



CURVAS DE RESISTÊNCIA AO CRESCIMENTO DE TRINCA EM CORPOS DE PROVA SE(T) UTILIZANDO A TÉCNICA DE NORMALIZAÇÃO

João Teixeira Oliveira de Menezes

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientadores: Enrique Mariano Castrodeza
Juan Elias Perez Ipiña

Rio de Janeiro
Outubro de 2018

CURVAS DE RESISTÊNCIA AO CRESCIMENTO DE TRINCA EM CORPOS DE PROVA
SE(T) UTILIZANDO A TÉCNICA DE NORMALIZAÇÃO

João Teixeira Oliveira de Menezes

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO LUIZ
COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA (COPPE) DA
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS EM
ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Examinada por:

Prof. Enrique Mariano Castrodeza, D.Sc.

Prof. Celio Albano da Costa Neto, Ph.D.

Prof. Jorge Alberto Rodriguez Durán, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

OUTUBRO DE 2018

Menezes, João Teixeira Oliveira de

Curvas de resistência ao crescimento de trinca em corpos de prova SE(T) utilizando a técnica de normalização/ João Teixeira Oliveira de Menezes. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2018.

XI, 115 p.: il.; 29,7 cm.

Orientadores: Enrique Mariano Castrodeza

Juan Elias Perez Ipiña

Dissertação (mestrado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2018.

Referências Bibliográficas: p. 87-91.

1. Aços estruturais. 2. Curvas *J-R*. 3. Corpos de prova SE(T).
I. Castrodeza, Enrique Mariano *et al.* II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título.

Agradecimentos

Aos meus orientadores Prof. Enrique Castrodeza e Prof. Juan Perez Ipiña, pela confiança, apoio, paciência, ensinamentos e correções durante o meu trabalho.

A todos os colegas do Laboratório de Mecânica da Fratura (LaMeF) pela excelente convivência, amizade e companheirismo.

À CAPES pela bolsa de estudo.

Aos meus pais Ary e Lúcia e meus irmãos Júlia e Fábio pela força dada durante o trabalho.

A minha namorada Mariana, pelo companheirismo, incentivo e compreensão.

E a todas as pessoas que me ajudaram, de forma direta ou indireta, durante meu trabalho.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.).

CURVAS DE RESISTÊNCIA AO CRESCIMENTO DE TRINCA EM CORPOS DE PROVA
SE(T) UTILIZANDO A TÉCNICA DE NORMALIZAÇÃO

João Teixeira Oliveira de Menezes

Outubro/2018

Orientadores: Enrique Mariano Castrodeza

Juan Elias Perez Ipiña

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

A análise da integridade de estruturas e componentes de materiais metálicos contendo trincas deve utilizar conceitos e metodologias da Mecânica da Fratura. Estas são divididas em dois grandes grupos a depender do comportamento do material: Mecânica da Fratura Linear-Elástica ou Elasto-Plástica. Em geral, estruturas e equipamentos utilizados na indústria de óleo e gás apresentam comportamento elasto-plástico, devendo ser então avaliados mediante a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica. No entanto, existem diferentes tipos de geometrias de corpos de prova e carregamentos que introduzem diferentes níveis de restrição à deformação plástica na ponta de uma trinca. Estudos indicam que tubulações para o transporte de óleo e gás com trincas axiais ou circunferenciais quando em operação são melhores representadas por corpos de prova de baixa restrição à deformação, mais precisamente por corpos de prova de tração (SE(T)). Diversas metodologias para a determinação de curvas de resistência de materiais elasto-plásticos são conhecidas, entre elas estão o método da flexibilidade elástica e o de normalização, sendo este último muito pouco utilizado em corpos de prova de baixa restrição. Curvas de resistência através do método de normalização foram determinadas utilizando corpos de prova de geometria SE(T) e foram comparadas com as obtidas pelo método da flexibilidade elástica. Além disso, com o objetivo de comparar diferentes níveis de restrição à deformação, uma comparação entre corpos de prova SE(T) e SE(B) de mesmo material também foi realizada. Os resultados indicam que o método de normalização após sofrer modificações apresentou resultados bastante satisfatórios para a geometria SE(T) e que a tenacidade é influenciada pelo nível de restrição.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

CRACK GROWTH RESISTANCE CURVES USING SE(T) SPECIMENS THROUGH
NORMALIZATION TECHNIQUE

João Teixeira Oliveira de Menezes

October/2018

Advisors: Enrique Mariano Castrodeza
Juan Elias Perez Ipiña

Department: Metallurgical and Materials Engineering

Structural assessment of structures and equipment that contain cracks must use Fracture Mechanics concepts and methodologies. Depending of the material behavior, Linear-Elastic Fracture Mechanics or Elastic-Plastic Fracture Mechanics can be used. In general, structures and equipment used in the Oil & Gas industry present elastic-plastic behavior. So, these materials must be analyzed through the Elastic-Plastic Fracture Mechanics. However, there are different types of specimen geometries and loading that introduces different constraint level at the crack tip. Works indicate that pipelines used to transport and conduct oil and gas with axial and circumferential cracks are better represented by low constraint specimens, more precisely by SE(T) specimens. Many methodologies to determine crack growth resistance curves of elastic-plastic materials are known, as the unloading compliance method and the normalization technique, being the latter methodology, few used in low constraint specimens. Crack growth resistance curves through the normalization method were determined using SE(T) specimens and then they were compared with obtained by unloading compliance technique. Besides that, aiming to compare different constraint levels, a comparison between SE(T) and SE(B) specimens of the same material was made. Results indicate that the normalization method after some little modifications presented good results for the SE(T) specimens and that the fracture toughness is influenced by the constraint level.

SUMÁRIO

1	Introdução	1
2	Revisão bibliográfica	4
2.1	<i>Mecanismos de fratura em materiais metálicos</i>	4
2.2	<i>Mecânica da Fratura Linear Elástica</i>	5
2.3	<i>Mecânica da Fratura Elasto-Plástica</i>	12
2.3.1	<i>O método da integral-J</i>	12
2.4	<i>Parâmetros controladores do processo de fratura.....</i>	16
2.4.1	<i>Limites para o controle de J.....</i>	18
2.4.2	<i>Crescimento de trinca controlado por J</i>	19
2.5	<i>Restrição à deformação plástica – Constraint</i>	20
2.5.1	<i>A tensão elástica T – Elastic T stress</i>	22
2.6	<i>Curvas de resistência ao crescimento de trinca</i>	24
2.6.1	<i>Técnicas para a determinação de curvas de resistência ao crescimento de trinca 28</i>	
2.6.1.1	<i>Método da flexibilidade elástica.....</i>	28
2.6.1.2	<i>Técnica de normalização</i>	29
2.6.1.2.1	<i>Fundamentos.....</i>	29
2.6.1.2.2	<i>Estudos com a utilização do método</i>	45
3	Materiais e métodos.....	52
3.1	<i>Materiais.....</i>	52
3.1.1	<i>Geometria dos corpos de prova de fratura</i>	52
3.1.2	<i>Propriedades mecânicas</i>	54
3.2	<i>Ensaio de tenacidade à fratura.....</i>	56
3.2.1	<i>Estimativa dos comprimentos de trinca</i>	57
3.2.1.1	<i>Método de normalização</i>	57
3.2.1.2	<i>Método da flexibilidade elástica.....</i>	58
3.2.1.3	<i>Cálculo da integral-J.....</i>	59
3.2.2	<i>Medição dos comprimentos de trinca a partir das superfícies de fratura</i>	59
4	Resultados.....	61
4.1	<i>Curvas Carga vs. Deslocamento</i>	61
4.2	<i>Medição dos comprimentos de trinca físicos.....</i>	63
4.3	<i>Funções de quatro parâmetros da técnica de normalização.....</i>	65
4.4	<i>Estimativa dos comprimentos de trinca.....</i>	67
4.5	<i>Curvas de resistência ao crescimento de trinca</i>	68
4.5.1	<i>Técnica de normalização</i>	68
4.5.2	<i>Técnica da flexibilidade elástica.....</i>	69
4.5.3	<i>Comparação de metodologias.....</i>	71
4.5.4	<i>Comparação das curvas de resistência mediante geometrias SE(B) e SE(T)...</i>	72
4.6	<i>Determinação da tenacidade à fratura.....</i>	73
5	Discussão.....	76

5.1	<i>Aplicação do método de normalização em corpos de prova de geometria SE(T)</i>	76
5.2	<i>Determinação da tenacidade à fratura em corpos de prova SE(B) e SE(T) através de diferentes normas</i>	80
5.2.1	<i>A limitação do valor $J_{0.2}$</i>	82
5.2.2	<i>A inclinação da linha de embotamento</i>	83
6	Conclusões	86
7	Referências bibliográficas	87
8	Anexo I	92

Lista de Abreviaturas

ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BSI	<i>British Standard Institution</i>
CMOD	<i>Crack Mouth Opening Displacement</i>
CTOD	<i>Crack Tip Opening Displacement</i>
C(T)	<i>Compact Tension Specimens</i>
Curvas R	Curvas de resistência ao crescimento de trincas
<i>HRR</i>	Campo de tensões e def. nomeado por Hutchinson, Rice e Rosengren
<i>LLD</i>	<i>Load Line Displacement</i> (Deslocamento da linha de aplicação da carga)
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
SE(B)	<i>Single Edge Bend Specimens</i>
SE(T)	<i>Single Edge Notched Tension Specimens</i>

Lista de Símbolos

a	Comprimento de trinca
a_c	Comprimento de trinca crítico
a_{bi}	Comprimento instantâneo de trinca embotada
a_i	Comprimento de trinca no instante i
a_{ij}	Coefficientes da matriz de flexibilidade
a_o	Comprimento inicial de trinca
a_f	Comprimento final de trinca
a_{oq}	Comprimento inicial de trinca corrigido
A	Área (energia) sob o diagrama carga versus deslocamento
A_{el}	Componente elástica da área sob o diagrama carga versus deslocamento
A_{pl}	Componente plástica da área sob o diagrama carga versus deslocamento
b_o	Ligamento remanescente original do corpo de prova
$b_{(i)}$	Ligamento remanescente do corpo de prova no instante i
B	Espessura do corpo de prova
B_e	Espessura efetiva do corpo de prova
B_N	Espessura local do corpo de prova com entalhes laterais
C_i	Flexibilidade elástica (<i>compliance</i>)
E	Módulo de elasticidade do material
E'	Módulo de elasticidade aparente
G	Força motriz real para a propagação da trinca
J	integral- J
$J_{(i)}$	integral- J no instante i
$J_{el(i)}$	Componente elástica de J
$J_{0.2}$	Resistência à propagação da trinca em 0,2 mm de crescimento estável de trinca incluindo o embotamento
$J_{0.2BL}$	Resistência à propagação da trinca em 0,2 mm de crescimento de estável de trinca à frente da linha de embotamento
J_{Ic}	Tenacidade à fratura em termos de J
$J_{pl(i)}$	Componente plástica de J
J_Q	Valor da integral- J candidato (provisório) a J_{Ic}
$J-R$	Curva de resistência ao crescimento de trincas em função da integral- J
K	Fator de intensidade de tensões
K_I	Fator de intensidade de tensões no modo I de carregamento
K_{Ic}	Fator de intensidade de tensões crítico no modo I de carregamento

$K_{(i)}$	Fator de intensidade de tensões no instante i
P	Carga aplicada
P_i	Carga aplicada no instante i
P_N	Carga normalizada
P_{Ni}	Carga normalizada no instante i
P_f	Carga máxima de pré-trincamento por fadiga
R	Resistência à propagação da trinca
U	Energia de deformação
v	Deslocamento do ponto de aplicação da carga
v_i	Deslocamento do ponto de aplicação da carga no instante i
v_{pl}	Deslocamento plástico do ponto de aplicação da carga
v'_{pl}	Deslocamento plástico normalizado
v'_{pli}	Deslocamento plástico normalizado no instante i
W	Altura do corpo de prova
δ	CTOD
Δa	Propagação estável da trinca
η_{el}	Fator elástico
η_{pl}	Fator plástico
ν	Coefficiente de Poisson
σ	Tensão real ou verdadeira
σ_i	Tensão aplicada no instante i
σ_f	Tensão de fratura
σ_c	Tensão crítica
σ_R	Tensão de resistência máxima
σ_Y	Valor médio entre o limite de escoamento e o limite de resistência
σ_{YS}	Tensão de limite de escoamento
Y_S	Energia superficial
Y_P	Energia dissipada pela deformação plástica na ponta da trinca
II	Energia potencial elástica

1 Introdução

A análise da integridade estrutural de componentes e equipamentos que contêm trincas deve ser realizada com a utilização da Mecânica da Fratura. Dependendo do comportamento do material, a abordagem deve ser realizada aplicando-se metodologias no campo linear-elástico ou elasto-plástico. Em geral, os aços utilizados na fabricação de tubulações para o transporte e condução de óleo e gás são empregados em temperaturas acima da região de transição, isto é, no patamar superior, apresentando comportamento elasto-plástico dúctil durante os ensaios de fratura. Nesse sentido, a tenacidade à fratura desses materiais deve ser avaliada mediante metodologias da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica, dentre elas o CTOD e a integral- J , e devem ser caracterizados por curvas de resistência ao crescimento de trinca. Os três procedimentos mais utilizados para a determinação da tenacidade à fratura de materiais metálicos que apresentam este comportamento estão descritos nas seguintes normas: ASTM E1820 [1], BS 7448-4 [2] e ISO 12135 [3]. Tais normas impõem restrições quanto ao tipo de carregamento e/ou ao comprimento inicial de trinca, permitindo apenas a avaliação dos materiais com a ponta da trinca em condições de elevada restrição à deformação plástica no ligamento remanescente do corpo de prova. No entanto, é sabido que a tenacidade à fratura de um material depende do grau de restrição à deformação na ponta da trinca, sendo este dependente de: comprimento inicial de trinca (a_0/W), geometria do corpo de prova e tipo de carregamento [4]-[7]. Corpos de prova de flexão (SE(B)) e compactos de tração (C(T) e DC(T)) com trincas profundas, isto é $0,45 \leq a_0/W < 0,70$, possuem a ponta da trinca em elevado grau de restrição à deformação. Já os corpos de prova de flexão com trincas curtas ($0,05 \leq a_0/W < 0,45$) e de tração (SE(T)) possuem baixo grau de restrição à deformação. Curvas de resistência ao crescimento de trinca determinadas a partir de corpos de prova em condições de elevada restrição à deformação tendem a ser mais baixas quando comparadas com as curvas obtidas por corpos de prova em condições de baixa restrição. Por sua vez, as tubulações utilizadas para o transporte de óleo e gás quando submetidas a esforços de flexão apresentam trincas em condições de baixa restrição à deformação [8]. A Figura 1 representa esquematicamente a tenacidade à fratura a partir de diferentes geometrias e tipos de carregamentos em função do grau de restrição à deformação plástica. Assim, afim de evitar resultados muito conservadores, a avaliação da integridade dos materiais utilizados nessas tubulações deveria ser realizada em condições que se aproximem das condições operacionais do componente. Como pode ser visto na Figura 1, o tipo de geometria que mais se aproxima da condição real de restrição à deformação na ponta de uma trinca axial ou circunferencial em uma tubulação é a geometria SE(T) (*Single Edge Notched Tension specimens*) [8]-[10].

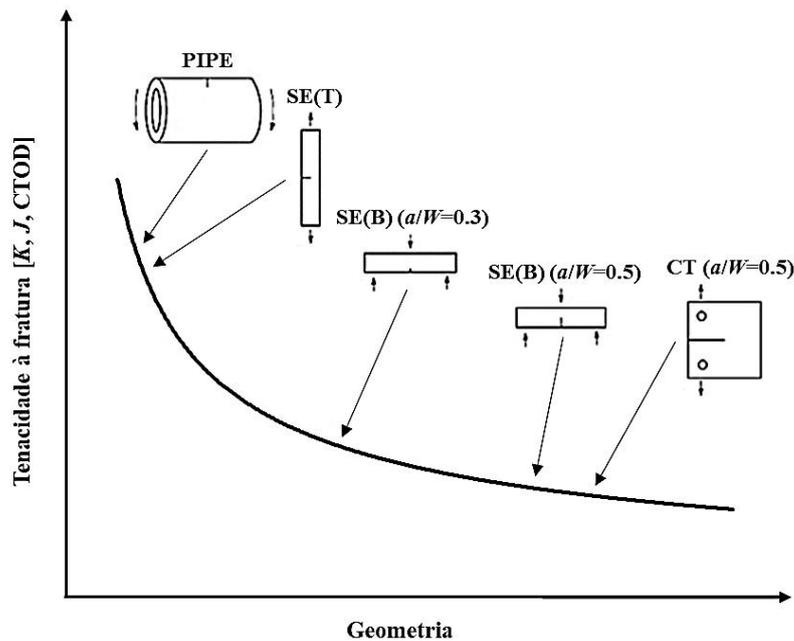


Figura 1 - Representação esquemática da influência da restrição à deformação plástica e da geometria dos corpos de prova na tenacidade à fratura. Adaptado de [11].

A determinação de curvas de resistência ao crescimento de trincas pode ser realizada através de diversas metodologias. O método de descargas parciais (*elastic unloading compliance*) e o método de normalização são alguns deles e estão descritos na norma ASTM E1820 para corpos de prova em condições de elevada restrição (SE(B), C(T) e DC(T) com trincas profundas). O primeiro método se baseia na variação da flexibilidade elástica do corpo de prova com o crescimento de trinca. Já o segundo, se baseia nas propriedades de deformação do material onde através de uma função de calibração específica com constantes a serem determinadas a carga, o deslocamento da linha de aplicação da carga e os comprimentos de trinca podem ser relacionados. Uma vez que a evolução do comprimento de trinca ao longo do teste seja estimada, a determinação da curva de resistência do material pode ser realizada. Essas duas metodologias já são largamente utilizadas em corpos de prova com elevada restrição à deformação, porém, a utilização dessas metodologias em corpos de prova de baixa restrição à deformação ainda está em desenvolvimento. Como por exemplo, a determinação da tenacidade à fratura de materiais metálicos utilizando corpos de prova de tração - SE(T) - mediante a técnica da flexibilidade elástica só se tornou norma em 2014 (BS 8571:2014 [12]). Por outro lado, o método de normalização não está descrito em alguma norma para testes com configurações de baixa restrição à deformação.

Nesse contexto, testes de fratura em corpos de prova de tração - SE(T) - foram realizados seguindo o procedimento do método da flexibilidade elástica. Os registros e resultados obtidos foram

analisados mediante essa metodologia e o método de normalização, com o objetivo de validar a utilização da segunda técnica para esses tipos de corpos de prova. No entanto, para esse tipo de geometria e configuração, onde a ponta da trinca se encontra em condições de baixa restrição à deformação, algumas pequenas modificações ao método de normalização se tornam necessárias. Dessa forma, o método de normalização foi aplicado com algumas modificações e então os resultados puderam ser comparados com os obtidos mediante o método da flexibilidade elástica. Além disso, com o objetivo de comparar a tenacidade a partir de corpos de prova com diferentes níveis de restrição à deformação, testes de fratura em corpos de prova de flexão - SE(B) - com trincas profundas também foram realizados para um tipo de material também testado em geometria de tração - SE(T). Os resultados sugerem que o método de normalização modificado para corpos de prova SE(T) permite a avaliação dos comprimentos de trinca durante os testes de fratura de maneira satisfatória e com isso a adequada determinação das curvas de resistência ao crescimento de trinca dos materiais avaliados. Em relação à comparação entre as diferentes geometrias, os resultados mostram de maneira clara que a tenacidade é influenciada pelo nível de restrição à deformação.

2 Revisão bibliográfica

A Mecânica da Fratura é uma área da engenharia que permite prever falhas por fratura de materiais e/ou estruturas mediante o estudo da relação entre três variáveis: tensão aplicada, comprimento de trinca e tenacidade à fratura. Diferente da análise tradicional, a qual avalia a integridade da estrutura através da relação entre a tensão aplicada e a resistência mecânica do material (em geral o seu limite de escoamento), esta nova abordagem trouxe avanços significativos, permitindo a quantificação precisa dos níveis admissíveis de operação de um componente contendo uma trinca. A avaliação da integridade de estruturas contendo trincas requer assim o conhecimento da tenacidade à fratura do material, propriedade mecânica que caracteriza a resistência de um material ao crescimento de trinca.

2.1 Mecanismos de fratura em materiais metálicos

Os mecanismos de fratura podem ser divididos basicamente em dois grupos: fratura frágil e fratura dúctil. Por sua vez, a fratura frágil pode ocorrer de duas formas, transgranular e intergranular. A primeira envolve a separação ao longo de planos cristalográficos preferenciais e a segunda, ocorre quando o caminho da fratura acontece preferencialmente nos contornos de grão. Fraturas frágeis podem produzir falhas catastróficas em equipamentos e estruturas uma vez que a velocidade de propagação do defeito é bastante elevada. A fratura dúctil ocorre em materiais dúcteis e tenazes, e normalmente acontece devido a nucleação, crescimento e coalescimento de vazios microscópicos que geralmente se iniciam em inclusões e partículas de segunda fase. Antes da fratura, a região a frente da ponta da trinca apresenta grandes níveis de deformação plástica e a trinca cresce de forma estável durante a etapa inicial do processo de fratura. A Figura 2 apresenta duas fractografias representando os mecanismos de fratura por clivagem (imagem superior) e nucleação e crescimento de microcavidades (imagem inferior).

Em geral, os fatores preponderantes sobre o modo de fratura são: características metalúrgicas, o estado de tensão a qual a ponta da trinca está submetida e a temperatura de operação do equipamento e/ou estrutura. Procurando evitar falhas catastróficas em equipamentos utilizados na indústria de óleo e gás, materiais capazes de se deformar plasticamente antes de ocorrer a fratura estão sendo desenvolvidos e utilizados. Dessa forma, as tubulações para transporte e condução de óleo e gás apresentam comportamento dúctil e quantidades consideradas de crescimento estável de trinca antes do colapso.

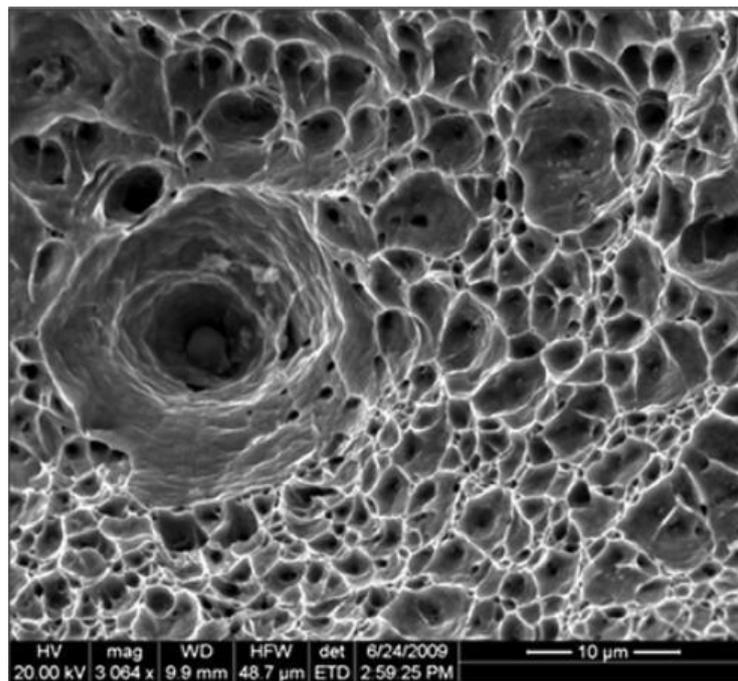
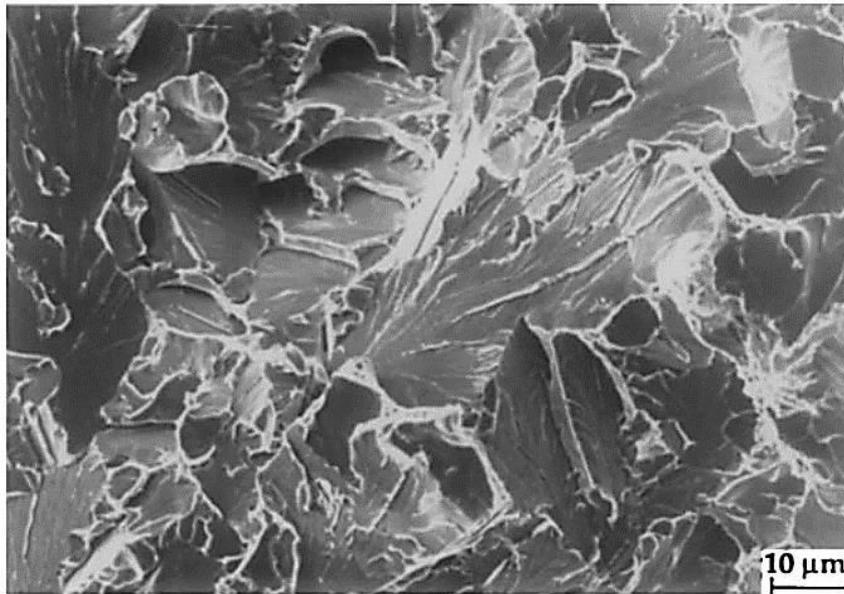


Figura 2 – Fractografias com elevadas magnificações representando o mecanismo de clivagem, na imagem superior [13], e microcavidades correspondentes ao mecanismo de fratura dúctil, na imagem inferior [14].

2.2 Mecânica da Fratura Linear Elástica

Os conceitos da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) são essenciais para o entendimento do comportamento em fratura de vários tipos de materiais, inclusive daqueles que

apresentam comportamentos não lineares. No entanto, esta parte da Mecânica da fratura, se restringe à análise de materiais e/ou estruturas que possuam um comportamento linear elástico até a fratura, tolerando quantidades muito limitadas de deformações plásticas durante a propagação da trinca [13]. A MFLE aborda o processo de fratura mediante duas metodologias básicas. A primeira se baseia no balanço energético proposto por *Griffith*, e posteriormente modificado por *Irwin* e *Orowan*. A segunda, desenvolvida por *Irwin* em 1957, é baseada na intensidade das tensões do campo elástico na região próxima a ponta da trinca. No entanto, ambas as abordagens são equivalentes, uma vez que *Irwin* estabeleceu uma simples relação entre esses parâmetros [13][15].

Utilizando conceitos termodinâmicos, *Griffith* propôs uma teoria para a propagação de trincas em materiais frágeis. Esta baseou-se no princípio de que um processo somente ocorre de forma espontânea se a energia total do sistema diminuir. Então, uma trinca existente em um material ou uma estrutura pode propagar se a energia total do sistema diminuir com a ocorrência desse processo [13][15].

O Balanço Energético de Griffith para um aumento incremental de área dA , sob condições de equilíbrio, pode ser expresso através das seguintes equações:

$$\frac{dU}{dA} = \frac{d\Pi}{dA} + \frac{dW_s}{dA} = 0 \quad \text{Equação 1}$$

ou

$$-\frac{d\Pi}{dA} = \frac{dW_s}{dA}. \quad \text{Equação 2}$$

Onde U é a energia total; Π é a energia potencial elástica (deformação interna e mudanças associadas ao sistema de carregamento); e W_s é o trabalho necessário para a geração de novas superfícies. *Griffith*, utilizando os conceitos de análise de tensões proposto por *Inglis*, ao considerar uma chapa infinita sujeita a tensão constante na qual contenha uma trinca vazante centralizada de comprimento total $2a$, conforme a Figura 3, obteve que a tensão crítica para a fratura poderia ser dada pela seguinte equação [13][15]:

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}}. \quad \text{Equação 3}$$

Onde E é o módulo de elasticidade do material, γ_s é a energia superficial por unidade de área e a é o comprimento de trinca.

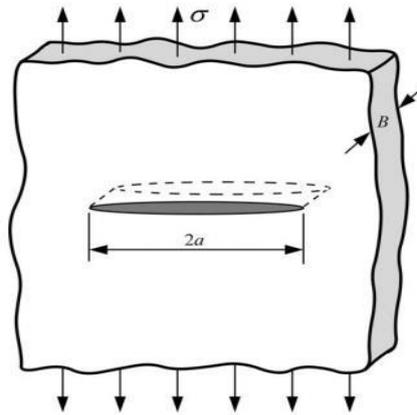


Figura 3: Chapa infinita com uma trinca vazante centralizada submetida a uma tensão remota uniforme perpendicular ao plano da trinca [13].

A Equação 3 foi desenvolvida para materiais com comportamento linear-elástico, sendo dessa forma válida somente para materiais de comportamento idealmente frágil, não sendo aplicável em situações nas quais existe deformação plástica, mesmo que em pequena escala, antes da fratura. Casos como este último, foram analisados por *Irwin e Orowan* [13], que propuseram uma modificação à teoria de *Griffith* levando em consideração uma certa quantidade de energia dissipada durante a deformação plástica. Então, para considerar este consumo adicional de energia foi proposta a seguinte equação (Equação 4):

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + \gamma_p)}{\pi a}}. \quad \text{Equação 4}$$

Onde, γ_p é a energia dissipada pela deformação plástica em cada ponta da trinca. Esta equação é aplicável apenas em materiais com comportamento eminentemente linear até a fratura, com o efeito da plasticidade confinado em uma pequena região na ponta da trinca.

Em 1956, *Irwin* propôs uma nova visão da abordagem energética. O modelo proposto é essencialmente equivalente ao de *Griffith*, porém na resolução de problemas de engenharia se torna mais simples e objetivo [15]. *Irwin* definiu a taxa de liberação de energia (G), como a energia disponível para um incremento do comprimento da trinca, dada por:

$$G = -\frac{d\Pi}{dA}. \quad \text{Equação 5}$$

Como pode ser observado, *Irwin* nomeou o lado esquerdo da Equação 2, proposta por *Griffith*, como a taxa de liberação de energia, também chamada de força motriz para o crescimento da trinca. O lado direito desta mesma equação, comumente chamado de tenacidade à fratura do material (R), é designado como a resistência do material ao crescimento de trinca. Para materiais

frágeis, o valor de R se torna constante e adotado como o valor crítico limite para a ocorrência da fratura. Ou seja, a fratura ocorrerá quando $G \geq R$.

Através da análise de materiais de comportamento linear-elástico contendo trincas e submetidos a esforços externos é possível derivar expressões para as tensões atuantes na região vizinha à ponta da trinca. Essa abordagem permitiu desenvolver uma das metodologias mais difundidas da Mecânica da Fratura. Antes de apresentar essa abordagem devemos definir os modos puros de fratura. Os esforços aplicados em um material contendo uma trinca podem produzir fratura em três modos básicos, ou em uma combinação deles, conforme a Figura 4.

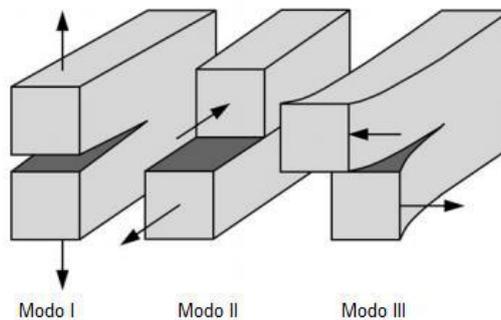


Figura 4: Representação dos três modos de carregamentos aplicáveis à uma trinca [13][1].

A fratura em modo I ocorre quando a tensão principal aplicada é normal ao plano da trinca, tipo de carregamento mais comum. O modo II corresponde a aplicação de uma tensão de cisalhamento no plano de propagação da trinca, tendendo a promover o deslizamento de uma face da trinca em relação a outra. Já o modo III, se refere a aplicação de tensão de cisalhamento fora do plano de propagação da trinca. Uma estrutura trincada pode ser submetida aos modos básicos de fratura de forma separada ou através de algumas combinações entre dois ou três tipos [13].

Westergaard, Irwin, Sneddon e Williams [15] foram os primeiros a propor soluções para o campo de tensões na ponta de uma trinca em materiais lineares elásticos isotrópicos. Para isso, definiram um eixo de coordenadas polares com a origem na ponta da trinca, como apresentado na Figura 5, e descreveram os campos de tensões à frente da ponta da trinca para o modo I de carregamento conforme a Equação 6, Equação 7 e Equação 8 [13].

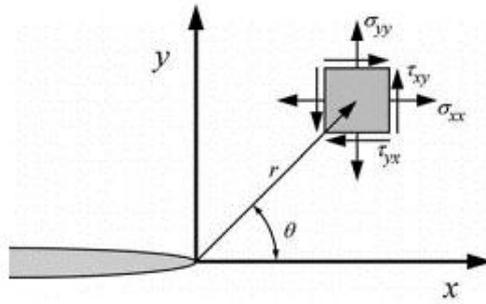


Figura 5: Definição do eixo de coordenadas na ponta de uma trinca. Adaptado de [13].

$$\sigma_{xx} = \left(\frac{K_I}{2\sqrt{\pi r}} \right) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] + \dots \quad \text{Equação 6}$$

$$\sigma_{yy} = \left(\frac{K_I}{2\sqrt{\pi r}} \right) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right) \right] + \dots \quad \text{Equação 7}$$

$$\tau_{xy} = \left(\frac{K_I}{2\sqrt{\pi r}} \right) \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right) + \dots \quad \text{Equação 8}$$

Onde, K_I é o fator de intensidade de tensões para o modo I de carregamento, e r e θ definidos de acordo com a Figura 5. As expressões acima correspondem aos primeiros termos de um desenvolvimento em série de potência.

