.g., espessura padrão de 1 polegada ($1T = 25,4$ mm), $B_{nT} = nB_{1T}$], a sua probabilidade de sobrevivência (R_{nT}) equivale a n vezes a probabilidade de sobrevivência do corpo de prova de menor espessura (R_{1T}) de modo que

$$R_{nT}(x) = (1 - P_{nT}) = (1 - P_{1T})^n \quad (2.117a)$$

Dessa forma, a f.d.a do corpo de prova de maior espessura é dada por

$$P_{nT}(x) = 1 - \exp \left[-n \left(\frac{x - a}{b} \right)^c \right] \quad (2.117b)$$

$$P_{nT}(x) = 1 - \exp \left[-\frac{B_{nT}}{B_{1T}} \left(\frac{x - a}{b} \right)^c \right] \quad (2.117b)$$

Ao avaliarem os efeitos de espessura sobre os valores de tenacidade à fratura medidos na RTDF, Landes e Shaffer [35] constataram que corpos de prova 1T-C(T) apresentavam valores de tenacidade substancialmente superiores aos valores medidos a partir de corpos de prova 4T-C(T). Além disso, perceberam que tanto a dispersão dos valores de tenacidade à fratura, em ambas as dimensões, como a diferença entre o valor médio da tenacidade à fratura da geometria 1T-C(T) e o valor inferior (*lower bound*) da tenacidade referente à geometria 4T-C(T) aumentava em função do aumento na temperatura. Para elucidar essas observações, Landes e Shaffer [35] propuseram uma abordagem estatística baseada na distribuição de Weibull [190], em sua forma biparamétrica, para descrever o comportamento dos dados de tenacidade apresentados por ambas geometrias. Dessa forma, a probabilidade para a ocorrência da fratura por clivagem, $P_f(J_c)$, em função do nível da força motriz (medida pela integral J ou, equivalentemente, K_{Jc}) foi inicialmente expressa por

$$P_f(J_c) = 1 - \exp \left[-\left(\frac{J_c}{J_0} \right)^\alpha \right] \quad (2.118a)$$

$$P_f(K_{Jc}) = 1 - \exp \left[-\left(\frac{K_{Jc}}{K_0} \right)^\alpha \right] \quad (2.118b)$$

em que α representa o módulo de Weibull (também denominado de parâmetro de forma) e J_0 (e o seu equivalente, K_0) a tenacidade característica (também denominada de parâmetro de escala) definida quando $\log[-\log(1-P_f)] = 0$ (i.e., $P_f = 0,632$). Já o módulo teórico de Weibull é definido como o coeficiente angular da regressão linear estabelecida pela relação $\log [-\log(1-P_f)]$ vs. $\log(J_c)$ ou $\log(K_{Jc})$.

Na abordagem proposta por Landes e Shaffer [35], a determinação do módulo de Weibull dava-se a partir do estimador de rank médio de Herd-Johnson para amostras completas (i.e., sem dados censurados) conforme a seguinte expressão

$$P_{f,i} = \frac{i}{N + 1} \quad (2.119)$$

em que $P_{f,i}$ representa a probabilidade acumulada de falha referente a i -ésima posição média da amostra de N dados de tenacidade à fratura dispostos em ordem crescente.

Ao considerar que $P_f(J_c)_{(1T)}$ representa a probabilidade de um dado corpo de prova 1T-C(T) possuir uma tenacidade à fratura igual ou inferior a J_c , tem-se que a probabilidade da tenacidade ser superior a $J_{c(1T)}$ é dada por

$$[1 - P_f(J_c)_{(1T)}] = \exp \left[- \left(\frac{J_{c(1T)}}{J_{0(1T)}} \right)^\alpha \right] \quad (2.120a)$$

Em outras palavras, a Eq. (2.120a) representa a probabilidade de sobrevivência do corpo de prova ao não fraturar para um nível de força motriz superior a J_c .

Baseando-se no princípio do elo mais fraco, Landes e Shaffer (L&S) [35] presumiram que a Eq. (2.120a) poderia ser utilizada para prever os efeitos de espessura sobre os valores de tenacidade medidos em corpos de prova de diferentes espessuras. Para isso, adotou-se, por meio de uma simples analogia aos elos de uma corrente, que o corpo de prova 4T-C(T) pudesse ser convenientemente representado por 4 corpos de prova 1T-C(T) dispostos lado a lado, conforme representação esquemática ilustrada na Figura 2.31.

Figura 2.31 - Representação esquemática da (a) estatística do elo mais fraco e (b) da sua influência sobre as distribuições dos valores de tenacidade à fratura medidos na RTDF

Fonte: Adaptado de (a) Landes e Shaffer [35]; (b) Schwalbe e Zerbst [192]

Dessa forma, a probabilidade de um único corpo de prova 4T-C(T) possuir uma tenacidade à fratura superior a J_c é a mesma com que 4 corpos de prova 1T-C(T) possam possuí-la; isto é,

$$[1 - P_f(J_c)_{(4T)}] = [1 - P_f(J_c)_{(1T)}]^4 = \exp \left[-4 \left(\frac{J_{c(4T)}}{J_{0(1T)}} \right)^\alpha \right] \quad (2.120b)$$

Para valores iguais de P_f fornecidos pelas Eqs. (2.120a) e (2.120b), o efeito de espessura pode ser representado por

$$\exp \left\{ - \left[\frac{J_{c(1T)}}{J_{0(1T)}} \right]^\alpha \right\} = \exp \left\{ -4 \left[\frac{J_{c(4T)}}{J_{0(1T)}} \right]^\alpha \right\}$$

Aplicando o logaritmo neperiano e rearranjando a igualdade, tem-se que

$$J_{c(4T)} = \frac{1}{(4)^{\frac{1}{\alpha}}} J_{c(1T)} = J_{c(1T)} \left(\frac{1}{4} \right)^{\frac{1}{\alpha}} \quad (2.121a)$$

em que a constante $1/4$ expressa a relação adimensional entre a espessura $1T$ ($B_{1T} = 25,4$ mm) e $4T$ ($B_{4T} = 101,6$ mm). Generalizando a Eq. (2.121a) para n espessuras unitárias ou “links de espessura”, a probabilidade pode ser expressa por

$$J_{c(nT)} = J_{c(1T)} \left(\frac{B_{1T}}{B_{nT}} \right)^{\frac{1}{\alpha}} \quad (2.121b)$$

Devido ao fato do valor médio da distribuição de Weibull ser próximo ao valor do parâmetro de escala, J_0 , L&S [35] constataram que o valor médio da distribuição dos valores de tenacidade medidos nos corpos de prova 4T-C(T) poderia ser simplificada expresso por $4^{-\frac{1}{\alpha}} [J_{0(1T)}]$, vide Eq. (2.120b), conforme resultados apresentados nas Tabelas 2.1 e 2.2.

Tabela 2.1 – Média e desvio padrão dos resultados de tenacidade à fratura obtidos por L&S [35] a partir de corpos de prova 1T-C(T) para o aço ASTM A471

Temperatura (°C)	Tenacidade Média (kJ/m ²)	Desvio Padrão (kJ/m ²)
20,85	156	31
37,85	259	89
51,85	451	209

Tabela 2.2 – Análise comparativa entre os resultados dos valores médios de tenacidade à fratura obtidos por L&S [35] a partir de corpos de prova 4T-C(T) para o aço ASTM A471 e os calculados pelo fator de correção

Temperatura (°C)	Tenacidade Média Calculada (kJ/m ²)	Tenacidade Média Observado (kJ/m ²)	Erro Relativo Percentual (%)
20,85	118	126	6
37,85	183	175	5
51,85	225	230	2

Como exemplo, basta multiplicar a tenacidade média do aço ASTM A471 (Ni-Cr-Mo-V) medida na geometria 1T-C(T) a 20,85 °C (294 K) pelo fator $4^{-\frac{1}{\alpha}}$ em que $\alpha = 5$; isto é, $\left(4^{-\frac{1}{5}}\right) \cdot 156 = 118,22 \text{ kJ/m}^2$. Portanto, de acordo com a abordagem proposta por L&S [35] é possível prever a tenacidade à fratura de estruturas de grandes dimensões a partir de pequenos corpos de prova. Demais detalhes dos resultados podem ser encontrados em L&S [35].

Embora a abordagem de L&S [35] tenha proporcionado uma correlação simples e direta entre os valores de tenacidade de estruturas de diferentes dimensões, a formulação expressa pela Eq. (2.121) gera uma inconsistência física do ponto de vista físico do processo de fratura. Essa inconsistência está relacionada ao fato de que para uma espessura infinitamente grande, o valor de $J_{c(nT)}$ tende a zero (assim como a probabilidade de fratura), o que é fisicamente impossível visto que todo e qualquer material possui uma tenacidade mínima. Visando solucionar tal inconsistência, Landes e McCabe [166] propuseram uma descrição tripamétrica de Weibull, onde o terceiro parâmetro corresponde a um valor mínimo de tenacidade, J_{min} , abaixo do qual a fratura do componente não ocorre. Dessa forma, a Eq. (2.118a) passou a ser representada por

$$P_f(J_c) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{J_c - J_{min}}{J_0 - J_{min}} \right)^\alpha \right] \quad (2.122a)$$

de forma que para um corpo de prova de espessura $B_{(nT)}$ a f.d.a é expressa por

$$P_f(J_c) = 1 - \exp \left[- \frac{B_{nT}}{B_{1T}} \left(\frac{J_c - J_{min}}{J_0 - J_{min}} \right)^\alpha \right] \quad (2.122b)$$

Seguindo em uma abordagem semelhante, Wallin [39,42,168] propõe a hipótese de que a região à frente da ponta da trinca possui uma distribuição aleatória de potenciais sítios nucleadores da microtrinca de Griffith. Nessa abordagem, Wallin considera que a distribuição de probabilidade acumulada referente à fratura do sítio nucleador da microtrinca pode ser expressa por $P_f(Y \geq Y_c)$, onde Y descreve o nível de severidade da propriedade que controla a fratura do sítio nucleador da microtrinca e Y_c o valor crítico dessa propriedade. Nesse caso, a f.d.a. $P_f(Y \geq Y_c)$ é considerada uma função relativamente complexa a qual depende da distribuição estatística da dimensão das fontes de microtrinca, tamanho de grão, tensão, deformação, taxa de deformação, temperatura, dentre outros fatores. Wallin ainda considera

que o formato e a origem da distribuição desses sítios não são relevantes no caso de estarem sob a influência de um campo de tensões oriundo de uma trinca aguda (i.e., uma descontinuidade com um raio de curvatura muito pequeno). Nesse modelo, as interações entre os sítios são permitidas somente em escala local, de forma que um aglomerado de partículas pode ser exigido para que ocorra a iniciação macroscópica da fratura.

Wallin obteve a seguinte expressão para a probabilidade acumulada de falha

$$P_f = 1 - \exp[-\text{constante} \cdot B \cdot K_{Ic}^4] \quad (2.123a)$$

em que o valor igual a 4 corresponde ao parâmetro de forma estimado teoricamente com base na solução HRR. Levando-se em consideração a existência de um valor mínima abaixo do qual a fratura por clivagem não ocorre (K_{min}), Wallin [39] propõe uma aproximação para a Eq. (2.123a) ao introduzir o parâmetro K_{min} , passando a ser expressa por

$$P_f = 1 - \exp[-\text{constante} \cdot B \cdot (K_{Ic} - K_{min})^4] \quad (2.123b)$$

de forma que, ao se introduzir o valor de K_{min} , a função que descreve a dispersão dos dados de tenacidade pode ser reescrita como

$$P_f(K_{Jc}) = 1 - \exp\left[-\frac{B_{nT}}{B_{1T}} \left(\frac{K_{Jc} - K_{min}}{K_0 - K_{min}}\right)^4\right] \quad (2.123c)$$

em que B_{1T} e K_0 são constantes normalizadoras. Deve-se ressaltar que a espessura de normalização B_{1T} pode ser igual a qualquer espessura de referência desejada. Além disso, o parâmetro de escala K_0 corresponde a uma probabilidade de fratura de 63,2% para uma espessura B_{1T} e pode ser aproximadamente dada por $K_0 = 1,1K_{mean}$. Detalhes adicionais dessa abordagem são discutidos nas próximas seções.

Posteriormente, A&S [40] também demonstram que os dados de J_c , obtidos no regime de dominância J e com crescimento estável de trinca desprezível (i.e., quando as tensões na ponta da trinca seguem a singularidade HRR), podem ser bem descritos pela distribuição de Weibull biparamétrica, por meio da seguinte expressão geral

$$P_f = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\text{tenacidade à fratura}}{\text{constante do material}} \right)^\alpha \right] \quad (2.124)$$

de forma que o valor do módulo de Weibull (α) pode ser considerado o mesmo para todos os aços ferríticos que falhem por clivagem (vide Fig. 1 em Anderson e Stienstra [40]). Com base nessas considerações, Anderson e Stienstra (A&S) [40] demonstram analiticamente que, para uma distribuição de valores de tenacidade derivada de um regime de carregamento em condições SSY, $\alpha = 2$ para valores de tenacidade expressos em termos da integral J (J_c) ou do parâmetro CTOD (δ_c), e $\alpha = 4$ quando a tenacidade é dada em termos do fator K (K_{Ic}). No entanto, A&S [40] ressaltam que essas análises não são válidas quando a instabilidade por clivagem é precedida por uma extensa deformação plástica ou crescimento estável de trinca, uma vez que sob tais condições, as tensões à frente da trinca são inferiores às previstas pela singularidade HRR, o que causa uma diminuição no valor de α previsto pelo regime SSY.

Emboras as expressões descritas anteriormente sejam capazes de escalar os valores de tenacidade com razoável acurácia, vide Tabela 2.2, é importante ressaltar que uma das limitações associada às formulações baseadas na estatística do elo mais fraco está relacionada à hipótese de que o nível de triaxialidade é exatamente o mesmo em toda a extensão da frente de trinca, independente da espessura. Em outras palavras, significa dizer que essas formulações, vide Eq. (2.123c), não levam em consideração a contribuição individual de todos os pontos material (i.e., os quais são discretizados pequenos volumes) ao longo da frente de trinca na probabilidade acumulada de falha, uma vez que atribui peso igual a todos esses pontos. Dessa forma, o uso direto da espessura real do corpo de prova nessas formulações pode subestimar os valores de tenacidade e, conseqüentemente, acarretar análises de integridade estrutural demasiadamente conservadoras. Com o intuito de atenuar esse efeito, Nevalainen e Dodds [25] propõe o uso de uma espessura efetiva, B_{eff} , na Eq. (2.123c) em vez de se utilizar a espessura nominal do corpo de prova para escalar, de forma mais realística, os efeitos de espessura sobre os valores de tenacidade.

2.5 CURVAS DE TENACIDADE À FRATURA REFERENCIAIS

Antes de iniciar a abordagem das curvas de tenacidade à fratura referenciais, é feita uma breve discussão acerca dos procedimentos de avaliação de integridade estrutural em vasos de pressão, particularmente os da indústria nuclear, a fim de melhor contextualizar a importância das curvas referenciais e das temperaturas de referência a elas associadas.

O estabelecimento de procedimentos precisos para a determinação experimental da tenacidade à fratura (e.g., normas BS7448, E399, E1221, E1820, E1921, etc.) é crucial nas etapas de projeto/fabricação (e.g., código ASME referente às Seções I, III, IV, VIII e XII), inspeção (e.g., código ASME referente à Seção XI) e de avaliação de criticidade de defeitos de componentes estruturais (e.g., rotinas de avaliação API 579-1/ASME FFS1, BS 7910, R6).

Dentre as etapas mencionadas anteriormente, a avaliação de criticidade de defeitos é rotineiramente utilizada em processos de tomada de decisão e de reparos em equipamentos industriais. As avaliações FFS mais comumente utilizadas na indústria são representadas pela API 579-1/ASME FFS1 [193], BS 7910 [194] e R6 [195], sendo essa última desenvolvida pela indústria nuclear do Reino Unido. As particularidades bem como as vantagens e limitações associadas a cada uma dessas avaliações podem ser encontradas detalhadamente em Larrosa e Ainsworth [196] a partir de dois estudos de caso recorrentes na indústria de vasos de pressão. As avaliações FFS são baseadas em análises ECA (do inglês *Engineering Critical Assessment*) as quais são fundamentadas nos princípios de tolerância ao dano (*damage tolerance*) por incorporar ferramentas da mecânica da fratura na avaliação da integridade estrutural de componentes na presença de defeitos.

De modo geral, o escopo por detrás das análises ECA é avaliar os impactos causados pelos defeitos, os quais podem ser introduzidos inadvertidamente durante o processo de fabricação e instalação (e.g., excesso ou falta de penetração, fissuração por hidrogênio, mordedura, porosidade, trincas a quente) ou desenvolvidos pelas condições operacionais (e.g., trincas nucleadas por fadiga) e pelos processos de fragilização (e.g., por hidrogênio, corrosão sob tensão, irradiação neutrônica), no desempenho operacional de componentes estruturais. Durante a avaliação da integridade desses componentes em meio à presença de defeitos e mecanismos de fragilização, as rotinas de análise ECA estabelecem, quantitativamente, os limites dimensionais para os defeitos e as restrições operacionais (i.e., os limites de temperatura e pressão de trabalho do equipamento danificado) a fim de assegurar a funcionalidade do equipamento sem, no entanto, comprometer a segurança operacional do

equipamento. Dessa forma, tais procedimentos mostram-se eficazes e, ao mesmo tempo, robustos para a avaliação de integridade estrutural.

No panorama da indústria nuclear, especialmente no setor energético, a acurácia na determinação experimental da tenacidade à fratura por meio de corpos de prova de pequenas dimensões, tal como o PCVN, é também de suma importância no que tange aos programas de monitoramento. Esses programas visam avaliar os efeitos de fragilização, ocasionados principalmente pela irradiação neutrônica, sobre algumas das principais propriedades mecânicas (e.g., limite de escoamento, resistência à tração, tenacidade ao impacto, tenacidade à fratura, etc.) dos materiais que constituem os componentes do vaso de pressão do reator (VPR), conforme ilustrado na Figura 2.32. O VPR é componente mais importante da barreira de pressão primária em uma central nuclear de potência e devido à sua dimensão e complexidade de instalação o torna praticamente insubstituível, de forma que o período de funcionamento da planta nuclear fica condicionado ao tempo de vida operacional do VPR que é da ordem de 40 anos.

Figura 2.32 – Representação esquemática de um reator de água pressurizada (PWR)

Fonte: Server e Nanstad [197]

Os programas de monitoramento, quando associados paralelamente às avaliações FFS, permitem monitorar e avaliar periodicamente a integridade estrutural do VPR durante a sua vida útil e, dependendo das condições de integridade do VPR, ampliar a vida operacional da central nuclear. Portanto, o estabelecimento de um procedimento acurado para a determinação experimental da tenacidade à fratura representa uma questão-chave não somente para fins de segurança operacional contra a ruptura frágil, mas, também, para fins econômicos, uma vez que a extensão da vida operacional das usinas nucleares constitui, atualmente, um dos principais objetivos das concessionárias energéticas.

Para os materiais ferríticos tais como, por exemplo, os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL do inglês HSLA, *High Strength Low Alloy*) comumente utilizados em componentes estruturais, a possibilidade de fratura frágil por clivagem na RTDF representa um dos modos de falha mais preocupantes, uma vez que a sua ocorrência é de natureza imprevisível e pode acarretar em graves consequências. Esse tipo de falha estrutural quase invariavelmente se inicia a partir de descontinuidades ou imperfeições estruturais detectáveis por ensaios não destrutivos (e.g., trinca), as quais são nucleadas nas etapas de fabricação e operação, conforme já mencionado anteriormente. Inserido nesse contexto, além dos inúmeros códigos de construção, inspeção e das rotinas de avaliações FFS já mencionadas, diretrizes técnicas para o licenciamento de usinas termonucleares [198,199] requerem valores específicos para algumas propriedades mecânicas do VPR, principalmente as relacionadas à resistência à fratura tais como o patamar superior de energia (PSE) e a temperatura de referência para ductilidade nula (RT_{NDT}), tanto na fase pré-operacional (i.e., na condição não irradiada), quanto na fase operacional (i.e., na condição irradiada), principalmente no final da vida útil do VPR. Esses valores e demais critérios de tenacidade à fratura são previamente estabelecidos por códigos de regulamentação [198,200,201] e podem variar de um material para outro de acordo com o seu grau de responsabilidade estrutural. Por razões de confiabilidade e segurança operacional, essas temperaturas são comumente definidas consideravelmente abaixo da temperatura de trabalho. Essa exigência é para assegurar a integridade da estrutura sob condições normais de operação e, talvez mais importante, durante condições emergenciais desencadeadas por falhas no sistema de refrigeração ou por eventos de manutenção não planejada, conforme abordado em detalhes mais adiante. Ainda que tais procedimentos sejam racionais e, em certos casos, extremamente conservadores a fim de evitar a todo custo a fratura frágil, a sua possibilidade de ocorrência não pode ser descartada. Dessa forma, é mandatório que componentes nucleares sejam constantemente inspecionados

e, conseqüentemente, que sua integridade estrutural seja periodicamente avaliada por meio de procedimentos bem estabelecidos dentro da prática de monitoramento [202–204].

No âmbito da indústria nuclear, o vaso de pressão responsável por alojar o núcleo do reator (VPR) e atuar como barreira de pressão é considerado, por questões de segurança, o componente estrutural mais crítico da planta nuclear. Além da imensa responsabilidade estrutural, o VPR fica constantemente exposto aos efeitos da fragilização por irradiação de nêutrons de alta e baixa energia (também denominados de nêutrons rápidos e térmicos, respectivamente), além de raios gama e demais partículas oriundas da fissão nuclear que ocorre em seu interior [205]. Apesar de no circuito primário ser injetada água borada¹² (i.e., água com elemento químico boro) que atua como elemento absorvedor de nêutrons, muitas dessas partículas subatômicas, principalmente os nêutrons rápidos (i.e., nêutrons com energia superior a 100 keV), são ainda capazes de atingir a parede do VPR com uma energia relativamente alta. Essa exposição direta é ainda mais intensa na região do *beltline* definida, segundo o Apêndice G e o item 50.61 contido na Parte 50 do Título 10 do Código de Regulamentações Federais [198,200], como a região da casca cilíndrica do vaso (incluindo as soldas axiais e circunferenciais, zonas afetadas pelo calor, placas e os forjados), também denominado de costado, que circunda diretamente a altura efetiva do núcleo do reator e demais regiões adjacentes ao núcleo.

Devido à proximidade e ao tempo de exposição desses materiais aos efeitos da irradiação, a região do *beltline*, mais especificamente a região soldada da superfície interna do costado, é considerada a região mais propensa a defeitos de ordem nanométrica. Tais defeitos são comumente caracterizados por imperfeições pontuais do tipo lacuna e aglomerações (*clusters*) de átomos de soluto (tais como, Cu, P, Ni, Mn, etc.) que atuam como barreiras à movimentação das discordâncias na matriz ferrítica promovendo o endurecimento do material [47,206]. Esses defeitos são desencadeados pelo bombardeio de nêutrons rápidos capazes de deslocar os átomos da matriz metálica e cuja magnitude pode ser dada em termos de deslocamento por átomo ou dpa (do inglês *displacements per atom*). Server e Nanstad [206] destacam ainda a possibilidade de ocorrência de fragilização ao revenido ocasionada pelos fenômenos de segregação de impurezas, tais como o fósforo, em contornos de grão, o que favorece a fratura intergranular.

¹² A água borada também pode ser injetada no sistema primário em caso de acidente com perda de líquido refrigerante (LOCA do inglês *loss-of-coolant accident*) do núcleo do reator. No caso de reatores PWR, tal como os reatores de Angra I e II, o tanque de água borada fica localizado fora da estrutura de contenção do reator.

As consequências diretas das alterações microestruturais são refletidas no aumento da resistência mecânica (fenômeno denominado de endurecimento neutrônico) e na diminuição das propriedades de tenacidade do material (fragilização neutrônica), expressas tanto em termos da tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy (*Charpy-V notch*, CVN) quanto em termos de tenacidade à fratura (J_c ou, de forma equivalente, por K_{Jc}), com consequente aumento da temperatura de transição dúctil-frágil. Esses fenômenos podem ser mais bem observados quando a fluência neutrônica, avaliada por meio dosímetros inseridos em cápsulas de vigilância, acumulada na superfície interna da região do *beltline* ao fim da vida operacional do VPR for superior a 10^{17} n/cm² ($E > 1\text{MeV}$) [206,207]. A título de exemplo podem ser citados os resultados de tenacidade CVN obtidos pelo programa HSSI (*Heavy-Section Steel Irradiation*) conduzido pelo *Oak Ridge National Laboratory* (ORNL) [208,209] a partir do qual foi feito um levantamento da curva de transição dúctil-frágil para o metal de solda (KS-01 weld), pertencente ao *beltline* de um VPR, na condição irradiada ($0,76 \times 10^{19}$ nêutrons/cm² a 288 °C) e não irradiada. Conforme resultados divulgados [208,209], o mecanismo de fragilização por irradiação neutrônica (NIE – *Neutron Irradiation Embrittlement*) promoveu um decréscimo superior a 30% no patamar superior de energia (PSE, definido para uma fração dúctil de área superior a 95%) e um aumento de 169 °C e 217 °C nas temperaturas de referência correspondentes, respectivamente, a 41 J (T_{41J}) e 68 J (T_{68J}). Na próxima seção são abordados alguns detalhes dos critérios para a definição das temperaturas de referência T_{41J} e T_{68J} . Já o mecanismo de endurecimento por irradiação neutrônica (NIH – *Neutron Irradiation Hardening*) promoveu aumentos de 226 e 203 MPa nos limites de escoamento e de resistência à tração, sendo ambos medidos na temperatura ambiente.

Diante das observações citas anteriormente, a fragilização por irradiação neutrônica (FIN) pode restringir severamente as condições operacionais do VPR e, dependendo da sua magnitude, promover precocemente a descontinuidade operacional do VPR nos casos mais críticos. Dessa forma, é imprescindível avaliar periodicamente o nível de degradação das propriedades de tenacidade à fratura do material irradiado por meio de parâmetros sensíveis a essas variações. De acordo com a Seção XI do código ASME [6], recomenda-se ao menos quatro inspeções durante a vida operacional do VPR, sendo que a primeira deve ocorrer até três anos após o início das atividades do reator. Uma das principais estratégias utilizadas pelos órgãos reguladores é monitorar a variação de uma temperatura característica da região de transição dúctil, a fim de contabilizar os efeitos da irradiação sobre a integridade estrutural do VPR, conforme abordado a seguir.

2.5.1 Temperatura de referência no contexto dos programas de monitoramento

As questões discutidas anteriormente, quando associadas ao fato do VPR alojar o elemento combustível (i.e., pastilhas contendo isótopo físsil de urânio - ^{235}U) e as barras de controle, fazem do VPR um dos componentes mais importantes, senão o mais importante, de toda a central nuclear. Dessa forma, órgãos regulamentadores estabelecem requisitos rigorosos que visam assegurar a integridade do vaso durante toda a sua vida útil e sob as mais diversas condições operacionais. O documento regulador 10CFR50 [210] exige o monitoramento das variações de tenacidade à fratura do VPR ocasionadas pela irradiação neutrônica durante todo o período de vida útil do vaso. O Apêndice G do 10CFR50 [198] estabelece valores mínimos para o patamar superior de energia (PSE) e limites operacionais para as curvas de pressão e temperatura de trabalho (curvas P - T), esses últimos dependentes indiretamente de uma temperatura de referência definida previamente por algum critério específico na região de transição dúctil-frágil, RT_{DBT} . Além disso, o Apêndice G especifica que a tenacidade à fratura dos aços ferríticos deve atender aos critérios de aceitação e desempenho contido no Apêndice G da Seção XI, do Código ASME [6].

De acordo com o Apêndice G do 10CFR50 [198], a permissão de funcionamento do VPR fica condicionada a valores mínimos para o PSE de 102 J e 68 J determinados, respectivamente, no início e no fim da vida operacional do VPR. Já em relação às curvas P - T , esse mesmo apêndice exige que tais curvas levantadas na fase de projeto sejam baseadas nas diretrizes do Apêndice G da Seção III código ASME [211], enquanto que as curvas P - T recalculadas para contabilizar os efeitos da irradiação, por meio das propriedades mecânicas medidas nos programas de monitoramento como será abordado mais adiante, sejam baseadas no Apêndice G da Seção XI do código ASME [6].

A segunda revisão do guia regulatório da comissão regulatória nuclear americana (RG.199 Rev.2) [199] fornece em detalhes o procedimento para determinar a temperatura de referência ajustada (ART) e o PSE , a partir do banco de dados dos programas de monitoramento, para contabilizar os efeitos da FIN sobre a integridade estrutural do VPR. Diante desses cenários, o Apêndice G do 10CFR50 [198] estabelece que os limites para as curvas P - T devem ser essencialmente garantidos para três condições operacionais durante todo o período de vida útil do VPR:

- testes hidrostáticos e de estanqueidade;

- transientes normais relacionados às etapas de aquecimento (*heat-up*) e de resfriamento (*cool-down*) em decorrência, respectivamente, do ligamento (*start-up*) e desligamento (*shut-down*) do núcleo do reator;
- transientes severos relacionados a incidentes no sistema de refrigeração do núcleo, tal como o choque térmico pressurizado (PTS, do inglês *Pressurized Thermal Shock*).

Dentre as propriedades mecânicas avaliadas pelos programas de monitoramento, a temperatura de referência característica da RTDF, RT_{DBT} , destaca-se como uma propriedade chave na análise da integridade estrutural do VPR, pois é com base em seu valor que são determinados os parâmetros de tenacidade à fratura e, conseqüentemente, os limites operacionais das curvas P-T. No contexto do VPR construído segundo o parágrafo NB-2331 contido na Seção III da Divisão 1 do código ASME [184], a temperatura de referência definida como RT_{NDT} é fundamentada na temperatura de transição de ductilidade nula (do inglês *nil-ductility transition temperature* ou, simplesmente, T_{NDT}) que, por sua vez, é definida como a máxima temperatura necessária para que o modo de fratura ocorra totalmente por clivagem em aços ferríticos com espessura a partir de 15,9 mm (5/8”).

A temperatura de referência RT_{NDT} , estabelecida pela Subseção NB da Divisão 1 da Seção III do código ASME [184] para componentes da barreira de pressão Classe 1 (classe referente aos componentes mais críticos quanto à segurança), é obtida experimentalmente pelo procedimento de ensaios de queda livre Pellini, também denominado por ensaios de queda livre de peso (DWTT, do inglês *drop weight tear test*), desenvolvido pelo NRL (*Naval Research Laboratory*) em 1952 e atualmente normatizado pela ASTM E208-17 [212]. É importante ressaltar que a temperatura RT_{NDT} não deriva diretamente da T_{NDT} , mas sim de uma combinação entre os ensaios DWTT em questão e os ensaios de tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy (CVN). A precisa determinação da RT_{NDT} requer um processo iterativo de ensaios CVN na temperatura T_{NDT} , previamente determinada nos ensaios DWTT, acrescida de 33 °C a fim de satisfazer os requisitos mínimos de energia absorvida nos ensaios de tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy (E_{CVN}) e de expansão lateral da seção transversal dos corpos de prova CVN. Nesse caso, ao menos três ensaios CVN devem ser realizados na temperatura $T_{NDT} + 33$ °C cujos resultados de E_{CVN} e expansão lateral devem ser no mínimo 68 J e 0,89 mm, respectivamente, para os componentes da barreira de pressão Classe 1 de reatores nucleares tipo PWR [184]. Caso esses critérios sejam plenamente atendidos, fica estabelecido que $RT_{NDT} = T_{NDT}$. Caso contrário, ensaios CVN adicionais

devem ser realizados em temperaturas $T_{CVN} > T_{NDT} + 33 \text{ °C}$ até que tais condições sejam atendidas. Conforme relatado na retrospectiva referente aos 20 anos da inserção dos conceitos da mecânica da fratura no código ASME feita por Riccardella e Yukawa [213], o valor de 33 °C acrescido na temperatura dos ensaios Charpy-V deve-se à baixa probabilidade de ocorrência de fratura frágil em aços ferríticos quando a temperatura da estrutura é igual $T_{NDT} + 33 \text{ °C}$, ou até mesmo acima desse valor, conforme demonstrado por evidências experimentais conduzidas por Pellini e colaboradores. Detalhes adicionais desses critérios podem ser consultados em [213]. Somente após cumprimento dessas exigências é que a temperatura T_{NDT} deve ser definida como a temperatura de referência RT_{NDT} (i.e., $RT_{NDT} = T_{CVN}^{68J} - 33 \text{ °C}$) conforme descrito no parágrafo NB-2331 do código ASME [184]. Detalhes adicionais desse processo podem ser encontrados no próprio código ASME Seção III [184] bem como em livros-texto especializados [206,207].

Uma vez determinada a RT_{NDT} durante a fase de construção do VPR, conforme requisitos do parágrafo NB-2331 da Seção III do código ASME, novas medições da RT_{NDT} durante a fase operacional (Seção XI do código ASME) devem ser realizadas a fim de contabilizar os efeitos da irradiação após um determinado período de funcionamento do VPR e, assim, ajustar as curvas P-T referentes ao *beltline*, conforme exigência do Apêndice G do 10CFR50 [198].

A previsão do deslocamento da RT_{NDT} devido à fragilização é geralmente baseada em correlações que envolvem deslocamentos da temperatura de transição Charpy (ΔT_{CVN}), variáveis químicas específicas (geralmente, associadas a teores % de Cu, Ni, P, Mn e Si) e níveis de fluência dos materiais de interesse [206]. Na indústria nuclear americana, as previsões para as condições de operação envolvendo transientes normais e de choque térmico pressurizado (PTS) são feitas de acordo com as diretrizes do R.G. 1.99 Rev. 2 [199] e a Parte 50.61 do Título 10 do Código de Regulamentações Federais [200] as quais utilizam a mesma correlação de fragilização [206]. Nesse caso, o R.G. 1.99 Rev. 2 [199], responsável por contabilizar os efeitos da fluência neutrônica sobre a RT_{NDT} dos materiais do VPR, define a seguinte expressão para ajustar temperatura RT_{NDT}

$$ART_{NDT} = RT_{NDT} + \Delta RT_{NDT} + M_S \quad (2.125)$$

em que ART_{NDT} representa a temperatura de referência ajustada após o dano por irradiação, RT_{NDT} a temperatura de referência determinada na fase de construção (i.e., condição não

irradiada de acordo com o parágrafo NB-2331 da Seção III do código ASME), ΔRT_{NDT} a variação da temperatura de referência, associada a uma energia Charpy-V de 41 J (E_{CVN}^{41J}), calculada a partir de novos ensaios CVN em corpos de prova irradiados provenientes das cápsulas de monitoramento [i.e., $\Delta RT_{NDT} = \Delta T_{CVN}^{41J} = T_{CVN}^{41J(irr)} - T_{CVN}^{41J(n\ irr)}$] e M_S define a margem de segurança (exigida pelo Apêndice G do 10CFR50 [198]) utilizada para levar em consideração as incertezas associadas às medições na ΔT_{41J} e, assim, obter valores mais conservadores para a ART de acordo com a seguinte expressão

$$M_S = 2\sqrt{\sigma_I^2 + \sigma_\Delta^2} \quad (2.126)$$

em que σ_I e σ_Δ representam o desvio padrão associado às medições de RT_{NDT} e ΔRT_{NDT} , respectivamente. De acordo com o R.G. 1.99 Rev. 2 [199], o valor da margem de segurança depende do tipo de material em análise (i.e., se o material é laminado, forjado ou soldado), da disponibilidade ou não do valor RT_{NDT} medido experimentalmente e da qualidade dos dados Charpy utilizados para medir a ΔRT_{NDT} (i.e., se o conjunto de dados de monitoramento são confiáveis ou não). Diante dessas observações, o R.G. 1.99-2 [199] define que se o valor de RT_{NDT} inicial estiver disponível para o material em questão, então σ_I é estimado a partir da precisão do método de ensaio, caso contrário σ_I deve ser obtido a partir do conjunto de dados genéricos usados para estabelecer a média representativa para essa classe de material. Já em relação ao desvio padrão σ_Δ , o R.G. 1.99-2 [199] define um valor de 4,7 °C para placas laminadas e forjados e 7,8 °C para soldas caso as cápsulas de monitoramento sejam confiáveis, caso contrário esses valores devem ser, respectivamente, de 9,4 °C e 15,6 °C, o que aumenta a margem de segurança e, conseqüentemente, a projeção para os efeitos da irradiação sobre RT_{NDT} . Neste caso, considera-se confiável o conjunto de dados de monitoramento caso $\Delta RT_{NDT}^{est} - \Delta RT_{NDT}^{medido} \leq \pm 15,6$ °C para soldas axiais ou 9,4 °C para placas e forjados [199], onde o valor estimado ΔRT_{NDT}^{est} é dado pela seguinte expressão

$$\Delta RT_{NDT}^{est} = (CF)(FF) \quad (2.127a)$$

$$\Delta RT_{NDT}^{medido} = \Delta T_{CVN}^{41J} = T_{CVN}^{41J(irr)} - T_{CVN}^{41J(n\ irr)} \quad (2.127b)$$

em que CF representa o fator químico cujo valor é tabelado em funções dos teores percentuais de Cu e Ni presentes nos metais de base (vide Tabela 1 do R.G. 1.99-2 [199]) e de solda (vide Tabela 2 do R.G. 1.99-2 [199]) utilizados no VPR e FF o fator de fluência dado por

$$FF = [f^{(0,28-0,1 \log f)}] \quad (2.127c)$$

em que f é o nível de fluência neutrônica (10^{19} n/cm²) informada no dosímetro instalado no VPR e cujo valor é explicitamente dependente da espessura de parede do vaso, o qual deve ser corrigido, quando necessário, pela seguinte expressão

$$f = f_{surf}(e^{-0,00945x}) \quad (2.127d)$$

em que f_{surf} ($E > 1$ MeV) é o valor calculado da fluência neutrônica na superfície molhada interna do VPR no local onde é postulado o defeito na fase de projeto e x é a profundidade (em milímetros) de parede do VPR medida a partir da superfície interna. É importante destacar que o R.G. 1.99-2 [199] e o 10CFR50.61 [200] preconizam o uso da Eq. (2.127.a) para estimar a ART_{NDT} em situações nas quais não há a disponibilidade de dados de monitoramento, tal como no final da vida operacional da central nuclear.

Ainda em relação à medição de ΔT_{CVN}^{41J} , o ajuste dos dados experimentais de energia Charpy (E_{CVN}) pode ser feito por meio de uma função tangente hiperbólica [214] que relacione a energia Charpy-V à temperatura de ensaio (E_{CVN} vs. T) de forma que a variável T_{CVN}^{41J} para ambas as condições (material irradiado e não irradiado) possa ser facilmente obtida. No entanto, o R.G. 1.99-2 [199] ressalta que a dispersão nos dados de E_{CVN} vs. T para os materiais irradiado e não irradiado deva ser a menor possível para que tanto a E_{CVN}^{41J} quanto o PSE possam ser determinados de forma inequívoca.

De acordo com o R.G. 1.99 [199], outra possibilidade para calcular a ART_{NDT} consiste no uso do fator químico (CF) específico do material contido nas n cápsulas de monitoramento juntamente ao uso da medição dos ensaios Charpy (ΔT_{CVN}^{41J}), conforme expressões a seguir

$$\Delta RT_{NDT} = (CF_{41J})FF_{(i)} \quad (2.128a)$$

$$CF_{41J} = \left[\frac{\sum_{i=1}^n FF_{(i)} \Delta T_{CVN}^{41}}{\sum_{i=1}^n FF_{(i)}^2} \right] \quad (2.128b)$$

$$FF_{(i)} = \left[f_i^{(0,28-0,1 \log f_i)} \right] \quad (2.128c)$$

em que $FF_{(i)}$ representa o fator de fluência da i -ésima cápsula, sendo expresso em função do nível de fluência neutrônica medido na superfície interna da i -ésima cápsula (f_i) e cuja unidade de medida é dada por n/cm². Deve-se ressaltar que a escala de grandeza da medida de f_i é dada por 10¹⁹ n/cm². O fator $FF_{(i)}$ pode ser analiticamente definido pela Eq. (2.128c) ou por meio do auxílio de um gráfico, f vs. $f^{(0,28-0,1 \log f)}$, que relaciona o fator FF em função do nível de fluência neutrônica, f (vide Figura 1 do R.G. 1.99-2, 1988 [199]). Deve-se destacar que o número de cápsulas extraídas do VPR depende da ΔRT_{NDT} medida ao longo do período de monitoramento do vaso, mas que, de modo geral, de duas a quatro cápsulas são removidas ao longo dos 40 anos de vida inicialmente projetado para a usina.

As medições da temperatura de referência para ductilidade nula ajustada, ART_{NDT} , devem ser realizadas por exigência das diretrizes do Apêndice H do 10CRF50 [202] em uma frequência planejada conforme as normas de programas de monitoramento [203]. A norma E185-16 [203] estabelece um programa de vigilância para monitorar as alterações induzidas pela irradiação nas propriedades mecânicas de materiais ferríticos em VPRs moderado a água leve, tais como os VPRs do tipo PWR (*Pressurized Water Reactor*) e BWR (*Boiling Water Reactor*, no caso um reator de água fervente tal como o reator de Fukushima). Na E185-16 [203] estão descritos requisitos mínimos para a elaboração de um programa de monitoramento os quais especificam desde o tipo e número mínimo de ensaios mecânicos (e.g., mínimo de 15 corpos de prova CVN de metal base e de metal de solda na condição irradiada e não-irradiada bem como 3 corpos de prova de tração em ambos os materiais nas duas condições) até as posições dos dosímetros e das cápsulas que contêm os corpos de prova de monitoramento. Deve-se ressaltar, todavia, que esta prática não fornece procedimentos específicos para monitorar as alterações nas propriedades mecânicas induzidas pela irradiação para períodos além da vida útil projetada do VPR (e.g., 40-60 anos). A fim de suprir tal limitação, a norma E2215-16 [204], seguida em paralelo à norma E185-16 [203], permite reavaliar as mudanças no cronograma de retirada do VPR e, assim, projetar a sua capacidade operacional além do seu período de vida útil. Conforme item A do parágrafo III, o Apêndice H do 10CFR50 [202]

deixa evidente que não é necessário nenhum programa de vigilância para VPRs cujo pico de fluência neutrônica previsto ao fim da sua vida útil não exceda 10^{17} n/cm².

Baseando-se nas considerações anteriores, fica evidente que essa abordagem utilizada para estimar a tenacidade à fratura (K_{Ic}) após os efeitos da irradiação baseia-se puramente nas correlações entre medidas de tenacidade ao impacto e de tenacidade à fratura em vez de medições diretas, resultando em estimativas subestimadas de K_{Ic} . Paralelamente aos avanços da metodologia da Curva Mestra [33], a partir de 1999 por meio das publicações dos ASME Code Cases N-631 relativo à Seção III [215] e N-629 relativo à Seção XI [216], o código ASME passou a permitir o uso de uma RT_{NDT} baseada na temperatura de referência calculada pela Curva Mestra, T_0 , para avaliar a integridade estrutural e estabelecer os limites das curvas P-T. Nessa nova abordagem, a temperatura de referência RT_{T_0} passou a ser definida, em graus Celsius, por [206,217]

$$RT_{T_0} = T_0 + 19,4 \text{ } ^\circ\text{C} \quad (2.129a)$$

em que T_0 é definida como a temperatura em que o nível de tenacidade à fratura é igual a 100 MPa√m. Conforme abordado na seção seguinte, o uso da RT_{T_0} na curva de tenacidade à fratura baseada no parâmetro K_{Ic} permite reduzir ainda mais o excesso de conservadorismo introduzido pela temperatura RT_{NDT} ao ampliar a janela operacional das curvas P-T e, dependendo das condições de fragilização, prever um maior tempo operacional para o VPR.

2.5.2 Curvas de tenacidade à fratura referenciais

Os atuais procedimentos utilizados na avaliação de integridade estrutural, na determinação da dimensão crítica de defeitos e no estabelecimento dos limites operacionais (e.g., curva de pressão e temperatura, P-T) de vasos de pressão de reatores nucleares [6,193] são baseados no uso de curvas de tenacidade à fratura referenciais. Tais curvas descrevem os limites inferiores (*lower bounds*) dos valores de tenacidade à fratura obtidos experimentalmente em várias temperaturas para diversas classes de aços ferríticos tipicamente utilizadas em vasos de pressão de reatores nucleares (e.g., aços SA-515, SA-516, SA-508, SA-533, etc.).

Os valores de tenacidade à fratura, por sua vez, podem ser obtidos por diferentes procedimentos experimentais dependendo das condições de carregamento impostas ao corpo de prova e do comportamento à fratura apresentado pelo material (elástico-linear vs. elasto-plástico). Em relação ao carregamento, a tenacidade à fratura pode ser expressa em termos do fator crítico de intensidade de tensão em condições de deformação plana sob carregamento quase-estático, K_{Ic} , ou sob carregamento dinâmico, K_{Ia} , de forma que esse último mede a tenacidade à fratura sob esforços de impacto. Embora não haja uma norma padronizada para esse tipo de medição, a ASTM E399-17 [22] fornece um adendo que permite determinar valores de K_{Ic} a taxas de carregamento que excedem as taxas associadas aos carregamentos quase-estáticos; isto é, a taxas superiores a $2,75\text{MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ ($150\text{ ksi}\sqrt{\text{m/min}}$). Além desses parâmetros de tenacidade, também é possível obter o fator de intensidade de tensão crítico sob condições de deformação plana para a estabilização da trinca, K_{Ia} [218], quando for desejado avaliar a tenacidade no momento em que o crescimento da trinca é cessado após a sua rápida propagação inicial. Já em relação ao comportamento da fratura do material, ao determinar a tenacidade à fratura em termos de K_{Ic} , pode haver situações em que o material deixa de apresentar um comportamento essencialmente elástico-linear, passando a apresentar não linearidades durante a etapa final de carregamento o que pode resultar na sua invalidação. Dessa forma, a determinação da tenacidade à fratura em condições de deformação plana e sob carregamento quase-estático deve ser dada em termos da integral J no ponto de instabilidade (J_c) ou pelo seu equivalente fator de intensidade de tensão elasto-plástico, K_{Jc} [33]. Portanto, fica evidente que as curvas de tenacidade à fratura referenciais podem ser expressas de diversas maneiras dependendo dos critérios adotados.

A abordagem das curvas de tenacidade à fratura é fundamentada no uso de uma temperatura de referência característica da RTDF do material, RT_{DBT} , para indexar os valores de tenacidade. A forma geral da relação de dependência da tenacidade à fratura em função da temperatura de operação, T , pode ser expressa de forma geral por meio de uma função exponencial dada por

$$K_{I_{ref}} = \chi + \psi \exp[\omega(T - RT_{DBT})] \quad (2.130)$$

em que $K_{I_{ref}}$ representa a tenacidade à fratura referente a algum procedimento específico para a sua determinação (e.g., K_{Ic} , K_{Ia} , K_{Ia} , K_{IR} , etc.), χ a assíntota do patamar inferior de tenacidade à fratura, ψ e ω as constantes dependentes do material e que definem o formato da

curva exponencial, T a temperatura de operação que, a rigor, pode ser definida como a temperatura na ponta da trinca e RT_{DBT} representa a temperatura de referência na região de transição dúctil-frágil, T_{DBT} , definida previamente por algum critério específico.

A aplicabilidade da primeira curva de tenacidade à fratura referencial deu-se a partir do comitê PVRC (*Pressure Vessel Research Committee*) [219] que aceitou a responsabilidade de examinar e integrar as várias abordagens e conceitos da mecânica da fratura para prevenir fraturas frágeis em VPRs. Para isso, o comitê PVRC estabeleceu uma metodologia de avaliação de integridade estrutural em vasos de pressão a partir da análise de um extenso banco de dados formado por valores de K_{Ic} , K_{Ia} e K_{Ia} obtidos na RTDF de diversos aços de vaso pressão. A partir de então, o comitê PVRC passou a fornecer recomendações ao Código ASME e, em janeiro de 1972, o Código ASME aprovou novos requisitos que foram então emitidos como o *Code Case* 1514 [213]. Posteriormente, ainda em 1972, novas revisões ao parágrafo NB-2330 da Seção III e um novo Apêndice G foram acrescentados ao Código ASME [197,213]. O documento que forneceu suporte técnico para essas alterações foi publicado no boletim 175 da WRC [219]. Esse esforço conjunto resultou na primeira curva de tenacidade, publicada oficialmente pelo código ASME em 1973, cuja relação de dependência entre os valores de tenacidade e a temperatura foi estabelecida por um ajuste empírico associado à temperatura de referência baseada na temperatura de transição de ductilidade nula, RT_{NDT} , conforme a seguinte expressão

$$K_{IR} = K_{Ia} = 29,4 + 13,675 \exp[0,0261(T - RT_{NDT})] \quad (2.131)$$

A curva expressa pela Eq. (2.131) consiste em uma envoltória que tangencia os valores referentes ao limite inferior (*lower bound*) dos dados de tenacidade obtidos em diversas temperaturas da RTDF para diferentes tipos de aço. Neste caso, o ajuste foi realizado a partir da combinação de valores de tenacidade à fratura, até então disponíveis, referentes aos parâmetros K_{Ic} , K_{Ia} e K_{Ia} . Na Eq. (2.131) o valor do fator crítico de referência, K_{IR} , é associado ao menor valor dentre os valores apresentados pelos parâmetros K_{Ic} , K_{Ia} e K_{Ia} . Com a abordagem da curva de tenacidade de referência, o índice RT_{NDT} entrou em uso pela primeira vez como a temperatura de referência, a qual é determinada de acordo com o Código ASME, Seção III, Subseção NB-2331. Posteriormente, a curva K_{IR} foi incorporada aos Apêndices A e G da Seção XI passando a ser denominada de K_{Ia} . Assim, a curva K_{IR} no Apêndice G da Seção III e a sua forma equivalente nos Apêndices A e G da Seção XI, K_{Ia} ,

passaram a fornecer o limite inferior da tenacidade à fratura para condições associadas a elevadas taxas de carregamento (i.e., acima de qualquer taxa condizente com os reais carregamentos presentes nos VPRs, inclusive para quaisquer condições anormais de operação) e de estabilização de trinca [220]. O uso da curva K_{IR} para avaliar a integridade estrutural e estabelecer os limites das curvas P-T permaneceu mandatório nas Seções III e XI até as edições publicadas em 2001.

Embora a curva K_{IR} representasse um grande avanço ao código ASME, ao mesmo tempo em que simplificava sobremaneira as avaliações de integridade estrutural, o seu uso introduzia um conservadorismo demasiado, o que poderia penalizar o projeto da estrutura desnecessariamente. A fim de mitigar o excesso de conservadorismo, o código ASME passou a permitir o uso de uma curva de referência baseada no parâmetro K_{Ic} após a aprovação do ASME Code Case N-640 [221] em 1998, conforme expressão a seguir

$$K_{Ic} = 36,5 + 22,783 \exp[0,036(T - RT_{NDT})] \quad (2.132)$$

A curva expressa pela Eq. (2.132) é oriunda do ajuste exponencial de um extenso banco de dados de tenacidade medidos em diversos aços ferríticos de vasos de pressão, sendo composto majoritariamente por dados provenientes do aço A533 Grau B Classe 1 [222].

A partir de então, os limites das curvas P-T passaram a poder ser determinados por meio da curva de referência K_{Ic} , o que resultou em um aumento na pressão permissível a uma dada temperatura, conforme análise comparativa ilustrada na Figura 2.33.

Figura 2.33 - Representação esquemática do efeito da escolha da curva de referência sobre curva pressão *versus* temperatura

O principal objetivo para essa mudança era reduzir o excesso de conservadorismo relacionado à abordagem do Apêndice G até aquele momento, pois, ao contrário do que se pensava, tal conservadorismo poderia reduzir a segurança geral da planta devido à menor janela operacional das curvas P-T relativa aos requisitos de vedação da bomba (i.e., esse conservadorismo potencializava a possibilidade de incidentes envolvendo falhas nos selos das bombas) principal de refrigeração do reator [220], conforme indicado na Figura 2.34.

Figura 2.34 – Representação esquemática da influência da irradiação na curva de tenacidade sobre a janela de operação do VPR

Fonte: Adaptado de Server e Nanstad [206]

Ao aumentar a janela de operação em relação aos requisitos de vedação da bomba, as chances de danificar as vedações e iniciar um pequeno acidente termo-hidráulico por perda de refrigerante (LOCA do inglês *loss-of-coolant accident*), podendo ocasionar até mesmo o choque térmico pressurizado (PTS), são reduzidas. Além disso, sob condições normais de operação, as variações de temperatura nos processos de aquecimento e resfriamento são relativamente lentas, sendo que as taxas mais rápidas são da ordem de 38 °C (~100 °F) por

hora [220]. Nesse transiente térmico, a taxa de variação na temperatura e na pressão é praticamente constante, resultando em tensões essencialmente estáticas. Conforme demonstrado por Yoon et al. [223], até mesmo sob condições de transientes severos como nas situações de PTS, a taxa de carregamento devido às tensões térmicas e às tensões desencadeadas pela variação de pressão são praticamente estáticas. Portanto, além de ser tecnologicamente mais correto para o estabelecimentos dos limites das curvas P-T, o uso da curva de tenacidade baseada no parâmetro K_{Ic} elimina o excesso de conservadorismo embutido nas análises baseadas no parâmetro K_{IR} .

Com base nas considerações acima, fica evidente que o índice de temperatura de referência RT_{NDT} é um parâmetro chave tanto na determinação dos limites admissíveis de operação quanto na avaliação da integridade estrutural do RPV. Diante disso, o Apêndice G do 10CFR50 preceitua o uso do Apêndice G da Seção XI do código ASME para estabelecer novos limites de pressão e temperatura (P-T) dos VPRs a fim de contabilizar os efeitos da irradiação neutrônica sobre a integridade estrutural.

Em paralelo aos avanços da metodologia da Curva Mestra (abordada na próxima seção), a partir das aprovações dos *Code Cases* N-631 [215] e N-629 [216], as Seções III e XI do código ASME passaram a permitir o uso da temperatura de referência determinada via Curva Mestra, T_0 , para indexar a tenacidade à fratura (K_{Ic} vs. RT_{T_0}). Dessa forma, o ASME Code Case N-631 (referente à Seção III) passou a definir a RT_{T_0} para materiais de VPR não irradiados, enquanto que o ASME Code Case N-629 (referente à Seção XI) para materiais de VPR não irradiados e irradiados.

Conforme já abordado na seção anterior [vide Eq. (2.129a)] a RT_{T_0} é definida como $RT_{T_0} = T_0 + 19,4\text{ }^{\circ}\text{C}$, onde a constante de 19,4 °C é selecionada com o intuito de manter a vinculação com as margens de segurança aceitas historicamente de forma que a curva K_{Ic} , quando indexada a RT_{T_0} , vincule os dados de tenacidade à fratura disponíveis de uma maneira funcionalmente equivalente à forma como a curva K_{Ic} indexada à temperatura RT_{NDT} limita os dados disponíveis de tenacidade à fratura [224,225]. Com base nessas considerações, a curva ASME dada em termos da tenacidade K_{Ic} indexada por RT_{T_0} passa a ser expressa por

$$K_{Ic} = 36,5 + 3,083\exp[0,036(T - RT_{T_0} + 55,6)] \quad (2.133)$$

de forma que a curva de referência K_{Ic} vs. $T - RT_{T_0}$ passa ser relacionada diretamente com as propriedades de tenacidade à fratura em vez de ser inferida indiretamente a partir de medidas de tenacidade obtidas pelos ensaios de queda livre Pellini e de impacto Charpy.

Conforme evidenciado pela Eq. (2.133), antes de realizar a estimativa da tenacidade à fratura em termos de K_{Ic} , é necessário calcular a temperatura de referência T_0 de acordo com a metodologia da Curva Mestra [33], metodologia essa abordada em detalhes na próxima seção. Uma vez determinada a T_0 e a RT_{T_0} , é possível estimar o valor de K_{Ic} e, assim, estabelecer os limites operacionais para as curvas P-T tanto para a condição não irradiada quanto irradiada. No entanto, por se tratar de uma metodologia recente e ainda em constante desenvolvimento, o estabelecimento das curvas P-T na fase de projeto ainda permanece uma questão aberta. Já no que diz respeito à fase operacional, o emprego da RT_{T_0} ajustada, ART_{T_0} , pode ser utilizada para fazer a análise da integridade e ajustes nas curvas P-T do vaso sob um dado nível de fluência neutrônica e, assim, reduzir o excesso de conservadorismo sem comprometer a segurança operacional do VPR.