Ao considerar um campo de tensões do modo I de carregamento no plano da trinca (quando $\theta = 0$) se observa que a tensão cisalhante é nula, o que significa que o plano da trinca é um plano principal do modo I de carregamento puro. Por outro lado, considerando as tensões normais ao plano da trinca temos:

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \quad \text{Equação 9}$$

A Equação 9 descreve corretamente a tensão no plano perpendicular à trinca em uma região próxima à ponta da trinca, mas se $r \rightarrow 0$ ou $r \rightarrow \infty$ o modelo passa então a não descrever corretamente essas tensões. Assim sendo, entre uma região deformada plasticamente e uma certa região para grandes valores de r , existe uma região anular dominada pelo fator de intensidade de tensões K . Devido ao processo de fratura ocorrer nesta região, este parâmetro pode ser utilizado como critério de fratura [13].

De fato, para que o fator de intensidade de tensões K seja útil, é necessário que seja possível determiná-lo para diferentes carregamentos e geometrias. Assim, várias soluções foram propostas para simples configurações, mas de maneira geral a relação entre K e as condições globais na ponta de uma trinca sob o modo I de carregamento pode ser expressa da seguinte forma:

$$K_I = Y\sigma(\sqrt{\pi a})$$

Equação 10

Onde, Y é o fator de forma, dependente da geometria do defeito e da estrutura na região do defeito, assim como do tipo de carregamento aplicado (força pontual ou pressão interna, etc.).

Através do modelo teórico apresentado na Equação 9 e na Figura 5, é possível observar que para valores de r muito pequenos ($r \rightarrow 0$), a tensão teórica alcança elevadas magnitudes, tendendo à infinito. No entanto, materiais estruturais reais se deformam plasticamente ao atingir um certo nível de tensões (para estados simples de tensão esse limite é o limite de escoamento do material). Assim, zonas plásticas são geradas em torno da ponta da trinca em estruturas trincadas mesmo quando submetidas a baixos níveis de carregamentos [15]. Essas deformações inelásticas do material levam a relaxação das tensões na ponta da trinca tornando a análise das tensões elásticas ineficiente com o crescimento de tais deformações na ponta da trinca. Para os casos onde ocorrem grandes deformações plásticas na ponta da trinca, parâmetros que considerem o comportamento não-linear do material devem ser utilizados.

Irwin e Dugdale propuseram abordagens simples para a estimativa do tamanho da zona plástica na ponta da trinca. Através da Equação 11, *Irwin* representou uma primeira estimativa do tamanho dessa região para um estado plano de tensões [15].

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

Equação 11

onde, σ_{YS} é a tensão de limite de escoamento. A análise acima não está exatamente correta pois está baseada na solução elástica na ponta da trinca. Quando o escoamento plástico ocorre as tensões devem ser redistribuídas de forma a satisfazer o equilíbrio.

O tamanho da região deformada plasticamente é influenciado pelo estado de tensões (estado plano de tensões ou estado plano de deformações) ao qual o material é submetido. A forma e a extensão desta região deformada plasticamente para um material com comportamento elástico perfeitamente plástico podem ser estimadas a partir do critério de escoamento de Von Mises. A Figura 6 apresenta as estimativas para o tamanho da zona plástica em estado plano de tensões e deformações utilizando soluções elásticas e o critério de Von Mises para o modo I de carregamento. A diferença observada entre os tamanhos das zonas plásticas ocorre em decorrência da restrição à deformação plástica que ocorre devido ao estado plano de deformações. De acordo com as soluções da teoria da elasticidade e utilizando o critério de Von Mises, se as tensões principais no plano são iguais ($\sigma_1 = \sigma_2$) a tensão necessária para provocar o escoamento em estado plano de deformações é três vezes superior do que no estado plano de tensões [16]. Assim sendo, se a ponta da trinca se encontra eminentemente em estado plano de deformações a restrição à deformação plástica aumenta e com isso a tenacidade do material diminui.

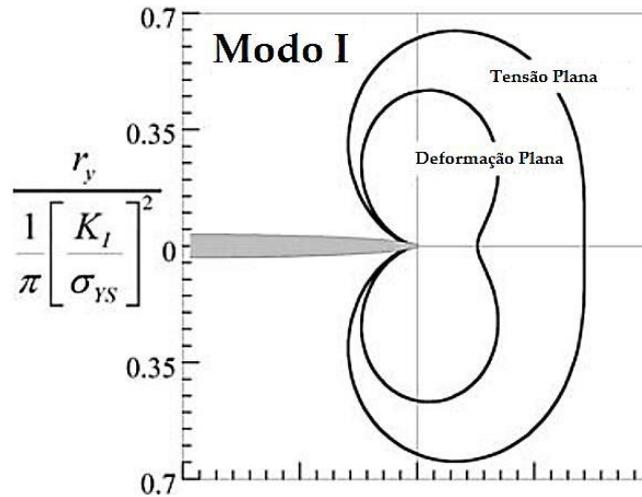


Figura 6: Estimativa da forma e tamanho da zona plástica a partir de soluções elásticas e do critério de escoamento de Von Mises para o modo I de carregamento[13].

A Figura 7 ilustra o efeito da espessura na tenacidade à fratura de um corpo de prova com uma trinca vazante. Conforme pode ser observado, os valores de K_c decrescem com a espessura do corpo de prova até alcançarem um patamar, que se torna independente da espessura [13][16]. Este valor do fator de intensidade de tensões crítico denomina-se K_{Ic} e é uma propriedade mecânica que descreve a resistência do material à fratura na presença de uma trinca em estado plano de deformação. Logo, as medições válidas de K_{Ic} são alcançadas por corpos de prova com uma espessura mínima, calculada mediante a seguinte equação:

$$B = 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_{ys}} \right)^2. \quad \text{Equação 12}$$

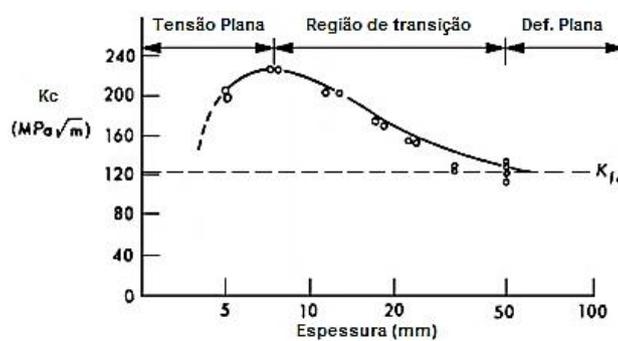


Figura 7: Representação da tenacidade à fratura de um determinado material em função da espessura do corpo de prova (trinca vazante) [13].

O comportamento em fratura de um material foi abordado através de dois parâmetros: a taxa de liberação de energia (G) e o fator de intensidade de tensões (K). *Irwin* então, estabeleceu uma relação entre esses dois parâmetros, aplicável para qualquer geometria e carregamento [13].

$$G = \frac{K^2}{E'}, \quad \text{Equação 13}$$

com $E' = E$, para estado plano de tensões; e $E' = E/(1 - \nu^2)$, para estado plano de deformações.

2.3 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica

A MFLE foi desenvolvida para descrever o crescimento de uma trinca e a fratura sob condições essencialmente elásticas, isto é, de materiais que apresentam comportamento linear (ou muito próximo do linear) até o momento da fratura. Isso acontece geralmente com materiais de elevada resistência e baixa tenacidade. Nesses casos, a plasticidade ao redor da ponta da trinca é limitada à uma pequena região. No entanto, muitas classes de materiais não se comportam dessa maneira, impedindo à MFLE de prever adequadamente as condições nas quais ocorre a fratura. Para esses materiais, que apresentam uma elevada ductilidade com grandes quantidades de deformação plástica e crescimento estável de trinca, um modelo alternativo para a mecânica da fratura se faz necessário. Assim, foi desenvolvida a Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP).

A MFEP é aplicável à materiais que exibam um comportamento não-linear, ou seja, que apresentem quantidades significativas de deformação plástica durante o processo de crescimento de uma trinca e a fratura. A análise de materiais com este tipo de comportamento pode ser realizada mediante algumas metodologias. As duas mais importantes são: o CTOD (*Crack-Tip Opening Displacement*) e a integral- J . O método do CTOD permite calcular a abertura da ponta da trinca em determinados momentos do teste, enquanto que a integral- J pode ser considerada como uma generalização dos parâmetros G e K , sem a severa limitação da deformação plástica presente no processo de fratura [13][15][17].

2.3.1 O método da integral- J

O método da integral- J proposto por *Rice*, forneceu a base para a extensão da metodologia da Mecânica da Fratura além dos limites da MFLE. Essa metodologia pode ser vista como uma generalização dos métodos da Mecânica da Fratura Linear-Elástica, mas com equações particulares [13].

O comportamento mecânico dos metais no regime elasto-plástico pode ser descrito com precisão pelo modelo de *Ramberg-Osgood* [13], através da seguinte equação:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^n. \quad \text{Equação 14}$$

Onde, σ_0 é uma tensão de referência (usualmente tensão de limite de escoamento); ε_0 é uma deformação de referência (σ_0/E); α é uma constante adimensional; e n é o expoente de encruamento do material. Na realidade, a equação de Ramberg-Osgood descreve o comportamento de um material elástico não-linear, mas para o caso de carregamentos monotônicos também se torna adequada para materiais de comportamento elasto-plástico [15].

Baseado em um material com comportamento não-linear, mais precisamente em materiais que seguem o modelo acima descrito, Rice propôs a utilização de um novo parâmetro de fratura. Este foi chamado de integral- J , e é definido como [18]:

$$J = \int_{\Gamma} (w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds) \quad \text{Equação 15}$$

Onde, w é a densidade de energia de deformação; T_i é o vetor tração normal; u_i é o deslocamento na direção x ; e ds é um elemento diferencial de arco tomado sobre Γ (trajetória de integração), de acordo com a Figura 8.

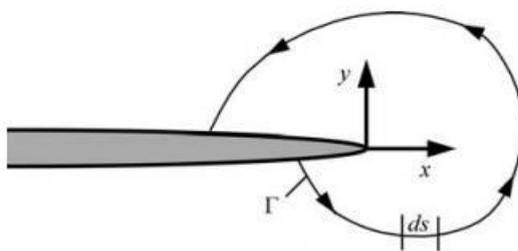


Figura 8: Caminho de integração arbitrário em torno da ponta da trinca [13].

Rice, demonstrou que o valor da integral- J era independente da trajetória de integração adotada em torno da ponta da trinca, de modo que esta pode ser escolhida da forma mais adequada para a simplificação de cálculos [18].

A definição de J também pode ser entendida como a taxa de liberação de energia G que, conforme descrito anteriormente, é definida como a mudança na energia potencial em função do crescimento de uma trinca em um material elástico. Assim, quando um material se comporta de maneira linear elástica, o cálculo de J é relativamente rápido e direto pois, J coincide com G , e G depende unicamente do fator de intensidade de tensões (K), conforme pode ser visto pela Equação 16.

$$J = G = \frac{K^2}{E'} \quad \text{Equação 16}$$

No entanto, materiais que possuem comportamento elasto-plástico requerem alguns cuidados ao serem analisados. Afinal, parte da energia de deformação absorvida pelo material não é recuperada com o crescimento da trinca ou quando a estrutura é descarregada.

Hutchinson [19] e *Rice e Rosengren* [20] demonstraram que a integral- J é o parâmetro que controla o campo de tensões e deformações na região vizinha à ponta de uma trinca em materiais de comportamento elástico não-linear e descritos pela equação de Ramberg-Osgood. Esse campo, atualmente conhecido como campo de singularidade HRR e é definido pelas seguintes equações [13][18]-[20]:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta) \quad \text{Equação 17}$$

e

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta) \quad \text{Equação 18}$$

Onde, I_n é uma constante dependente de n e do estado de tensões e $\tilde{\sigma}_{ij}$ e $\tilde{\varepsilon}_{ij}$ são funções adimensionais exclusivamente dependentes de n e θ .

Como pode ser visto através da Equação 15, J controla a intensidade de tensões e deformações dentro da região plástica vizinha à ponta da trinca. Ao analisar esta equação é possível observar que as tensões nesta região variam proporcionalmente a $r^{-1/(n+1)}$. Assim, para valores de r muito pequenos (quando $r \rightarrow 0$) as magnitudes dessas tensões se tornam extremamente elevadas, tendendo ao infinito, por outro lado, para valores de r muito grandes ($r \rightarrow \infty$) as magnitudes das tensões tornam-se praticamente nulas. Logo, a solução HRR é válida somente para uma certa região, onde as magnitudes das tensões previstas por essas equações são similares às aplicadas realmente no material. Para essa região, em que tal solução é válida, a integral- J controla o processo de fratura do material de forma análoga ao que acontece com o fator de intensidade de tensões K em materiais elásticos lineares [13][15][20].

Landes e Begley propuseram uma forma de medir experimentalmente a integral- J através da interpretação energética proposta por Rice [13]:

$$J = -\frac{1}{B} \left(\frac{\partial U}{\partial a} \right)_V \approx -\frac{1}{B} \left(\frac{\Delta U}{\Delta a} \right)_V \quad \text{Equação 19}$$

Onde, B é a espessura do corpo de prova.

Rice et al. [21] apresentaram uma nova abordagem para avaliar experimentalmente o valor da integral- J a partir do registro de uma curva carga (P) vs. deslocamento da linha de aplicação da

carga (*LLD*). Esta abordagem somente é válida se a energia de deformação U puder ser determinada como a área abaixo desta curva [18]. Assim, para uma condição de controle de deslocamento, a expressão para o valor da integral- J se transforma em:

$$J = -\frac{1}{B} \int_0^{\Delta} \left(\frac{\partial P}{\partial a} \right) \Delta d\Delta. \quad \text{Equação 20}$$

Uma relação mais geral para a estimar o valor da integral- J foi proposta por *Sumpter e Turner* [22] como a soma das componentes elásticas e plásticas [18]:

$$J = \frac{\eta_{el} A_{el}}{Bb} + \frac{\eta_{pl} A_{pl}}{Bb} \quad \text{Equação 21}$$

Onde, A_{el} e A_{pl} são as áreas elástica e plástica, respectivamente, abaixo da curva P vs. LLD , representadas na Figura 9; η_{el} e η_{pl} são fatores dependentes da geometria do corpo de prova e, em geral, dependentes de a/W , porém independentes das propriedades do material.

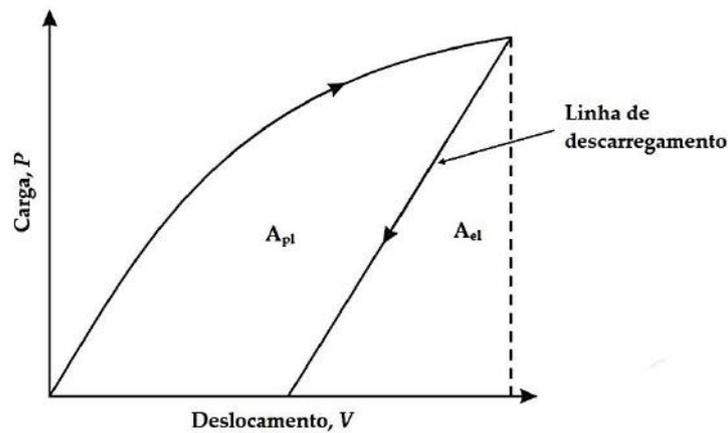


Figura 9: Representação das áreas elástica e plástica abaixo de uma curva Carga vs *LLD*.

A relação entre a parcela elástica de J e a taxa de liberação de energia G , permite o cálculo direto de J elástico através da solução do fator de intensidade de tensões K [18].

$$J = J_{el} + J_{pl} = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{\eta_{pl} A_{pl}}{Bb} \quad \text{Equação 22}$$

Conforme pode ser observado, a determinação do valor do fator η_{pl} se torna a chave para a estimativa experimental do valor da integral- J e seu uso simplifica consideravelmente a determinação deste valor. Por meio da utilização da Equação 22, é possível avaliar experimentalmente o valor da integral- J para qualquer tipo de corpo de prova através de um registro P vs. LLD .

2.4 Parâmetros controladores do processo de fratura

Nas subseções anteriores foi visto de maneira breve que para K e/ou J controlarem o processo de fratura devem existir certas regiões descritas por esses parâmetros. Neste sentido, existem 3 condições possíveis influenciadas pelos níveis de deformação plástica na ponta da trinca nas quais esses parâmetros podem ou não ser utilizados: condição de deformação plástica em pequena escala, condição elasto-plástica e condição de deformação plástica em grande escala [13].

Condição de deformação plástica em pequena escala

A Figura 10 representa um caso onde existe pouca deformação plástica na ponta da trinca, sendo possível caracterizar a condição da ponta da trinca através de K e J em suas respectivas regiões. A região controlada por K existe em uma região próxima a ponta da trinca onde a tensão é proporcional a $r^{-1/2}$. Já a região controlada por J ocorre dentro da zona plástica onde a singularidade elástica não é mais aplicável. Nessa região, a solução de HRR é válida e a tensão varia com $r^{-1/(n+1)}$. A região de grande deformação plástica invalida a solução de HRR e possui aproximadamente 2δ de comprimento a partir da ponta da trinca.

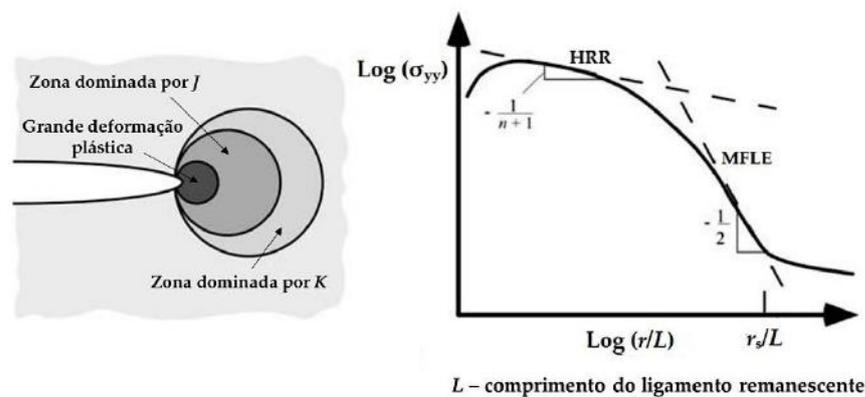


Figura 10 – Efeito da plasticidade no campo de tensões a frente da ponta da trinca para o caso de deformação plástica em pequena escala. Adaptado de [13].

Condição elasto-plástica

Para esta condição J ainda é um parâmetro válido. No entanto, a zona controlada por K desaparece com o crescimento da zona plástica. A Figura 11 exemplifica esse caso. Apesar de K não ser um parâmetro aplicável nessa condição, J ainda pode descrever de maneira suficientemente acurada as condições na ponta da trinca.

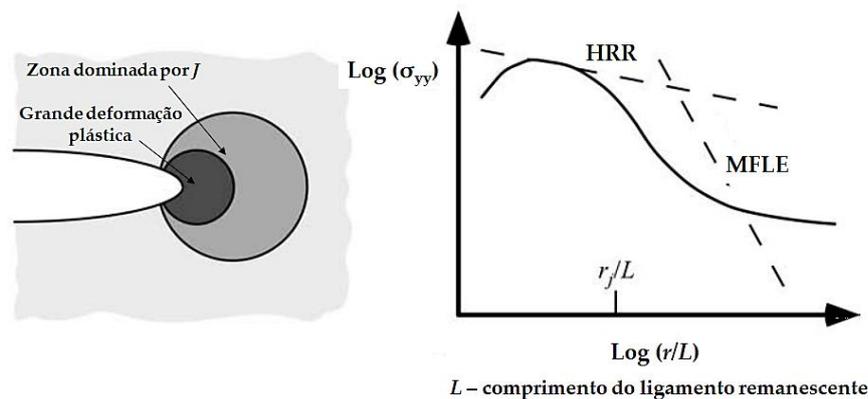


Figura 11 - Efeito da plasticidade no campo de tensões a frente da ponta da trinca para o caso elasto-plástico. Adaptado de [13].

Condição de deformação plástica em grande escala

Em tal condição, o tamanho da zona deformada plasticamente se torna significativamente grande em relação ao ligamento remanescente do corpo de prova, invalidando a utilização de J para descrever os campos de tensão e deformação na ponta da trinca. A Figura 12 representa tais casos. Assim, o uso de um único parâmetro da mecânica da fratura não é aplicável quando grandes deformações plásticas na ponta da trinca ocorrem e dessa forma os valores críticos de J apresentam uma dependência de tamanho e de geometria.

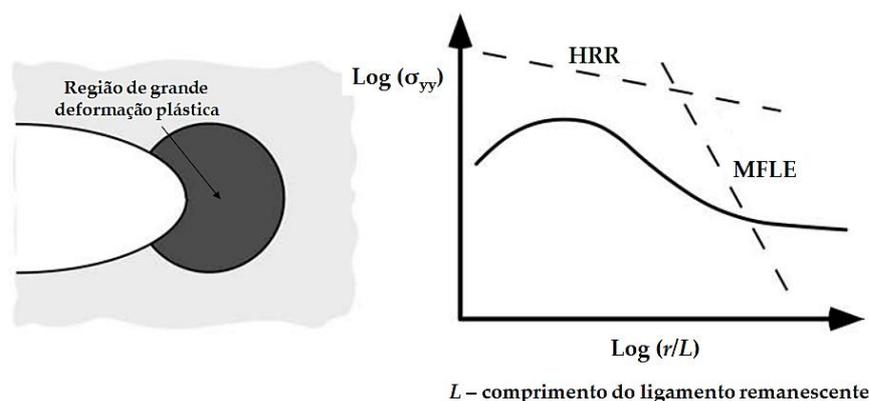


Figura 12 - Efeito da plasticidade no campo de tensões a frente da ponta da trinca para o caso de deformação plástica em grande escala. Adaptado de [13].

A grande deformação plástica na ponta da trinca causa o embotamento da mesma, fazendo com que a triaxialidade local reduza e torne a ponta da trinca uma superfície livre. Em outras palavras, a tensão σ_{xx} deve desaparecer para $r = 0$. *McMeeking e Parks* [23] investigaram as tensões

atuantes na ponta da trinca através de uma análise por elementos finitos usando a teoria de grandes deformações e as mudanças de geometria, e apresentaram os resultados através de diversos gráficos. Alguns desses resultados podem ser vistos na Figura 13, a qual mostra um gráfico da tensão normal ao plano da trinca normalizada vs. a distância à ponta da trinca normalizada. Neste caso a zona plástica é pequena quando comparada às dimensões do corpo de prova. Observando tal figura, é possível perceber que quando a razão $x\sigma_0/J$ é aproximadamente igual a um a linha sólida atinge um pico e decresce quando $x \rightarrow 0$. Esse pico corresponde a uma distância aproximadamente igual a duas vezes o valor do CTOD (2δ). A menores distâncias, o campo de singularidade HRR se torna inválido pois as tensões são influenciadas pelas grandes deformações e pelo embotamento da ponta da trinca. Para valores de $x\sigma_0/J$ maiores que a unidade, note que as duas curvas (linha sólida e linha tracejada) possuem o mesmo comportamento e valores bastante próximos.

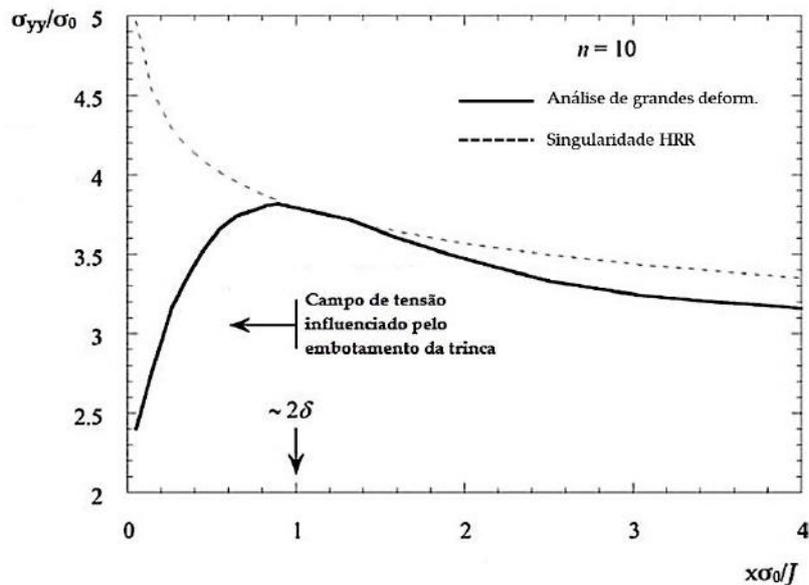


Figura 13 – Resultados da investigação de *McMeeking e Parks* através de elementos finitos para o caso de grande deformação a frente da ponta da trinca. O embotamento da ponta da trinca provoca uma mudança na solução *HRR* perto da ponta da trinca. Adaptado de [13].

2.4.1 Limites para o controle de J

Conforme visto acima, os níveis de deformação plástica na ponta da trinca são extremamente importantes na avaliação da condição da ponta da trinca através de parâmetros da mecânica da fratura. Neste sentido, o estabelecimento de limites para a aplicabilidade desses parâmetros, especialmente para J , se fez necessário. Através da utilização de modelos de elementos finitos, *Shih e German* [24] investigaram os campos de tensões e deformações a frente de uma trinca para diversos

graus de carregamentos e propuseram um valor máximo de J limitando a validade deste parâmetro em função do limite de escoamento efetivo do material (σ_Y), da espessura do corpo de prova (B) e do comprimento do ligamento remanescente (b). Por sua vez as normas ASTM vigentes na época, sobre determinação da tenacidade à fratura e curva de resistência de materiais metálicos (ASTM E1152 e posteriormente ASTM E1737), definiram o valor máximo de J para corpos de prova SE(B), C(T) e DC(T) com trincas profundas como:

$$J_{max} = b \sigma_Y / 20 \quad \text{Equação 23}$$

ou

$$J_{max} = B \sigma_Y / 20. \quad \text{Equação 24}$$

No entanto, em 2011, a norma ASTM E1820 que substituiu a norma ASTM E1737 alterou este critério de validação da capacidade de uso da integral- J . Essa norma aumentou o valor de J_{max} ao diminuir o valor do denominador da Equação 23 e Equação 24 de 20 para 10. Note que este critério de validação de J somente é aplicável e recomendado para corpos de prova SE(B), C(T) e DC(T) com trincas profundas, ou seja, corpos de prova de elevada restrição à deformação plástica.

É importante informar que as normas que descrevem os procedimentos para a determinação de curvas de resistência e tenacidade à fratura em corpos de prova de baixa restrição à deformação plástica, como corpos de prova de flexão (SE(B)) com trincas curtas (Apêndice X2 da norma ASTM E1820-18) e corpos de prova em tração (SE(T)) (BS 8571:2014) não definem um valor de J máximo.

2.4.2 Crescimento de trinca controlado por J

As análises acima foram feitas baseadas em trincas estacionárias com zonas de grandes deformações a frente da trinca, mas pequenas quando comparadas a outras dimensões dos corpos de prova. Para o crescimento de trinca ser controlado por J é necessário que a região de descarregamento elástico e a zona de carregamento plástico não-proporcional estejam dentro da zona controlada por J (imagem a da Figura 14). Caso a trinca, devido a sua propagação, ultrapasse a zona controlada por J , este parâmetro não poderá mais ser utilizado para caracterizar as condições a frente da trinca (imagem b da Figura 14).

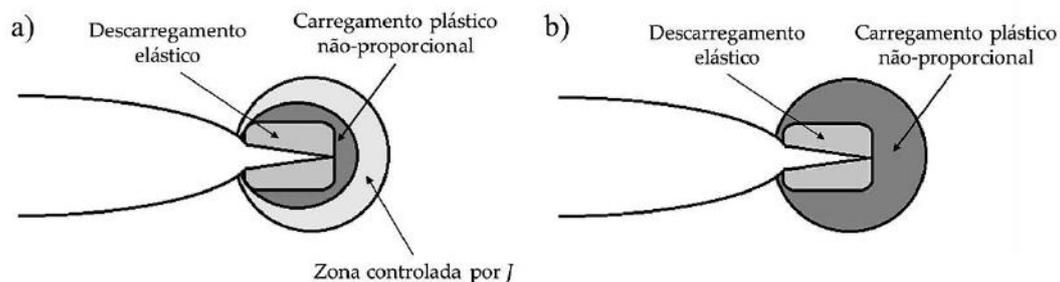


Figura 14 – Representação esquemática do crescimento de trinca controlado por J – imagem a- e da perda do controle desse parâmetro – imagem b.

2.5 Restrição à deformação plástica – *Constraint*

Conforme escrito anteriormente, as normas para a determinação da tenacidade à fratura impõem requisitos quanto o nível de restrição à deformação plástica durante os testes de fratura. Essas requerem a utilização de corpos de prova com elevada restrição à deformação, corpos de prova de flexão (SE(B)) e compactos de tração (C(T) e DC(T)) com trincas profundas ($0,45 \leq a_0/W \leq 0,70$), validando esse requisito através do cálculo do critério de J máximo. No entanto, tais configurações podem levar a valores extremamente conservadores quando comparados a estruturas que contém defeitos em condição de baixa restrição à deformação plástica, pois na presença de excessiva plasticidade a tenacidade à fratura passa a depender do tamanho e da geometria do corpo de prova [25].

A Figura 15 apresenta alguns resultados da investigação de *McClintock* [26], que utilizou a teoria da linha de deslizamento (do inglês, *slip line theory*) para estimar as tensões locais em diversas configurações em estado plano de deformação, sob condição totalmente plástica (materiais não-endurecíveis por deformação). Ao analisar esta figura é possível observar que as tensões locais a frente da trinca não são únicas, mas dependentes da geometria (Deformação em pequena escala – $\sigma_{yy}^{(max)} \approx 3\sigma_0$; DENT - $\sigma_{yy}^{(max)} \approx 3\sigma_0$; Trinca de borda em flexão - $\sigma_{yy}^{(max)} \approx 2,5\sigma_0$; Painel com trinca centralizada - $\sigma_{yy}^{(max)} \approx 1,15\sigma_0$). Dessa forma, os parâmetros da mecânica da fratura (K , J e CTOD) não são válidos sob condições de completa deformação plástica, porque a condição a frente da ponta da trinca se torna dependente da configuração. Note que todo esse estudo foi realizado considerando um material não-endurecível por deformação, porém é necessário saber que materiais endurecíveis por deformação apresentam condições a frente da ponta da trinca muito menos severas. E dessa forma, se o material mantiver um elevado estado triaxial de tensões mesmo que em presença de grande plasticidade os parâmetros da mecânica da fratura podem ser considerados válidos (cada um em seu campo de aplicação).

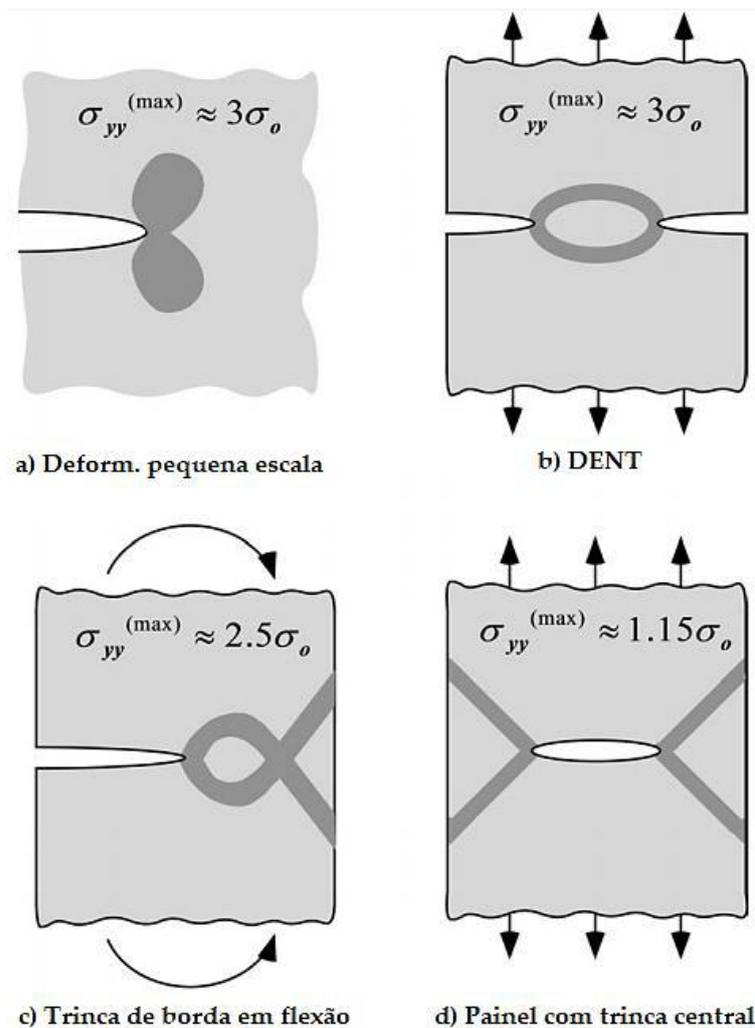


Figura 15 – Comparação das características e níveis de deformação plástica em diferentes tipos de corpos de prova e carregamentos sob a condição de elevada plasticidade a frente da ponta da trinca.