O cálculo da temperatura ajustada a partir da temperatura de referência alternativa inicial RT_{T_0} (ART_{T_0}) e de uma margem de segurança ($M_S^{T_0}$) apropriada ao fim da licença inicialmente planejada (EOL, do inglês *end of license*), ou ao fim da licença estendida (EOLE, do inglês *End Of License Extension*), pode se dar a partir de diferentes metodologias, conforme descrito pelas diretrizes do Relatório Técnico 429 da IAEA [225]. Em uma dessas metodologias, o cálculo da ART_{T_0} envolve uma combinação da temperatura RT_{T_0} , determinada na condição não-irradiada conforme estabelecido no ASME Code Case N-629 [216], com a variação dessa temperatura prevista por meio de ensaios Charpy-V ou por meio da variação prevista pela Curva Mestra, ΔRT_{T_0} , conforme a seguinte expressão

$$ART_{T_0} = RT_{T_0} + \Delta RT + M_S^{T_0} \quad (2.134)$$

em que $M_S^{T_0}$ é a margem adicionada para contabilizar as incertezas σ_I e σ_Δ associadas, respectivamente, ao valor inicial de RT_{T_0} [i.e., na condição não irradiada, vide Eq. (2.129a)] e ao valor da variação ΔRT . Por sua vez, a variação ΔRT pode ser calculada a partir de resultados de energia Charpy [199] provenientes de corpos de prova irradiados extraídos das cápsulas de monitoramento, $\Delta RT = \Delta T_{CVN}^{41J}$, ou a partir de resultados de tenacidade à fratura,

$\Delta RT = \Delta RT_{T_0}$ [178,225]. Em relação aos resultados de ensaios Charpy associados a energia de 41 J, o ajuste da temperatura de referência é dado por

$$ART_{T_0} = RT_{T_0} + \Delta RT_{NDT} + M_S^{T_0} \quad (2.135a)$$

$$ART_{T_0} = RT_{T_0} + \left[\frac{\sum_{i=1}^n FF_{(i)} \Delta T_{CVN}^{41J}}{\sum_{i=1}^n FF_{(i)}^2} \right] \left[f_i^{(0,28-0,1 \log f_i)} \right] + M_S^{T_0} \quad (2.135b)$$

Observa-se que o termo ΔRT_{NDT} da Eq. (2.135a) é definido na Seção 2.5.1 pela Eq. (2.128a-c). Alternativamente e de forma parecida a esse procedimento, a medição de ART_{T_0} pode ser feita diretamente a partir do cálculo da variação da T_0 (temperatura na qual a tenacidade à fratura mediana equivale a 100 MPa $\sqrt{m}$) em decorrência da irradiação, $\Delta T_0 = T_0^{(irr)} - T_0^{(n\ irr)}$, conforme as seguintes expressões

$$ART_{T_0} = RT_{T_0} + \Delta RT_{T_0} + M_S^{T_0} \quad (2.136a)$$

$$\Delta RT_{T_0} = CF_{T_0} FF_{(i)} \quad (2.136b)$$

$$ART_{T_0} = RT_{T_0} + \left[\frac{\sum_{i=1}^n FF_{(i)} \Delta T_0}{\sum_{i=1}^n FF_{(i)}^2} \right] \left[f_i^{(0,28-0,1 \log f_i)} \right] + M_S^{T_0} \quad (2.136c)$$

em que CF_{T_0} corresponde ao fator químico associado à variação na temperatura de referência obtida pela metodologia da Curva Mestra, $FF_{(i)}$ o fato de fluência da i -ésima cápsula [vide Eq. 1.128(c)] e $M_S^{T_0}$ a margem de segurança. Deve-se ressaltar que a margem de segurança $M_S^{T_0}$ em ambos os procedimentos inclui tanto as incertezas associadas à temperatura de referência não irradiada RT_{T_0} (σ_I) quanto as incertezas associadas à variação de ΔRT (σ_Δ), sendo essa dada por ΔRT_{NDT} no caso da previsão por ensaios Charpy ou por ΔRT_{T_0} no caso da previsão pela curva mestra, conforme indicado a seguir

$$M_S^{T_0} = Y[\sigma_I^2 + \sigma_\Delta^2]^{1/2} \quad (2.137a)$$

Conforme descrito no Relatório Técnico 429 [225], a incerteza σ_I é definida como a soma das incertezas associadas à mediação da T_0 (σ_{T_0}) e às variações metalúrgicas do material (em termos de variações nos teores % de Cu e Ni) analisadas por simulações estocásticas pelo método de Monte Carlo (σ_{MC}) para diferentes tipos de aços de vaso pressão, conforme a seguinte expressão

$$M_S^{T_0} = Y[(\sigma_{MC}^2 + \sigma_{T_0}^2) + \sigma_{\Delta}^2]^{1/2} \quad (2.137b)$$

A seleção do valor de Y deve depender dos requisitos de análise de integridade em relação ao tipo de transiente e suas conseqüências [225], sendo que na maioria das aplicações de engenharia, adota-se um valor igual a 2. A título de exemplo, o R. G. 1.99 Rev. 2 [199] recomenda uma margem de segurança baseada em um valor de $Y = 2$. A Figura 2.35 ilustra esquematicamente o procedimento de ajuste da RT_{T_0} para contabilizar os efeitos da irradiação neutrônica bem como as incertezas associadas a todas as etapas de medição.

Figura 2.35 – Representação esquemática do ajuste da RT_{T_0} baseada nos efeitos de irradiação e nas incertezas associadas ao processo de ajuste

Fonte: Adaptado de TR-429 [225]

Além das metodologias aqui apresentadas, o relatório técnico TR-429 [225] da Agência Internacional de Energia Atômica (IAEA, *International Atomic Energy Agency*) apresenta outras rotas alternativas para a determinação da ART_{T_0} as quais podem ser aplicadas em casos onde a fluência neutrônica é extrapolada para períodos compreendidos entre o fim da licença inicialmente planejada (EOL) e o fim da licença estendida (EOLE).

2.5.3 Aspectos teóricos e empíricos da curva mestra (ASTM E1921)

Embora o uso da curva K_{Ic} nas análises de integridade em VPRs represente uma abordagem tecnicamente mais correta em relação à curva K_{IR} , é importante ressaltar que ambas são baseadas essencialmente nos valores inferiores (*lower bound*) de tenacidade à fratura. Portanto, fica evidente que a abordagem da curva K_{Ic} vs. RT_{NDT} é fundamentada de forma determinística e de tendência, ainda que em menor escala em relação à curva K_{IR} vs. RT_{NDT} , conservadora. Dessa forma, é praticamente impossível quantificar margens de segurança e fazer estimativas probabilísticas associadas à fratura. Além disso, a determinação experimental de medidas válidas de K_{Ic} a partir de aços de elevada tenacidade torna-se, não raras vezes, praticamente inexecutável devido aos requisitos dimensionais dos corpos de prova (i.e., exigência de corpos de prova de grandes proporções) e, conseqüentemente, limitações na capacidade de carregamento das máquinas universais de ensaios mecânicos.

Outra questão importante a ser levada em consideração nas análises de integridade por meio das curvas ASME está relacionada à metodologia utilizada na determinação da RT_{NDT} . Conforme abordagem da Seção 2.5.2, a estimativa dos valores de K_{Ic} em materiais irradiados por meio da RT_{NDT} é essencialmente empírica e não pode ser totalmente justificada por meio de uma fundamentação teórica mais refinada. No que diz respeito à determinação da RT_{NDT} referente ao material não irradiado, é importante destacar que não há uma correspondência direta entre os resultados de tenacidade ao impacto (Pellini/Charpy) e os valores de tenacidade à fratura. Soma-se a isso o fato de que a avaliação dos efeitos da fragilização por irradiação neutrônica (FIN) é feita com base em dados de tenacidade ao impacto que são, por natureza do próprio ensaio, caracterizados por uma alta taxa de carregamento, enquanto os dados de tenacidade à fratura em termos de K_{Ic} são provenientes de um carregamento quase-estático.

As observações discutidas acima deixam evidente que o uso direto de medidas de tenacidade à fratura, nas avaliações de integridade dos VPRs, é mais racional do que

simplesmente utilizar medidas de tenacidade obtidas sob solicitações de impacto Pellini/Charpy. Baseando-se nas questões supracitadas e no trabalho seminal de L&S [35], o qual deixa evidente que a fratura por clivagem na RTDF requer um tratamento estatístico adequado, Wallin [39,50,168,171,172] propõe uma metodologia estatística para quantificar a variação da tenacidade à fratura de aços estruturais ferríticos¹³ em função da temperatura na RTDF. A abordagem por detrás dessa metodologia é baseada na modelagem da dispersão dos dados de tenacidade à fratura frágil por clivagem por meio da distribuição de Weibull triparamétrica [39,166,168] definida por

$$P_f = F(K_{Jc}) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{K_{Jc} - K_{min}}{K_0 - K_{min}} \right)^{\alpha_K} \right] \quad (2.138)$$

em que K_{Jc} é a força motriz expressa em termos do fator de intensidade de tensão elasto-plástico, P_f é a probabilidade acumulada de falha associada à força motriz K_{Jc} [i.e., $P_f(K_{Jc} \leq K_{Jc})$], K_0 é a tenacidade característica correspondente a uma P_f de 63,2%, α_K é o módulo de Weibull que mede o grau da dispersão dos dados de K_{Jc} e K_{min} é o patamar inferior de tenacidade à fratura (*threshold*) abaixo do qual a fratura não ocorre, (i.e., $P_f = 0$ para $K_{Jc} \leq K_{min}$). Fazendo uma analogia à forma triparamétrica de Weibull [$F(x) \sim We(a; b; c)$] apresentada no *Handbook* de Weibull [191] e expressa anteriormente pela Eq. (2.116c), o módulo de Weibull α_K corresponde ao parâmetro de forma c , a tenacidade característica indexada pelo *threshold* ($K_0 - K_{min}$) ao parâmetro de escala b e o patamar inferior de tenacidade K_{min} ao parâmetro de posição a . Para maiores informações a respeito da influência desses parâmetros no comportamento das distribuições de Weibull recomenda-se consultar a referência [191]. Dentre esses parâmetros somente o parâmetro de escala deve ser determinado experimentalmente, uma vez que os demais parâmetros (K_{min} e α_K) são previamente fixados pela E1921 em virtude dos motivos discorridos logo na sequência.

O modelo WST [157] prevê um valor de K_{min} entre 5 e 15 MPa $\sqrt{m}$, abaixo do qual a propagação da microtrinca de Griffith em mais de um grão é praticamente impossível, promovendo o arredondamento da microtrinca (*blunted microcracks*) e impedindo a sua propagação. O atual valor para o K_{min} ($K_{min} = 20$ MPa $\sqrt{m}$) contido na norma da ASTM E1921-19 [33] decorre das simulações estocásticas pelo método de Monte Carlo realizadas

¹³ De acordo com a metodologia da curva mestra proposta por Wallin [172], o termo ferrítico também inclui os aços estruturais bainíticos e os martensíticos temperados e revenidos.

por Wallin [39]. Ao avaliar os diferentes limites de probabilidade (90, 95 e 99%) dos valores de α_K estimados a partir das inúmeras simulações, Wallin [39] constatou que os valores de α_K relacionados às distribuições triparamétrica, associadas a um extenso banco de dados experimentais de tenacidade à fratura, definidas por um K_{min} na faixa $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \leq K_{min} \leq 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ficam bem estabelecidos dentro desses limites. Além disso, e talvez mais importante, Wallin constatou que o valor de α_K convergia para 4 conforme o número de ensaios experimentais aumentava e que tal valor pouco variava para valores mínimos de tenacidade compreendidos na faixa de $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \leq K_{min} \leq 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Dessa forma, Wallin demonstrou experimentalmente que o valor de α_K poderia ser dado por uma constante igual a 4 e que o valor de K_{min} deveria estar compreendido na faixa $10 \leq K_{min} \leq 20 \text{ MPa}$. Essa constatação experimental corrobora a estimativa analítica de $\alpha_K = 4$ determinada pelo modelo WST [157] o qual é baseado na solução HRR. Essa demonstração pode ser encontrada em diversos artigos do Wallin e relatórios técnicos que deram os subsídios para a formulação da MCM [39,42,173]. Por meio de uma abordagem analítica um pouco diferente da utilizada por Wallin [39], A&S [40] também demonstram, por meio da singularidade HRR, que o módulo de Weibull para valores de tenacidade à fratura por clivagem expressos em termos do fator K ou do parâmetro $CTOD$ é igual a 4, enquanto que em termos de J , o módulo assume um valor igual a 2, conforme já abordado na Seção 2.4.3.

Embora na Equação (2.138) o parâmetro de tenacidade seja baseado no fator K_{Jc} , é importante ressaltar que inicialmente [39,168,171] a tenacidade era expressa em termos do valor crítico do fator de intensidade de tensão elástico-linear, K_{Ic} . No entanto, a determinação de K_{Ic} em corpos de prova de pequenas dimensões tornava-se praticamente impossível devido ao desenvolvimento inevitável de uma maior plasticidade na ponta da trinca [172], o que invalidava o uso direto da MFEL. Portanto, a solução encontrada foi determinar a tenacidade por meio da integral J no ponto de instabilidade (J_c) e, a partir de então, fazer a sua conversão para o seu correspondente valor em termos de K (unidades de $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) por meio da seguinte expressão

$$K_{Jc} = \sqrt{\frac{J_c E}{(1 - \nu^2)}} \quad (2.139)$$

em que E é o módulo de elasticidade longitudinal e ν o coeficiente de Poisson. A validade da relação $K_{Jc} \leftrightarrow J_c$, Eq. (2.139), deu-se a partir da proximidade entre o valor da T_0 multitemperatura (cujo procedimento é abordado mais adiante) calculada a partir do extenso banco de dados de K_{Ic} [222] proveniente da curva ASME¹⁴ e três valores de T_0 multitemperatura calculados a partir de três bancos distintos de dados de K_{Jc} . No caso da T_0 obtida via K_{Ic} , o banco de dados foi composto por 70 valores de K_{Ic} calculados em diversas temperaturas por meio corpos de prova C(T) de diferentes espessuras (i.e., na faixa de 25-275 mm) extraídos de uma chapa de aço A533 Grau B Classe 1. Já em relação aos três conjuntos de K_{Jc} , dois foram constituídos de valores de K_{Jc} medidos em corpos de prova de geometria C(T) com 25,4 mm de espessura (1T), enquanto o terceiro por valores de K_{Jc} provenientes de PCVNs com 10 mm de espessura (0,4T), sendo que todos os valores de K_{Jc} foram referentes ao aço laminado A533 Grau B Classe 1. Dessa forma, a relação de proximidade entre os valores de T_0 medidos em termos de K_{Ic} ($T_0 = -28$ °C) e de K_{Jc} ($T_0 = -28, -24, -30$ °C) forneceu fortes subsídios à validade da relação expressa pela Eq. (2.139) e, assim, à viabilidade do uso de corpos de prova de dimensões relativamente menores para a determinação da T_0 . Detalhes adicionais dos fatores que levaram a essa adaptação podem ser consultados na referência [172].

Devido ao fato de inúmeros fatores afetarem os resultados de tenacidade à fratura frágil na RTDF (e.g., temperatura, dimensão do corpo de prova, taxa de carregamento, etc.), logo após a publicação da Eq. (2.138) em 1984 [39], Wallin [168] propôs um ajuste, baseado no princípio do elo mais fraco, sobre os valores de tenacidade para levar em consideração os efeitos de espessura do corpo de prova por meio da seguinte expressão

$$K_{Jc(1T)} = K_{min} + \left[K_{Jc(nT)} - K_{min} \right] \left[\frac{B_{(nT)}}{B_{(1T)}} \right]^{1/4} \quad (2.140)$$

em que $B_{(nT)}$ é a espessura nominal do corpo de prova utilizada nos ensaios de tenacidade à fratura, $B_{(1T)}$ a espessura de referência assumida na metodologia [$B_{(1T)} = 25,4$ mm] de

¹⁴ A curva ASME- K_{Ic} , cujos dados foram obtidos pelos centros de pesquisa EPRI (*Electric Power Research Institute*) e ORNL (*Oak Ridge National Laboratory*), ficou notoriamente conhecida como “a curva de 1 milhão de dólares”. Diante do uso de corpos de prova de menores dimensões (i.e., $B \leq 25,4$ mm) para se determinar valores de K_{Jc} , Wallin [172] comenta que tal curva muito provavelmente se chamaria “a curva de 20 mil dólares” em alusão à economia de recursos associada ao uso de corpos de prova de menores dimensões.

forma que a probabilidade acumulada de falha, Eq. (2.138), pudesse ser expressa de forma geral por

$$P_f = F(K_{Jc}) = 1 - \exp \left\{ -\frac{B_{(nT)}}{B_{(1T)}} \left[\frac{K_{Jc} - K_{min}}{K_0 - K_{min}} \right]^4 \right\} \quad (2.141)$$

uma vez que a Eq. (2.140) se mostrou válida para uma grande variedade de aços e corpos de prova cuja espessura variavam desde 10 mm até a 200 mm [168].

No patamar inferior de tenacidade à fratura ($K_{Jc} \ll 50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), as Eqs. (2.138) e (2.141) podem se tornar imprecisas [172]. O modelo micromecânico da clivagem (vide Seção 2.4.2) é baseado no pressuposto de que a fratura frágil é primariamente controlada pela etapa de iniciação mesmo que o modelo contenha algum critério condicional para a posterior propagação da trinca que, dentre outros critérios, é o motivo pelo qual a tenacidade à fratura no limite inferior é dada por $K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ [168]. No patamar inferior, o critério de iniciação deixa de ser dominante de forma que a fratura passa a ser completamente controlada por propagação, pois nesse patamar a resistência à fratura da matriz passa ser praticamente equivalente à resistência dos sítios nucleadores da microtrinca de Griffith. Nesses casos, os efeitos estatísticos, associados às variações dimensionais da frente de trinca, sobre o valor de tenacidade deixam de ser muito perceptíveis de forma que as distribuições dos valores de tenacidade medidos no patamar inferior passam a diferir das distribuições indicadas pelas Eqs. (2.138) e (2.139). Esse é um dos motivos pelos quais os ensaios devem ser conduzidos em uma faixa específica de temperatura (comumente denominada de *validity window*), conforme será discutido em detalhes mais adiante.

Uma vez que os parâmetros α_K e K_{min} são previamente fixados, o parâmetro de escala normalizado por K_{min} (i.e., $K_0 - K_{min}$), torna-se o único parâmetro a ser determinado experimentalmente, o que simplifica consideravelmente o processo de análise da distribuição dos dados de tenacidade na RTDF. Conforme discutido em McCabe et al. [174], a partir de inúmeras simulações estocásticas de Monte Carlo (~100 simulações) envolvendo uma população de 50 dados de K_{Jc} medidos em diversas temperaturas, foi possível demonstrar que o desvio padrão de $K_{Jc(med)}$ medido em amostras de diversos tamanhos ($3 \leq N \leq 20$) começava a saturar a partir de um $N = 6$. A partir dessa constatação é que a E1921 passou a estabelecer um $N = 6$ como uma quantidade mínima necessária para estimar a T_0 .

Ainda em relação à distribuição de Weibull, é possível determinar a função densidade de probabilidade, p_f , por meio da derivada da Eq. (2.141) em relação ao fator K_{J_c} de forma que a função densidade é dada por

$$p_f = \frac{dP_f}{dK_{J_c}} = -\exp \left\{ -\frac{B_{(nT)}}{B_{(1T)}} \left[\frac{K_{J_c} - K_{min}}{K_0 - K_{min}} \right]^4 \right\} \left[-\frac{B_{(nT)}}{B_{(1T)}} \left(\frac{K_{J_c} - K_{min}}{K_0 - K_{min}} \right)^3 \frac{4}{K_0 - K_{min}} \right] \quad (2.142a)$$

ou de forma mais resumida, caso os dados de K_{J_c} sejam provenientes de corpos de prova 1T, por

$$p_f = \frac{dP_f}{dK_{J_c}} = \frac{4(K_{J_c} - K_{min})^3}{(K_0 - K_{min})^4} \exp \left\{ -\left[\frac{K_{J_c} - K_{min}}{K_0 - K_{min}} \right]^4 \right\} \quad (2.142b)$$

cujos parâmetros, à exceção do K_0 , são previamente definidos, conforme já discutido anteriormente. A partir da Equação (2.142) é possível estimar o valor de K_0 por meio de um procedimento apropriado de inferência estatística. A metodologia da curva Mestra [33,172–174] utiliza o Método da Máxima Verossimilhança (MMV) [191] para estimar a tenacidade característica, $\hat{K}_0$, cujo valor visa maximizar a probabilidade dos dados amostrados de K_{J_c} . Neste caso, a função verossimilhança, L , é dada pelo produtório da Eq. (2.142) conforme a seguinte expressão

$$L = p_f(K_{min}, K_0, \alpha_K) = \prod_{i=1}^N p_f [K_{J_{c(i)}}, \lambda] \quad (2.143)$$

em que N é o número total de resultados de tenacidade à fratura, $\lambda = (K_{min}, K_0, \alpha_K)$ é o vetor de parâmetros desconhecidos e $K_{J_{c(i)}}$ é o valor individual da tenacidade de cada corpo de prova. Uma vez que os valores de K_{min} e α_K são previamente estabelecidos, basta determinar o valor de K_0 que maximize a função L . Para isso, é tomado o logaritmo neperiano da função L e, posteriormente, é determinada a solução da sua derivada parcial em relação ao parâmetro K_0 onde o valor de L é maximizado (i.e., $\partial \ln L / \partial K_0 = 0$) de forma que a estimativa de K_0 é dada por

$$\hat{K}_0 = \left[\sum_{i=1}^N \frac{[K_{Jc(i)} - K_{min}]^{\alpha_K}}{N} \right]^{1/\alpha_K} \quad (2.144)$$

em que $\hat{K}_0$ refere-se ao valor do parâmetro K_0 inferido estatisticamente. Detalhes adicionais desse procedimento podem ser consultados em [191]. É importante ressaltar que a estimativa dada pela Eq. (2.144) não incorpora o critério de censura, o qual pode ser facilmente implementado por meio do uso da função de distribuição de sobrevivência (s.d.f., do inglês *survival distribution function*) de Weibull, conforme abordagem em momento oportuno, um pouco mais adiante nesta seção. Deve-se ressaltar também que a Eq. (2.144) é proveniente da derivação da Eq. (2.142b). Desse modo, fica subentendido que o valor de $\hat{K}_0$ refere-se a uma amostra cujos dados de $K_{Jc(i)}$ são provenientes de corpos de prova 1T ou de valores já ajustados pelo efeito de espessura.

A partir da manipulação da Eq. (2.138) é possível determinar valores representativos, tais como a média e a mediana, e intervalos de tolerância apropriados para as medidas de tenacidade à fratura de aços estruturais ferríticos na temperatura de interesse da RTDF. Com base nesse procedimento, ao determinar os valores médios de tenacidade à fratura em função da temperatura para diversos aços ferríticos, Wallin [171] percebeu que a maioria desses aços apresentavam curvas de tenacidade de comportamento muito similar ao apresentado pela Eq. (2.130) (vide Seção 2.5.2), conforme expressão a seguir

$$K_{Jc(ref)} = \zeta + \xi \exp[\varphi(T - T_0)] \quad (2.145)$$

em que $K_{Jc(ref)}$ representa a tenacidade à fratura referente a algum valor representativo da distribuição de probabilidade indicada pelas Eqs. (2.138) e (2.141), ζ o patamar inferior de tenacidade (assíntota), ξ e φ os coeficientes de correlação dependentes do material e T_0 a temperatura de referência. Neste contexto, dependendo dos valores dos coeficientes ζ e ξ apresentados na Eq. (2.145), a T_0 pode ser definida tanto com base na tenacidade à fratura média, $K_{Jc(mean)}$, quanto na tenacidade à fratura mediana, $K_{Jc(med)}$. Independentemente dos valores de ζ e ξ , conforme abordagem a seguir, ambas as medidas de tenacidade [i.e., $K_{Jc(mean)}$ e $K_{Jc(med)}$], obtidas a partir de uma amostra de corpos de prova com 1 polegada de espessura, apresentam valores iguais a 100 MPa√m.

A evidência de um comportamento similar entre as curvas de tenacidade de diversos aços ferríticos fez com que Wallin [171] constatasse que a variação da tenacidade à fratura para esses aços pudesse ser descrita por uma série de curvas que deveriam diferir umas das outras apenas em relação à sua posição sobre a escala de temperatura. Dessa forma, Wallin [171] demonstrou empiricamente ser possível descrever a dependência da tenacidade à fratura em relação à temperatura na RTDF de todos os aços analisados em uma única curva, conforme indicada no gráfico da Figura 2.36.

Figura 2.36 – Formato da curva de tenacidade à fratura em função da temperatura na RTDF obtida a partir de microestruturas ferríticas oriundas de metais base e de solda de VPRs

Fonte: Wallin [171]

Devido ao fato da curva indicada na Fig. 2.36 apresentar um comportamento fixo e independente do material [50,171] (i.e., de forma que os parâmetros ζ , ξ e φ são praticamente independentes do escoamento e da composição química) tal metodologia recebeu a designação de curva mestra (Master Curve). Dessa forma, a curva de tenacidade à fratura mostrada na Figura 2.36 é determinada apenas por um único parâmetro que estabelece a

posição da curva mestra sobre o gráfico K_0 vs. T . Esse parâmetro refere-se a uma temperatura de referência designada por T_0 e cujo valor foi inicialmente definido [171] como a temperatura na qual a tenacidade à fratura média $K_{Jc(mean)}$, medida a partir de um conjunto contendo ao menos 4 corpos de prova de 1 polegada de espessura [$B_{(1T)} = 25,4$ mm], é equivalente a $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, conforme indicado na expressão a seguir

$$K_0 = 31 + 77\exp[0,019(T - T_0)] \quad (2.146)$$

em que K_0 é a tenacidade característica cujo valor pode ser aproximadamente relacionado ao valor de $K_{Jc(mean)}$ por $K_0 = 1,1K_{Jc(mean)}$ [50,172]. A partir da análise da Eq. (2.146), pode-se também verificar facilmente que a tenacidade à fratura característica, K_0 , medida a partir de corpos de prova 1T ensaiados na T_0 equivale a $108 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. A Equação (2.146) fornece uma dependência aproximada da tenacidade à fratura frágil por clivagem em função da temperatura na RTDF, conforme experimentalmente verificado por Wallin [50,171]. Essa dependência, por sua vez, está intimamente relacionada à dependência da mobilidade das discordâncias na matriz ferrítica em função da temperatura [50]. Wallin [172] destaca que ao se manter a dependência da temperatura fixa, tal como indicada pela Eq. (2.146), é possível diminuir o efeito de possíveis valores inválidos de tenacidade à fratura sobre a T_0 .

Normalmente, os dados individuais de tenacidade, $K_{Jc(i)}$, são analisados diretamente por uma combinação das Eqs. (2.141), (2.144) e (2.146). Isso é possível quando todas as amostras falham por fratura frágil. No entanto, o tratamento estatístico de conjuntos de dados que incluem resultados não representativos do processo de clivagem, seja por apresentar um valor muito elevado de tenacidade (o que viola a solução HRR), seja por estar associado a um excessivo crescimento estável de trinca (rasgamento dúctil), torna-se mais complexa. Essa complexidade deve-se ao fato de que qualquer dado que não corresponda a uma fratura frágil por clivagem não deve ser incorporado na função densidade (*p.d.f.*), mas sim na função de sobrevivência (*s.d.f.*). Nestas situações, caso haja medidas de tenacidade provenientes de corpos de prova que não apresentem indícios de uma falha por clivagem mas, ainda assim, apresentem um valor de tenacidade inferior a alguns valores de corpos de prova comprovadamente falhados por clivagem, o conjunto de dados passa a ser representado por um mecanismo de censura aleatória [172].

Baseando-se nessas observações, Moskovic [226] apresentou um procedimento, também baseado na estimativa paramétrica pelo Método da Máxima Verossimilhança (MMV),

para analisar conjuntos de dados de tenacidade à fratura censurados aleatoriamente. Esse procedimento emprega uma probabilidade condicional, a qual é dada pelo produto entre a função *p.d.f.* e a função *s.d.f.* de Weibull, de forma que a função verossimilhança expressa anteriormente pela Eq. (2.143) passa a ser representada por

$$L = \prod_{i=1}^N p_f [K_{J_{c(i)}}]^{\delta_i} s_f [K_{J_{c(i)}}]^{1-\delta_i} \quad (2.147a)$$

em que δ_i é o delta de Kronecker (sendo $\delta_i = 1$ para dados válidos, segundo os critérios de fratura frágil, e $\delta_i = 0$ para dados censurados) e $s_f [K_{J_{c(i)}}]$ a função *s.d.f.* a qual é dada por

$$s_f [K_{J_{c(i)}}] = \exp \left\{ - \left[\frac{K_{J_{c(i)}} - K_{min}}{K_0 - K_{min}} \right]^4 \right\} \quad (2.147b)$$

de forma que, independentemente se o valor de $K_{J_{c(i)}}$ é ou não válido, um dos expoentes da Eq. (2.147a) é definido como sendo igual 1 e o outro igual a 0, o que gera um fator sempre igual a 1 e fornece ao produto o termo apropriado para ocorrência ou não da clivagem. Assim, para os dados de $K_{J_{c(i)}}$ medidos a partir de uma espessura 1T, ou que já estejam devidamente convertidos para o seu valor equivalente 1T, a função verossimilhança pode ser convenientemente expressa por

$$L = \prod_{i=1}^N \frac{4 [K_{J_{c(i)}} - K_{min}]^{3\delta_i}}{(K_0 - K_{min})^{4\delta_i}} \exp \left\{ - \left[\frac{K_{J_{c(i)}} - K_{min}}{K_0 - K_{min}} \right]^4 \right\} \quad (2.147c)$$

A solução analítica da Eq. (2.147c) pode ser simplificada de maneira análoga ao procedimento utilizado para a determinação da solução Eq. (2.143), de forma que o logaritmo neperiano da função verossimilhança é dado por

$$\ln L = \sum_{i=1}^N \left\{ \ln 4 + 3\delta_i \ln(K_{J_{ci}} - K_{min}) - 4\delta_i \ln(K_0 - K_{min}) - \left(\frac{K_{J_{ci}} - K_{min}}{K_0 - K_{min}} \right)^4 \right\} \quad (2.147d)$$

de forma que a determinação da estimativa pelo MMV da tenacidade característica, $\partial \ln L / \partial K_0 = 0$, é dada por

$$K_0 = \left[\frac{\sum_{i=1}^N (K_{J_{ci}} - K_{min})^4}{\sum_{i=1}^N \delta_i} \right] + K_{min} \quad (2.147e)$$

em que $\sum_{i=1}^N \delta_i$ fornece exatamente o número de dados válidos (r) e a sua diferença em relação ao número total N fornece o número de dados censurados (i.e., $c = N - r$). Embora o estimador representado pela Eq. (2.147e) apresenta algumas particularidades em relação ao seu viés para amostras relativamente pequenas ($r < 6$), conforme abordado por Merkle et al. [173], a E1921 adota a Eq. (2.147e) como procedimento padrão para a estimativa de K_0 , uma vez que a mesma exige ao menos 6 resultados válidos para a determinação de uma T_0 acurada.

Para o caso geral em que a estimativa da T_0 pelo MMV é feita a partir de dados de tenacidade obtidos em diversas temperaturas e cuja dispersão e relação de dependência com a temperatura possam ser devidamente representadas, respectivamente, pelas Eqs. (2.138) e (2.146), Wallin [51] demonstra que a T_0 oriunda de um conjunto de dados censurados aleatoriamente pode ser determinada por meio de uma solução iterativa dada por

$$\sum_{i=1}^N \frac{\delta_i \exp[\varphi(T_i - T_0)]}{(\zeta - K_{min}) + \xi \exp[\varphi(T_i - T_0)]} - \sum_{i=1}^N \frac{[K_{J_{c(i)}} - 20]^4 \exp[\varphi(T_i - T_0)]}{\{(\zeta - K_{min}) + \xi \exp[\varphi(T_i - T_0)]\}^5} = 0 \quad (2.148)$$

em que N é o número total de corpos de prova ou de dados de tenacidade à fratura disponíveis, $K_{J_{c(i)}}$ é o valor de tenacidade à fratura na temperatura T_i , δ_i é o delta de Kronecker de forma que o seu valor é igual a 1 para dados válidos e 0 para dados censurados. A Equação (2.148) é obtida por meio de uma manipulação algébrica a partir da inserção da Eq. (2.146) na Eq. (2.147d). A substituição dos parâmetros ζ , ξ , φ e K_{min} na Eq. (2.148) a partir dos valores contidos na Eq. (2.146) permite obter a seguinte expressão

$$\sum_{i=1}^N \frac{\delta_i \exp[0,019(T_i - T_0)]}{\frac{10}{\ln(2)^{\frac{1}{4}}} + \frac{70}{\ln(2)^{\frac{1}{4}}} \exp[0,019(T_i - T_0)]} - \sum_{i=1}^N \frac{[K_{J_{c(i)}} - 20]^4 \exp[0,019(T_i - T_0)]}{\left\{ \frac{10}{\ln(2)^{\frac{1}{4}}} + \frac{70}{\ln(2)^{\frac{1}{4}}} \exp[0,019(T_i - T_0)] \right\}^5} = 0 \quad (2.149)$$

A partir da Eq. (2.149) é possível determinar a solução para a T_0 , por meio de um processo iterativo, quando todas as demais variáveis são conhecidas. Esse processo, denominado de avaliação multitemperatura, permite uma determinação mais acurada da T_0 [52]. Caso todos os resultados de $K_{Jc(i)}$ correspondam a uma única temperatura (i.e., T_0 estimada via método da temperatura única), a Eq. (2.149) passa a ser simplificada expressa pela Eq. (2.147e), uma vez que essa equação nada mais é do que um caso especial da Equação (2.149).

É importante ressaltar que, inicialmente, a escolha do nível de probabilidade de falha P_f , dada pelas Eqs. (2.138) e (2.141), para a definição da Curva Mestra era opcional de forma que na literatura [50,171,173] podem ser encontradas expressões exponenciais associadas a dois níveis de probabilidade de falha ($P_f = 63,2$ e 50%). Uma delas refere-se justamente à Eq. (2.146) cuja probabilidade de falha de $63,2\%$ está associada ao parâmetro de escala normalizado ($K_0 - K_{min}$) [i.e., $F(K_0) = 0,632$]. A escolha desse nível de probabilidade deve-se, em parte, à simplicidade do cálculo estatístico, uma vez que o expoente se torna unitário. Outro valor conveniente refere-se à probabilidade acumulada de falha de 50% cujo valor representa a mediana da distribuição de Weibull. Assim, caso a Curva Mestra seja baseada nesse nível de probabilidade (50%), tem-se que a T_0 passa a ser definida como a temperatura na qual a tenacidade à fratura mediana, $K_{Jc(med)}$, é equivalente a $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, conforme expressão a seguir

$$K_{Jc(med)} = 30 + 70\exp[0,019(T - T_0)] \quad (2.150)$$

de forma que a Eq. (2.150) é facilmente obtida a partir da substituição da Eq. (2.146) na Eq. (2.138) associada a uma $P_f = 0,5$ utilizando-se os valores de $\alpha_K = 4$ e $K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Já a relação entre os parâmetros $K_{Jc(med)}$ e K_0 pode ser obtida pela Eq. (2.138) associada a uma $P_f = 0,5$ é dada por

$$K_{Jc(med)} = (K_0 - K_{min})[\ln(2)]^{1/4} + K_{min} \quad (2.151)$$

A Eq. (2.150) também pode ser obtida de forma ainda mais simples a partir da substituição da Eq. (2.151) na Eq. (2.146). Assim, uma vez estimado o valor de K_0 pelo MMV, conforme Eq. (2.147e), o mesmo é inserido na Eq. (2.151) de forma que a T_0 calculada pelo método da temperatura única é dada por

$$T_0 = T - \left(\frac{1}{0,019} \right) \ln \left[\frac{K_{Jc(med)} - 30}{70} \right] \quad (2.152)$$

Independentemente da escolha da equação para o cálculo da T_0 [i.e., Eq. (2.146) ou (2.150)], ainda que os coeficientes da Eq. (2.146) sejam arredondados [i.e., $31 \approx 10/(\ln 2)^{1/4} + 20$ e $77 \approx 70/(\ln 2)^{1/4}$] a diferença esperada entre os valores de T_0 é praticamente desprezível, o que torna cálculo da T_0 ainda mais versátil. De acordo com McCabe et al. [174], a norma E1921 emprega a Eq. (2.150) devido ao fato da curva gerada demonstrar visualmente bem a igualdade da dispersão dos dados de tenacidade acima e abaixo da curva mestra, o que em termos práticos torna-se ainda mais vantajoso para se ter uma ideia geral do comportamento dos dados.

Com base em todas as considerações feitas até o presente momento, a dependência da tenacidade à fratura, referente a corpos de prova 1T, em função da temperatura na RTDF descrita pela Curva Mestra pode ser expressa para quaisquer níveis de probabilidade por meio da seguinte expressão

$$K_{Jc(P_f)} = 20 + \{11 + 77 \exp[0,019(T - T_0)]\} \left[\frac{25,4}{B_{(nT)}} \right]^{1/4} \left(\ln \frac{1}{1 - P_f} \right)^{1/4} \quad (2.153)$$

em que $0 \leq P_f < 1$. Assim, uma vez conhecida a T_0 , a curva de tenacidade à fratura na RTDF pode ser determinada para diferentes níveis de probabilidade de falha bem como para corpos de prova de diversas espessuras. Da forma como a Curva Mestra está representada pela Eq. (2.153), para corpos de prova 1T, a curva de tenacidade associada a uma probabilidade de falha de 50% faz com que a Eq. (2.153) seja simplificada para a Eq. (2.150), enquanto que as curvas associadas uma probabilidade de 5% ($P_f = 0,05$) e 95% ($P_f = 0,95$) são dadas, respectivamente, por

$$K_{Jc(0,05)} = 25,2 + 36,6 \exp[0,019(T - T_0)] \quad (2.154a)$$

$$K_{Jc(0,95)} = 34,5 + 101,3 \exp[0,019(T - T_0)] \quad (2.154b)$$

A fim de avaliar a metodologia da Curva Mestra, publicada inicialmente como análise exploratória [171], os trabalhos subsequentes [50,51,172], os quais também incluem o uso de corpos de prova subsize [51–56], validaram esse procedimento para diversos tipos de aços estruturais ferríticos dando fortes subsídios à publicação em 1997 de um procedimento normatizado pela ASTM sob a designação de E1921. A partir da sua consolidação, a MCM passou a integrar o escopo do código ASME (Seção III e Seção XI) e de procedimentos de avaliação de integridade estrutural (API 579-1/ASME FFS-1, BS7919) e que, até o presente momento, vem sendo extensivamente estudada e atualizada visando incorporar não somente melhorias no procedimento de avaliação da T_0 , mas, também, sanar atuais limitações associadas ao uso de corpos de prova cada vez menores.

2.5.4 Fatores que influem na T_0

Conforme já abordado nas seções anteriores, sabe-se que diversos fatores podem afetar as condições de triaxialidade ao longo da frente de trinca e, portanto, os valores de tenacidade à fratura frágil por clivagem (J_c , K_{Jc} , δ_c). No que diz respeito à metodologia da curva mestra, alguns limites (e.g., M , a/W , T , Δa_p , etc.) são previamente estabelecidos a fim de assegurar valores de tenacidade independentes da dimensão e da geometria do corpo de prova (i.e., valores medidos em condições SSY) e que sejam representativos do micromecanismo de clivagem associado à estatística do elo mais fraco.

Os principais fatores que podem afetar os valores de tenacidade e, conseqüentemente, a T_0 estão frequentemente relacionados às variáveis de ensaio (T , dK/dt), aos aspectos dimensionais (B , a/W) e geométricos [SE(B), C(T), PCVN] dos corpos de prova e até mesmo às heterogeneidades microestruturais (linhas de segregação, bandejamento microestrutural) desenvolvidas ao longo da espessura do componente em decorrência do processo de fabricação do material.

Dentre os fatores mencionados acima, os aspectos dimensionais e geométricos têm recebido considerável atenção ao longo dos últimos anos, pois estão associados ao fenômeno da perda de restrição plástica na ponta da trinca o qual é responsável por promover um aumento aparente nos valores de tenacidade. O efeito direto da perda de restrição consiste em uma diminuição acentuada na T_0 , o que gera estimativas de T_0 muito pouco conservadoras e, portanto, uma avaliação de tenacidade pouco representativa das reais condições de integridade

do equipamento. Essa questão torna-se ainda mais importante no contexto da avaliação de integridade do VPR, uma vez que a presença de trincas contidas na parede desses equipamentos configura-se na maioria das vezes em um problema que envolve uma condição elevada de restrição plástica à frente da ponta da trinca. Devido à grande responsabilidade estrutural do VPR e aos seus potenciais danos em decorrência de uma inesperada falha frágil, é mandatório nos códigos de projeto (e.g., código ASME Seção III Apêndice G [211]) postular uma trinca (e.g., uma trinca axial semi-elíptica na superfície interna do costado do VPR), submetida a níveis de carregamento condizentes com as reais condições operacionais, a fim de assegurar a prevenção de fratura frágil sob uma condição crítica de carregamento.

Conforme abordado na Seção 2.2.4, o modo de carregamento afeta significativamente o nível de triaxialidade do campo de tensões à frente da trinca. Embora a norma E1921 preconize o uso de corpos de prova cujo ligamento remanescente ($b = W - a$) seja submetido essencialmente a esforços flexionais, tais como as geometrias C(T) e SE(B) (i.e., corpos de elevada restrição plástica), análises numéricas [26] e experimentais [52,227] demonstram a existência de diferenças de restrição em tais geometrias que potencialmente podem afetar os valores de T_0 . Petti e Dodds [26] demonstram que mesmo a baixos níveis de deformação (e.g., $M > 400$), diferenças de até 10% entre os valores de K_{Jc} obtidos em corpos de prova C(T) e SE(B) podem ser encontrados, o que corrobora as diferenças da ordem de 8~10 °C encontradas nos valores de T_0 medidos experimentalmente em tais geometrias por Tregoning e Joyce [227]. Diferenças ainda maiores podem ser encontradas nas estimativas da T_0 feitas a partir de ensaios em geometrias PCVN [52,54,228,229]. As diferenças observadas entre os valores da T_0 estimados a partir de geometrias C(T) e PCVN podem variar em uma ampla faixa. A título de exemplo podem ser citados os resultados de tenacidade à fratura obtidos a partir do programa HSSI (*Heavy-Section Steel Irradiation*) conduzido pelo ORNL (*Oak Ridge National Laboratory*) [208] responsável por medir a T_0 da região soldada (*HSSI Weld 72W*) do costado (*beltline*) de um reator PWR (*Pressurized Water Reactor*). Conforme reportado pela Comissão Reguladora Nuclear americana [229], o valor obtido para a T_0 a partir de um banco de dados com mais de 200 corpos de prova PCVN foi 21 °C inferior ao seu correspondente valor medido a partir de 35 corpos de 1T-C(T). Wallin et al. [54], ao avaliarem a aplicabilidade de geometrias PCVN de diversas seções transversais $B \times W$ (10x10; 5x10; 5x5; 3x4 mm²) constataram uma diferença de aproximadamente 8°C entre os valores da T_0 obtidos a partir das geometrias C(T) e PCVN, sendo a T_0 da geometria C(T) mais conservativa. Outros exemplos podem ser encontrados no documento técnico TECDOC 1435

da AIEA (Agência Internacional de Energia Atômica) [228] onde é possível encontrar diferenças da ordem de 22 °C entre os valores de T_0 , referentes ao aço A533 Grau B Classe 1, medidos a partir de geometrias PCVN e C(T). Inúmeros outros casos relatados na literatura também podem ser consultados em [52].

Um dos principais objetivos dos trabalhos desenvolvidos ao longo dos últimos anos [45,52,128,129,141] consiste em corrigir os dados de K_{Jc} para quaisquer níveis de perda de restrição com o intuito de remover o viés geométrico e dimensional introduzido nos valores da T_0 . A fim de mitigar os efeitos geométricos sobre a T_0 , Ruggieri et al. [128] propuseram um limite de deformação que é aproximadamente duas vezes mais rigoroso do que o atual limite da E1921 ($M = 30$), mas ainda assim bem menos restritivo em relação às primeiras recomendações [58,97]. As análises realizadas por Ruggieri et al. [128] indicam uma pronunciada perda de restrição na medida em que o limite de deformação dos corpos de prova se aproxima do valor definido na E1921, resultado em uma estimativa T_0 dependente da dimensão do corpo de prova. Em contrapartida, para um limite definido por $M = 50$, a diminuição na T_0 devido à perda de restrição é inferior a 8 °C. Joyce e Tregoning [129] propuseram uma solução paliativa com o intuito de mitigar os efeitos da perda de restrição sobre o valor da T_0 . Para isso, Joyce e Tregoning [129] recomendaram um acréscimo de 15 °C sobre o valor da T_0 determinada a partir da geometria PCVN. Embora esse ajuste apresente um caráter prático, há inúmeros casos em que o viés na T_0 é superior a 15 °C, o que torna esse critério nem sempre apropriado.

Uma das estratégias utilizadas para mitigar os efeitos de perda de restrição tem sido a realização de ensaios em corpos de prova PCVN em temperaturas inferiores à temperatura T_0 [53,55]. Entretanto, na medida em que T se aproxima do PIE, os efeitos estatísticos associados ao princípio do elo mais fraco e à iniciação da trinca deixam de ser dominantes de forma que a dispersão nos dados de tenacidade deixa de ser bem descrita pela distribuição de Weibull triparamétrica [vide Eq. (2.141)]. Na prática, isso significa que a faixa de temperatura para corpos de prova de menores dimensões (e.g., PCVN) deve ser muito mais estreita a fim de fornecer dados aceitáveis para a estimativa de uma T_0 confiável. Ao validarem a MCM para corpos de prova PCVN de monitoramento semelhantes aos utilizados por Wallin [54], Valo et al. [56] demonstram que a temperatura de ensaio mais apropriada para os PCVN's está compreendida em uma faixa de temperatura mais estreita definida por $-50\text{ °C} \leq T - T_0 \leq -20\text{ °C}$. A faixa de temperatura associada ao valor limite de tenacidade corrigido para cada temperatura desse intervalo, $K_{Jc(lim)} = \sqrt{Eb_o\sigma_{ys}M^{-1}/(1-\nu^2)}$, define uma “janela de

validade” dentro da qual os resultados válidos de tenacidade podem ser obtidos, conforme representação esquemática da Figura 2.37.

Figura 2.37 – Representação esquemática da “janela de validade” da curva mestra

Fonte: Adaptado de Wallin et al. [54]

As dimensões dos corpos de prova afetam a janela de validade ao deslocar para baixo a curva definida pelo limite de deformação $M = 30$. Uma vez que a maioria dos dados de tenacidade devem estar contidos entre os limites de tolerância de 5 e 95%, fica evidente que a determinação de resultados válidos para corpos de prova PCVN torna-se difícil, podendo ficar ainda mais difícil quando associada a uma faixa mais estreita de temperatura.

No atual cenário da indústria nuclear, o aumento no valor de M é uma solução impraticável, pois tende a censurar uma quantidade relativamente grande de dados de tenacidade, exigindo, em contrapartida, um maior número de corpos de prova de monitoramento em um cenário onde a sua disponibilidade e facilidade de acesso é um fator limitante para uma análise mais robusta. Portanto, essa limitação associada a uma quantidade relativamente grande de dados censurados pode inviabilizar a estimativa de uma T_0 confiável.

Ainda que os corpos de prova PCVN apresentem uma pronunciada perda de restrição, o seu uso tem despertado grande interesse, uma vez que tal geometria é extensivamente utilizada nos programas de monitoramento da indústria nuclear. A partir desses corpos de prova é que se torna possível determinar e monitorar a FIN diretamente por meio de ensaios

de tenacidade à fratura, em vez de se utilizar estimativas indiretas de tenacidade à fratura por meio de correlações com ensaios de impacto. O seu uso intensivo deve-se, em parte, à limitação de espaço disponível nas cápsulas de monitoramento, o que favorece a sua inserção, armazenamento e a sua manipulação.

Paralelamente aos efeitos mencionados acima sobre a T_0 , fatores metalúrgicos como a presença de segregações também podem afetar o valor da T_0 . Ao contrário da perda de restrição que tende a promover uma diminuição na T_0 , a presença de inclusões tende a promover um aumento no valor da T_0 devido ao seu efeito de fragilização sobre os valores de tenacidade.

Viehrig et al. [230] avaliaram a influência da heterogeneidade microestrutural e da presença de segregação sobre os valores de tenacidade ao impacto Charpy-V (E_{CVN}) e à fratura frágil por clivagem (K_{Jc}). Para isso, Viehrig et al. [230] seccionaram uma chapa laminada de aço A533 Grau B Classe 1 com 225 mm de espessura, ao longo de 20 camadas nas mais variadas espessuras, a fim de comparar as propriedades de tenacidade medidas em corpos de prova extraídos na direção T-L próximos à superfície e ao centro da chapa. Embora o aço seja constituído de uma microestrutura essencialmente bainítica, os resultados de tenacidade indicaram uma forte influência da posição de retirada do corpo de prova em relação à espessura. De modo geral, tanto as temperaturas de transição dúctil-frágil medidas nos ensaios Charpy associadas aos níveis de 28, 41 e 68 J (T_{CVN}^{28J} , T_{CVN}^{41J} , T_{CVN}^{68J}) quanto a T_0 aumentaram a partir da superfície em direção ao centro da chapa. Análises metalográficas revelaram que a microestrutura próxima às superfícies da chapa era constituída por bainita inferior e martensita, enquanto na região mais central da chapa a microestrutura era composta predominantemente por bainita superior. De acordo com Viehrig et al. [230], os baixos valores de K_{Jc} medidos na região central da chapa deve-se possivelmente à presença de inclusões à frente da ponta da trinca. Viehrig et al. [230] também destacam a elevada dispersão nos dados de K_{Jc} medidos no interior da chapa, de forma que alguns dos valores de K_{Jc} extrapolaram os intervalos de tolerância de 5 e 95% estabelecidos pela E1921.

Além disso, os resultados de tenacidade obtidos por Viehrig et al. [230] deixaram evidente a influência da temperatura de ensaio e, consequentemente, do número de dados cesurados de K_{Jc} sobre a T_0 . De modo geral, os ensaios realizados em PCVN's (com 20% de *side grooves*) a temperaturas inferiores à suposta T_0 inicialmente prevista pela E1921 [$T_{0(CVN)} = T_{CVN}^{28J} - 50\text{ °C}$], resultaram em valores de K_{Jc} significativamente inferiores aos valores obtidos em temperaturas relativamente maiores à temperatura $T_{0(CVN)}$, resultando em

valores consideravelmente mais elevados de T_0 . Dessa forma, os resultados evidenciaram que a recomendação da E1921 tende a fornecer valores relativamente conservadores de T_0 .

Além dos fatores mencionados acima, uma outra variável que afeta consideravelmente a tenacidade à fratura na RTDF e, portanto, o valor da T_0 está relacionada à taxa de carregamento definida por dK/dt (ou, alternativamente, por $\dot{K}$) e comumente expressa em $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}/\text{s}$. Baseando-se em evidências experimentais e até mesmo em relatos históricos de falhas na indústria, as fraturas frágeis, caracterizadas por elevadas taxas de propagação da trinca, geralmente são precedidas por uma elevada taxa de carregamento. Dentro do contexto nuclear, esse tipo de falha pode surgir em decorrência de transientes térmicos responsáveis por induzir elevados gradientes térmicos associados a elevadas tensões num curto intervalo de tempo, tais como os ocorridos em casos de choque térmico pressurizado (PTS). Logo, ao se postular um eventual incidente ocasionado por PTS, é prudente e racional pressupor uma falha ocasionada por uma rápida propagação da trinca. Portanto, para que uma metodologia de avaliação de integridade estrutural possa ser considerada robusta e confiável, é imprescindível levar em consideração os efeitos dinâmicos ocasionados pelas elevadas taxas de carregamento na tenacidade à fratura do material.

Baseando-se em um extenso banco de dados de tenacidade à fratura proveniente principalmente de aços de vaso de pressão, Wallin [231] propôs uma relação empírica entre a taxa de carregamento, dK/dt , e a variação da temperatura de referência, ΔT_0 , dada pela seguinte expressão

$$(T_{0,X}^{est} - T_{0,1}) = \frac{T_{0,1} \ln\left(\frac{dK}{dt}\right)}{\Gamma_{ZH} - \ln\left(\frac{dK}{dt}\right)} \quad (2.155a)$$

em que $T_{0,1}$ é a temperatura de referência (em °K) medida em condições de carregamento quase-estático para $\dot{K} = 1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}/\text{s}$ e Γ_{ZH} é uma função empírica, baseada no parâmetro da taxa de deformação modificada pela temperatura de Zener-Holloman dada por

$$\Gamma_{ZH} = 9,9 \exp \left[\left(\frac{T_{0,1}}{190} \right)^{1,66} + \left(\frac{\sigma_{ys}}{722} \right)^{1,09} \right] \quad (2.155b)$$

em que σ_{ys} é a tensão de escoamento (em MPa) medida ou estimada na temperatura ambiente para taxas de carregamento quase-estática ($\sim 10^{-6}$ a 10^{-4} mm/mm/s).

O trabalho realizado por Joyce [232] foi um dos primeiros a demonstrar que a MCM poderia ser igualmente bem aplicada aos ensaios de tenacidade à fratura realizados sob carregamentos dinâmicos ($dK/dt = 0,08; 1,25; 7,0 \times 10^4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$). Os resultados de tenacidade (K_{Jc}) foram obtidos a partir de corpos de prova PCVN's, extraídos de uma chapa de aço ASTM A515 Grau 70, ensaiados em diversas temperaturas e sob diferentes taxas de carregamento. Os valores de T_0 calculados a partir dos resultados de K_{Jc} obtidos em condições dinâmicas ($T_{0,X}^{est}$) indicaram um aumento sistemático em relação ao valor da T_0 calculado sob carregamento quase-estático ($dK/dt = 0,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$). A título de exemplo, para a temperatura de ensaio igual a 40°C , o desvio na T_0 ($\Delta T_0 = T_{0,X}^{est} - T_0$) associado a uma taxa de $0,080 \times 10^4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ foi da ordem de 35°C [$\Delta T_0 = 11,7 - (-23) = 34,7^\circ\text{C}$].

Devido ao fato da T_0 ser comprovadamente dependente da taxa de carregamento, a norma E1921 estabelece uma faixa para a taxa de carregamento definida por $0,1 < dK/dt < 2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ a fim de não incorporar os efeitos dinâmicos sobre o valor da T_0 . Essa faixa define as condições quase-estáticas de carregamento. A norma ainda permite ensaios a taxas inferiores a $0,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ contanto que os efeitos ambientais sejam desprezíveis a fim de evitar possíveis interferências nas medições da tenacidade e, consequentemente, sobre a T_0 .

Hernández et al. [233], ao avaliarem o efeito da taxa de carregamento na T_0 obtida em um aço ASTM A533 Grau B Classe 1, também constataram que os valores de K_{Jc} para taxas mais elevadas ($\dot{K} = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$) eram inferiores aos valores obtidos para taxas inferiores a $2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$, ocasionado em maiores valores de T_0 , conforme resultados apresentados na Tabela 2.3.

Tabela 2.3 – Resumo dos resultados de tenacidade e dos parâmetros da curva mestra

T ($^\circ\text{C}$)	K_0 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	$K_{Jc(\text{med})}$ $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	$\dot{K}$ $\text{MPa}\sqrt{\text{m/s}}$	T_0 ($^\circ\text{C}$)	σ_{T_0} ($^\circ\text{C}$)	N	r
-60	115	107	0,1	-73,6	6,4	13	8
-70	120	111					
-60	94	88	1,0	-63,3	5,4	13	11
-70	106	99					
-60	92	86	10,0	-50,3	5	13	13
-70	88	82					

Fonte: Modificada de Hernández et al. [233]

Observa-se também que para taxas mais elevadas de carregamento, o número de resultados experimentais de K_{Jc} válidos tende a ser maior. Hernández et al. [233] destacam ainda que as curvas carga-deslocamento referentes às maiores taxas de carregamento apresentam um menor deslocamento e uma não linearidade menos pronunciada, conferindo um aspecto mais frágil para o seu comportamento. Além disso, a relação empírica proposta por Wallin [231], Eq. (2.55a), mostrou-se capaz de prever relativamente bem o ΔT_0 no regime de carregamento quase-estático ($0,1 - 2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$). Na Tabela 2.3, o termo σ_{T_0} corresponde ao desvio padrão da estimativa de T_0 o qual incorpora o tamanho da amostra e as incertezas experimentais. De acordo com a ASTM E1921-19 [33], σ_{T_0} é dado por

$$\sigma_{T_0} = \sqrt{\frac{\beta^2}{r} + \sigma_{exp}^2} \quad (2.156)$$

em que β é o fator de incerteza associado ao tamanho da amostra, r o número de dados não censurados utilizado para o cálculo da T_0 e σ_{exp} a contribuição das incertezas experimentais de forma que o valor de $\sigma_{exp} = 4$ caso as práticas de calibração são seguidas. Detalhes a respeito da escolha valor apropriado de β podem ser consultados na ASTM E1921-19 [33].