Adaptado de [13].

O comprimento de trinca (a_0/W) e tamanho de corpo de prova também tem influência na tenacidade à fratura como reportado em [27]. A Figura 16 apresenta alguns resultados dessa investigação onde é possível observar que corpos de prova com trincas curtas tendem a apresentar maiores valores de tenacidade que corpos de prova com trincas profundas. Outra informação que pode ser extraída desses resultados é a influência do tamanho do corpo de prova, sendo possível perceber que os corpos de prova de maiores dimensões apresentam valores de tenacidade menores [13].

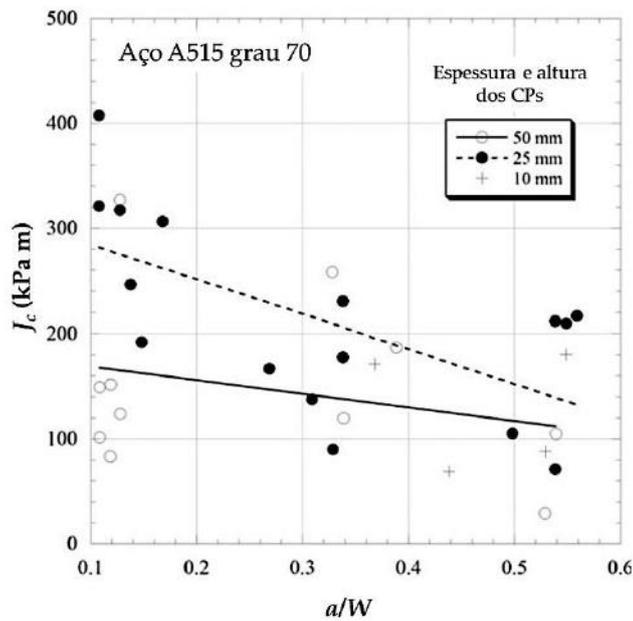


Figura 16 – Valores críticos de J em função do comprimento de trinca inicial (a_0/W) e dimensões em corpos de prova de flexão (SE(B)). Adaptado de [13].

A partir desses estudos percebe-se que a tenacidade à fratura é influenciada pelo nível de restrição à deformação plástica que por sua vez é dependente da geometria e do comprimento inicial de trinca (a_0/W). Nesse contexto, alguns métodos para quantificar o nível de restrição à deformação plástica foram propostos: Correção da deformação em pequena escala (em inglês, *Small scale yielding correction*); O parâmetro de triaxialidade h ; O parâmetro Q ; a tensão elástica T ; e o modelo de abordagem local (em inglês, *local approach model*) [25]. No entanto, por possuir uma abordagem elástica o parâmetro mais simples é a tensão elástica T . A seguir esse parâmetro será introduzido.

2.5.1 A tensão elástica T – Elastic T stress

O campo de tensões a frente de uma trinca em um material elástico isotrópico pode ser expresso como uma série de potência com diversos termos. Em geral, a teoria clássica da mecânica da fratura só leva em consideração o primeiro (vide Equação 6, Equação 7 e Equação 8). No entanto, ao analisar as tensões perto da ponta da trinca os termos a partir da terceira ordem desaparecem, existindo somente o primeiro e o segundo. Para uma trinca em um material elástico isotrópico submetido a esforços em modo I, os dois primeiros termos assumem a seguinte forma:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + \begin{bmatrix} T & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \nu T \end{bmatrix}, \quad \text{Equação 25}$$

onde, T é a componente da tensão uniforme na direção x .

A análise da influência da tensão T pode ser verificada através da análise da camada limite modificada (em inglês, *modified boundary layer analysis*), a qual simula as condições a frente de uma trinca em uma geometria arbitrária, assegurando o confinamento da plasticidade dentro do corpo sólido. A Figura 17 apresenta alguns resultados de [28] obtidos por meio de elementos finitos a partir da utilização desse modelo. Nessa investigação foi analisado o efeito da tensão T nas tensões dentro da zona plástica. $T = 0$ corresponde ao caso de deformação em pequena escala, onde a zona plástica é pequena em relação as outras dimensões do corpo de prova, permitindo a utilização correta de parâmetros da mecânica da fratura [1]. É possível notar também que a solução *HRR* não é equivalente ao caso de $T = 0$.

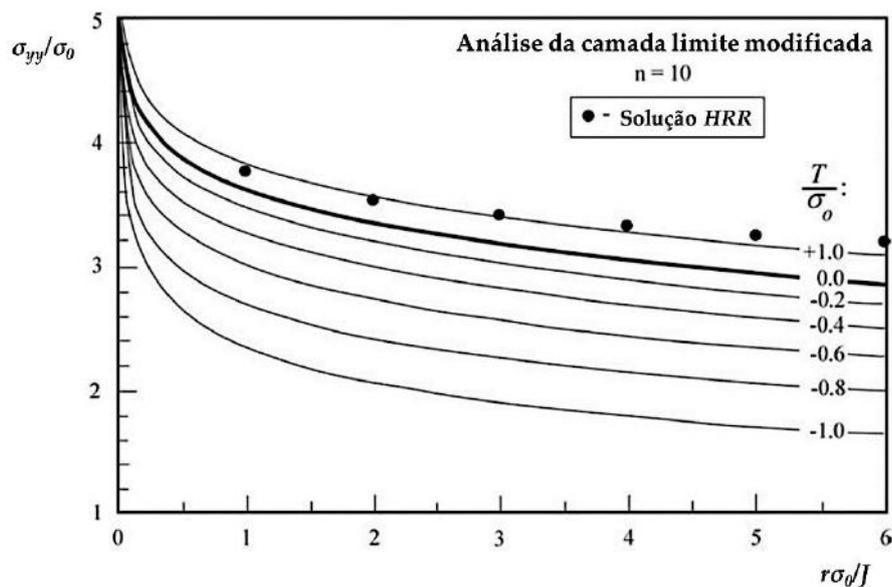


Figura 17 – Campos de tensão obtidos a partir da análise da camada limite modificada. Adaptado de [13].

Em geral a tensão elástica T é expressa em termos da razão de biaxialidade β [13], que conecta essa tensão com o fator de intensidade de tensões K . Em um corpo trincado e submetido ao modo I de carregamento β adquire a seguinte forma:

$$\beta = \frac{T\sqrt{\pi a}}{K_I}$$

Equação 26

A Figura 18 apresenta graficamente a razão de biaxialidade em função de a/W para 4 tipos de geometria. É importante ressaltar que tensões T positivas, no caso elástico, levam a elevados níveis de restrição à deformação plástica sob condições completamente plásticas. Por outro lado, geometrias e/ou configurações, com tensões elásticas T negativas perdem a capacidade de restrição de forma rápida com a deformação. Neste contexto, é possível observar que corpos de prova de flexão (SE(B)) com trincas curtas e corpos de prova de tensão (SENT) não conseguem manter elevados níveis de restrição à deformação plástica, sendo, portanto, a partir dessa análise, corpos de prova de baixa restrição à deformação plástica [13].

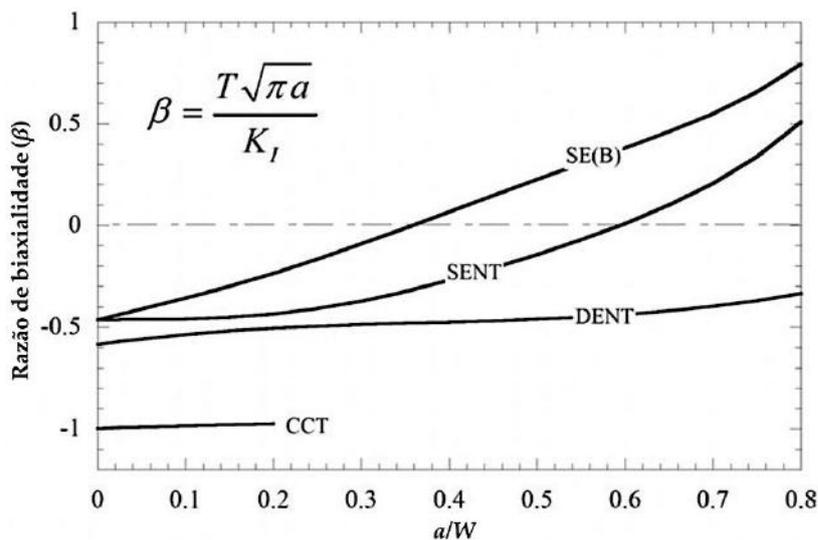


Figura 18 – Razão de biaxialidade (β) em função de a/W para quatro tipos de geometrias: SE(B), SE(T) ou SENT, DENT e CCT. Adaptado de [13].

2.6 Curvas de resistência ao crescimento de trinca

Para materiais que fraturam no regime linear-elástico e que contém uma trinca predominantemente em condições de deformação plana, a resistência ao crescimento da trinca (tenacidade à fratura) é praticamente constante, isto é, independe do comprimento da trinca. Para esses materiais, na presença de uma trinca em estado plano de tensões a tenacidade à fratura apresenta um aumento com o crescimento de trinca, ou seja, a resistência do material ao crescimento de trinca não é mais constante.

Em geral, os aços utilizados em tubulações para a condução e o transporte de óleo e gás não apresentam o comportamento descrito acima. Tais aços, normalmente, possuem microestrutura predominantemente ferrítica (cúbica de corpo centrado - CCC) o que torna esses aços um tanto quanto particulares levando-se em consideração o comportamento em fratura em diferentes temperaturas. Os aços ferríticos apresentam um intervalo de temperaturas de transição dos modos de fratura frágil para dúctil. Assim, quando testados em baixas temperaturas (patamar inferior) apresentam comportamento linear-elástico até a propagação instável da trinca por clivagem, quando testados em temperaturas no patamar superior, apresentam comportamento elasto-plástico com propagação estável de trinca e modo de fratura dúctil (rasgamento dúctil ou colapso plástico), e quando testados na região de transição dúctil-frágil apresentam comportamento elasto-plástico com uma certa quantidade de crescimento estável de trinca (em alguns casos) até a mesma se instabilizar apresentando então, mecanismo de fratura frágil. Note que testes de fratura nesses tipos de materiais devem ser realizados com a trinca sob condição de deformação plana.

Neste contexto, por apresentarem diferentes comportamentos em função da temperatura, a caracterização desses aços deve ser realizada utilizando diferentes parâmetros da mecânica da fratura. A Tabela 1 apresenta os parâmetros da Mecânica da Fratura mais utilizados em cada uma das regiões da curva tenacidade à fratura vs. temperatura dos aços ferríticos.

Tabela 1 – Parâmetros da Mecânica da Fratura mais utilizados para cada uma das regiões da curva tenacidade vs. temperatura para os aços ferríticos.

Região	Comportamento	Metodologia	Parâmetro
Patamar inferior	Frágil	MFLE	K_{Ic}
Transição		MFEP	δ_c e/ou J_c
Patamar superior	Dúctil		

Como as tubulações utilizadas para o transporte de óleo e gás operam em condições de temperaturas relativamente altas, ou seja, no patamar superior, a tenacidade à fratura desses materiais deve ser caracterizada através de curvas de resistência ao crescimento de trinca e/ou de J_{Ic} . As curvas de resistência desses materiais elasto-plásticos apresentam um comportamento crescente independente do estado de tensões. A Figura 19 apresenta uma curva de resistência típica para um tipo de aço ferrítico descrito acima.

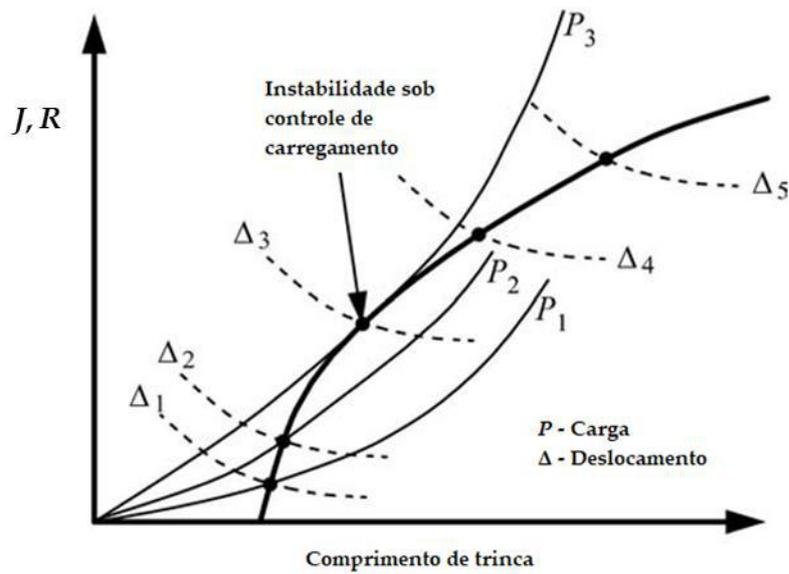


Figura 19 – Representação esquemática do diagrama força motriz/curva de resistência comparando testes sob controle de carregamento e deslocamento. Adaptado de [13].

Através da análise comparativa das curvas de força motriz para o crescimento da trinca (J_{aplicado}) vs. curvas de resistência ao crescimento de trinca do material (R ou J_R) é possível determinar que o crescimento instável de trinca ocorre quando:

$$J > R \quad \text{Equação 27}$$

e

$$\frac{dJ}{da} \geq \frac{dR}{da} \quad \text{Equação 28}$$

Em casos onde apenas uma destas condições é atingida, o crescimento de trinca não ocorre de forma instável, mas passa a acontecer de maneira estável. Conforme descrito anteriormente, em testes sob controle de carregamento, materiais de comportamento linear-elástico sob condições de deformação plana ao atingirem um valor crítico G_c fraturam, isto é, ocorre a propagação instável da trinca. Esses mesmos materiais, quando em condições de tensão plana apresentam crescimento estável de trinca antes de instabilizarem-se. Materiais de comportamento elasto-plástico quando testados no patamar superior da curva de transição dúctil-frágil e submetidos a carregamentos crescentes apresentam uma certa quantidade de crescimento estável de trinca antes de atingir a instabilidade, ponto indicado na Figura 19 [13]. Nesses casos, o ponto de instabilidade não ocorre para um valor constante e depende de fatores como o tamanho inicial da trinca e a geometria da estrutura [15]. Porém, em testes com controle de deslocamento (usualmente utilizados), a trinca

somente se propaga de forma estável, uma vez que só ocorrerá crescimento de trinca se maiores deslocamentos forem aplicados.

A representação de curvas de resistência ao crescimento de trincas para materiais elasto-plásticos normalmente é realizada em termos da integral- J ou do CTOD a partir de ensaios com geometrias específicas e feitos sob controle de deslocamento. Tais materiais exibem uma curva R crescente, onde os valores de J e de CTOD do material aumentam com o crescimento da trinca. A Figura 20 representa uma típica curva de resistência para um material elasto-plástico dúctil, apresentando os diferentes estágios durante a propagação de uma trinca. Nesta Figura, o valor de início de propagação foi determinado de acordo com a norma ASTM E1820.

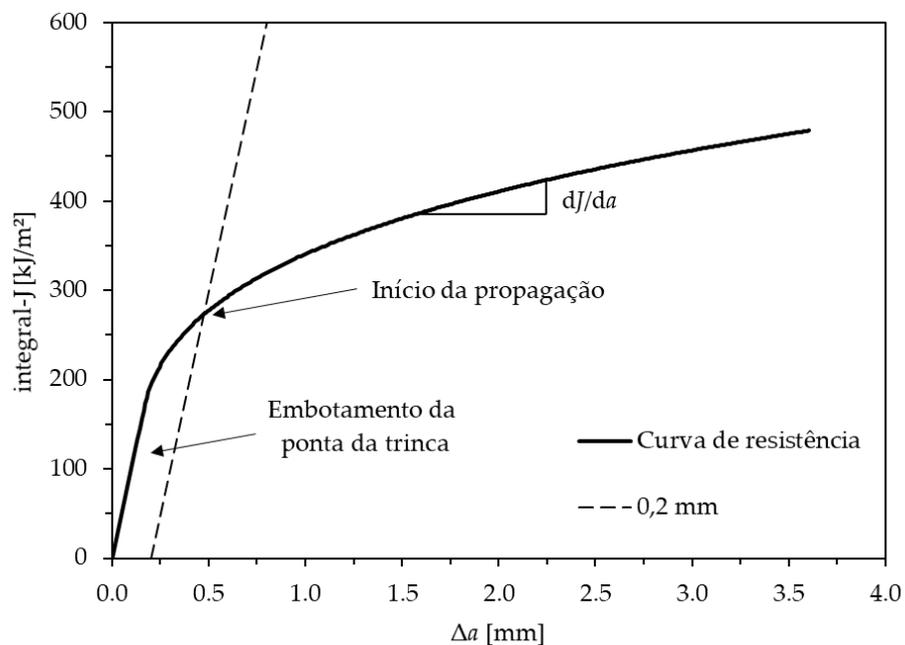


Figura 20: Representação de uma curva de resistência típica com os diferentes estágios do crescimento de trinca.

No estágio inicial de deformação, a curva J - R apresenta elevada inclinação, exibindo, devido ao embotamento, um crescimento de trinca aparente. Com o aumento de J aplicado (força motriz para o crescimento de trinca), a partir de um certo momento, a trinca avança de forma estável. A esse momento de início de crescimento estável de trinca, dá-se o nome de J_{Ic} . Por ser complicado de ser medido, em geral utiliza-se um valor tecnológico para a sua determinação e se certos requisitos forem atendidos, este valor de iniciação passa a ser considerado uma propriedade do material (J_{Ic}) (tenacidade à fratura) [13][15]. No entanto, as diferentes normas vigentes utilizam diferentes

definições de início de propagação estável de trinca, e na seção de *Discussão* tais definições serão mais claramente esclarecidas.

Para a determinação de curvas *J-R* os valores de *J* podem ser facilmente calculados a partir dos registros *P-LLD* ou *P-CMOD*, porém a evolução do comprimento de trinca ao longo do teste é muito mais complicada de ser avaliada. Para isso, existem diferentes técnicas experimentais para a determinação dos comprimentos de trinca instantâneos durante o teste. A seguir, algumas dessas técnicas serão apresentadas.

2.6.1 Técnicas para a determinação de curvas de resistência ao crescimento de trinca

Conforme descrito acima, existem diversas técnicas experimentais para a determinação de curvas de resistência. Entre elas estão, o método dos múltiplos corpos de prova, o método da flexibilidade elástica, a técnica da queda de potencial elétrico, o método de normalização, o método SPB, entre outros. As normas vigentes para a determinação de curvas de resistência são ASTM E1820, BS 7448-4 e BS 8571. Essas três normas descrevem o procedimento experimental para o método dos múltiplos corpos de prova e para o método da flexibilidade elástica. No entanto, as duas primeiras são para corpos de prova de elevada restrição à deformação plástica e a terceira para corpos de prova SE(T), ou seja, de baixa restrição à deformação. A norma ASTM E1820, há alguns anos, passou a adotar em um de seus anexos (anexo 15) o procedimento do método de normalização. Além disso, se refere à técnica da queda de potencial elétrico como método alternativo. A seguir, o método da flexibilidade elástica e a técnica de normalização serão detalhados.

2.6.1.1 Método da flexibilidade elástica

A técnica da flexibilidade elástica (ou descargas parciais), se baseia na relação entre a flexibilidade elástica da estrutura (*compliance*, inverso da rigidez) e o comprimento de trinca. Neste sentido, durante o ensaio, se houver crescimento de trinca haverá variação no valor da flexibilidade elástica. Assim, a propagação da trinca pode ser estimada mediante a realização de sucessivos descarregamentos e recarregamentos parciais em determinados pontos [13]. A Figura 21 representa esse processo. Para a validação da técnica, *Clarke* [29] mostrou que pequenos descarregamentos durante o teste não interferem no resultado do ensaio.

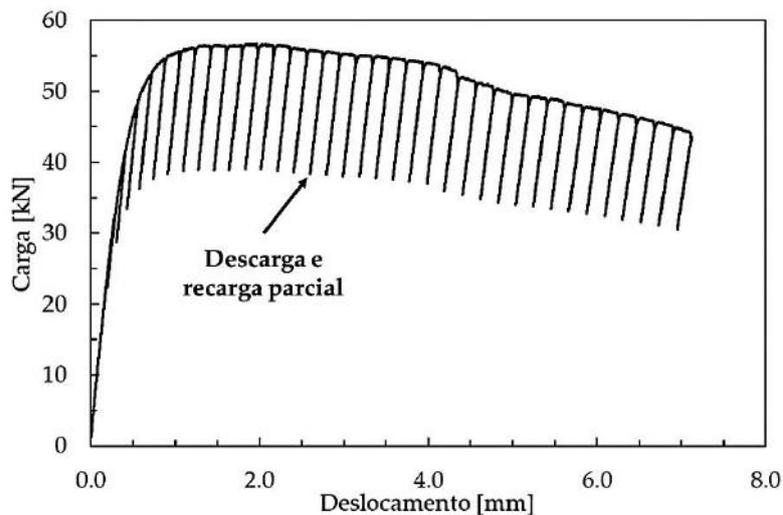


Figura 21: Representação do registro carga vs. deslocamento para a avaliação do crescimento de trinca através da técnica da flexibilidade elástica (ou descargas parciais).

Com isso, através de apenas um corpo de prova e com a utilização do respectivo registro carga (P) vs. deslocamento da boca do entalhe ($CMOD$), o crescimento de trinca pode ser estimado mediante simples cálculos a partir da inclinação de cada descarregamento e recarregamento parcial. No início de cada descarga, é possível calcular o valor da integral- J ou do $CTOD$ e obter pares integral- J vs. comprimento de trinca (Δa). Após a determinação desses pares, um ajuste matemático dos pontos qualificados fornece a curva de resistência ao crescimento de trinca do material com aquela configuração.

O método da flexibilidade elástica, descrito pela norma ASTM E1820, é a técnica mais utilizada para a determinação da tenacidade à fratura dos materiais. No entanto, devido à necessidade de implementação de instrumentos de medição específicos (extensômetros de fratura), sua utilização se torna complicada sob condições adversas, como por exemplo, elevadas temperaturas ou ambientes agressivos. Para estes casos, o método de normalização pode ser mais adequado, uma vez que não utiliza instrumentação específica para a obtenção de curvas de resistência ao crescimento de trinca.

2.6.1.2 Técnica de normalização

2.6.1.2.1 Fundamentos

O método de normalização permite a determinação de curvas de resistência ao crescimento de trincas a partir do registro carga vs. deslocamento da linha de aplicação da carga (P vs. LLD ou P vs. v) sem que o comprimento de trinca seja mensurado durante o teste. Deste modo, a utilização do

método não requer instrumentação específica para a medição do comprimento de trinca (extensômetro de fratura), sendo, portanto, uma boa alternativa para ser implementado em testes sob condições adversas [1]. Esta técnica é baseada nas propriedades de deformação do material, o qual através de uma função de calibração específica, com constantes a serem determinadas para cada corpo de prova, a carga, o deslocamento da linha de aplicação da carga e o comprimento de trinca podem ser relacionados [30]-[32].

Inicialmente proposto por *Ernst et al.* [30] e demonstrado para diversos tipos de geometria por *Sharobeam e Landes* [33], o princípio da separação da carga é a base para o método de normalização. Este princípio permite descrever a carga em função do comprimento de trinca (a), e do deslocamento plástico (v_{pl}) através de duas funções multiplicativas, conforme a Equação 29.

$$P = G\left(\frac{a}{W}\right)H\left(\frac{v_{pl}}{W}\right), \quad \text{Equação 29}$$

onde, W é a espessura do corpo de prova.

Desse modo, se a carga puder ser descrita por essa função, então, um parâmetro (S_{ij}) pode ser estabelecido a partir de registros P vs. v_{pl} obtidos através de dois corpos de prova que possuem trincas estacionárias (corpos de prova com entalhe embotado) de diferentes comprimentos (a_i e a_j) até um determinado valor constante de v_{pl} . Com isso, o parâmetro S_{ij} definido como $P(a_i)/P(a_j)$ possuirá um valor constante em todo o domínio do deslocamento plástico. A definição deste parâmetro pode ser verificada através da Equação 30.

$$S_{ij} = \left. \frac{P(a_i, v_{pl})}{P(a_j, v_{pl})} \right|_{v_{pl}} = \frac{G\left(\frac{a_i}{W}\right).H\left(\frac{v_{pl.1}}{W}\right)}{G\left(\frac{a_j}{W}\right).H\left(\frac{v_{pl.1}}{W}\right)} = \frac{G\left(\frac{a_i}{W}\right).H\left(\frac{v_{pl.2}}{W}\right)}{G\left(\frac{a_j}{W}\right).H\left(\frac{v_{pl.2}}{W}\right)} = \frac{G\left(\frac{a_i}{W}\right)}{G\left(\frac{a_j}{W}\right)} \quad \text{Equação 30}$$

Assim, para valores fixos de a_i e a_j , desta última equação temos que S_{ij} se mantém constante e não é função de v_{pl} . Em outras palavras, se S_{ij} for constante no domínio de v_{pl} , então a carga pode ser representada de forma separável. *Sharobeam e Landes* [33] estudaram este princípio em quatro diferentes tipos de geometria de corpos de prova e obtiveram valores constantes para o parâmetro de separação, exceto em uma limitada região no início do comportamento plástico. A imagem da esquerda na Figura 22 apresenta os registros carga vs. deslocamento da linha de aplicação da carga para diversos corpos de prova de geometria de flexão em três pontos SE(B) com diferentes valores de a/W , enquanto que a imagem da direita apresenta o parâmetro de separação da carga para os mesmos corpos de prova para diferentes valores de a_i/W sobre o valor de $a_j/W = 0,75$. Observando a imagem da direita fica evidente que o parâmetro de separação se mantém constante em quase todo o intervalo do deslocamento plástico, mostrando que a separação da carga é um critério dominante em uma grande gama de comprimentos de trinca.

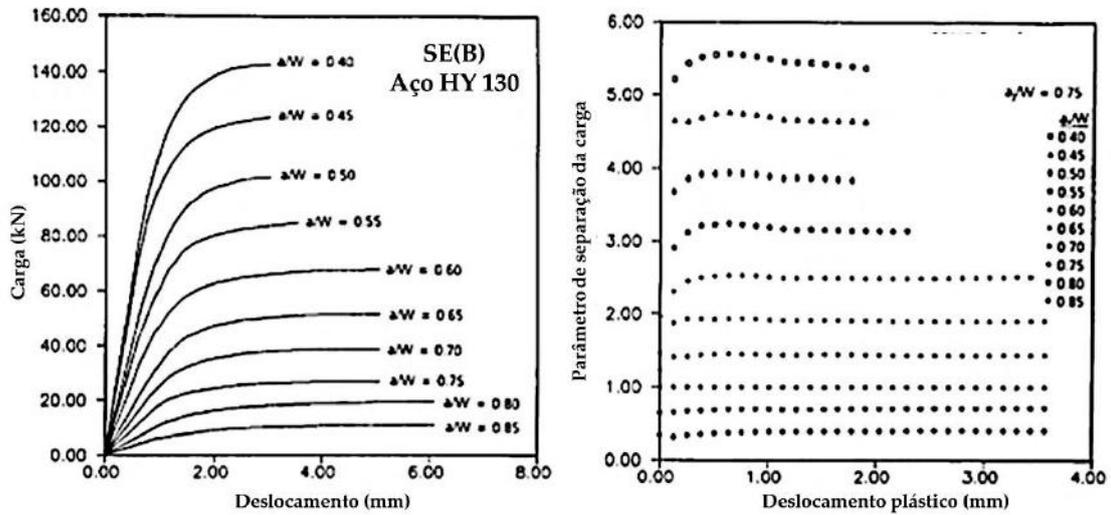


Figura 22: Registro carga vs. deslocamento da linha de aplicação da carga à esquerda e à direita o parâmetro de separação S_{ij} em função de V_{pl} para uma trinca de referência com $a/W=0,75$. Ensaios realizados para o aço HY 130 em corpos de prova de geometria em flexão de três pontos SE(B).

Adaptado de [33].

2.6.1.2.1.1 Função multiplicativa dependente do comprimento de trinca - $G(a/W)$

A primeira função do lado direito da Equação 29 depende particularmente da geometria do corpo de prova e pode ser determinada com a utilização do fator η_{pl} . Este fator relaciona o J_{pl} (valor plástico da integral- J) ao trabalho associado à deformação plástica realizado por unidade de área do ligamento remanescente em um corpo de prova trincado. Porém, é importante ressaltar que esse fator pode não ser corretamente mensurável em certas geometrias. A Equação 31 descreve essa relação.

$$J_{pl} = \eta_{pl} \frac{A_{pl}}{Bb}, \quad \text{Equação 31}$$

onde, A_{pl} é a área plástica, B é a espessura do corpo de prova e b é comprimento do ligamento remanescente. No entanto, J_{pl} também pode ser descrito sob o ponto de vista energético, conforme a Equação 32 a seguir.

$$J_{pl} = -\frac{1}{B} \left| \frac{dU_{pl}}{da} \right|_{V_{pl}}, \quad \text{Equação 32}$$

onde, U_{pl} é a energia potencial associada à deformação plástica. Comparando a Equação 31 com a Equação 32, isolando η_{pl} e utilizando a Equação 29, uma forma analítica alternativa de descrever o fator η_{pl} pode ser determinada [33][34]. Vide Equação 33.

$$\eta_{pl} = -\frac{G'(a/W)}{G(a/W)} \cdot \frac{b}{W}, \quad \text{Equação 33}$$

onde, $G'(a/W)$ toma a seguinte forma, descrita através da Equação 34:

$$G'(a/W) = \frac{dG'(a/W)}{d(a/W)} = -\frac{dG'(b/W)}{d(b/W)}. \quad \text{Equação 34}$$

Dessa maneira, o η_{pl} pode ser descrito em termos do ligamento remanescente (b) e da altura do corpo de prova (W), conforme a Equação 35:

$$\eta_{pl} = \frac{dG(b/W)/d(b/W)}{G(b/W)} \cdot \frac{b}{W}. \quad \text{Equação 35}$$

Essa equação relaciona a função geométrica $G(b/W)$ com o η_{pl} . Outra relação que pode ser estabelecida é entre o parâmetro de separação $S_{i,j}$, calculado para um comprimento de trinca de referência a_j e diferentes a_i , e a função geométrica $G(a_i/W)$ (ou $G(b_i/W)$). Essa relação proporcional é descrita pela Equação 36.

$$S_{i,j} = A \cdot G(a_i/W), \quad \text{Equação 36}$$

onde, A é igual $1/G(a_j/W)$. Como a_j é o comprimento de trinca estacionário de referência, A se torna constante.

Através da construção do gráfico de $S_{i,j}$ vs. a_i/W (ou b_i/W) e do ajuste dos pontos experimentais, a relação entre $G(a_i/W)$ (ou $G(b_i/W)$) e a_i/W (ou b_i/W) pode ser determinada. A equação de ajuste que mais se aproxima dos dados experimentais é a lei de potência. Dessa forma, o parâmetro de separação da carga em função de b_i/W pode ser escrito de acordo com a Equação 37.

$$S_{i,j} = A_1 \left(\frac{b_i}{W}\right)^m, \quad \text{Equação 37}$$

onde, A_1 é uma constante e m é o expoente da equação da lei de potência.

Sharobeam et al. em [34] investigaram alguns tipos de materiais em corpos de prova de diversas geometrias e concluíram que a lei de potência é a equação de ajuste que melhor relaciona essas variáveis. As imagens da Figura 23 representam essa investigação para o aço HY 130 em corpos de prova do tipo compacto de tração C(T).

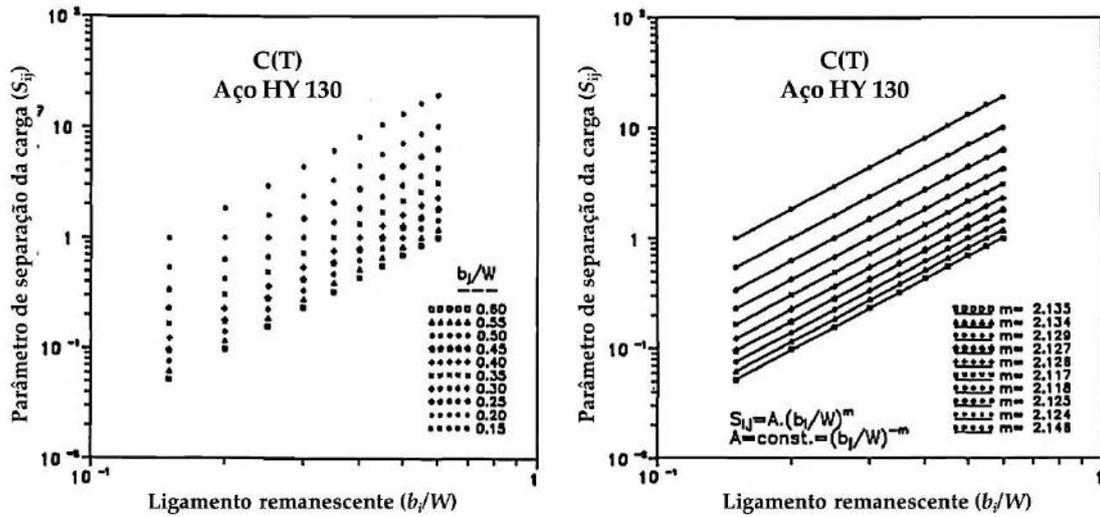


Figura 23: Parâmetro de separação vs. ligamento remanescente em escala logarítmica à esquerda, e à direita, o ajuste deste mesmo gráfico através da lei de potência para diferentes valores de b_i/W . Ensaio realizado para o aço HY 130 em corpos de prova de geometria compacta de tração C(T). Adaptado de [34].

A Equação 37 implica que a função geométrica também deve apresentar a forma de lei de potência. Portanto, $G(b_i/W)$ deve ser escrita conforme a Equação 38.

$$G(b_i/W) = C(b_i/W)^m \quad , \quad \text{Equação 38}$$

onde, C é uma constante e m é o expoente da equação da lei de potência. Utilizando a Equação 35, m adquire a forma explicitada através da Equação 39.

$$\eta_{pl} = \frac{b_i}{W} \cdot \frac{m(b_i/W)^{m-1}}{(b_i/W)^m} = m. \quad \text{Equação 39}$$

Assim o valor da função multiplicativa do princípio de separação da carga que depende do comprimento de trinca ($G(a_i/W)$) pode ser determinada de acordo com a Equação 40.

$$G(a_i/W) = C(b_i/W)^{\eta_{pl}}, \quad \text{Equação 40}$$

onde, C é uma constante.

Por fim, a norma ASTM E1820-18 que adotou essa metodologia para a determinação de curvas de resistência em corpos de prova de flexão (SE(B)) e compactos de tração (C(T) e DC(T)) com trincas profundas – $0,45 \leq a_0/W \leq 0,70$ descreve essa função como:

$$G(a_i/W) = WB \left(\frac{W-a_i}{W} \right)^{\eta_{pl}}, \quad \text{Equação 41}$$

onde, $W - a_i = b_i$.

2.6.1.2.1.2 Função multiplicativa dependente do deslocamento plástico – $H(v_{pl}/W)$

Nesse contexto, através do princípio de separação da carga (Equação 29), a carga (P) ao ser dividida pela função multiplicativa dependente do comprimento de trinca, descrita pela Equação 40, adquire a forma de carga normalizada (P_N) e é definida unicamente em função do deslocamento plástico, isto é, do comportamento plástico do material [31][32]. Como pode ser visto através da Equação 42.

$$P_N = \frac{P}{G(a/W)} = H(v_{pl}/W) \quad \text{Equação 42}$$

Assim, a função $H(v_{pl}/W)$ adquire a forma de uma função dependente da capacidade de escoamento do material, do caráter endurecedor deste durante a deformação plástica, entre outros fenômenos que ocorrem durante o processo de deformação plástica. Em outras palavras, esta função deve refletir a forma da relação entre a tensão e a deformação do material [31]. Com isso, a partir de um tipo de função específica que reflita essa relação, juntamente com os comprimentos de trinca inicial e final medidos opticamente a partir das superfícies de fratura de um corpo de prova trincado, a carga, o deslocamento da linha de aplicação da carga e os comprimentos de trinca podem ser relacionados.

A primeira maneira de expressar a função $H(v_{pl}/W)$ ocorreu sob a forma de lei de potência, a qual representou de maneira satisfatória o comportamento de materiais que não apresentavam grandes quantidades de deformação plástica durante o processo de fratura [31][35][36]. A Equação 43 expressa essa primeira tentativa.

$$\frac{v_{pl}}{W} = \beta \cdot P_N^n, \quad \text{Equação 43}$$

onde, β é um coeficiente constante que reflete as propriedades do material e n é o expoente da equação. *Herrera e Landes* [36] utilizaram essa expressão para analisar o aço A508 em corpos de prova compactos de tração C(T) em diferentes espessuras e constataram a aplicabilidade do método, conforme pode ser observado nas imagens da Figura 24. Neste caso, os autores reportaram o sucesso da utilização da técnica às propriedades de tensão e deformação, as quais puderam ser bem representadas mediante a lei de potência.

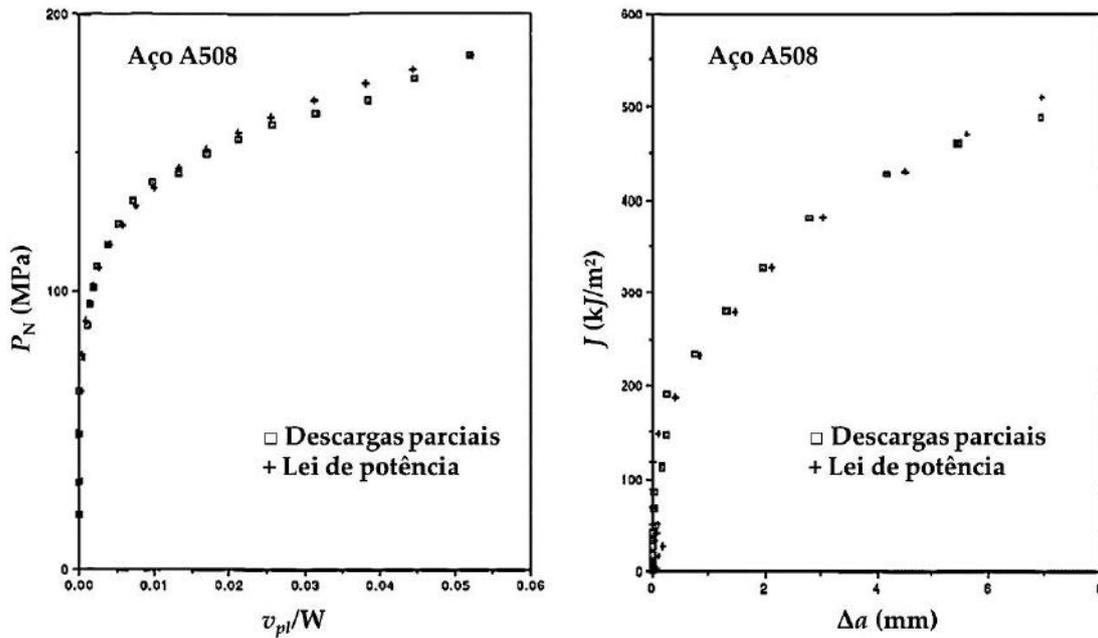


Figura 24: Carga normalizada (P_N) vs. deslocamento plástico normalizado (v_{pl}) à esquerda e os pontos de força motriz para o crescimento de trinca (J) vs. crescimento estável de trinca (Δa) à direita. Ensaios realizados para o aço A508 em corpos de prova compactos de tração C(T) com $W = 50$ mm. Adaptado de [36].

No entanto, existem materiais cujos comportamentos não podem ser representados pela lei de potência, e para esses casos novas funções $H(v_{pl}/W)$ foram propostas. *Herrera e Landes* investigaram o aço inoxidável austenítico 304 através da construção de curvas de resistência $J-R$ mediante duas técnicas: o método da flexibilidade elástica e a técnica de normalização. Para a utilização do método de normalização, uma análise das curvas tensão verdadeira vs. deformação verdadeira foi realizada e verificou-se que uma linha reta representava melhor o comportamento plástico deste material, conforme pode ser visto na Figura 25 [31].

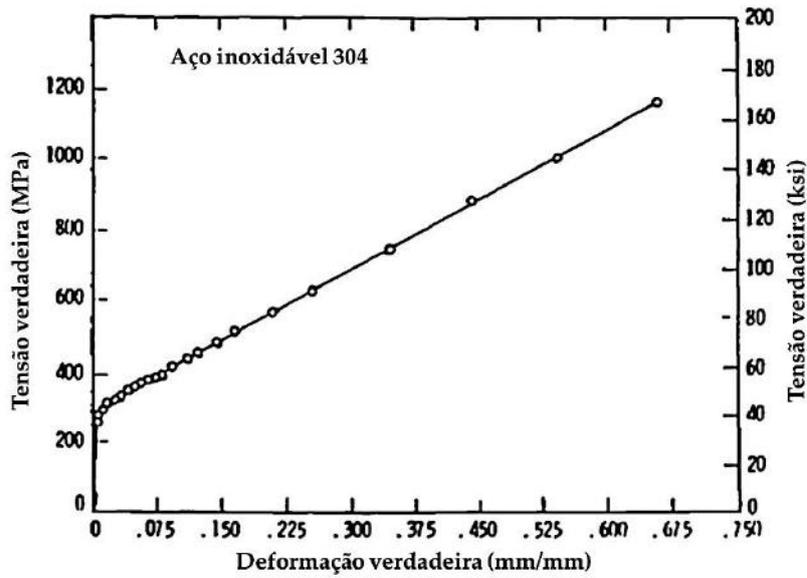


Figura 25: Tensão verdadeira vs. deformação verdadeira para o aço inoxidável 304 com a adição do ajuste mediante a linha reta. Adaptado de [31].

Após a obtenção dos pares J vs. Δa e mediante análise comparativa verificou-se que a nova função proposta representou melhor as propriedades de deformação do material. As imagens da Figura 26 apresentam esse processo.

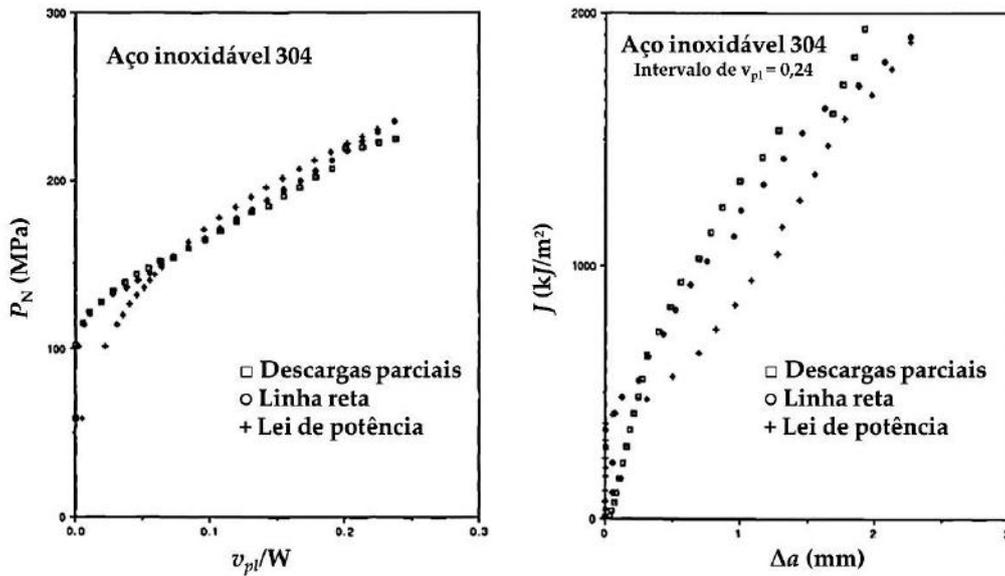


Figura 26: P_N vs. v_{pl}/W à esquerda e os pares J vs. crescimento estável de trinca (Δa) à direita. Ensaio realizado para o aço inoxidável 304. Adaptado de [31].

Entretanto, para pequenos valores de deslocamento plástico normalizado ($v_{pl}/W < 0,05$) a função que apresentou melhor ajuste foi a lei de potência. Então, uma combinação dessas duas funções foi proposta, a lei de potência para pequenos valores de deslocamento plástico normalizado (menores do que 0,05) e uma linha reta para valores maiores. A Figura 27 apresenta esquematicamente esse comportamento.

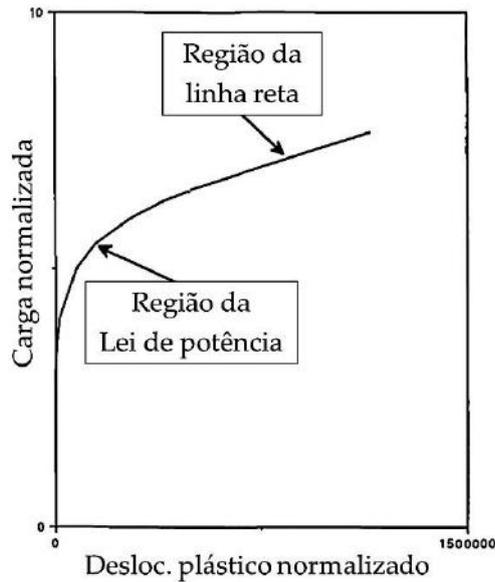


Figura 27: Representação esquemática através da lei de potência, para pequenos valores de deslocamento plástico, e da linha reta, para grandes valores, do carácter da curva carga normalizada vs. deslocamento plástico normalizado. Adaptado de [32].

Assim, a função que poderia representar esse duplo comportamento foi analisada e a partir do trabalho de *Orange* [37] verificou-se que a função descrita pela Equação 44 era capaz de apresentar resultados muito semelhantes a essas verificadas em trabalhos anteriores.

$$H(v_{pl}/W) = \frac{[L+M(\frac{v_{pl}}{W})](v_{pl}/W)}{N+v_{pl}/W}, \quad \text{Equação 44}$$

onde, L , M e N são os coeficientes da função de calibração a serem determinados.

A partir dessa equação, é possível observar que v_{pl}/W ao adquirir pequenos valores quando comparados aos valores do coeficiente N , torna a equação uma função polinomial com carácter de lei de potência. E, quando v_{pl}/W adquire valores elevados quando comparados a N , a equação se transforma em uma função de carácter linear, $L+M(v_{pl}/W)$. À esta nova função deu-se o nome de função de calibração *LMN* [32][35].

A capacidade de ajuste dessa função pode ser avaliada através da comparação do registro carga normalizada *vs.* deslocamento plástico normalizado de um corpo de prova com entalhe embotado e do ajuste dos dados experimentais mediante a função *LMN*. Conforme descrito anteriormente, corpos de prova com entalhe embotado possuem trincas estacionárias (ou consideradas estacionárias), e assim a carga deve ser uma função somente do deslocamento plástico, já que $G(a_i/W)$ se mantém constante. A Figura 28, retirada do trabalho de *Landes, Zhou, Lee e Herrera* [32], apresenta o registro carga normalizada *vs.* deslocamento plástico normalizado para o aço A533B obtida a partir de um corpo de prova com entalhe embotado. Nesta figura, também são expostos os ajustes mediante a lei de potência e a função de calibração *LMN*, onde se observa que a lei de potência não funcionou apropriadamente enquanto que a função *LMN* apresentou um ajuste muito satisfatório, quase que perfeito em relação aos pontos experimentais.

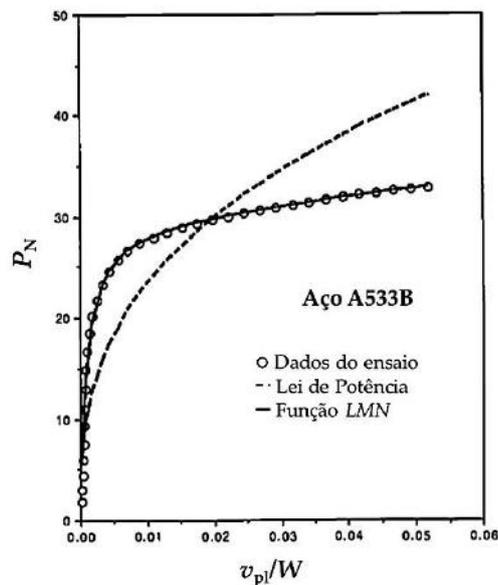


Figura 28: Valores de P_N *vs.* v_{pl}/W obtidos a partir de três maneiras: dados experimentais do ensaio, mediante a lei de potência e através na função de calibração *LMN*. Ensaio realizado para o aço A533B em um corpo de prova com entalhe embotado. Adaptado de [32].

Neste momento, vale ressaltar alguns pontos importantes entre os três diferentes modos de determinação de curvas de resistência pelo método de normalização. Os modos originais, tanto mediante a lei de potência como através da combinação entre a lei de potência e a linha reta, não reproduzem o embotamento da ponta da trinca observado nas curvas de resistência para materiais elasto-plásticos obtidas mediante os métodos convencionais - múltiplos corpos de prova e método da flexibilidade elástica. Então, o ponto de início de propagação de trinca determinado através desses modos é estabelecido de maneira artificial, ou seja, não reproduz corretamente o processo de início

de propagação da trinca. Conforme visto na imagem à direita da Figura 26, as curvas de resistência construídas pelo método de normalização (lei de potência e combinação entre a lei de potência e uma linha reta) apresentam excelentes comportamentos para grandes valores de crescimento estável de trinca, porém para pequenos valores de Δa as curvas não apresentam comportamento satisfatório. Assim, para a utilização do método de normalização com a função de calibração *LMN* uma representação forçada do embotamento da ponta da trinca foi introduzida no procedimento na tentativa de obter melhores resultados.

De acordo com o trabalho de *Landes et. al* [32] e de *Zhou et. al* [35], a carga deve ser normalizada sendo dividida pela Equação 40 só que não para o valor do comprimento de trinca inicial (a_0) apenas, mas para o valor correspondente ao comprimento de trinca aparente (embotamento da ponta da trinca) naquele ponto. Para a obtenção destes valores, a equação de embotamento da norma ASTM E813 foi utilizada. A Equação 45 representa a medida do embotamento da ponta da trinca a ser adicionado ao comprimento inicial de trinca. Esta equação propõe uma simples relação com o CTOD e sugere um formato de meia circunferência à da ponta da trinca durante o embotamento [38].

$$\Delta a = \frac{J}{2\sigma_Y}, \quad \text{Equação 45}$$

onde, J é o valor da integral- J referente àquele ponto de carga e deslocamento da linha de aplicação da carga e σ_Y é o limite de escoamento efetivo do material.

Com isso, uma representação mais adequada do processo de propagação de trincas pode ser estabelecida para o método de normalização. Embora esta equação tenha cumprido o propósito, ela pode não ser adequada para alguns tipos de materiais e geometrias de corpos de prova.

Outro ponto importante que merece destaque foi a introdução de um ponto de calibração intermediário no procedimento do método com o uso da função *LMN*. Ao contrário do ajuste da lei de potência e do ajuste combinado entre a lei de potência e a linha reta, o ajuste a partir da função *LMN* possuía três constantes a serem determinadas e assim necessitava de um terceiro ponto de calibração. Esse ponto foi escolhido com base nas propriedades de deformação dos metais, tendo sido estudado para diferentes tipos de aços por *Landes e Herrera*. Estes observaram após uma nova normalização dos registros P_N vs. v_{pl}/W que existia um ponto convergente para os diversos tipos de aços [35]. No entanto, como poderiam ocorrer variações entre os resultados, adotou-se a escolha do ponto de calibração como um intervalo referente aos valores de P_N para o mesmo valor de v_{pl}/W , sendo este valor determinado mediante a utilização da Equação 46.

$$\frac{v_{pl}}{W} = 4\alpha\varepsilon_0, \quad \text{Equação 46}$$

onde, α é o coeficiente do termo não-linear da equação de *Ramberg-Osgood* e ε_0 é igual a σ_Y/E .

Com a determinação dos pontos de calibração intermediários, dos pontos normalizados a partir do comprimento de trinca inicial juntamente com a adição do embotamento forçado, assim como, do ponto final normalizado mediante uso do comprimento de trinca final, as constantes da função *LMN* puderam ser determinadas e a função *LMN* pode ser encontrada. Como consequência, o comportamento de deformação do corpo de prova pode ser conhecido. A imagem da esquerda da Figura 29 apresenta esquematicamente os pontos utilizados para o ajuste da função de calibração *LMN* e a imagem da direita os pares *J vs. Δa* obtidos através do método da flexibilidade elástica e do método de normalização, este último com a utilização da função *LMN*. Nesse caso, os pontos foram obtidos a partir de um corpo de prova C(T) de aço A508, muito utilizado para a construção de vasos de pressão [35]. Diferentemente das outras funções de calibração, essa função apresentou resultados excelentes em todos os valores estimados de comprimentos de trinca, desde pequenos até grandes valores de Δa .

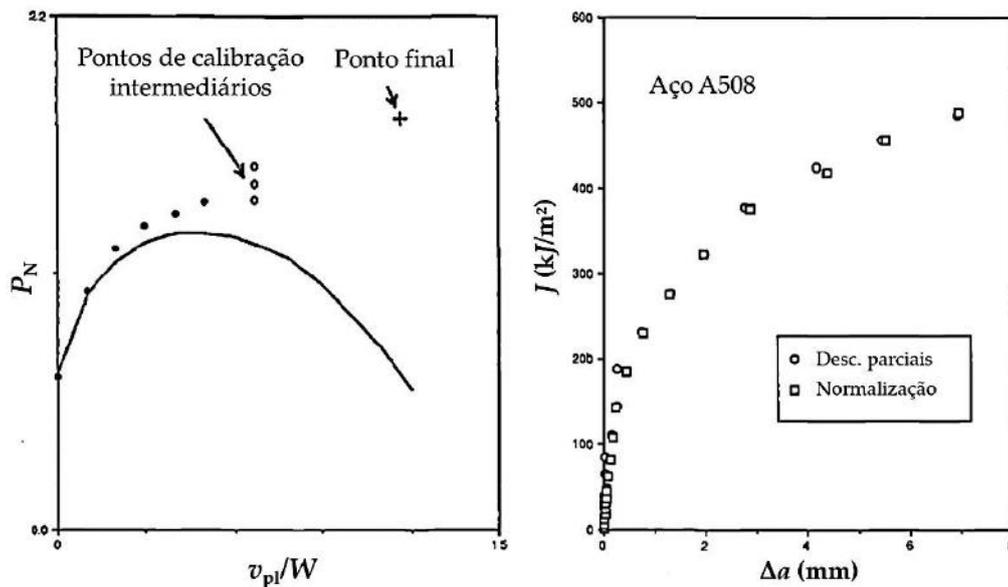


Figura 29: A imagem da esquerda apresenta uma representação esquemática dos pontos de calibração normalizados para o ajuste da função de calibração *LMN* enquanto que a imagem da direita apresenta os pares *J vs. Δa* obtidos mediante corpos de prova C(T) para o aço A508.

Adaptado de [32].

Utilizando a função de calibração *LMN*, Landes e Zhou [39] investigaram a aplicabilidade do método de normalização para materiais poliméricos dúcteis. Durante essa investigação, eles também estudaram a utilização do método de separação das cargas e verificaram que o valor de η_{pl} para corpos de prova compactos de tração de policarbonato era praticamente igual aos valores encontrados para corpos de prova compactos de tração de materiais metálicos. Foram testados seis

corpos de prova do tipo C(T) com entalhe embotado, e foi utilizado como referência o corpo de prova com $a/W = 0,6$. Corroborando o estudo de *Sharobeam e Landes* [33], o início do registro S_{ij} vs. v_{pl} também apresentou uma região não separável conforme pode ser visto na imagem da esquerda da Figura 30. No entanto, por ser uma pequena parte do deslocamento plástico, essa região pode ser desprezada. A imagem da direita da Figura 30 apresenta o gráfico S_{ij} vs. b/W em escala logarítmica. Após o ajuste linear dos pontos experimentais o valor de η_{pl} pode ser encontrado, sendo igual ao valor da inclinação da reta. Nesse caso, $\eta_{pl} = 2,17$. Valores muito próximos foram encontrados por *Sharobeam e Landes* para materiais metálicos, levando a conclusão de que as propriedades dos materiais possuem pequena influência no valor de η_{pl} para corpos de prova C(T).

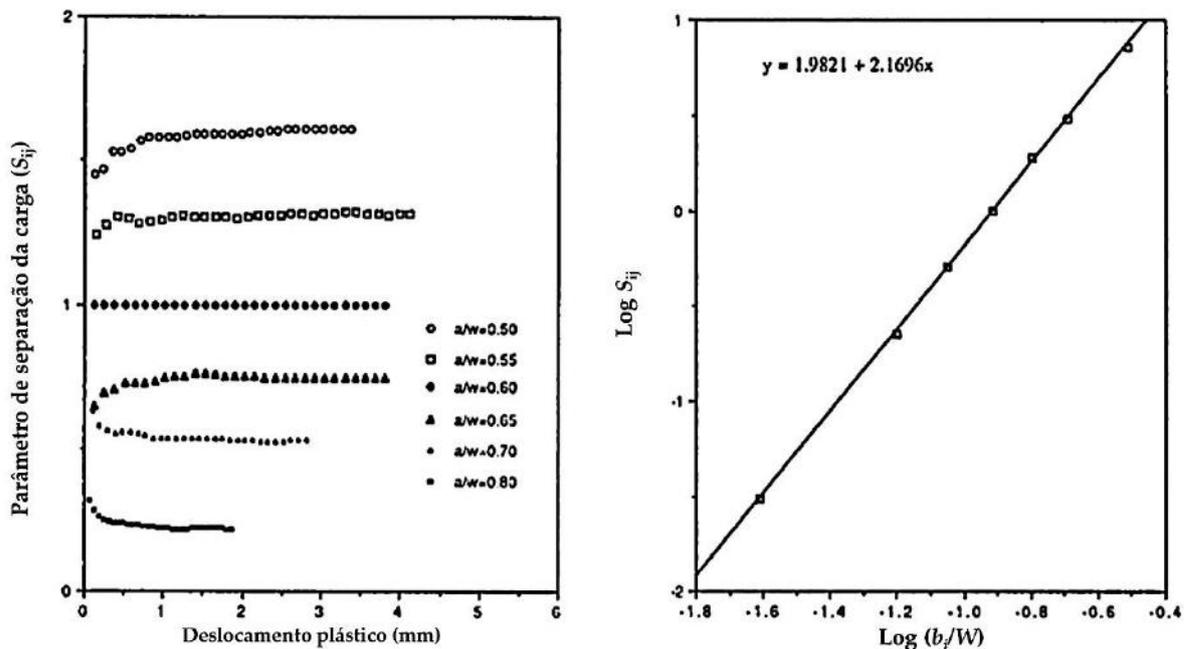


Figura 30: À esquerda, o parâmetro de separação da carga em função do deslocamento plástico, com $a/W = 0,6$ como referência. E à direita, em escala logarítmica, o parâmetro de separação da carga vs. b/W com a função de ajuste linear em detalhe. Adaptado de [39].

Para a avaliação do método de normalização comparou-se com o método dos múltiplos corpos de prova a partir de corpos de prova C(T) com duas diferentes espessuras. Para os corpos de prova com 6 mm de espessura, o método de normalização apresentou resultados consistentes com os encontrados. No entanto, os corpos de prova de 3 mm apresentaram resultados satisfatórios para grandes valores de Δa mas para pequenos valores de crescimento de trinca os resultados apresentaram discrepância. A Figura 31 mostra esses resultados.

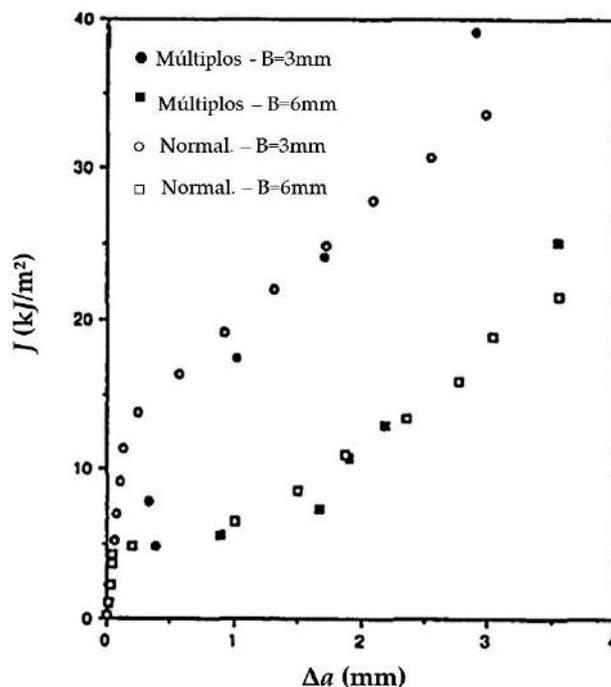


Figura 31: Comparação dos pares J vs. Δa obtidos pelo método dos múltiplos corpos de prova e pelo método de normalização para o policarbonato (polímero dúctil). Corpos de prova do tipo C(T) de 3 e 6 mm de espessura. Adaptado de [39].

A partir do método de normalização, *Lee e Landes* [40][41] e *Lee* [42], estudaram a aplicabilidade da técnica diante de algumas condições complicadas, como por exemplo, a determinação de curvas de resistência a partir de registros carga vs. comprimento de trinca [40][42] e deslocamento vs. comprimento de trinca [41]. Conforme descrito e demonstrado, este método relaciona as três variáveis, carga, deslocamento da linha de aplicação da carga e comprimento de trinca através de uma função de calibração. Desse modo, se duas variáveis fossem conhecidas a outra poderia ser determinada. Em todos os estudos os resultados foram bastante satisfatórios como pode ser visto na Figura 32, a qual apresenta os pares J vs. Δa para o aço A106 obtidos a partir de corpos de prova C(T). A função representativa das propriedades de deformação utilizada em todos esses trabalhos foi a função de calibração *LMN*, a qual apresentou complicações adicionais durante o procedimento de obtenção das curvas, mas que foram sanados de forma fisicamente adequada.

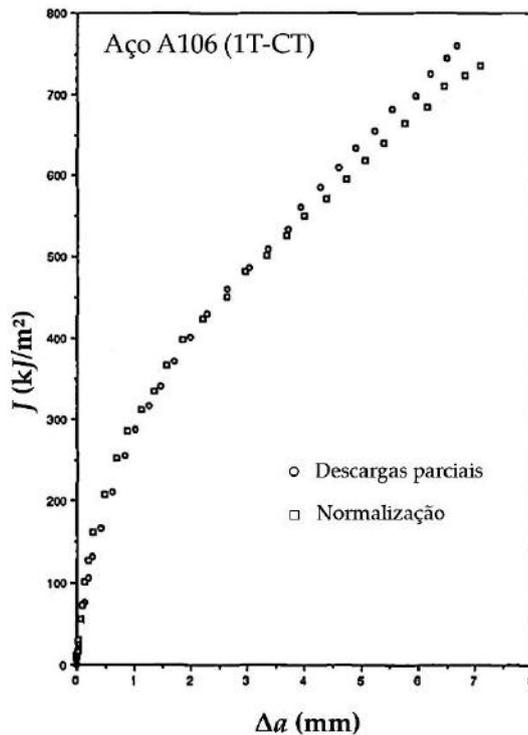


Figura 32: Pares J vs. Δa para o aço A106 obtidos a partir de corpos de prova do tipo C(T).

Adaptado de [40].

Através dos trabalhos de *Landes e Herrera* [32][35] o método de normalização se tornou aplicável para a obtenção de curvas de resistência ao crescimento de trincas e na consequente determinação da tenacidade à fratura de diversos tipos de materiais elasto-plásticos. O procedimento de cálculo deste método foi modificado algumas vezes, mais precisamente na forma da função de calibração representativa das propriedades de deformação dos materiais, $H(v_{pl}/W)$. Inicialmente, foi proposta a lei de potência como forma de representação. No entanto, para materiais que apresentavam maiores quantidades de deformação plástica durante o processo de fratura essa proposta não servia. Então, como forma de representar o comportamento plástico desses materiais foi proposto a lei de potência para pequenos valores de deslocamento plástico e a linha reta para grandes valores. A função *LMN* retirada do trabalho de *Orange* [37] e adotada por *Landes* [32], representou esses comportamentos através de uma única equação e se tornou a função de calibração utilizada para o método. Entretanto, *Joyce* [43] sugeriu uma nova função de calibração, alegando que a partir dela a carga existiria para deslocamento plástico igual zero. Tal comportamento poderia ser explicado fisicamente para materiais elasto-plásticos, como os aços ferríticos. A nova função proposta necessitaria da determinação de quatro parâmetros ao invés de três e de acordo com *Landes*, tal coeficiente adicional introduziria maiores dificuldades ao método sem apresentar significativas melhoras ao ajuste. A Equação 47 descreve essa função.

$$P_N = \frac{(a+bv_{pl}+cv_{pl}^2)}{(d+v_{pl})},$$

Equação 47

onde, a , b , c e d são os coeficientes de ajuste a serem determinados.