Embora seja interessante determinar as faixas de taxas de carregamento previstas para as aplicações da usina nuclear, Yoon et al. [223] demonstra que mesmo em um evento mais severo de PTS, a taxa de carregamento é ainda relativamente pequena, sendo da ordem de $1,3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$ (i.e., taxa de carregamento quase-estática). No entanto, para fazer uma avaliação conservadora, assume-se que a taxa máxima de carregamento antecipada nos eventos PTS é da ordem de $10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$.

Com base em todas essas considerações, um dos objetivos deste trabalho é desenvolver um procedimento experimental por meio do uso de corpos de prova PCVN a partir de novas configurações não padronizadas de ensaio visando mitigar os efeitos da perda de restrição sobre as estimativas da T_0 .

3 PROCEDIMENTO NUMÉRICO-EXPERIMENTAL

Devido ao caráter numérico-experimental do presente estudo, a metodologia científica é convenientemente dividida em métodos computacionais (Seção 3.1) e métodos experimentais (Seção 3.2). Inicialmente são abordados os procedimentos computacionais utilizados na modelagem computacional das configurações de corpos de prova de tenacidade à fratura e na solução das análises numéricas elasto-plásticas. Posteriormente, é feita uma descrição do material bem como da metodologia experimental utilizada na caracterização de algumas propriedades metalúrgicas, mecânicas e de tenacidade à fratura. Ênfase especial é dada ao procedimento de avaliação experimental e tratamento estatístico dos valores de tenacidade à fratura expressos em termos da integral J por tratar-se do cerne da proposta deste estudo.

3.1 MÉTODOS COMPUTACIONAIS

Esta seção descreve detalhadamente a matriz de análise e os procedimentos numéricos, por meio do método dos elementos finitos, utilizados nas análises elasto-plásticas em condições de deformação plana para a determinação das trajetórias J - Q e dos fatores plásticos adimensionais η_p e rotacionais (r_p). As análises são centradas na geometria SE(B) e nas suas variações de configuração (i.e., nas variações de geometria em termos das razões a/W , S/W e no modo de carregamento por flexão) associadas a diferentes propriedades mecânicas (i.e., variações no comportamento ao encruamento em termos da razão E/σ_{ys}), conforme matriz de análise abordada na próxima seção. O intuito dessas análises é fornecer um embasamento teórico, que justifique a composição da matriz de análise experimental abordada na Seção 3.2.4, bem como os parâmetros (e.g., η_p , m , r_p) necessários para a determinação experimental dos valores de tenacidade à fratura a partir de configurações não padronizadas, incluindo configurações PCVN não convencionais.

A escolha da matriz das análises numéricas é sustentada pelas análises das trajetórias J - Q que são previamente realizadas em relação aos ensaios de tenacidade à fratura, a fim de avaliar os potenciais efeitos de geometria (a/W e S/W) e de carregamento (flexão 3P e 4P) sobre o nível de restrição plástica desenvolvida à frente da trinca. Uma vez definida a matriz de análise, procedimentos numéricos subsequentes baseados na metodologia η são realizados para a determinação do fator η_p que correlaciona o trabalho plástico (A_p) realizado

sobre o corpo de prova à componente plástica da integral J (J_p). Detalhes adicionais desse procedimento podem ser consultados em [67,234]. Dessa forma, é fornecido um novo conjunto de fatores η_p a ser utilizado no cálculo dos valores de tenacidade à fratura, dados em termos da integral J e pelo seu correspondente parâmetro $CTOD$ ou δ , medidos experimentalmente em termos das curvas carga-deslocamento. A determinação desses fatores é realizada a partir da interpretação energética da integral J (i.e., definida como a taxa de dissipação de energia local) em sólidos elasto-plásticos contendo imperfeições ou descontinuidades estruturais do tipo trinca. Procedimentos numéricos complementares baseados no método da tangente, porém não menos importantes em relação às análises anteriores, também fornecem um novo conjunto de fatores r_p para a determinação do $CTOD$ baseado no modelo da rótula plástica, o qual é normatizado pela BS 7448-1-91 [118], a fim ampliar a aplicabilidade dos corpos de prova não convencionais a outros protocolos de ensaios (e.g., BS 7448-1, ISO 12135) e procedimentos de avaliação de criticidade de defeitos.

A seguir, é apresentada a matriz de análise que compõem as diferentes geometrias e modos de carregamento utilizados na construção dos modelos dos corpos de prova e nas análises elasto-plásticas em condições de deformação plana.

3.1.1 Matriz de análise numérica

As análises numéricas por Método dos Elementos Finitos (MEF) são conduzidas em corpos de prova de tenacidade à fratura do tipo SE(B) em configurações padronizadas e não padronizadas, os quais são submetidos à flexão em 3 pontos (3P) e 4 pontos (4P) para diferentes distâncias entre apoios (S/W) e diferentes comprimentos de trinca (a/W). Os parâmetros geométricos a , W e S representam, nesta ordem, o comprimento da trinca, a largura do corpo de prova e a distância entre os apoios utilizados no carregamento por flexão em 3 e 4 pontos. Esse último parâmetro dimensional, também simplificada e denominado de *span*, corresponde à principal variável geométrica utilizada nas análises numéricas.

A configuração padronizada utilizada na matriz de análise refere-se à geometria SE(B) com trinca profunda definida por $a/W = 0,5$ a qual é flexionada em 3 pontos a uma distância fixa entre apoios definida por $S/W = 4$. Essa configuração é convencionalmente utilizada nas normas padronizadas de ensaios de tenacidade à fratura (e.g., ASTM E1820-18 [67], BS 7448-1-91 [118], ISO 12135-16 [235]). Já as configurações não padronizadas incluem as

geometrias SE(B) com os mais variados comprimentos de trinca submetidas à flexão em 3 e 4 pontos a diferentes distâncias entre apoios ($S/W = 4, 6$ e 8). Ênfase especial é dada à geometria solicitada em 3 pontos, Fig. 3.1(a), devido justamente ao seu uso rotineiro nas avaliações experimentais de tenacidade à fratura. Consequentemente, o presente estudo pode fornecer subsídios aos atuais protocolos de ensaios ao ampliar as possibilidades para a determinação experimental da integral J e do parâmetro $CTOD$ a partir de configurações SE(B)-3P associadas a diferentes distâncias entre apoios definidas na faixa $4 \leq S/W \leq 8$. Embora a configuração de ensaio por flexão em 4 pontos ainda não faça parte dos procedimentos padronizados de ensaios de tenacidade à fratura, a sua utilização pode ter implicações potencialmente interessantes no comportamento da tenacidade à fratura por clivagem, uma vez que esse modo de carregamento produz um momento fletor com tensões cisalhantes nulas. Dessa forma, essas análises também podem contribuir para os esforços na padronização de procedimentos de tenacidade à fratura que requerem o uso de corpos de prova SE(B) submetidos à flexão em 4 pontos. A configuração SE(B)-4P está representada na Fig. 3.1 (b) em que D representa a distância interna entre os roletes de aplicação da carga a qual é definida por $D = S/2$. Maiores detalhes sobre as particularidades associadas aos modos de carregamento por flexão em 3 e 4 pontos podem ser consultados na referência [164].

As configurações dos modelos, numericamente analisados pelo código de elementos finitos WARP3D [236], bem como os principais parâmetros dimensionais dos modelos (a , B , W , S , D) estão esquematicamente representadas na Figura 3.1.

Figura 3.1 – Configurações parametrizadas dos modelos representativos dos corpos de prova de tenacidade à fratura analisados numericamente por flexão em (a) 3 pontos e (b) 4 pontos

Por se tratar de análises conduzidas em condições de deformação plana, a espessura dos modelos esquematicamente ilustrados na Fig. 3.1 é unitária ($B = 1$ mm). Além das variações geométricas ($a/W = 0,1 - 0,8$ com incrementos de 0,1 e $S/W = 4; 6; 8$) e dos modos de carregamento (3P e 4P), as análises são conduzidas variando-se as propriedades mecânicas ($E/\sigma_{ys} = 300, 500$ e 800) em termos de diferentes níveis de encruamento ($n = 20, 10$ e 5), totalizando 144 análises independentes. Todas essas informações estão detalhadamente indicadas na matriz de análise representada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Matriz das análises numéricas

Corpo de Prova (Geometria)	Modo de Carregamento (Flexão)	S/W (-)	n (-)	a/W (-)
SE(B)	3P	4; 6; 8	5; 10; 20	0,1 – 0,8
SE(B)	4P	4; 6; 8	5; 10; 20	0,1 – 0,8

3.1.2 Modelagem dos corpos de prova pelo método dos elementos finitos

A modelagem 3-D em estado plano de deformação, por meio do método dos elementos finitos (MEF) das diversas configurações dos corpos de prova submetidos à flexão 3P e 4P definidas anteriormente na matriz de análise indicada na Tabela 3.1, é realizada a partir do software MSC Patran®.

Embora a espessura dos modelos seja unitária ($B = 1$ mm), devido à condição de deformação plana das análises numéricas, a seção transversal ($B \times W$) de todos os modelos SE(B) que compõem a matriz de análise possui razão de aspecto convencional $W = 2B$ de forma que a largura dos modelos é baseada na espessura de referência cujo valor nominal é de 1 polegada (i.e., 1T de forma que $W = 2B = 50,8$ mm). A partir dessas considerações, os modelos possuem as seguintes dimensões: (1) geometrias 3P com $S/W = 4$ ($S = 203,2$ mm), 6 ($S = 304,8$ mm) e 8 ($S = 406,4$ mm) e (2) geometrias 4P com $S/W = 4$ ($S = 203,2$ mm), 6 ($S = 304,8$ mm) e 8 ($S = 406,4$ mm) que possuem um *span* interno equivalente a $D = S/2$ ($D = 101,6$ mm, $152,4$ mm e $203,2$ mm, respectivamente). Os modelos em elementos finitos para todas as geometrias de corpos de prova analisadas

envolvem diversos comprimentos de trinca os quais são compreendidos na faixa $0,1 \leq a/W \leq 0,8$ com incrementos de trinca equivalentes a 0,1, conforme indicado na Tabela 3.1.

Na Figura 3.2 estão ilustrados os modelos em elementos finitos dos corpos de prova SE(B) 3P e 4P, ambos com $a/W = 0,5$, construídos para as análises numéricas em condições de deformação plana. Na presente investigação, uma característica necessária para obter descrições numéricas dos campos de tensões na ponta da trinca que sejam precisas e, ao mesmo tempo, sensíveis às perturbações introduzidas pela deformação plástica localizada é o uso de uma malha altamente refinada próxima à ponta da trinca constituída de elementos numericamente eficientes, tais como os elementos isoparamétricos 3-D de 8-nós. Detalhes da formulação desse elemento podem ser consultados no manual do WARP3D [236]. O uso de uma malha pouco refinada, a partir de elementos muito grandes, pode gerar resultados imprecisos ao reduzir os valores de tensão à frente da trinca, principalmente para baixos níveis de carregamentos. Por esse motivo, os modelos 3-D utilizados neste estudo possuem o nível requerido de refinamento de malha a fim de resolver com precisão as tensões na ponta da trinca e, assim, caracterizar igualmente bem os deslocamentos nodais na região de dominância J durante a deformação.

Baseando-se em uma estrutura de malha semelhante às utilizadas em análises anteriores [234], a construção dos modelos envolve a utilização de uma configuração de malha convencional, a qual é altamente refinada nas proximidades da ponta da trinca e possui anéis focais centrados ao redor dessa região. A modelagem da ponta da trinca envolve a introdução de um pequeno raio, ρ_0 , utilizado para simular o seu arredondamento inicial, processo esse experimentalmente observado em corpos de tenacidade à fratura, e facilitar o cálculo das tensões e deformações nas imediações da ponta da trinca. Na modelagem adota-se um raio de curvatura igual a $2,5 \mu\text{m}$ ($\rho_0 = 0,0025 \text{ mm}$), conforme indicado pelos detalhes da Fig. 3.2, a fim de melhorar a convergência da solução numérica a baixos níveis de deformação. Análises numéricas previamente realizadas por Ruggieri e colaboradores [234,237] revelam que esta configuração de malha garante uma resolução detalhada dos campos tensão-deformação, a qual é necessária para uma avaliação numérica precisa dos valores da integral J medidos nos mais variados níveis de carregamento. Para que o comportamento dos campos tensão-deformação das diversas configurações de corpos de prova da matriz de análise possa ser dado apenas em função dos fatores geométricos, do modo de carregamento e das diferentes propriedades mecânicas, as características da malha e o seu nível de detalhamento na ponta da trinca são essencialmente os mesmos em todos os modelos analisados.

Devido às condições de simetria da geometria SE(B) em relação ao ligamento remanescente da trinca ($b = W - a$), as análises são conduzidas utilizando-se somente metade do modelo numérico de espessura unitária ($B = 1$ mm) a partir do uso de condições de contorno apropriadas (e.g., restrição translacional na direção x , $u = 0$, imposta em todos os nós do plano de simetria (i.e., em $b = W - a$). O modelo convencional SE(B) de camada unitária, levando-se em consideração a condição de simetria em relação ao ligamento remanescente, possui, aproximadamente, de 1200 a 1400 elementos hexaédricos tridimensionais de 8 nós e por volta de 2700 a 3000 nós sobre os quais são impostas restrições de deslocamentos na direção z ($w = 0$) para assegurar condições de estado plano de deformação. A solicitação mecânica nos modelos é conduzida impondo deslocamento sobre o nó mais externo do ligamento remanescente, a partir de deslocamentos incrementais, para garantir uma melhor convergência das análises numéricas, principalmente nos instantes finais de carregamento, conforme setas indicadas na Figura 3.2. Embora a solicitação não envolva o uso de roletes de contato tal como no procedimento experimental, experiências numéricas previamente realizadas indicam que os resultados obtidos por carregamento imposto mediante o controle de deslocamento são essencialmente equivalentes aos obtidos pelo procedimento de contato definido pela modelagem de um rolete rígido.

Figura 3.2 – Representação em elementos finitos dos modelos utilizados nas análises numéricas em condições de deformação plana representativos da geometria SE(B) com $a/W = 0,5$ solicitada em (a) 3 pontos e (b) 4 pontos

(b)

Fonte: Adaptado de Fractus 2D [151]

Embora não seja objeto de estudo, é interessante mencionar o uso particular da geometria C(T) trinca profunda ($a/W = 0,6$) nas análises numéricas das trajetórias J - Q . Por se tratar de uma geometria que desenvolve um elevado nível de restrição plástica, o uso restrito dessa geometria é exclusivamente para fins de comparação com as diferentes configurações SE(B). Dessa forma, além da análise quantitativa dos níveis de restrição plástica avaliados pelas trajetórias J - Q , é possível avaliar qualitativamente qual configuração SE(B) tende a contribuir para uma condição de maior triaxialidade a fim de mitigar os efeitos de perda de restrição plástica comumente observados em corpos de prova de pequenas dimensões solicitados por flexão, tais como os corpos de prova PCVN.

Deve-se mencionar também o uso do modelo MBL em estado plano de deformação (EPD), modelo representativo da placa infinita contendo uma trinca estacionária, para a determinação da solução de referência SSY, a qual é utilizada na determinação numérica das trajetórias J - Q , conforme abordagem discutida mais adiante na Seção 3.1.5. Neste caso, a modelagem em elementos finitos é baseada em uma malha convencional com anéis focais na região da trinca, conforme ilustrada na Figura 3.3.

Para assegurar uma região de limitada plasticidade na ponta da trinca, tal como propõe o modelo MBL [71], é necessário dimensionar um raio externo, R , suficientemente grande a fim de assegurar uma relação $R_p < R/20$, em que R_p é o raio da zona plastificada na ponta da trinca. Além disso, os deslocamentos $[u_1(r, \theta)$ e $u_2(r, \theta)]$ do campo singular elástico em Modo I são impostos no limite do domínio de forma que os valores de K sejam

suficientemente baixos a fim de contribuir para a limitação da zona plástica no interior do domínio.

Figura 3.3 - Representação em elementos finitos do modelo MBL com campos de deslocamentos (u_1 e u_2) obtidos da solução elástica-linear $K\mathcal{T}$

Fonte: Fractus 2D [151]

De forma análoga aos corpos de prova de fratura, a modelagem da ponta da trinca do modelo MBL de espessura unitária ($B = 1$ mm) também adota um raio de curvatura igual a $2,5 \mu\text{m}$ ($\rho_0 = 0,0025$ mm), conforme detalhe da Figura 3.3. Devido à simetria em relação ao ligamento remanescente, o domínio circular se reduz ao modelo de um semicírculo de camada unitária o qual contém 2000 elementos 3-D isoparamétricos de 8 nós e aproximadamente 4000 nós. A malha é escalada geometricamente a fim de concentrar os elementos e os nós próximos à ponta da trinca. Assim como no modelo SE(B), o EPD no modelo MBL é garantido a partir da restrição de deslocamento na direção do eixo z normal ao plano x_1 - x_2 ($w = 0$) imposto em cada nó da malha. Detalhes da formulação *boundary layer* podem ser consultados no trabalho pioneiro de Rice e Tracey [140]. Deve-se ressaltar também que as análises numéricas desses modelos são conduzidas para diferentes níveis de encruamento ($n = 5, 10$ e 20) a fim de garantir a correspondência com as análises numéricas das diversas configurações de corpos de prova SE(B). A seguir é feita uma breve abordagem da relação constitutiva elasto-plástica, responsável por descrever o comportamento mecânico do material, implementada nas análises numéricas.

3.1.3 Modelo constitutivo elasto-plástico

O modelo constitutivo elasto-plástico aplicado nas análises numéricas é baseado na Teoria Incremental da Plasticidade (*Flow Theory of Plasticity*) associada ao critério de escoamento estabelecido por von Mises (i.e., início do escoamento se dá a partir do momento em que o segundo invariante (jacobiano) do tensor desviador de tensões, J_2 , atinge um valor crítico) em condições de pequenas deformações (comumente denominado por SGC – *Small Geometry Change*). Dessa forma, as soluções numéricas são baseadas em um modelo elástico não linear cuja resposta tensão verdadeira uniaxial ($\bar{\sigma}$) vs. logaritmo da deformação verdadeira ($\bar{\epsilon}$) pode ser matematicamente expressa pela seguinte relação de potência

$$\frac{\bar{\epsilon}}{\epsilon_0} = \frac{\bar{\sigma}}{\sigma_0} ; \epsilon \leq \epsilon_0 \quad (3.1a)$$

$$\frac{\bar{\epsilon}}{\epsilon_0} = \alpha \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_0} \right)^n ; \epsilon > \epsilon_0 \quad (3.1b)$$

em que σ_0 e ϵ_0 correspondem, respectivamente, a tensão e a deformação de referência, cujos valores são comumente definidos no ponto de escoamento para um *offset* de 0,2%, e n definindo como o expoente de encruamento (também definido pelo inverso do coeficiente angular da relação $\bar{\sigma}$ vs. $\bar{\epsilon}$ em escala logarítmica), responsável pela resposta não linear das tensões fora da superfície inicial de escoamento de von Mises. A Equação (3.1a) descreve a resposta elástica-linear da lei de Hooke para as tensões delimitadas pela superfície de escoamento e a Eq. (3.1b), referenciada como modelo de R&O [98], a resposta para as tensões fora dessa superfície. Conforme já visto na Seção 2.1.2.3, o índice n representa o expoente de Ramberg-Osgood, n_{RO} , e é responsável por quantificar a capacidade de endurecimento e o consequente aumento de resistência mecânica do material mediante processo de deformação plástica.

As soluções numéricas, referentes as análises em elementos finitos das diferentes configurações da geometria SE(B), consideram as propriedades mecânicas que englobam as mais variadas classes de aços estruturais tipicamente usadas em vasos de pressão e dutos. A matriz de análise envolvida nas soluções numéricas está descrita na Tabela 3.2. Os valores das constantes elásticas, definidas pelo módulo de elasticidade longitudinal (E) e pelo coeficiente de Poisson (ν), utilizadas nas análises são dados por $E = 206 \text{ GPa}$ e $\nu = 0,3$.

Tabela 3.2 - Propriedades constitutivas utilizadas nas análises numéricas por elementos finitos

Capacidade de Encruamento	n (—)	σ_{ys} (MPa)	E/σ_{ys} (—)
Alta	5	258	800
Média	10	412	500
Baixa	20	687	300

Observa-se que a faixa das propriedades mecânicas reflete a tendência ascendente do limite de escoamento à medida que o coeficiente de encruamento aumenta (ou, em outras palavras, à medida que a capacidade de encruamento diminui). Essa tendência, que representa o comportamento característico dos aços estruturais ferríticos, pode ser visualizada graficamente na Fig. 3.4 a partir do modelo constitutivo elasto-plástico de Ramberg-Osgood.

Figura 3.4 - Curvas tensão verdadeira uniaxial ($\bar{\sigma}$) vs. deformação verdadeira ($\bar{\epsilon}$) para diferentes níveis de encruamento empregadas nas análises numéricas

A avaliação das relações J -CTOD, as quais são descritas na Seção 2.1.3.4, requer a especificação da tensão de resistência à tração, σ_{uts} , para determinar a tensão de fluxo do material, $\sigma_{flux} = (\sigma_{ys} + \sigma_{uts})/2$. Para cada conjunto de propriedade do material (E/σ_{ys} e n),

σ_{uts} é determinado usando uma relação conveniente entre as propriedades de fluxo e o coeficiente de encruamento [193] conforme Equação (3.2)

$$\sigma_{uts} = \sigma_{ys} \left[\frac{(500/n)^{1/n}}{\exp(1/n)} \right] \quad (3.2)$$

Conforme será visto nas próximas seções, as soluções numéricas das análises elasto-plásticas em condições de deformação plana são obtidas mediante o uso do código de elementos finitos são obtidas mediante o uso do código de elementos finitos WARP3D [236]. A seguir são descritas as etapas necessárias para a realização das análises numéricas, as quais obedecem a uma sequência metodológica lógica.

3.1.4 Determinação numérica da integral J

As análises numéricas são conduzidas para a determinação de novos conjuntos de fatores plásticos η_p e r_p , os quais são utilizados na determinação experimental dos valores de tenacidade à fratura expressos em termos da integral J e do parâmetro $CTOD$, respectivamente. Além disso, essas análises permitem avaliar o comportamento dos campos de tensões à frente da trinca, definido pelas trajetórias J - Q , para cada configuração de ensaio de tenacidade à fratura e, conseqüentemente, estabelecer uma correlação com as principais observações experimentais pertinentes ao comportamento à fratura de cada configuração de ensaio de tenacidade analisada. No entanto, a realização dessas análises exige, previamente, a determinação numérica da integral J para cada condição identificada na matriz de análise numérica, conforme Tabela 3.1.

O modelo constitutivo implementado no WARP3D, tanto para a teoria das pequenas deformações (SGC – *Small Geometry Change*) como para a teoria associada a grandes deformações (LGC – *Large Geometry Change*), segue a formulação da teoria da plasticidade J_2 . Baseando-se na demonstração da independência do caminho local de J sobre um contorno inicial Γ definido no limite $\Gamma \rightarrow 0^+$, o valor local da taxa de dissipação de energia mecânica, expressa pela integral J , em pontos ao longo da frente de uma trinca estacionária e submetida a um carregamento monotônico é dada por [236]

$$J = \lim_{\Gamma \rightarrow 0} \int_{\Gamma} \left(\mathcal{W} n_1 - P_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial X_1} n_j \right) d\Gamma \quad (3.3)$$

em que Γ representa um contorno fechado definido sobre um plano normal à frente da trinca na configuração inicial não deformada e que se inicia na face inferior e termina na face superior da trinca, n_j é o vetor normal ao contorno Γ que atua direção divergente, $\mathcal{W}$ denota a densidade de energia de deformação por unidade de volume não deformado, P_{ij} e u_i são as componentes cartesianas do tensor de tensões (assimétricas) de Piola-Kirchhoff e dos deslocamentos no sistema de coordenadas ortogonais definido na frente da trinca. Para condições de deformação plana e tensão plana, associadas a uma resposta elástica não linear e aos critérios das pequenas deformações, a Eq. (3.3) simplifica a integral J estabelecida por Rice [16] a qual é caracterizada por ser independente do caminho global. Além disso, sob condições restritas ao escoamento em pequena escala (SSY), J define a amplitude da singularidade dos campos HRR. Dentro desse contexto, a rotina implementada no WARP3D calcula numericamente a integral J expressa pela Eq. (3.3) por meio de um procedimento baseado na integração de domínio [238,239] que fornece valores médios de J ao longo da espessura e mantém uma forte independência do caminho para domínios específicos definidos fora da região altamente deformada localizada adjacente à ponta da trinca (i.e., na zona de processo de fratura dúctil, R_{ZPFD} , ou zona de grandes deformações). Além disso, esses valores numéricos mostram-se muito próximos aos valores experimentais da integral J determinados por meio da metodologia η [67]. Assim, pode-se garantir que os valores numéricos de J podem ser convenientemente utilizados como um parâmetro robusto da força motriz média definida localmente ao longo da frente de trinca.

Na metodologia numérica utilizada nas análises, a cada incremento de deslocamento, o procedimento de integração do domínio fornece um valor médio da integral J a partir do qual a sua componente plástica, J_p , é avaliada. Deve-se salientar que nas análises aqui descritas, o valor de J obtido refere-se a um valor médio ao longo da espessura, embora a espessura dos modelos seja unitária; isto é, $B = 1$ mm. Por meio de procedimentos distintos de análise do domínio de integração contido no WARP3D é possível definir o método para cálculo de J ao longo da frente de trinca. O método automático, por exemplo, define um ou mais domínios para a investigação da independência de domínio dos valores de J calculados numericamente. Esses domínios são definidos pelos anéis de integração que circundam a ponta da trinca, sendo que o primeiro domínio (*Ring 1*) é constituído pelos elementos incidentes nos nós

frontais da trinca. Esse conjunto de nós define o *blunt* da trinca. Já o segundo domínio de integração (*Ring 2*) é definido pelos elementos que circundam os elementos adjacentes à ponta da trinca (i.e., elementos do *Ring 1*), e assim sucessivamente para os demais anéis de integração. Para mais detalhes recomenda-se consultar o item 4.4.9 da Seção 4.4 do manual do WARP3D [236]. Uma vez definido o método e o domínio de integração, deve-se selecionar a função usada para avaliar o valor de J ao longo de uma posição específica na frente de trinca. Por exemplo, há funções que determinam os valores de J com base nos nós periféricos da frente de trinca (e.g., *function type a* calcula J no plano de simetria enquanto a *function type c* calcula J na superfície livre). Há também uma função que determina os valores de J com base nos nós internos da frente de trinca (*function type b*). No entanto, o procedimento aqui utilizado é baseado em uma função (*function type d*) que contabiliza um valor médio de J através da espessura para uma frente de trinca reta ou levemente curvada. Uma vez estabelecido o procedimento para o cálculo de J , o WARP3D fornece os valores de J para cada incremento de carregamento cujas componentes elástica (J_e) e plástica (J_p) podem ser determinadas com o auxílio do Fractus 2D [151].

3.1.5 Determinação das trajetórias J - Q

Após a determinação numérica da integral J , conforme procedimento descrito na seção anterior, é possível caracterizar o nível de restrição plástica à frente da ponta da trinca associado a cada incremento de carregamento. A descrição dos campos de tensões próximos à ponta da trinca por meio das trajetórias J - Q requer a solução numérica da Eq. (2.71) apresentada na Seção 2.2.3. Conforme evidenciado explicitamente pela Eq. (2.71), além da solução numérica dos campos de tensões desenvolvidos nos corpos de prova de fratura (*Finite Body* - FB) de interesse, a determinação das trajetórias J - Q também requer a solução dos campos de referência SSY (abordados nas Seções 2.2.2 e 2.2.3) definidos modelo da placa infinita (*Modified Boundary Layer* - MBL). Deve-se salientar que as trajetórias J - Q aqui descritas fornecem a distribuição das tensões atuantes no plano da trinca ($\theta = 0$).

Os campos SSY são obtidos a partir de soluções numéricas do modelo MBL em condições de deformação plana. Nesse modelo, a região plástica na ponta da trinca é limitada a uma pequena fração do raio de dominância de forma que $R_p < R/20$, sendo R_p a dimensão do raio da zona plástica na ponta da trinca. Dessa forma, o comportamento assintótico do

campo das tensões elásticas atuantes próximas à ponta da trinca pode ser descrito pelos dois primeiros termos da expansão elástica-linear de Williams [13], conforme Eq. (2.57a) apresentada na Seção 2.2.2. Nesse contexto, as soluções numéricas para os diferentes níveis de deformação, expressos em termos de $K_I = \sqrt{EJ(1 - \nu^2)}$, são geradas impondo deslocamentos dados pela Eq. (2.58) no contorno circular externo que delimita a trinca ($R = r$, conforme indicado na Fig. 3.3) e que está sob a influência do campo singular elástico definido pelo modo I de deformação. Uma vez determinados os valores das tensões de abertura (referente ao modo I de deformação) fornecidos pelos modelos dos corpos de prova, $(\sigma_{yy})_{FB}$, (vide Tabela 3.1) e pela solução de referência do modelo MBL, $(\sigma_{yy})_{SSY}$, o parâmetro Q , adimensionalizado pela tensão de escoamento (σ_{ys}), pode ser calculado pela diferença de tais valores, conforme Equação (2.71). Devido ao extenso banco de dados das análises numéricas, a determinação do parâmetro Q para cada nível de deformação é convenientemente realizada por meio do software Fractus-2D [151], o qual permite de modo eficiente traçar as trajetórias J - Q das diversas análises 3D.

Os valores de σ_{yy} e Q são calculados para diferentes níveis de carregamento a uma distância normalizada e pré-definida em relação à ponta da trinca, $r/(J/\sigma_0) = 2$, que corresponde a aproximadamente 4 vezes a dimensão do $CTOD$ [115]. Dessa forma, a análise das tensões σ_{yy} se dá a uma distância suficientemente longe da ponta da trinca, para evitar os potenciais efeitos do seu arredondamento (*blunting*) sobre os campos de tensões na região de interesse, e, ao mesmo tempo, microestruturalmente significativa em relação ao mecanismo de fratura operante. Embora as análises aqui descritas tenham sido realizadas em condições de pequenas deformações (SGC), dependendo do tipo de análise, recomenda-se utilizar formulações para não linearidade geométrica (LGC) a fim de levar em consideração os efeitos da intensa concentração de deformação desenvolvida à frente da trinca e, assim, obter uma descrição mais realística das tensões próximas a essas zonas altamente plastificadas (deformações finitas). Entretanto, conforme já demonstrado por inúmeros estudos numéricos [57,127], análises feitas fora da zona do *blunting* indicam que os valores das tensões de abertura para as condições SGC e LGC convergem para valores muito similares. Consequentemente, as análises SGC se mostram altamente adequadas para o presente estudo, ao mesmo tempo que eliminam as possíveis dificuldades numéricas relacionadas à convergência dos modelos altamente refinados empregados nas análises. Também é interessante notar que, uma vez que o parâmetro Q quantifica a diferença relativa entre as tensões no corpo de prova (*Finite Body* - FB) e na placa infinita (*Modified Boundary Layer* -

Na análise da Figura 3.5, ϕ_e é definido como o coeficiente angular correspondente à região elástica da curva carga-deslocamento (P - V ou P - Δ). Essa constante elástica corresponde à rigidez elástica que, de maneira alternativa, pode também ser definida como o inverso da flexibilidade elástica ($\phi_e = E = C^{-1}$). Já os termos V_e^k e V_p^k correspondem, respectivamente, às componentes elástica e plástica do deslocamento definido em termos do CMOD referente ao k -ésimo nível de carregamento e, de modo similar, Δ_e^k e Δ_p^k as componentes elástica e plástica dadas em termos de LLD. Conforme esquematizado na Fig. 3.5, a área total sob a curva P - V referente ao k -ésimo nível de carregamento, A_t^k , pode ser convenientemente separada por suas frações elástica, A_e^k , e plástica, A_p^k . Para maiores detalhes sobre metodologia de integração numérica empregada por estimar essas áreas, recomenda-se consultar o manual do Fractus 2D [151].

A análise não linear executada pelo WARP3D [236] para o cálculo de J é feita a partir de carregamentos incrementais (*load step*) previamente estabelecidos na rotina de análise. Assim, é possível associar uma curva P -(V ou Δ) para cada *load step*, conforme Figura 3.5. Essa curva refere-se justamente à resposta dos deslocamentos nodais e das forças nodais impostas a cada nó do modelo do corpo de prova. Com o auxílio do Fractus 2D [151], é possível determinar precisamente os deslocamentos e as forças de reação nos nós de interesse (i.e., nos nós que definem o CMOD e o LLD) e, assim, estabelecer as curvas P vs. V ou P vs. Δ bem como a área total para diversos incrementos de carga. No caso da geometria SE(B), esses nós correspondem aos nós de referência indicados na Figura 3.6.

Figura 3.6 – Representação dos nós de referência para a construção das curvas P vs. V e P vs. Δ

Fonte: Fractus 2D [151]

Conforme indicado na Figura 3.6, o nó utilizado para a definição do LLD na geometria SE(B) é definido aproximadamente no ponto médio do ligamento remanescente [em torno de $\approx 0,4(W - a) \sim 0,5(W - a)$]. A escolha dessa posição é para evitar a influência de deslocamentos espúrios da região de aplicação do carregamento, seja por controle de carga, seja por controle de deslocamento. É importante também ressaltar que a especificação do nó de referência é feita com o intuito de eliminar deslocamentos espúrios associados à compressão do corpo de prova, uma vez que tais deslocamentos não devem ser introduzidos na determinação do deslocamento da linha de carga (LLD).

Para cada nível de carregamento, o WARP3D fornece um valor numérico de J calculado pela Eq. (3.3) para um dado nível de carregamento, J^k , e domínio específico de integração (i.e., em um dado anel de integração). Já o Fractus 2D processa automaticamente os valores numéricos de J^k fornecendo as componentes elástica, J_e^k , e plástica, J_p^k , de J^k . Nesse contexto, para um determinado nível de força motriz sobre a trinca (carregamento local expresso em termos de J) correspondente ao k -ésimo nível de carga (carregamento global imposto sobre o corpo de prova), o fator η pode ser determinado por meio da definição proposta por Sumpter e Turner [21], vide Eqs. (2.87) e (2.108) da Seção 2.3.3, conforme Equação (3.4a)

$$\eta_J^k = \frac{J_p^k B b}{A_p^k} \quad (3.4a)$$

Uma vez que, para um dado *load step*, a área plástica definida pelo CMOD, A_p^{CMOD} , difere da área plástica definida pelo LLD, A_p^{LLD} , por consequência, os fatores η_J também diferem entre si. Logo, faz-se necessário designá-los apropriadamente como η_J^{CMOD} e η_J^{LLD} , conforme as seguintes expressões

$$\eta_J^{k(LLD)} = \frac{J_p^k B b}{A_p^{k(LLD)}} \quad (3.4b)$$

$$\eta_J^{k(CMOD)} = \frac{J_p^k B b}{A_p^{k(CMOD)}} \quad (3.4c)$$

Os resultados dos fatores η_J^{CMOD} e η_J^{LLD} são fornecidos a partir de uma rotina de análise, implementada no Fractus 2D, baseada na metodologia η , Eq. (3.4), associada a um método de regressão linear indicado na Figura 3.7.

Figura 3.7 – Representação esquemática do procedimento numérico baseado no método dos mínimos quadrados utilizado na obtenção dos fatores η_J

Fonte: Adaptado de Fractus 2D [151]

Observa-se na Figura 3.7 que a regressão linear dos valores de η_J^k exclui aqueles para os quais os valores de carregamento, definidos em termos de J , derivam de uma área plástica $A_p < \mathfrak{B}(A_e + A_p)$, em que $\mathfrak{B} = 0,1$. Detalhes adicionais desse procedimento podem ser consultados no manual do Fractus 2D [151].

3.1.7 Determinação do parâmetro adimensional m da relação J - $CTOD$

O coeficiente de proporcionalidade m pode ser obtido a partir da relação estabelecida entre o parâmetro $CTOD$ e a integral J . Ao contrário da integral J , a qual é calculada pelo WARP3D [236], os valores do parâmetro $CTOD$ são determinados por meio de rotinas específicas implementadas no software Fractus 2D [151]. Nesse caso, é possível calcular o $CTOD$ a partir de dois métodos distintos: método do intercepto a 90° (δ_{90° , ou método do intercepto a 45° cujo $CTOD$ é representado por δ_{45°) e método da tangente (δ_t), conforme

representação esquemática da Figura 3.8. O parâmetro δ_{90° (o qual equivale a $2\delta_{45^\circ}$ devido à condição de simetria em relação ao plano da trinca) pode ser determinado simplesmente por meio da intersecção entre a reta que parte a 45° da ponta da trinca e o perfil deformado do flanco da trinca, conforme Figura 3.8. No entanto, devido à dificuldade em se estabelecer um ponto de intersecção adequado sobre a região do *blunting* da trinca (i.e., em uma região fortemente deformada), a rotina numérica implementada no Fractus 2D [151] permite estimar uma reta média representativa do perfil deformado da trinca, conforme ilustrado na Figura 3.8. Dessa forma, a medida de $\delta_{90^\circ}/2$ passa a ser definida pela distância entre a linha neutra paralela ao plano da trinca (eixo x) e o ponto de intersecção definido no cruzamento entre a reta média e a reta definida a 45° a partir da ponta da trinca. Detalhes do procedimento numérico podem ser consultados na referência [151].

Já o método da tangente define o *CTOD* (δ_t) como a distância vertical entre a ponta original da trinca e a abertura da boca trinca a qual é definida pela intersecção de uma reta tangente aos flancos da trinca (i.e., a mesma reta média utilizada na definição do δ_{90°) com um eixo vertical cuja origem é estabelecida na ponta original da trinca (eixo y), conforme ilustrado na Figura 3.8. Com base nessas definições, observa-se que a medida $\delta_t/2$ é ligeiramente inferior à medida $\delta_{45^\circ}/2$.

Figura 3.8 – Representação esquemática dos métodos do intercepto a 45° e da tangente utilizados nos cálculos numéricos do parâmetro *CTOD*

Fonte: Adaptado de Fractus 2D [151]

A fim de manter consistência com os fundamentos metodológicos da relação J - δ [115], a qual é empregada pela ASTM E1820-18 [67] para estimar valores de δ a partir de medições experimentais de J , os valores de $CTOD$ das relações J - δ determinadas para as diversas configurações da matriz de análise (vide Tabela 3.1) são obtidos pelo método do intercepto a 45° , conforme ilustrado esquematicamente na Figura 3.8.

Sob condições de escoamento em larga escala, é possível demonstrar a existência de uma forte relação entre a integral J e o parâmetro δ_{90° , a qual se mantém ao longo de uma ampla faixa de carregamento, de forma que essa relação sob condições LSY [115,122] pode ser dada aproximadamente pela Equação (3.5)

$$\delta_{90^\circ}^k = \frac{J^k}{m\sigma_0} \quad (3.5)$$

em que m é o parâmetro adimensional que correlaciona o valor total de J e o valor total de δ e é fortemente dependente do nível de encruamento [67,122], σ_0 a tensão de referência que, neste caso, refere-se à tensão de fluxo (σ_{flux}) definida pela média aritmética entre a tensão de escoamento (σ_{ys}) e a tensão de resistência à tração (σ_{uts}). Dessa forma, para cada nível de carregamento, é possível correlacionar o valor de J^k ao valor de $\delta_{90^\circ}^k$ determinado a partir da intersecção entre a reta média do perfil deformado dos flancos da trinca (obtida pela regressão linear das coordenadas nodais deformadas) e as duas retas ortogonais com origem na ponta da trinca (i.e., pelas linhas que partem da ponta da trinca com uma inclinação de 45° em relação à linha de simetria do plano da trinca).

3.1.8 Determinação do fator rotacional plástico r_p

Determinados procedimentos utilizados para estimar o $CTOD$ a partir dos registros de carga e $CMOD$ de corpos de prova homogêneos, tal como a BS 7448-1 [118], avaliam tal parâmetro por meio da sua decomposição nas parcelas elástica (δ_e) e plástica (δ_p). No caso da geometria SE(B) tal procedimento pode ser expresso por

$$\delta_{tot} = \delta_e + \delta_p \quad (3.6a)$$

$$\delta_{tot} = \left[\frac{PS}{BW^{3/2}} f\left(\frac{a}{W}\right) \right]^2 \frac{1}{2\sigma_{ys}E'} + \frac{r_p(W-a)V_p}{r_p(W-a) + a + z} \quad (3.6b)$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{1}{2}} \left\{ 1,99 - \left(\frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left[2,15 - 3,93\left(\frac{a}{W}\right) + 2,7\left(\frac{a}{W}\right)^2 \right] \right\}}{2 \left[1 + 2\left(\frac{a}{W}\right) \right] \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \quad (3.6c)$$

em que V_p é a componente plástica do *CMOD* (V), z é a altura do porta *clip gage* (em que $z = 0$ caso o *clip gage* seja acoplado diretamente na superfície do corpo de prova) e r_p o fator rotacional plástico. O fator rotacional plástico r_p deriva do modelo da rótula plástica [116,118] e define a posição relativa (aparente) do centro de rotação do ligamento remanescente da trinca durante os esforços flexionais. Dentro desse contexto, a componente plástica do *CTOD* (δ_p) é obtida a partir da consideração de que os segmentos, definidos pelo plano de simetria da trinca, rotacionam em torno de uma rótula plástica localizada no ligamento remanescente, conforme ilustrado esquematicamente na Fig. (2.16) apresentada na Seção 2.1.3.3. Como a abordagem se baseia na suposição de uma rotação de corpo rígido em torno de um ponto de articulação, ela pode ser estendida, de maneira relativamente simples, para as configurações SE(B) definidas por maiores distâncias entre apoios (S/W) submetidas tanto a flexão por 3 quanto por 4 pontos.

Devido ao fato do modelo da rótula plástica ser baseado no *CTOD* estimado pelo modelo da tangente (δ_t), as estimativas do fator r_p para cada configuração de análise (vide Tabela 3.1) são baseadas no procedimento ilustrado anteriormente na Fig. 3.8, de forma que para cada nível carregamento P^k , é estimado um valor de *CTOD* (δ_t^k) em condições de deformação plana por meio do seguinte procedimento

$$\delta_p^k = \delta_{tot}^k - \delta_e^k \quad (3.7a)$$

$$\delta_p^k = \delta_{tot}^k - \left[\frac{P^k S}{BW^{3/2}} f\left(\frac{a}{W}\right) \right]^2 \frac{(1 - \nu^2)}{2\sigma_{ys}E} \quad (3.7b)$$

$$\delta_p^k = \frac{r_p^k(W-a)V_p^k}{r_p^k(W-a) + a + z} \quad (3.7c)$$

$$V_p^k = V^k - \frac{P^k}{\phi_e} = V^k - V_e^k \quad (3.7d)$$

Uma vez determinado o valor numérico de δ_{tot}^k , é possível calcular o valor δ_p^k a partir da Eq. (3.7b). Assim, para cada valor de δ_p^k é possível associar um valor de r_p^k o qual pode ser calculado a partir do rearranjo do Eq. (3.7c), conforme a seguinte expressão

$$r_p^k = \frac{\delta_p^k(a+z)}{(W-a)(V_p^k - \delta_p^k)} \quad (3.8)$$

É importante ressaltar que a avaliação da tenacidade à fratura para corpos de prova SE(B) flexionados em 4 pontos, SE(B)-4P, requer soluções acuradas para o fator de intensidade de tensão elástico em modo I, K_I . Dessa forma, a determinação da componente elástica tanto do parâmetro *CTOD* [calculada via metodologia da rótula plástica pela Eq. (2.46b) apresentada na Seção 2.1.3.3 ou pela Eq. (3.7b) da presente seção], quanto da integral *J* [calculada via metodologia eta pela Eq. (2.108) apresentada na Seção 2.3.3] requer a estimativa de um fator K_I apropriado ao modo de flexão por 4 pontos. Embora seja possível encontrar a solução do fator K_I no compêndio de fatores de intensidade de tensão [72], a solução para o fator K_I adotada bem como a metodologia numérica utilizada para a sua determinação está detalhadamente descrita no Apêndice A.

3.2 MÉTODOS EXPERIMENTAIS

Nesta seção é feita uma breve descrição do material utilizado neste estudo bem como dos procedimentos experimentais empregados na caracterização das propriedades mecânicas de tração e de tenacidade à fratura. Ênfase especial é dada ao procedimento utilizado na determinação e tratamento estatístico dos valores experimentais de tenacidade à fratura medidos em diversas configurações de ensaios envolvendo a geometria SE(B) e PCVN.

3.2.1 Material

O material utilizado neste estudo consiste em um aço estrutural de alta resistência e baixa liga (ARBL), microligado ao vanádio (V) e ao nióbio (Nb), classe ASTM A572 grau 50 (Tipo 5) [240] fornecido como uma chapa laminada a quente com espessura nominal de 31,50 mm. Os corpos de prova utilizados em todos os procedimentos experimentais são obtidos a partir dessa chapa cujas dimensões são 31,50x2440x12000 mm. Esse aço é tipicamente caracterizado por uma microestrutura ferrítica-perlítica. No caso da laminação convencional, a presença dos elementos de liga Nb e V confere um efeito combinado de endurecimento por precipitação e refino de grão, o qual promove diretamente um aumento na resistência mecânica do aço. A composição química do aço A572 Grau 50 está indicada na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 - Composição química especificada em norma do aço baixa liga ASTM A572

Percentual Máximo em Massa											
C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Nb	Outros
0,23	1,35 ¹	0,030	0,030	0,40 ^(a)	...	...	...	...	(b)	(b)	(b)

Fonte: Adaptado da norma [240]

⁽¹⁾ Para cada redução percentual de 0,01 do teor máximo de C, um aumento percentual de 0,06 acima do limite máximo é permitido desde que seja respeitado um limite máximo de 1,60 %.

^(a) Os valores limites variam de acordo com a espessura da chapa;

^(b) Para o tipo 1 (0,005-0,05% de Nb); para o tipo 2 (0,01-0,15% de V); para o tipo 3 (0,005-0,05% de Nb e 0,02-0,15% de V) sendo que Nb + V (0,02-0,15); para o tipo 5 (0,006-0,04 de Ti; 0,003-0,015 de N; com máximo de 0,015% de V).

3.2.2 Caracterização metalúrgica

A caracterização metalúrgica do aço ASTM A572 Grau 50 é realizada a partir da determinação da sua composição química e da identificação das fases e constituintes que compõe a sua microestrutura. Essa caracterização é de suma importância, uma vez que a ocorrência do fenômeno micromecânico da clivagem na região de transição dúctil-frágil em aços estruturais ferríticos está diretamente associada às características metalúrgicas do material, principalmente no que diz respeito à presença de partículas de segunda fase [e.g., carbeto de vanádio (VC), carbeto de nióbio (NbC), etc.] e inclusões não metálicas [e.g., sulfeto de manganês (MnS), óxido de alumínio (Al_2O_3), etc.) dispersas na matriz ferrítica.

3.2.2.1 Determinação da composição química

A determinação da composição química é realizada por meio da técnica de espectrometria de emissão óptica (OES, do inglês *Optical Emission Spectroscopy*). Essa técnica consiste na determinação do comprimento de onda característico, ou equivalentemente, da frequência da radiação característica emitida por cada elemento após a excitação da amostra metálica por meio de uma chama. Para a medição da composição química é utilizado um espectrômetro de emissão óptica da Marca ARL, modelo 3460. O procedimento da análise química é baseado nos requisitos da norma ASTM E1806 [241].

3.2.2.2 Análise metalográfica

O preparo das amostras do aço ASTM A572 Grau 50 para o ensaio metalográfico segue as diretrizes da norma ASTM E3-11[242]. A etapa inicial é dada a partir do corte de uma das metades fraturadas de um corpo de prova de tenacidade à fratura, conforme esquema ilustrado na Fig. 3.9(a). O corte dessa metade em três pequenos segmentos cúbicos, cada um com dimensões da ordem de 10x10x10 mm, é realizado com o auxílio de um disco de corte de precisão. Visando obter uma visão tridimensional da microestrutura, todos os segmentos são devidamente posicionados de forma que seja possível deixar em evidência uma face específica [representadas pelas cores azul, verde e vermelha na Fig. 3.9 (a)] para o preparo metalográfico. Em seguida, é realizado o processo de embutimento a quente com resina

sintética (baquelite) em uma única amostra com 50 mm de diâmetro. Após o embutimento, cada face passa por um processo automatizado de desbaste (lixamento) e acabamento (polimento), esse último necessário para a obtenção de uma superfície plana, reflexiva e isenta de riscos. O polimento fino é dado a partir de um abrasivo de pasta de diamante com granulometria de 1 μm . Por fim, o ataque químico é realizado com o reagente Nital em concentração de 2%. As micrografias são obtidas por meio de um microscópio óptico convencional.

Como parte complementar do procedimento de caracterização metalúrgica, é realizada uma quantificação de fase com o uso do software de tratamento de imagem AxioVision®. A determinação percentual da fase ferrítica e do constituinte perlítico é baseada na técnica do *Threshold*. A avaliação quantitativa de fase é realizada em aumentos de 200x sendo que, para cada face do cubo, são utilizadas 12 fotomicrografias. Deve-se ressaltar que, quanto maior for o aumento selecionado, maior deve ser o número de fotomicrografias necessárias para se obter uma quantificação de fase suficientemente representativa da microestrutura do material.

As três faces em posições distintas, conforme Fig. 3.9 (b), representam as vistas superior (indicada pela cor vermelha e pela letra D, *planar section*), frontal (indicada pela cor verde e pela letra F, *transverse section*) e lateral direita (indicada pela cor azul e pela letra E, *longitudinal section perpendicular to rolled surface*) de um cubo tridimensional que, por sua vez, ilustra esquematicamente a visão espacial da microestrutura da chapa laminada a quente.

Figura 3.9 – (a) Representação esquemática da retirada dos segmentos; (b) notação da ASTM E3 para a designação da posição da face de uma amostra utilizada no preparo metalográfico

Fonte: (b) Adaptado da ASTM E3-11 [242]

A montagem do cubo 3D, realizada por meio do software *Wolfram Mathematica*® [243] com ampliações de 100 até 1000X, visa destacar os efeitos do processo termomecânico de laminação sobre a morfologia e a orientação dos grãos na matriz ferrítica bem como ter uma percepção qualitativa das fases e constituintes presentes no aço. A terminologia empregada na identificação e classificação de fase e dos constituintes microestruturais do aço é baseada na classificação proposta pelo Comitê de Bainita do ISIJ¹⁵ (1992 *apud* [175]).

3.2.3 Caracterização mecânica

A caracterização mecânica é realizada pelos ensaios de tração e de tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy. A determinação das principais propriedades mecânicas na temperatura de interesse, principalmente a tensão de escoamento (σ_{ys}), é essencial para um cálculo mais acurado da tenacidade à fratura e consequente caracterização das distribuições de tenacidade avaliadas na RTDF. Visando explorar o comportamento mecânico mediante o ensaio de tração uniaxial e contribuir para a extensão do banco de dados da literatura, é feita uma caracterização da capacidade de encruamento do aço A572 tanto na temperatura ambiente quanto a baixa temperatura por meio da análise do procedimento da API 579 [193], o qual é simples e fornece uma estimativa antecipada da capacidade de encruamento do material quando se tem apenas os limites de escoamento e de resistência à tração disponíveis.

3.2.3.1 Ensaio de tração

Os ensaios de tração são realizados de acordo com as diretrizes da norma ASTM E8/E8M-16a (*Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*) [244]. No total são ensaiados 6 corpos de prova, os quais são extraídos e usinados, respectivamente, do centro da espessura e na direção transversal à direção de laminação da chapa de aço A572 Grau 50, conforme ilustra a Figura 3.10 (a). Desse total, 3 corpos de prova de dimensões reduzidas (i.e., dimensão *subsize* com diâmetro nominal de 6 mm) são ensaiados a baixa temperatura ($T = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$). Os demais corpos de prova, ensaiados a temperatura ambiente ($T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$), possuem dimensões padronizadas com diâmetro nominal de 12,5 mm. As

¹⁵ Atlas for Bainitic Microstructures Vol. 1, T. Araki, Chief Editor, ISIJ, Tokyo, 1992 *apud* Krauss [175]

geometrias e dimensões dos corpos de prova *subsize* e padronizado estão indicadas, respectivamente, nas Figuras 3.10 (b) e 3.10 (c).

Figura 3.10 - (a) *Layout* de extração dos corpos de prova; (b) corpo de prova de tração de dimensões reduzidas em mm; (c) corpo de prova de tração de dimensões padronizadas em mm

Todos os ensaios de tração são realizados em uma máquina de ensaio universal servo-hidráulica MTS com capacidade de carregamento de 250 kN. A medição do alongamento do corpo de prova é realizada por meio de um extensômetro acoplado a sua região útil de acordo com a ASTM E8/E8M-16a [244]. Em relação aos ensaios realizados em baixa temperatura, os corpos de prova são alocados no interior de uma câmara climática alimentada automaticamente por nitrogênio líquido até a completa estabilização da temperatura de interesse. Juntamente ao corpo de prova, é inserido um termopar tipo K para o registro da temperatura. Já a medição do alongamento é feita a partir de um extensômetro apropriado para operar em baixas temperaturas, conforme ilustrado na Figura 3.11.

Figura 3.11 – Ensaio de tração em baixa temperatura: (a) câmara climática (b) detalhe do *strain gage* e termopar, ambos acoplados ao corpo de prova

O objetivo dos ensaios de tração a baixa temperatura é determinar de forma mais acurada as propriedades mecânicas na temperatura em que os ensaios de tenacidade à fratura são realizados. Nesse caso, por recomendação da norma ASTM E1921-19 [33], os valores do limite de resistência ao escoamento, σ_{ys} , e do módulo de elasticidade longitudinal, E , obtidos a baixas temperaturas devem ser incorporados na expressão que limita a validade dos valores de tenacidade à fratura elasto-plástica no ponto de instabilidade, K_{Jc} , conforme discutido mais adiante na Seção (3.2.4.5). Ainda em relação ao valor do módulo de elasticidade longitudinal obtido a baixas temperaturas, o mesmo deve ser incorporado na expressão da componente

elástica da integral J , J_e , que também é abordada mais adiante na Seção (3.2.4.2). No entanto, devido à complexidade operacional em se determinar o módulo de elasticidade pelo ensaio de tração a baixa temperatura, a norma E1921 propõe uma expressão que permite ajustar o módulo de elasticidade dos aços ferríticos em função da temperatura praticada nos ensaios de tenacidade à fratura. Uma técnica alternativa comumente empregada para se avaliar o módulo de elasticidade com maior acurácia refere-se à técnica do ensaio não destrutivo por ultrassom (pulso-eco). Entretanto, por questões de limitação operacional, neste trabalho o ajuste do módulo de elasticidade é realizado simplesmente pela expressão recomendada pela E1921.

Na Tabela 3.4 estão indicados os valores mínimos especificados para os limites de resistência ao escoamento (σ_{ys}), à tração (σ_{uts}) e para o alongamento total (Al_t) após ruptura referente a 50 mm e a 200 mm (comprimento de referência).

Tabela 3.4 - Requisitos das propriedades mecânicas do aço baixa liga ASTM A572 Grau 50

Norma	σ_{ys}	σ_{uts}	$Al_t^{(1)}$ em 200	$Al_t^{(1)}$ em 50 mm
Grau do Aço	(MPa)	(MPa)	mm (%)	(%)
ASTM A572/A572M	345	450	18	21
FORNECEDOR	389,5	537,5	21,5	(-)

Fonte: Adaptado da norma [240]

⁽¹⁾ O valor mínimo depende da largura e/ou espessura da chapa.