A imagem da esquerda da Figura 33 mostra os ajustes de pontos experimentais para um corpo de prova do tipo SE(B) de aço A572. Os ajustes foram obtidos através da função de normalização de três parâmetros (função *LMN*) e da função de quatro parâmetros. A partir da análise da figura é possível observar que a função de quatro parâmetros seguiu adequadamente o comportamento apresentado pelos pontos experimentais em todas as regiões do registro, enquanto que a função *LMN* apresentou certa disparidade no início da parte não-linear. Segundo *Joyce*, devido a isso a curva de resistência obtida pela função de três parâmetros apresentou comportamento mais oscilatório do que a curva *J-R* obtida através da função de quatro parâmetros. Adicionalmente a isso, a nova função proposta estimou valores de J_{Ic} mais baixos do que a função *LMN*.

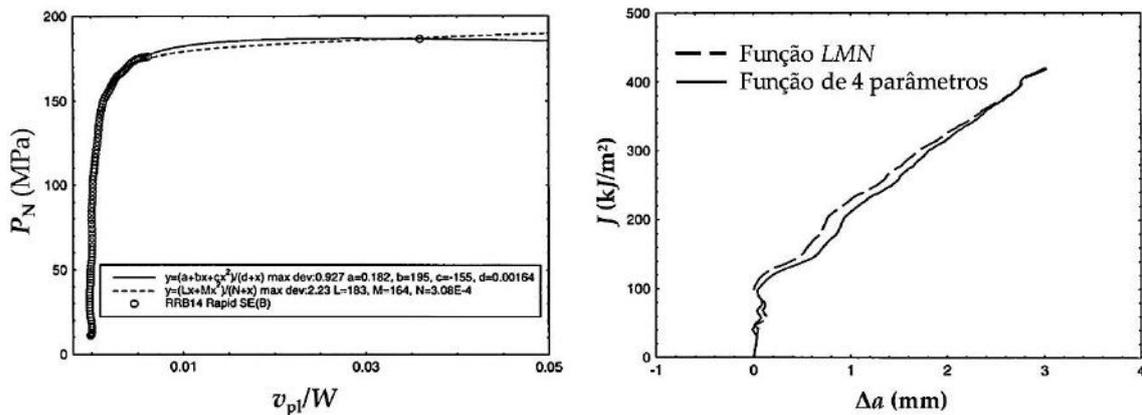


Figura 33: A imagem à esquerda apresenta a comparação dos ajustes mediante a função de calibração de quatro parâmetros e a função *LMN*. A direita, as curvas de resistência ao crescimento de trincas correspondentes. Ensaios de fratura realizados a partir de corpos de prova SE(B) de aço A572.

Neste contexto, *Joyce* [43] propôs à ASTM a introdução de um anexo à norma E 1820, que descreve a metodologia de teste para a medição da tenacidade à fratura, referente ao procedimento de determinação de curvas de resistência com a utilização do método de normalização. Mais tarde a norma ASTM E1820 foi revisada e o método de normalização com a utilização da função de calibração de quatro parâmetros foi adicionado, sendo constantemente utilizado para a avaliação da tenacidade à fratura de materiais.

2.6.1.2.2 Estudos com a utilização do método

Após a inclusão do método de normalização na norma ASTM E1820 muitos pesquisadores investigaram e analisaram a aplicabilidade desta técnica. Afinal, a partir dela seria possível determinar a tenacidade à fratura de um material metálico de boa ductilidade sem que fosse necessário utilizar instrumentos de medição específicos durante os testes. E, por mais que essa técnica assuma algumas considerações e simplificações importantes durante o seu procedimento, os resultados obtidos são bastante satisfatórios, na maioria das vezes.

Džugan e Viehrig [44] investigaram o método de normalização para uma grande variedade de materiais metálicos: aço inoxidável austenítico 316L, aço A533B classe 2 utilizado para a fabricação de vasos de pressão, aço 10CrMo9-10 para aplicações em elevadas temperaturas e o aço SFA utilizado na fabricação de rodas de trem. Os testes de fratura foram realizados em corpos de prova de flexão em três pontos SE(B) e em corpos de prova do tipo C(T) sob condição de carregamento quase estática. A técnica de descargas parciais foi utilizada como método de referência. Durante o procedimento de construção das curvas de resistência mediante o método de normalização, os autores reportaram alguns pontos fundamentais. A parte inicial dos pares J vs. Δa exibiu oscilações nas direções dos valores positivos e negativos de propagação de trinca. A forma irregular no início dos pontos experimentais ocorreu de diferentes formas para os materiais estudados. Os autores creditaram esse comportamento à função de normalização para pequenos valores de v_{pl}/W . De acordo com os pesquisadores esse comportamento pode ser corrigido com a utilização dos valores de comprimento de trinca encontrados com a utilização do embotamento forçado. No entanto, por considerar o coeficiente da equação da linha de embotamento igual a 2, conforme a norma ASTM descreve, os materiais que não seguirem esse comportamento apresentarão aproximações imprecisas. Outra solução à essa irregularidade seria ignorar esses valores já que eles seriam excluídos nos passos posteriores para a obtenção da curva de resistência ajustada, e conseqüente na determinação da tenacidade à fratura. A Figura 34 apresenta essas irregularidades, assim como as suas correções.

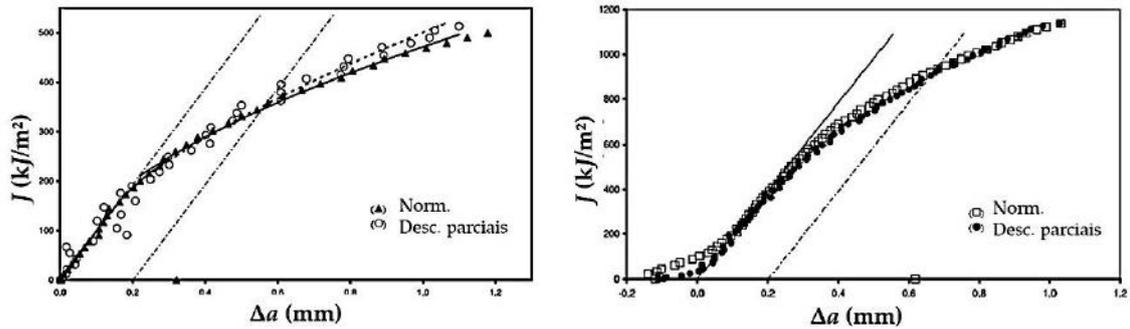


Figura 34: Pares J vs. Δa e curva de resistência ajustada para o aço 10CrMo9-10 à esquerda e à direita os pares J vs. Δa para o aço inoxidável austenítico 316L. Adaptado de [44].

De acordo com a pesquisa a correspondência entre os métodos variou conforme o material utilizado e a geometria dos corpos de prova, apresentando resultados bastante satisfatórios para alguns, como nos casos mostrados na Figura 34, e resultados discrepantes para outros. Conforme os autores, a função de normalização pode ser a causa desses resultados, uma vez que materiais com diferentes propriedades de deformação podem apresentar outros formatos de curva que não sejam o formato aproximado pela função de normalização.

Joyce *et al.* [45] utilizaram a metodologia de normalização e da elasticidade não-linear da integral- J para a determinação da tenacidade à fratura do PoliTetraFluorEtileno (PTFE) sob diferentes taxas de deformação e temperaturas. Em geral, os materiais poliméricos apresentam complicações adicionais durante a aplicação de metodologias elasto-plásticas pois são materiais sensíveis à essas variáveis experimentais. Diferentes metodologias para a avaliação da tenacidade vêm sendo aplicadas aos polímeros, e de acordo com diversos pesquisadores, a técnica dos múltiplos corpos de prova se mostrou a mais confiável. No entanto, em outros estudos a metodologia de normalização apresentou correspondência com este método e utilizando essa equivalência, os autores avaliaram a tenacidade mediante a técnica de normalização. Para isso, foram utilizados corpos de prova compactos de tração C(T) do tipo $\frac{1}{2}$ T. De acordo com a pesquisa, o método de normalização apresentou resultados satisfatórios na determinação de J_{Ic} conforme a norma ASTM E1820.

M. Scibetta *et al.* [46] estudaram o método de normalização a partir de registros carga vs. abertura da “boca” do entalhe (CMOD – *crack mouth opening displacement*) obtidos através de simulações computacionais mediante o método de elementos finitos. Para a aproximação, foi realizada a simulação da propagação de uma trinca em dois tipos de corpos de prova: Charpy com entalhe em V pré-trincado e compacto de tração C(T) do tipo 1T. Em ambos os casos admitiu-se a razão entre o comprimento de trinca inicial (a_0) e a altura (W) como aproximadamente 0,5. A modelagem do comportamento do material foi baseada na combinação entre a teoria da plasticidade e o modelo de endurecimento por deformação de um material isotrópico baseado no critério de von

Mises. A análise mediante elementos finitos gerou como resultados curvas carga vs. deslocamento. Essas curvas apresentaram comportamento típico de testes de fratura, conforme pode ser visto na imagem da esquerda da Figura 35. A parte inicial caracterizou-se pela linearidade seguida por deformação plástica e propagação de trinca, com conseqüente diminuição da carga. Assim, utilizando as equações descritas pela norma, o método de normalização foi aplicado aos resultados experimentais e as curvas de resistência ao crescimento de trincas puderam ser obtidas. A imagem da direita da Figura 35 apresenta esses resultados.

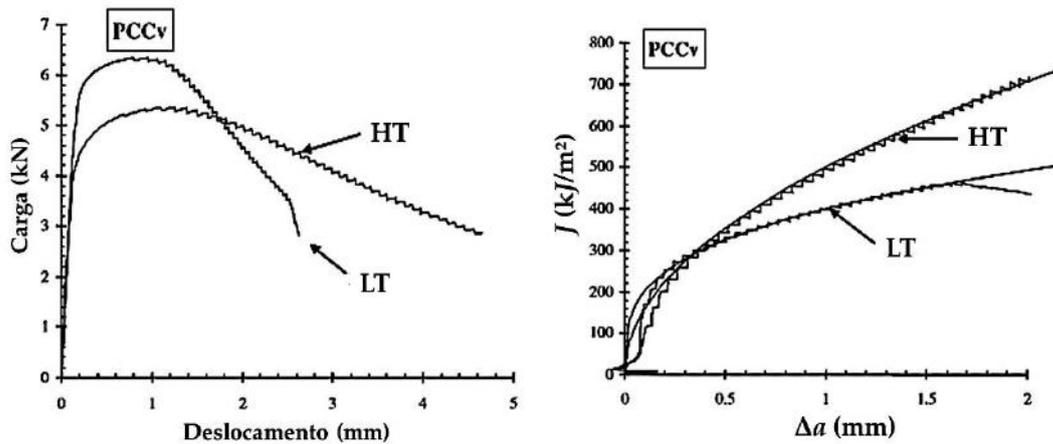


Figura 35: A imagem da esquerda apresenta os registros carga vs. abertura da “boca” do entalhe obtidos através de simulações computacionais, mediante análise de elementos finitos, da propagação de uma trinca em um teste de fratura. À direita, curvas de resistência determinadas para os respectivos registros. (PCC_V – Pre-cracked Charpy V-notch specimen). Adaptado de [46].

Segundo a pesquisa, a técnica de normalização se mostrou aplicável na construção de curvas de resistência e na determinação do valor de início de propagação da trinca de engenharia. Igualmente ao reportado por *Džugan e Viehrig* [44], os valores iniciais de crescimento estável de trinca apresentaram oscilações. E, para a remoção desses pontos irregulares, a utilização da linha de embotamento também foi apresentada como solução.

De acordo com *Zhu e Joyce* [47] o método de normalização se mostrou uma ferramenta viável para a construção de curvas de resistência em corpos de prova de flexão em três pontos SE(B) retirados de uma chapa de aço HY80. Segundo a norma ASTM E1820, a tenacidade à fratura deve ser determinada em corpos de prova com elevada restrição à deformação plástica, ou seja, devem ser utilizados corpos de prova com trincas profundas. No entanto, as curvas de resistência apresentam forte dependência do nível de restrição à deformação. Além disso, estruturas reais, em geral, apresentam trincas rasas e com isso a aplicação da norma ASTM para a determinação da tenacidade à fratura não é recomendada. Nesse contexto, *Zhu e Joyce* investigaram a aplicabilidade do método

de normalização em corpos de prova em condições padronizadas e não padronizadas na norma ASTM E1820. Para a validação da técnica, o método da flexibilidade elástica foi utilizado como referência. A partir das imagens da Figura 36 é possível observar que o método de normalização foi capaz de construir curvas de resistência para o aço HY80 em conformidade com o método da flexibilidade elástica, tanto para corpos de prova padronizados como para corpos de prova em condições não padronizadas. Comparando-se as curvas de resistência para os diferentes níveis de restrição, fica evidente que as curvas $J-R$ para os corpos de prova com trincas curtas apresentaram curvas mais altas, com valores de tenacidade à fratura mais elevados.

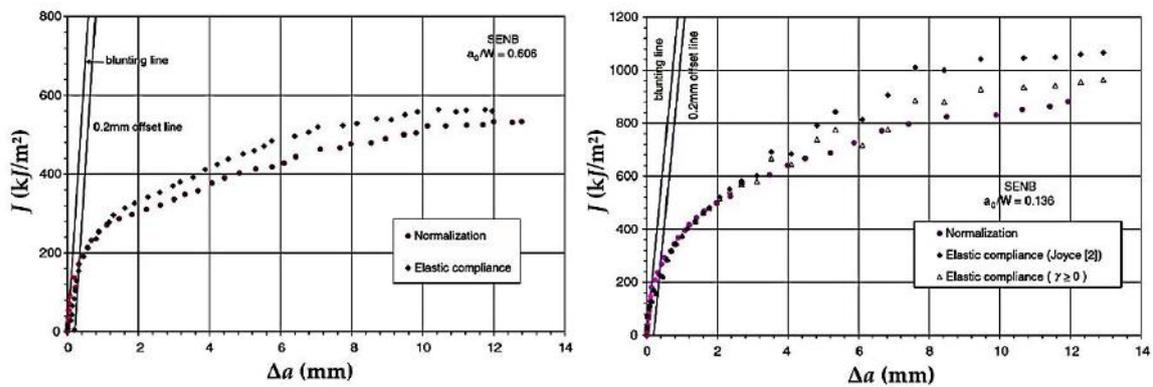


Figura 36: Pontos experimentais para dois corpos de prova de flexão em três pontos SE(B) da aço HY80. A imagem da esquerda mostra os pontos experimentais de um corpo de prova com $a_0/W = 0,606$ (trinca profunda) e a imagem da direita mostra o resultado obtido para um corpo de prova com $a_0/W = 0,136$ (trinca curta). Adaptado de [47].

Outro trabalho de investigação sobre a aplicabilidade do método de normalização para corpos de prova com diferentes níveis de restrição à deformação plástica foi realizado por *Zhu et al.* [48]. Corpos de prova de flexão em três pontos SE(B) com diferentes comprimentos de trinca foram testados para o aço carbono A285. A estimativa dos comprimentos de trinca e as curvas de resistência foram determinadas mediante as metodologias de normalização e de queda de potencial elétrico. Igualmente, ao reportado por *Džugan e Viehrig* [44] e *M. Scibetta et al.* [46] a técnica de normalização apresentou oscilações para os valores iniciais de crescimento de trinca e para correção desses pontos experimentais foi utilizada a linha de embotamento. Em relação a tendência das curvas de resistência, foi observado o mesmo comportamento que o encontrado por *Zhu e Joyce* [47]. Corpo de prova com trinca rasa, isto é, com menor restrição à deformação, apresentou curva de resistência mais elevada, enquanto que corpo de prova com trinca profunda apresentou curva $J-R$ mais baixa. Mais uma vez, a técnica de normalização se mostrou eficaz na determinação da curva de resistência

de corpos de prova em conformidade com a norma ASTM E1820 e de corpos de prova que não atendem à essas especificações. A técnica de queda de potencial elétrico também obteve resultados satisfatórios e comparáveis aos de normalização, sendo, portanto, métodos equivalentes na determinação de curvas de resistência para o aço A285.

Estudados pioneiramente por *Landes e Zhou* [39], os polímeros dúcteis representam outra classe de materiais na qual as metodologias da MFEP são aplicáveis. Termoplásticos tenazes exibem comportamento não-linear como resposta de um corpo de prova trincado ao carregamento e elevadas quantidades de deformação plástica na ponta da trinca antes e durante a propagação. *Frontini et al.* [49] utilizaram a metodologia da integral- J e investigaram a aplicabilidade do método do princípio de separação da carga e de normalização para seis diferentes tipos de polímeros dúcteis. Os testes de fratura foram realizados em corpos de prova de flexão em três pontos SE(B) com entalhe embotado e com pré-trinca por fadiga. Oscilações na parte inicial dos pares de pontos experimentais $J-\Delta a$ obtidos pela técnica de normalização também foram observadas e reportadas como um comportamento típico do método, assim como exposto por outros diversos trabalhos [44][46][48]. A correção dessa região de pontos foi realizada mediante a utilização da linha de embotamento. Segundo os autores, uma curva de resistência aproximadamente plana não pode ser construída mediante a utilização desse método. E a razão para isso talvez esteja na base do método, na qual a função de normalização é obtida a partir das propriedades de deformação do material. Assim, uma vez que a técnica relaciona unicamente carga, deslocamento e crescimento de trinca através de uma função representativa das propriedades de deformação, uma curva plana, isto é, com pouca deformação antes do início de propagação da trinca, dificilmente poderia ser obtida. Diferentes funções de normalização além da função de quatro parâmetros foram utilizadas para a construção das curvas de resistência, como por exemplo lei de potência e a função LMN . No entanto, a função de quatro parâmetros se mostrou a mais precisa na representação do comportamento dos diversos polímeros estudados. Outro assunto estudado foi a influência da equação da linha de embotamento a ser utilizada, uma vez que a norma ASTM E1820 especifica um tipo determinado de equação, embora nem sempre os materiais apresentem este tipo de comportamento. E de acordo com os autores, essa influência pode ser negligenciada. As curvas $J-R$ obtidas pelo método de normalização apresentaram elevada correspondência com os pontos experimentais obtidos mediante a técnica dos múltiplos corpos de prova para os diversos polímeros estudados.

Bind et al. [50] avaliaram a tenacidade à fratura de tubulações pressurizadas de ligas de Zr-2.5Nb utilizadas para reatores de água de alta pressão. Tais tubulações funcionam como pequenos vasos de pressão com água de refrigeração fluindo em temperaturas no intervalo de 253°C a 293°C e sob uma pressão da ordem de 10 MPa. A investigação foi executada sob diferentes temperaturas (30°C – 300°C) e para a construção das curvas de resistência os métodos de normalização e da queda

de potencial elétrico foram utilizados, já que a introdução de um extensômetro de fratura em testes em temperaturas altas não pode ser realizada. Comparando-se os crescimentos de trinca em função do deslocamento da linha carga os métodos apresentaram diferentes comportamentos. Para um determinado deslocamento da linha de carga a técnica de normalização obteve menor valor de crescimento estável de trinca do que a técnica da queda de potencial elétrico. A diferença para os valores de crescimento estável de trinca entre as técnicas apresentou-se maior para menores valores de Δa . Durante o regime linear elástico nenhum dos métodos estimou valores de crescimento de trinca. No início da parte não-linear o método de normalização apresenta valores decrescentes de crescimento de trinca, mas que podem ser negligenciados e corrigidos, já que fisicamente seria impossível de ocorrer. A Figura 37 apresenta um gráfico com valores de carga e crescimento de trinca em função do deslocamento da linha de carga para um teste de fratura feito na temperatura de 300°C. Todas essas observações podem ser vistas a partir desta figura.

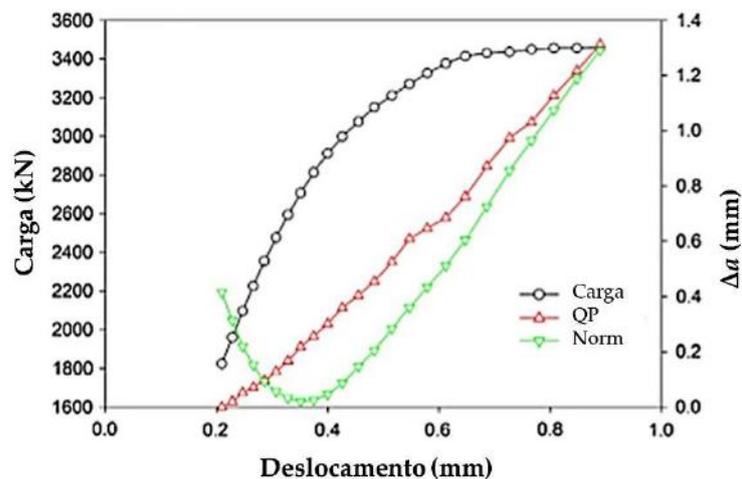


Figura 37: Carga e crescimento de trinca em função do deslocamento da linha de carga para a um corpo de prova compacto de tração curvo CC(T) de liga Zn-2.5Nb testado à 300°C. Adaptado de [50].

Em função da diferença na estimativa dos valores de crescimento de trinca as curvas de resistência obtidas mediante os dois métodos apresentaram diferentes comportamentos, resultando em curvas mais baixas para o método de queda de potencial e curvas mais altas para normalização. Essa tendência pôde ser observada em testes realizados na maioria das diferentes temperaturas testadas.

A tenacidade à fratura de tubulações de geradores de vapores produzidas a partir da liga Incoloy 800 foi investigada por *Bergant et al.* [51]. Diferentes geometrias não padronizadas, assim

como diferentes níveis de restrições à deformação plástica foram considerados. Curvas de resistência ao crescimento de trincas foram obtidas e a medição dos comprimentos de trinca foi realizada através de duas técnicas: método ótico e método de normalização. Para a utilização da técnica de normalização os autores adotaram uma função representativa das propriedades de deformação diferente da descrita pela norma ASTM E1820. Ao invés da equação de quatro parâmetros, foi utilizada uma função de seis parâmetros, a qual apresentou excelente ajuste com os pontos experimentais. Comparando os dois métodos, verificou-se que a técnica de normalização estimou o crescimento de trinca com diferenças máximas de aproximadamente 0,2 mm quando comparados ao método ótico. Diferenças nessa ordem podem introduzir erros na definição do valor de início de propagação da trinca. No entanto, se forem considerados parâmetros de tenacidade após determinadas quantidades de crescimento estável de trinca, os resultados obtidos pelo método de normalização são considerados aceitáveis.

3 Materiais e métodos

3.1 Materiais

Os testes de fratura foram realizados em dois diferentes tipos de materiais metálicos. Os testes de fratura em corpos de prova de tração - SE(T) - foram usinados a partir de dois tipos de aços estruturais, um aço de alta resistência e baixa liga (ARBL) especificado como ASTM A572 grau 50 e um aço de elevada resistência e tenacidade (denominado neste trabalho de ART – aço de alta resistência e tenacidade). Já para os testes de fratura em corpos de prova de flexão - SE(B) - o mesmo aço de elevada resistência e tenacidade foi utilizado. A Tabela 2 apresenta o planejamento experimental dos testes.

Tabela 2 – Planejamento experimental dos testes de fratura, indicando o tipo de material, a geometria e a quantidade de corpos de prova para cada situação.

Material	Geometria	Quantidade de CPs
ARBL	SE(T)	2
ART	SE(T)	5
	SE(B)	3

3.1.1 Geometria dos corpos de prova de fratura

Corpos de prova de tração – SE(T)

A Figura 38 apresenta um desenho esquemático da geometria dos corpos de prova de tração SE(T) com as principais dimensões nominais. Nesta, também é possível observar, em detalhe, o entalhe usinado por eletroerosão a fio. Já a Figura 39 mostra uma imagem do corpo de prova SE(T) usinado e entalhado antes do teste de fratura.

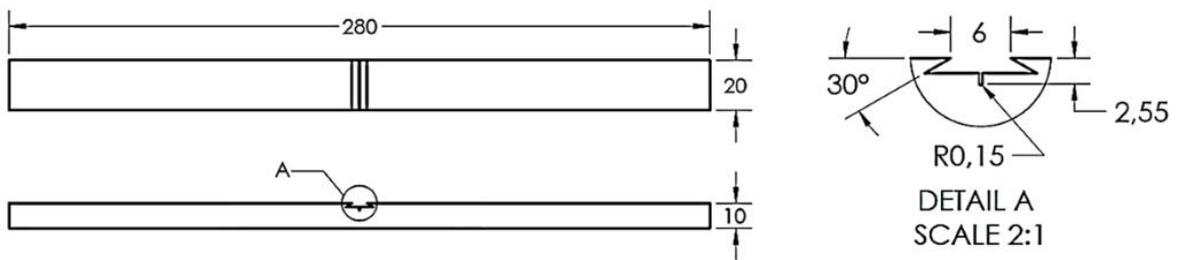


Figura 38: Representação esquemática da geometria do corpo de prova SE(T) com as principais dimensões nominais em mm. Em detalhe, o perfil do entalhe e das facas porta clip usinados por eletroerosão a fio.

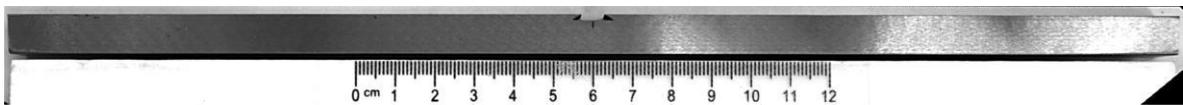


Figura 39 – Corpo de prova SE(T) usinado, entalhado e pronto para ser testado.

Corpos de prova de flexão – SE(B)

A Figura 40 apresenta o desenho esquemático para os corpos de prova de geometria de flexão SE(B) com as principais dimensões nominais. Nesta, também é possível observar, em detalhe, o entalhe usinado por eletroerosão a fio. A Figura 41 mostra uma imagem de um corpo de prova SE(B) usinado e entalhado.

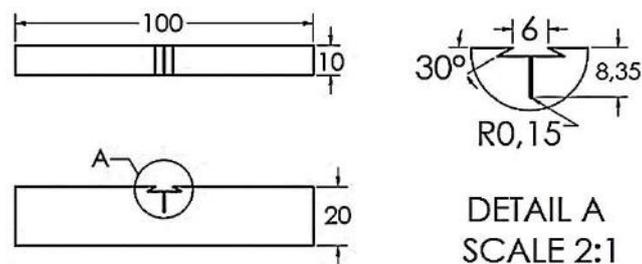


Figura 40 - Representação esquemática da geometria do corpo de prova SE(B) com as principais dimensões nominais em mm. Em detalhe, o perfil do entalhe e das facas porta clip usinados por eletroerosão a fio.



Figura 41 - Corpo de prova de flexão SE(B) usinado, entalhado e pronto para ser testado.

3.1.2 Propriedades mecânicas

Ensaio de tração de acordo com a norma ASTM E8/E8M [52] foram realizados em corpos de prova de geometria cilíndrica. A Tabela 3 apresenta a tensão limite de escoamento, a tensão limite de resistência e o valor do coeficiente de encruamento de cada material.

Tabela 3: Principais propriedades mecânicas obtidas a partir de ensaios de tração.

Material	Geometria	σ_{LE}	σ_R	n
ARBL	SE(T)	380	483	8
ART	SE(T) e SE(B)	752	816	10

3.1.3 Microestruturas

Após a realização dos testes de fratura, os corpos de prova SE(T) dos dois tipos de aços foram cortados conforme a indicação da Figura 42.

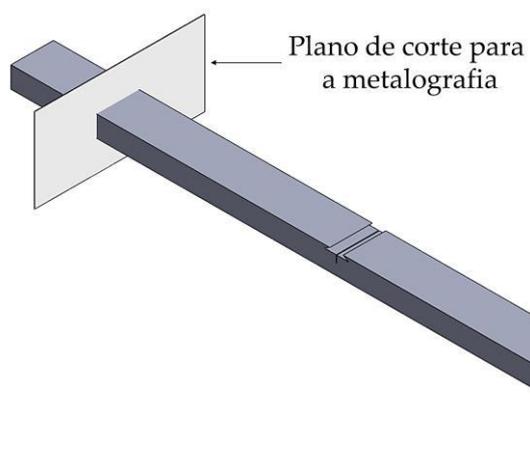


Figura 42 – Representação esquemática do corpo de prova SE(T) indicando o plano de corte para a realização da metalografia.

A seguir, as microestruturas de cada tipo de aço podem ser observadas. A Figura 43 e a Figura 44, mostram a microestrutura do aço ARBL e a Figura 45 e Figura 46, a do aço ART. Para a revelação das microestruturas as amostras foram lixadas, polidas e atacadas com Nital 2%.

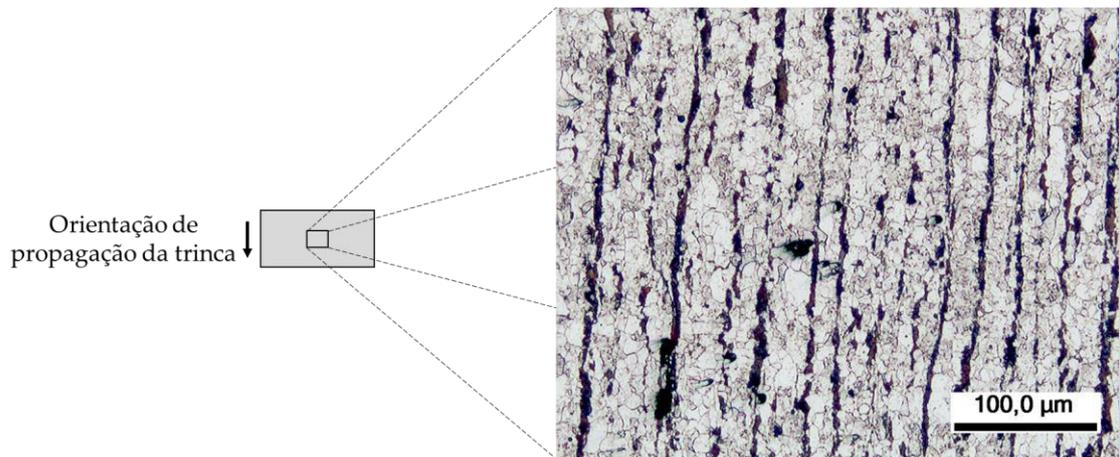


Figura 43 – Representação esquemática do local de observação microestrutural e uma micrografia do aço ARBL 100x (Nital 2%).

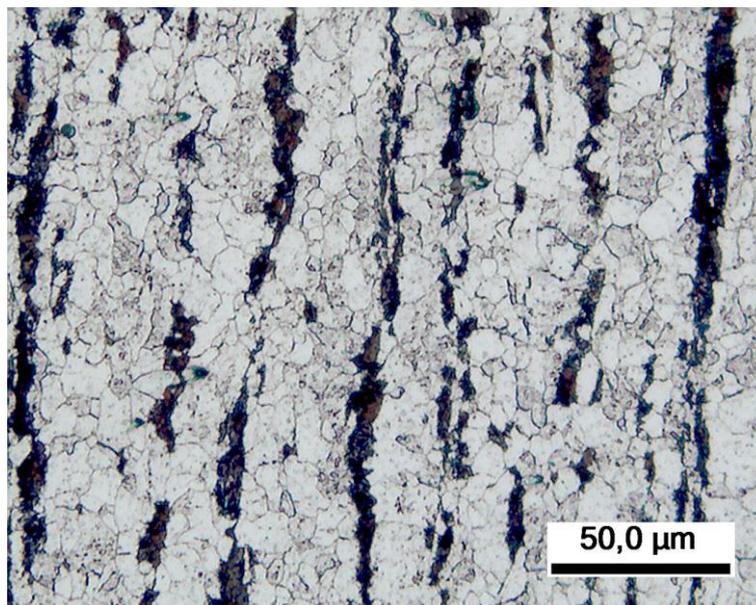


Figura 44 – Micrografia do aço ARBL 200x (Nital 2%). Microestrutura bandeada de ferrita (grãos claros) e perlita (grãos escuros).

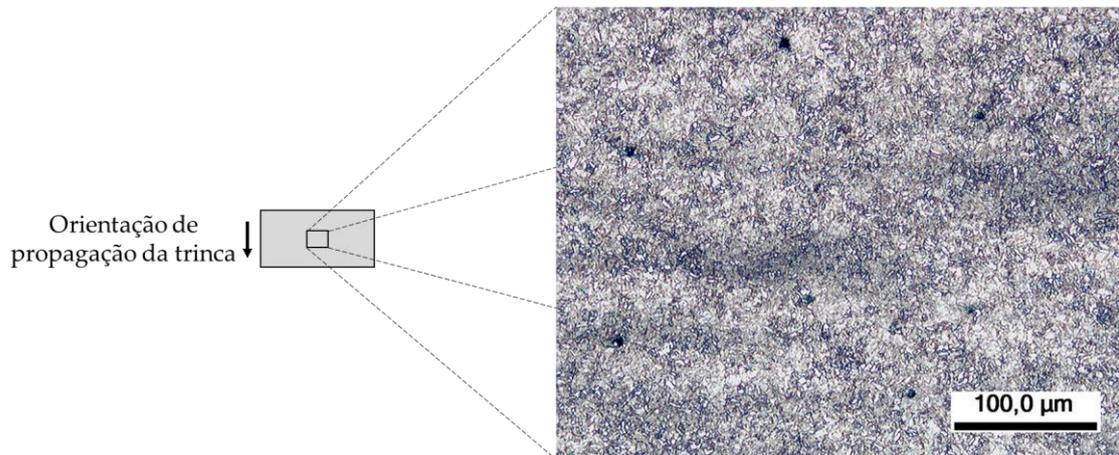


Figura 45 - Representação esquemática do local de observação microestrutural e uma micrografia do aço ART 100x (Nital 2%).

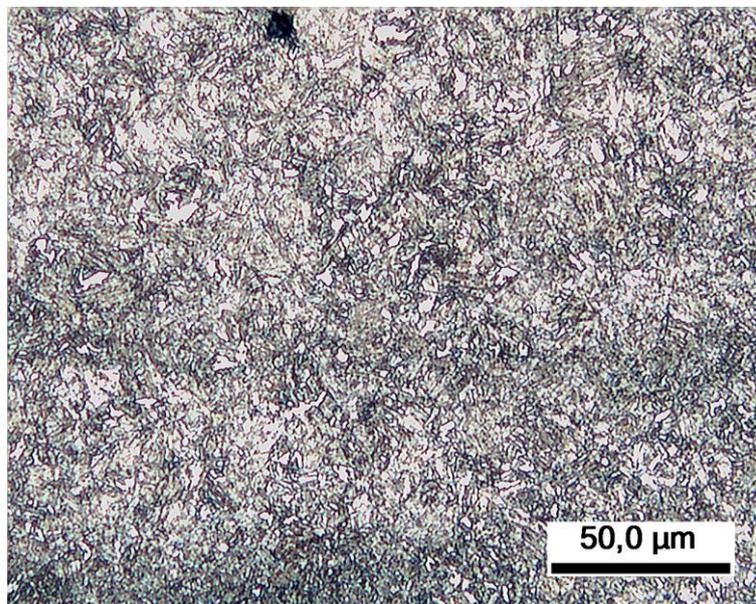


Figura 46 - Micrografia do aço ART 200x (Nital 2%).

3.2 Ensaio de tenacidade à fratura

Após a usinagem, os corpos de prova foram pré-trincados por fadiga em dispositivo para testes de flexão em três pontos e o valor da carga máxima aplicada calculado de acordo com a Equação 48.

$$P_m = \frac{0,5Bb_0^2\sigma_Y}{S}$$

Equação 48

Onde, B é a espessura do corpo de prova, b_0 é o ligamento remanescente inicial, σ_Y é a tensão média entre a tensão de limite de escoamento (σ_{YS}) e a tensão de resistência (σ_R) e S é a distância entre os apoios (roletes).

Para validar o método de normalização, os ensaios foram realizados seguindo os procedimentos do método da flexibilidade elástica, já que este não introduz complicações adicionais ao procedimento de cálculo da técnica de normalização

Os testes em corpos de prova SE(T) foram realizados ao ar e em temperatura ambiente, utilizando uma máquina de testes servo-hidráulica Instron 1332 com capacidade máxima de 250 kN. Para a medição da abertura da boca do entalhe utilizou-se um extensômetro de fratura (clip-gauge) de 12 mm de curso útil. Já os testes em corpos de prova SE(B) também foram realizados ao ar e em temperatura ambiente, porém foi utilizada uma máquina de testes servo-hidráulica MTS Landmark com capacidade máxima de 100 kN. Para a medição da abertura da boca do entalhe usou-se o mesmo extensômetro de fratura utilizado para os corpos de prova SE(T).

3.2.1 *Estimativa dos comprimentos de trinca*

3.2.1.1 *Método de normalização*

Corpos de prova de tração – SE(T)

Embora o método de normalização tenha sido proposto para ser utilizado com os registros P -LLD, para esse tipo de geometria o método foi aplicado utilizando os registros P -CMOD. Na seção *Discussão*, a utilização deste registro será melhor apresentada e detalhada. Conforme escrito anteriormente, o método de normalização faz parte da norma ASTM E1820. No entanto, tal norma é aplicável somente a corpos de prova SE(B), C(T) e ou DC(T) com trincas profundas, não contemplando, portanto, corpos de prova SE(T). Dessa forma, a aplicação do método ocorreu baseada nos procedimentos dessa norma e da norma BS 8571:2014. As principais etapas da metodologia, assim como algumas das modificações realizadas serão descritas a seguir.

Inicialmente, os valores de carga (P_i) anteriores ao valor de carga máxima devem ser normalizados de acordo com a equação a seguir:

$$P_{Ni} = \frac{P_i}{WB[W-a_{bi}/W]^{\eta_{pl}}} \quad \text{Equação 49}$$

Onde, W é a altura do corpo de prova; B , a espessura; η_{pl} calculado de acordo com a equação 10 da norma BS 8571:2014; e a_{bi} é o comprimento de trinca embotado corrigido, calculado segundo a equação a seguir:

$$a_{bi} = a_0 + \frac{J_i}{2m\sigma_Y}. \quad \text{Equação 50}$$

Onde, a_0 é o comprimento físico de trinca inicial, m um fator de restrição que será melhor desenvolvido na seção *Discussão* e σ_Y é a tensão limite de escoamento efetiva (média entre a tensão de limite de escoamento e a tensão de limite de resistência)

Para cada valor de carga normalizado existe um valor de deslocamento plástico (LLD_{pl}) normalizado. Assim, para cada valor de abertura da boca do entalhe ($CMOD_i$) um valor de abertura da boca do entalhe plástico normalizado $CMOD'_{pl,i}$ é obtido. A equação que normaliza os valores de abertura da boca do entalhe ($CMOD_i$) é:

$$CMOD'_{pl,i} = \frac{CMOD_{pl,i}}{W} = \frac{CMOD_i - P_i C_{CMOD,i}}{W} \quad \text{Equação 51}$$

Onde, $C_{CMOD,i}$ é a flexibilidade elástica (*compliance*) calculada utilizando o registro P - $CMOD$ e baseada nos valores de comprimento de trinca a_{bi} .

Para a obtenção do ponto final, o último par P - $CMOD$ deve ser normalizado utilizando as mesmas equações acima descritas, porém com a utilização do valor do comprimento de trinca físico final (a_f).

Assim, através destes valores normalizados, um ajuste, a partir de uma determinada função de normalização, deve ser realizado. Conforme descrito na referida norma, devem ser utilizados apenas os valores de $CMOD'_{pl}$ maiores que 0,001 para então fazer o ajuste de acordo com a equação de 4 parâmetros, demonstrada na seção *Revisão Bibliográfica*.

$$P_N = \frac{a + bCMOD'_{pl} + cCMOD'_{pl}^2}{d + CMOD'_{pl}}, \quad \text{Equação 52}$$

Onde, a , b , c e d são os coeficientes de ajuste. Após a obtenção dos coeficientes da função de 4 parâmetros, um procedimento de iteração deve ser feito para que os valores de P_{Ni} e $CMOD'_{pli}$ satisfaçam a Equação 49, sendo isso feito através do ajuste de a_i .

3.2.1.2 Método da flexibilidade elástica

Corpos de prova de tração – SE(T)

A estimativa do comprimento de trinca em testes de corpos de prova SE(T) utilizando o método da flexibilidade elástica foi realizada a partir da equação de compliance obtida por *Cravero e Ruggieri* em [54], Equação 53. Tal equação é válida para corpos de prova SE(T) fixados através de garras com $H/W = 10$ e $0,1 \leq a_0/W \leq 0,7$.

$$\frac{a_i}{W} = 1,6485 - 9,1005u + 33,025u^2 - 78,467u^3 + 97,344u^4 - 47,227u^5, \quad \text{Equação 53}$$

com,

$$u = \frac{1}{1 + \sqrt{B_e E' C_{CMOD}}}. \quad \text{Equação 54}$$

Corpos de prova de flexão – SE(B)

Os comprimentos de trinca para esse método e em corpos de prova SE(B) foram estimados com a utilização da equação da norma ASTM E1820 a seguir:

$$\frac{a_i}{W} = 0,999748 - 3,9504u + 2,9821u^2 - 3,21408u^3 + 51,51564u^4 - 113,031u^5, \quad \text{Equação 55}$$

com,

$$u = \frac{1}{\sqrt{\frac{B_e W E C_{CMOD}}{S^4} + 1}}. \quad \text{Equação 56}$$

3.2.1.3 Cálculo da integral- J

Corpos de prova de tração – SE(T)

Os valores da integral- J para esse tipo de geometria foram calculados de acordo com a norma BS 8571:2014 conforme a equação a seguir:

$$J_i = J_{el} + J_{pl} = \frac{K_I^2 (1-v^2)}{E} + \frac{\eta_{pl} U_{pl}}{B b_i}. \quad \text{Equação 57}$$

Onde, U_{pl} é área plástica abaixo da curva P -CMOD.

Corpos de prova de flexão – SE(B)

O cálculo da integral- J para esta geometria foi realizado utilizando a norma ASTM E1820-18. Da mesma forma que para a geometria SE(T), o cálculo deve ser feito a partir das componentes elástica (J_{el}) e plástica (J_{pl}). Para o cálculo da parcela elástica a mesma equação é utilizada, porém com diferentes equações de K_I . Já o cálculo da parcela plástica deve ser feito a partir da equação a seguir:

$$J_{pl(i)} = \left[J_{pl(i-1)} + \left(\frac{\eta_{pl(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right) \left(\frac{U_{pl(i)} - U_{pl(i-1)}}{B_N} \right) \right] X \left[1 - \gamma_{pl(i-1)} \left(\frac{a_{(i)} - a_{(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right) \right], \quad \text{Equação 58}$$

onde, para esse caso $\eta_{pl} = 1,9$ e $\gamma_{pl} = 0,9$.

3.2.2 Medição dos comprimentos de trinca a partir das superfícies de fratura

Após os ensaios, os corpos de prova devem ser totalmente fraturados para a medição dos comprimentos de trinca físicos inicial e final. Porém, antes disso e apenas para os ensaios feitos ao ar, uma oxidação das superfícies de fratura deve ser feita com o intuito de revelar o crescimento estável de trinca durante os testes. Para isso os corpos de prova foram submetidos à um tratamento de tingimento térmico (*heat tinting*). Para esses casos, foi utilizada uma temperatura de

aproximadamente 400°C por um período de aproximadamente 1 hora. Em seguida, os corpos de prova foram mergulhados em um recipiente contendo nitrogênio líquido, para que após a estabilização do sistema através do equilíbrio térmico, estes fossem totalmente fraturados. Assim, com o auxílio da máquina servo-hidráulica, os corpos de prova foram quebrados, em temperaturas muito baixas, de modo a minimizar qualquer deformação plástica adicional.

Em seguida o procedimento para as medições dos comprimentos de trinca inicial e final deve ser feito. Nestes casos, utilizou-se um projetor de perfis de bancada Starret HE400. As medições foram feitas baseadas em conformidade com a norma BS 7448-1:1991 [53], onde é especificado que o cálculo deve ser realizado através da média, entre 9 medidas igualmente espaçadas, conforme a Equação 59 a seguir:

$$a_{(o\ ou\ f)} = \frac{1}{8} \left(\frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{i=2}^8 a_i \right). \quad \text{Equação 59}$$

4 Resultados

4.1 Curvas Carga vs. Deslocamento

Os registros típicos de P -CMOD para os corpos de prova SE(T) e P -CMOD e P -LLD para os corpos de prova SE(B) podem ser vistos nas Figuras a seguir. A Figura 47 apresenta esse registro típico para os testes em corpos de prova SE(T) do aço ARBL, a Figura 48 para os corpos de prova SE(T) do aço ART e a Figura 49 os dois registros típicos para os corpos de prova SE(B) do aço ART. Conforme escrito em seções anteriores, o método de normalização para os corpos de prova SE(T) foi aplicado mediante o uso do registro P -CMOD ao invés de P -LLD. Na seção *Discussão* esse ponto será melhor abordado e discutido.

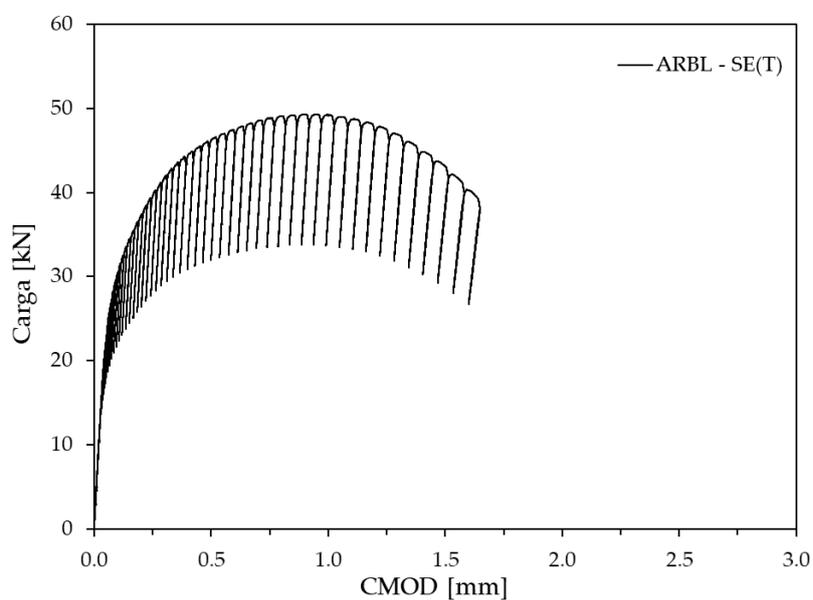


Figura 47 – Registro experimental típico de carga vs. CMOD para o aço ARBL testados em geometria SE(T) de relação $H/W = 10$ ($B = 2W = 20$ mm).

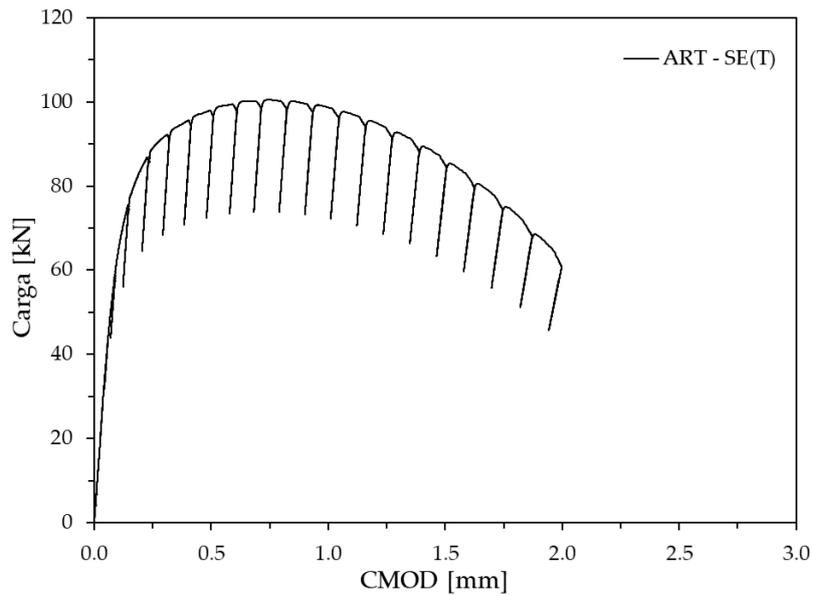


Figura 48 - Registros experimentais típicos de carga vs. CMOD para o aço ART testados em geometria SE(T) de relação $H/W = 10$ ($B = 2W = 20$ mm).

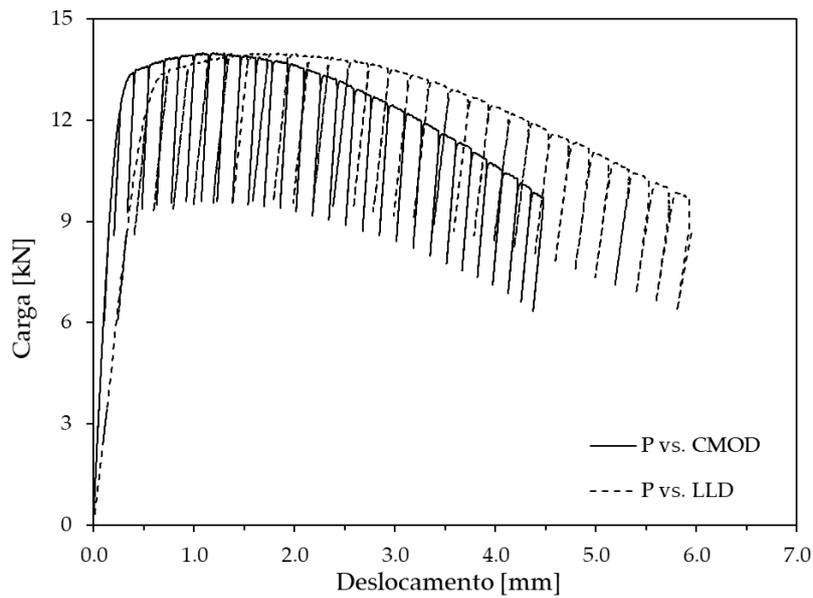


Figura 49 - Registros experimentais carga vs. deslocamento típicos para o aço ART testados em geometria SE(B) ($B = 0,5W = 10$ mm).

A Figura 50 seguir apresenta os registros experimentais típicos P -CMOD dos corpos de prova SE(T) e do SE(B) em um mesmo gráfico apenas para comparação.

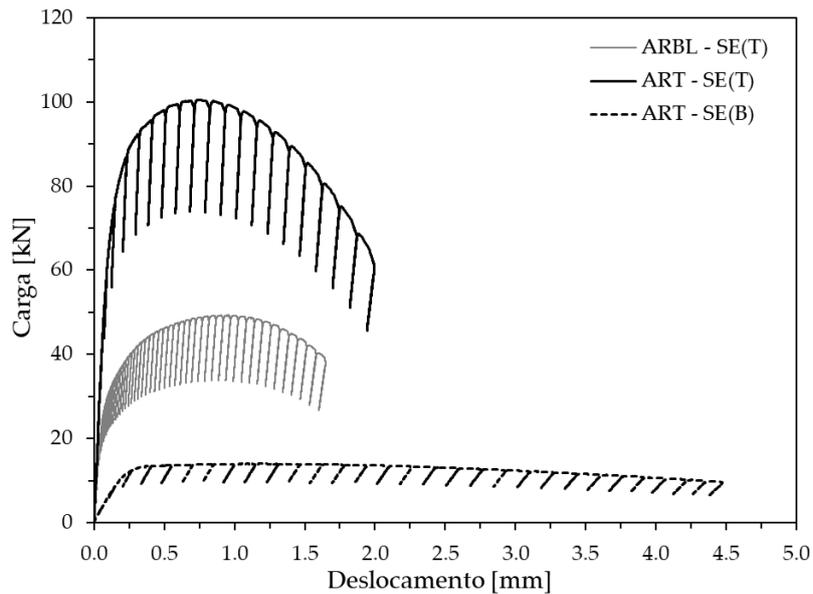


Figura 50 – Registros experimentais típicos de carga vs. CMOD para os corpos de prova SE(T) ARBL ($B = 2W = 20$ mm), SE(T) ART ($B = 2W = 20$ mm) e um SE(B) ART ($B = 0,5W = 10$ mm).

4.2 Medição dos comprimentos de trinca físicos

A Figura 51 apresenta uma superfície de fratura típica para o aço ARBL testado em geometria SE(T), a Figura 52 mostra uma superfície de fratura típica para o aço ART também testado em geometria SE(T) e a Figura 53, a superfície do aço ART testado em geometria SE(B). Nestas Figuras, as regiões de pré-trincamento por fadiga, de crescimento estável de trinca e de ruptura frágil com nitrogênio líquido podem ser claramente observadas. Observando-as é importante notar que as frentes de trinca inicial e final, isto é, as frentes de trinca obtidas ao final do pré-trincamento e ao final do teste foram extremamente regulares em todos os casos.

Conforme descrito na seção 3.2.2, os comprimentos de trinca físicos inicial (a_0) e final (a_f) foram medidos a partir das superfícies de fratura segundo a norma BS 7448:1-1991. Na Tabela 4 podem ser vistos os valores medidos de comprimento de trinca inicial e final, assim como os valores de crescimento estável de trinca físico e o estimado pelo método da flexibilidade elástica.

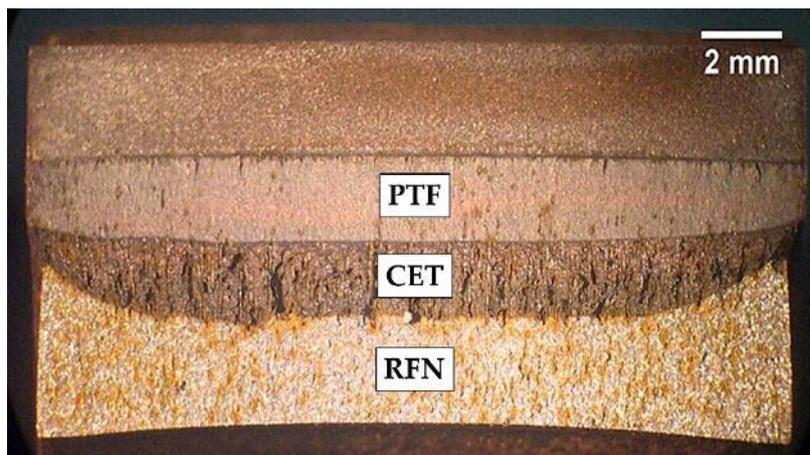


Figura 51 – Superfície de fratura típica para os corpos de prova SE(T) de aço ARBL. PTF: Pré-trincamento por fadiga; CET: Crescimento estável de trinca; RFN: Ruptura frágil com nitrogênio líquido.

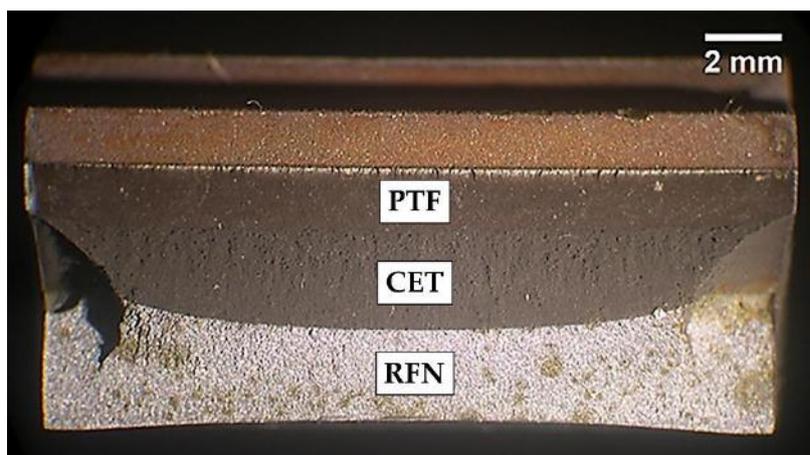


Figura 52 - Superfície de fratura típica para os corpos de prova SE(T) de aço ART. PTF: Pré-trincamento por fadiga; CET: Crescimento estável de trinca; RFN: Ruptura frágil com nitrogênio líquido.

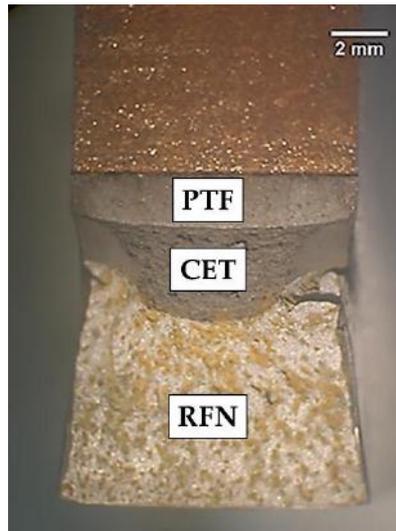


Figura 53 - Superfície de fratura típica para os corpos de prova SE(B) de aço ART. PTF: Pré-trincamento por fadiga; CET: Crescimento estável de trinca; RFN: Ruptura frágil com nitrogênio líquido.

Tabela 4 – Comprimentos de trinca inicial e final, e crescimento estável de trinca físico (Δa) e estimado pelo método da flexibilidade elástica (Δa_{UC}) de todos os corpos de prova testados.

Material	Geometria	Ident.	a_0/W (mm)	a_f (mm)	Δa (mm)	Δa_{UC} (mm)	Dif. (%)
ARBL	SE(T)	01	0.53	6.71	1.49	1.45	2.68
		02	0.52	8.13	2.98	2.88	3.36
ART	SE(T)	01	0.41	6.34	2.16	2.10	2.78
		02	0.47	7.55	2.42	2.11	12.81
		03	0.43	6.60	2.34	2.27	2.99
		04	0.43	(*)	(*)	1.10	(*)
		05	0.42	6.47	2.31	2.39	3.46
SE(B)	01	0.52	12.72	2.40	2.43	1.25	
	02	0.52	12.73	2.42	2.30	5.06	
	03	0.50	12.53	2.45	2.50	2.04	

*Após o teste e antes da etapa de tingimento térmico o corpo de prova foi acidentalmente quebrado.

4.3 Funções de quatro parâmetros da técnica de normalização

O processo de obtenção dos coeficientes da função de quatro de parâmetros já foi descrito na seção 3.2.1.1.. A Figura 54 apresenta a curva de normalização ajustada para o aço ARBL testado em geometria SE(T) e a Figura 55 a curva para o aço ART testado nessa mesma geometria.

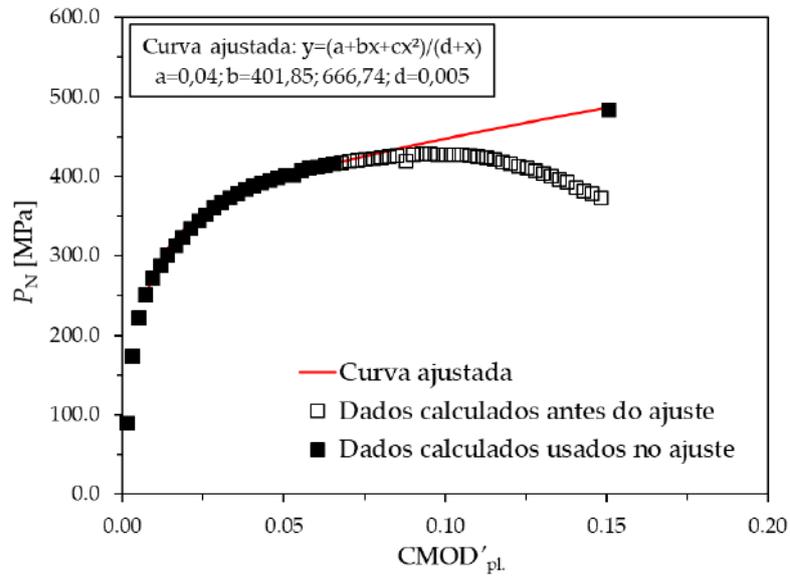


Figura 54 - Curva carga normalizada vs. abertura da boca do entalhe normalizado (P - $CMOD'_{pl}$) para o corpo de prova 02 do aço ARBL testado em geometria SE(T).

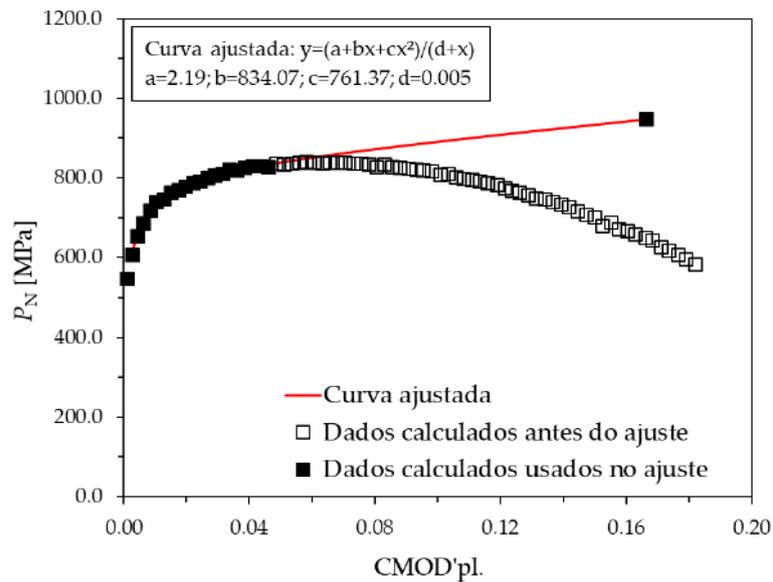


Figura 55 – Curva carga normalizada vs. abertura da boca do entalhe normalizado (P - $CMOD'_{pl}$) para o corpo de prova 02 do aço ART testado em geometria SE(T).

4.4 Estimativa dos comprimentos de trinca

Os comprimentos de trinca a partir de cada metodologia puderam ser determinados utilizando os procedimentos descritos anteriormente na seção 3.2.1.. A seguir comparações entre os comprimentos de trinca estimados por ambos os métodos serão apresentadas para cada um dos corpos de prova. A Figura 56 apresenta a comparação das estimativas do comprimento de trinca para o aço ARBL testado em geometria SE(T), a Figura 57 para o aço ART em geometria SE(T). Nessas figuras é possível observar a linha identidade, linha que representa a igualdade na determinação entre as metodologias.

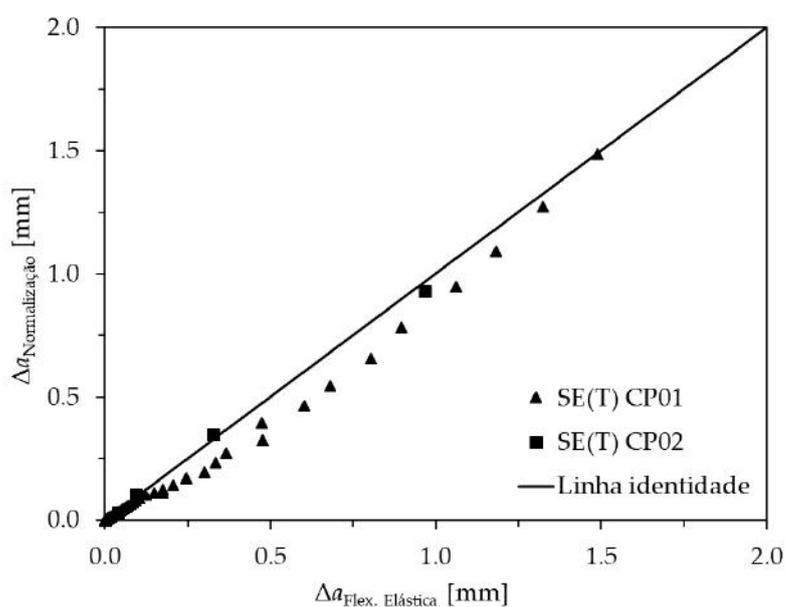


Figura 56 – Comparação dos comprimentos de trinca estimados pela técnica de normalização e pelo método da flexibilidade elástica para CPs SE(T) de aço ARBL.

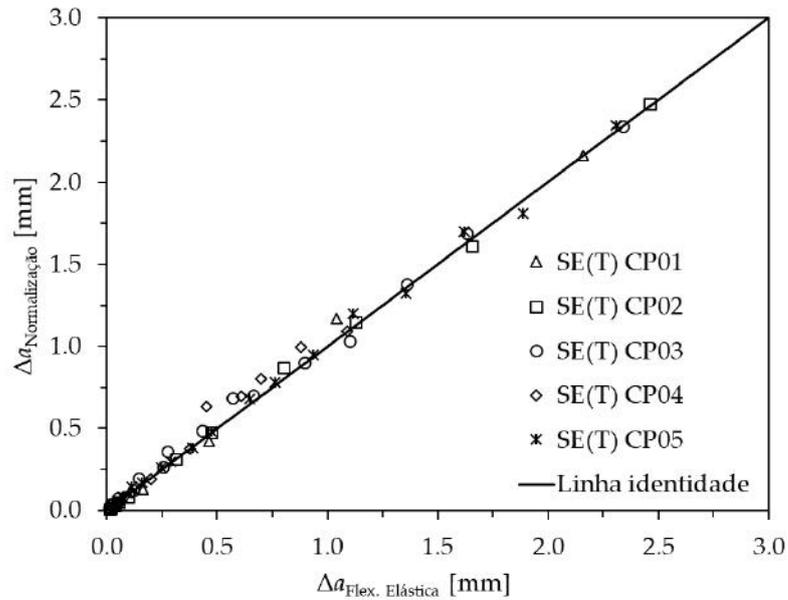


Figura 57 - Comparação dos comprimentos de trinca estimados pela técnica de normalização e pelo método da flexibilidade elástica para CPs SE(T) de aço ART.