Em vista das possíveis dificuldades operacionais em se avaliar as propriedades mecânicas dos aços estruturais ferríticos a baixas temperaturas, alguns trabalhos [245,246] e normas (e.g., ASTM E1921-19 [33], BS 7448-97 [247], JWES 2808-03 [248]) propõem expressões empíricas para estimar algumas dessas propriedades em função da temperatura. A título de exemplo, as expressões sugeridas para a correção do módulo de elasticidade em função da temperatura podem ser expressas por

- ASTM E1921-19 [33]: Aplicável para qualquer aço ferrítico

$$E = 204 - T/16 \quad (3.9a)$$

- IAEA-TECDOC-1435 [228]: Recomendado para aços de vasos de pressão empregados em reatores nuclear (e.g., A533B-1)

$$E = \frac{[1000E(20^\circ\text{C}) - (T - 20)87]}{1000} \quad (3.9c)$$

- Sokolov et al. [209]: Aços de vaso de pressão em geral

$$E = 192,520 - 66T \quad (3.9d)$$

sendo E fornecido em GPa e T expresso em $^\circ\text{C}$.

Já as expressões sugeridas para a correção do limite de resistência ao escoamento e à tração em função da temperatura podem ser representadas por

- ASTM E1921-19 [33]; BS 7448-2-97 [247]; Irwin [245];

$$\sigma_{ys} = \sigma_{ys}^{RT} + \frac{10^5}{(1,8T + 491)} - 189 \quad (3.10a)$$

- JWES 2808-03 [248]:

$$\sigma_{ys} = \sigma_{ys}^{RT} \exp \left\{ \left[8,48 \times 10^{-3} \left(\frac{\sigma_{ys}^{RT}}{E^{RT}} \right)^{-\frac{3}{2}} \right] \left(\frac{1}{T + 273} - \frac{1}{293} \right) \right\} \quad (3.10b)$$

$$\sigma_{uts} = \sigma_{uts}^{RT} \exp \left\{ \left[7,83 \times 10^{-3} \left(\frac{\sigma_{uts}^{RT}}{E^{RT}} \right)^{-\frac{3}{2}} \right] \left(\frac{1}{T + 273} - \frac{1}{293} \right) \right\} \quad (3.10c)$$

- IAEA-TECDOC-1435 [228]:

$$\sigma_{ys} = 490 + \frac{55555}{(T + 273)} - 189 \quad (3.10d)$$

- Server et al. [246]:

$$\sigma_{ys} = 6,895[73,62 - 0,0603T^* + (1,32 \times 10^{-4})(T^*)^2 - (1,16 \times 10^{-7})(T^*)^3] \quad (3.10e)$$

$$T^* = \left[T \left(\frac{9}{5} \right) \right] + 32 \quad (3.10f)$$

em que T^* é a temperatura em graus Fahrenheit ($^{\circ}\text{F}$) e T a temperatura em graus Celsius ($^{\circ}\text{C}$). Em relação às Eqs. (3.10e) e (3.10f), para estimar o valor do limite de resistência ao escoamento em uma dada temperatura, $\sigma_{ys_{estimado}}$, antes é necessário estimar o limite de escoamento na temperatura ambiente ($T \sim 20^{\circ}\text{C}$), $\sigma_{ys_{estimado}}^{RT}$, por meio das Eqs. (3.10e) e (3.10f). Para isso, basta resolver as Eqs. (3.10e) e (3.10f) para $T = 20^{\circ}\text{C}$. Uma vez estimado esse valor, $\sigma_{ys_{estimado}}^{RT}$, deve-se determinar a razão entre $\sigma_{ys_{estimado}}^{RT}$ e o valor medido experimentalmente na referida temperatura ambiente, $\sigma_{ys_{medido}}^{RT}$, de forma que

$$FE = \frac{\sigma_{ys_{medido}}^{RT}}{\sigma_{ys_{estimado}}^{RT}} \quad (3.10g)$$

em que FE é o fator de escala utilizado para corrigir todos os valores de escoamento em qualquer temperatura. Dessa forma, o escoamento estimado em qualquer temperatura pode ser convenientemente dado por $\sigma_{ys_{estimado}} = (FE)\sigma_{ys}$, em que σ_{ys} é o valor calculado pela Eq. (3.10e) para cada temperatura fornecida pela Equação (3.10f).

Em relação às expressões sugeridas pela E1921 para o cálculo de σ_{ys} e E na temperatura de interesse, Eq. (3.9a) e (3.10a), a validade de ambas fica restrita a faixa de temperatura definida por $-200^{\circ}\text{C} \leq T \leq 300^{\circ}\text{C}$. A E1921 propõe outras alternativas adicionais para o estabelecimento de σ_{ys} na temperatura de interesse. Além disso, deve-se enfatizar que a expressão para o ajuste de E , Eq. (3.9a), é obtida a partir do ajuste de inúmeros

valores tabulados de E , para diversas classes de aços ferríticos, contidos na Parte D da Seção II do código ASME.

Deve-se ressaltar que, embora as Eqs. (3.9a) – (3.10g) sejam aplicáveis de modo geral aos aços ferríticos, a escolha mais apropriada de qualquer uma dessas equações vai depender do tipo de aço (e.g., aço de vaso de pressão, aço estrutural comum, aço naval, etc.), grau, classe e das condições desse aço (e.g., irradiado, não irradiado) a fim de garantir uma estimativa mais realista do valor da propriedade mecânica de interesse. Além disso, é importante frisar que a Eqs. (3.10d) é mais comumente utilizada em aços aplicados a vasos de pressão, tais como o A533 Gr B Classe 1, A285 Gr A, A516 Gr 60 e A517.

Ainda que a realização dos ensaios a temperatura ambiente seja feita com o principal intuito de comprovar as especificações fornecidas pelo fabricante do aço, como análise complementar, é feita uma breve comparação entre os valores das propriedades mecânicas obtidos experimentalmente a baixa temperatura e os respectivos valores estimados pelas expressões mencionadas anteriormente.

Além da análise exploratória das expressões para a estimativa das principais propriedades mecânicas na temperatura de interesse, é também feita uma análise mais abrangente acerca de alguns dos principais métodos utilizados para estimar a capacidade de encruamento. Dentro desse contexto, a partir dos dados de limite de escoamento, σ_{ys} , e de resistência à tração, σ_{uts} , estimados nas curvas tensão-deformação de engenharia, σ vs. ε , obtidas na temperatura ambiente e em baixa temperatura, é possível obter uma estimativa da capacidade de encruamento do material para cada temperatura de ensaio a partir do procedimento analítico do Anexo E da API 579 (2016) [193] (antigo anexo F da versão 2007). Além de poder ser utilizado na estimativa numérica da integral- J , a determinação do nível de encruamento permite determinar as curvas tensão-deformação verdadeira ($\tilde{\sigma}$ vs. $\tilde{\varepsilon}$) baseadas no modelo de R&O por meio do procedimento da API 579 descrito a seguir. Assim, para a condição em que $0,02 \leq \sigma_{ys}/\sigma_{uts} \leq 1,0$, é possível estimar a curva analítica $\tilde{\sigma}$ vs. $\tilde{\varepsilon}$ a partir da seguinte equação

$$\tilde{\varepsilon} = \frac{\tilde{\sigma}}{E} + \left(\frac{\tilde{\sigma}}{H_{RO}} \right)^{\frac{1}{n_{RO}}} \quad (3.11a)$$

em que $\tilde{\varepsilon}$ define a deformação verdadeira, $\tilde{\sigma}$ a tensão verdadeira, E o módulo de elasticidade longitudinal na temperatura de interesse, n_{RO} e H_{RO} representam, respectivamente, o expoente

de encruamento e a constante do modelo de R&O. Esses parâmetros são obtidos a partir das seguintes expressões

$$n_{RO} = \frac{1 + 1,3495 \left(\frac{\sigma_{ys}}{\sigma_{uts}} \right) - 5,3117 \left(\frac{\sigma_{ys}}{\sigma_{uts}} \right)^2 + 2,9643 \left(\frac{\sigma_{ys}}{\sigma_{uts}} \right)^3}{1,1249 + 11,0097 \left(\frac{\sigma_{ys}}{\sigma_{uts}} \right) - 11,7464 \left(\frac{\sigma_{ys}}{\sigma_{uts}} \right)^2} \quad (3.11b)$$

$$H_{RO} = \frac{\sigma_{uts} \exp(n_{RO})}{n_{RO}^{n_{RO}}} \quad (3.11c)$$

Deve-se salientar que, em decorrência da forma pela qual se determina o expoente n_{RO} , o seu valor é o inverso do valor do expoente de R&O (n) apresentado na Seção 2.1.2.3 pela Equação (2.30) (i.e., $n_{RO} = 1/n$).

A partir da Eq. (3.11) é possível estimar o comportamento da curva $\tilde{\sigma}$ vs. $\tilde{\epsilon}$ experimental. Embora a Eq. (3.11) não consiga descrever a elongação do escoamento, ocasionada provavelmente pelo desenvolvimento e propagação das bandas de Lüders, o seu uso torna-se particularmente interessante nas situações para as quais não se dispõe de dados experimentais de carga e deslocamento obtidos no ensaio de tração uniaxial, mas somente do módulo de elasticidade e dos limites de escoamento e de resistência à tração.

3.2.3.2 Ensaio de tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy

Os ensaios de tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy são realizados de acordo com as diretrizes da norma ASTM E23 [249]. Como indicado na Figura 3.12 (a), os corpos de prova são extraídos no centro da espessura da chapa e a orientação adotada para a usinagem dos corpos de prova é a T-L (do inglês, *transverse-longitudinal*). As dimensões dos corpos de prova são baseadas na geometria padronizada tipo A (i.e., 55 mm de comprimento, seção transversal quadrada com 10 mm de lado e entalhe em V com 2 mm de profundidade, 45° de abertura e raio da raiz de 0,25 mm), conforme indicado na Figura 3.12(b). Para a realização dos ensaios é utilizado um pêndulo de impacto da marca Tinius Olsen®, modelo IT 406 com display digital, de capacidade de 406 Joules e velocidade de impacto de 5,5 m/s.

Figura 3.12 (a) *Layout* de extração dos corpos de prova CVN da chapa; (b) geometria do corpo de prova CVN

(a)

(b)

A curva de energia ao impacto Charpy-V é determinada a partir de um conjunto de 30 corpos de prova, no qual são ensaiados 3 corpos de prova por temperatura, totalizando 10 temperaturas distintas de ensaio: -66 , -56 , -42 , -25 , -15 , 0 , 10 , 27 , 50 e 66 $^\circ\text{C}$. A temperatura é controlada e registrada com uma precisão de ± 2 $^\circ\text{C}$ por meio de um termopar

tipo K, o qual é mantido em contato direto com a superfície do corpo de prova. Para os ensaios Charpy em baixa temperatura, o processo de resfriamento envolve a imersão dos corpos de prova em nitrogênio líquido no interior de uma caixa térmica. O controle da temperatura se dá pela posterior adição de álcool etílico absoluto no interior da caixa térmica até se atingir o equilíbrio térmico na temperatura desejável. Após a superfície do corpo de prova atingir a temperatura de ensaio, o tempo de estabilização adotado na mistura líquida é de 1 minuto por mm de espessura. Já para elevadas temperaturas, os corpos de prova são aquecidos em um forno elétrico tipo mufla e, após atingir a temperatura de interesse, os corpos de prova são mantidos no interior do forno nessa temperatura por aproximadamente 20 minutos para garantir a sua completa estabilização térmica.

O procedimento inicial para a determinação da curva Charpy-V envolve ensaios a baixas temperaturas, cuja finalidade é estabelecer a região de patamar inferior de energia (PIE). Uma vez bem definida essa região, o passo seguinte se dá a partir de ensaios a temperaturas relativamente superiores às temperaturas do PIE que visam determinar a região de transição dúctil-frágil, a qual é caracterizada por um elevado espalhamento nos dados de tenacidade ao impacto Charpy-V. É recomendável que o aumento de temperatura seja gradual e em pequenos intervalos (~ 10 a 15 °C), pois aumentos mais significativos, dependendo do tipo de aço, podem representar diretamente a região de patamar superior de energia (PSE). Nesse caso, a porção inferior da RTDF pode ser evidenciada pelos primeiros indícios de dispersão dos dados de tenacidade ao impacto. Conforme a temperatura de ensaio vai aumentando e se distanciando da RTDF; isto é, após uma varredura na RTDF, a tendência dos dados de tenacidade ao impacto é ficarem mais uniformes (i.e., com baixa dispersão) e saturarem para um determinado patamar máximo, cuja temperatura passa a definir o patamar superior de energia (PSE).

Visando inferir a relação entre a energia de impacto Charpy (variável dependente) e a temperatura de ensaio (variável independente) e, ainda, minimizar o erro associado à interpretação dos dados experimentais, é utilizado o método de ajuste da tangente hiperbólica. Embora o procedimento utilizado neste trabalho seja baseado no ajuste da tangente hiperbólica proposto originalmente por Oldfield [214], a maneira pela qual os coeficientes da função tangente hiperbólica são determinados segue a abordagem proposta por EricksonKirk et al. [250] a qual nada mais é do que o procedimento de Oldfield com algumas poucas modificações em relação aos critérios utilizados na determinação dos parâmetros de ajuste. Nesse procedimento, o ajuste da curva dos dados experimentais é dado em da função tangente

hiperbólica cuja expressão e representação esquemática está indicada a seguir na Eq. (3.12) e Figura 3.13

$$E_{CVN} = A + B \tanh\left(\frac{T - T_{MT}}{\Delta_{MT}}\right) \quad (3.12a)$$

$$E_{CVN} = \frac{(PSE + PIE)}{2} + \frac{(PSE - PIE)}{2} \tanh\left(\frac{T - T_{MT}}{\Delta_{MT}}\right) \quad (3.12b)$$

em que E_{CVN} é a energia de tenacidade ao entalhe em V absorvida por impacto Charpy expressa em Joule, PSE e PIE correspondem, respectivamente, aos valores dos patamares superior e inferior de energia, T é a temperatura de ensaio expressa em grau Celsius, Δ_{MT} corresponde à metade da largura da faixa de transição e T_{MT} corresponde à temperatura no ponto médio da faixa de transição e pode ser definida como a temperatura na qual $E_{CVN} = A$.

Figura 3.13 – Definição dos coeficientes da função tangente hiperbólica utilizada no ajuste dos dados experimentais de tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy

Fonte: Adaptado de EricksonKirk et al. [250]

Observa-se a partir das Eqs. (3.12a) e (3.12b) que os termos A e B são determinados diretamente a partir dos valores do PSE e PIE . O valor do PSE é determinado pelo valor médio das 3 medidas de tenacidade ao impacto na temperatura em que as superfícies de

fratura apresentam uma área percentual de fratura dúctil igual ou superior a 95% da área total da superfície de fratura. Já o *PIE* é definido na temperatura em que o aspecto das superfícies de fratura é totalmente frágil e que apresente um patamar inferior com baixo desvio padrão. Deve-se ressaltar que esse último valor difere do valor estabelecido no procedimento de EricksonKirk et al.[250], o qual define previamente um valor de 2 J. Já os termos T_{MT} e Δ_{MT} são determinados por meio do método de otimização dos mínimos quadrados, a fim de minimizar a soma dos quadrados das diferenças entre o valor estimado e o valor de tenacidade ao impacto medido experimentalmente para cada temperatura, por meio da função *Solver* do MS Excel®.

3.2.4 Caracterização da tenacidade à fratura na RTDF

Os ensaios de tenacidade à fratura são realizados em corpos de prova de geometria SE(B) e PCVN extraídos na orientação T-L. Esses corpos de prova são submetidos a diferentes configurações de ensaio [i.e., configurações associadas a diferentes comprimentos de trinca ($a/W = 0,2$ e $0,5$), modos de carregamento (flexão em 3P e 4P) e distâncias entre apoios ($S/W = 4, 6$ e 8)] conforme ilustração da Fig. 3.14, com objetivo de avaliar os potenciais efeitos de geometria e de carregamento sobre os valores de tenacidade à fratura por clivagem e, conseqüentemente, sobre as distribuições de tenacidade à fratura do aço ASTM A572 Grau 50 avaliadas na RTDF.

Figura 3.14 - Representação esquemática das configurações de ensaio de tenacidade à fratura: (a) flexão por 3 pontos; (b) flexão por 4 pontos

A primeira amostra de ensaios em corpos de prova de geometria SE(B) refere-se à configuração padrão de ensaio estabelecida pela norma ASTM E1921-19 [33], em que a espessura (B) e a largura (W) padronizada é dada, respectivamente, por $B = 25,4$ mm e $W = 50,8$ mm (i.e., geometria com seção transversal retangular $W = 2B$). Em virtude de sua espessura ser equivalente a 1 polegada, tal configuração pode ser simplesmente denominada de configuração 1T-SE(B). Nessa configuração, o modo de carregamento é dado por flexão em três pontos (3P) com distância entre apoios (S), também denominado de vão do inglês *span*, dada por $S = 4W = 203,2$ mm. Deve-se ressaltar que as medidas de W e S são escaladas em função da medida de B (i.e., $W = 2B$ e $S = 4W$).

Em uma segunda amostra de corpos de prova, é avaliado o efeito do comprimento normalizado da trinca, a/W , sobre a distribuição de tenacidade na RTDF por meio de corpos de prova idênticos aos da primeira amostra, porém com razão $a/W = 0,2$ [i.e., geometria SE(B) trinca rasa, também conhecida na literatura como *shallow crack*]. Embora a E1921 preconize o uso de trincas com razão $a/W = 0,5$ a fim de assegurar o micromecanismo de clivagem associado ao campo HRR, o objetivo dessa análise complementar é avaliar o efeito da razão a/W sobre a distribuição dos valores tenacidade à fratura avaliada na RTDF por meio de corpos de prova 1T SE(B), uma vez que trincas rasas são, frequentemente, acompanhadas por uma considerável perda de restrição plástica à frente da trinca. Detalhes adicionais sobre a geometria e as dimensões podem ser encontradas em [33,67].

Adicionalmente, com o intuito de avaliar o efeito da abertura do *span* associada ao modo de carregamento, duas amostras SE(B) de seção $W = 2B$ com espessura de 20,00 mm (espessura 0,8T) são ensaiadas com abertura $S = 6W = 240$ mm. Uma dessas amostras é solicitada por flexão em três pontos (3P), enquanto a outra é solicitada por flexão em quatro pontos (4P), sendo que nessa configuração a distância entre os pontos internos de aplicação da carga, D , é igual a $D = S/2 = 3W = 120$ mm. Deve-se ressaltar que a escolha da espessura referente a 0,8T deve-se à limitação de 300 mm no comprimento da cuba onde os corpos de prova são alojados durante a estabilização térmica e realização dos ensaios de tenacidade à fratura em baixa temperatura. Dessa forma, é dada prioridade ao estabelecimento de um valor inteiro para a razão S/W em vez de se manter a espessura em 1 polegada e uma razão S/W qualquer definida entre $5 < S/W < 6$. Todos os corpos de prova SE(B) foram usinados na condição *plane-sided*; isto é, com as superfícies, que definem a espessura do corpo de prova, isentas de entalhes laterais (*side grooves*).

Já em relação aos efeitos geométricos, procedimento semelhante é adotado para corpos de prova de geometria Charpy-V pré-trincados por fadiga (PCVN – *precracked Charpy V-notch*). Na geometria PCVN são utilizadas 4 configurações, sendo 3 sem entalhes laterais (condição *plane-sided*) e uma com entalhes laterais (condição *side-grooved*). A primeira amostra refere-se à configuração de referência sem entalhes laterais (i.e., *plane-sided* de 10x10x55 mm) com $S/W = 4$ e carregamento por flexão em três pontos (3P), a qual é comumente utilizada nos programas de monitoramento [203]. A segunda e a terceira configuração PCVN, ambas sem entalhes laterais e solicitadas por flexão em 3P, apresentam distância entre apoios iguais a $S/W = 6$ e $S/W = 8$, respectivamente. Para investigar os potenciais efeitos dos entalhes laterais sobre os valores de tenacidade à fratura, a quarta e última amostra refere-se à configuração PCVN também solicitada em 3P com $S/W = 6$, porém com uma espessura líquida $B_N = 8$ mm (i.e., com 10% de *side groove* em cada lado).

A Tabela 3.5 resume a matriz de análise dos diferentes arranjos experimentais adotados para a determinação e análise da tenacidade à fratura na região de transição dúctil-frágil do aço ASTM A572 grau 50.

Tabela 3.5 - Matriz de análise das configurações de corpos de prova utilizadas nos ensaios de tenacidade à fratura

Corpo de Prova	Dimensões Nominais				Modo de Carregamento	Amostra	Ensaio
Geometria	B	W	S	$\frac{a}{W}$	Flexão	Código da Configuração	Quantidade
	(mm)			(-)			
SE(B)	25,4	50,8	4W	0,5	3 pontos	3P_1T_SW4_aW5	09
SE(B)	25,4	50,8	4W	0,2	3 pontos	3P_1T_SW4_aW2	09
SE(B)	20,0	40,0	6W	0,5	3 pontos	3P_08T_SW6_aW5	09
SE(B)	20,0	40,0	6W	0,5	4 pontos	4P_08T_SW6_aW5	09
PCVN	10	10	4W	0,5	3 pontos	PCVN_SW4_aW5	14
PCVN	10	10	6W	0,5	3 pontos	PCVN_SW6_aW5	15
PCVN	10	10	8W	0,5	3 pontos	PCVN_SW8_aW5	12
SG_PCVN	10	10	6W	0,5	3 pontos	SG_PCVN_SW6_aW5	12

É importante ressaltar que, embora a geometria SE(B) convencionalmente adotada pela E1921 possua uma seção transversal com razão de aspecto $W/B = 2$, devido à necessidade

de tal protocolo se alinhar aos programas de monitoramento, a E1921 também permite o uso de corpos de prova em flexão com razão $W/B = 1$, tal como o PCVN com $a/W = 5$ e $S/W = 4$.

Na primeira etapa, os corpos de prova são usinados e devidamente identificados por punção alfanumérica para garantir a rastreabilidade das superfícies de fratura. A rastreabilidade permite a remoção das superfícies de fratura das metades do corpo de prova após o ensaio de tenacidade à fratura para que se possa realizar a medição da frente de trinca e, quando necessária, a investigação fractográfica da superfície de fratura de tal forma que seja assegurada a rastreabilidade entre o valor de tenacidade, tamanho de trinca e morfologia fractográfica que identificam o referido corpo de prova.

A segunda etapa envolve o processo de nucleação e crescimento da pré-trinca por fadiga, sob flexão em 3 pontos a temperatura ambiente, na raiz do entalhe de cada corpo de prova. Seguindo as recomendações da E1820 e E1921, esse processo ocorre sob carregamento cíclico de baixa magnitude (valores de $K \sim 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) e sob controle de força para evitar efeitos indesejáveis de plasticidade e, dessa forma, obter uma frente de pré-trinca mais uniforme e aguda possível.

Antes de dar início aos ensaios de tenacidade à fratura, é necessário estabelecer a temperatura de ensaio a qual deve ser a mais próxima possível da temperatura de referência, T_0 , a fim de obter uma T_0 mais confiável e uma Curva Mestra mais robusta. Embora a T_0 não seja conhecida a priori, uma vez que o seu valor deve ser estabelecido empiricamente, é possível obter uma estimativa inicial baseada na sua correlação com a temperatura de transição prevista via ensaio Charpy-V, $T_{0(CVN)}$ [177,178]. Portanto, uma vez bem estabelecida a curva de transição dúctil-frágil por meio do ajuste da tangente hiperbólica expressa na seção anterior pela Eq. (3.12), a primeira estimativa da temperatura de ensaio, de acordo com o procedimento recomendado pela E1921, é dada a partir da seguinte expressão

$$T_{0(CVN)} = T_{CVN} + \mathcal{C} \quad (3.13)$$

em que T_{CVN} é a temperatura de transição associada uma dada quantidade específica de E_{CVN} e $\mathcal{C}$ é a constante estabelecida pela correlação entre $T_{0(CVN)}$ e a T_{CVN} . A temperatura T_{CVN} é comumente associada a uma energia de 28 J ou de 41 J de forma que essa temperatura pode ser expressa, respectivamente, por T_{CVN}^{28J} e T_{CVN}^{41J} . Já o valor da constante $\mathcal{C}$ é dado em função

da energia escolhida (28 J ou 41 J) e da dimensão do corpo de prova representada em termos da espessura, B , conforme valores indicados na Tabela 3.6.

Tabela 3.6 - Constantes para a estimativa inicial da temperatura de ensaio de tenacidade à fratura

Dimensão da Espessura do corpo de prova (nT)	C (°C)	
	$T_{CVN}^{28 J}$	$T_{CVN}^{41 J}$
0,4*	-32	-38
0,5	-28	-34
1	-18	-24
2	-8	-14
3	-1	-7
4	2	-4

* Para corpos de prova PCVN, recomenda-se utilizar $C = -50$ ou -56 °C

Fonte: Adaptado de ASTM E1921-19 [33]

Embora o procedimento fornecido pela Eq. (3.13) possa ser considerado um tanto simplista, tal método é razoavelmente adequado para selecionar uma temperatura de ensaio viável e representativa da RTDF.

Após a etapa de pré-trinca por fadiga e a definição da temperatura de ensaio, os corpos de prova são imersos em uma cuba de resfriamento com temperatura controlada por termopares do tipo K. Nesse caso, o monitoramento se dá por dois termopares com uma precisão de ± 2 °C de forma que um deles monitora a temperatura do corpo de prova na região próxima à ponta da pré-trinca por fadiga, enquanto o outro controla a temperatura do meio de resfriamento a fim de verificar a estabilidade térmica do sistema. O meio de resfriamento é composto por uma mistura de álcool etílico absoluto e nitrogênio líquido. Após imersão na cuba, a qual é acoplada à garra inferir referente ao atuador servo-hidráulico da máquina universal de ensaios, os corpos de prova devem permanecer na temperatura de ensaio por um tempo de aproximadamente 30 minutos para garantir completa estabilidade térmica dos mesmos. Em seguida, é dado início ao ensaio a partir da instalação do *clip gage* no *knife edge* usinado no próprio entalhe do corpo de prova para a aquisição dos dados de carga (P) e de deslocamento fornecido em termos do deslocamento da abertura da boca da trinca (V), conforme descrito em detalhes na próxima seção.

3.2.4.1 Determinação experimental das curvas P - $CMOD$

A determinação das curvas experimentais de carga e deslocamento é realizada a partir do carregamento dos corpos de prova em controle de deslocamento por meio de um atuador servo-hidráulico. O ensaio é realizado em carregamento quase estático (i.e., com taxas de carregamento da ordem de $0,1 \leq \dot{K} \leq 2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m/s}}$), monotônico e crescente até a ocorrência da instabilidade do corpo de prova, a qual pode ser precedida ou não de crescimento subcrítico de trinca. É importante que o ensaio ocorra a baixas taxas de carregamento para evitar que efeitos da taxa de deformação afetem a temperatura na região da trinca. A medição do deslocamento é dada em termos do registro do deslocamento de abertura da boca da trinca, V , (também designado de $CMOD$). Dessa forma, o registro dos dados de carga e deslocamento (i.e., curva P - V ou P - $CMOD$) é realizado, respectivamente, por meio de uma célula de carga e de um extensômetro do tipo *clip gage* acoplado ao *knife edge* de forma alinhada em relação à espessura do corpo de prova, conforme mostrado na Figura 3.15.

Figura 3.15 - Extensômetro acoplado ao entalhe de um corpo de prova PCVN

Deve-se salientar que o *knife edge* é localizado na abertura do entalhe e é usinado diretamente no próprio entalhe dos corpos de prova utilizados nos ensaios. Antes de iniciar os ensaios, é feita uma análise da flexibilidade elástica do corpo de prova por meio de um

carregamento de baxíssima magnitude a fim de verificar o comprimento da trinca estimado pela flexibilidade.

A partir das curvas experimentais P - $CMOD$ são determinados alguns parâmetros chave, tais como a flexibilidade elástica (C_o), área plástica (A_p) e carga máxima associada ao ponto de instabilidade (P_c), utilizados no cálculo da integral J experimental conforme abordagem da próxima seção. Por meio do comportamento da curva P - $CMOD$ é possível também avaliar a influência dos efeitos geométricos (a/W), do modo de flexão (3P e 4P) e da variação da distância entre os apoios (razão S/W) sobre a capacidade de carregamento a partir das diferentes configurações de ensaios de tenacidade à fratura, conforme matriz de análise experimental (vide Tabela 3.5) da Seção 3.2.4.

3.2.4.2 Medição experimental da integral J na RTDF

As equações descritas a seguir detalham o procedimento analítico, o qual é baseado na ASTM E1820-18 [67] e ASTM E1921-19 [33], para determinar o valor experimental da integral- J no ponto de instabilidade da fratura frágil por clivagem, J_c , a partir dos registros das curvas de carga e deslocamento P - $CMOD$ (ou, equivalentemente, P - V) das diferentes configurações de ensaios descritas na matriz de análise contida Seção 3.2.4.

A avaliação da integral- J por meio dos dados experimentais da curva P - V é comumente realizada utilizando-se as contribuições das parcelas elástica e plástica da energia de deformação que efetivamente contribui para o processo de fratura. Logo, a força motriz no ponto de instabilidade associada ao carregamento do corpo de prova em modo I de deformação da trinca pode ser estimada a partir da soma das componentes elástica e plástica, conforme a seguinte expressão

$$J_c = J_e + J_p \quad (3.14a)$$

sendo que a componente elástica, J_e , para os corpos de prova SE(B), tanto com seção transversal retangular ($B = 2W$) quanto quadrada ($B = W$), é calculada a partir da seguinte expressão

$$J_e = \frac{K_I^2}{E'} \quad (3.14b)$$

sendo que $E' = E$ para condições de tensão plana ou $E' = E/(1 - \nu^2)$ para condições de deformação plana cujos parâmetros E e ν representam, respectivamente, o módulo de elasticidade longitudinal obtido no ensaio uniaxial de tração e o coeficiente de Poisson. Já o parâmetro K_I corresponde ao fator de intensidade de tensão elástico em modo I de deformação cuja expressão para a geometria SE(B), em condições de deformação plana, é definida por [33,67,72]

$$K_I = \frac{P_c S}{(B B_N)^{1/2} W^{3/2}} f(a_o/W) \quad (3.14c)$$

em que P_c é o valor da força no ponto de instabilidade, S é a distância entre os apoios, W e B representa, nessa ordem, a largura e a espessura do corpo de prova, sendo B_N é a espessura líquida da seção referente ao plano da trinca ($B_N = B$ quando não são utilizados *side-grooves*), e $f(a_o/W)$ o fator de intensidade de tensão adimensional baseado no comprimento inicial da trinca da trinca, a_o , medido a partir do método dos 9 pontos exigido pela ASTM E1921-19 [33]. Esse método é abordado mais adiante na Seção 3.2.4.4. Para os corpos de prova sobre os quais são utilizados entalhes laterais (*side grooves*), a espessura líquida é determinada a partir da distância entre as raízes desses entalhes. Já o fator de intensidade de tensão adimensional, $f(a_o/W)$, o qual é dependente da geometria do corpo de prova, é dado pela seguinte expressão [33,67,72]

$$f\left(\frac{a_o}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_o}{W}\right)^{\frac{1}{2}} \left\{ 1,99 - \left(\frac{a_o}{W}\right) \left(1 - \frac{a_o}{W}\right) \left[2,15 - 3,93 \left(\frac{a_o}{W}\right) + 2,7 \left(\frac{a_o}{W}\right)^2 \right] \right\}}{2 \left[1 + 2 \left(\frac{a_o}{W}\right) \right] \left(1 - \frac{a_o}{W}\right)^{\frac{3}{2}}} \quad (3.14d)$$

Já a componente plástica, J_p , é avaliada a partir da metodologia η em termos da área plástica da curva P - V , sendo calculada a partir da seguinte expressão

$$J_p = \frac{\eta_p A_p}{B_N b_o} \quad (3.14e)$$

em que η_p é o fator plástico adimensional que relaciona o trabalho plástico medido (energia de deformação plástica) e a componente plástica da integral J ; A_p é a área plástica sob a curva

$P-V$ e b_o é o ligamento remanescente inicial, $W - a_o$, conforme Figura 3.16. A área plástica é expressa pela seguinte equação

$$A_p = A_t - \frac{1}{2} C_o P^2 \quad (3.14f)$$

em que A_t é a área total sob a curva $P-V$ (calculada por técnicas numéricas, tal como as fórmulas de quadratura de Newton-Cotes, por exemplo, ou simplesmente por meio de um procedimento analítico através da integração da função polinomial que melhor se ajusta à curva $P-V$), P é a carga máxima (no contexto da fratura frágil, refere-se à carga de instabilidade P_c), C_o flexibilidade elástica experimental definida como o inverso da rigidez elástica, expressa por $\Delta V/\Delta P$ no regime elástico da curva $P-V$. Alternativamente, a flexibilidade elástica em termos de $CMOD$ pode ser estimada a partir da seguinte expressão

$$C_o = \frac{6S}{EWB_e} \left(\frac{a_o}{W} \right) \left[0,76 - 2,28 \left(\frac{a_o}{W} \right) + 3,87 \left(\frac{a_o}{W} \right)^2 - 2,04 \left(\frac{a_o}{W} \right)^3 + \frac{0,66}{(1 - a_o/W)^2} \right] \quad (3.14g)$$

em que B_e é a espessura efetiva no caso da presença de *side grooves* e é definida por $B_e = B - (B - B_N)^2/B$, sendo B e B_N a espessura nominal e líquida, respectivamente.

Figura 3.16 - Representação esquemática da metodologia- η empregada na determinação da área plástica (a) curva $P-V$; (b) geometria SE(B) flexionada em 3 pontos

Fonte: Souza e Ruggieri [234]

Como a área referente à dissipação do trabalho das forças externas na forma de energia de deformação plástica, A_p , é definida a partir da curva P versus V , é utilizada a função polinomial do fator plástico η_p , em termos do $CMOD$. A norma E1921 recomenda o uso da função η_p proposta por Zhu et al. [251] para a geometria SE(B) convencional, conforme expressão a seguir

$$\eta_{SE(B)}^{CMOD} = 3,667 - 2,199 \left(\frac{a}{W} \right) + 0,437 \left(\frac{a}{W} \right)^2 \quad (3.14h)$$

cujo intervalo de validade é definido para $0,05 \leq a/W \leq 0,7$. Recentes análises 3D realizadas por Ruggieri e Souza [234] em configurações convencionais de geometrias PCVN *plane-sided* revelam que a variação dos fatores η_p em função da razão a/W apresenta comportamento muito próximo ao apresentado pelos fatores η_p obtidos em configurações convencionais de geometrias SE(B). Devido a essa semelhança, os valores dos fatores η empregados no cálculo da força motriz no ponto de instabilidade em corpos de prova PCVN, η_{PCVN}^{CMOD} , são essencialmente os mesmos dos corpos de prova SE(B) recomendados pela E1921, conforme já apresentado anteriormente pela Eq. (3.14h). É importante ressaltar que a expressão indicada pela Eq. (3.14h) se refere à configuração padrão da geometria SE(B) comumente utilizada no ensaio de tenacidade à fratura normatizado pela E1820 e E1921. Isso significa dizer que a determinação da tenacidade à fratura em termos de J_c para as diferentes configurações não convencionais utilizadas na matriz de análise da Tabela 3.5 requer fatores η_p adequados para cada configuração. Dessa forma, os valores de η_p utilizados no cálculo de J são baseados nos valores de η_j^{CMOD} obtidos pelo procedimento numérico abordado na Seção 3.1.6.

3.2.4.3 Determinação da distribuição dos valores de tenacidade à fratura

A partir dos dados de carga e deslocamento (curva experimental $P-CMOD$) fornecidos pelos ensaios de tenacidade à fratura realizados na RTDF, inicialmente é calculado o valor experimental de J_c por meio do procedimento analítico descrito na Seção 3.2.4.2.

Após a determinação dos valores de J_c medidos na RTDF do aço ASTM A572 a partir dos corpos de prova referentes a cada configuração de ensaio (designadamente daqui em

diante de amostra) da matriz de análise experimental (vide Tabela 3.5), é realizado um tratamento estatístico desses valores. Esse tratamento consiste no levantamento das distribuições de probabilidade acumulada de falha por fratura frágil, $F(J_c)$ por meio de três procedimentos distintos, porém complementares, para analisar tanto o comportamento experimental da distribuição de J_c quanto o comportamento teórico-experimental previsto pela E1921 para cada amostra de corpo de prova analisada.

Inicialmente, é determinada a distribuição empírica de J_c , a qual é representada pela função de distribuição acumulada (*f.d.a.*) e denotada¹⁶ por $\hat{F}(J_{c_i})$, a partir da aproximação do estimador não-paramétrico de probabilidade baseado no rank mediano feita por Benard e Bosi-Levenbach [252] a qual é dado por

$$\hat{F}(J_{c_i}) = \frac{i - 0,3}{N + 4} \quad (3.15)$$

em que i representa a posição ordenada de um dado valor experimental de J_c (aqui representado por J_{c_i}) contido na amostra aleatória de tamanho N cujos dados de J_{c_i} são ordenados de forma crescente. Nesse caso, o valor do *rank* mediano para a i -ésima fratura na amostra de N corpos de prova representa a probabilidade acumulada de falha estimada para a ocorrência da i -ésima fratura, para uma força motriz igual ou inferior a J_{c_i} , $\hat{F}(J_{c_i})$, associada a um grau de incerteza de 50%. Detalhes adicionais desse estimador podem ser encontrados na referência [191]. Assim, o conjunto de N pares ordenados $[J_{c_i}; \hat{F}(J_{c_i})]$ fornece o gráfico da distribuição empírica dos valores de J_{c_i} .

Embora a distribuição de probabilidade sejam comumente utilizada com o intuito de estimar a probabilidade acumulada de falha por fratura frágil, $F(J_c)$, associada a uma força motriz $J \leq J_c$ atuante em um corpo de prova escolhido aleatoriamente a partir de uma população infinita de corpos de prova, nas análises aqui presentes o objetivo é avaliar os efeitos geométricos e de carregamento sobre o comportamento da distribuição de J_c . Portanto, como análise complementar são levantadas duas curvas de ajuste, ambas baseadas na *f.d.a.* de Weibull tripamétrica [i.e., $J_c \sim We(J_{min}, J_0, \alpha_J)$] e de caráter empírico-experimental, a fim de melhor descrever o comportamento da distribuição de J_c em cada amostra analisada conforme a seguinte expressão

¹⁶ O símbolo $\hat{}$ utilizado na *f.d.a.* indica uma estimativa obtida a partir dos dados da amostra.

$$F(J_c) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{J_c - J_{min}}{J_0 - J_{min}} \right)^{\alpha_J} \right] \quad (3.16)$$

em que α_J é o expoente¹⁷ de Weibull (i.e., parâmetro de forma que caracteriza o grau da dispersão dos dados experimentais de J_c), J_0 é o parâmetro de escala que representa a tenacidade característica do material e cujo valor representa o ponto na distribuição densidade onde a maioria dos dados está concentrada e que está associado a uma probabilidade acumulada de falha de 63,2% e, por fim, J_{min} o parâmetro de posição, também denominado de *threshold*, que representa força motriz mínima necessária para promover a fratura (i.e., o refere-se ao valor limiar de J_c abaixo do qual a fratura não ocorre). A tenacidade característica J_0 descreve aproximadamente o valor médio da distribuição de J_c [$J_{c(mean)}$] por meio da relação $J_{c(mean)} = J_0 \Gamma(1 + \alpha^{-1})$ em que Γ representa a função gama [191]. Detalhes adicionais da influência de tais parâmetros sobre o comportamento da distribuição de Weibull podem ser encontrados na referência [191]. Embora o parâmetro α_J possa ser obtido por diversos métodos analíticos, o valor de α_J é comumente associado a um constante determinística igual a 2. Essa constante deriva do expoente de Weibull avaliado a partir da distribuição dos valores de tenacidade à fratura expressos em unidade de $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ (i.e., termos de K , α_K) e cujo valor é previamente definido como igual a 4, conforme procedimento da E1921. Já o parâmetro J_{min} é obtido a partir do seu correspondente valor expresso em unidade de $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, o qual também é pré-fixado pela E1921 como $K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, e que pode ser facilmente calculado a partir da conversão de K_{min} com base na seguinte expressão

$$J_{min} = (K_{min})^2 \frac{(1 - \nu^2)}{E} \quad (3.17)$$

O embasamento teórico por detrás dos valores de $\alpha_K = 4$ e $K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ está discutido em detalhes na Seção 2.5.3. Uma vez pré-definidos os valores de α_J e J_{min} , o único parâmetro da distribuição a ser determinado é o parâmetro de escala J_0 . A partir de um número relativamente pequeno de ensaios (i.e., $N = 6$), é possível estimar o valor de J_0 . O procedimento analítico utilizado pela E1921 para estimar J_0 é baseado no método paramétrico da Máxima Verossimilhança (MMV), conforme expressão a seguir

¹⁷ O expoente de Weibull é também comumente denominado de coeficiente de Weibull devido o mesmo representar o coeficiente angular da distribuição de Weibull linearizada no gráfico de probabilidade.

$$\hat{J}_0 = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(J_{ci} - J_{min})^{\alpha_J}}{N} \right]^{\frac{1}{\alpha_J}} + J_{min} \quad (3.18)$$

em que N representa o número de ensaios cujos resultados são válidos segundo os critérios de censura adotados pela E1921, conforme discussão mais adiante. Como o intuito é apenas avaliar o efeito das variações geométricas e de carregamentos sobre os valores de J_c , em um primeiro momento, a análises das distribuições não envolve o uso do critério de censura, de forma que o valor estimado de J_0 , $\hat{J}_0$, é dado exatamente pela Eq. (3.18). Para evitar ambiguidade com valores de J_0 estimados a partir de valores de α_J também estimados pelo MMV ($\hat{\alpha}_J$), conforme discutido mais adiante, o valor de $\hat{J}_0$ para um $\alpha_J = 2$, é aqui definido por $\hat{J}_0^{\alpha_J=2}$.

Embora a curva de ajuste expressa pela Eq. (3.16) seja uma representação teórica, uma vez que parte de seus parâmetros, à exceção de J_0 , são estimativas pré-definidas, o parâmetro J_0 confere um aspecto empírico à distribuição teórica, uma vez que seu valor é obtido diretamente a partir de dados experimentais de J_{ci} . Desse modo, a Eq. (3.16) definida por uma $We(J_{min}, \hat{J}_0^{\alpha_J=2}, 2)$ representa uma projeção teórica do que seria a distribuição dos dados experimentais de tenacidade à fratura caso a dispersão desses dados fosse idealmente igual a 2. Portanto, a primeira curva de ajuste teórica-experimental é baseada rigorosamente no procedimento da E1921 e serve apenas como uma referência para se avaliar o grau de concordância dos dados experimentais com o modelo estatístico do micromecanismo de clivagem, dos aços ferríticos típicos de vaso de pressão, operante na RTDF sob dominância HRR [39,42].

Já a outra curva de ajuste utilizada nas análises, é baseada na estimativa de um J_0 associado a um valor de α_J o qual também é estimado pelo MMV, conferindo assim um caráter mais experimental à curva de ajuste. Detalhes desse procedimento podem ser consultados na referência [191]. Portanto, em um mesmo gráfico são dispostas três distribuições para cada amostra: $\hat{F}(J_{ci})$, $We(J_{min}, \hat{J}_0^{\alpha_J=2}, 2)$ e $We(J_{min}, \hat{J}_0, \hat{\alpha}_J)$.

Deve-se reiterar que o propósito de se avaliar as curvas de ajuste é verificar os efeitos geométricos e de carregamento sobre a distribuição dos dados experimentais de tenacidade à fratura e não o grau de concordância de tais dados com o modelo teórico baseado na distribuição de Weibull triparamétrica [i.e., $We \sim (J_{min}, \hat{J}_0^{\alpha_J=2}, 2)$]. Embora a norma estabeleça valores limites de tenacidade à fratura, J_{lim} , a fim de assegurar a correspondência

de tais valores ao campo HRR, na análise das curvas de distribuição não é adotado o modelo de censura, visto que o intuito é justamente analisar os efeitos geométricos e de carregamento sobre o comportamento geral da distribuição dos dados de tenacidade. Nesse caso, os valores de J_c são tratados como dados completos e não agrupados. A única distinção entre os dados válidos de J_{c_i} e os dados que deveriam ser censurados, em caso de haver rasgamento subcrítico de trinca (Δa_p) superior ao valor limite definido pela E1921 (Δa_c) ou valor de $J_{c_i} > J_{lim}$ conforme discutido a seguir, refere-se aos caracteres ou símbolos utilizados para representar os dados de J_{c_i} nos gráficos das distribuições. Com base nesse entendimento, a tenacidade característica do material estimada para um $\alpha_J = 2$, $\hat{J}_0^{\alpha_J=2}$, é obtida mediante a Eq. (3.18) independentemente dos valores J_{c_i} (i.e., se válidos ou censurados). No caso da tenacidade característica estimada, $\hat{J}_0$, com base na estimativa de $\hat{\alpha}_J$ pelo MMV, também não é aplicado o modelo de censura.

Além da análise dos efeitos geométricos e de carregamento sobre a distribuição, é feita uma análise desses efeitos sobre o valor da tenacidade característica, J_0 , estimado via MMV sem ($\hat{J}_0^{\alpha_J=2}$) e com o modelo de censura ($\hat{J}_{0c}^{\alpha_J=2}$) estabelecido pela E1921. Neste caso, o critério de censura fica estabelecido quando a capacidade de medição do corpo de prova é excedida (i.e., $J_{c_i} > J_{lim}$) ou quando há considerável rasgamento dúctil de trinca [i.e., quando Δa_p excede o valor crítico Δa_c definido como o menor valor entre 1,00 mm e $0,05(W - a_o)$], conforme descrito em detalhes na próxima seção. De acordo com a E1921, o valor limite estabelecido para J_{c_i} é dado pela seguinte expressão

$$J_{lim} = \frac{b_o \sigma_{ys}}{M} \quad (3.19)$$

em que b_o é o ligamento remanescente ($b_o = W - a_o$), σ_{ys} é a tensão de escoamento medida na temperatura de ensaio e M é o parâmetro adimensional cujo valor definido para o limite de deformação é igual a 30. Portanto, nos casos em que $J_{c_i} > J_{lim}$ ou em que $\Delta a_p > \Delta a_c$, o valor de J_0 estimado para um $\alpha_J = 2$ via MMV com o modelo de censura é calculado a partir da seguinte expressão

$$\hat{J}_{0c} = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(J_{c_i} - J_{min})^{\alpha_J}}{r} \right]^{\frac{1}{\alpha_J}} + J_{min} \quad (3.20)$$

em que r corresponde ao número de valores J_{c_i} válidos segundo critérios estabelecidos na E1921, ou seja, $r = N - c$ em que c refere-se ao número de dados censurados.

Devido ao fato de inúmeros trabalhos [253–255] reportarem os valores de J_0 e α_J por meio da linearização da *f.d.a.* de Weibull, Eq. (3.16), em gráfico de probabilidade, como análise adicional são estimados os parâmetros $\hat{J}_0^{\alpha_J=2}$ e $\hat{J}_{0c}^{\alpha_J=2}$ a partir do método dos mínimos quadrados, conforme indicado pelas expressões a seguir

$$y = ax + b \quad (3.21a)$$

$$y = \ln \left\{ \ln \left[\frac{1}{1 - \hat{F}(J_{c_i})} \right] \right\} \quad (3.21b)$$

$$x = \ln(J_{c_i} - J_{min}) \quad (3.21c)$$

$$a = \alpha_J \quad (3.21d)$$

$$b = -\alpha_J \ln(J_0 - J_{min}) \quad (3.21e)$$

Detalhes adicionais do MMQ para a estimativa dos parâmetros de Weibull podem ser consultados na referência [191].

Após a determinação das distribuições dos valores de tenacidade à fratura das diversas amostras de corpos de prova, é feita uma avaliação da temperatura de referência (T_0) a fim de avaliar as implicações dos efeitos geométricos e de carregamento sobre o comportamento da curva mestra associada a T_0 . Mas antes de serem efetuados os cálculos para a determinação da T_0 , é necessário avaliar as superfícies de fratura e fazer a medição das frentes de trinca para averiguar se há ocorrências de crescimento subcrítico de trinca Δa_p e, em caso havendo, verificar se tais valores são ou não superiores ao valor limite Δa_c estabelecido pelo critério de censura da E1921, conforme descrito a seguir.

3.2.4.4 Caracterização fractográfica e medição da frente de trinca

As observações fractográficas dos corpos de prova de tenacidade consistem na identificação dos principais aspectos morfológicos da superfície de fratura e, conseqüentemente, na identificação dos principais micromecanismos de fratura. Além disso, tais observações visam averiguar as possíveis ocorrências de rasgamento dúctil de trinca e quantificar tais crescimentos quando presentes na superfície.

Devido ao elevado número de ensaios, torna-se necessário estabelecer um procedimento racional para avaliar e identificar o principal micromecanismo de fratura atuante durante o processo de fratura dos corpos de prova a fim de evitar o uso desnecessário de recursos nobres, tais como o microscópio eletrônico de varredura (MEV). A princípio, a análise microfractográfica é realizada somente na superfície de fratura pertencente ao corpo de prova de maior tenacidade à fratura e nos corpos de prova que, por alguma eventualidade, apresentarem algum comportamento atípico na curva *P-CMOD* que venha a justificar uma investigação mais aprofundada da superfície de fratura, tal como relatado por alguns autores [256,257]. No caso referente à primeira situação, o intuito é verificar se há características morfológicas de fratura que não sejam típicas do micromecanismo de clivagem tais como, por exemplo, a presença exacerbada de alvéolos que possam descaracterizar a predominância da clivagem. Desse modo, as análises fractográficas obtidas por microscopia eletrônica de varredura são realizadas com o intuito de avaliar o grau de correspondência entre o valor da tenacidade à fratura e o modo de falha.

Paralelamente às análises microfractográficas, são feitas avaliações macrofractográficas por meio de uma lupa estereoscópica para determinar o crescimento da pré-trinca nucleada por fadiga e, portanto, o seu real comprimento (a_o) e, quando presente, a quantidade de crescimento estável de trinca (Δa_p), sendo essa dada pela diferença entre o comprimento final a_f e o real. Caso o valor de Δa_p seja superior ao valor crítico estabelecido pela E1921 [i.e., $\Delta a_p > 0,05(W - a_o)$ ou 1,00 mm, o que for menor], o valor de tenacidade associado a esse valor de Δa_p ($\Delta a_p > \Delta a_c$) deve ser censurado por meio da sua substituição pelo maior valor de tenacidade válido contido na amostra de origem. Detalhes adicionais dos mecanismos de censura são abordados mais adiante na Seção 3.2.4.5.

O procedimento utilizado para a medição de a_o e de $\Delta a_p = a_f - a_o$ é baseado na técnica dos 9 pontos, Fig. 3.17, conforme procedimento padrão estabelecido pela E1921 e demais normas de tenacidade à fratura (e.g., E1820 e E399).

Figura 3.17 – Ilustração do método dos nove pontos utilizado para a medição de a_o e de Δa_p sobre a superfície de fratura do corpo de prova

Fonte: Adaptado de Saxena [88]

O método ilustrado na Fig. 3.17 envolve 9 medições equidistantes ao longo da espessura, sendo que as duas medições mais extremas (a_{o1} e a_{o9}) em relação ao centro da frente de pré-trinca (i.e, em relação à meia espessura, $B/2$) devem ser tomadas a 1% de B das superfícies laterais (i.e., $x_1 = 0,01B$ e $x_9 = B - 0,01B$). O valor médio dessas duas medições entra no cálculo de a_o e, portanto, de a_f por meio das seguintes expressões

$$a_o = \frac{\frac{(a_{o1} + a_{o9})}{2} \sum_{i=2}^8 a_{oi}}{8} \quad (3.22a)$$

$$a_f = \frac{\frac{(a_{f1} + a_{f9})}{2} \sum_{i=2}^8 a_{fi}}{8} \quad (3.22b)$$

Deve-se ressaltar que, além das medições de a_o e de Δa_p por meio da técnica dos 9 pontos, tais medições podem ser baseadas apenas nas 5 medidas centrais, de forma que as medidas próximas às superfícies livres (a_1 , a_2 , a_8 e a_9) são propositadamente omitidas para evitar a inclusão de medições afetadas pelas condições predominantes de EPT nessas regiões e que, portanto, representam um menor crescimento de trinca no cálculo médio de a_o e de a_f . No entanto, para frentes de trinca uniforme a tendência é que a diferença entre os valores de a_o e de a_f medidos por ambos os procedimentos seja praticamente desprezível. Uma vez medido a_o , o mesmo deve ser usado no cálculo da integral J medida experimentalmente, conforme a E1820 e E1921, para a sua posterior conversão no fator K_{J_c} , o qual é utilizado na determinação da T_0 e da curva mestra, conforme procedimento discutido na seção seguinte.

3.2.4.5 Determinação da temperatura de referência e da curva mestra

O procedimento aqui descrito para a determinação da temperatura de referência, T_0 , assim como da Curva Mestra segue as recomendações da norma ASTM E1921-19 [33]. A partir dos dados de carga e deslocamento (curva experimental P - $CMOD$) fornecidos pelo ensaio de tenacidade à fratura, inicialmente é calculado o valor experimental da integral J no ponto de instabilidade por clivagem, J_c , por meio do procedimento analítico descrito na Seção 3.2.4.2. Posteriormente, ao assumir condições de deformação plana em toda a frente de trinca, cada valor de J_c (kJ/m²) é convertido para o seu valor equivalente em termos do fator de intensidade de tensão elasto-plástico, K_{J_c} (MPa√m), conforme a seguinte expressão

$$K_{J_c} = \sqrt{J_c E'} \quad (3.23)$$

de forma que o módulo de elasticidade em deformação plana é dado por $E' = E/(1 - \nu^2)$, em que E é o módulo de elasticidade longitudinal em tensão plana e $\nu = 0,3$ é o coeficiente de Poisson do material, conforme já mencionado nas duas últimas seções. Atualmente, os valores de K_{J_c} são convertidos mediante o módulo de elasticidade em deformação plana. No entanto, deve-se ressaltar que os primeiros trabalhos [52,173] desenvolvidos para dar suporte técnico ao desenvolvimento e aprimoramento da E1921 baseavam-se em valores de K_{J_c} convertidos a partir do módulo de elasticidade em tensão plana. O intuito era evitar valores

superestimados de K_{Jc} uma vez que, até então, não havia bases analíticas e nem experimentais de que as condições à frente da trinca permaneciam predominantemente sob condições de deformação plana. Salienta-se ainda que, conforme recomendação da E1921, o valor de E utilizado nos cálculos de K_{Jc} deve ser o valor nominal avaliado na temperatura de ensaio. Uma vez que a medição experimental do valor de E por meio de ensaio de tração é pouco precisa e, às vezes, revestida de complexidade operacional, como alternativa a essas medições experimentais, o procedimento da E1921 dispõe de uma equação para a correção do módulo de elasticidade, conforme Eq. (3.9a) já apresentada na Seção 3.2.3.1.

Conforme já mencionado na Seção 3.2.4.3, o comportamento dos dados experimentais de tenacidade à fratura frágil obtidos na RTDF obedece a uma distribuição de Weibull tripamétrica. Para avaliar os efeitos de geometria e de carregamento sobre a T_0 , o procedimento de avaliação emprega as distribuições de tenacidade medidas em todas as configurações de ensaios descritas anteriormente cujos valores de J_c são obtidos na RTDF, conforme discutido na Seção 3.2.4. Dessa forma, o procedimento para a determinação da T_0 e, consequentemente, para o levantamento da Curva Mestra é baseado no ajuste dos dados experimentais de K_{Jc} à distribuição de probabilidade acumulada de falha regida pelo modelo de Weibull tripamétrico, conforme Eq. (3.24)

$$F(K_{Jc}) = 1 - \exp \left[- \frac{B_{(nT)}}{B_{(1T)}} \left(\frac{K_{Jc} - K_{min}}{K_0 - K_{min}} \right)^{\alpha_K} \right] \quad (3.24)$$

em que $F(K_{Jc})$ é a probabilidade acumulada de falha para $K_{Ic} \leq K_{Jc}$, $B_{(nT)}$ a espessura do corpo de prova utilizada nos ensaios, $B_{(1T)}$ a espessura de referência assumida na metodologia [$B_{(1T)} = 25,4 \text{ mm}$] e K_0 é a tenacidade característica associada ao parâmetro de escala da distribuição de Weibull e que corresponde a uma probabilidade acumulada de falha de 63,2% [sendo igual a aproximadamente $1,1K_{Jc(mean)}$]. O parâmetro α_K é o módulo de Weibull que representa o grau da dispersão dos dados de tenacidade à fratura e o seu valor é igual a 4 para uma força motriz expressa em unidades de $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ e K_{min} é igual a $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ [i.e., $F(K_{Jc}) = 0$ para $K_{Jc} < K_{min}$]. Deve-se observar que a probabilidade $F(K_{Jc})$ está associada aos valores de K_{Jc} escalados para corpos de prova com 1 polegada de espessura [$B_{(1T)} = 25,4 \text{ mm}$], uma vez que a correção do efeito de espessura está embutida na *f.d.a.*.