4.5 Curvas de resistência ao crescimento de trinca

A partir dos comprimentos de trinca determinados e do cálculo da integral- J , os pares J - Δa experimentais puderam ser determinados. A seguir, esses resultados são apresentados.

4.5.1 Técnica de normalização

A Figura 58 e Figura 59 apresentam os pares J - Δa determinados através da técnica de normalização para o aço ARBL, em geometria SE(T), e ART, em geometria SE(T) e SE(B), respectivamente.

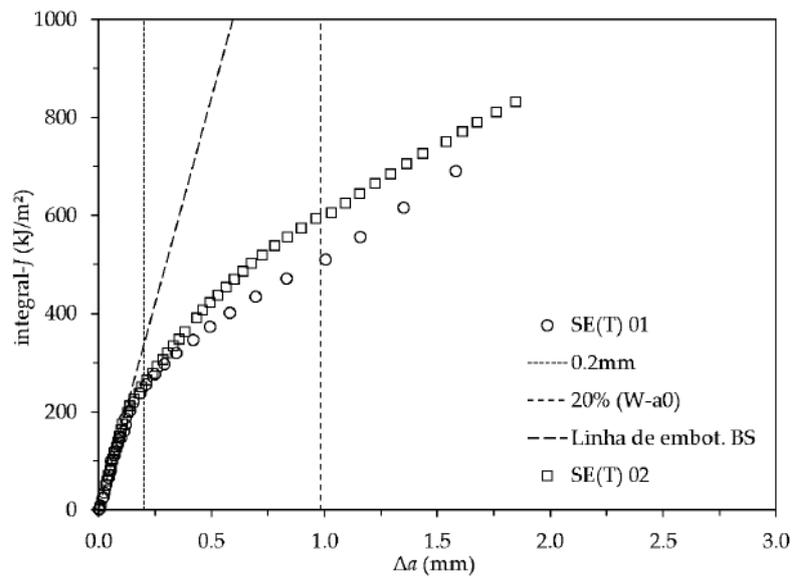


Figura 58 – Pares J - Δa experimentais obtidos pela técnica de normalização para o aço ARBL em geometria SE(T).

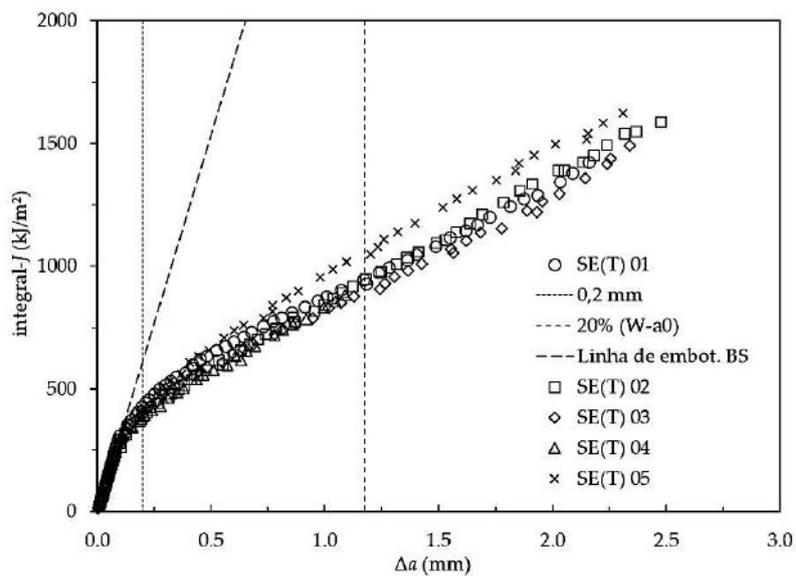


Figura 59 - Pares J - Δa experimentais obtidos pela técnica de normalização para o aço ART em geometria SE(T).

4.5.2 Técnica da flexibilidade elástica

A Figura 60, Figura 61 e Figura 62 apresentam os pares J - Δa determinados através da técnica da flexibilidade elástica para o aço ARBL, em geometria SE(T), e ART, em geometria SE(T) e SE(B), respectivamente.

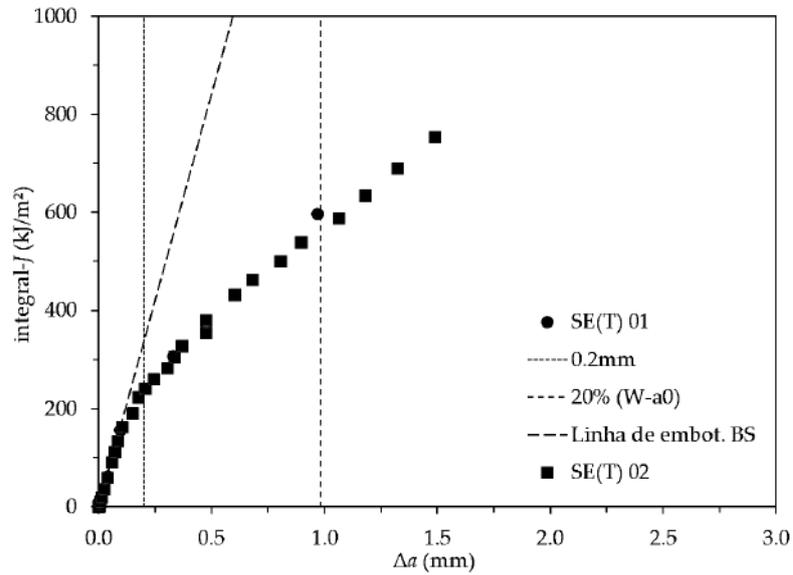


Figura 60 - Pares $J-\Delta a$ experimentais obtidos pelo método da flexibilidade elástica para o aço ARBL em geometria SE(T).

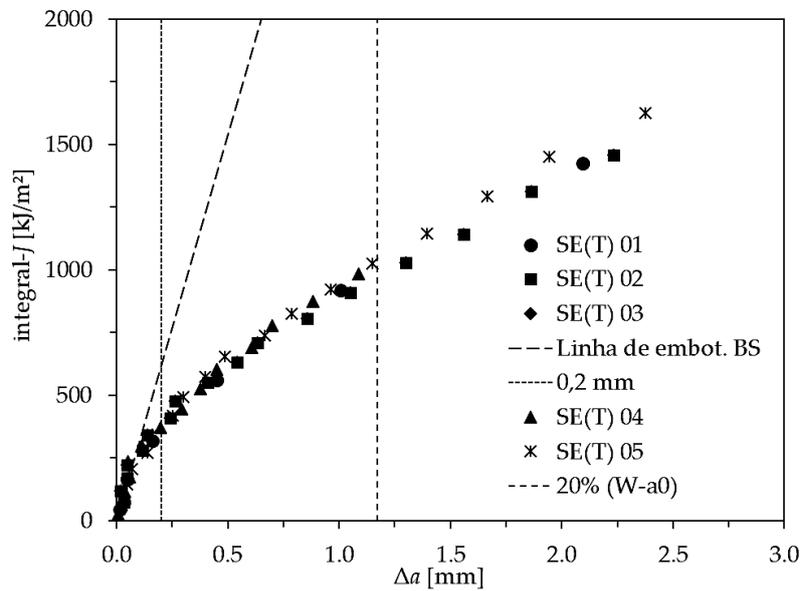


Figura 61 - Pares $J-\Delta a$ experimentais obtidos pelo método da flexibilidade elástica para o aço ART em geometria SE(T).

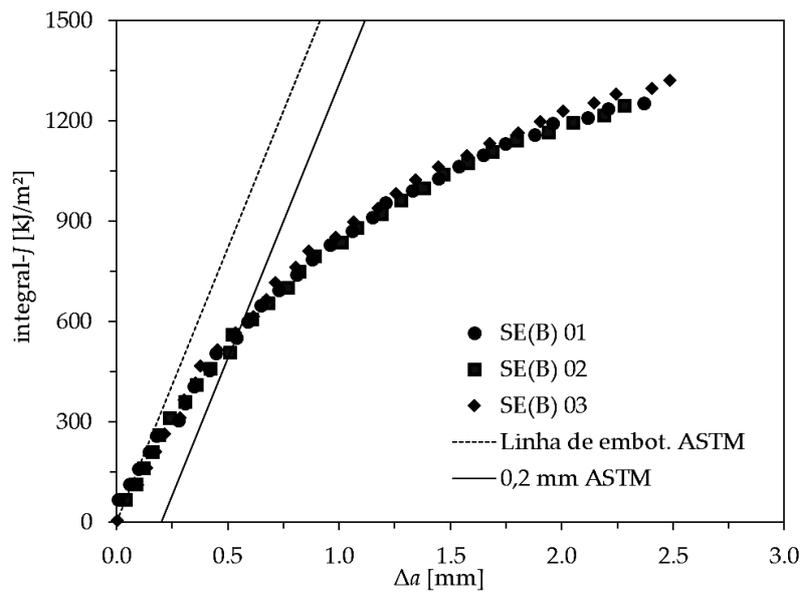


Figura 62 - Pares J - Δa experimentais obtidos pelo método da flexibilidade elástica para o aço ART em geometria SE(B).

4.5.3 Comparação de metodologias

A seguir, os pares J - Δa determinados pelas duas metodologias são apresentados. Na Figura 63 a comparação é feita para o aço ARBL testado em geometria SE(T) e na Figura 64 para o aço ART também testado em geometria SE(T).

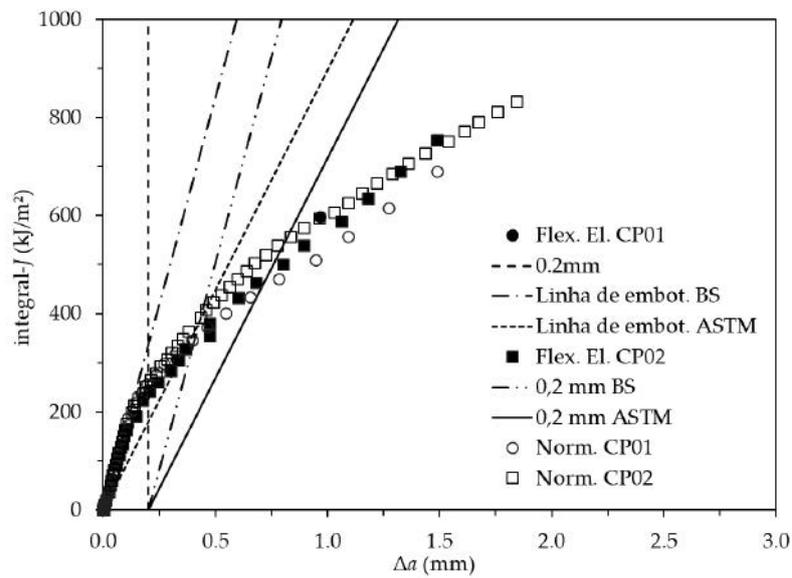


Figura 63 – Comparação dos pares $J-\Delta a$ experimentais determinados pela técnica de normalização e pelo método da flexibilidade elástica para o aço ARBL em geometria SE(T).

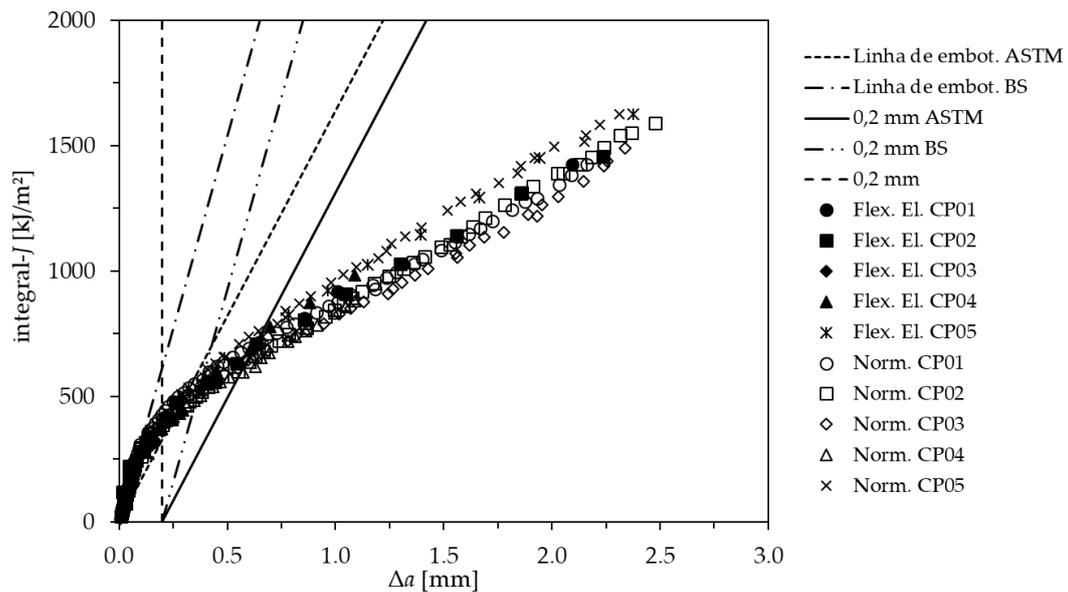


Figura 64 - Comparação dos pares $J-\Delta a$ experimentais determinados pela técnica de normalização e pelo método da flexibilidade elástica para o aço ART em geometria SE(T).

4.5.4 Comparação das curvas de resistência mediante geometrias SE(B) e SE(T)

A seguir, os pares $J-\Delta a$ determinados pela técnica da flexibilidade elástica para os corpos de prova SE(T) de aço ART são apresentados.

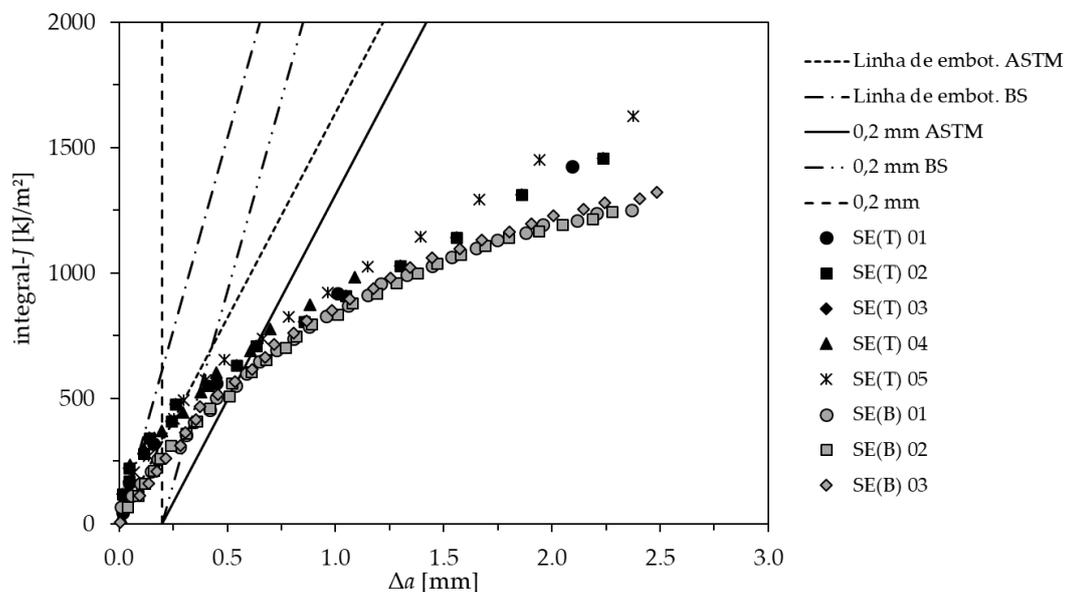


Figura 65 - Comparação dos pares J - Δa experimentais determinados pelo método da flexibilidade elástica para o aço ART em geometria SE(T) e SE(B).

4.6 Determinação da tenacidade à fratura

Inicialmente, a tenacidade à fratura dos corpos de prova SE(T) foi determinada através da norma BS 8571:2014 [12] tanto para o método de normalização, como para o método da flexibilidade elástica. Já os corpos de prova SE(B), foram analisados mediante utilização da norma ASTM E1820-17a. No entanto, ao se analisar esses valores normalizados de tenacidade para o mesmo material (ART) e em diferentes geometrias, SE(T) e SE(B), percebe-se que os valores dos corpos de prova em geometria SE(B) são maiores que os de geometria SE(T). Tal resultado, é o oposto do encontrado nas curvas de resistência apresentadas na Figura 65. Devido a esse fato, a tenacidade à fratura para os corpos de prova SE(B) também foi calculada mediante os parâmetros descritos pela norma BS 7448-4:1997, $J_{0,2}$ e $J_{0,2BL}$, e os corpos de prova SE(T) analisados pela norma ASTM E1820-17a (J_{Ic}) e também pelo parâmetro $J_{0,2BL}$ (BS 7448-4:1997). Vale ressaltar que os parâmetros J_{Ic} e $J_{0,2BL}$ são aplicáveis somente em corpos de prova de elevada restrição a deformação, ou seja, não são aplicáveis a corpos de prova SE(T). Porém, neste trabalho tais parâmetros foram utilizados e a devida explicação para isso se dará na seção *Discussão*. Além disso, outro assunto que será melhor explorado é a diferença entre as equações da linha de embotamento utilizadas pelas normas da ASTM e BSI, que devido às suas diferentes inclinações geram incompatibilidades na determinação da tenacidade mesmo para uma geometria. A Tabela 5 apresenta os valores de tenacidade em geometria SE(T) determinados pelo método de normalização e da flexibilidade elástica para o aço ARBL, a

Tabela 6 para o aço ART em geometria SE(T) e a Tabela 7 também para o aço ART, porém em geometria SE(B).

Tabela 5 – Valores de tenacidade à fratura obtidos para o aço ARBL em geometria SE(B) através do método de normalização e da flexibilidade elástica utilizando os parâmetros $J_{0.2}$ (BS 8571:2014), J_{Ic} (ASTM E1820-17a) e $J_{0.2BL}$ (BS 7448-4:1997) (em kJ/m²).

CP	$J_{0.2}$		J_{Ic}		$J_{0.2BL}$	
	Norm.	Flex. El.	Norm.	Flex. El.	Norm.	Flex. El.
SE(T) 01	256	233	448	534	355	364
SE(T) 02	258	263	550	536	393	387
Média	257 ± 01	248 ± 21	499 ± 72	535 ± 01	374 ± 27	376 ± 16

Tabela 6 - Valores de tenacidade à fratura obtidos para o aço ART em geometria SE(T) através do método de normalização e da flexibilidade elástica utilizando os parâmetros $J_{0.2}$ (BS 8571:2014), J_{Ic} (ASTM E1820-17a) e $J_{0.2BL}$ (BS 7448-4:1997) (em kJ/m²).

CP	$J_{0.2}$		J_{Ic}		$J_{0.2BL}$	
	Norm.	Flex. El.	Norm.	Flex. El.	Norm.	Flex. El.
SE(T) 01	400	357(**)	667	685	537	504
SE(T) 02	378	376	652	720	506	529
SE(T) 03	400	389	647	692	521	534
SE(T) 04	374	372	620	719	490	522
SE(T) 05	411	376	775	754	581	557
Média	393 ± 16	374 ± 12	672 ± 60	714 ± 27	527 ± 35	529 ± 19

Tabela 7 - Valores de tenacidade à fratura obtidos para o aço ART em geometria SE(B) através da técnica da flexibilidade elástica utilizando os parâmetros $J_{0.2}$ (BS 7448-4:1997), J_{Ic} (ASTM E1820-17a), e $J_{0.2BL}$ (BS 7448-4:1997) (em kJ/m²).

CP	$J_{0.2}$	J_{Ic}	$J_{0.2BL}$
SE(B) 01	307	581	422*
SE(B) 02	305	579	419*
SE(B) 03	345	664	480*
Média	319 ± 23	608 ± 49	440 ± 34

5 Discussão

5.1 Aplicação do método de normalização em corpos de prova de geometria SE(T)

A aplicabilidade do método de normalização usando corpos de prova SE(T) se torna bastante atrativa uma vez que a sensibilidade da técnica da flexibilidade elástica para esta geometria é baixa quando comparada com as geometrias SE(B) e C(T). Esta se torna ainda mais baixa quando corpos de prova SE(T) com trincas curtas são utilizados. A Figura 66 apresenta as soluções teóricas de a/W vs. $E'BC_{CMOD}$ para diferentes geometrias. Neste momento vale ressaltar que para este trabalho foram testados corpos de prova SE(T) fixados por garras (*Clamped SE(T)*). Basicamente, a análise deste gráfico pode ser feita observando o fato de que em corpos de prova SE(T), tanto os tracionados com garras como os com pinos, com pequenas variações da flexibilidade elástica do corpo de prova (C_{CMOD}) um intervalo grande de valores comprimento de trinca pode ser determinado. Isso mostra a baixa sensibilidade do método para esses tipos de corpos de prova. Por outro lado, as geometrias SE(B) e C(T) possuem maiores sensibilidades.

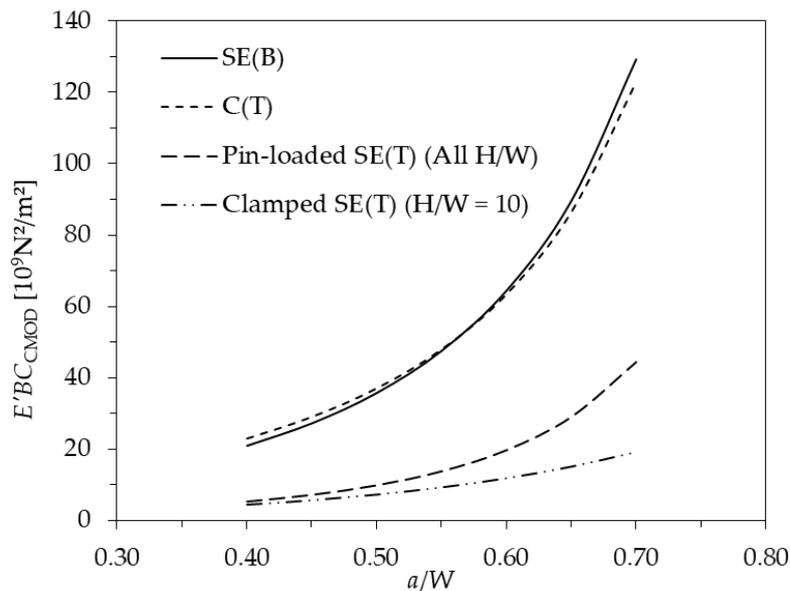


Figura 66 - a/W vs. $E'BC_{CMOD}$ para corpos de prova SE(B), C(T), SE(T) tracionado por pinos (*Pin-loaded SE(T)*) e SE(T) tracionado por garras (*Clamped SE(T)*).

Além das propriedades mecânicas do material, do ambiente e da temperatura de teste, a resposta de um material durante os testes de fratura depende do nível de restrição à deformação plástica na ponta da trinca. O que significa que tal resposta será dependente da geometria do corpo de prova, do tamanho inicial da trinca (a_0/W), do tipo de carregamento, entre outros. Diferentes configurações podem levar a diferentes níveis de restrição a deformação na ponta de uma trinca e a

diferentes zonas de deformação [55]. Corpos de prova de elevada restrição a deformação plástica, como SE(B), C(T) e DC(T) com trincas profundas ($0.45 \leq a_0/W \leq 0.70$), limitam a plasticidade a uma região próxima à ponta da trinca e dentro do ligamento remanescente do corpo de prova. Por outro lado, corpos de prova de baixa restrição à deformação, como corpos de prova SE(T) e SE(B) com trincas curtas, são capazes de deformar plasticamente em maiores escalas que corpos de prova de elevada restrição e, além disso, eles não restringem a plasticidade à uma certa região na ponta da trinca. Quando os corpos de prova SE(T) são carregados, eles promovem diferentes padrões de deformação plástica que inclui deformação dentro e fora do ligamento remanescente. Dessa forma, todo tipo de deformação que ocorra no corpo de prova, dentro e/ou fora da região de processo de fratura, será introduzido ao registro carga vs. deslocamento da linha de aplicação da carga (*P*-LLD), inabilitando a utilização desse registro. No entanto, a utilização do CMOD permitiria a correta medição do deslocamento associado ao processo de fratura evitando quaisquer outras contribuições de deformação plástica. A Figura 67 apresenta registros experimentais típicos de *P*-CMOD e *P*-LLD para o aço ARBL testado em geometria SE(T). Além disso, o fator η_{pl} que relaciona a contribuição plástica da integral-*J* com o trabalho realizado unidade de área do ligamento remanescente deve ser derivado do registro *P*-CMOD como reportado em algumas investigações [55]-[57]. Nesse contexto, e conforme descrito anteriormente, o método de normalização foi aplicado utilizando o registro *P*-CMOD.

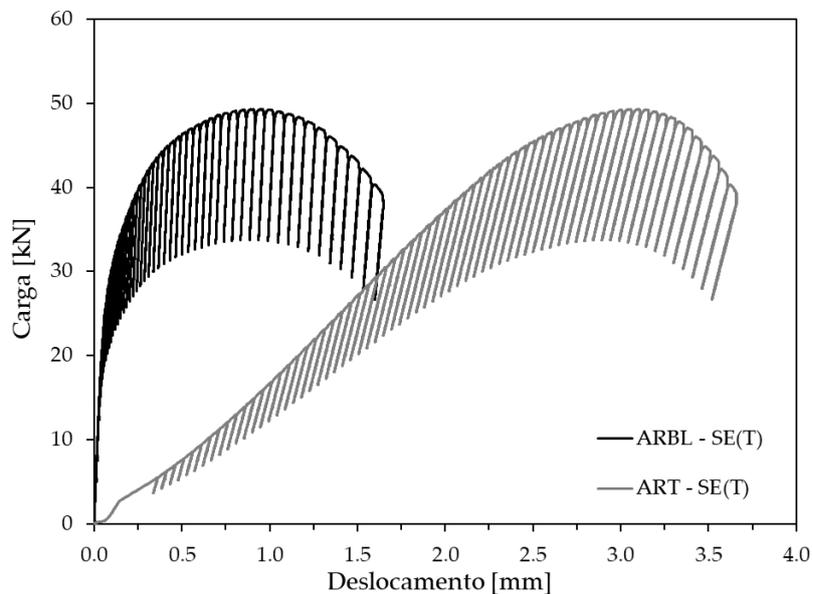


Figura 67 – Registros típicos experimentais carga vs. deslocamento para o aço ARBL testado em geometria SE(T) de relação $H/W = 10$ ($B = 2W = 20$ mm).

O procedimento de estimativa dos comprimentos de trinca para o método de normalização precisa de valores corrigidos de comprimento de trinca levando-se em conta o embotamento da mesma (a_{bi}). O conceito de linha de embotamento (*blunting line*) não é considerado na norma BS 8571:2014 e de acordo com *Landes* [58] pode utilizado como:

$$J = 2m\sigma_Y\Delta a, \quad \text{Equação 60}$$

onde m é o fator de restrição dependente de a/W , do estado de tensão, σ_{YS}/σ_{UTS} , entre outros. Para geometrias em flexão de três pontos a norma ASTM E1820-17a utiliza $m = 1$ na Equação 60 e na descrição do procedimento de aplicação do método de normalização [1], enquanto que a norma BS 7448-4:1997 [2] utiliza $m = 3.75/2$. Nesse momento é importante ressaltar que não há acordo sobre o valor de m na literatura [58][59]. *Shen & Tyson* propuseram as seguintes equações para estimar o valor de m para corpos de prova SE(T) tracionados por garras (*Clamped*) [60]:

$$m = A_1 \frac{a}{W} + A_2, \quad \text{Equação 61}$$

onde:

$$\begin{cases} A_1 = -0,1293 + 0,1152n - 0,00986n^2 + 0,000263n^3 \\ A_2 = 3,08670 - 0,2970n + 0,01940n^2 - 0,000427n^3 \end{cases} \quad \text{Equação 62}$$

e n é o expoente de encruamento da equação de Ramberg-Osgood. No caso deste trabalho, a Equação 61 resultou em um valor de m muito próximo ao utilizado na norma BS 7448-4:1997 e utilizando esse valor de m foram obtidos pares $J-\Delta a$ através do método de normalização. A Figura 68 mostra esses pares (círculos abertos), os pares obtidos pelo método da flexibilidade elástica (quadrados pretos) e os pares determinados através do método de normalização utilizando a equação da linha de embotamento da norma ASTM E1820 (círculos pretos). Conforme pode ser observado, os pares $J-\Delta a$ obtidos mediante a utilização da equação de *Shen & Tyson* apresentaram um resultado muito mais próximo do exibido pelo método da flexibilidade elástica do que os pares obtidos utilizando a equação da ASTM E1820.

Outra característica observada durante a aplicação do método de normalização é a oscilação inicial dos pares $J-\Delta a$. A Figura 69 apresenta essa oscilação inicial observada para um corpo de prova SE(T) de aço ARBL. Essas oscilações foram observadas em todas as curvas de pares $J-\Delta a$ determinadas através do método de normalização. Isso acontece, pois, o procedimento de determinação dos comprimentos de trinca desse método é muito sensível à qualidade da função de quatro parâmetros (Equação 52). Tal efeito é ainda mais acentuado para pequenas quantidades de deslocamento plástico [61]. Para corrigir esses valores, é sugerido a utilização da linha de embotamento representativa do embotamento da ponta da trinca e o respectivo deslocamento de todos os pares $J-\Delta a$ deslocados para essa linha. A Figura 70 mostra os pares $J-\Delta a$ corrigidos de acordo com esse procedimento. Todas as curvas de resistência determinadas nesse trabalho (Figura

58 a Figura 65) foram corrigidas utilizando esse procedimento. Nesse momento, é importante ressaltar que essas oscilações ocorrem somente para pequenos valores de Δa e fora da região de qualificação para a determinação da curva de resistência ajustada (vide Figura 69).

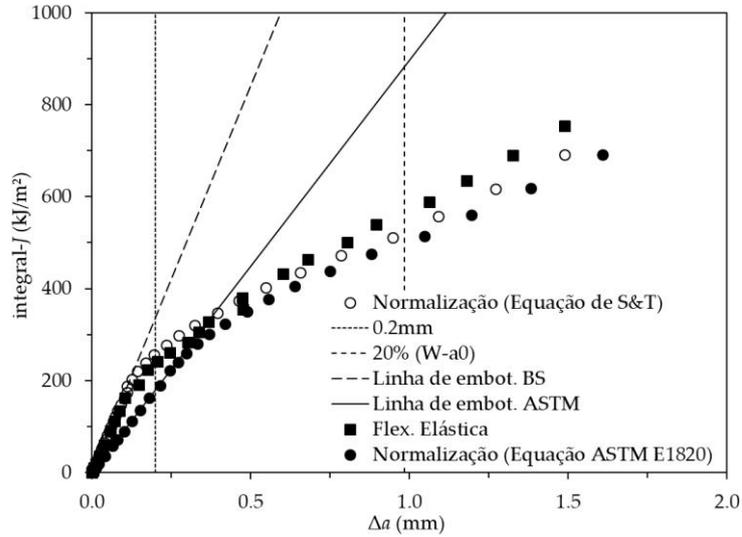


Figura 68 – Pares experimentais J - Δa determinados pelo método de normalização utilizando as equações de *Shen & Tyson* e da ASTM E1820 e pela técnica da flexibilidade elástica.

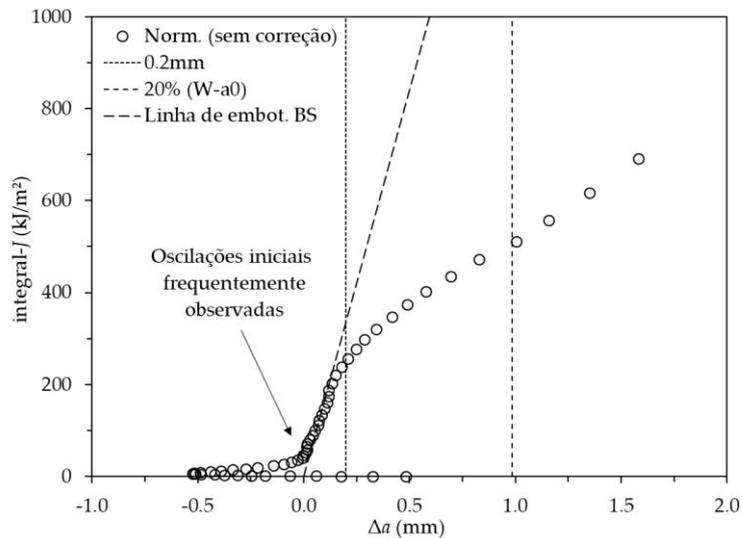


Figura 69 – Oscilações iniciais frequentemente observadas nos pares J - Δa determinados pelo método de normalização.