Baseando-se na teoria estatística do Elo Mais Fraco (*Weakest Link Model*), a qual leva em consideração os efeitos de espessura do espécime sobre a distribuição estatística de

tenacidade à fratura [168], os resultados experimentais de K_{Jc} que são obtidos a partir de corpos de prova não padronizados, $B_{(nT)}$, devem ser ajustados para o seu equivalente 1T, $B_{(1T)}$. Esse ajuste consiste em escalar valores de K_{Jc} medidos na espessura $B_{(nT)}$ para valores de K_{Jc} representativos da espessura padrão $B_{(1T)}$ com o intuito de equilibrar o volume de material altamente tensionado pela ponta da trinca na clivagem [50]. Logo, o processo de conversão $K_{Jc}^{B_{(nT)}} \rightarrow K_{Jc}^{B_{(1T)}}$ deve ser realizado a partir da seguinte expressão

$$K_{Jc(1T)} = 20 + \left[K_{Jc(nT)} - 20 \right] \left[\frac{B_{(nT)}}{B_{(1T)}} \right]^{\frac{1}{4}} \quad (3.25)$$

em que $B_{(1T)} = 25,4 \text{ mm}$ e $K_{Jc(nT)}$ corresponde à tenacidade à fratura obtida a partir de corpos de prova com $B_{(nT)} \neq B_{(1T)}$.

Deve-se ressaltar que durante os procedimentos de avaliação dos valores de J_c e, portanto, dos correspondentes valores de K_{Jc} , alguns requisitos devem ser plenamente satisfeitos para garantir a validade dos resultados perante a metodologia da Curva Mestra. Ao passo que os valores de tenacidade à fratura já se encontram devidamente convertidos ($J_c \rightarrow K_{Jc}$) e ajustados [$K_{Jc}^{B_{(nT)}} \rightarrow K_{Jc}^{B_{(1T)}}$] é preciso verificar a validade de tais valores mediante o modelo de censura adotado na E1921. Nesse caso, a E1921 estabelece dois critérios de validade, os quais são relacionados ao limite de deformação plástica desenvolvida nas vizinhanças da ponta da trinca, $K_{Jc(lim)}$, e ao rasgamento dúctil da trinca, Δa_p .

O critério de deformação, o qual está diretamente relacionado à dimensão do corpo de prova, define um valor máximo para a força motriz em termos de um fator de intensidade de tensão limite, $K_{Jc(lim)}$, conforme expressão a seguir

$$K_{Jc(lim)} = \sqrt{\frac{E b_o \sigma_{ys}}{M(1 - \nu^2)}} \quad (3.26)$$

em que σ_{ys} é a tensão de escoamento na temperatura de ensaio; b_o é o ligamento remanescente (i.e., $b_o = W - a_o$ em que a_o é o comprimento da trinca medido pelo método dos 9 pontos) e M é um valor adimensional de restrição plástica igual a 30 utilizado para limitar a deformação plástica desenvolvida na ponta da trinca e, assim, assegurar a validade dos valores de K_{Jc} perante o campo HRR. Além disso, os limites paramétricos do corpo de

prova (i.e., B , W , a_o , b_o) devem possuir medidas o suficiente para garantir uma condição de elevada restrição à frente da trinca de forma que os valores de K_{Jc} sejam independentes das dimensões do corpo de prova e, portanto, provenientes de um processo de fratura governado sob condições SSY. Dessa forma, a Eq. (3.26) limita a validade dos valores de tenacidade à fratura de forma que, na ocorrência de uma eventual perda de restrição (*loss of constraint*) precedente à instabilidade por clivagem, tais medidas não afetem a estimativa do valor da T_0 .

De acordo com os critérios de validade da ASTM E1921-19 [33], os corpos de prova que apresentarem valores de K_{Jc} superiores ao valor de $K_{Jc(lim)}$ ou que apresentarem um crescimento subcrítico de trinca, Δa_p , superior ao valor limite, Δa_c , esse definido como o menor valor entre $0,05(a_o - W)$ e 1 mm, devem ser censurados. Caso o corpo de prova seja censurado somente por $K_{Jc(lim)}$, o mecanismo de censura envolve a substituição de cada valor censurado, K_{Jc}^{cens} , pelo correspondente valor de $K_{Jc(lim)}$. Por outro lado, caso o corpo de prova seja censurado apenas por apresentar um $\Delta a_p > \Delta a_c$, o procedimento adotado envolve a substituição do valor de K_{Jc}^{cens} pelo maior valor de K_{Jc} válido contido na amostra, K_{Jc}^{maior} . E, finalmente, quando K_{Jc} for censurado por violar ambos os critérios de validade, o valor de K_{Jc} que deve ser utilizado é o menor valor dentre o $K_{Jc(lim)}$ e o K_{Jc}^{maior} que, obviamente, refere-se K_{Jc}^{maior} visto que, esse valor por si só já é igual ou inferior ao valor de $K_{Jc(lim)}$.

Após o devido tratamento nos dados de tenacidade em relação aos processos de conversão, ajuste pelo efeito de censura e validação pelo critério de censura, deve-se estimar a tenacidade característica do material. A partir do procedimento de inferência estatística dada pelo MMV, o parâmetro de escala, K_0 , correspondente a uma probabilidade acumulada de falha de 63,2%, $F(K_{Jc} = K_0) = 0,632$, é determinado por

$$K_0 = \left\{ \frac{\sum_{i=1}^N [K_{Jc(i)} - K_{min}]^{\alpha_K}}{r} \right\}^{\frac{1}{\alpha_K}} + K_{min} \quad (3.27)$$

em que $K_{Jc(i)}$ representa cada valor experimental obtido a uma dada temperatura de ensaio e os parâmetros de forma (módulo de Weibull) e de localização (limiar da força motriz) são pré-definidos, respectivamente, como $\alpha_K = 4$ e $K_{min} = 20 MPa\sqrt{m}$ por razões conceituais já discutidas na Seção 2.5.3. Já as variáveis N e r representam, respectivamente, o número total de ensaios realizados e de ensaios não censurados (i.e., ensaios cujos resultados são

comprovadamente válidos segundo os critérios de crescimento subcrítico de trinca e de limite de deformação exigidos pela E1921). A mediana da distribuição dos dados de $K_{Jc(i)}$, $K_{Jc(med)}$, corresponde a 50% de probabilidade de falha uma vez que a mediana se refere ao valor central da distribuição dos dados de $K_{Jc(i)}$. Dessa forma, $K_{Jc(med)}$ pode ser facilmente obtida a partir da Eq. (3.24) ao considerar $F(K_{Jc}) = F[K_{Jc(med)}] = 0,5$ ou, pela expressão a seguir

$$K_{Jc(med)} = [\ln(2)]^{\frac{1}{4}}(K_0 - K_{min}) + K_{min} \quad (3.28)$$

Uma vez determinado o valor de $K_{Jc(med)}$, para o caso em que todos os ensaios são realizados em uma única temperatura, o valor da temperatura de referência na RTDF, T_0 , pode ser facilmente determinado a partir da seguinte expressão

$$T_0 = T - \left(\frac{1}{0,019} \right) \ln \left[\frac{K_{Jc(med)} - 30}{70} \right] \quad (3.29)$$

em que T é a temperatura de ensaio e T_0 é a temperatura em que o valor mediano da tenacidade à fratura para corpos de prova 1T, $K_{Jc(med)}$, é igual a $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Finalmente, a partir de um simples rearranjo da Eq. (3.29), é possível estimar o comportamento da tenacidade à fratura do aço na RTFD a partir da variação de $K_{Jc(med)}$ em função da temperatura conforme a seguinte expressão

$$K_{Jc(med)} = 30 + 70 \exp[0,019(T - T_0)] \quad (3.30)$$

O comportamento da tenacidade mediana descrito pela Eq. (3.30) constitui a denominada Curva Mestre, cujo formato universal é empiricamente comprovado a partir de uma extensa série de ensaios na RTDF para vários aços estruturais ferríticos [52,171–174].

A validade da T_0 exige ao menos seis resultados válidos provenientes de corpos de prova ensaiados em um range específico de temperatura ($-50 \text{ }^\circ\text{C} < T - T_0 < 50 \text{ }^\circ\text{C}$). A restrição na temperatura de ensaio visa assegurar que as condições de fratura sejam governadas pelo mecanismo de fratura descrito pela teoria do elo mais fraco. Ademais, deve ser respeitado o limite de deformação imposto pela Eq. (3.26). Os limites definidos pela faixa de temperatura de ensaio e pelo $K_{Jc(lim)}$ delimitam a janela de validade dos resultados $K_{Jc(i)}$.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo são apresentadas as inúmeras análises numéricas cujos resultados constituem um extenso conjunto de parâmetros (e.g., η_J^{MOD} , η_J^{LLD} , m_{3P} , m_{4P} , $r_{p_{3P}}$, $r_{p_{4P}}$), alguns dos quais são comumente utilizados nos procedimentos padrões para a determinação da tenacidade à fratura. Os resultados obtidos não somente validam os parâmetros e as relações já existentes e disponibilizadas nas atuais normas, mas também fornecem suporte aos esforços de padronização de ensaios de tenacidade à fratura que venham a utilizar geometrias SE(B) em configurações não convencionais, incluindo o modo de carregamento por flexão em 4 pontos. Após a discussão dos resultados numéricos, é feita uma breve descrição de algumas das principais características metalúrgicas bem como das principais propriedades mecânicas do aço utilizado nos ensaios de tenacidade à fratura. Por fim, são apresentadas as distribuições dos valores de tenacidade obtidas para cada configuração de ensaio e discutidas as implicações dos efeitos geométricos e de carregamento sobre tais distribuições assim como na temperatura de referência e na curva mestra a ela associada.

4.1 RESULTADOS NUMÉRICOS

As seções seguintes fornecem os resultados mais relevantes obtidos a partir de uma extensa análise numérica realizada sob condições de estado plano de deformação em configurações de corpos de prova SE(B) convencionais e não convencionais.

A análise inicial baseia-se nas descrições biparamétricas dos campos de tensões definidas em termos das variações de restrição plástica, expressas pelas trajetórias J - Q , para avaliar principalmente os potenciais efeitos do aumento do $span$ e do modo de carregamento sobre o comportamento à fratura nas imediações da ponta da trinca. A seguir, são apresentados os valores dos novos conjuntos de fatores η os quais são necessários para avaliar a integral J e o parâmetro δ a partir de dados experimentais de carga e deslocamento provenientes de ensaios de tenacidade realizados em configurações não convencionais de corpos de prova SE(B). Além disso, são calculados novos valores para o parâmetro m oriundo da relação J - δ , o que permite estimar a tenacidade em termos do parâmetro $CTOD$ a partir das medidas experimentais da integral J em configurações SE(B) não convencionais. Por fim, mas

não menos importante, são fornecidos os resultados do fator rotacional plástico, r_p , necessários para avaliar o parâmetro δ por meio do modelo da rótula plástica.

4.1.1 Efeitos geométricos e de carregamento sobre as trajetórias J - Q

Nas Figuras 4.1–4.8 estão representados os efeitos gerais das diferentes configurações de ensaio e dos diferentes níveis de encruamento (i.e., $n = 20, 10, 5$ definidos, nessa ordem, como baixo, médio e alto encruamento) sobre as trajetórias J - Q avaliadas em configurações convencionais e não convencionais envolvendo a geometria SE(B). Deve-se ressaltar que as configurações de ensaio não convencionais estão relacionadas às variações geométricas e aos diferentes modos de carregamento, sendo esses associados à flexão em 3 e 4 pontos e aquelas associadas a variações da razão a/W bem como da razão S/W . No contexto dos procedimentos padronizados de ensaio, deve-se frisar que a configuração convencional se refere à geometria SE(B) com $a/W = 0,5$ e $S/W = 4$ associada à flexão em 3 pontos. Em todos os gráficos, o parâmetro hidrostático Q é definido, vide Eq. (2.71) da Seção (2.2.3), a uma distância normalizada à frente da ponta da trinca dada por $\bar{r} = r/(J/\sigma_0) = 2$ enquanto que a força motriz expressa pela integral J é normalizada por $(b\sigma_0)$, sendo b o ligamento remanescente da trinca ($W - a$) e σ_0 a tensão de referência, definida neste caso como a tensão de escoamento, σ_{ys} . Deve-se observar que as trajetórias J - Q são plotadas em termos de $J/(b\sigma_0)$ vs. $-Q$ com o intuito de manter a escala das abscissas positiva. As propriedades mecânicas para todas as configurações, conforme já descritas anteriormente pela matriz de análise numérica na Seção (3.1.1), são expressas por: $n = 5$ com $E/\sigma_0 = 800$, $n = 10$ com $E/\sigma_0 = 500$ e $n = 20$ com $E/\sigma_0 = 300$. Os resultados das trajetórias J - Q para cada configuração de análise são calculados a partir de rotinas específicas implementadas no software Fractus 2D [151].

A análise inicial das trajetórias J - Q é baseada nas configurações de corpos de prova SE(B) com trinca profunda ($a/W = 0,5$) e com razão S/W crescente associada à flexão em 3 pontos, conforme indicada na Fig. 4.1(a). Além disso, a descrição biparamétrica dos campos elasto-plásticos à frente da ponta da trinca é baseada em um material com encruamento moderado ($n = 10$). Para auxiliar na avaliação do efeito ocasionado pelo aumento da distância entre os apoios (*span*) sobre a evolução do parâmetro Q em decorrência do aumento do carregamento em termos da integral J , o gráfico também inclui a trajetória J - Q referente à

configuração padrão (i.e., padronizada pelas normas E399, E1820, E1921, etc.) de um corpo de prova C(T) com $a/W = 0,6$ e de mesma capacidade de encruamento, a qual foi obtida a partir de análises feitas anteriormente por Cravero e Ruggieri [237]. Deve-se enfatizar que dentre todas as geometrias padronizadas de corpos de prova de tenacidade, a geometria C(T) é a que desenvolve os maiores níveis de restrição plástica à frente da ponta da trinca sendo, inclusive, considerada a geometria mais representativa da placa infinita.

Figura 4.1 – Análise das trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 3 pontos com razão S/W variável e com moderada capacidade de encruamento ($n = 10$) para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$

A análise da Fig. 4.1(a) permite observar uma clara tendência no comportamento das trajetórias J - Q em virtude da variação da razão S/W . Nesse caso, verifica-se que a restrição na ponta da trinca, na presente análise caracterizada pela magnitude do parâmetro Q , aumenta

à medida que a razão S/W cresce, de forma que as curvas J - Q são nitidamente deslocadas para a esquerda. Considere agora a análise das curvas J - Q referentes à geometria SE(B) com trinca rasa ($a/W = 0,2$), conforme Fig. 4.1(b). Nas trajetórias J - Q associadas às geometrias SE(B) com $a/W = 0,2$, embora seja observado um efeito menos pronunciado da abertura do *span* (i.e., S/W) sobre o nível de triaxialidade à frente da trinca, verifica-se claramente a mesma tendência apresentada pelas curvas J - Q obtidas a partir das geometrias SE(B) trinca profunda. Além disso, observa-se que todas as trajetórias J - Q referentes às geometrias SE(B) com $a/W = 0,2$ estão fortemente deslocadas para a direita, o que corrobora a menor restrição plástica dessas geometrias em relação às geometrias com trinca profunda. Visando ampliar a análise para materiais com elevada e baixa capacidade de encruamento, nas Figs. 4.2 e 4.3 são exibidas as respectivas trajetórias J - Q para materiais com $n = 5$ e $n = 20$, respectivamente.

Figura 4.2 – Análise das trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 3 pontos com razão S/W variável e com elevada capacidade de encruamento ($n = 5$) para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$

Figura 4.3 – Análise das trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 3 pontos com razão S/W variável e com pouca capacidade de encruamento ($n = 20$) para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$

A partir da análise das Figs. 4.2 e 4.3 observa-se que a tendência geral do efeito da razão S/W sobre a evolução do parâmetro Q associado à integral J se mantém, na medida em que um maior nível de restrição plástica na ponta da trinca se desenvolve com o aumento da razão S/W para quaisquer propriedades de encruamento. Esse mesmo comportamento se mantém para a geometria SE(B) com trinca rasa ($a/W = 0,2$), embora em menor grau assim como no caso para $n = 10$ conforme já discutido anteriormente.

Com o intuito de avaliar a influência das propriedades de encruamento no comportamento da restrição plástica, a análise a seguir indicada pela Fig. 4.4 mostra as

trajetórias J - Q para as diferentes propriedades mecânicas tanto para a geometria SE(B) com $a/W = 0,5$ quanto para $a/W = 0,2$, sendo ambas submetidas à flexão em 3 pontos para uma distância entre apoios $S/W = 4$.

Figura 4.4 – Análise da influência do nível de encruamento sobre as trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 3 pontos com razão $S/W = 4$ para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$

Ainda que para um baixo nível de carregamento (i.e., para um valor de $J/b\sigma_0 \sim 0,005$ de forma que o valor de M seja da ordem de 200 independentemente dos valores de σ_{ys} e n) a restrição plástica desenvolvida na ponta da trinca com $a/W = 0,5$ seja maior para o material com elevada capacidade de encruamento ($n = 5$), observa-se que, para ambos os

comprimentos de trinca, o nível de restrição plástica para um material com $n = 5$ é menor durante grande parte do carregamento. No contexto da fratura frágil por clivagem na RTDF, onde a fratura costuma ocorrer a baixos níveis de carregamento definidos por um limite de deformação da ordem de $100 < M < 200$ (vide Wallin [97] e Anderson e Dodds [58]), as trajetórias J - Q deixam evidente que possivelmente o efeito do aumento no *span* em aços de elevado encruamento possa ser menos pronunciado em decorrência do desenvolvimento das elevadas tensões nos estágios iniciais de carregamento. Ainda em relação à geometria SE(B) com $a/W = 0,5$, observa-se que os níveis de restrição plástica referentes a capacidade de encruamento com $n = 10$ e $n = 20$ são semelhantes para valores mais elevados de J . Contudo, é importante destacar que tal comportamento não se deve exclusivamente ao efeito de encruamento, apesar da sua grande influência, uma vez que, em menor grau, esse comportamento também está associado às demais propriedades da relação constitutiva tal como E/σ_0 . Comportamento semelhante pode ser observado nas análises da influência das propriedades de encruamento sobre as trajetórias J - Q para as razões $S/W = 6$ e $S/W = 8$. Devido ao fato dessas análises fornecerem essencialmente as mesmas observações supracitadas e à necessidade de preservar espaço em virtude das inúmeras análises numéricas, as análises referentes às configurações com $S/W = 6$ e $S/W = 8$ são intencionalmente omitidas.

As análises descritas na sequência referem-se às configurações SE(B) solicitadas por flexão em 4 pontos e seguem a mesma linha de raciocínio das análises discutidas anteriormente para as configurações da geometria SE(B) solicitada em 3 pontos. Dessa forma, nas Figuras 4.5(a) e 4.5(b) estão demonstradas, respectivamente, as curvas J - Q para as configurações de corpo de prova SE(B) com $a/W = 0,5$ e $a/W = 0,2$ submetidas à flexão em 4 pontos com razão S/W crescente referente a um material com $n = 10$. Nessas figuras, além da inclusão da trajetória J - Q referente à configuração convencional de um corpo de prova C(T) com $a/W = 0,6$ e de mesma capacidade de encruamento, também está inserida a trajetória J - Q da configuração 3P-SE(B) com $S/W = 8$, vide Fig. 4.1(a), para facilitar a avaliação comparativa da influência do modo de carregamento sobre a restrição plástica na ponta da trinca. É importante frisar que a configuração 3P-SE(B) com $S/W = 8$, para qualquer nível de encruamento, apresenta o maior nível de triaxialidade dentre todas as configurações submetidas à flexão por 3 pontos.

Figura 4.5 – Análise das trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 4 pontos com razão S/W variável e com moderada capacidade de encruamento ($n = 10$) para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$

Os resultados indicados nas Figuras 4.5(a) e 4.5(b) revelam que as trajetórias J - Q obtidas a partir da flexão em 4 pontos permanecem praticamente inalteradas conforme a razão S/W aumenta, tanto para a geometria SE(B) com $a/W = 0,5$ quanto para a geometria SE(B) com $a/W = 0,2$. Esse comportamento fornece fortes indícios de que a distância entre o ponto de aplicação de carga (rolete superior) e o ponto de apoio (rolete inferior), também denominado de braço de momento, não exerce influência na componente tensorial hidrostática, uma vez que o parâmetro adimensional Q possui um caráter essencialmente hidrostático. Portanto, uma vez que o parâmetro Q é dado em termos da magnitude da tensão

principal que atua perpendicularmente ao plano da trinca (σ_{yy} ou, equivalentemente, $\sigma_{\theta\theta}$), o seu valor e, conseqüentemente, as tensões locais, permanecem inalteradas de forma que a integral J medida na ponta da trinca não sofre variação em sua magnitude, independentemente da razão S/W .

Além das observações anteriores, pode ser constatado que os níveis de restrição plástica desenvolvidos na ponta da trinca para os corpos de prova carregados em 4 pontos são ainda mais elevados em relação aos correspondentes níveis de restrição obtidos na configuração 3P-SE(B) com $S/W = 8$, o que indica que o modo de flexão por 4 pontos tende a mitigar de forma ainda mais pronunciada os efeitos de perda de restrição na ponta da trinca precedentes à instabilidade por clivagem. Como análise complementar, assim como já observado na análise da flexão em 3 pontos, verifica-se claramente o efeito pronunciado da razão a/W sobre a restrição plástica na ponta da trinca uma vez que, de modo geral, a geometria SE(B) com $a/W = 0,2$ desenvolve uma maior plasticidade quando comparada à geometria SE(B) com $a/W = 0,5$.

Já as análises para os diferentes níveis de encruamento também demonstram a mesma tendência observada na Figura 4.5, ou seja, o nível de restrição plástica na ponta da trinca mostra-se invariável com o aumento da razão S/W para quaisquer propriedades de encruamento, conforme análises das Figs. 4.6 e 4.7.

Figura 4.6 – Análise das trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 4 pontos com razão S/W variável e com elevada capacidade de encruamento ($n = 5$) para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$

Figura 4.7 – Análise das trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 4 pontos com razão S/W variável e com pouca capacidade de encruamento ($n = 20$) para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$

Por fim, ao avaliar a influência das propriedades de encruamento sobre o nível de restrição plástica à frente da ponta da trinca (*crack tip constraint*), a análise a seguir mostra as trajetórias J - Q para as diferentes propriedades mecânicas tanto para a geometria SE(B) com $a/W = 0,5$ quanto para $a/W = 0,2$, sendo ambas submetidas à flexão em 4 pontos para uma distância entre apoios $S/W = 4$, conforme Figura 4.8.

Figura 4.8 – Análise da influência do nível de encruamento sobre as trajetórias J - Q de corpos de prova SE(B) flexionados em 4 pontos com razão $S/W = 4$ para (a) trinca profunda com $a/W = 0,5$; (b) trinca rasa com $a/W = 0,2$

Fazendo um paralelo dessa análise com àquela realizada para o modo de flexão em 3 pontos, vide Fig. 4.4, observa-se essencialmente as mesmas características, à exceção da configuração 4P SE(B) com $a/W = 0,5$ associada a um encruamento moderado ($n = 10$), em que é possível observar o desenvolvimento de um maior nível de restrição plástica em relação

à configuração com baixo encruamento ($n = 20$) sob carregamentos mais elevados (i.e., para condições em que $J/b\sigma_0 \geq 0,024$ de forma que o valor de M é da ordem de 40 independentemente dos valores de σ_{ys} e n). Além disso, observa-se que na flexão por 4 pontos, o material com $n = 5$ consegue manter elevados níveis de restrição a maiores níveis de carregamento (i.e., para valores de $J/b\sigma_0 \sim 0,008$ de forma que o valor de M é da ordem de 125 independentemente dos valores de σ_{ys} e n) em relação ao modo de flexão por 3 pontos ($J/b\sigma_0 \sim 0,005$). Esses mesmos comportamentos são observados para as demais razões S/W cujas análises também são omitidas por não fornecerem informações adicionais.

As descrições realizadas anteriormente das condições de restrição plástica na ponta da trinca para configurações SE(B) convencionais e não convencionais revelam um efeito marcante da abertura de *span* e do modo de carregamento sobre o comportamento à fratura desses corpos de prova, particularmente para as configurações associadas à trinca profunda. Essas evidências sugerem que o aumento do *span* e que o modo de carregamento pode efetivamente mitigar os efeitos de perda de restrição plástica, fenômeno frequentemente observado em corpos de prova de pequenas dimensões submetidos à flexão, tais como os PCVN's. Portanto, fica evidente que tais fatores aumentam a eficácia dos corpos de prova em assegurar condições de elevada triaxialidade precedente à fratura de modo que os valores críticos de força motriz possam ser essencialmente independentes de fatores geométricos.

Embora não tenha sido realizada uma investigação numérica mais detalhada (e.g., por meio de mapas de contorno da tensão principal máxima definidos por $\sigma_1 \geq 2\sigma_{ys}$, vide por exemplo [46]) da influência da geometria e do modo de carregamento sobre o campo de tensões, uma justificativa plausível para os diferentes níveis de triaxialidade relacionados aos modos de flexão (3P e 4P) pode ser dada em termos da resposta da flexão associada à interação entre as zonas plásticas local (i.e., na ponta da trinca) e global. No caso da flexão em 3P, tensões cisalhantes de magnitude relativamente alta se desenvolvem no plano referente ao ligamento remanescente por onde o carregamento é pontualmente aplicado, o que pode contribuir ainda mais para a interação entre a plasticidade global e os campos na ponta da trinca. Já no caso da flexão em 4P, a região do ligamento remanescente é completamente submetida a um momento constante e, portanto, as tensões cisalhantes nulas. Tal condição sugere uma menor interação da zona plástica local com a zona plástica global e, conseqüentemente, um efeito menos pronunciado da perda de restrição com a progressão da deformação plástica. Deve ser enfatizado, entretanto, que as descrições dos campos de tensões embasadas na teoria J - Q aplicam-se essencialmente a análises bidimensionais, onde as tensões

são analisadas em um único plano. A maneira pela qual as tensões se distribuem no em torno da frente de trinca é influenciada pela espessura de material. Por esse motivo, essas descrições não refletem (ou não são sensíveis) as variações que ocorrem nos volumes de material localizados ao longo da frente de trinca e, portanto, os efeitos de espessura (*out-of-plane constraint*) sobre os campos à frente da trinca para um dado plano de referência (*in-plane constraint*). Análises tridimensionais em modelos SE(B) e PCVN realizadas por Ruggieri et al. [46] revelam que a evolução de Q , à medida que o carregamento progride, exibe uma forte dependência da localização da frente de trinca. Para ambas as geometrias 3-D, essas análises indicam uma condição de restrição plástica no plano médio (*midplane* definido por $Z/(B/2) = 0$ em que B é a espessura nominal do modelo) ainda mais severa em relação à condição *plane-strain* (2D). Porém, na medida em que os campos de tensões são medidos em camadas mais distantes do centro da espessura; i.e., $Z/(B/2) > 0,4$, observa-se uma nítida perda de restrição plástica ocasionada pelo relaxamento das tensões principais devido à distribuição de deformação plástica não uniforme ao longo da espessura. Dessa forma, uma investigação mais detalhada por meio de análises numéricas 3D se faz necessária para uma completa descrição da influência do modo de carregamento sobre a distribuição das tensões na frente de trinca.

A análise experimental dos efeitos da geometria e do modo de carregamento sobre a distribuição dos valores de tenacidade à fratura medidos na RTDF de um típico aço ferrítico-perlítico estrutural (ASTM A572 Grau 50) é realizada na segunda etapa deste capítulo, conforme abordagem mais adiante na Seção 4.2.6.

4.1.2 Fatores η plásticos derivados de *CMOD* e *LLD*

Nesta seção, são descritos os resultados em termos dos fatores plásticos η_p provenientes da extensa análise numérica conduzida em condições de deformação plana por meio dos modelos em elementos finitos dos corpos de prova SE(B) em configurações convencionais e não convencionais, conforme já descrito na seção anterior.

A avaliação dos fatores η_p para as configurações SE(B) analisadas baseia-se na resolução da Eq. (3.4) após o cálculo da área plástica, A_p , sob as curvas P -CMOD e P -LLD geradas a partir das geometrias SE(B) submetidas à flexão em 3 e 4 pontos com razão S/W variável e diferentes propriedades mecânicas. Antes de apresentar os fatores η_p necessários para a avaliação da força motriz em termos da integral J (daqui em diante representado por

η_J) a partir das curvas experimentais carga-deslocamento, é feito um breve comentário acerca da metodologia numérica utilizada para o cálculo dos valores de η_J .

O trabalho plástico associado com J a cada incremento de carregamento (em termos de deslocamento) também deriva a partir da avaliação direta da área plástica sob a curva carga-deslocamento. Os termos J_p e A_p são normalizados a partir de uma simples manipulação da Eq. (3.4) a fim de definir uma relação linear entre $J_p/(b\sigma_{ys})$ e $A_p/(Bb^2\sigma_{ys})$ a partir da qual os fatores η_J são avaliados. Na Figura 4.9 está representada a variação da componente J_p normalizada em função da área A_p normalizada para um material de encruamento moderado ($n = 10$), sendo que essa área é obtida a partir dos registros de CMOD das configurações SE(B) com $a/W = 0,5$ submetidas à flexão em 3 e 4 pontos em diferentes razões S/W .

Figura 4.9 – Variação da componente J_p normalizada em função da A_p normalizada medida a partir dos registros de $CMOD$ para as configurações SE(B) com $a/W = 0,5$ e $n = 10$ para diferentes razões S/W submetidas à: (a) flexão em 3 pontos; (b) flexão em 4 pontos

Figura 4.10 – Variação da componente J_p normalizada em função da A_p normalizada medida a partir dos registros de $CMOD$ para as configurações SE(B) com $a/W = 0,2$ e $n = 10$ para diferentes razões S/W submetidas à: **(a)** flexão em 3 pontos; **(b)** flexão em 4 pontos

De modo geral, é possível observar claramente uma forte relação linear entre os termos normalizados, a qual se mantém para todas as configurações analisadas, permitindo assim a determinação do fator plástico η_j^{CMOD} a partir da inclinação da regressão linear dos termos $J_p/(b\sigma_{ys})$ e $A_p^{CMOD}/(Bb^2\sigma_{ys})$. Comportamento análogo pode ser observado para a geometria SE(B) com $a/W = 0,2$, conforme indicado pela Fig. 4.10. As análises referentes às demais configurações de trinca, definidas em termos das diversas razões a/W e demais propriedades de encruamento, foram intencionalmente omitidas justamente por apresentarem comportamento similar ao observado nas análises das Figuras 4.9 e 4.10.

Devido às diferenças associadas ao modo de carregamento por flexão em 3 e 4 pontos, torna-se interessante avaliar a maneira pela qual se dá a evolução da carga aplicada com o deslocamento para cada modo de flexão. Na Figura 4.11 está demonstrada a resposta carga vs. deslocamento, esse definido em termos de CMOD, para as geometrias SE(B) submetidas à flexão em 3 e 4 pontos com $a/W = 0,5$ e $n = 10$ para diferentes razões S/W . Já na Fig. 4.12 é apresentada uma análise similar, porém baseada em uma geometria SE(B) com trinca rasa $a/W = 0,2$. Nesses gráficos, a carga P é normalizada por uma carga limite, P_0 , dada por uma solução analítica conveniente [159], enquanto que o $CMOD$ é normalizado pelo ligamento remanescente, b . Deve-se salientar que para ambos os modos de flexão, a solução da carga limite utilizada é obtida em condições de deformação plana para manter a coerência com o estado plano de deformação das análises numéricas. Para maiores detalhes acerca dessa solução, recomenda-se consultar a referência [159]. Devido ao fato da carga limite em geometrias SE(B) depender explicitamente da distância entre os apoios, S , a evolução da carga normalizada (P/P_0) com o deslocamento normalizado ($CMOD/b$) permanece essencialmente inalterada com o aumento da razão S/W . Esse comportamento indica que a carga aplicada simplesmente se escala com a distância S . Além disso, é possível observar que a resposta P/P_0 vs. $CMOD/b$ referente à flexão em 4 pontos para ambas as razões a/W encontra-se abaixo da resposta correspondente à flexão em 3 pontos. Os resultados para as demais configurações SE(B) envolvendo diferentes razões a/W e diferentes níveis de encruamento fornecem as mesmas observações e, portanto, também são omitidas.

Figura 4.11 – Resposta P - $CMOD$ normalizada para as configurações SE(B) com $a/W = 0,5$ e $n = 10$ para diferentes razões S/W submetidas à: (a) flexão em 3 pontos; (b) flexão em 4 pontos

Figura 4.12 - Resposta P - $CMOD$ normalizada para as configurações SE(B) com $a/W = 0,2$ e $n = 10$ para diferentes razões S/W submetidas à: (a) flexão em 3 pontos; (b) flexão em 4 pontos

Nas Figuras 4.13 e 4.14 são fornecidos os fatores plásticos η , em termos da força motriz J , adimensionais baseados nos registros de P-CMOD (η_J^{CMOD}) e P-LLD (η_J^{LLD}) para as configurações SE(B) submetidas à flexão em 3 e 4 pontos e associadas às variações nas razões S/W e a/W para diferentes propriedades mecânicas. Nesses gráficos, os símbolos correspondem aos valores calculados de η_J enquanto as linhas representam as curvas de ajuste, obtidas por regressão polinomial, para os dados numéricos.

Figura 4.13 – Variação dos fatores plásticos η_J em função da razão a/W derivados de *CMOD* para corpos de prova SE(B), com razão S/W variável e diferentes propriedades mecânicas, submetidos à flexão em (a) 3 pontos; (b) 4 pontos

A primeira análise é baseada nos resultados dispostos na Fig. 4.13 que correspondem aos fatores η_J^{CMOD} . Para fins de referência, deve-se destacar que na Fig. 4.13(a) também está

incluída a variação do fator η_J^{CMOD} em função de a/W para corpos de prova SE(B) flexionados em 3 pontos e com $S/W = 4$ fornecida pela ASTM E1820-18 [67], conforme indicada pela linha contínua. Observa-se que essa linha está praticamente sobreposta à curva de ajuste dos dados numéricos de η_J^{CMOD} obtidos a partir do modelo 3P-SE(B) com $S/W = 4$ empregado nesta análise. Dessa forma, a correspondência assegurada entre os dados η_J^{CMOD} obtidos numericamente e os valores de η_J^{CMOD} fornecidos pela ASTM E1820-18 [67] comprova a validação do modelo e, conseqüentemente, das análises numéricas utilizadas para a determinação dos demais fatores η_J^{CMOD} para as diferentes configurações SE(B). A análise dos resultados dispostos nos gráficos da Fig. 4.13 deixa evidente que os fatores η_J^{CMOD} , obtidos tanto para a flexão em 3P quanto em 4P para as diversas razões S/W , são essencialmente independentes do coeficiente de encruamento em todo o range a/W avaliado. Em contrapartida, os fatores η_J^{CMOD} apresentam forte sensibilidade à razão S/W , pois pode-se observar nitidamente que o valor de η_J^{CMOD} , para uma dada razão a/W , aumenta com a elevação da razão S/W . Além disso, pode-se verificar que a configuração SE(B) flexionada em 4 pontos fornece valores de η_J^{CMOD} significativamente diferentes quando comparados aos valores fornecidos pela flexão em 3 pontos, sendo esses da ordem de 1,8 ~ 2 vezes maiores aos correspondentes valores em 4 pontos.

A partir de agora as análises são centradas nos fatores plásticos η derivados a partir dos registros de LLD, η_J^{LLD} . Os resultados indicados na Fig. 4.14 descrevem a variação dos fatores η_J^{LLD} em função da razão a/W . De forma análoga à análise anterior, na Figura 4.14(a) está incluída a variação do fator η_J^{LLD} em função de a/W para corpos de prova SE(B) flexionados em 3 pontos e com $S/W = 4$ fornecida pela E1820, conforme indicado pela linha tracejada. Primeiramente, observa-se que o comportamento dos valores de η_J^{LLD} contrasta de forma acentuada com os resultados de η_J^{CMOD} apresentados anteriormente, uma vez que tais valores se mostram praticamente insensíveis à variação da razão S/W , particularmente na faixa $0,3 \leq a/W \leq 0,8$. Embora os valores de η_J^{LLD} exibem uma pequena sensibilidade à razão S/W para as configurações SE(B) trinca rasa ($a/W \leq 0,2$), observa-se que tais valores são razoavelmente próximos uns dos outros. Em termos práticos, a fim de simplificar os procedimentos de ensaios de tenacidade à fratura, pode-se dizer que há um elevado grau de semelhança entre esses valores de forma que tais diferenças podem ser desprezadas de acordo com as suas reais necessidades sem, todavia, comprometer a confiabilidade dos resultados. Similarmente aos resultados de η_J^{CMOD} , os valores de η_J^{LLD} medidos por flexão em 3 pontos são

aproximadamente da ordem de 1,9 ~ 2,5 vezes maiores aos correspondentes valores medidos no carregamento por flexão em 4 pontos.

Figura 4.14 – Variação dos fatores plásticos η_J em função da razão a/W derivados de *LLD* para corpos de prova SE(B), com razão S/W variável e diferentes propriedades mecânicas, submetidos à flexão em (a) 3 pontos; (b) 4 pontos

Visando proporcionar uma manipulação mais simples dos resultados referentes aos fatores η_J apresentados anteriormente nas Figuras 4.13 e 4.14, nas Eqs. (4.1a) e (4.1b) são fornecidos, respectivamente, os valores adimensionais de η_J^{CMOD} e η_J^{LLD} expressos em função do tamanho da trinca e sob condições de deformação plana, a partir das seguintes funções polinomiais

$$\eta_J^{CMOD} = \alpha_0 + \alpha_1(a/W) + \alpha_2(a/W)^2 \quad (4.1a)$$

$$\eta_J^{LLD} = \beta_0 + \beta_1(a/W) + \beta_2(a/W)^2 + \beta_3(a/W)^3 \quad (4.1b)$$

sobre as quais entende-se que o ajuste polinomial de segunda e terceira ordem é empregado para obter, respectivamente, os fatores η_J^{CMOD} e η_J^{LLD} na faixa $0,1 \leq a/W \leq 0,8$ para quaisquer níveis de encruamento. Nas Tabelas 4.1 e 4.2 são fornecidos os coeficientes polinomiais das Eqs. (4.1a) e (4.1b) determinados a partir do ajuste de mínimos quadrados polinomial dos dados numéricos de η_J^{CMOD} obtidos na faixa $0,1 \leq a/W \leq 0,8$ a partir dos diferentes níveis de encruamento. Em relação a esse procedimento deve-se mencionar que, embora seja evidente a partir da análise da Fig. 4.14 que o fator η_J^{LLD} aparenta alguma sensibilidade ao encruamento para trinca rasas ($a/W \leq 0,20$), o ajuste polinomial adotado é suficientemente preciso para a maioria das aplicações práticas as quais geralmente envolvem ensaios de tenacidade à fratura em corpos de prova cujo comprimento normalizado de trinca varia de moderado a profundo ($a/W \geq 0,25 \sim 0,50$).

Tabela 4.1 – Coeficientes para o ajuste polinomial da Eq. (4.1a) que define a relação entre os fatores η_J^{CMOD} e a razão a/W para as configurações SE(B) submetidas à flexão em 3 e 4 pontos

Carregamento	S/W	α_0	α_1	α_2
3P	4	3,71	-2,78	1,10
	6	5,17	-2,50	0,24
	8	6,86	-2,48	-0,66
4P	4	1,82	-0,53	-0,43
	6	2,75	-0,87	-0,58
	8	3,67	-1,12	-0,83

Tabela 4.2 – Coeficientes para o ajuste polinomial da Eq. (4.1b) que define a relação entre os fatores η_J^{LLD} e a razão a/W para as configurações SE(B) submetidas à flexão em 3 e 4 pontos

Carregamento	S/W	β_0	β_1	β_2	β_3
3P	4, 6, 8	5,69	-10,36	6,20	0,67
4P	4, 6, 8	-0,07	5,02	-7,74	3,91

4.1.3 Relação J - δ

Esta seção descreve a relação entre a integral J e o parâmetro $CTOD$ (também denotado por δ) cujos resultados numéricos são provenientes de uma extensa análise realizada em condições de deformação plana por meio dos modelos dos corpos de prova SE(B) em diversas configurações conforme já descritas anteriormente.

Antes de avaliar a dependência funcional da constante adimensional $m = J/(\delta\sigma_{flux})$ para as diversas configurações SE(B), inicialmente é feita uma breve análise da variação do $CTOD$ em função do aumento nos valores de J , a qual exerce influência direta sobre a acurácia da avaliação dos valores representativos de m que são independentes do nível de carregamento. Assim, pode-se observar a partir da Fig. 4.15 a evolução do $CTOD$ em função de J para as configurações SE(B) com diversas razões a/W e flexionadas em 3 e 4 pontos com diferentes razões S/W para um material de moderado encruamento ($n = 10$).

Figura 4.15 – Relação J - $CTOD$ para geometrias SE(B) com diferentes razões a/W e com $n = 10$ submetidas à flexão em (a) 3 pontos com $S/W = 4$; (b) 3 pontos com $S/W = 6$; (c) 3 pontos com $S/W = 8$; (d) 4 pontos com $S/W = 4$; (e) 4 pontos com $S/W = 6$; (f) 4 pontos com $S/W = 8$

A análise da Fig. 4.15 permite observar que, apesar das pequenas diferenças, as relações J - δ são relativamente independentes das razões S/W para um dado modo de carregamento e a evolução do parâmetro δ em função da integral J segue um comportamento linear por praticamente toda a faixa de carregamento. Além disso, observa-se que as geometrias SE(B) submetidas à flexão em 4 pontos fornecem relações J - δ que não diferem significativamente das correspondentes relações para as geometrias SE(B) flexionadas em 3 pontos. As tendências e os resultados aqui descritos são essencialmente similares para materiais com elevada ($n = 5$) e baixa ($n = 20$) capacidade de encruamento, conforme pode-se observar nas Figuras 4.16 e 4.17, respectivamente.

Figura 4.16 – Relação J -CTOD para geometrias SE(B) com diferentes razões a/W e com $n = 5$ submetidas à flexão em: (a) 3 pontos com $S/W = 4$; (b) 3 pontos com $S/W = 6$; (c) 3 pontos com $S/W = 8$; (d) 4 pontos com $S/W = 4$; (e) 4 pontos com $S/W = 6$; (f) 4 pontos com $S/W = 8$

Figura 4.17 – Relação J -CTOD para geometrias SE(B) com diferentes razões a/W e com $n = 20$ submetidas à flexão em: (a) 3 pontos com $S/W = 4$; (b) 3 pontos com $S/W = 6$; (c) 3 pontos com $S/W = 8$; (d) 4 pontos com $S/W = 4$; (e) 4 pontos com $S/W = 6$; (f) 4 pontos com $S/W = 8$

A evolução do parâmetro adimensional m com o aumento do nível do carregamento, esse dado em termos da força motriz J , para as diferentes configurações SE(B) associadas a um encruamento moderado ($n = 10$) pode ser visualizada na Figura 4.18. Para fins de referência, deve-se destacar que na Fig. 4.18(a) também está inserido o valor do parâmetro m fornecido pela ASTM E1820-18 [67], o qual é definido em condições de deformação plana e correspondente à configuração padrão SE(B) com $a/W = 0,5$ e $S/W = 4$ submetida à flexão em 3 pontos, conforme indicado pela linha horizontal contínua mais espessa.

Figura 4.18 – Parâmetro adimensional m em função do nível de carregamento para geometrias SE(B) com diferentes razões a/W e com $n = 10$: (a) 3P com $S/W = 4$; (b) 3P com $S/W = 6$; (c) 3P com $S/W = 8$; (d) 4P com $S/W = 4$; (e) 4P com $S/W = 6$; (f) 4P com $S/W = 8$

De modo geral, é possível observar que os valores do parâmetro m apresentam uma forte variação a baixos níveis de carregamento, os quais são associados a baixos valores de J . Esse comportamento deriva diretamente de uma forte relação não linear entre a integral J e o parâmetro $CTOD$ nos estágios iniciais de carregamento do corpo de prova. Após esse comportamento de transição, observa-se que os valores de m continuam a crescer com o aumento de J , porém em uma taxa decrescente de forma que tais valores tendem a se estabilizar em um dado patamar ao atingirem valores essencialmente constantes para cada razão a/W analisada. Além disso, pode-se observar facilmente que, à exceção das geometrias SE(B) com trinca profunda ($a/W = 0,7$ e $a/W = 0,8$), o nível de carregamento em que o valor de m tende a se estabilizar é da ordem de 200 kJ/m^2 , o que é relativamente conservador. Na Fig. 4.18(a), a título de exemplo, os valores de m variam na faixa de $m \approx 1,5$ para uma razão $a/W = 0,1$ a $m \approx 2,1$ para uma razão $a/W = 0,8$. A evolução do parâmetro adimensional m com o aumento do nível do carregamento para os demais níveis de encruamento ($n = 5$ e $n = 20$) apresenta comportamento muito similar ao apresentado pela relação $J/(\delta\sigma_f)$ vs. J discutida anteriormente para um material com $n = 10$, conforme indicada nas Figuras 4.19 e 4.20.

Figura 4.19 – Parâmetro adimensional m em função do nível de carregamento para geometrias SE(B) com diferentes razões a/W e com $n = 5$: (a) 3P com $S/W = 4$; (b) 3P com $S/W = 6$; (c) 3P com $S/W = 8$; (d) 4P com $S/W = 4$; (e) 4P com $S/W = 6$; (f) 4P com $S/W = 8$

Figura 4.20 – Parâmetro adimensional m em função do nível de carregamento para geometrias SE(B) com diferentes razões a/W e com $n = 20$: (a) 3P com $S/W = 4$; (b) 3P com $S/W = 6$; (c) 3P com $S/W = 8$; (d) 4P com $S/W = 4$; (e) 4P com $S/W = 6$; (f) 4P com $S/W = 8$

A partir dos resultados numéricos apresentados nas Figs. 4.18-20 é possível correlacionar o parâmetro $m = J/(\delta\sigma_f)$ em função do comprimento adimensional da trinca

a/W e da propriedade de encruamento n para as diversas configurações SE(B) analisadas por flexão em 3 e 4 pontos. Na Figura 4.21 são apresentados os valores de m obtidos para cada configuração da matriz de análise.

Figura 4.21 – Variação do parâmetro m em função de a/W e do nível de encruamento para as diferentes configurações SE(B) submetidas à flexão em (a) 3 pontos e (b) 4 pontos

A análise dos resultados dispostos na Fig. 4.21 permite constatar as seguintes observações: (1) os valores de m das configurações SE(B)_{3P} e SE(B)_{4P} são essencialmente independentes da distância entre os apoios a qual é caracterizada pela razão S/W ; (2) os valores de m apresentam uma maior sensibilidade ao expoente de encruamento na faixa $5 \leq n \leq 10$ para ambos os modos de carregamento; (3) os valores de m apresentam tendências semelhantes independentemente do modo de carregamento considerado (3P vs. 4P). Com o intuito de fornecer uma manipulação mais simples dos resultados dispostos na Fig. 4.21, logo abaixo são apresentadas duas funções polinomiais, obtidas por análise multivariada com o auxílio do software *Wolfram Mathematica*® [243], que correlacionam a dependência do parâmetro m em função do comprimento da trinca, a/W , e do expoente de encruamento, n , para as configurações SE(B)_{3P} e SE(B)_{4P} conforme expressões a seguir

$$m_{3P} = 0,8603 + 0,9068(a/W) - 0,1814(a/W)^2 + 5,1027n^{-1} + 0,0052n \quad (4.2a)$$

$$m_{4P} = 0,9781 + 1,6154(a/W) - 0,9092(a/W)^2 + 4,3640n^{-1} - 0,0035n \quad (4.2b)$$

em que m_{3P} e m_{4P} representam os valores de m obtidos pelo modo de flexão em 3 e 4 pontos, respectivamente.

É importante destacar que o expoente de encruamento n pode ser facilmente obtido por meio do limite de escoamento (σ_{ys}) e da resistência à tração (σ_{uts}) a partir da seguinte expressão [193]

$$n = \frac{1,1249 + 11,0097 \left(\frac{\sigma_{ys}}{\sigma_{uts}} \right) - 11,7464 \left(\frac{\sigma_{ys}}{\sigma_{uts}} \right)^2}{1 + 1,3495 \left(\frac{\sigma_{ys}}{\sigma_{uts}} \right) - 5,3117 \left(\frac{\sigma_{ys}}{\sigma_{uts}} \right)^2 + 2,9643 \left(\frac{\sigma_{ys}}{\sigma_{uts}} \right)^3} \quad (4.3)$$

cujo valor de n pode ser calculado para valores de σ_{ys}/σ_{uts} compreendidos na faixa $0,02 \leq \sigma_{ys}/\sigma_{uts} \leq 1,0$.

As funções polinomiais dos parâmetros m_{3P} e m_{4P} são válidas para uma ampla faixa de valores de comprimento de trinca, $0,1 \leq a/W \leq 0,8$, e de encruamento, $5 \leq n \leq 20$. Além disso, essas funções fornecem estimativas muito próximas aos valores de m apresentados na Figura 4.21 de forma que erro percentual entre os dados ajustados e os dados obtidos numericamente é inferior a 5%.

4.1.4 Fatores rotacionais plásticos

O procedimento para estimar o parâmetro $CTOD$ abordado nas Seções 2.1.3.3 e 3.1.8 baseia-se no pressuposto da ocorrência de uma rotação de corpo rígido em torno de um ponto de articulação aparente (*plastic hinge*) para avaliar a componente plástica, δ_p , a partir do deslocamento de abertura da boca da trinca ($CMOD$). Conforme já discutido nessas seções, o fator r_p define a posição relativa do ponto de articulação aparente. Baseando-se nessas considerações, nesta seção são apresentados os valores do fator rotacional plástico, r_p , obtidos a partir das análises numéricas.

De modo similar aos procedimentos descritos nas seções anteriores, inicialmente é apresentada a variação do fator r_p em função do aumento do nível de deformação definido em termos do $CMOD$ (também representado por V_p). O fator r_p de cada configuração analisada deriva diretamente da avaliação da componente δ_p , vide Eq. (3.6b) da Seção 3.1.8. Na Fig. 4.22 é apresentada a variação do fator r_p em função da componente V_p para a geometria SE(B) com $a/W = 0,5$ submetida à flexão em 3 e 4 pontos para diferentes razões S/W e níveis de encruamento ($n = 5, 10$ e 20).

Figura 4.22 – Fator rotacional plástico, r_p , em função do $CMOD$ para diferentes níveis de encruamento referente às geometrias SE(B) com $a/W = 0,5$: (a) 3P com $S/W = 4$; (b) 3P com $S/W = 6$; (c) 3P com $S/W = 8$; (d) 4P com $S/W = 4$; (e) 4P com $S/W = 6$; (f) 4P com $S/W = 8$

A análise da Fig. 4.22 permite observar que, para cada caso, os valores de r_p variam de forma significativa para baixos valores de V_p para os quais o modelo da rótula plástica é altamente impreciso uma vez que os deslocamentos elástico e plástico apresentam magnitudes similares. Em contrapartida, para elevados valores de V_p , o fator r_p assume um valor relativamente constante, mostrando-se essencialmente independente da magnitude de V_p e da capacidade de encruamento do material. Na caso particular da configuração SE(B) padrão (isto é, com $a/W = 0,5$ e submetida à flexão por 3 pontos em um *span* igual a $S/W = 4$), conforme Fig. 4.22(a), é possível observar que o fator r_p aproxima-se do valor de 0,4 fornecido pela BS 7448-1-91 [118]. Além disso, de modo geral, os resultados dispostos na Fig. 4.22 demonstram claramente que a evolução do fator r_p em função de V_p é praticamente insensível à razão S/W e ao modo de flexão (3P vs. 4P). Essas observações trazem uma importante

implicação ao procedimento de avaliação de tenacidade à fratura baseado no modelo da rótula plástica, pois evidenciam nitidamente que o valor do fator r_p fornecido pela BS 7448-1-91 [118] pode servir igualmente bem para determinar o $CTOD$ a partir de registros experimentais de carga-deslocamento de geometrias SE(B) trinca profunda submetidas à flexão em 3P ou 4P para quaisquer razões S/W definidas na faixa $4 \leq S/W \leq 8$. Sob o ponto de vista prático, essa constatação torna-se ainda mais interessante, uma vez que simplifica o procedimento e, ao mesmo tempo, confere uma maior versatilidade à metodologia da rótula plástica.

Análise similar é feita para a geometria SE(B) com $a/W = 0,2$, conforme curvas r_p vs. V_p indicadas na Figura 4.23.

Figura 4.23 - Fator rotacional plástico, r_p , em função do $CMOD$ para diferentes níveis de encruamento referente às geometrias SE(B) com $a/W = 0,2$: (a) 3P com $S/W = 4$; (b) 3P com $S/W = 6$; (c) 3P com $S/W = 8$; (d) 4P com $S/W = 4$; (e) 4P com $S/W = 6$; (f) 4P com $S/W = 8$

A partir da análise da Fig. 4.23 observa-se que os valores de r_p referentes à geometria SE(B) com trinca rasa variam de forma significativa para baixos valores de V_p , assim como os valores de r_p referentes à geometria SE(B) com trinca profunda. No entanto, ao contrário dos valores de r_p apresentados na Fig. 4.22 que tendem a estabilizar para um $r_p \approx 0,4$ para os diferentes níveis de encruamento analisados, observa-se que os valores de r_p apresentados na Fig. 4.23 se estabilizam em patamares nitidamente distintos entre si, de forma que os fatores r_p para as geometrias SE(B) com trinca rasa se mantêm fortemente dependentes do nível de encruamento para elevados níveis de deformação. Portanto, pode-se evidenciar que o fator r_p é dependente tanto da razão a/W quanto do expoente de encruamento n .

A fim de fornecer um panorama geral do comportamento do fator r_p para as diversas configurações analisadas, na Fig. 4.24 estão dispostas as variações de r_p com o aumento do comprimento de trinca, a/W , para as configurações SE(B) em 3 e 4 pontos associadas às diversas razões S/W e propriedades de encruamento. Conforme já mencionado anteriormente, a definição dos fatores r_p se dá a partir da estabilização do seu valor nas relações r_p vs. V_p para cada configuração analisada, conforme Figuras 4.22 e 4.23.

Figura 4.24 – Fator rotacional plástico, r_p , em função de a/W para diferentes níveis de encruamento referente às geometrias SE(B): (a) 3P com $S/W = 4$; (b) 3P com $S/W = 6$; (c) 3P com $S/W = 8$; (d) 4P com $S/W = 4$; (e) 4P com $S/W = 6$; (f) 4P com $S/W = 8$

Na Figura 4.24 é possível observar que os valores de r_p referentes às geometrias SE(B) com trinca profunda ($a/W \approx 0,45 - 0,5$) são relativamente independentes do comprimento

da trinca e das propriedades de encruamento. Esse comportamento contrasta profundamente com a variação de r_p em função de a/W associada às geometrias SE(B) com trinca rasa, uma vez que o fator r_p mostra-se fortemente dependente da razão a/W e do nível de encruamento. Além disso, para um dado modo de flexão (3P e 4P), a variação de r_p com o aumento de a/W é fracamente dependente da distância entre os apoios, a qual é definida pela razão S/W .

A partir dos resultados do fator r_p apresentados na Fig. 4.24, é possível estimar o parâmetro $CTOD$ baseado no modelo da rótula plástica e medido a partir dos registros experimentais de CMOD para quaisquer configurações SE(B) analisadas. Baseando-se em um procedimento similar ao adotado para o parâmetro adimensional m , é apresentada uma expressão que correlaciona a dependência funcional multivariada do fator r_p em relação ao comprimento da trinca, a/W , e ao expoente de encruamento, n , para as configurações SE(B)_{3P} e SE(B)_{4P} visando facilitar a manipulação dos resultados dispostos na Figura 4.24, conforme expressão indicada a seguir

$$r_p = g\left(\frac{a}{W}\right) h(n) \quad (4.4)$$

cujas funções $g(a/W)$ e $h(n)$ referentes às configurações SE(B)_{3P} são dadas por

$$r_{p_{3P}} = g_{3P}\left(\frac{a}{W}\right) h_{3P}(n) \quad (4.5a)$$

em que

$$g_{3P}\left(\frac{a}{W}\right) = -0,2951 + 3,3399\left(\frac{a}{W}\right) - 8,4505\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 9,0285\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 3,2219\left(\frac{a}{W}\right)^4 \quad (4.5b)$$

$$h_{3P}(n) = 0,0492n - 0,0297n^2 - 0,001n^3 \quad (4.5c)$$

enquanto para as configurações SE(B)_{4P}, as funções $g(a/W)$ e $h(n)$ são dadas por

$$r_{p_{4P}} = g_{4P} \left(\frac{a}{W} \right) h_{4P}(n) \quad (4.6a)$$

em que

$$g_{4P} \left(\frac{a}{W} \right) = -0,3085 + 3,8941 \left(\frac{a}{W} \right) - 11,1815 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + 14,0742 \left(\frac{a}{W} \right)^3 - 6,3308 \left(\frac{a}{W} \right)^4 \quad (4.6b)$$

$$h_{4P}(n) = 0,03813n - 0,0287n - 0,0005n^2 \quad (4.6c)$$

Similarmente às funções do parâmetro adimensional m apresentadas anteriormente (m_{3P} e m_{4P}), as funções $r_{p_{3P}}$ e $r_{p_{4P}}$ fornecem estimativas muito próximas aos valores de r_p apresentados na Figura 4.24 de forma que o erro percentual entre os dados ajustados e os dados obtidos numericamente é inferior a 5%.

4.2 RESULTADOS EXPERIMENTAIS

4.2.1 Análise de composição química

A composição química do aço ASTM A572 Grau 50 obtida via espectrometria de emissão óptica (OES - *Optical Emission Spectroscopy*) está indicada na Tabela 4.3. Para uma análise comparativa, na mesma tabela são fornecidos os valores de referência baseado na ASTM A572/A572M [240].

Tabela 4.3 – Composição química (% em massa) do aço ASTM 572 Grau 50

Elemento Químico	ASTM A572 Grau 50 (% máximo)	Material Experimental (% obtido)
C	0,23	0,15
Mn	1,35	1,46
Si	0,40	0,21
P	0,030	0,022
S	0,030	0,005
V	0,015	0,005
Nb	(-) ¹	0,037
Ti	0,006 – 0,04	0,031
N	0,003 – 0,015	0,0045

¹ Valor limite não especificado.

A partir da análise da Tabela 4.3 fica evidente que a composição química do aço utilizado neste estudo corresponde à composição extensivamente referenciada na literatura como aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) microligado ao Nb, V e Ti. Além dos elementos de liga contidos na Tabela 4.3, a análise de composição química revela ainda a presença dos seguintes elementos químicos (teores percentuais em massa): Al (0,029%); Cu (0,02%); Cr (0,02%); Ni (0,02%) e Mo (0,01%). De maneira geral, a composição química do aço utilizado nesse estudo corrobora o seu baixo teor de elementos de liga, com destaque para o baixo teor de carbono, C (0,15%). Apesar do C ser um forte elemento endurecedor, a sua pequena concentração não compromete os requisitos de resistência mecânica do aço, uma vez que o seu baixo teor é contrabalanceado pelas microadições de Nb, V e Ti que, juntamente,

promovem um efeito combinado de endurecimento por precipitação e refino de grão. Conforme especificado na ASTM A572/A572M, para cada redução percentual de 0,01 do teor máximo de C, um aumento percentual de 0,06 de Mn acima do limite máximo é permitido desde que seja respeitado um limite máximo de 1,60%. Dessa forma, uma vez que o teor de C presente na amostra experimental está 0,08% abaixo do máximo permissível, um acréscimo de até 0,48 no teor percentual de Mn em relação ao seu valor nominal máximo é permitido. Portanto, apesar do teor de Mn (1,46%) no material estar acima do teor máximo (1,35%), o teor % de Mn presente no material utilizado neste estudo encontra-se dentro do limite tolerável pela norma.

4.2.2 Análise microestrutural

A microestrutura do aço ASTM A572 Grau 50 está representada sob uma perspectiva tridimensional em ampliações distintas, conforme micrografias indicadas nas Figuras 4.25(a) – (e). A direção de laminação está representada pela orientação da seta indicada nas micrografias.

A visão tridimensional da microestrutura do material revela a formação de uma estrutura bandada composta predominantemente por ferrita equiaxial sob a forma de grãos poligonais (α_p - áreas claras), colônias de perlita (áreas escuras) e demais agregados de ferrita-carbonetos, os quais são praticamente imperceptíveis nas micrografias por microscopia óptica (MO) devido ao pequeno tamanho das partículas. Os cristais de ferrita ou grãos de ferrita são nucleados como ferrita alotriomórfica de contorno de grão e crescem a partir dos contornos de grão da austenita até a sua formação sob a morfologia de grãos equiaxiais. Para maiores detalhes consultar [175]. No entanto, o processo de laminação a quente promove pequenas deformações na direção de laminação em tais grãos induzindo, dessa forma, um certo grau de anisotropia. O aspecto morfológico ocasionado pela deformação plástica é facilmente visualizado na micrografia da face lateral direita do cubo (face E) microestrutural, onde é possível observar os grãos relativamente alinhados com a direção de laminação. Essa anisotropia pode afetar o comportamento mecânico do aço dependendo da direção em que se deseja medir uma dada propriedade. Portanto, fica evidente a importância em informar a orientação de retirada dos corpos de prova laboratoriais usados nos ensaios de caracterização das propriedades mecânicas de tração e de tenacidade ao impacto Charpy e à fratura.

Figura 4.25 - Representação tridimensional da microestrutura do aço ASTM A572 Grau 50 sob a ampliação de (a) 50x; (b) 100x; (c) 200x; (d) 500x; (e) 1000x

Na Tabela 4.4 são apresentados os valores das frações volumétricas de ferrita calculadas a partir da análise de 12 micrografias representativas de cada face da chapa sob a ampliação de 200x, totalizando 36 micrografias.

Tabela 4.4 – Estimativa da fração volumétrica de ferrita presente no aço ASTM A572 Grau 50

Micrografia (número)	Posição (% de Ferrita)		
	F	D	E
1	75,3	69,8	68,8
2	74,2	65,0	68,3
3	76,6	67,0	69,3
4	69,7	69,1	65,0
5	78,6	63,5	69,1
6	66,8	63,2	72,1
7	74,0	65,2	68,8
8	75,0	67,4	68,8
9	70,7	66,6	74,5
10	72,2	67,1	68,3
11	81,4	67,2	68,4
12	69,4	65,1	66,1
$\bar{x} \pm s$	$73,6 \pm 4,2$	$66,4 \pm 2,0$	$69,0 \pm 2,4$

Conforme dados presentes na Tabela 4.4, o percentual de ferrita estimado a partir da técnica empregada na quantificação de fase é aproximadamente 70%. Esse elevado percentual de ferrita está associado ao baixo teor de carbono presente no aço. Embora o aço ASTM A572 Grau 50 não seja classificado (homologado) como um aço de vaso de pressão, a sua microestrutura, essencialmente composta de ferrita e perlita, é muito similar à microestrutura de alguns aços comumente utilizados em caldeiras e vasos de pressão tais como, por exemplo, o ASTM A285 Grau C, A515 Grau 70 e o A516 Grau 70, todos na condição de laminados a quente (vide [258]) tal como o A572 usado neste trabalho.

4.2.3 Análise das propriedades mecânicas de tração

Devido ao forte caráter experimental deste trabalho e, principalmente, à importância da avaliação das propriedades mecânicas na temperatura de interesse, esta seção faz uma análise mais detalhada de algumas propriedades mecânicas bem como das diversas equações empíricas abordadas na Seção 3.2.3.1. Essa análise torna-se ainda mais interessante quando questões operacionais podem se tornar fatores experimentais limitantes, a ponto de inviabilizar uma avaliação precisa das propriedades mecânicas na temperatura de interesse. Motivado por esse breve comentário, inicialmente são apresentados os principais resultados e, posteriormente, discutidas algumas análises que visam contribuir para uma maior compreensão dos procedimentos aqui adotados.

As curvas tensão-deformação de engenharia (σ vs. ε), obtidas nos ensaios de tração realizados em temperatura ambiente ($T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$) e baixa temperatura ($T = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$), estão indicadas na Figura 4.26.

Figura 4.26 – Curvas tensão-deformação de engenharia obtidas na temperatura ambiente ($T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$) e a baixa temperatura ($T = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$)

As curvas σ vs. ε indicadas na Fig. 4.26 são determinadas pela média das respostas tensão-deformação provenientes de três corpos de prova ensaiados em cada temperatura. A

partir da interpretação dessas curvas são determinadas algumas das principais propriedades mecânicas, as quais estão resumidas na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 – Propriedades mecânicas do aço ASTM A572

T (°C)	σ_{ys} (MPa)	σ_{uts} (MPa)	σ_{uts}/σ_{ys} (–)	ε_t (%)	n_{RO} (–)	H_{RO}	n $1/n_{RO}$	E (GPa)	$\sigma(E)$ (GPa)	E (E1921) (GPa)
20	375,6	555,4	1,5	14,2	0,125	816,3	8,0	210,40	2,80	204
-20	407,3	600,9	1,5	15,4	0,125	815,4	8,0	201,13	12,43	205,25

A determinação do limite de resistência ao escoamento (σ_{ys}) e do módulo de elasticidade (E) é baseada no *offset* de 0,2% e na inclinação da curva σ vs. ε no regime elástico-linear. Já a determinação do expoente de encruamento (n) reportado na Tabela 4.5 é baseada no procedimento da API 579 [193]. Uma ressalva importante deve ser feita em relação à determinação de n . A maneira pela qual o procedimento do Anexo E da API 579 reporta a equação para a determinação de n_{RO} , faz com que o valor de n_{RO} seja inferior a 1, pois n_{RO} é expresso pelo inverso do expoente de R&O; isto é, $n = 1/n_{RO}$. Dessa forma, os valores de n reportados na Tabela 4.5 nada mais são do que os valores inversos de n_{RO} . Baseando-se nesses valores, conclui-se que o aço ASTM A572 apresenta uma capacidade relativamente moderada de encruamento nas duas temperaturas de ensaio.

O comportamento similar de encruamento nas duas temperaturas deve-se ao fato dos valores dos limites de escoamento (σ_{ys}) e de resistência à tração (σ_{uts}) determinados em baixa temperatura aumentarem praticamente na mesma proporção em relação aos valores obtidos em temperatura ambiente. A relação σ_{uts}/σ_{ys} obtida nas duas temperaturas está compreendida na faixa típica para esta classe de aço normalizada e corrobora a sua capacidade de encruamento moderada medida por meio do procedimento da API 579 [193].

Devido ao fato do método da medição do valor de E pela inclinação da curva σ vs. ε não ser o mais apropriado para a definição dessa propriedade, visto que a medição da deformação elástica pode ser influenciada pelas pequenas acomodações do extensômetro durante o processo de carregamento, principalmente em ensaios a baixas temperaturas, o valor do módulo de elasticidade longitudinal na temperatura de interesse a ser utilizado na avaliação da tenacidade à fratura é baseado na Eq. (3.9a) da Seção 3.2.3.1 fornecida pela ASTM E1921-19 [33], conforme valores indicados na Tabela 4.5. Por fim, o coeficiente de Poisson para o aço ASTM A572 em ambas as temperaturas é definido como sendo igual a 0,33.

Já na Tabela 4.6 estão presentes os valores σ_{ys} e σ_{uts} corrigidos para a temperatura de $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ a partir de algumas expressões [vide Eqs. (3.10a)-(3.10g)] discutidas na Seção 3.2.3.1.

Tabela 4.6 - Análise do erro percentual da correção dos valores de σ_{ys} e σ_{uts} para $T = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$

Referência	σ_{ys}	<i>Erro</i> [σ_{ys}]	σ_{uts}	<i>Erro</i> [σ_{uts}]
Equação	(MPa)	(%)	(MPa)	(%)
Eq. (3.10a)	405,40	0,47	n.a.	-
Eqs. (3.10b, c)	399,11	2,01	572,97	4,65
Eqs. (3.10f, g, h)	395,82	2,82	n.a.	-

Nota-se que as expressões empíricas utilizadas para a estimativa dos valores de σ_{ys} e σ_{uts} na temperatura de interesse fornecem boas estimativas, uma vez que o erro percentual associado a cada estimativa é inferior a 5%. As expressões da JWES [248], Eqs. (3.10b, c), apresentam uma vantagem em relação às demais por possibilitar a determinação do expoente n_{RO} por meio do procedimento da API 579.

Na Figura 4.27 estão representadas as curvas tensão vs. deformação verdadeira ($\tilde{\sigma}$ vs. $\tilde{\epsilon}$) do aço ASTM A572 obtidas a partir das curvas de engenharia referentes às duas temperaturas de ensaio. A análise indicada na Fig. 4.27 visa comparar a resposta $\tilde{\sigma}$ vs. $\tilde{\epsilon}$ experimental do aço ASTM A572 com a resposta $\tilde{\sigma}$ vs. $\tilde{\epsilon}$ baseada no modelo constitutivo elasto-plástico de R&O [98] para diferentes níveis de encruamento ($n = 5, 10$ e 20) utilizado nas análises numéricas. Observa-se que a capacidade de encruamento das curvas $\tilde{\sigma}$ vs. $\tilde{\epsilon}$ experimentais obtidas em temperatura ambiente e em baixa temperatura é mais bem representada pela curva numérica de encruamento moderado ($n = 10$). Nota-se que as curvas $\tilde{\sigma}$ vs. $\tilde{\epsilon}$ experimentais aderem relativamente bem à curva numérica até o início do escoamento. Entretanto, devido à elongação do escoamento, ocasionada provavelmente pelo desenvolvimento e propagação das bandas de Lüders [109], observa-se perda de aderência das curvas $\tilde{\sigma}$ vs. $\tilde{\epsilon}$ experimentais com a curva numérica durante esse processo. Na ausência dessa elongação, a curva $\tilde{\sigma}$ vs. $\tilde{\epsilon}$ experimental, principalmente a curva obtida a $20\text{ }^{\circ}\text{C}$, tende a se sobrepor à curva numérica com $n = 10$, indicando que a curva numérica de R&O para $n = 10$ é a mais representativa para o aço aplicado neste estudo. Observa-se também que o procedimento estabelecido no Anexo E da API 579 representa relativamente bem a capacidade de encruamento do material revelada pelas curvas $\tilde{\sigma}$ vs. $\tilde{\epsilon}$ experimentais.

Figura 4.27 – Análise comparativa entre as curvas $\tilde{\sigma}$ vs. $\tilde{\varepsilon}$ experimentais e as curvas $\tilde{\sigma}$ vs. $\tilde{\varepsilon}$ numéricas utilizadas nos procedimentos computacionais

4.2.4 Análise da tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy

Os resultados obtidos nos ensaios de tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy estão apresentados na Tabela 4.7.

Tabela 4.7 - Resultados de tenacidade ao entalhe em V por impacto Charpy do aço A572 Grau 50

T (°C)	E_{CVN} (J)			$\bar{E}_{CVN}$ (J)	$\sigma(\bar{E}_{CVN})$ (J)	E_{CVN}^{tanh} (J)	Erro (%)
-	Medida 1	Medida 2	Medida 3	Média	Desvio Padrão	Estimado	Relativo
-66	4,72	4,37	6,20	5,10	0,97	6,18	21,34
-56	4,93	6,98	5,99	5,97	1,03	7,35	23,19
-41,5	6,77	6,05	12,08	8,30	3,30	11,42	37,60
-24,5	44,18	16,71	26,64	29,18	13,91	24,33	16,61
-15	46,31	52,68	55,02	51,33	4,51	37,63	26,69
0	55,94	59,58	76,33	63,95	10,87	64,71	1,19
9	63,24	74,49	55,61	64,44	9,50	79,50	23,36
26,5	97,39	99,02	90,08	95,50	4,76	96,97	1,54
50	105,13	104,21	105,31	104,88	0,59	104,19	0,66
66	113,12	99,57	104,94	105,88	6,82	105,35	0,49

A partir dos dados da Tabela 4.7 é possível notar um aumento crescente nos valores de energia Charpy absorvida à medida que a temperatura de ensaio aumenta. Esse aumento é intermediado por uma região de elevada dispersão ($-24,5 < T < 9\text{ °C}$), indicando que o aço estrutural ferrítico ASTM A572 Grau 50 apresenta um comportamento muito sensível à variação de temperatura, o que é típico de aços que apresentam estrutura cristalina do tipo CCC. Para uma melhor visualização desse comportamento, a partir dos dados da Tabela 4.7 é levantada a curva da RTDF, Fig. 4.28, bem como a sua curva de ajuste por meio da função tangente hiperbólica (vide Seção 3.2.3.2) representada pela expressão a seguir

$$E_{CVN} = 55,49 + 50,39 \tanh\left(\frac{T + 5}{27}\right) \quad (4.7)$$

em que E_{CVN} é a energia absorvida expressa em J e T a temperatura de ensaio expressa em °C.

Figura 4.28 - Curva de transição dúctil-frágil do aço ASTM A572 Grau 50

Embora a curva de ajuste seja obtida com o intuito de corrigir o erro associado à interpretação nos dados de E_{CVN} , observa-se que para determinadas temperaturas, a energia

Charpy-V estimada, E_{CVN}^{tanh} , difere razoavelmente das medidas experimentais de E_{CVN} . Esse comportamento deve-se à perturbação gerada pela elevada dispersão dos dados de E_{CVN} medidos na RTDF. Por esse motivo, as estimativas das temperaturas associadas às energias de 28 ($T_{CVN}^{tanh 28 J}$) e 41 J ($T_{CVN}^{tanh 41 J}$) nem sempre podem corresponder a valores muito próximos aos obtidos experimentalmente. A partir da função de ajuste é possível estimar precisamente as temperaturas associadas às energias absorvidas de 28 e 41 J. Detalhes do procedimento de ajuste dos dados experimentais de E_{CVN} podem ser consultados na Seção 3.2.3.2.

Na Tabela 4.8 estão indicadas as referidas temperaturas, as quais auxiliam a estimativa inicial da temperatura de ensaio de tenacidade à fratura abordada nas próximas seções.

Tabela 4.8 - Temperaturas auxiliares estimadas pela função de ajuste da curva de transição

T_{CVN} (°C)	$\mathcal{C}$ (1T) (°C)	E_{CVN} (Joules)	$T_{0(CVN)} = T_{CVN} + \mathcal{C}$ (°C)
-21,5	-18	28,00	-39,5
-13,0	-24	41,00	-37,0

As temperaturas $T_{0(CVN)} = -39,5 \text{ °C}$ e $-37,0 \text{ °C}$ apresentadas na Tabela 4.8 correspondem às temperaturas de referência $T_0^{28 J}$ e $T_0^{41 J}$ estimadas via correlação ensaio Chapy-V, conforme abordado na anteriormente na Seção 3.2.4. Essas temperaturas são utilizadas na correlação E_{CVN} vs. K_{Jc} abordada mais adiante na Seção 4.2.8.

4.2.5 Análise das curvas experimentais *P-CMOD*

Com o intuito de demonstrar os efeitos do modo de carregamento (flexão em 3P e 4P) e da variação da distância entre os apoios (razão S/W) sobre a capacidade de carga das diversas configurações de ensaios, esta seção apresenta e discute os principais aspectos das curvas experimentais de carga-deslocamento (*P-CMOD*) medidas a partir dos ensaios de tenacidade à fratura frágil, J_c , realizados nas geometrias SE(B) e PCVN. Todas as curvas *P-CMOD* aqui apresentadas são obtidas a uma temperatura de -20 °C , o que corresponde à parte inferior da região de transição dúctil-frágil conforme indicada na Fig. 4.28 apresentada na seção anterior.

Os motivos que conduziram à escolha da temperatura são explicados detalhadamente na próxima seção. Devido ao elevado número de ensaios, nas Figs. 4.29-4.31 estão representadas

apenas algumas curvas *P-CMOD* medidas a partir dos ensaios realizados nas geometrias SE(B) e PCVN. O critério utilizado para a seleção dessas curvas é baseado em alguns valores particulares de J_c . Assim sendo, as curvas *P-CMOD* apresentadas nas Figs. 4.29 e 4.30 referem-se, respectivamente, às curvas associadas ao menor e ao maior valor de J_c obtido nas configurações de ensaio analisadas.

Figura 4.29 – Curvas *P-CMOD* experimentais referentes ao menor valor de J_c : (a) SE(B); (b) PCVN

Figura 4.30 – Curvas P - $CMOD$ experimentais referentes ao maior valor de J_c : (a) SE(B); (b) PCVN

Já as curvas mostradas na Fig. 4.31 correspondem à medida de J_c cujo valor é o mais próximo da tenacidade característica [i.e., onde $P_f(J_0) = 63,2\%$] correspondente à distribuição dos valores de tenacidade medidos na configuração analisada.

Figura 4.31 – Curvas P - $CMOD$ experimentais referentes ao valor de J_c próximo a J_0 : (a) SE(B); (b) PCVN

De modo geral, independentemente da magnitude dos valores de J_c , todas as curvas P - $CMOD$ se mostram contínuas e suaves até a ocorrência da instabilidade por clivagem, caracterizando dessa forma um comportamento frágil sem intercorrências de *pop-in* (*i.e.*, com ausência de descarregamentos abruptos seguido de aumento estável no carregamento até a propagação da fratura frágil). Observa-se também efeitos pronunciados da geometria e da

razão S/W sobre o comportamento das curvas $P-CMOD$ em todas as magnitudes de J_c . A níveis similares de $CMOD$, tanto para a geometria SE(B) quanto para a geometria PCVN, a carga aplicada sob uma maior razão S/W é reduzida praticamente à metade da carga aplicada na configuração de referência definida por $S/W = 4$. Em todos os gráficos, pode-se verificar a tendência decrescente da capacidade de carga conforme a razão S/W aumenta. Além disso, observa-se um efeito menos significativo do modo de carregamento sobre a capacidade de carga da geometria SE(B) submetida à flexão em 4P com $S/W = 6$, uma vez que a sua curva $P-CMOD$ não difere significativamente da curva correspondente à geometria de referência SE(B) com $S/W = 4$. Para uma análise comparativa mais detalhada, nas Tabelas 4.9-4.11 são apresentados os principais parâmetros obtidos da curva experimental $P-CMOD$ e que são diretamente aplicados no cálculo da tenacidade no ponto de instabilidade em termos de J_c .

Tabela 4.9 – Parâmetros das curvas $P-CMOD$ referentes aos menores valores de J_c

Configuração	Corpo de	P	A_p	J_p	J_c	J_p/J_c
Geometria + Carregamento	Prova	(kN)	(kN.mm)	(kJ/m ²)	(kJ/m ²)	(%)
SE(B)_3P_1T_SW4_aW5	16	36,2	1,9	7,4	27,2	27,2
SE(B)_4P_08T_SW6_aW5	11	31,3	2,5	12,9	32,4	39,9
SE(B)_3P_08T_SW6_aW5	05	15,3	0,8	7,2	24,1	29,9
PCVN_3P_04T_SW4_aW5	23	3,6	0,6	31,6	40,4	78,2
PCVN_3P_04T_SW6_aW5	17	2,4	0,4	29,4	36,6	80,3
PCVN_3P_04T_SW8_aW5	35	1,8	0,3	31,3	38,1	82,2

Tabela 4.10 – Parâmetros das curvas $P-CMOD$ referentes aos maiores valores de J_c

Configuração	Corpo de	P	A_p	J_p	J_c	J_p/J_c
Geometria + Carregamento	Prova	(kN)	(kN.mm)	(kJ/m ²)	(kJ/m ²)	(%)
SE(B)_3P_1T_SW4_aW5	18	43,0	13,6	51,9	80,4	64,6
SE(B)_4P_08T_SW6_aW5	17	34,5	10,5	54,5	78,7	69,3
SE(B)_3P_08T_SW6_aW5	07	18,4	6,0	56,8	81,4	69,8
PCVN_3P_04T_SW4_aW5	24	4,6	1,9	96,3	107,4	89,7
PCVN_3P_04T_SW6_aW5	18	2,9	1,3	98,0	107,5	91,2
PCVN_3P_04T_SW8_aW5	39	2,3	0,8	75,0	84,0	89,3

Tabela 4.11 – Parâmetros das curvas *P-CMOD* referentes aos valores de J_c próximos a J_0

Configuração	Corpo de	P	A_p	J_p	J_c	J_p/J_c
Geometria + Carregamento	Prova	(kN)	(kN.mm)	(kJ/m ²)	(kJ/m ²)	(%)
SE(B)_3P_1T_SW4_aW5	21	41,5	9,4	36,5	62,9	58,0
SE(B)_4P_08T_SW6_aW5	18	33,6	6,8	35,2	58,0	60,7
SE(B)_3P_08T_SW6_aW5	02	17,7	3,4	32,3	54,9	58,8
PCVN_3P_04T_SW4_aW5	19	4,2	1,4	68,6	78,3	87,6
PCVN_3P_04T_SW6_aW5	07	2,7	0,8	65,4	74,6	87,7
PCVN_3P_04T_SW8_aW5	38	2,0	0,5	48,6	56,6	85,9

Além das observações já citadas, a partir da análise dos dados apresentados nas Tabelas 4.9-4.11 percebe-se que, de modo geral, a contribuição plástica das curvas *P-CMOD*, J_p , referentes à geometria PCVN sobre o valor da integral J no ponto de instabilidade, J_c , é superior à contribuição fornecida pela geometria SE(B). Esse comportamento deixa evidente que os efeitos de perda de restrição precedente à instabilidade por clivagem são mais acentuados na geometria PCVN.

4.2.6 Análise da distribuição estatística de tenacidade à fratura na RTDF

Nesta seção, a avaliação dos efeitos de geometria e do modo de carregamento sobre os valores de tenacidade à fratura, expressos em termos da integral J no ponto de instabilidade por clivagem, J_c , é baseada na determinação da área plástica, A_p , definida sob a curva experimental *P-CMOD* e no uso adequado dos fatores η , conforme procedimento descrito pela ASTM E1820. Dessa forma, a determinação experimental dos valores de J_c é realizada com base nas soluções dos fatores η , obtidas a partir de uma extensa análise numérica em condições de deformação plana, apresentadas anteriormente na Seção 4.1.2.

Antes de serem apresentados os valores de J_c , a seguir é feita uma breve descrição da metodologia empírica utilizada para seleccionar a temperatura de ensaio mais apropriada para a medir os valores J_c na RTDF e, portanto, estimar a T_0 do aço ASTM A572 Grau 50 (2018) conforme abordagem mais adiante na Seção 4.2.8.

Os ensaios de tenacidade à fratura são realizados inicialmente na temperatura de ensaio estimada a partir do procedimento recomendado pela E1921, $T_{0(CVN)}$. Com base no resultado da temperatura de transição associada a uma energia de 28 J absorvida no ensaio de impacto Charpy-V, T_{CVN}^{28J} , (vide Eq. 4.7 e Tabela 4.8 da Seção 4.2.4), a temperatura inicialmente estimada é de aproximadamente $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Devido ao fato desse procedimento ser uma estimativa pragmática, é necessário cautela ao adotar essa temperatura inicial, pois a resposta desejada em termos da dispersão dos valores de tenacidade à fratura, J_c , pode variar de um aço para outro, uma vez que a ativação dos sítios nucleadores de microtrincas (etapa de propagação) pode variar sensivelmente em função de pequenas variações de temperatura. Deve-se ressaltar que Savioli [259], ao investigar a distribuição de tenacidade à fratura por meio de ensaios padronizados em corpos de prova SE(B) de aço A285, teve que optar por temperaturas de ensaio bem abaixo ($T = -80\text{ }^{\circ}\text{C}$) da temperatura recomendada pela E1921, $T_{0(CVN)} = -46\text{ }^{\circ}\text{C}$, para avaliar efetivamente a distribuição dos valores de J_c na região de elevada dispersão (RTDF). Dessa forma, é mais sensato realizar alguns poucos ensaios e avaliar previamente os primeiros valores experimentais de J_c e, a partir de então, tomar a decisão de continuar com os ensaios na temperatura inicialmente estimada [$T_{0(CVN)}$] ou, dependendo dos primeiros resultados, mudar a temperatura visando uma resposta mais efetiva em termos de uma maior dispersão nos valores da tenacidade à fratura na RTDF. Portanto, com base nesse procedimento, inicialmente foram realizados apenas três ensaios a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Na Tabela 4.12 estão indicados os valores experimentais de J_c medidos a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Tabela 4.12 - Valores experimentais de J_c obtidos a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$

Configuração Geometria e Carregamento	J_{lim} (kJ/m ²)	Corpo de Prova (número)	J_c (kJ/m ²)	M_o (-)	a_o (mm)
SE(B)_3P_1T_SW4_aW5	368,0	03	36,7	299,1	25,6
		04	28,4	383,7	25,7
		05	25,6	427,5	25,6

Com base nos valores de tenacidade à fratura apresentados na Tab. 4.12 observa-se que os valores de J_c estão muito aquém do valor limite permissível, J_{lim} , uma vez que o valor máximo da amostra, J_c^{max} , é inferior a 10% do valor de J_{lim} . Observa-se também que os valores de J_c estão relativamente próximos entre si; isto é, aparentam ser valores representativos da região próxima ao patamar inferior de tenacidade à fratura onde o micromecanismo de clivagem é governado essencialmente por propagação. Devido à

tendência de agrupamento dos dados de J_c , indicado pelo baixo espalhamento, e ao fato de serem relativamente muito inferiores ao valor de J_{lim} , optou-se por interromper a série de ensaios a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ a fim de realizar novos ensaios em temperaturas representativas do PIE. Desse modo, para obter uma conclusão mais acertiva em relação ao comportamento à fratura por clivagem a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, foram realizados dois ensaios adicionais a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ (temperatura do PIE, vide Fig. 4.28). Os valores de J_c obtidos a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ estão indicados na Tabela 4.13.

Tabela 4.13 - Valores experimentais de J_c obtidos a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$

Configuração Geometria e Carregamento	J_{lim} (kJ/m ²)	Corpo de Prova (número)	J_c (kJ/m ²)	M_o (-)	a_o (mm)
SE(B)_3P_1T_SW4_aW5	386,9	01	19,4	601,5	25,26
		02	18,2	633,1	25,64

Figura 4.32 – Curvas P - $CMOD$ dos corpos de prova ensaiados na $T = -40$ e $T = -60\text{ }^{\circ}\text{C}$

Pela análise da Tabela 4.13 pode-se verificar que os valores de J_c obtidos a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ fornecem fortes indícios de que nessa temperatura o material encontra-se completamente no patamar inferior de tenacidade à fratura, pois além de serem próximos, são inferiores aos valores de J_c obtidos a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. O maior valor obtido a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ representa apenas 5% do valor de J_{lim} . Embora os valores de J_c obtidos a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ sejam relativamente menores que os valores de J_c obtidos a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$, essa diferença não é tão significativa. Para uma melhor visualização do comportamento à fratura avaliado a -40 e a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$, na Fig. 4.32 são apresentadas as curvas

P - $CMOD$ registradas até o ponto de instabilidade. A análise da Fig. 4.32 permite observar que, apesar das curvas P - $CMOD$ obtidas a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ apresentarem um comportamento não linear mais acentuado em relação às obtidas a $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$, a diferença entre as áreas plásticas (A_p) não é tão pronunciada, conforme dados da Tabela 4.14. De modo geral, o que se observa é um comportamento à fratura muito semelhante em ambas as temperaturas, dando fortes indícios de que a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ a clivagem é essencialmente governada pela etapa de propagação.

Tabela 4.14 – Parâmetros das curvas P - $CMOD$ dos primeiros ensaios realizados a -40 e $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$

Configuração	Corpo de Prova	P (kN)	A_p (kN.mm)	J_p (kJ/m ²)	J_c (kJ/m ²)	J_p/J_c (%)
SE(B)_3P_1T_SW4_aW5	03	40,0	3,1	11,8	36,7	32,2
	04	33,7	1,6	6,1	28,4	21,5
	05	35,8	0,8	5,6	25,6	21,9
	01	33,8	0,5	2,1	19,4	10,8
	02	31,3	0,7	2,8	18,2	15,4

As observações mencionadas acima indicam que, de fato, a temperatura definida a $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ não é a melhor estimativa para se avaliar a tenacidade à fratura na RTDF e, conseqüentemente, a temperatura de referência, T_0 , conforme questões abordadas mais adiante. Dessa forma, optou-se por realizar uma nova série de ensaios a $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$. Os valores experimentais de J_c obtidos a $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ estão indicados na Tabela 4.15.

Tabela 4.15 - Valores experimentais de J_c obtidos a $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$

Configuração	J_{lim}	Corpo de Prova	J_c	M_o	a_o
Geometria e Carregamento	(kJ/m ²)	(número)	(kJ/m ²)	(-)	(mm)
SE(B)_3P_1T_SW4_aW5	352	6	48,6	219,6	25,7
		7	38,2	284,3	25,2
		8	60,7	178,5	25,3
		9	45,8	236,8	25,3
		10	26,7	407,0	25,3
		11	41,4	260,3	25,5
		12	34,9	308,0	25,5
		13	27,1	395,6	25,6
		14	30,3	361,2	25,1
		15	42,4	257,7	25,1

Conforme Tab. 4.15, os três primeiros valores de J_c dão indícios de serem mais representativos da RTDF, pois além de serem superiores aos valores obtidos a -60 e -40 °C, representam uma fração percentual relativamente maior do valor de J_{lim} ($J_c^{max} > 0,1J_{lim}$) e um maior espalhamento. Baseando-se nessas evidências preliminares, ensaios adicionais foram realizados visando obter uma quantidade adequada de dados de J_c para a realização da análise estatística, conforme resultados da Tabela 4.15. Uma vez que o comportamento dos dados de J_c na RTDF em aços ferríticos é bem descrito pela distribuição de Weibull tripamétrica, $We(J_{min}; J_0; \alpha_J)$, na Fig. 4.33 são apresentadas as distribuições empíricas e teórica-experimentais na forma exponencial, Fig. 4.33(a), e na forma linearizada, Fig. 4.33(b).

Figura 4.33 – Distribuições empíricas e teórica-experimentais dos dados de J_c medidos a -30 °C expressas na forma: (a) exponencial; (b) linearizada

Na Figura 4.33(a), a distribuição empírica associada aos dados experimentais de J_c , $\hat{F}(J_{c_i})$, é estimada pelo rank mediano, enquanto que as distribuições teórica-experimentais são obtidas a partir das distribuições de $We(J_{min}; \hat{J}_0^{\alpha_J=2}; 2)$ e $We(J_{min}; \hat{J}_0; \hat{\alpha}_J)$ cujos parâmetros $\hat{J}_0^{\alpha_J=2}$, $\hat{J}_0$ e $\hat{\alpha}_J$ são obtidos pelo MMV, conforme valores indicados na Tabela 4.16.

É importante ressaltar que, de acordo com a expressão sugerida pela E1921, o módulo de elasticidade longitudinal (E) na temperatura a -30 °C equivale a 205,9 GPa. Assim, o valor de J_{min} resultante da conversão do seu correspondente valor definido em termos de K ($K_{min} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) equivale a aproximadamente $1,77 \text{ kJ/m}^2$.

Já na Figura 4.33(b), a distribuição empírica é baseada na linearização da distribuição de Weibull triparamétrica cuja variável dependente é baseada nos valores de $\hat{F}(J_{c_i})$, enquanto que as distribuições teórica-experimentais são obtidas pela linearização das distribuições de $We(1,77; \hat{J}_0^{\alpha_J=2}; 2)$ e $We(1,77; \hat{J}_0; \hat{\alpha}_J)$ em que os parâmetros $\hat{J}_0^{\alpha_J=2}$, $\hat{J}_0$ e $\hat{\alpha}_J$ são obtidos pelo MMQ, conforme valores indicados na Tabela 4.16. Os procedimentos para a construção da curva experimental bem como das curvas teórica-experimentais estão sucintamente descritos na Seção 3.2.4.3.

Tabela 4.16 – Parâmetros da distribuição de $We(J_{min}; J_0; \alpha_J)$, obtidos via MMV e MMQ, referentes aos valores de J_c medidos em $T = -30$ °C

MMV			MMQ		
$\hat{J}_0^{\alpha_J=2}$ (kJ/m ²)	$\hat{\alpha}_J$ (-)	$\hat{J}_0$ (kJ/m ²)	$\hat{J}_0^{\alpha_J=2}$ (kJ/m ²)	$\hat{\alpha}_J$ (-)	$\hat{J}_0$ (kJ/m ²)
40,9	4,2	43,5	40,0	3,9	43,6

Analisando o comportamento da distribuição empírica estimada de J_c , $\hat{F}(J_c)$, em relação ao comportamento teórico-experimental previsto pela $We(1,77; \hat{J}_0^{\alpha_J=2}; 2)$, conforme Fig. 4.33(a), é possível observar que para valores de J_c associados a uma distribuição acumulada de falha inferior a 70% [$F(J_c) < 0,7$], há uma tendência no aumento do desvio dos valores de J_c em relação à curva teórica. Além disso, o valor estimado do parâmetro de forma, $\hat{\alpha}_J$, é significativamente superior ao valor teórico ($\alpha_J = 2$), o que indica uma menor dispersão nos valores de J_c .

Outra observação importante é que, embora o módulo de Weibull estimado ($\hat{\alpha}_J$) difira significativamente do seu valor teórico ($\alpha_J = 2$), a tenacidade característica estimada em termos de $\hat{\alpha}_J$ ($\hat{J}_0$) pouco varia em relação ao seu correspondente valor quando $\alpha = 2,0$ ($\hat{J}_0^{\alpha_J=2}$). Logo, fica evidente que o valor de J_0 é praticamente insensível a grandes variações de α . Com base nas considerações do parágrafo anterior, é realizada uma nova série de ensaios a $-20\text{ }^\circ\text{C}$ a fim de avaliar o comportamento dos dados em relação a sua dispersão. Os valores de J_c determinados a $-20\text{ }^\circ\text{C}$ estão indicados na Tabela 4.17.

Tabela 4.17 - Valores experimentais de J_c obtidos a $-20\text{ }^\circ\text{C}$

Código Geometria e Carregamento	J_{lim} (kJ/m ²)	Corpo de Prova (número)	J_c (kJ/m ²)	M_o (-)	a_o (mm)
SE(B)_3P_1T_SW4_aW5	345	16	27,2	382,1	25,3
		17	64,6	158,7	25,6
		18	80,4	128,3	25,5
		19	76,7	134,8	25,4
		20	42,7	240,4	25,6
		21	62,9	161,6	25,8
		22	46,0	222,6	25,6
		23	65,5	158,4	25,3
		24	46,8	221,53	25,3

Analogamente ao procedimento adotado para a análise dos dados de J_c determinados a $-30\text{ }^\circ\text{C}$, a partir dos dados de J_c contidos na Tabela 4.17, as distribuições empíricas e teórica-experimentais são apresentadas nas formas exponencial e linearizada pelas Figs. 4.34(a) e 4.34(b), respectivamente. Já os parâmetros da distribuição de $We(J_{min}; J_0; \alpha_J)$ estimados via MMV e MMQ são apresentados na Tabela 4.18. Deve-se ressaltar que o valor de J_{lim} apresentado na Tabela 4.17 é obtido a partir da tensão de escoamento medida experimentalmente a $-20\text{ }^\circ\text{C}$, enquanto o valor de J_{lim} apresentado na Tabela 4.16 é obtido a partir do limite de escoamento estimado a partir da Eq. 3.10(a) apresentada na Seção 3.2.3.1.

Pela análise das Tabelas 4.16 e 4.17, observa-se que todos os resultados de J_c são válidos perante o critério do limite de deformação, indicando que todos os valores de tenacidade são representativos do campo HRR.

Figura 4.34 – Distribuições empíricas e teórica-experimentais dos dados de J_c medidos a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ expressas na forma: (a) exponencial; (b) linearizada

Tabela 4.18 – Parâmetros da distribuição de $We(J_{min}; J_0; \alpha_J)$, obtidos via MMV e MMQ, referentes aos valores de J_c medidos em $T = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$

MMV			MMQ		
$\hat{J}_0^{\alpha_J=2}$ (kJ/m ²)	$\hat{\alpha}_J$ (-)	$\hat{J}_0$ (kJ/m ²)	$\hat{J}_0^{\alpha_J=2}$ (kJ/m ²)	$\hat{\alpha}_J$ (-)	$\hat{J}_0$ (kJ/m ²)
59,4	4,1	63,0	60,5	3,0	64,0

Analisando o comportamento da distribuição empírica estimada de J_c , $\hat{F}(J_c)$, em relação ao comportamento teórico-experimental previsto pela $We(1,77; \hat{J}_0^{\alpha_J=2}; 2)$, conforme Fig. 4.34(a), é possível observar visualmente que os dados de J_c apresentam uma aderência relativamente melhor quando comparada à aderência analisada a -30 °C. Esse comportamento deve-se ao aumento, ainda que pequeno, da dispersão dos dados de J_c determinados a -20 °C, conforme indicado pelos valores de $\hat{\alpha}_J$ na Tabela 4.18. À luz do comportamento da distribuição de Weibull, quanto menor a magnitude de α_J , maior o grau da dispersão. Além disso, conforme indicada na curva Charpy-V (vide Fig. 4.28), a temperatura de -20 °C está localizada na RITDF. Além disso, é possível observar que os dados de E_{CVN} obtidos entre -20 °C e -30 °C apresentam um espalhamento relativamente maior em relação aos demais dados de E_{CVN} obtidos na RTDF.

Os fatores supracitados fornecem fortes evidências de que os dados de J_c determinados a -20 °C são, de fato, bem representativos das condições fenomenológicas envolvidas no processo de fratura por clivagem (i.e., fratura governada por iniciação e propagação das microtrincas de Griffith no campo *HRR*). Portanto, presume-se que a temperatura de -20 °C seja a mais apropriada para avaliar não somente os efeitos de geometria e de carregamento sobre as distribuições de J_c medidos na RTDF mas, também, sobre temperatura de referência (T_0) associada às diferentes configurações de ensaio.

Com base nas considerações acima, nas Tabelas 4.19 e 4.20 são apresentados os valores de J_c do aço ASTM A572 Grau 50 medidos nas diferentes configurações de ensaios realizados a -20 °C. Uma vez que todos os ensaios da matriz de análise (vide Tabela 3.5 da Seção 3.2.4) são realizados em uma mesma temperatura, as variações nos valores de J_c , associadas às mais variadas configurações de ensaio, decorrem exclusivamente dos efeitos geométricos e de carregamento.

Nas Tabelas 4.19 e 4.20, além dos valores médios do comprimento da trinca, a_0 , medidos a partir da técnica dos 9 pontos conforme descrita na Seção 3.2.4.4.

Tabela 4.19 – Valores de J_c medidos a -20 °C a partir de corpos de prova SE(B) submetidos a diferentes configurações de ensaios

Configuração de Ensaio	CP número	J_c (kJ/m ²)	K_{Jc} (MPa√m)	a_o (mm)	a_o/W (-)	b_o (mm)	M_o (-)
SE(B)_3P_1T $a/W = 0,5$ $S/W = 4$	16	27,2	78,3	25,3	0,50	25,5	382,1
	17	64,6	120,7	25,6	0,50	25,2	158,7
	18	80,4	134,7	25,5	0,50	25,3	128,3
	19	76,7	131,5	25,4	0,50	25,4	134,8
	20	42,7	98,2	25,6	0,50	25,2	240,4
	21	62,9	119,1	25,8	0,51	25,0	161,6
	22	46,0	101,9	25,6	0,50	25,2	222,6
	23	65,5	121,5	25,3	0,50	25,5	158,4
	24	46,8	102,8	25,3	0,50	25,5	221,5
SE(B)_3P_1T $a/W = 0,2$ $S/W = 4$	1	80,8	135,0	10,1	0,20	40,7	205,2
	2	78,2	132,8	10,2	0,20	40,6	211,1
	3	71,2	126,7	10,2	0,20	40,6	232,0
	4	84,1	137,7	10,3	0,20	40,5	196,0
	5	63,8	119,9	10,3	0,20	40,5	258,8
	6	88,5	141,3	10,0	0,20	40,8	187,6
	7	89,2	141,8	10,1	0,20	40,7	185,9
	8	107,8	155,9	10,3	0,20	40,5	153,0
	9	62,0	118,2	10,0	0,20	40,8	268,2
SE(B)_3P_08T $a/W = 0,5$ $S/W = 6$	1	57,5	113,9	20,3	0,51	19,7	139,1
	2	54,9	111,3	20,2	0,50	19,8	147,0
	3	59,8	116,2	20,2	0,51	19,8	134,6
	4	31,9	84,9	20,1	0,50	19,9	254,3
	5	24,1	73,7	20,1	0,50	19,9	336,3
	6	39,1	93,9	20,1	0,50	19,9	206,7
	7	81,4	135,5	20,2	0,50	19,8	99,2
	8	43,7	99,3	20,2	0,50	19,8	184,4
	9	55,1	111,4	20,2	0,51	19,8	146,2
SE(B)_4P_08T $a/W = 0,5$ $S/W = 6$	10	67,8	123,6	20,1	0,50	19,9	119,3
	11	32,4	85,5	20,1	0,50	19,9	250,2
	12	48,4	104,5	19,9	0,50	20,1	168,7
	13	61,1	117,4	20,0	0,50	20,0	133,2
	14	39,7	94,6	21,2	0,53	18,8	192,7
	15	41,6	96,9	20,1	0,50	19,9	194,8
	16	68,2	124,0	20,3	0,51	19,7	117,7
	17	78,7	133,2	20,2	0,50	19,8	102,5
	18	58,0	114,4	20,2	0,50	19,8	139,2

Tabela 4.20 – Valores de J_c medidos a -20 °C a partir de corpos de prova PCVN submetidos a diferentes configurações de ensaios

Configuração de Ensaio	CP número	J_c (kJ/m ²)	K_{Jc} (MPa√m)	a_o (mm)	a_o/W (-)	b_o (mm)	M_o (-)
PCVN_3P_04T $a/W = 0,5$ $S/W = 4$	1	63,0	119,2	5,2	0,52	4,8	31,0
	2	100,0	150,2	5,0	0,50	5,0	20,2
	3	51,3	107,6	5,2	0,52	4,8	38,4
	4	53,8	110,2	4,9	0,49	5,1	38,3
	5	63,4	119,6	4,9	0,49	5,1	32,6
	6	92,8	144,7	5,1	0,51	4,9	21,5
	19	78,3	132,9	5,1	0,51	4,9	25,4
	20	64,9	121,0	5,2	0,52	4,8	30,2
	21	66,7	122,7	5,1	0,51	4,9	29,6
	22	96,5	147,6	5,2	0,52	4,8	20,1
	23	40,4	95,4	5,5	0,55	4,5	45,6
	24	107,4	155,6	5,1	0,51	4,9	18,6
	28	60,4	116,7	5,2	0,52	4,8	32,7
	29	64,8	120,9	5,0	0,50	5,0	31,3
PCVN_3P_04T $a/W = 0,5$ $S/W = 6$	7	74,6	129,7	5,2	0,52	4,8	26,3
	8	102,6	152,2	5,1	0,51	4,9	19,5
	9	59,6	116,0	4,9	0,49	5,1	34,6
	10	46,0	101,9	4,9	0,49	5,1	44,8
	11	59,0	115,4	5,1	0,51	4,9	33,6
	12	86,4	139,6	5,1	0,51	4,9	22,9
	13	78,8	133,3	5,1	0,51	4,9	25,1
	14	92,3	144,2	5,2	0,52	4,8	21,3
	15	44,3	99,9	5,1	0,51	4,9	45,4
	16	67,8	123,7	4,9	0,49	5,1	30,7
	17	36,6	90,9	5,1	0,51	4,9	54,1
	18	107,5	155,7	5,0	0,50	5,0	18,8
	25	59,9	116,2	4,9	0,49	5,1	34,9
	26	80,7	134,9	5,0	0,50	5,0	25,4
	27	92,2	144,2	5,0	0,50	5,0	22,0
SG_PC VN_3P_04T $a/W = 0,5$ $S/W = 6$	42	49,2	105,3	4,9	0,49	5,1	41,9
	43	41,3	96,6	5,0	0,50	5,0	49,6
	44	40,5	95,6	4,9	0,49	5,1	51,4
	45	71,1	126,7	5,0	0,50	5,0	28,5
	46	50,3	106,5	5,0	0,50	5,0	40,6
	47	62,4	118,6	4,9	0,49	5,1	33,5
	48	59,3	115,7	4,9	0,49	5,1	35,1
	49	28,7	80,5	4,6	0,46	5,4	76,8
	50	45,6	101,4	5,0	0,50	5,0	45,0
	51	51,3	107,6	4,9	0,49	5,1	40,1
	52	77,1	131,9	5,0	0,50	5,0	26,4

	53	46,7	102,7	4,7	0,47	5,3	46,0
	30	47,1	103,1	5,2	0,52	4,8	41,7
	31	48,0	104,0	5,1	0,51	4,9	41,9
	32	80,4	134,6	5,0	0,50	5,0	25,5
	33	53,5	109,8	5,2	0,52	4,8	36,7
PCVN_3P_04T	34	54,3	110,7	4,7	0,47	5,3	39,7
$a/W = 0,5$	35	38,1	92,7	5,0	0,50	5,0	53,2
$S/W = 8$	36	67,5	123,4	5,0	0,50	5,0	30,0
	37	57,2	113,6	5,1	0,51	4,9	34,7
	38	56,6	113,0	5,0	0,50	5,0	36,0
	39	84,0	137,6	4,7	0,47	5,3	25,9
	40	39,6	94,5	5,1	0,51	4,9	50,0
	41	53,0	109,4	4,9	0,49	5,1	39,2

Analisando os dados apresentados na Tabela 4.19, é possível verificar que os valores de J_c medidos em todas as configurações referentes à geometria SE(B) estão associados a valores de limite de deformação, M_o , que excedem em muito o limite de deformação especificado pela E1921, (i.e., $M_o \gg M$ em que $M = 30$). Neste caso, quanto maior o valor de M_o em relação ao valor de $M = 30$, maior é a capacidade restrição plástica apresentada pelo corpo de prova, o que assegura que as condições de fratura sejam governadas pelo campo HRR. De forma contrastante, os valores de J_c medidos em todas as configurações referentes à geometria PCVN, conforme dados indicados na Tabela 4.20, evidenciam uma considerável redução na capacidade de restrição plástica das geometrias PCVN uma vez que os seus valores de M_o são significativamente inferiores aos correspondentes valores obtidos nas geometrias SE(B) e, na sua grande maioria, próximos ao valor de referência $M = 30$. Ademais, inúmeros valores de J_c referentes às configurações PCVN com $S/W = 4$ e 6 apresentam limites de deformação inferiores ao valor de $M = 30$, sendo, portanto, classificados como dados censurados no procedimento de cálculo da temperatura de referência. Detalhes adicionais dos critérios acerca do processo de censura são abordados na próxima seção. De modo geral, o comprimento médio das frentes de trinca, a_o , atende rigorosamente os critérios da E1921 visto que todas medidas de a_o estão dentro do intervalo de validade para o cálculo de J_c ($0,45 \leq a_o/W \leq 0,55$).

A partir desses resultados é possível avaliar visualmente os efeitos geométricos e de carregamento sobre o comportamento dos valores de J_c a partir do uso das distribuições empírica, $\hat{F}(J_{c_i})$, e teórica-experimental de $We(1,77; \hat{J}_0^{\alpha_J=2}; 2)$. Na Figura 4.35 são apresentadas as distribuições dos valores de J_c obtidas em todas as configurações de ensaio da

matriz de análise experimental (vide Tabela 3.5). Os símbolos com preenchimento sólido e sem preenchimento representam, respectivamente, os dados experimentais de J_c validados e censurados segundo o modelo de censura da E1921.

Figura 4.35 – Distribuição acumulada de Weibull dos valores de J_c do aço ASTM A572 Grau 50 referentes às configurações (a) SE(B); (b) PCVN

Com base na análise das distribuições referentes à geometria SE(B), Fig. 4.35(a), observa-se que, apesar dos dados de J_c apresentarem de maneira geral uma dispersão um pouco

diferente em relação à distribuição teórica-experimental de Weibull, os resultados experimentais são bastante conclusivos. Conforme evidenciado na Fig. 4.35(a), a configuração de ensaio definida pela geometria SE(B) submetida à flexão em 3 pontos com distância entre apoios $S/W = 6$ e $B = 20,0$ mm (0,8T) fornece a menor média de tenacidade visto que a sua distribuição é deslocada para a esquerda em comparação com a distribuição dos dados de J_c obtidos na configuração 1T SE(B) padrão. Ainda em relação à Fig. 4.35(a), observa-se que a distribuição de tenacidade para a configuração SE(B) submetida à flexão em 4 pontos com distância entre apoios $S/W = 6$ e $B = 20,0$ mm (0,8T) também é deslocada para a esquerda, embora de forma menos pronunciada devido à semelhança da sua tenacidade média [$J_{c(mean)} = 49,4$ kJ/m²] com o valor médio [$J_{c(mean)} = 51,4$ kJ/m²] da distribuição determinada na configuração 1T SE(B) padrão. É importante ressaltar que, apesar dessas configurações não padronizadas apresentarem uma espessura equivalente a 78% da espessura padrão, as suas distribuições fornecem uma tenacidade média inferior à obtida pela configuração padrão, enfatizando ainda mais o efeito da abertura do *span* e do modo de carregamento sobre o comportamento à fratura de geometrias SE(B). Deve-se observar também o efeito pronunciado do tamanho da trinca sobre a distribuição da tenacidade, uma vez que a geometria SE(B) com trinca $a/W = 0,2$ fornece elevados valores de J_c . Além disso, é possível observar que as medidas experimentais de J_c desviam significativamente da distribuição teórica-experimental em virtude da menor dispersão apresentada pela geometria SE(B) com trinca rasa.

Na análise a seguir, referente às distribuições de tenacidade da geometria PCVN apresentada na Fig. 4.35(b), é também fornecida a distribuição dos dados de J_c referente à configuração 1T SE(B) padrão com o intuito de auxiliar nas análises relativas às variações na tenacidade à fratura. Em uma primeira análise das distribuições dos dados de J_c na Fig. 4.35(b), é possível observar uma clara tendência do efeito da razão S/W sobre as distribuições de J_c uma vez que a sua variação afeta fortemente o comportamento à fratura dos corpos de prova PCVN. A partir da análise das distribuições das configurações PCVN *plane sided* (i.e., sem entalhes laterais ou *side grooves*) com $S/W = 4$ e $S/W = 6$ verifica-se que tais distribuições estão deslocadas para a direita em relação à distribuição da configuração 1T SE(B) padrão. Ao contrário do que é observado na geometria SE(B), o aumento do *span* para $S/W = 6$ na geometria PCVN não produz um efeito pronunciado no aumento da restrição plástica, uma vez que a sua tenacidade média [$J_{c(mean)} = 64,4$ kJ/m²] mostra-se muito próxima à tenacidade média da configuração PCVN com $S/W = 4$

$[J_{c(mean)} = 65,4 \text{ kJ/m}^2]$ de forma que ambos os valores são superiores ao valor médio da configuração 1T SE(B) padrão. Além disso, um número bastante significativo de valores de J_c , para ambas configurações PCVN, excede a tenacidade limite, J_{lim} , o que impõe algumas dificuldades na obtenção de estimativas confiáveis dos parâmetros da distribuição de Weibull [191]. Esse comportamento pode ser atribuído ao desenvolvimento de uma deformação plástica associada a uma forte perda de restrição conforme o carregamento remoto (em termos de J) aumenta, o que afeta sensivelmente o mecanismo do elo mais fraco associado com a clivagem a nível microestrutural.

A análise a seguir é baseada nas distribuições obtidas a partir das configurações PCVN com $S/W = 8$ e $S/W = 6$, sendo que essa última configuração contém entalhes laterais (20% SG PCVN). Ao contrário do que é apresentado pelas distribuições das configurações PCVN com $S/W = 4$ e $S/W = 6$, as distribuições associadas às configurações PCVN com $S/W = 8$ e PCVN SG com $S/W = 6$ são ambas deslocadas para a esquerda e apresentam uma tenacidade média inferior em relação aos dados da distribuição da configuração 1T SE(B) padrão. É importante ressaltar que, embora alguns trabalhos [260] reportem um efeito pouco marcante da presença de SG's em corpos de prova PCVN sobre os valores de J_c , uma vez que o seu efeito de recuperar a triaxialidade ao longo da frente de trinca tende a ser contrabalanceado pelos efeitos associados à redução de espessura, os resultados aqui apresentados demonstram que a presença de SG's quando combinada a uma maior razão S/W produz um efeito sinérgico na manutenção de um estado de elevada triaxialidade na frente de trinca. Além disso, o fato da configuração $S/W = 8$ produzir uma resposta semelhante à apresentada pela configuração 20% SG PCVN reforça ainda mais a hipótese de que a abertura do *span* é, de fato, efetivo na mitigação dos efeitos de plasticidade precedente à clivagem. Portanto, pode-se inferir indiretamente que o efeito combinado da presença de SG's e de uma razão $S/W = 6$ tende a produzir respostas à fratura similares às apresentadas para configurações PCVN com $S/W = 8$. A consequência direta desses efeitos se traduz em um número reduzido de valores de tenacidade que excedem a tenacidade limite, J_{lim} , o que afeta muito pouco o valor médio das distribuições.

Na Tabela 4.21 são apresentadas as estimativas pelo MMV da tenacidade característica, $\hat{J}_0$, para todas as configurações, incluindo tanto as estimativas baseadas nos dados completos (i.e., sem censura) quanto as baseadas no modelo de censura da E1921, $\hat{J}_{0c}$.

Tabela 4.21 – Estimativas pelo MMV da tenacidade característica das distribuições dos valores de J_c obtidos em cada configuração de ensaio a -20 °C

Geometria	B (mm)	S/W (-)	Modo de Carregamento (Flexão)	α (-)	$\hat{J}_0$ (kJ/m ²)	$\hat{J}_{0c}$ (kJ/m ²)	r/N (-)
SE(B) - $a/W = 0,5$	25,4	4	3P	2	59,3	59,3	9/9
SE(B) - $a/W = 0,2$	25,4	4	3P	2	81,7	81,7	9/9
SE(B) - $a/W = 0,5$	20,0	6	3P	2	52,3	52,3	9/9
SE(B) - $a/W = 0,5$	20,0	6	4P	2	57,0	57,0	9/9
PCVN	10,0	4	3P	2	74,3	77,5	9/14
PCVN	10,0	6	3P	2	75,5	89,8	7/15
PCVN	10,0	8	3P	2	58,2	60,2	10/12
20% SG PCVN	10,0	6	3P	2	53,6	57,0	10/12

As implicações das variações aparentes na tenacidade, em decorrência dos efeitos geométricos e de carregamento sobre as distribuições das configurações SE(B) e PCVN nas previsões da T_0 são abordadas mais adiante na Seção 4.2.8.

4.2.7 Análise fractográfica e da medição da frente de trinca

Antes de analisar os efeitos geométricos e de carregamento sobre os valores da T_0 estimados a partir das distribuições de J_c determinadas na seção anterior, é necessário avaliar as principais características fractográficas associadas a cada corpo de prova.

As análises fractográficas realizadas posteriormente aos ensaios de tenacidade revelam que, de modo geral, os corpos de prova SE(B) e PCVN não apresentam crescimento estável de trinca precedente à fratura por clivagem. Essas evidências suportam fortemente a aplicabilidade da MCM sobre os valores de J_c descritos na seção anterior.

Na Figura 4.36(a) é mostrada a superfície de fratura do corpo de prova SE(B) ensaiado na configuração padronizada e que apresenta o maior valor de J_c [neste caso, o CP18 com $J_c^{max} = 80,4$ kJ/m², vide Tabela 4.19]. A fractografia, obtida por meio de um estereoscópio, revela uma superfície isenta de deformação plástica com características típicas de uma fratura frágil onde é possível observar uma superfície relativamente plana e de textura granular (i.e., com aparência brilhante). Já nas Figs. 4.36(b) e 4.36(c) são apresentadas as microfractografias, obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV), da região bem próxima à ponta da trinca em baixa e alta ampliação, respectivamente. É importante lembrar

que, conforme exposto na Seção 3.2.4.4, as microfractografias obtidas por MEV referem-se aos corpos de prova que apresentam o maior valor de J_c na sua configuração de ensaio. Na Figura 4.36(b) observa-se uma transição bem definida entre a ponta da pré-trinca de fadiga e o início da superfície de fratura. Já na Fig. 4.36(c) é possível observar na mesma região da ponta da trinca, em uma ampliação muito maior, planos de clivagem bem definidos, os quais são característicos de processos de fratura governados por tensão.

Figura 4.36 – (a) Fractografia do corpo de prova SE(B)_3P_1T_SW4_aW5_CP18 (6,5x); (b) região de transição entre a ponta da pré-trinca por fadiga e o início da fratura obtida por MEV (50x); (c) imagem microscópica dos planos de clivagem (2500x)

Já as microfractografias referentes aos corpos de prova 0,8T SE(B) de maior tenacidade ensaiados nas configurações não padronizadas com $S/W = 6$ e submetidos à flexão em 3

pontos (CP07 com $J_c^{max} = 81,4 \text{ kJ/m}^2$) e 4 pontos (CP17 com $J_c^{max} = 78,7 \text{ kJ/m}^2$), também revelam praticamente os mesmos aspectos fractográficos aos apresentados pela configuração SE(B) padronizada, conforme Figuras 4.37 e 4.38. Além disso, pode-se observar que os valores de J_c^{max} mencionados anteriormente são praticamente idênticos, indicando que tais valores devem corresponder ao patamar superior (*upper bound*) dos valores de J_c do aço ASTM A572 Grau 50 obtidos a -20°C em geometrias SE(B) com $a/W = 0,5$.

Figura 4.37 – SE(B)_3P_08T_SW6_aW05_CP07: (a) fractografia da região de transição entre a pré-trinca de fadiga e o início da fratura e (b) microfractografia da região de fratura

Figura 4.38 – SE(B)_4P_08T_SW6_aW05_CP17: (a) fractografia da região de transição entre a pré-trinca de fadiga e o início da fratura e (b) microfractografia da região de fratura

Curiosamente, apesar da geometria SE(B) com trinca rasa ($a/W = 0,2$) desenvolver condições de menor restrição plástica quando comparada a geometrias SE(B) com trinca profunda, é possível observar que as características de fratura associadas ao corpo de prova SE(B) com $a/W = 0,2$ e de maior tenacidade (CP08 com $J_c^{max} = 107,8 \text{ kJ/m}^2$) são também similares às observadas nas demais configurações SE(B), conforme indicado na Figura 4.39.

Figura 4.39 – (a) Fractografia do corpo de prova SE(B)_3P_1T_SW4_aW2_CP08 (6,5x); (b) região de transição entre a ponta da pré-trinca por fadiga e o início da fratura obtida por MEV (50x); (c) imagem microscópica dos planos de clivagem (2500x)

Características fractográficas e microfractográficas muito parecidas às apresentadas nas Figs. 4.36-4.39 são também observadas nas superfícies dos corpos de prova PCVN na configuração *plane-sided* (PS) com $S/W = 8$ e na configuração *side-grooved* (SG) com

$S/W = 6$. Já as superfícies de fratura referentes às configurações PCVN PS com $S/W = 4$ e $S/W = 6$ também apresentam aspectos microfractográficos similares, embora as fractografias de alguns corpos de prova dessas configurações indiquem uma quantidade relativamente maior de plasticidade desenvolvida nos bordos laterais da superfície, particularmente nos corpos de maior tenacidade à fratura, conforme indicado nas Figuras 4.40(a) e 4.41(a).

Figura 4.40 – (a) Fractografia do corpo de prova PCVN_3P_0,4T_SW4_aW5_CP24 (25x); (b) micrografia dos planos de clivagem (5000x)

Figura 4.41 – (a) Fractografia do corpo de prova PCVN_3P_0,4T_SW6_aW5_CP18 (25x); (b) micrografia dos planos de clivagem (5000x)

Nas Figuras 4.40(a) e 4.41(a) referentes às superfícies de fratura dos corpos de prova PCVN de maior tenacidade ensaiados, respectivamente, nas configurações PS com $S/W = 4$

(CP24 com $J_c^{max} = 107,4 \text{ kJ/m}^2$, vide Tabela 4.20) e $S/W = 6$ (CP18 com $J_c^{max} = 107,5 \text{ kJ/m}^2$), nota-se uma contração lateral ocasionada pela perda de restrição plástica ao longo da espessura (*out-of-plane constraint loss*) devido à predominância de um estado plano de tensão durante o carregamento do corpo de prova. Além disso, observa-se a ocorrência de uma delaminação transversal única, embora relativamente pequena, que contribui ainda mais para o aumento dos valores medidos de tenacidade à fratura, visto que uma maior quantidade de força motriz é necessária para promover a fratura. Esse aumento aparente na tenacidade deve-se à diminuição na espessura efetiva do corpo de prova ocasionada pela delaminação o que induz a um estado plano de tensões ainda mais significativo ao longo da frente de trinca [261,262]. Pillhagen e Sandström [256] demonstram que as delaminações (também denominadas de *splits*) são um dos fatores responsáveis pela perda de restrição plástica ao longo da frente de trinca e que a sua presença tende a favorecer a ocorrência de crescimento estável de trinca precedente à instabilidade por clivagem.

Com base nos dados de J_c^{max} obtidos nas configurações SE(B) com $a/W = 0,2$ e nas configurações PCVN PS com $S/W = 4$ e $S/W = 6$ é possível notar que tais valores são muito próximos entre si, o que corrobora os efeitos de plasticidade observados nos corpos de prova PCVN ensaiados nessas configurações. Portanto, fica evidente que uma menor espessura ($0,4T \approx 10 \text{ mm}$) associada à delaminação contribui de forma ainda mais significativa para a perda de restrição plástica ao longo da frente de propagação da trinca. Embora não tenha sido realizada uma investigação sobre a causa precisa para o desenvolvimento dessa delaminação, devido à sua ocorrência se dar paralelamente à direção de laminação da chapa e perpendicularmente ao plano da trinca, presume-se que a sua formação esteja associada principalmente às características microestruturais anisotrópicas do material que governam a separação de planos transversais fracos, tais como a presença de linhas de segregação e a formação de uma microestrutura bandada. No caso de microestruturas bandadas (ver Fig. 4.25), a formação de uma textura cristalográfica preferencial, típica do processo de laminação, muito provavelmente favorece a decoesão da interface ferrita-perlita, o que induz à formação das delaminações. Detalhes dos mecanismos de delaminação podem ser encontrados nas referências [261,262].

Apesar das fortes evidências de perda de restrição plástica em alguns corpos de prova PCVN, particularmente os ensaiados nas configurações PCVN PS com $S/W = 4$ e $S/W = 6$, as microfractografias evidenciam que a fratura ocorre de forma transgranular. Além disso, é possível observar um elevado número de degraus de clivagem e uma topografia de trincas

ramificadas, comumente denominadas de marcas de rios (*river pattern*), sobre as facetas de clivagem.

Com base nas análises fractográficas de uma pequena amostragem, as quais comprovam a ocorrência do micromecanismo de clivagem nos corpos de prova de maior tenacidade à fratura ao evidenciar a presença de facetas de clivagem típicas da fratura frágil transgranular, é plausível inferir que o processo de fratura nos demais corpos de prova (i.e., nos corpos de prova de menor tenacidade) também deve ser controlado essencialmente por tensão. Portanto, de modo geral, as microfractografias corroboram o comportamento frágil apresentado pelos corpos de prova SE(B) e PCVN nas suas diversas configurações e, portanto, fornecem fortes indícios de que o processo de fratura nos corpos de prova em estudo é bem descrito pelo modelo micromecânico da clivagem a qual é essencialmente controlada por tensão sob condições SSY, o que valida a aplicabilidade da MCM sobre as distribuições de J_c .

Como parte complementar às análises fractográficas, são feitas as medições das frentes de trinca pelo método dos 9 pontos (Seção 3.2.4.4) cujos resultados encontram-se nas Tabelas 4.19 e 4.20 apresentadas na seção anterior. A fim de ilustrar o procedimento utilizado, na Fig. 4.42 é apresentado o perfil de medição da frente de trinca do corpo de prova CP16 ensaiado na configuração padrão [vide Fig. 4.36(a)].

Figura 4.42 – Perfil de medição da frente de trinca pela técnica dos 9 pontos do corpo de prova SE(B)_3P_1T_SW4_aW5_CP16

4.2.8 Análise da temperatura de referência e da curva mestra

Na Seção 4.2.6 é realizada uma investigação exploratória dos efeitos de geometria e de carregamento sobre a distribuição dos valores experimentais de J_c [$J_{c(i)}$] obtidos na RTDF. Baseando-se nos mesmos propósitos, uma investigação complementar é realizada para avaliar a influência de tais fatores sobre a temperatura de referência T_0 . Deve-se ressaltar, no entanto, que dentre todas as configurações de ensaio aqui analisadas, a T_0 somente não é avaliada na configuração envolvendo a geometria SE(B) com $a/W = 0,2$, uma vez que a MCM é fundamentada apenas em corpos de prova com trinca profunda.

Inicialmente, é feita uma avaliação da T_0 na configuração padrão (i.e., baseada na geometria 1T SE(B) com $a/W = 0,5$ submetida à flexão por 3 pontos com razão $S/W = 4$) seguindo estritamente o procedimento da E1921. O intuito é obter uma T_0 que sirva de base (*baseline*) para posterior comparação com os valores de T_0 obtidos a partir das configurações SE(B) e PCVN não padronizadas, incluindo a configuração PCVN convencional (i.e., *plane sided* com $W = B = 10$ mm e $S/W = 4$).

Devido ao fato dos corpos de prova ensaiados na configuração SE(B) padrão apresentarem espessura de 1 polegada [$B_{(1T)} = 25,4$ mm], os valores experimentais de tenacidade, $K_{J_{c(i)}}$, para essa configuração são avaliados de forma mais direta, ou seja, sem a necessidade de se utilizar o ajuste, baseado no modelo do elo mais fraco, sobre os valores de $K_{J_{c(i)}}$ para contabilizar os efeitos de espessura. Com base nos valores de $K_{J_{c(i)}}$ obtidos a partir da conversão dos dados de $J_{c(i)}$ apresentados na Seção 4.2.6, é possível descrever o comportamento da tenacidade à fratura mediana, $K_{J_{c(med)}}$, em toda a faixa de temperatura, T , representativa da RTDF e de validade da MCM (i.e., $T_0 - 50^\circ\text{C} \leq T \leq T_0 + 50^\circ\text{C}$). Assim sendo, no gráfico apresentado na Figura 4.43 estão indicadas a curva mestra [$K_{J_{c(med)}}$ vs. T] e as curvas de tenacidade associadas a um nível de probabilidade acumulada de falha por clivagem de 5 e 95% que delimitam o intervalo de tolerância dos dados de $K_{J_{c(i)}}$. Observa-se ainda a presença de linhas verticais ($T_0 - 50^\circ\text{C}$ e $T_0 + 50^\circ\text{C}$) e de uma linha horizontal levemente inclinada [correspondente ao valor de $K_{J_{c(lim)}}$ corrigido em função da temperatura], as quais em conjunto delimitam a janela de validade da curva mestra. Os valores de $K_{J_{c(i)}}$ obtidos a -20°C também estão incluídos no gráfico da Figura 4.43 para auxiliar na avaliação da posição relativa da curva mestra e, ao mesmo tempo, da significância dos intervalos de tolerância que delimitam a amplitude dos dados de $K_{J_{c(i)}}$. Para facilitar a visualização e

identificação de cada entidade do gráfico, na sua parte inferior está disponibilizada uma legenda com as principais informações.

Figura 4.43 - CM do aço ASTM A572 Grau 50 obtida a partir de corpos de prova 1T SE(B) ensaiados a -20 °C na configuração padrão

Conforme indicado na Figura 4.43, todos os dados de $K_{Jc(i)}$ estão contidos bem abaixo do valor de $K_{Jc(lim)}$, o qual é baseado no limite de deformação padrão $M = 30$, que delimita a validade do campo HRR sobre os valores de $K_{Jc(i)}$. Conforme já mencionado na Seção 4.2.7, tais valores de tenacidade estão associados a superfícies de fratura isentas de crescimento estável de trinca (Δa_p). Portanto, todos os dados de $K_{Jc(i)}$ obtidos na configuração padrão são válidos, segundo os dois critérios de censura da E1921. Uma vez que o valor de K_0 é determinado por meio do MMV [191,226], a T_0 é facilmente calculada a partir do valor de $K_{Jc(med)}$ que, por sua vez, é calculado pela Eq. (3.28) apresentada na Seção 3.2.4.5. Desse modo, verifica-se que o procedimento é relativamente simples e direto ao mesmo tempo em que descreve muito bem a distribuição estatística dos dados de $K_{Jc(i)}$, conforme indicado na Figura. 4.43.

Analisando a Figura 4.43, é possível observar que a mediana da distribuição fornece uma $T_0 = -25,7\text{ °C}$ cujo valor está apenas aproximadamente 6 °C abaixo da temperatura de ensaio ($T = -20\text{ °C}$). Por se tratar de uma T_0 obtida seguindo rigorosamente as diretrizes da E1921, o valor da $T_0 = -25,7\text{ °C}$ representa a “baseline” para a posterior análise com os valores da T_0 obtidos nas demais configurações de ensaio. Dessa forma, a equação representativa da CM de “referência” é dada por

$$K_{Jc(\text{med})} = 30 + 70\exp[0,019(T + 25,7)] \quad \text{°C; MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (4.8)$$

Ainda em relação à análise da Figura 4.43 verifica-se que, além dos dados de $K_{Jc(i)}$ estarem consideravelmente abaixo do valor de $K_{Jc(\text{lim})}$ [vide valores do limite de deformação (M_o) apresentados anteriormente na Tabela 4.19], todos os valores de tenacidade estão contidos dentro do intervalo de tolerância e distantes dos limites admissíveis para a temperatura de ensaio ($T_0 - 50\text{ °C}$ e $T_0 + 50\text{ °C}$), indicando que o valor da T_0 é fidedigno à estatística do elo mais fraco. Uma vez que a temperatura de ensaio ($T = 20\text{ °C}$) é relativamente próxima à temperatura de referência ($T_0 = 25,7\text{ °C}$), pode-se considerar que a CM definida pela Eq. (4.8) é confiável e capaz de descrever muito bem a dispersão dos dados de tenacidade bem como da variação de $K_{Jc(\text{med})}$ em função da temperatura na RTDF para o aço ASTM A572 Grau 50 utilizado neste estudo. Observa-se também que a CM indicada na Figura 4.43 divide o conjunto de dados de $K_{Jc(i)}$ em duas proporções muito próximas entre si, em que 56% (5/9) dos dados encontram-se acima da curva representada pela Eq. 4.8, enquanto que o restante (44% ou 4/9) encontra-se abaixo. Ao que tudo indica, tais proporções devem se aproximar ainda mais de 50% para um conjunto de dados de $K_{Jc(i)}$ relativamente maior. Além das observações acima, a análise comparativa entre os resultados oriundos da CM e da curva Charpy-V (vide Tabela 4.8) revela apenas uma pequena diferença entre a temperatura de referência ($T_0 = 25,7\text{ °C}$) e a temperatura de transição Charpy correspondente a energia de 28 J definida por $T_{CVN}^{28J} = -21,5\text{ °C}$.

Embora a temperatura de ensaio, T , adotada nas análises dos efeitos geométricos e de carregamento tenha sido estabelecida em -20 °C , conforme critério já discutido na Seção 4.2.6, devido ao fato da T_0 ser sensível à temperatura de ensaio, como análise adicional é feita uma avaliação da T_0 obtida tanto a partir dos ensaios realizados exclusivamente a -30 °C quanto pelo procedimento multitemperatura (i.e., através da análise conjunta dos dados de

$K_{Jc(i)}$ obtidos a -30 e -20 °C), sendo esse último responsável por fornecer uma T_0 a partir da seguinte equação

$$\sum_{i=1}^N \frac{\delta_i \exp[0,019(T_i - T_0)]}{11 + 76,7 \exp[0,019(T_i - T_0)]} - \sum_{i=1}^N \frac{[K_{Jc(i)} - 20]^4 \exp[0,019(T_i - T_0)]}{\{11 + 76,7 \exp[0,019(T_i - T_0)]\}^5} = 0 \quad (4.9)$$

em que N é o número total de dados de tenacidade à fratura medidos nas diversas temperaturas T_i , $K_{Jc(i)}$ é o valor de tenacidade à fratura determinado na temperatura T_i , δ_i é o delta de Kronecker de forma que o seu valor é igual a 1 para dados válidos e 0 para dados censurados de acordo com os critérios da E1921. Na Figura 4.44 é apresentada a CM obtida tanto pelo método da temperatura única ($T = -30$ °C) quanto pelo método multitemperatura ($T_i = -30; -20$ °C).

Figura 4.44 – CM do aço ASTM A572 Grau 50 obtida a partir de corpos de prova 1T SE(B) ensaiados na configuração padrão e nas temperaturas de: (a) -30 °C; (b) -30 °C e -20 °C

Para finalizar esta primeira etapa de análise da T_0 , como abordagem complementar, na Figura 4.45 é feita uma análise comparativa entre curva mestra obtida a partir da $T_0 = -25,7\text{ °C}$ [i.e., oriunda exclusivamente dos dados de tenacidade à fratura $K_{Jc(t)}$] e as curvas mestra obtidas a partir das estimativas da T_0 via correlação Charpy-V (T_0^{CVN}) associadas às temperaturas de transição $T_{CVN}^{28\text{ J}}$ e $T_{CVN}^{41\text{ J}}$ (vide Tabela 4.8 apresentada na Seção 4.2.4). Nesses casos, as correlações utilizadas para $T_{CVN}^{28\text{ J}}$ e $T_{CVN}^{41\text{ J}}$ são baseadas nas expressões sugeridas por Wallin [177] e Sokolov e Nanstad [178] as quais são dadas, respectivamente, por $T_0^{28\text{ J}} = T_{CVN}^{28\text{ J}} - 18\text{ °C}$ e $T_0^{41\text{ J}} = T_{CVN}^{41\text{ J}} - 24\text{ °C}$. No mesmo gráfico também são incluídas as curvas de tenacidade apresentadas na Figura 4.44 para uma avaliação geral da posição relativa de todas essas curvas em relação à curva de “referência”.

Figura 4.45 – Análise comparativa entre as curvas mestra obtidas a partir da correlação com ensaios CVN e via ensaios de tenacidade à fratura pelos métodos da temperatura única e multitemperatura

A análise da Figura 4.45 permite observar que as curvas de tenacidade associadas aos valores da T_0^{28J} e T_0^{41J} estão deslocadas à esquerda em relação à curva mestra associada a $T_0 = -25,7\text{ °C}$. Esse comportamento faz com que os valores de T_0^{28J} e T_0^{41J} superestimem os valores de tenacidade à fratura frágil. No entanto, conforme evidenciado pelos primeiros ensaios de tenacidade (vide Tabela 4.12), os resultados de J_c medidos na temperatura recomendada pela E1921 pertencem ao patamar inferior (lower bound) de tenacidade do aço ASTM A572 Grau 50 de forma que a T_0 associada a tal temperatura tende a ser consideravelmente conservadora, o que confirma as observações feitas por Viehrig et al. [230] e se contrapõe à tendência demonstrada pelos valores de T_0^{28J} e T_0^{41J} e suas respectivas curvas mestra conforme evidenciada pela Figura 4.45.

Após a determinação da T_0 referente aos valores de $K_{J_{c(i)}}$ obtidos a -20 °C na configuração 1T SE(B) padrão, é feita uma análise comparativa com os demais valores de T_0 obtidos a partir das diferentes configurações não convencionais de ensaios a -20 °C para, dessa forma, avaliar somente os efeitos de geometria e de carregamento sobre a T_0 .

Conforme já discutido anteriormente, as configurações de ensaio envolvendo a geometria PCVN fornecem resultados de $K_{J_{c(i)}}$ inválidos, segundo os critérios de censura da E1921, os quais são representados pelos símbolos vazados no gráfico das distribuições de probabilidade [vide Figura 4.35(b)]. O procedimento da E1921 trata adequadamente os dados de $K_{J_{c(i)}}$ inválidos por apresentarem valores superiores ao $K_{J_{c(lim)}}$ e/ou crescimento subcrítico de trinca superior ao menor valor definido entre $0,05(W - a_o)$ e $1,00\text{ mm}$. Além disso, observa-se que os dados de $K_{J_{c(i)}}$ provenientes de espessuras diferentes do valor padrão [$B_{(1T)} = 25,4\text{ mm}$] são devidamente escalados, por meio do WLM, para valores de $K_{J_{c(i)}}$ correspondentes a 1T de espessura, o que reduz a sensibilidade (aparente) de K_0 e, consequentemente, de $K_{J_{c(med)}}$ em decorrência dos efeitos geométricos.

Na Tabela 4.22 são apresentados os valores da T_0 obtidos nas diversas configurações de ensaios conduzidos exclusivamente a -20 °C . Pela análise desses valores verifica-se nitidamente os efeitos pronunciados da geometria e do modo de carregamento sobre as estimativas da T_0 . Observa-se que a configuração 0,8T SE(B) com $S/W = 6$ fornece valores inferiores de K_0 em comparação ao valor de K_0 fornecido pela configuração 1T SE(B) padrão, o que resulta em valores maiores e, portanto, mais conservadores de T_0 .

Tabela 4.22 – Estimativas pelo MMV da tenacidade característica das distribuições dos valores de K_{Jc} obtidos em cada configuração de ensaio a -20 °C

Configuração	K_0	$K_{Jc(med)}$ MPa $\sqrt{m}$	$K_{Jc(lim)}$	r/N (-)	T_0 °C
3P_1T_SW4_aW5	116,4	107,9	278,8	9/9	-25,7
3P_08T_SW6_aW5	104,3	97,0	247,4	9/9	-17,7
4P_08T_SW6_aW5	108,6	100,8	247,4	9/9	-20,6
PCVN_SW4_aW5	107,5	99,9	124,0	9/14	-19,9
PCVN_SW6_aW5	114,4	106,1	124,0	7/15	-24,4
PCVN_SW8_aW5	93,7	87,2	124,0	10/12	-11,4
SG_PCVN_SW6_aW5	96,1	89,5	124,0	10/12	-9,4

Para evidenciar os efeitos de abertura do *span* (razão S/W) sobre a T_0 determinada a partir das diferentes configurações envolvendo as geometrias SE(B) e PCVN, nas Figs. 4.46-4.50 são apresentadas as variações do $K_{Jc(med)}$ em função da temperatura na RTDF por meio de um gráfico similar ao apresentado anteriormente nas Figuras 4.44 e 4.45.

Analizando somente os gráficos referentes às geometrias SE(B), Figs. 4.46 e 4.47, observa-se que a CM representada por $K_{Jc(med)}$ descreve muito bem a dispersão dos valores de tenacidade ao dividir o conjunto de dados de $K_{Jc(i)}$ em praticamente duas partes iguais. Em relação ao valor da T_0 , fica nítido que o aumento na abertura do *span* ($S/W = 4 \rightarrow S/W = 6$) promove um aumento no valor da T_0 , o que corrobora o aumento na restrição plástica à frente da trinca apresentada pelas trajetórias J - Q (vide Seção 4.1.1). Embora as análises numéricas J - Q preveem uma restrição plástica maior para o modo de flexão por 4 pontos, a T_0 obtida nessa configuração (-20,6 °C) (Fig. 4.47) é inferior ao seu correspondente valor obtido por flexão em 3 pontos (-17,7 °C). Esse comportamento deve-se muito provavelmente aos efeitos estatísticos associados ao tamanho da amostra, uma vez que para amostras pequenas ($N < 30$), a EMV pode produzir estimativas de K_0 que apresentem valores significativamente distintos do verdadeiro valor do parâmetro do modelo e, portanto, um viés no valor da T_0 . De qualquer maneira, ainda que possa haver a existência desse viés, o fato da T_0 obtida na flexão em 4 pontos (-20,6 °C) ser superior ao valor de referência (-25,7 °C) confirma a tendência demonstrada pelas análises numéricas.

Figura 4.46 – CM do aço ASTM A572 Gr. 50 obtida ensaios a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ na configuração não padronizada 0,8T SE(B) com $S/W = 6$

Figura 4.47 – CM do aço ASTM A572 Gr. 50 obtida a partir ensaios a $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ na configuração 4 pontos não padronizada 0,8T SE(B) com $S/W = 6$

Por meio da análise conjunta dos gráficos relacionados à CM obtida nas diferentes configurações envolvendo a geometria PCVN, Figs. 4.48-4.50, observa-se que a T_0 aumenta em função do aumento no *span* quando comparada ao seu valor obtido na razão padrão $S/W = 4$. Além disso, nota-se que introdução de *side grooves* e o aumento do *span* aparenta limitar fortemente os efeitos da perda de restrição plástica sobre os valores experimentais de $K_{Jc(i)}$ e, conseqüentemente, sobre a T_0 medida na geometria PCVN. O aumento do *span* em corpos de prova PCVN *plane-sided* para razões da ordem de $S/W = 8$ também se mostra efetivo em restringir a perda de restrição sobre os valores de $K_{Jc(i)}$ e T_0 . Além de mitigar o excesso de plasticidade desenvolvida na frente de trinca, o aumento do *span* aparenta produzir um número menor de dados inválidos (censurados) de $K_{Jc(i)}$, o que resulta em uma estimativa mais confiável de K_0 e, concomitantemente, em uma melhor descrição estatística da distribuição dos dados de $K_{Jc(i)}$. Em suma, além de validarem as análises numéricas previamente realizadas e discutidas na Seção 4.1.1, os resultados experimentais de tenacidade representam evidências concretas de que o uso de configurações PCVN com maiores distâncias entre apoios é efetivo em mitigar os efeitos da perda de restrição, frequentemente observados na configuração PCVN convencional, sobre os valores estimados da T_0 .

Figura 4.48 – CM do aço ASTM A572 Gr. 50 obtida a partir de ensaios a -20 °C na configuração PCVN convencional

Figura 4.49 – CM do aço ASTM A572 Gr. 50 obtida a partir de ensaios a -20 °C na configuração PCVN não convencional PS e SG com $S/W = 6$

Figura 4.50 – CM do aço ASTM A572 Gr. 50 obtida a partir de ensaios a -20 °C na configuração PCVN não convencional com $S/W = 8$

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS E CONCLUSÕES

Este trabalho aborda o desenvolvimento de uma metodologia de ensaio de tenacidade à fratura para avaliar a integral J e o parâmetro $CTOD$ a partir de corpos de prova do tipo SE(B) ensaiados em configurações não padronizadas. As análises numéricas abordam os procedimentos para o cálculo de J e $CTOD$, em diferentes geometrias SE(B) ensaiadas sob várias configurações por flexão em 3 pontos e 4 pontos, baseados nos fatores plástico (η) e rotacionais plástico (r_p) os quais incluem: (i) a determinação de J e de $CTOD$ pelo trabalho plástico derivado de registros de carga e deslocamento medidos experimentalmente e (ii) a determinação do $CTOD$ a partir do modelo da rótula plástica por meio da relação linear estabelecida entre as medidas experimentais de $CMOD$ e $CTOD$. Além disso, a investigação também aborda os potenciais efeitos geométricos e de carregamento no comportamento à fratura em termos de descrições biparamétricas J - Q a fim de quantificar e descrever tais efeitos sobre o nível de restrição plástica. As extensas análises numéricas, realizadas por elementos finitos em condições de deformação plana para as diferentes geometrias SE(B) solicitadas por flexão em 3 e 4 pontos, fornecem um extenso conjunto de fatores η e valores de r_p aplicáveis para avaliar J e $CTOD$ em corpos de prova SE(B) ensaiados em diversas configurações (i.e., com diversos comprimentos de trinca, a/W , e diferentes distâncias entre apoios, S/W) e oriundos de aços com capacidades de encruamento típicas de aços estruturais, de vaso de pressão e de dutos para a condução de óleo e gás.

Os resultados numéricos fornecem indícios de que a distância entre apoios ($span$) e o modo de carregamento afetam fortemente o comportamento à fratura de corpos de prova SE(B), particularmente para as geometrias com trinca profunda. Neste caso, os resultados sugerem que os potenciais efeitos associados ao aumento no $span$ e ao modo de flexão por 4 pontos aumentam a eficácia do corpo de prova em assegurar condições de elevada triaxialidade precedente à instabilidade por clivagem ao promoverem uma diminuição na perda de restrição plástica, fenômeno esse frequentemente observado nos ensaios em corpos de prova de pequenas dimensões, tal como na configuração convencional PCVN [i.e., SE(B) 0,4T com $W/B = 1$ e $a/W = 0,5$ flexionado em 3 pontos].

Além do mais, as análises mostram que os valores de η_J^{CMOD} para as geometrias submetidas à flexão em 3P e 4P mostram uma forte dependência da razão S/W , mas ao mesmo tempo são essencialmente independentes do nível de encruamento para uma ampla faixa de razão a/W para uma determinada razão S/W . Em contraste, a variação de η_J^{LLD} com

a/W apresenta muito menos sensibilidade à razão S/W , particularmente para trincas moderadas a profundas (i.e., para $0,3 \leq a/W \leq 0,8$). Da mesma forma, as análises também mostram que as relações J - $CTOD$ para as configurações 3P e 4P são essencialmente independentes da razão S/W .

Outro resultado de interesse emergente das análises é que o fator r_p exibe praticamente nenhuma sensibilidade à razão S/W e ao modo de carregamento (3P vs. 4P). Essa constatação resulta em implicações importantes, uma vez que valor de r_p especificado pela BS 7448-1 pode servir igualmente bem para determinar o $CTOD$ a partir de registros de $CMOD$ e de carga medidos a partir de corpos de prova SE (B) com trinca profunda submetidos tanto a flexão por 3P ou por 4P e para quaisquer razões S/W aqui analisadas.

No geral, o presente estudo amplia a aplicabilidade das atuais normas ao adotar a metodologia η (η) e o método da rótula plástica (r_p) nas medições laboratoriais de tenacidade à fratura a partir de corpos de prova do tipo SE(B) ensaiados em configurações não padronizadas. A parte experimental deste estudo exploratório se baseia no procedimento de avaliação da integral J desenvolvido aqui para abordar uma investigação experimental dos efeitos da geometria e do modo de carregamento no comportamento à fratura por clivagem de um aço estrutural de alta resistência e baixa liga por meio de diversas configurações de ensaio envolvendo os corpos de prova do tipo SE(B).

A parte experimental deste estudo descreve os resultados de tenacidade à fratura provenientes de um extenso banco de dados (com mais de 100 resultados) os quais são obtidos a partir de corpos de prova de aço estrutural ASTM A572 Grau 50 ensaiados, em sua grande maioria, em diferentes configurações não padronizadas. Como análise exploratória, esses resultados são aplicados na metodologia da curva mestra para se avaliar a temperatura de referência, T_0 , e a variação associada ao valor da tenacidade à fratura mediana, $K_{Jc(med)}$, em função da temperatura na região de transição dúctil-frágil para o aço ASTM A572 Grau 50. Os ensaios de tenacidade à fratura são conduzidos em várias configurações de corpos de prova submetidos à flexão. Essas configurações envolvem diferentes modos de carregamento (3P vs. 4P) e diversas geometrias as quais são associadas a diferentes comprimentos de trinca (a/W), espessuras (B), distâncias entre apoios (S/W) e seções transversal (W/B). A matriz de análise envolve ensaios realizados nas seguintes configurações: (1) padronizadas SE(B) 1T com $W/B = 2$, $S/W = 4$ flexionadas em 3 pontos com $a/W = 0,5$ e $a/W = 0,2$; (2) não padronizadas SE(B) 0,8T com $W/B = 2$, $a/W = 0,5$, $S/W = 6$ flexionadas em 3 e 4 pontos; (3) convencional PCVN 0,4T com $W/B = 1$, $a/W = 0,5$, $S/W = 4$ flexionadas em

3 pontos; (4) não padronizadas PCVN 0,4T com $W/B = 1$ e $a/W = 0,5$ flexionadas em 3 pontos com $S/W = 6$ e $S/W = 8$; (5) não padronizada PCVN 0,4T com $W/B = 1$ e $a/W = 0,5$ flexionada em 3 pontos com $S/W = 6$ na presença de *side grooves* (20% do total da espessura). Os valores de tenacidade à fratura em termos da integral J no ponto de instabilidade, J_c , são baseados no trabalho plástico e nos registros de carga e deslocamento conforme o procedimento estabelecido pelas análises numéricas.

Os resultados experimentais mostram claramente um efeito relativamente forte do aumento da razão S/W e do modo de carregamento sobre os valores J_c medidos experimentalmente. No entanto, os resultados experimentais também sugerem que o aumento no *span* para uma razão $S/W = 6$ em geometrias SE(B) de face plana (*plane-sided*) parece não ter influência muito significativa no comportamento à fratura (em relação à distância padrão entre apoios definida por $S/W = 4$). Na prática, a influência do *span* sobre os valores de tenacidade passa a ser bem perceptível somente quando a distância entre apoios é aumentada para $S/W = 8$. Embora o efeito do *span* sobre os valores de J_c não seja marcante para uma configuração de ensaio definida por uma razão $S/W = 6$, observa-se que tal configuração, quando associada à presença de entalhes laterais (*side grooves*), é capaz de manter a capacidade de medição auxiliando na mitigação dos efeitos da perda de restrição frequentemente observados em corpos de prova de menores dimensões.

Os resultados experimentais também mostram que os efeitos do modo de carregamento (3P vs. 4P) sobre o comportamento dos dados de J_c são relativamente pequenos, uma vez que as distribuições de tenacidade medidas a partir das configurações em 3 e 4 pontos são semelhantes. Em grande parte, essas conclusões estão em consonância com a interpretação dos resultados numéricos referentes aos níveis de restrição plástica na ponta da trinca (*crack tip constraint*). Esses resultados, caracterizados em termos das trajetórias J - Q obtidas nas configurações padronizadas e não padronizadas de corpos de prova, mostram um efeito considerável tanto do *span* quanto do modo de carregamento no comportamento à fratura dos corpos de prova SE(B), particularmente para configurações envolvendo as geometrias com trinca profunda.

A avaliação exploratória da curva mestra revela que os valores da temperatura de referência (T_0) obtidos a partir dos dados de J_c medidos nas diversas configurações não padronizadas de ensaio, particularmente na configuração PCVN com maior abertura de *span*, representam estimativas conservadoras em relação ao valor da T_0 medida na configuração padrão de ensaio [i.e., SE(B) 1T com $W/B = 2$, $a/W = 0,5$ e $S/W = 4$ submetida à flexão

por 3 pontos]. Embora esses resultados derivem diretamente do aumento na restrição plástica da ponta da trinca ocasionado pelo aumento no *span* (o que reduz a tenacidade característica, descrita em termos de J_0 ou K_0 , da distribuição de tenacidade medida experimentalmente), os mesmos merecem uma discussão adicional. Desse modo, inicialmente é feita uma comparação entre as estimativas da T_0 determinadas nos corpos de prova SE(B) 0,8T e a T_0 determinada nos corpos de prova SE(B) 1T, as quais são apresentadas na Tabela 4.22. Devido ao aumento nos níveis de restrição da ponta da trinca associado ao aumento do *span* ($S/W = 6$) e ao modo de flexão por 4P, o valor de K_0 é reduzido para essa configuração de ensaio, o que aumenta o valor da T_0 quando comparado com o valor de referência ($T_0 = -25,7\text{ °C}$) estimado a partir da configuração 1T SE (B) padrão. Já em relação à comparação das estimativas de T_0 derivadas das configurações PCVN com a estimativa correspondente à configuração 1T SE (B) padrão mostrada na Tabela 4.22, pode-se observar que a T_0 medida na configuração PCVN convencional (i.e, com $S/W = 4$) também é superior ao valor de referência da T_0 (uma diferença de aproximadamente 6 °C). Essa diferença contrasta de maneira significativa com o resultado relatado pela NRC [229], em que o valor da T_0 medido a partir de corpos de prova PCVN é 21 °C inferior ao correspondente valor medido usando a configuração C(T) 1T padrão. No entanto, deve ser enfatizado que os ensaios nos corpos de PCVN e C(T) relatados em [229] são conduzidos em temperaturas distintas, enquanto que o presente estudo é baseado em ensaios de tenacidade conduzidos em uma mesma temperatura ($T = -20\text{ °C}$). Por fim, a análise da configuração PCVN com $S/W = 6$ envolvendo a presença de *side grooves* (20%) e da configuração PCVN com $S/W = 8$ indica que as estimativas da T_0 de ambas as configurações são ainda maiores em relação ao valor da T_0 de referência ($T_0 = -25,7\text{ °C}$). Além disso, essas últimas configurações de ensaio produzem um número menor de valores de tenacidade inválidos (censurados), resultando em estimativas mais confiáveis de T_0 quando comparado ao valor medido na configuração convencional PCVN com $S/W = 4$.

Em relação às configurações PCVN, uma argumentação plausível para justificar as estimativas mais conservadoras de T_0 pode ser fundamentada nas questões relacionadas ao princípio do elo mais fraco. A E1921 adota critérios baseados no elo mais fraco para escalar os valores de K_{Jc} calculados em corpos de prova de diferentes espessuras, conforme Eq. (3.25) apresentada na Seção 3.2.4.5. Da forma como é formulado, o modelo do elo mais fraco assume que cada ponto material ao longo da frente de trinca de duas geometrias de corpos de prova idênticas, porém de espessuras distintas, está sujeito ao mesmo campo local de tensões

e, portanto, à mesma força motriz local. Embora tal modelo simplifique sobremaneira o ajuste nos valores de K_{Jc} , fica evidente que a Eq. (3.25) não leva em conta a contribuição individual de todos os pontos materiais ao longo da frente de trinca na probabilidade acumulada de falha, uma vez que tal modelo atribui peso igual a todos esses pontos. Baseando-se nessas questões e nas simplificações do modelo do elo mais fraco, Nevalainen e Dodds [25] propõe o uso de uma espessura efetiva, B_{eff} , na Eq. (3.28) em vez de se utilizar a espessura nominal do corpo de prova para corrigir os efeitos de espessura sobre os valores de tenacidade. Como exemplo ilustrativo, considere as estimativas da T_0 obtidas a partir de valores de J_c medidos na configuração PCVN convencional e SE(B) padrão (vide Tabela 4.22 e Figuras 4.43 e 4.48). Trabalho recente de Ruggieri et al. [46] demonstra que os mapas de contornos, responsáveis por delimitar o volume de material à frente da trinca submetido a tensões principais máximas σ_1 (em que $\sigma_1 \geq 2\sigma_{ys}$), dos corpos de prova SE(B) e PCVN, ambos analisados na configuração padrão, contrastam significativamente em termos de tamanho e distribuição espacial. As diferenças no formato desses contornos fornecem evidências quantitativas, mantida as devidas proporções, de que a correção do valor de tenacidade K_{Jc} oriundo de corpos de prova de menor espessura, baseada simplesmente no modelo do elo mais fraco, não escala de maneira mais apropriada para o real valor de K_{Jc} . Com base nessas observações, uma estimativa aproximada de B_{eff} para essas geometrias, a qual é aproximadamente compatível com a estimativa sugerida por Ruggieri et al. [46], é usado provisoriamente aqui ao se assumir um valor de $B_{eff} = 0,5B$ para a geometria SE(B) 1T e um valor de $B_{eff} = 0,75B$ para a geometria PCVN. Com base nesses novos valores e aplicando-se novamente o procedimento da curva mestra descrito na Seção 3.2.4.5, é obtido um valor de $T_0 = -15\text{ °C}$ para ambas as configurações de corpos de prova. Portanto, o conceito de uma espessura efetiva aparenta atenuar a correção subestimada, frequentemente observada nos valores de tenacidade, em decorrência da aplicação direta da Eq. 3.25 em que é utilizada a espessura nominal do corpo de prova. No entanto, é importante deixar claro que essas análises aproximadas não constituem em questionamentos quanto à aplicabilidade da abordagem do elo mais fraco da forma como é atualmente empregada, uma vez que essas questões ainda não estão resolvidas e carecem de análises mais aprofundadas.

Em suma, o presente estudo fornece suporte adicional para o uso de corpos de prova SE(B) não padronizados como uma geometria alternativa nas avaliações rotineiras de tenacidade à fratura, incluindo o uso de corpos de prova de pequenas dimensões, como os corpos de prova PCVN, para medir propriedades de tenacidade à fratura quando a

disponibilidade limitada de material constitui um sério problema. Uma potencial aplicação que está ganhando um interesse cada vez maior envolve a medição de tenacidade à fratura em soldas circunferenciais de tubulações de parede relativamente fina, tais como os dutos utilizados no transporte de dióxido de carbono (CO₂). Fatores operacionais e econômicos ditam frequentemente o transporte de CO₂ por dutos de longa distância em uma fase densa, particularmente no estado supercrítico, devido à sua baixa viscosidade e alta densidade. No entanto, embora economicamente viável, o transporte de CO₂ na condição de fase densa aumenta significativamente o risco de fratura frágil na infraestrutura da tubulação (o que inclui válvulas operacionais, bombas e compressores) na eventualidade de uma rápida despressurização em decorrência de vazamentos na tubulação associados, não raras vezes, ao desenvolvimento de trincas passantes durante a fase operacional. Uma vez que o CO₂ sofre um resfriamento significativo pelo efeito Joule-Thomson [64,65], a descompressão repentina, em decorrência da mudança brusca da fase densa para a fase gasosa, promove uma diminuição acentuada nas temperaturas locais para aproximadamente -80 °C, o que potencializa a ocorrência da fratura instável por clivagem, visto que nessa faixa de temperatura os aços comumente empregados nas linhas de transmissão de CO₂ [61] (e.g., aço API 5L-X80 [263]) encontram-se praticamente na RTDF. Devido à complexidade relativa na realização de ensaios padronizados de tenacidade em soldas circunferenciais de dutos de parede fina, os protocolos convencionais de ensaio utilizados para medir a tenacidade à fratura na RTDF de aços aplicados nos dutos de CO₂ empregam rotineiramente ensaios de queda de peso (DWTT) e de tenacidade ao entalhe por impacto Charpy (CVN) para estimar os valores de tenacidade à fratura em deformação plana (K_{Ic}) derivados a partir da simples correlação entre a energia do impacto e a tenacidade à fratura [264]. Claramente, como mostra a presente investigação, o uso de corpos de prova SE(B) de pequenas dimensões e com maior distância entre apoios (tal como o PCVN com $S/W = 8$) pode ser altamente eficaz no fornecimento de estimativas confiáveis de tenacidade à fratura por clivagem sob níveis relativamente elevados de triaxialidade de tensão na ponta da trinca (*crack tip constraint*). Dado o atual cenário de padronização, no qual corpos de prova não padronizados são cada vez mais utilizados em ensaios rotineiros de tenacidade à fratura, a presente investigação, quando analisada em conjunto com estudos anteriores, impulsiona uma maior motivação no que diz respeito ao desenvolvimento de procedimentos normatizados de ensaios que incorporem geometrias não padronizadas de corpos de prova.

5.1 PRODUÇÕES CIENTÍFICAS

Artigos completos publicados em periódicos

V. S. Barbosa and C. Ruggieri. "Fracture toughness testing using non-standard bend specimens - Part I: Constraint effects and development of test procedure," *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 195, 15, pp. 279-296, 2018.

<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2018.03.029>

V. S. Barbosa and C. Ruggieri. "Fracture toughness testing using non-standard bend specimens - Part II: Experiments and evaluation of T_0 reference temperature for a low alloy structural steel," *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 195, 15, pp. 297-312, 2018.

<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2018.03.028>

V. Barbosa and C. Ruggieri, "Experimental Measurements of J_c -Values for a Low Alloy Structural Steel Using Nonstandard Bend Specimens and Evaluation of the Reference Temperature, T_0 ," *Materials Performance and Characterization* 7, no. 2 (2018): 75-100.

<https://doi.org/10.1520/MPC20170152>

Trabalhos completos publicados em anais de congressos

V. S. Barbosa and C. Ruggieri. Effects of Increased Span on Fracture Toughness Using Non-Standard Bend Specimens and Implications for the Reference Temperature, T_0 . In: European Conference on Fracture, 2018, Belgrade, SR. Proceedings of 22nd European Conference on Fracture (ECF22 2018), 2018. p. 1-6. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2018.12.061>

V. S. Barbosa and C. Ruggieri. Fracture Toughness Testing Using Non-Standard PCVN Specimens: Experiments and Specimen Geometry Effects on T_0 Reference Temperature. In: ASME 2018 Pressure Vessels and Piping Conference, 2018, Prage, CZ. Proceedings of ASME 2018 Pressure Vessels and Piping Conference, 2017. p. 1-11. [doi:10.1115/PVP2018-84115](https://doi.org/10.1115/PVP2018-84115)

V. S. Barbosa and C. Ruggieri. Fracture Toughness Testing of a Low Alloy Structural Steel Using Non-Standard Bend Specimens and an Exploratory Application to Determine the Reference Temperature, T_0 . In: ASME 2017 Pressure Vessels and Piping Conference, 2017, Kona, Hawaii. Proceedings of ASME 2017 Pressure Vessels and Piping Conference, 2017. p. 1-11.

[doi:10.1115/PVP2017-65383](https://doi.org/10.1115/PVP2017-65383)

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Embora as análises numéricas utilizadas neste estudo englobem propriedades mecânicas das mais variadas classes de aços estruturais, os resultados experimentais aqui discutidos referem-se somente aos aços ferríticos de encruamento moderado ($n \sim 10$). Visando avaliar a aplicabilidade das configurações SE(B) e PCVN não padronizadas em aços de diferentes níveis de encruamento, recomenda-se a realização de ensaios adicionais de tenacidade à fratura em aços tipicamente utilizados em vasos de pressão (e.g., aços A285, A515, A533, etc.) e em dutos e tubulações (e.g., aços API X70, X80, X100, etc.) os quais tipicamente apresentam alto ($n \sim 5$) e baixo ($n \sim 20$) encruamento, respectivamente.

Para avaliar melhor a influência dos *side grooves* na geometria PCVN torna-se interessante expandir a matriz de análise experimental das configurações PCVN SG para as demais razões S/W (i.e., $S/W = 4$ e $S/W = 8$). Recomenda-se também avaliar a influência do aumento do span para diferentes razões W/B (e.g., $W/B = 2$ e $W/B = 4$) na geometria PCVN, uma vez que tais configurações têm sido motivo de intenso estudo devido ao seu recorrente uso nos programas de monitoramento.

Como análise complementar às análises numéricas realizadas neste estudo, recomenda-se a realização de uma investigação mais aprofundada dos efeitos do aumento do *span* sobre o comportamento à fratura por meio de análises numéricas 3D a fim de estabelecer uma relação acurada entre a razão S/W e a espessura efetiva (B_{eff}). Para uma análise mais refinada e robusta recomenda-se o uso de procedimentos probabilísticos empregando critérios locais de fratura (modelo micromecânico de fratura frágil) acoplados ao método de elementos finitos a fim de quantificar as condições globais de falha estrutural em termos de um parâmetro probabilístico local de fratura (e.g., modelo da tensão de Weibull).

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Anderson, T.L. *Fracture mechanics: fundamentals and applications*, 4th ed. Boca Raton: CRC Press, 2017.
- [2] Simcoe, C.R. “The age of steel: Part I.” *Adv. Mater. Process.* vol. 172, no. 3. pp. 32–33. Mar. 2014.
- [3] Pook, L.P. “Five decades of crack path research.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 77, no. 11. pp. 1619–1630. Jul. 2010.
- [4] Boyd, G.M. “Examples of brittle fracture in service, and the lessons learned from them,” in *Brittle fracture in steel structures*, 1st ed., G. M. Boyd, Ed. London, England: Butterworth-Heinemann, 1970, pp. 1–27.
- [5] Barsom, J. M.; Rolfe, S.T. *Fracture and fatigue control in structures: applications of fracture mechanics*, 3rd ed. West Conshohocken: ASTM International, 1999.
- [6] ASME BPVC.XI-2017. *Section XI: Rules for inservice inspection of nuclear power plant components*. New York: ASME Boiler and Pressure Vessel Code, 2017.
- [7] Cotterell, B. “The past, present, and future of fracture mechanics.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 69, no. 5. pp. 533–553. Mar. 2002.
- [8] Hayes, B. “Classic brittle failures in large welded structures.” *Eng. Fail. Anal.* vol. 3, no. 2. pp. 115–127. Jun. 1996.
- [9] Hayes, B. “Six case histories of pressure vessel failures.” *Eng. Fail. Anal.* vol. 3, no. 3. pp. 157–170. Mar. 1996.
- [10] Inglis, C.E. “Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners.” *Trans. Inst. Nav. Archit.* vol. 55. pp. 219–241. 1913.
- [11] Griffith, A.A. “The phenomena of rupture and flow in solids.” *Philos. Trans. R. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci.* vol. 221. pp. 163–198. 1921.
- [12] Westergaard, H.M. “Bearing pressures and cracks.” *J. Appl. Mech.* vol. 6. pp. 49–53. 1939.
- [13] Williams, M.L. “On the stress distribution at the base of a stationary crack.” *J. Appl. Mech.* vol. 24. pp. 109–114. Mar. 1957.
- [14] Irwin, G.R. “Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate.” *J. Appl. Mech.* vol. 24. pp. 361–364. 1957.
- [15] Wells, A.A. “Unstable crack propagation in metals: cleavage and fast fracture,” in *Crack Propagation Symposium*, 1961, pp. 210–230.
- [16] Rice, J.R. “A path independent integral and the approximate analysis of strain

- concentration by notches and cracks.” *J. Appl. Mech.* vol. 35, no. 2. pp. 379–386. Jun. 1968.
- [17] Brown, W. F.; Srawley, J.E. “Plane strain crack toughness testing of high strength metallic materials,” in *Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials. STP 410*, West Conshohocken: ASTM International, 1966, pp. 1–129.
- [18] Heyer, R. H.; McCabe, D.E. “Evaluation of a method of test for plane strain fracture toughness using a bend specimen,” in *Review of Developments in Plane Strain Fracture Toughness. ASTM STP 463*, W. F. Brown, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1970, pp. 22–41.
- [19] Begley, J. A.; Landes, J.D. “The J Integral as a fracture criterion.,” in *Fracture Toughness: Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, Part II. ASTM STP 514*, H. T. Corten and J. P. Gallagher, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1972, pp. 1–20.
- [20] Landes, J. D.; Begley, J.A. “The effect of specimen geometry on J_{Ic} ,” in *Fracture Toughness: Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, Part II. ASTM STP 514*, H. T. Corten and J. P. Gallagher, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1972, pp. 24–39.
- [21] Sumpter, J. D. G.; Turner, C.E. “Method for laboratory determination of J_c ,” in *Cracks and fracture. Proceedings of the Ninth National Symposium on Fracture Mechanics. ASTM STP 601*, J. L. Swedlow and Williams M. L., Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1976, pp. 3–18.
- [22] ASTM E399-17. *Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials*. West Conshohocken: ASTM International, 2017.
- [23] Zhu, X-K.; Joyce, J.A. “Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 85. pp. 1–46. May 2012.
- [24] Morland, E.; Ingham, T.; Swan, D. “The effect of specimen geometry on fracture toughness transition behavior.,” in *Defect assessment in components – fundamentals and applications. ESIS/EGF9*, J. G. Blauel And K. H. Schwalbe, Ed. London: Mechanical Engineering Publications, 1991, pp. 795–808.
- [25] Nevalainen, M.; Dodds, R.H. “Numerical Investigation of 3-D constraint effects on brittle fracture in SE(B) and C(T) specimens.” *Int. J. Fract.* vol. 74, no. 2. pp. 131–161. May 1996.
- [26] Petti, J. P.; Dodds, R.H. “Constraint comparisons for common fracture specimens: C(T)s and SE(B)s.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 71, no. 18. pp. 2677–2683. Dec. 2004.

- [27] Li, Q.F. "A study about J_i and δ_i in three-point bend specimens with deep and shallow notches." *Eng. Fract. Mech.* vol. 22, no. 1. pp. 9–15. 1985.
- [28] Li, Q. F.; Zhou, L.; Li, S. "The effect of a/W ratio on crack initiation values of COD and J-integral." *Eng. Fract. Mech.* vol. 23, no. 5. pp. 925–928. 1986.
- [29] Zhang, D. Z.; Wang, H. "On the effect of the ratio a/W on the values of δ_i and J_i in a structural steel." *Eng. Fract. Mech.* vol. 26, no. 2. pp. 247–250. Jan. 1987.
- [30] Sorem, W. A.; Dodds, R. H.; Rolfe, S.T. "Effects of crack depth on elastic-plastic fracture toughness." *Int. J. Fract.* vol. 47, no. 2. pp. 105–126. Jan. 1991.
- [31] Theiss, T. J.; Bryson, J.W. "Influence of crack depth on the fracture toughness of reactor pressure vessel steel," in *Constrain Effects in Fracture. ASTM STP 1171*, E. M. Hackett; K. H. Schwalbe and R. H. Dodds, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1993, pp. 104–119.
- [32] Yan, C.; May, Y.-W. "Effect of crack depth and specimen width on fracture toughness of a carbon steel in the ductile–brittle transition region." *Int. J. Press. Vessel. Pip.* vol. 77, no. 6. pp. 313–319. May 2000.
- [33] ASTM E1921-19. *Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range*. West Conshohocken: ASTM International, 2019.
- [34] Joyce, J. A.; Link, R.E. "Application of two parameter elastic-plastic fracture mechanics to analysis of structures." *Eng. Fract. Mech.* vol. 57, no. 4. pp. 431–446. Jul. 1997.
- [35] Landes, J. D.; Shaffer, D.H. "Statistical characterization of fracture in the transition region," in *Fracture Mechanics: Proceedings of the Twelfth National Symposium on Fracture Mechanics. ASTM STP 700*, P. C. Paris, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1980, pp. 368–382.
- [36] Miranda, C. A. J.; Landes, J.D. "An application of the J-Q model for estimating cleavage stress in the brittle-to-ductile transition." *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* vol. 24, no. 6. pp. 391–404. Dec. 2001.
- [37] Ruggieri, C.; Minami, F.; Toyoda, M. "A statistical approach for fracture of brittle materials based on the chain-of-bundles model." *J. Appl. Mech.* vol. 62, no. 2. pp. 320–328. Jun. 1995.
- [38] Sokolov, M.A. "Statistical analysis of the ASME K_{Ic} database." *J. Press. Vessel Technol.* vol. 120, no. 1. pp. 24–28. Feb. 1998.
- [39] Wallin, K.R.W. "The scatter in KIC-results." *Eng. Fract. Mech.* vol. 19, no. 6. pp.

- 1085–1093. 1984.
- [40] Anderson, T. L.; Stienstra, D. “A model to predict the sources and magnitude of scatter in toughness data in the transition region.” *J. Test. Eval.* vol. 17, no. 1. pp. 46–53. Jan. 1989.
 - [41] Landes, J. D.; Heerens, J. Schwalbe, K. H.; Petrovski, B. “Size, thickness and geometry effects on transition fracture.” *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* vol. 16, no. 11. pp. 1135–1146. Nov. 1993.
 - [42] Wallin, K.R.W. “Statistical aspects of constraint with emphasis on testing and analysis of laboratory specimens in the transition region,” in *Constrain Effects in Fracture. ASTM STP 1171*, E. M. Hackett; K. H. Schwalbe and R. H. Dodds, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1993, pp. 264–288.
 - [43] Ruggieri, C.; Dodds, R.H. “A transferability model for brittle fracture including constraint and ductile tearing effects: a probabilistic approach.” *Int. J. Fract.* vol. 79, no. 4. pp. 309–340. Dec. 1996.
 - [44] Meshii, T.; Lu, K.; Takamura, R. “A failure criterion to explain the test specimen thickness effect on fracture toughness in the transition temperature region.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 104. pp. 184–197. May 2013.
 - [45] Bhowmik, S.; Sahoo, P.; Acharyya, S. K.; Dhar, S.; Chattopadhyay, J. “Evaluation and effect of loss of constraint on master curve reference temperature of 20MnMoNi55 steel.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 136. pp. 142–157. Mar. 2015.
 - [46] Ruggieri, C.; Savioli, R. G.; Dodds, R.H. “An engineering methodology for constraint corrections of elastic–plastic fracture toughness – Part II: Effects of specimen geometry and plastic strain on cleavage fracture predictions.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 146. pp. 185–209. Sep. 2015.
 - [47] Odette, G. R.; Lucas, G.E. “Embrittlement of nuclear reactor pressure vessels.” *J. Miner. Met. Mater. Soc.* vol. 53, no. 7. pp. 18–22. Jul. 2001.
 - [48] Odette, G. R.; Yamamoto, T.; Rathbun, H. J.; He, M. Y.; Hribernik, M. L.; Rensman, J.W. “Cleavage fracture and irradiation embrittlement of fusion reactor alloys: mechanisms, multiscale models, toughness measurements and implications to structural integrity assessment.” *J. Nucl. Mater.* vol. 323, no. 2–3. pp. 313–340. Dec. 2003.
 - [49] Sokolov, M. A.; Nanstad, R. K.; Iskander, S.K. “The effects of thermal annealing on fracture toughness of low upper-shelf welds,” in *Effects of Radiation on Materials: 17th International Symposium. ASTM STP 1270.*, D. S. Gelles; R. K. Nanstad; A. S. Kumar and E. A. Little, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1996, pp. 690–

705.

- [50] Wallin, K.R.W. "Irradiation damage effects on the fracture toughness transition curve shape for reactor pressure vessel steels." *Int. J. Press. Vessel. Pip.* vol. 55, no. 1. pp. 61–79. 1993.
- [51] Wallin, K.R.W. "Validity of small specimen fracture toughness estimates neglecting constraint corrections," in *Constraint Effects in Fracture. Theory and Applications: Second Volume. ASTM STP 1244*, M. Kirk and Ad. Bakker, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1995, pp. 519–537.
- [52] Joyce, J. A.; Tregoning, R.L. "Development of the T₀ reference temperature from precracked Charpy specimens." *Eng. Fract. Mech.* vol. 68, no. 7. pp. 861–894. 2001.
- [53] Sokolov, M. A.; McCabe, D. E.; Davidov, Y. A.; Nanstad, R.K. "Use of precracked charpy and smaller specimens to establish the master curve," in *Small Specimen Test Techniques. ASTM STP 1329*, W. R. Corwin; S. T. Rosinski and E. van Walle, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1998, pp. 238–252.
- [54] Wallin, K. W. R.; Planman, T.; Valo, M.; Rintamaa, R. "Applicability of miniature size bend specimens to determine the master curve reference temperature T₀." *Eng. Fract. Mech.* vol. 68, no. 11. pp. 1265–1296. Jul. 2001.
- [55] Lucon, E.; Scibetta, M.; Chaouadi, R.; van Walle, E. "Fracture toughness measurements in the transition region using sub-size precracked charpy and cylindrical bar specimens," in *Small Specimen Test Techniques: Fourth Volume. ASTM STP 1418*, M. A. Sokolov; J. D. Landes and G. E. Lucas, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 2002, pp. 3–17.
- [56] Valo, M.; Planman, T.; Wallin, K.; Rintamaa, R.; Ahlstrand, R.; Kohopää, J. "Validation of miniature fracture toughness specimens for material surveillance," in *Small Specimen Test Techniques: Fourth Volume. ASTM STP 1418*, M. A. Sokolov; J. D. Landes and G. E. Lucas, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 2002, pp. 18–32.
- [57] Dodds, R. H.; Anderson, T. L.; Kirk, M.T. "A framework to correlate a/W ratio effects on elastic-plastic fracture toughness (J c)." *Int. J. Fract.* vol. 48, no. 1. pp. 1–22. Mar. 1991.
- [58] Anderson, T. L.; Dodds, R.H. "Specimen size requirements for fracture toughness testing in the transition region." *J. Test. Eval.* vol. 19, no. 2. pp. 123–134. Mar. 1991.
- [59] Eletrobras. *Panorama da energia nuclear no mundo*. Rio de Janeiro: Eletronuclear, 2016.

- [60] Hillenbrand, H.-G.; Liessem, A.; Biermann, K.; Heckmann, C. J.; Schwinn; V. "Development of grade X120 pipe material for high pressure gas transportation lines," in *4th International Conference on Pipeline Technology*, 2004, pp. 1–9.
- [61] Zhu, X.K. "State-of-the-art review of fracture control technology for modern and vintage gas transmission pipelines." *Eng. Fract. Mech.* vol. 148. pp. 260–280. Nov. 2015.
- [62] Capelle, J.; Furtado, J.; Azari, Z.; Jallais, S.; Pluvinage, G. "Design based on ductile–brittle transition temperature for API 5L X65 steel used for dense CO₂ transport." *Eng. Fract. Mech.* vol. 110. pp. 270–280. Sep. 2013.
- [63] Clausen, S.; Oosterkamp, A.; Strøm, K.L. "Depressurization of a 50 km long 24 inches CO₂ pipeline." *Energy Procedia*. vol. 23. pp. 256–265. 2012.
- [64] Vree, B.; Ahmad, M.; Buit, L.; Florisson, O. "Rapid depressurization of a CO₂ pipeline – an experimental study." *Int. J. Greenh. Gas Control*. vol. 41. pp. 41–49. Oct. 2015.
- [65] Mahgerefteh, H.; Zhang, P.; Brown, S. "Modelling brittle fracture propagation in gas and dense-phase CO₂ transportation pipelines." *Int. J. Greenh. Gas Control*. vol. 46. pp. 39–47. Mar. 2016.
- [66] Aursand, P.; Hammer, M.; Munkejord, S. T.; Wilhelsen, Ø. "Pipeline transport of CO₂ mixtures: Models for transient simulation." *Int. J. Greenh. Gas Control*. vol. 15. pp. 174–185. Jul. 2013.
- [67] ASTM E1820-18. *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*. West Conshohocken: ASTM International, 2018.
- [68] Landes, J. D.; Begley, J.A. "Test results from J-integral studies: An attempt to establish a JIc testing procedure.," in *Fracture Analysis, Proceedings of the 1973 National Symposium on Fracture Mechanics, Part II. ASTM STP 560*, H. T. Corten and J. P. Gallagher, Ed. West Conshohocken: ASTM International, pp. 170–186.
- [69] Karihaloo, B.; Xiao, Q.Z. "Linear and nonlinear fracture mechanics," in *Comprehensive structural integrity: fracture of materials from nano to macro. Vol. 2, I*. Milne; R. O. Ritchie; B. Karihaloo, Ed. Oxford: Elsevier Science, 2003, pp. 81–212.
- [70] Muskhelishvili, N.I. *Some basic problems of the mathematical theory of elasticity. Fundamental equations plane theory of elasticity torsion and bending*. Dordrecht: Springer Netherlands, 1977.
- [71] Larsson, S. G.; Carlsson, A.J. "Influence of non-singular stress terms and specimen geometry on small-scale yielding at crack tips in elastic-plastic materials." *J. Mech. Phys. Solids*. vol. 21, no. 4. pp. 263–277. Jul. 1973.

- [72] Tada, H.; Paris, P. C.; Irwin, G.R. *The stress analysis of cracks handbook*, 3rd ed. New York: ASME, 2000.
- [73] ASTM E561-15a. *Standard Test Method for KR Curve Determination*. West Conshohocken: ASTM International, 2015.
- [74] Levy, N.; Ostergren, W. J.; Marcal, P. V.; Rice, J.R. "Small scale yielding near a crack in plane strain: A finite element analysis." *Int. J. Fract. Mech.* vol. 7, no. 2. pp. 143–156. Jun. 1971.
- [75] Hilton, P. D.; Hutchinson, J.W. "Plastic intensity factors for cracked plates." *Eng. Fract. Mech.* vol. 3, no. 4. pp. 435–451. Dec. 1971.
- [76] Cherepanov, G.P. "Crack propagation in continuous media: PMM vol. 31, no. 3, 1967, pp. 476–488." *J. Appl. Math. Mech.* vol. 31, no. 3. pp. 503–512. 1967.
- [77] Rice, J.R. "A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks." *Brown Univ. Eng. Rep. No. E39*. p. 49. 1967.
- [78] Rice, J.R. "Mathematical analysis in the mechanics of fracture," in *Fracture: An Advanced Treatise. Vol II - Mathematical Fundamentals, Chapter 3*, H. Liebowitz, Ed. New York: Academic Press, 1968, pp. 191–311.
- [79] Wells, A.A. "Application of fracture mechanics at and beyond general yielding." *Br. Weld. J.* pp. 563–570. Nov. 1963.
- [80] Cottrell, A.H. "Theoretical aspects of radiation damage and brittle fracture in steel pressure vessels," in *Steels for Reactor Pressure Circuits. Iron Steel Institute, Special Report n. 69*, 1961, pp. 281–296.
- [81] Knowles, J.K.; Sternberg, E. "On a class of conservation laws in linearized and finite elastostatics." *Arch. Ration. Mech. Anal.* vol. 44, no. 3. pp. 187–211. Jan. 1972.
- [82] Eshelby, J.D. "The continuum theory of lattice defects." *Solid State Phys.* vol. 3. pp. 79–144. 1956.
- [83] Sanders, J.L. "On the Griffith-Irwin fracture theory." *J. Appl. Mech.* vol. 27, no. 2. pp. 352–353. Jun. 1960.
- [84] Budiansky, B. "A reassessment of deformation theories of plasticity." *J. Appl. Mech.* vol. 26. pp. 259–264. 1959.
- [85] Hutchinson, J.W. "Generalizing J2 flow theory: Fundamental issues in strain gradient plasticity." *Acta Mech. Sin.* vol. 28, no. 4. pp. 1078–1086. Aug. 2012.
- [86] Rice, J.R. "Stresses due to a sharp notch in a work-hardening elastic-plastic material loaded by longitudinal shear." *J. Appl. Mech.* vol. 34, no. 2. pp. 287–298. Jun. 1967.
- [87] McMeeking, R.M. "Finite deformation analysis of crack-tip opening in elastic-plastic

- materials and implications for fracture.” *J. Mech. Phys. Solids*. vol. 25, no. 5. pp. 357–381. Oct. 1977.
- [88] Saxena, A. *Nonlinear fracture mechanics for engineers*. Boca Raton: CRC Press, 1998.
- [89] Stewart, J. *Single Variable Calculus: Early Transcendentals, Volume 2*, 8th ed. Cengage Learning, 2015.
- [90] Irwin, G.R. “Onset of fast crack propagation in high strength steel and aluminum alloys,” in *Sagamore Research Conference Proceedings*, 1956, vol. 2, pp. 289–305.
- [91] Bucci, R. J.; Paris, P. C. and Landes, J.D. “The J integral estimation procedures,” in *Fracture Toughness: Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, Part II. ASTM STP 514*, H. T. Corten and J. P. Gallagher, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1972, pp. 40–69.
- [92] Rice, J. R.; Paris, P. C.; Merkle, J.G. “Some further results of J-Integral analysis and estimates,” in *Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing: Proceedings of the 1972 National Symposium on Fracture Mechanics. ASTM STP 563*, J. G. Kaufman; J. L. Swedlow; H. T. Corten; J. E. Srawley; R. H. Heyer; E. T. Wessel and G. R. Irwin, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1973, pp. 231–245.
- [93] Hutchinson, J.W. “Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material.” *J. Mech. Phys. Solids*. vol. 16, no. 1. pp. 13–31. Jan. 1968.
- [94] Hutchinson, J.W. “Plastic stress and strain fields at a crack tip.” *J. Mech. Phys. Solids*. vol. 16, no. 5. pp. 337–342. Sep. 1968.
- [95] Rice, J.R.; Rosengren, G.F. “Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material.” *J. Mech. Phys. Solids*. vol. 16, no. 1. pp. 1–12. Jan. 1968.
- [96] Hutchinson, J.W. “Fundamentals of the phenomenological theory of nonlinear fracture mechanics.” *J. Appl. Mech.* vol. 50, no. 4b. pp. 1042–1051. Dec. 1983.
- [97] Wallin, K.R.W. “The effect of ligament size on cleavage fracture toughness.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 32, no. 3. pp. 449–457. 1989.
- [98] Ramberg, W.; Osgood, W.R. “Description of stress-strain curves by three parameters.” *Natl. Advis. Comm. Aeronaut. Tech. Note No. 902*. p. 29. 1943.
- [99] Shih, C. “Tables of Hutchinson-Rice-Rosengren singular field quantities.” *Tech. Rep. MRL E-147, Brown Univ. Div. Eng.* Jun. 1983.
- [100] Shih, C.F. “Small-scale yielding analysis of mixed mode plane-strain crack problems,” in *Fracture Analysis: Proceedings of the 1973 National Symposium on Fracture Mechanics. Part II. ASTM STP 560*, P. C. Paris and G. R. Irwin, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1974, pp. 187–210.

- [101] Pan, J.; Shih, C.F. “Elastic-plastic analysis of combined mode I and III crack-tip fields under small-scale yielding conditions.” *J. Mech. Phys. Solids*. vol. 38, no. 2. pp. 161–181. 1990.
- [102] Pan, J.; Shih, C.F. “Elastic-plastic analysis of combined mode II and III crack-tip fields under small-scale yielding conditions.” *J. Appl. Mech.* vol. 57, no. 2. pp. 259–267. Jun. 1990.
- [103] Shih, C.F.; German, M.D. “Requirements for a one parameter characterization of crack tip fields by the HRR singularity.” *Int. J. Fract.* vol. 17, no. 1. pp. 27–43. Feb. 1981.
- [104] Betegón, C.; Hancock, J.W. “Two-parameter characterization of elastic-plastic crack-tip fields.” *J. Appl. Mech.* vol. 58, no. 1. p. 104. Mar. 1991.
- [105] Jones, R.M. *Deformation theory of plasticity*. Blacksburgh: Bull Ridge Publishing, 2009.
- [106] McMeeking, R. M. and Parks, D.M. “On criteria for J-dominance of crack-tip fields in large-scale yielding,” in *Elastic-Plastic Fracture. ASTM STP 668*, J. D. Landes; J. A. Begley and G. A. Clarke, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1979, pp. 175–194.
- [107] Harrison, J. D.; Dawes, M. G.; Archer, G. L.; Kamath, M.S. “The COD approach and its application to welded structures.,” in *Elastic-Plastic Fracture. ASTM STP 668*, J. D. Landes; J. A. Begley; G. A. Clarke, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1979, pp. 606–631.
- [108] Schwalbe, K. H.; Heerens, J.; Hellmann, D.; Cornec, A. “Relationships between various definitions of the crack tip opening displacement.,” in *The crack tip opening displacement in elastic-plastic fracture mechanics*, K. H. Schwalbe, Ed. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1986, pp. 133–153.
- [109] Dieter, G.E. *Mechanical Metallurgy*, 3rd ed. London: McGraw-Hill, 1988.
- [110] Irwin, G.R. “Plastic zone near a crack and fracture toughness.,” in *Sagamore Research Conference Proceedings*, 1961, vol. 4, pp. 63–78.
- [111] Dugdale, D.S. “Yielding of steel sheets containing slits.” *J. Mech. Phys. Solids*. vol. 8, no. 2. pp. 100–104. May 1960.
- [112] Barenblatt, G.I. “The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture,” in *Advances in Applied Mechanics*, vol. 7, H. L. Dryden; Th. von Kármán; G. Kuerti; F. H. van den Dungen; L. Howarth, Ed. Elsevier, 1962, pp. 55–129.
- [113] Burdekin, F.M.; Stone, D.E.W. “The crack opening displacement approach to fracture mechanics in yielding materials.” *J. Strain Anal. Eng. Des.* vol. 1, no. 2. pp. 145–153.

1966.

- [114] Tracey, D.M. “Finite element solutions for crack-tip behavior in small-scale yielding.” *J. Eng. Mater. Technol.* vol. 98, no. 2. pp. 146–151. Apr. 1976.
- [115] Shih, C.F. “Relationships between the J-integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks.” *J. Mech. Phys. Solids.* vol. 29, no. 4. pp. 305–326. Aug. 1981.
- [116] Hollstein, T.; Blauel, J.G. “On the relation of the crack opening displacement to the J-integral.” *Int. J. Fract.* vol. 13, no. 3. pp. 385–390. Jun. 1977.
- [117] Hellmann, D.; Schwalbe, K.-H. “On the experimental determination of CTOD based R-curves,” in *The Crack Tip Opening Displacement in Elastic-Plastic Fracture Mechanics*, K. H. Schwalbe, Ed. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1986, pp. 115–132.
- [118] BS 7448-1-91. *Fracture mechanics toughness tests. Method for determination of K_{Ic}, critical CTOD and critical J values metallic materials*. London: British Standard Institution, 1991.
- [119] ASTM E1290 – 08e1. *Standard Test Method for Crack Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement*. West Conshohocken: ASTM International, 2008.
- [120] Dawes, M. “Elastic-plastic fracture toughness based on the COD and J-contour integral concepts,” in *Elastic-Plastic Fracture. ASTM STP 668*, J. D. Landes; J. A. Begley and G. A. Clarke, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1979, pp. 307–333.
- [121] Wu, S. X.; Cotterell, B.; Mai, Y.W. “Slip-line field solutions for three-point notch-bend specimens.” *Int. J. Fract.* vol. 37, no. 1. pp. 13–29. May 1988.
- [122] Kirk, M. T.; Dodds, R.H. “J and CTOD estimation equations for shallow cracks in single edge notch bend specimens.” *J. Test. Eval.* vol. 21, no. 4. pp. 228–238. Jul. 1993.
- [123] Kirk, M. T. and Wang, Y.Y. “Wide range CTOD estimation formulae for SE(B) specimens,” in *Fracture Mechanics: 26th volume. ASTM STP 1256.*, W. G. Reuter; J. H. Underwood and J. C. Newman, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1995, pp. 126–141.
- [124] Rice, J. R.; Johnson, M.A. “The role of large crack tip geometry changes in plane strain fracture,” in *Inelastic behavior of solids*, M. F. Kanninen; W. F. Adler; A. R. Rosenfield and R. I. Jaffee, Ed. New York: McGraw-Hill, 1970, pp. 641–672.
- [125] Shih, C.F. “J-dominance under plane strain fully plastic conditions: the edge crack

- panel subject to combined tension and bending.” *Int. J. Fract.* vol. 29, no. 2. pp. 73–84. Oct. 1985.
- [126] Koppenhoefer, K. C.; Kirk, M. T.; Dodds, R.H. “Size and deformation limits to maintain constraint in K_{Ic} and J_c testing of bend specimens,” in *Constraint Effects in Fracture. Theory and Applications: Second Volume. ASTM STP 1244*, M. Kirk; Ad. Bakker, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1995, pp. 445–460.
- [127] Dodds, R. H.; Ruggieri, C.; Koppenhoefer, K. “3-D constraint effects on models for transferability of cleavage fracture toughness,” in *Fatigue and Fracture Mechanics: 28th Volume. ASTM STP 1321*, J. H. Underwood; B. D. Macdonald and M. R. Mitchell, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1997, pp. 179–197.
- [128] Ruggieri, C.; Dodds, R. H.; Wallin, K.R.W. “Constraint effects on reference temperature, T₀, for ferritic steels in the transition region.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 60, no. 1. pp. 19–36. May 1998.
- [129] Joyce, J.A.; Tregoning, R.L. “Determination of constraint limits for cleavage initiated toughness data.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 72, no. 10. pp. 1559–1579. Jul. 2005.
- [130] Li, Y. C.; Wang, T.C. “High-order asymptotic field of tensile plane-strain nonlinear crack problems.” *Sci. Sin. (Series A)*. vol. 29. pp. 941–955. 1986.
- [131] O’Dowd, N.P.; Shih, C.F. “Family of crack-tip fields characterized by a triaxiality parameter—I. Structure of fields.” *J. Mech. Phys. Solids*. vol. 39, no. 8. pp. 989–1015. 1991.
- [132] O’Dowd, N.P.; Shih, C.F. “Family of crack-tip fields characterized by a triaxiality parameter—II. Fracture applications.” *J. Mech. Phys. Solids*. vol. 40, no. 5. pp. 939–963. Jul. 1992.
- [133] Al-Ani, A.M.; Hancock, J.W. “J-Dominance of short cracks in tension and bending.” *J. Mech. Phys. Solids*. vol. 39, no. 1. pp. 23–43. 1991.
- [134] Du, Z.-Z.; Hancock, J.W. “The effect of non-singular stresses on crack-tip constraint.” *J. Mech. Phys. Solids*. vol. 39, no. 4. pp. 555–567. 1991.
- [135] Yang, S.; Chao, Y. J.; Sutton, M.A. “Higher order asymptotic crack tip fields in a power-law hardening material.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 45, no. 1. pp. 1–20. May 1993.
- [136] Xia, L.; Wang, T. C.; Shih, C.F. “Higher-order analysis of crack tip fields in elastic power-law hardening materials.” *J. Mech. Phys. Solids*. vol. 41, no. 4. pp. 665–687. Apr. 1993.
- [137] Dodds, R. H.; Shih, F. C.; Anderson, T.L. “Continuum and micromechanics treatment of constraint in fracture.” *Int. J. Fract.* vol. 64, no. 2. pp. 101–133. Nov. 1993.

- [138] Sharma, S.M.; Aravas, N. "Determination of higher-order terms in asymptotic elastoplastic crack tip solutions." *J. Mech. Phys. Solids*. vol. 39, no. 8. pp. 1043–1072. 1991.
- [139] Rice, J.R. "Limitations to the small scale yielding approximation for crack tip plasticity." *J. Mech. Phys. Solids*. vol. 22, no. 1. pp. 17–26. Jan. 1974.
- [140] Rice, J.R.; Tracey, D.M. "Computational fracture mechanics," in *Numerical and computer methods in structural mechanics*, S. J. Fenves; N. Perrone; A. R. Robinson; W. C. Schnobrich., Ed. New York: Academic Press, 1973, pp. 585–623.
- [141] Ruggieri, C.; Dodds, R.H. "An engineering methodology for constraint corrections of elastic–plastic fracture toughness – Part I: A review on probabilistic models and exploration of plastic strain effects." *Eng. Fract. Mech.* vol. 134. pp. 368–390. Jan. 2015.
- [142] Mudry, F. "A local approach to cleavage fracture." *Nucl. Eng. Des.* vol. 105, no. 1. pp. 65–76. Dec. 1987.
- [143] Brocks, W. and Schmitt, W. "Quantitative assessment of the role of crack tip constraint on ductile tearing," in *Constrain Effects in Fracture. ASTM STP 1171*, E. M. Hackett; K. H. Schwalbe and R. H. Dodds, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1993, pp. 64–78.
- [144] Roos, E.; Eisele, U.; Silcher, H. "Effect of stress state on the ductile fracture behavior of large-scale specimens," in *Constrain Effects in Fracture. ASTM STP 1171*, E. M. Hackett; K. H. Schwalbe and R. H. Dodds, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1993, pp. 41–63.
- [145] Henry, B.S.; Luxmoore, A.R. "The stress triaxiality constraint and the Q-value as a ductile fracture parameter." *Eng. Fract. Mech.* vol. 57, no. 4. pp. 375–390. Jul. 1997.
- [146] Leever, P.S.; Radon, J.C. "Inherent stress biaxiality in various fracture specimen geometries." *Int. J. Fract.* vol. 19, no. 4. pp. 311–325. Aug. 1982.
- [147] Kirk, M. T.; Dodds, R. H.; Anderson, T.L. "An approximate technique for predicting size effects on cleavage fracture toughness (J_c) using the elastic T stress," in *Fracture Mechanics: 24th Volume, ASTM STP 1207*, J. D. Landes; D. E. McCabe; J. A. M. Boulet, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1994, pp. 62–86.
- [148] Meshii, T.; Lu, K.; Fujiwara, Y. "Extended investigation of the test specimen thickness (TST) effect on the fracture toughness (J_c) of a material in the ductile-to-brittle transition temperature region as a difference in the crack tip constraint - What is the loss of constraint in the TST." *Eng. Fract. Mech.* vol. 135. pp. 286–294. Feb. 2015.

- [149] Rice, J.R. “Contained plastic deformation near cracks and notches under longitudinal shear.” *Int. J. Fract. Mech.* vol. 2, no. 2. pp. 426–447. Jun. 1966.
- [150] Rice, J.R. “Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue,” in *Fatigue Crack Propagation. ASTM STP 415*, J. C. Grosskreutz, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1967, pp. 247–311.
- [151] Ruggieri, C. “Fractus 2D: numerical computation of fracture mechanics parameters for 2-D cracked solids,” *Tech. Rep.: Fractus 2D Software, NAMEF/PNV/USP*, São Paulo, 2011.
- [152] McClintock, F.A. “Plasticity aspects of fracture,” in *Fracture: An Advanced Treatise. Vol III - Engineering Fundamentals and Environmental Effects, Chapter 2*, H. Liebowitz, Ed. New York: Academic Press, 1971, pp. 47–225.
- [153] Broberg, K.B. “Crack-growth criteria and non-linear fracture mechanics.” *J. Mech. Phys. Solids.* vol. 19, no. 6. pp. 407–418. Nov. 1971.
- [154] Paris, P.C. “Discussion,” in *Fracture Toughness: Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics, Part II. ASTM STP 514*, H. T. Corten and J. P. Gallagher, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1972, pp. 21–22.
- [155] Green, A.P.; Hundy, B.B. “Initial plastic yielding in notch bend tests.” *J. Mech. Phys. Solids.* vol. 4, no. 2. pp. 128–144. Feb. 1956.
- [156] Begley, J.A.; Landes, J.D. “Serendipity and the J integral.” *Int. J. Fract.* vol. 12, no. 5. pp. 764–766. Aug. 1976.
- [157] Wallin, K. R. W.; Saario, T.; Törrönen, K. “Statistical model for carbide induced brittle fracture in steel.” *Met. Sci.* vol. 18, no. 1. pp. 13–16. Jan. 1984.
- [158] Kumar, V.; German, M.D.; Shih, C.F. “Engineering approach for elastic-plastic fracture analysis,” *Tech. Rep.: EPRI Report NP-193, Electric Power Research Institute*, Palo Alto, p. 226, Jul-1981.
- [159] Miller, A.G. “Review of limit loads of structures containing defects.” *Int. J. Press. Vessel. Pip.* vol. 32, no. 1–4. pp. 197–327. 1988.
- [160] Turner, C.E. “The ubiquitous η factor,” in *Fracture Mechanics: Proceedings of the Twelfth National Symposium on Fracture Mechanics. ASTM STP 700*, P. C. Paris, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1980, pp. 314–337.
- [161] Turner, C.. “Fracture toughness and specific fracture energy: A re-analysis of results.” *Mater. Sci. Eng.* vol. 11, no. 5. pp. 275–282. May 1973.
- [162] Paris, P. C.; Ernst, H. and Turner, C.E. “A J-integral approach to development of η -factors,” in *Fracture Mechanics: Proceedings of the Twelfth National Symposium on*

- Fracture Mechanics. ASTM STP 700*, P. C. Paris, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1980, pp. 338–351.
- [163] Roos, E.; Eisele, U.; Silcher, H. “A procedure for the experimental assessment of the J-integral by means of specimens of different geometries.” *Int. J. Press. Vessel. Pip.* vol. 23, no. 2. pp. 81–93. 1986.
- [164] Beer, F. P.; Johnston, E. R.; Dewolf, J. T.; Mazurek, D.F. *Mechanics of materials*, 7th ed. McGraw-Hill Education, 2015.
- [165] Beremin, F.M. “A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel.” *Metall. Trans. A.* vol. 14, no. 11. pp. 2277–2287. 1983.
- [166] Landes, J. D.; McCabe, D.E. “Effect of section size on transition temperature behavior of structural steels,” in *Fracture Mechanics: Fifteenth Symposium. ASTM STP 833*, R. J. Sanford, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1984, pp. 378–392.
- [167] Lin, T.; Evans, A. G.; Ritchie, R.O. “A statistical model of brittle fracture by transgranular cleavage.” *J. Mech. Phys. Solids.* vol. 34, no. 5. pp. 477–497. 1986.
- [168] Wallin, K.R.W. “The size effect in KIC results.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 22, no. 1. pp. 149–163. 1985.
- [169] Heerens, J.; Hellmann, D. “Development of the Euro fracture toughness dataset.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 69, no. 4. pp. 421–449. 2002.
- [170] Wallin, K.R.W. “Master curve analysis of the ‘Euro’ fracture toughness dataset.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 69, no. 4. pp. 451–481. Mar. 2002.
- [171] Wallin, K.R.W. “Fracture toughness transition curve shape for ferritic structural steels,” in *International Conference on Fracture of Engineering Materials and Structures*, 1991, pp. 83–88.
- [172] Wallin, K.R.W. “The master curve method: a new concept for brittle fracture.” *Int. J. Mater. Prod. Technol.* vol. 14, no. 2–4. pp. 342–354. 1999.
- [173] Merkle, J. G.; Wallin, K.; McCabe, D.E. “Technical basis for an ASTM standard on determining the reference temperature, T_0 , for ferritic steels in the transition range,” *USNRC Report NUREG/CR-5504 (ORNL/TM-13631)*, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, p. 149, 1998.
- [174] McCabe, D. E.; Merkle, J. G.; Wallin, K.R.W. *An introduction to the development and use of the master curve method. ASTM manual series: MNL52*. West Conshohocken: ASTM International, 2005.
- [175] Krauss, G. *Steels: processing, structure, and performance.*, 2nd ed. Materials Park, Ohio: ASM International, 2015.

- [176] Barsom, J.; Rolfe, S. "Correlations between K_{Ic} and Charpy V-Notch test results in the transition-temperature range," in *Impact Testing of Metals. ASTM STP 466*, D. E. Driscoll, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1970, pp. 281–302.
- [177] Wallin, K. R. W.; Törrönen, K.; Ahlstrand, R.; Timofeev, B.; Rybin, V.; Nikolaev, V.; Morozov, A. "Theory based statistical interpretation of brittle fracture toughness of reactor pressure vessel steel 15X2MφA and its welds." *Nucl. Eng. Des.* vol. 135, no. 2. pp. 239–246. Jun. 1992.
- [178] Sokolov, M. A and Nanstad, R.K. "Comparison of irradiation-induced shifts of K_{Jc} and Charpy impact toughness for reactor pressure vessel steels," in *Effects of Radiation on Materials: 18th International Symposium. ASTM STP 1325*, R. K. Nanstad; M. L. Hamilton; F. A. Garner and A. S. Kumar, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1999, pp. 167–190.
- [179] Yu, M.; Luo, Z.; Chao, Y.J. "Correlations between Charpy V-notch impact energy and fracture toughness of nuclear reactor pressure vessel (RPV) steels." *Eng. Fract. Mech.* vol. 147. pp. 187–202. Oct. 2015.
- [180] Ritchie, R. O.; Knott, J. F.; Rice, J.R. "On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel." *J. Mech. Phys. Solids.* vol. 21, no. 6. pp. 395–410. Nov. 1973.
- [181] Evans, A.G. "Statistical aspects of cleavage fracture in steel." *Metall. Trans. A.* vol. 14, no. 7. pp. 1349–1355. Jul. 1983.
- [182] Hahn, G.T. "Influence of microstructure on brittle fracture toughness." *Metall. Mater. Trans. A.* vol. 15, no. 6. pp. 947–959. Jun. 1984.
- [183] Smith, E. "Cleavage crack formation and the effect of the structure of the nucleating deformation process." *Acta Metall.* vol. 16, no. 3. pp. 313–320. Mar. 1968.
- [184] ASME BPVC.III.1.NB-2017. *Section III: Rules for construction of nuclear facility components. Division 1 - Subsection NB: Class 1 components*. New York: ASME Boiler and Pressure Vessel Code, 2017.
- [185] McMahon, C.J.; Cohen, M. "Initiation of cleavage in polycrystalline iron." *Acta Metall.* vol. 13, no. 6. pp. 591–604. Jun. 1965.
- [186] Neville, D.J.; Knott, J.F. "Statistical distributions of toughness and fracture stress for homogeneous and inhomogeneous materials." *J. Mech. Phys. Solids.* vol. 34, no. 3. pp. 243–291. 1986.
- [187] Tweed, J.H.; Knott, J.F. "Micromechanisms of failure in CMn weld metals." *Acta Metall.* vol. 35, no. 7. pp. 1401–1414. Jul. 1987.

- [188] Fairchild, D. P.; Howden, W. A.; Clark, W.A.T. “The mechanism of brittle fracture in a microalloyed steel. Part II. Mechanistic modeling.” *Metall. Mater. Trans. A*. vol. 31, no. 3. pp. 653–667. Mar. 2000.
- [189] Curry, D.A.; Knott, J.F. “Effects of microstructure on cleavage fracture stress in steel.” *Met. Sci.* vol. 12, no. 11. pp. 511–514. Nov. 1978.
- [190] Weibull, W. “A statistical distribution function of wide applicability.” *J. Appl. Mech.* vol. 18. pp. 293–297. 1951.
- [191] Rinne, H. *The Weibull distribution : a handbook*. Boca Raton: Chapman and Hall/CRC Press, 2009.
- [192] Schwalbe, K. H.; Zerbst, U. “Crack driving force estimation methods.,” in *Comprehensive structural integrity: fracture of materials from nano to macro*. Vol. 7, I. Milne; R. O. Ritchie; B. Karihaloo, Ed. Oxford: Elsevier Science, 2003, pp. 133–176.
- [193] API 579/ASME FFS-1 *Recommended practice for fitness-for-service*. New York: American Petroleum Institute/American Society of Mechanical Engineers, 2016.
- [194] BS 7910:2015+A1. *Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures*. London: British Standard Institution, 2015.
- [195] EDF R6. *Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects, Revision 4, Amendment 11*. Gloucester: EDF Energy, 2015.
- [196] Larrosa, N.O.; Ainsworth, R.A. “Comparisons of the solutions of common FFS standard procedures to benchmark problems.” *Int. J. Press. Vessel. Pip.* vol. 139–140. pp. 36–46. 2016.
- [197] Server, W. L.; Nanstad, R.K. “Reactor pressure vessel (RPV) design and fabrication: the case of the USA.,” in *Irradiation embrittlement of reactor pressure vessels (RPVs) in nuclear power plants*, N. Soneda, Ed. Cambridge: Woodhead Publishing Series in Energy, 2015, pp. 3–25.
- [198] US NRC 10 CFR 50 (Appendix G). “Title 10 Code of Federal Regulations, Part 50, Appendix G, Fracture toughness requirements.” *U. S. Nucl. Regul. Comm.* vol. 78, no. 75450. Dec. 2013.
- [199] US NRC R.G. 1.99 (Rev. 2). “Radiation embrittlement of reactor vessel materials. Regulatory Guide 1.99, Revision 2.” *U. S. Nucl. Regul. Comm. Off. Nucl. Regul. Res.* May 1988.
- [200] US NRC 10 CFR 50.61. “Title 10 Code of Federal Regulations, Part 50, Section 50.61, Fracture toughness requirements for protection against pressurized thermal shock events.” *U. S. Nucl. Regul. Comm.* vol. 23, no. 75. Jan. 2010.

- [201] US NRC 10 CFR 50.61a. "Title 10 Code of Federal Regulations, Part 50, Section 50.61, Alternate fracture toughness requirements for protection against pressurized thermal shock events." *U. S. Nucl. Regul. Comm.* vol. 75, no. 72653. Nov. 2010.
- [202] US NRC 10 CFR 50 (Appendix H). "Title 10 Code of Federal Regulations, Part 50, Appendix H, Reactor vessel material surveillance program requirements." *U. S. Nucl. Regul. Comm.* vol. 73, no. 5723. Jan. 2008.
- [203] ASTM E185-16. *Standard Practice for Design of Surveillance Programs for Light-Water Moderated Nuclear Power Reactor Vessels*. West Conshohocken: ASTM International, 2016.
- [204] ASTM E2215-18. *Standard Practice for Evaluation of Surveillance Capsules from Light-Water Moderated Nuclear Power Reactor Vessels*. West Conshohocken: ASTM International, 2018.
- [205] Fukuya, K. "Irradiation simulation techniques for the study of reactor pressure vessel (RPV) embrittlement.," in *Irradiation embrittlement of reactor pressure vessels (RPVs) in nuclear power plants*, N. Soneda, Ed. Cambridge: Woodhead Publishing Series in Energy, 2015, pp. 181–210.
- [206] Server, W. L.; Nanstad, R.K. "Integrity and embrittlement management of reactor pressure vessels (RPVs) in light-water reactors.," in *Irradiation Embrittlement of Reactor Pressure Vessels (RPVs) in Nuclear Power Plants*, N. Soneda, Ed. Cambridge: Woodhead Publishing Series in Energy, 2015, pp. 132–155.
- [207] Maneschi, J. E.; Miranda, C.A.J. *Mecânica da fratura na indústria nuclear*. Rio de Janeiro: Lithos Edições de Arte, 2014.
- [208] Corwin, W.R. "Heavy-Section Steel Irradiation Program," *Tech. Rep.: NUREG/CR-5591 – ORNL/TM-11568/V6&N2, Vol. 6, No. 2*, Oak Ridge, p. 73, 1995.
- [209] Sokolov, M. A.; Nanstad, R. K.; Remec, I.; Baldwin, C. A.; Swain, R.L. "Fracture toughness of an irradiated, highly embrittled reactor pressure vessel weld," *Tech. Rep.: ORNL/TM-2002/293 - NUREG/CR-XXXX*, Oak Ridge, p. 76, Oct-2003.
- [210] US NRC 10 CFR 50. "Title 10 Code of Federal Regulations, Part 50, Domestic licensing of production and utilization facilities." *U. S. Nucl. Regul. Comm.* vol. 72, no. 49508. Aug. 2007.
- [211] ASME BPVC-III APP-2017. *Section III. Rules for construction of nuclear facility components. Appendices*. New York: ASME Boiler and Pressure Vessel Code, 2017.
- [212] ASTM E208 - 17e1. *Standard Test Method for Conducting Drop-Weight Test to Determine Nil-Ductility Transition Temperature of Ferritic Steels*. West

- Conshohocken: ASTM International, 2017.
- [213] Riccardella, P. C.; Yukawa, S. “Twenty years of fracture mechanics and flaw evaluation applications in the ASME nuclear code.” *J. Press. Vessel Technol.* vol. 113, no. 2. pp. 145–153. May 1991.
 - [214] Oldfield, W. “Fitting curves to toughness data.” *J. Test. Eval.* vol. 7, no. 6. pp. 326–333. Nov. 1979.
 - [215] ASME Code Case N-631. *Use of fracture toughness test data to establish reference temperature for pressure retaining materials other than bolting for class 1 vessels. Section III, Division 1.* New York: ASME Boiler and Pressure Vessel Code, 1999.
 - [216] ASME Code Case N-629. *Use of fracture toughness test data to establish reference temperature for pressure retaining materials. Section XI, Division 1.* New York: ASME Boiler and Pressure Vessel Code, 1999.
 - [217] IAEA-NP-T-3.11. *Integrity of reactor pressure vessels in nuclear power plants: assessment of irradiation embrittlement effects in reactor pressure vessel steels.* Vienna: IAEA Nuclear Energy Series, 2009.
 - [218] ASTM E1221-12a (Reapproved 2018). *Standard Test Method for Determining Plane-Strain Crack-Arrest Fracture Toughness, K_{Ia}, of Ferritic Steels.* West Conshohocken: ASTM International, 2012.
 - [219] WRC 175. “PVRC Recommendations on Toughness Requirements for Ferritic Materials,” *Bulletin 175*, Welding Research Council, p. 32, 1972.
 - [220] Stevens, G. L.; Bamford, W.; Griesback, T.; Malik, S. “Technical basis for revised P-T limit curve methodology,” *Tech. Rep.: SIM-00-007*, p. 11, Apr-2000.
 - [221] ASME Code Case N-640. *Alternative reference fracture toughness for development of P-T limit curves. Section XI, Division 1.* New York: ASME Boiler and Pressure Vessel Code, 1998.
 - [222] Marston, T.U. “Flaw evaluation procedures: background and application of ASME Section XI, Appendix A,” *Tech. Rep.: EPRI NP-719-SR*, Electric Power Research Institute, Palo Alto, p. 369, Aug-1978.
 - [223] Yoon, K. K.; van der Sluys, W. A.; Hour, K. “Effect of loading rate on fracture toughness of pressure vessel steels.” *J. Press. Vessel Technol.* vol. 122, no. 2. pp. 125–129. May 2000.
 - [224] Rosinski, S. T.; Server, W.L. “Application of the Master Curve in the ASME Code.” *Int. J. Press. Vessel. Pip.* vol. 77, no. 10. pp. 591–598. Aug. 2000.
 - [225] IAEA-TRS 429. *Guidelines for application of the master curve approach to reactor*

- pressure vessel integrity in nuclear power plants*. Vienna: IAEA Nuclear Energy Series, 2005.
- [226] Moskovic, R. “Statistical analysis of censored fracture toughness data in the ductile to brittle transition temperature region.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 44, no. 1. pp. 21–41. Jan. 1993.
- [227] Tregoning, R. L.; Joyce, J.A. “Application of a T-stress based constraint correction to A533B steel fracture toughness data,” in *Fatigue and fracture mechanics: 33rd volume. ASTM STP 1417*, W. G. Reuter; R. S. Piascik, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 2003, pp. 307–327.
- [228] IAEA-TecDoc-1435. *Application of surveillance programme results to reactor pressure vessel integrity assessment. Results of a coordinated research project 2000–2004*. Vienna: IAEA Nuclear Energy Series, 2005.
- [229] Busby, J.T. “Expanded materials degradation assessment (EMDA). Volume 3: Aging of reactor pressure vessels,” *Tech. Rep.: NUREG/CR-7153*, p. 243, Oct-2014.
- [230] Viehrig, H. W.; Boehmert, J.; Dzugan, J. “Some issues by using the master curve concept.” *Nucl. Eng. Des.* vol. 212, no. 1–3. pp. 115–124. Mar. 2002.
- [231] Wallin, K.W.R. “Effect of strain rate on the fracture toughness reference temperature to for ferric steels,” in *Recent Advances on Fracture The Minerals, Metals & Materials Society (TMS)*, 1997, pp. 171–182.
- [232] Joyce, J.A. “On the utilization of high rate pre-cracked Charpy test results and the master curve to obtain accurate lower bound toughness predictions in the ductile-to brittle transition,” in *Small Specimen Test Techniques. ASTM STP 1329*, W. R. Corwin; S. T. Rosinski and E. van Walle, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1998, pp. 253–273.
- [233] Hernández, R.; Romero, J.; Vázquez, S.; Santillán, M.; Scibetta, M. “Loading rate effect on the Master Curve reference temperature, T₀, for the A533 B material.” *J. Test. Eval.* vol. 38, no. 2. pp. 195–202. Dec. 2010.
- [234] Souza, R. F.; Ruggieri, C. “Revised η -factors and J-CTOD relationships for SE(B) fracture specimens including 3D effects and implications for fracture toughness measurements.” *Mater. Perform. Charact.* vol. 4, no. 2. pp. 34–54. 2015.
- [235] ISO 12135-16. *Metallic Materials - Unified Method of Test for the Determination of Quasistatic Fracture Toughness*. Geneva: International Organization for Standardization, 2016.
- [236] Healy, B.; Gullerud, A.; Koppenhoefer, K.; Roy, A.; RoyChowdhury, S.; Petti, J.;

- Walters, M.; Bichon, B.; Cochran, K.; Carlyle, A.; Sobotka, J.; Messner, M.; Truster, T.; Dodds, R.H. “3-D Dynamic nonlinear fracture analyses of solids using parallel computers,” *Tech. Report.: WARP3D-Release 18.0 University of Illinois at Urbana-Champaign*, <http://www.warp3d.net/>, Urbana, p. 621, 2019.
- [237] Cravero, S.; Ruggieri, C. “Correlation of fracture behavior in high pressure pipelines with axial flaws using constraint designed test specimens—Part I: Plane-strain analyses.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 72, no. 9. pp. 1344–1360. Jun. 2005.
- [238] Moran, B.; Shih, C.F. “A general treatment of crack tip contour integrals.” *Int. J. Fract.* vol. 35, no. 4. pp. 295–310. Dec. 1987.
- [239] Moran, B.; Shih, C.F. “Crack tip and associated domain integrals from momentum and energy balance.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 27, no. 6. pp. 615–642. 1987.
- [240] ASTM A572 / A572M-18 *Standard Specification for High-Strength Low-Alloy Columbium-Vanadium Structural Steel*. West Conshohocken: ASTM International, 2018.
- [241] ASTM E1806-18. *Standard Practice for Sampling Steel and Iron for Determination of Chemical Composition*. West Conshohocken: ASTM International, 2018.
- [242] ASTM E3-11 (Reapproved 2017). *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*. West Conshohocken: ASTM International, 2011.
- [243] Wolfram Research, I. “Mathematica, Version 10.4.” Wolfram Research, Inc., Champaign (Illinois), 2016.
- [244] ASTM E8-16a. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. West Conshohocken: ASTM International, 2016.
- [245] Irwin, G.R. “Linear fracture mechanics, fracture transition, and fracture control.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 1, no. 2. pp. 241–257. Aug. 1968.
- [246] Server, W. L., Oldfield, W.; Wullaert, R.A. “Experimental and statistical requirements for developing a well-defined KIR curve,” *Final Report-EPRI NP-372 - Research Project 696-1 - Prepared by Fracture Control Corporation*, Palo Alto, May-1977.
- [247] BS 7448-2-97. *Fracture mechanics toughness tests. Method for determination of KIC, critical CTOD and critical J values of welds in metallic materials*. London: British Standard Institution, 1997.
- [248] JWES 2808 *Method of assessing brittle fracture in steel weldments subjected to large cyclic and dynamic strain*. Tokyo: The Japan Welding Engineering Society, 2003.
- [249] ASTM E23-18. *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. West Conshohocken: ASTM International, 2018.

- [250] Ericksonkirk M. T.; Shaikh A.; Ericksonkirk M. A. “Insights and observations arising from curve-fitting the Charpy V-notch and tensile data contained within the United States’ light water reactor surveillance database,” in *ASME 2008 Pressure Vessels and Piping Division Conference*, 2008, pp. 389–396.
- [251] Zhu, X. K.; Leis, B. N.; Joyce, J.A. “Experimental estimation of J-R curves from load-CMOD record for SE(B) specimens.” *J. ASTM Int.* vol. 5, no. 5. pp. 1–15. May 2008.
- [252] Benard, A.; Bos-Levenbach, E.C. “Het uitzetten van waarnemingen op waarschijnlijkheids-papier/The plotting of observations on probability paper - Translated by Ronald Schop (Sr. Reliability Engineer, DAF Trucks N.V.).” *Stat. Neerl.* vol. 7. pp. 163–173. 1953.
- [253] Shin, S. Y.; Hwang, B.; Kim, S.; Lee, S. “Fracture toughness analysis in transition temperature region of API X70 pipeline steels.” *Mater. Sci. Eng. A.* vol. 429, no. 1–2. pp. 196–204. Aug. 2006.
- [254] Bouchard, R.; Shen, G.; Tyson, W.R. “Fracture toughness variability of structural steel.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 75, no. 12. pp. 3735–3742. Aug. 2008.
- [255] Faccoli, M.; Roberti, R. “Probabilistic fracture toughness of a duplex stainless steel in the transition range.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 97. pp. 207–215. Jan. 2013.
- [256] Pilhagen, J.; Sandström, R. “Loss of constraint during fracture toughness testing of duplex stainless steels.” *Eng. Fract. Mech.* vol. 99. pp. 239–250. Feb. 2013.
- [257] Neimitz, A. “Ductile fracture mechanisms in the high-strength steel Hardox-400. Microscopic observations and numerical stress-strain analysis.” *Procedia Mater. Sci.* vol. 3. pp. 270–275. 2014.
- [258] ASM Metals Handbook-Vol 7. “Microstructure of plate, tube and pipe steels,” in *Atlas of Microstructures of Industrial Alloys*, 8th ed., T. Lyman, Ed. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, 1972, pp. 17–28.
- [259] Savioli, R.G. “Estudo experimental do comportamento à fratura frágil em aços estruturais ferríticos e aplicações à determinação da curva mestra,” 2016. 175 p. *Tese (Doutorado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo*, 2016.
- [260] Morland, E. “Fracture toughness in the transition regime for A533B-1 steel: The effect of specimen sidegrooving,” in *Fracture Mechanics: Twenty-Fwst Symposmm. ASTM STP 1074*, J. A. J. and E. M. H. P. Gudas, Ed. West Conshohocken: ASTM International, 1990, pp. 215–237.
- [261] Thaulow, C.; Paauw, A.J.; Gunleiksrud, Å.; Troset, J. “Fracture mechanical properties in controlled rolled CMn thermomechanically treated steels with splittings.” *Eng.*

- Fract. Mech.* vol. 24, no. 2. pp. 263–276. 1986.
- [262] Guo, W.; Dong, H.; Lu, M.; Zhao, X. “The coupled effects of thickness and delamination on cracking resistance of X70 pipeline steel.” *Int. J. Press. Vessel. Pip.* vol. 79, no. 6. pp. 403–412. Jun. 2002.
- [263] API-5L. *API 5L Specification for line pipe*, 46th ed. Washington, D.C.: American Petroleum Institute, 2018.
- [264] Cosham, A. Eiber, R.J. “Fracture propagation in CO₂ pipelines.” *J. Pipeline Eng.* vol. 7, no. 4. pp. 281–292. 2008.

APÊNDICE A - Soluções do Fator de Intensidade de Tensões para Corpos de Prova SE(B) Flexionados em 4 Pontos

A avaliação da integral J para corpos de prova SE(B) flexionados em 4 pontos, SE(B)-4P, requer soluções acuradas para o fator de intensidade de tensão elástico (Modo I), K_I , para determinar a componente elástica da integral J dada pela Eq. (3.14b) apresentada na Seção 3.2.4.2. Tada et al. [72] fornece os fatores de intensidade de tensão para geometrias SE(B) solicitadas em flexão pura. A presente seção fornece as soluções do fator de intensidade de tensão para corpos de prova SE(B)-4P com variações de geometria (i.e., diferentes razões a/W e S/W).

O fator de intensidade de tensão para a geometria SE(B) é convenientemente definida na forma

$$K_I = \frac{PS}{B_N W^{3/2}} f(a/W) \quad (\text{A. 1})$$

onde $f(a/W)$ define o fator de intensidade de tensão adimensional dependente da geometria do corpo de prova e do tamanho da trinca. Já os termos S , B_N e W correspondem aos aspectos dimensionais do corpo de prova os quais representam, nessa ordem, a distância entre apoios definida no carregamento por flexão, a espessura líquida definida pela distância entre as raízes dos sulcos laterais ($B_N = B$ caso o corpo de prova não possua entalhes laterais em que B é a espessura bruta do corpo de prova) e W a largura do corpo de prova comumente definida, no caso de seção transversal retangular ($W \neq B$), como sendo duas vezes a espessura do corpo de prova ($W = 2B$). Por fim, P corresponde à carga aplicada no corpo de prova.

Uma série extensa de análises elásticas-lineares realizadas por elementos finitos para as configurações SE(B)-4P utilizadas na matriz de análise deste estudo é conduzida para avaliar o fator $f(a/W)$ para diferentes razões a/W e S/W . A matriz de análise (veja Fig. 3.1 e Tabela 3.1) inclui corpos de prova de fratura com tamanhos de trinca na faixa de 0,1-0,8 com incrementos de 0,1 e com distâncias entre apoios dadas por $S/W = 4, 6$ e 8 . O código de elementos finitos WARP3D [236] fornece as soluções numéricas para as análises elásticas-lineares descritas nesta seção. Para cada modelo, a avaliação do fator de intensidade de tensão elástico segue a partir dos cálculos computacionais da integral J utilizando-se a relação convencional dada pela Eq. (3.14b) com $\nu = 0,3$ e $E = 206$ GPa em todas as análises. Os modelos em elementos finitos aplicados nas análises computacionais apresentam

características e detalhes de malha essencialmente semelhantes aos modelos numéricos (vide Figura 3.2) descritos anteriormente na Seção 3.1.2.

Na Figura A.1 são fornecidos os principais resultados das análises elásticas-lineares que descrevem a variação do fator de intensidade de tensão adimensional, $f(a/W)$, em função da razão a/W para diversas distâncias entre apoios dadas pela relação S/W .

Figura A.1 – Fator de intensidade de tensão adimensional em função de a/W para o modo de carregamento por flexão em 4 pontos

No gráfico apresentado na Fig. A.1, pode-se observar que a variação de $f(a/W)$ com S/W permanece praticamente inalterada para as diversas razões a/W analisadas. Baseando-se nesses resultados, é possível estabelecer uma relação de dependência funcional do fator de intensidade de tensão com a razão a/W a partir da seguinte expressão

$$f(a/W) = -0,2353 + 11,8397 \frac{a}{W} - 69,7773 \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 216,0468 \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 306,6905 \left(\frac{a}{W}\right)^4 + 170,5374 \left(\frac{a}{W}\right)^5 \quad (A.2)$$

onde subentende-se que é realizado um ajuste polinomial de 5ª ordem [243]. A linha sólida apresentada no gráfico define a curva de ajuste correspondente a Equação (A.2).