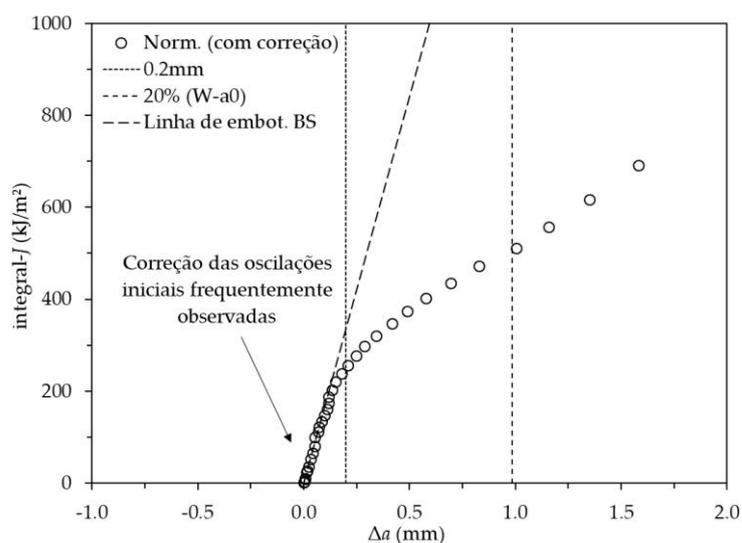


Figura 70 – Pares J - Δa obtidos pelo método de normalização corrigidos.

5.2 Determinação da tenacidade à fratura em corpos de prova SE(B) e SE(T) através de diferentes normas

Conforme mencionado na *Introdução*, geometrias de tração introduzem menores níveis de restrição a deformação plástica na ponta de uma trinca do que geometrias de flexão. A Figura 71 apresenta, através de resultados por elementos finitos, os diferentes padrões produzidos para diferentes tipos de geometria, de flexão (SE(B)) e de tração (SE(T)) [67]. Como resultado, são esperadas curvas de resistência mais altas para um mesmo material [55][62]-[66]. As curvas experimentais determinadas estão de acordo com a teoria, como pode ser observado na Figura 65. No entanto, os valores de tenacidade à fratura calculados de acordo com as normas correspondentes, ASTM E1820 para corpos de prova SE(B) e BS 8571:2014 para SE(T), não seguem essa tendência. Tal fato pode ser observado comparando as Tabela 6 e Tabela 7. No entanto, antes de analisar os valores de tenacidade à fratura, dois comentários sobre as normas ASTM E1820-17a e BS 7448-4:1997 devem ser feitos:

- I. Tais normas foram desenvolvidas para corpos de prova de elevada restrição a deformação, SE(B), C(T) e DC(T) com trincas profundas, e não para testar corpos de prova de baixa restrição, como os corpos de prova SE(T). Configurações de elevada restrição limitam a plasticidade à uma região dentro do ligamento remanescente, permitindo a utilização da integral- J como um parâmetro útil para caracterizar as condições de tensões e deformações na ponta da trinca.
- II. Essas normas definem um valor limite para a integral- J ($J_{m\acute{a}x}$), que corresponde a capacidade máxima do corpo de prova de determinar com acurácia o valor deste parâmetro. Quando

esses critérios são aplicados a corpos de prova SE(T), as curvas de resistência se tornam inválidas. Por outro lado, a norma BS 8571:2014 não define um valor de $J_{máx}$ porque nenhum parâmetro independente da geometria é solicitado.

Nesse contexto, e com o intuito de comparar a tenacidade do mesmo material através de diferentes definições, as normas ASTM E1820-17a (J_{Ic}) e BS 7448-4:1997 ($J_{0.2BL}$) também foram usadas para corpos de prova SE(T), porém sem a utilização do critério $J_{máx}$ utilizados por elas.

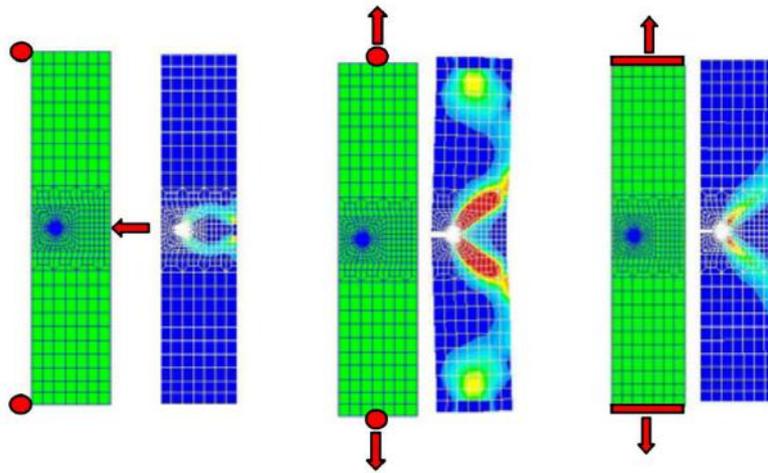


Figura 71 – Padrões de deformação plástica produzidos por diferentes tipos de geometria de corpos de prova (SE(B), SE(T) tracionado por pinos e SE(T) tracionado por garras). Adaptado de [67].

Em relação aos valores de tenacidade à fratura determinados, temos que o valor médio de tenacidade para os corpos de prova SE(B) de aço ART, calculado através da norma ASTM E1820-17a ($J_{Ic} = 608 \text{ kJ/m}^2$), é maior que o valor médio de tenacidade medido para os corpos de prova SE(T) de mesmo material e calculado através da norma BS 8571:2014 ($J_{0.2} = 374 \text{ kJ/m}^2$). No entanto, quando os mesmos procedimentos são utilizados para comparar os valores de tenacidade à fratura, os corpos de prova SE(T) apresentam maiores valores do que os SE(B), conforme esperado. Tal incompatibilidade ocorre devido às diferentes definições de tenacidade à fratura em cada norma:

- A norma ASTM E1820-17a, desenvolvida para corpos de prova de elevada restrição à deformação plástica (como os corpos de prova SE(B) com trincas profundas usados nesse trabalho), define o valor de J_{Ic} como a resistência do material ao crescimento de trinca sob condição de deformação plana a 0,2 mm de crescimento estável além do embotamento da mesma;
- A norma BS 7448-4:1997, também desenvolvida para corpos de prova de elevada restrição, apresenta duas definições para a resistência à fratura, $J_{0.2}$ e $J_{0.2BL}$. $J_{0.2}$ é definido como a

resistência do material ao crescimento de trinca a 0,2 mm de propagação total (incluindo o embotamento da ponta da trinca), e $J_{0,2BL}$ é definido igualmente ao valor de J_{Ic} ;

- A norma BS 8571:2014 define tenacidade à fratura somente como $J_{0,2}$.

Adicionalmente à essas três diferentes definições, existe outra diferença entre as normas que consideram o embotamento da ponta da trinca: a inclinação da linha de embotamento. A norma BS 7448-4:1997 define a linha de embotamento como:

$$J = 3,75R_m\Delta a. \quad \text{Equação 63}$$

Já a norma ASTM E1820-17a, define a linha de embotamento como:

$$J = 2\sigma_Y\Delta a. \quad \text{Equação 64}$$

Descritas as incompatibilidades entre as normas utilizadas, a discussão desta sub-seção será estendida em duas partes: a limitação do valor $J_{0,2}$ e a inclinação da linha de embotamento.

5.2.1 A limitação do valor $J_{0,2}$

Quando aços de elevada tenacidade e baixo limite de resistência são testados, a linha vertical correspondente a 0,2 mm pode cruzar a linha de embotamento antes do início do crescimento estável de trinca. Essa limitação pode ser claramente observada na Figura 72. Nesta, foram plotados os pontos experimentais $J-\Delta a$ obtidos para um aço estrutural (limite de resistência igual a 539 MPa) em geometria SE(B) ($W = 2B$, e $B \approx 25$ mm) com trinca profunda ($a/W \approx 0,5$). A linha que corresponde a 0,2 mm de crescimento de trinca também foi colocada, assim como as linhas de embotamento definidas pelas normas BS 7448-4 e ASTM E1820. Observando essa Figura, é possível perceber que o embotamento da ponta da trinca claramente segue a linha de embotamento definida pela BS 7448-4. E na prática, 0,2 mm de crescimento total de trinca como um parâmetro de definição da tenacidade à fratura leva a um valor de iniciação que corresponde a interseção da linha auxiliar vertical de 0,2 mm com a linha de embotamento.

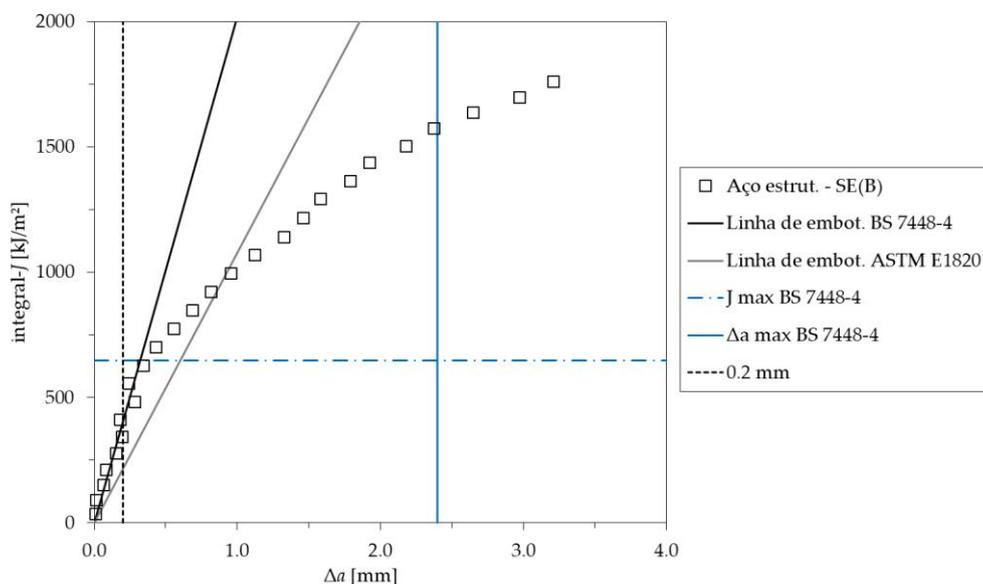


Figura 72 – Pares experimentais J - Δa determinados para um aço estrutural de limite de resistência 539 MPa em geometria SE(B) ($W = 2B$, com $B \approx 25$ mm).

De acordo com a definição de tenacidade descrita através do parâmetro $J_{0,2}$, um valor máximo de tenacidade à fratura pode ser estabelecido em função do limite de resistência (R_m) para os materiais que seguem a linha de embotamento. Esse valor, referido nesse trabalho como $J_{0,2, \text{máx}}$, é determinado a partir da intercessão da linha vertical a 0,2 mm com a linha de embotamento. A Tabela 8 apresenta valores de $J_{0,2, \text{máx}}$ calculados mediante utilização da norma BS 7448-4:1997 para diferentes valores de R_m . Muitos aços de alta tenacidade, como o aço mostrado na Figura 72, apresentam valores de tenacidade à fratura mais elevados do que o definido através desse parâmetro, resultando em valores de tenacidade extremamente conservadores.

Tabela 8 – Valores de $J_{0,2, \text{máx}}$ calculados de acordo com a norma BS 7448-4 para diferentes valores de limite de resistência - R_m (em MPa).

R_m	400	500	600	700	800	900	1000
$J_{0,2, \text{máx}}$	300	375	450	525	600	675	750

5.2.2 A inclinação da linha de embotamento

Conforme mencionado anteriormente, as inclinações da linha de embotamento das normas ASTM E1820 e BS 7448-4 (e ISO 12135 [3]) são diferentes. Ao comparar as curvas de resistência determinadas para o mesmo material (ART) em diferentes geometrias percebe-se que, quando testado

em geometria SE(B) os pares experimentais iniciais $J-\Delta a$ resultantes se aproximam da linha de embotamento definida pela norma ASTM E1820 (Figura 62), enquanto que em geometria SE(T) os pares iniciais se aproximam claramente da linha definida pela norma BS 7448-4 (Figura 61). Por outro lado, quando materiais de elevadíssima tenacidade, como alguns metais utilizados para a produção de vasos de pressão, são testados em geometria SE(B), apresentam comportamento de embotamento da ponta da trinca que se aproxima bastante do definido pela BS 7448-4. Esse comportamento pode ser observado na Figura 73 Para um aço API 5L X65 testado em geometria SE(B) ($W = 2B$, com $B \approx 25$ mm) seguindo o procedimento descrito pela norma ASTM E1820-17a. Nesse caso, se a tenacidade do material fosse determinada pela norma ASTM E1820, o valor corresponderia a um Δa maior do que 0,2 mm a frente do embotamento experimental da ponta da trinca ou, como neste específico exemplo, o parâmetro J_{Ic} não poderia ser determinado. Em situações como essa, onde os pares experimentais $J-\Delta a$ seguem a linha de embotamento da norma BS 7448-4 (ou ISO 12135), a tenacidade à fratura determinada através da norma ASTM E1820 resultaria em um valor não conservador.

A ESIS P2-92 [68] propôs, na determinação do valor de comprimento de trinca inicial a_i , aproximar a linha de embotamento aparente conforme a seguinte equação:

$$J = NR_f \Delta a. \quad \text{Equação 65}$$

No entanto, não há diretrizes claras sobre como deve ser selecionado o valor apropriado de N , apenas que $1 \leq N \leq 6$. Para a determinação de curvas $J-R$, a ESIS recomenda que a inclinação da linha de embotamento seja estimada em função das propriedades mecânicas em tração do material, porém resultados preliminares mostraram que tais valores se aproximam dos valores utilizados pelas normas BS 7448-4 e ISO 12135.

Deste modo, a discussão sobre qual inclinação da linha de embotamento é mais adequada para cada situação está longe de estar definida. E nesse contexto, é proposto a utilização da inclinação da linha de embotamento de acordo com o comportamento experimental do material testado.

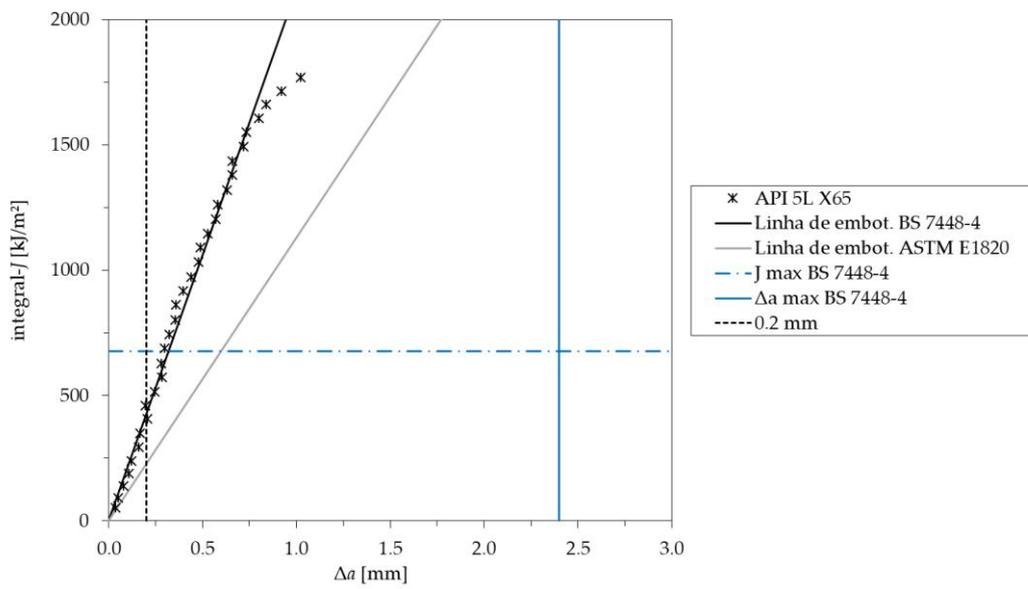


Figura 73 – Pares experimentais J - Δa determinados para um aço API 5L X65 em geometria SE(B) ($W = 2B$, com $B \approx 25$ mm).

6 Conclusões

O método de normalização se mostrou uma boa alternativa para a determinação de curvas de resistência utilizando corpos de prova SE(T) com $0.40 < a_0/W < 0.55$ para dois tipos de aços estruturais. Os comprimentos de trinca e as curvas *J-R* obtidas pelos métodos de normalização e pela técnica da flexibilidade elástica apresentaram resultados satisfatórios. Porém, para a sua aplicação alguns pontos devem ser destacados:

- O uso do registro *P-CMOD* permite a correta medição do deslocamento associado ao processo de fratura, evitando outros tipos de contribuições devido a deformação plástica;
- A linha de embotamento baseada na expressão de Shen & Tyson foi introduzida, apresentando boa correlação com a exposta pela norma BS 7448-4:1997.

Em relação a determinação da tenacidade à fratura para corpos de prova SE(B) e SE(T), outros pontos merecem destaque.

- As curvas de resistência obtidas a partir do mesmo material e orientação determinadas a partir de corpos de prova SE(B) e SE(T) apresentaram resultados diferentes. Corpos de prova de baixa restrição à deformação plástica resultaram em curvas mais altas que as obtidas através de corpos de prova SE(B), como o esperado.
- Devido as diferentes definições de tenacidade à fratura de cada norma, em um caso os corpos de prova SE(B) apresentaram valores de tenacidade mais altos do que corpos de prova SE(T). No entanto, se a mesma definição de tenacidade à fratura for utilizada, o que não é possível atualmente, os resultados seguem a tendência das curvas de resistência, como esperado fisicamente.
- Quando testados em geometrias SE(B) e SE(T), as partes iniciais das curvas de resistência são claramente representadas por diferentes linhas de embotamento.

7 Referências bibliográficas

- [1] ASTM E1820-16, Standard test method for measurement of fracture toughness, ASTM International, West Conshohocken, USA, 2016.
- [2] BS 7448-4:1997, Fracture mechanics toughness tests. Method for determination of fracture resistance curves and initiation values for stable crack extension in metallic materials, BSI - British Standards Institution, London, 1997.
- [3] ISO 12135, Metallic Materials – Unified Method of Test for the Determination of Quasistatic Fracture Toughness, International Organization of Standardization, 2016.
- [4] Towers, O. L. and Garwood, S. J., Influence of Crack Depth on Resistance Curves for Three-point Bend Specimens in HY130. *Fract Mech. ASTM STP 905*. 1986; 17: 454 - 484.
- [5] Hancock, J. W., Reuter, W. G. and Parks, D. M., Constraint and Toughness Parameterized by T, *Const Eff in Fract. ASTM STP 1171*. 1993. 21 - 40.
- [6] Joyce, J. A., Hackett, E. M. and Roe, C., Effect of Crack Depth and Mode of Loading on the J-R Curve Behavior of a High-strength Steel, *Const Eff in Fract. ASTM STP 1171*. 1993. 239 - 263.
- [7] Joyce, J. A. and Link, R. E., Effects of Constraint on Upper Shelf Fracture Toughness. *Fract Mech. ASTM STP 1256*. 1995; 26. 142 – 177.
- [8] Nyhus, B., Polanco, M. L. and Orjasether, O. SENT specimens an alternative to SENB specimens for fracture mechanics testing of pipelines. *Proc. Int. Conf. OMAE*, Cancun, Mexico. 2003; 3. 259 – 266.
- [9] Cravero, S. and 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.* 2005; 72. 1344 - 1360.
- [10] Cravero, S., Bravo, R. E. and Ernst, H. A., Constraint evaluation and effects on J-R curves for pipes under combined load conditions. *Proc. Eur Conf Fract.* Brno, Czech. 2008; 17. 1174 – 1183.
- [11] Chiesa, M., Nyhus B, Skallerud, B. and Thaulow, C. Efficient fracture assessment of pipelines. A constraint-corrected SENT specimen approach. *Eng. Fract. Mech.*, 2001; 68. 527 - 547.
- [12] BS 8571:2014, Methods of test for determination of fracture toughness in metallic materials using single edge notched tension (SENT) specimens, BSI British Standards Institution, London, 2014.
- [13] Anderson, T.L., Fracture mechanics: fundamentals and applications, CRC Press, 2nd ed., 1995.
- [14] Pineau, A., Benzerga, A. A., Pardoën, T., Failure of metals I: Brittle and ductile fracture, *Acta Materialia*, Vol. 107 (2016), pp.: 424-483.
- [15] Janssen, M.; Zuidema, J., Wanhill, R.J.H., Fracture mechanics, Spon Press, 2nd ed., 2004.
- [16] Dieter, G. E., Metalurgia Mecânica, Editora Guanabara Dois S.A., segunda edição, 1981.

- [17] Kumar, V.; German, M.D.; Shih, C.F., An engineering approach for elastic–plastic fracture analysis, EPRI Report NP-1931, 1981.
- [18] Zhu, XK; Joyce, J.A., Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.85 (2012), pp.: 1-46, 2012.
- [19] Hutchinson, J.W., Singular Behavior at the End of a Tensile Crack Tip in a Hardening Material. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 16 (1968), pp. 13–31.
- [20] Rice, J.R. and Rosengren, G.F., Plane Strain Deformation near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 16 (1968), pp. 1–12.
- [21] Rice, J.R., Paris, P.C., and Merkle, J.G., Some Further Results of J-Integral Analysis and Estimates. ASTM STP 536, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, (1973), pp.: 231–245.
- [22] Sumpter, J.D.G.; Turner, C.E., Method for laboratory determination of J, In: *Cracks and Fracture*, ASTM STP 601, American Society for Testing and Materials, pp.: 03-18, 1976.
- [23] McMeeking, R. M. and Parks, D. M., On criteria for J-dominance of crack-tip fields in large-scale yielding, *Elastic Plastic Fracture*, ASTM STP 668, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1979, pp.: 175-194.
- [24] Shih, C. F., German, M. D., Requirements for a One Parameter Characterization of Crack Tip Fields by the HRR Singularity, *International Journal of Fracture*, Vol.17 (1981), pp. 27 – 43.
- [25] Wallin, K., *Fracture toughness of Engineering Materials – Estimation and Application*, EMAS Publishing, 2011.
- [26] McClintock, F. A., *Plasticity Aspects of Fracture*, *Fracture: An advanced Treatise*, Vol. 3 (1991), Academic Press, New York, pp.: 47-225.
- [27] Kirk, M.T., Koppenhoefer, K.C., and Shih, C.F., Effect of Constraint on Specimen Dimensions Needed to Obtain Structurally Relevant Toughness Measures. *Constraint Effects in Fracture*, ASTM STP 1171, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA 1993, pp. 79–103.
- [28] Kirk, M.T., Dodds, R.H., Jr., and Anderson, T.L., Approximate Techniques for Predicting Size Effects on Cleavage Fracture Toughness. *Fracture Mechanics*, Vol. 24, ASTM STP 1207, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA.
- [29] Clarke, G.A., Single specimen test for JIC determination revisited fracture mechanics, In: ROBERTS, R., *Fracture mechanics*, ASTM STP 743, American Society for Testing and Materials, pp. 553-575, 1991.
- [30] Ernst, H., Paris, P. C., Rossow, Mark, and Hutchinson, J. W., Analysis of Load-Displacement Relationships to Determine J-R Curve and Tearing Instability Material Properties, *Fracture*

- Mechanics, ASTM STP 677, C. W. Smith, Ed., American Society for Testing and Materials, 1979, pp. 581-599.
- [31] Herrera, R. and Landes, J. D., Direct J-R Curve Analysis: A Guide to the Methodology, Fracture Mechanics: Twenty-First Symposium, ASTM STP 1074, J. P. Gudas, J. A. Joyce, and E. M. Hackett, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1990, pp. 24-43.
- [32] Landes, J. D., Zhou, Z., Lee, K., and Herrera, R., Normalization Method for Developing J-R Curves with the LMN Function, Journal of Testing and Evaluation, JTEVA, Vol. 19, No. 4, July 1991, pp. 305-311.
- [33] Sharobeam, M. H., and Landes, J. D., The load separation criterion and methodology in ductile fracture mechanics, International Journal of Fracture, Vol. 47, 1989, pp. 81-104.
- [34] Sharobeam, M. H., Landes, J. D., and Herrera, R., Development of Eta Factors in Elastic-Plastic Fracture Testing Using a Load Separation Technique, Elastic-Plastic Fracture Test Methods: The User's Experience (Second Volume), ASTM STP 1114, J. A. Joyce, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1991, pp. 114-132.
- [35] Zhou, Z., Lee, K., Herrera, R., and Landes, J. D., Normalization: An Experimental Method for Developing J-R Curves, Elastic-Plastic Fracture Test Methods: The User's Experience (Second Volume), ASTM STP 1114, J. A. Joyce, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1991, pp. 42-56.
- [36] Herrera, R. and Landes, J. D., A Direct J-R Curve Analysis of Fracture Toughness Tests, Journal of Testing and Evaluation. JTEVA, Vol. 16, No. 5, Sept. 1988, pp. 427-449.
- [37] Orange, T. W., Method and Models for R-Curve Instability Calculations, Fracture Mechanics: Twenty-First Symposium, ASTM STP 1074, J. P. Gudas, J. A. Joyce, and E. M. Hackett, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1990, pp. 545- 559.
- [38] Landes, J. D., The blunting line in elastic-plastic fracture, Fatigue and Fract. Engng. Mater. Struct. Vol. 18, No. 11, pp. 1289-1297, 1995.
- [39] Landes, J. D. and Zhou, Z., Application of load separation and normalization methods for polycarbonate materials, International journal of Fracture, Vol. 63, pp. 383-393, 1992.
- [40] Lee, K. and Landes, J. D., Developing J-R Curves Without Displacement Measurement Using Normalization, Fracture Mechanics: Twenty-Third Symposium, ASTM STP 1189, Ravinder Chona, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1993, pp. 133-167.
- [41] Lee, K. and Landes, J. D., A New Application of Normalization: Developing J-R Curves from Displacement Versus Crack Length and from Displacement Alone, Fracture Mechanics: Twenty-Fourth Volume, ASTM STP 1207, John D. Landes, Donald E. McCabe, and J. A. M. Boulet, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1994, pp. 422-446.

- [42] Lee, Kang, Elastic-Plastic Fracture Toughness Determination Under Some Difficult Conditions. PhD diss., University of Tennessee, 1995.
- [43] Joyce, J. A. Analysis of a High Rate Round Robin Based on Proposed Annexes to ASTM E 1820, Journal of Testing and Evaluation, JTEVA, Vol. 29, No. 4, July 2001, pp. 329–351.
- [44] Džugan, J., Viehrig, H.W., Application of the normalization method for the determination of J-R curves, Materials Science and Engineering A 387-389 (2004), pp. 307-311.
- [45] Joyce, J. A. and Joyce, P. J., Toughness characterization of a metal filled PolytetraFluoroEthylene using J -integral, Engineering Fracture Mechanics 71 (2004), pp. 2513-2531.
- [46] Scibetta, M., Lucon, E., Schuurmans, J. and van Walle, E., Numerical simulations to support the normalization data reduction technique, Engineering Fracture Mechanics 73 (2006), pp. 524-534.
- [47] Zhu, X. K. and Joyce, J. A., J -resistance curves testing of HY80 steel using SE(B) specimens and normalization method, Engineering Fracture Mechanics 74 (2007), pp. 2263-2281.
- [48] Zhu, X. K., Lam, P. S. and Chao, Y. J., Application of normalization method to fracture resistance testing for storage tank A285 carbon steel, International Journal of Pressure Vessels and Piping 86 (2009), pp. 669-676.
- [49] Frontini, P. M., Fasce, L. A. and Rueda, F., Non linear fracture mechanics of polymers: Load separation and normalization methods, Engineering Fracture Mechanics 79 (2012), pp. 389-414.
- [50] Bind, A. K., Singh, R. N., Sunil, S. and Khandelwal, H. K., Comparison of J -parameters of cold worked and stress relieved Zr-2.5Nb pressure tube alloy determined using load normalization and direct current potential drop technique, Engineering Fracture Mechanics 105 (213), pp. 200-210.
- [51] Bergant, M. A., Yawny, A. A. and Ipiña, J. E. P., Experimental determination of J-resistance curves of nuclear steam generator tubes, Engineering Fracture Mechanics 164 (2016), pp. 1-18.
- [52] ASTM E8/E8M - 11, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, ASTM International, 2011.
- [53] BS 7448- Part 1, Method for determination oh KIC, critical CTOD and critical J values of metallic materials, British Standards Institute, 1991.
- [54] Cravero S, Ruggieri C. Estimation procedure of J-resistance curves for SE(T) fracture specimens using unloading compliance, Engineering Fracture Mechanics. 2007; 74: 2735-57.
- [55] Ruggieri C. Low constraint fracture toughness testing using SE(T) and SE(B) specimens, International Journal of Pressure Vessels and Piping. 2017; 156: 23-39.

- [56] Kirk MT, Dodds RH, J and CTOD estimation equations for shallow cracks in single edge notch bend specimens. *Journal of Testing and Evaluation*. 1993; 21: 228-38.
- [57] Zhou DW. Measurement of J-R curves for low-constraint specimens, *Engineering Fracture Mechanics*, 2011; 78: 605-22.
- [58] Landes JD. The blunting line in elastic-plastic fracture, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*. 1995; 18: 1289-97.
- [59] ISO 12135, *Metallic Materials – Unified Method of Test for the Determination of Quasistatic Fracture Toughness*, International Standards Organization, 2016.
- [60] Shen G, Tyson WR. Evaluation of CTOD from J-integral for SE(T) specimens. *Pipelines international*, 5th Pipeline Technology Conference and Exhibition. Ostend, Belgium, 2009.
- [61] Scibetta M, Lucon E, Schuurmans J, van Walle E. Numerical simulations to support the normalization data reduction technique, *Engineering Fracture Mechanics*. 2006; 73: 524-34.
- [62] Joyce, J. A., Hackett, E. M., and Roe, C., Effects of Crack Depth and Mode of Loading on the J-R Curve Behavior of a High-Strength Steel, *Const Eff in Fract. ASTM STP 1171*.1993. 239 - 263.
- [63] Zhu, X. K., Review of fracture toughness test methods for ductile materials in low-constraint conditions, *Int Jour of Pre Ves and Pip*, 2016; 139 - 140. 173 - 183.
- [64] Xu, J., Zhang, Z. L., Østby, E., Nyhus, B., Sun, D. B., Effects of crack depth and specimen size on ductile crack growth of SENT and SENB specimens for fracture mechanics evaluation of pipeline steels, *Inter Jour of Pre Ves and Pip*, 86, 2009, pp. 787-797.
- [65] Mathias, L. L. S., Donato, G. H. B., Ruggieri, C., Applicability of SE(T) and SE(B) fracture specimens in crack growth measurements of pipeline girth welds, *ASME 2012 Pre Ves & Pip Conf*, 6, 2012.
- [66] Mathias, L. L. S., Sarzosa, D. F. B., Ruggieri, C., Evaluation of ductile tearing of X-80 pipeline girth welds using SE(T), SE(B) and C(T) fracture specimens, *ASME 2013 Pre Ves and Pip Conf*, 5, 2013.
- [67] Zhang, Z., Xu, J., Nyhus, B., Øtsby, E., SENT (Single Edge Notch Tension) Methodology for Pipeline applications, 18th European Conference on Fracture. August/September, 2010, Germany.
- [68] ESIS P2-92, *ESIS procedure for determining the fracture behaviour of materials*, European Structural Integrity Society, Delft (1992)

8 Anexo I

A seguir, serão apresentados dois trabalhos resultantes dessa pesquisa.

Engineering Fracture Mechanics 199 (2018) 658–671



Contents lists available at ScienceDirect

Engineering Fracture Mechanics

journal homepage: www.elsevier.com/locate/engfracmech



Normalization method for *J*-*R* curve determination using SENT specimens



João Teixeira Oliveira de Menezes^{a,*}, Juan E. Perez Ipiña^b, Enrique M. Castrodeza^a

^a Laboratory of Fracture Mechanics, COPPE/Federal University of Rio de Janeiro, P.O. Box 68505, Rio de Janeiro, RJ 21941-972, Brazil

^b Fracture Mechanics Group, National University of Comahue/CONICET, 1400 Buenos Aires St., Neuquén Q8300IBX, Argentina

ARTICLE INFO

Keywords:
Structural steels
J-*R* curves
SENT geometry
Normalization method

ABSTRACT

According to BS 8571:2014, standard *J*-*R* curves from SENT geometry can be determined from single or multiple specimens. The recommended methodologies for single specimen include unloading compliance or DCPD, although any validated technique can be used. The normalization method, which is not directly recommended in BSI standards, is an alternative. *J*-*R* curves through normalization technique based on *P*-CMOD records were experimentally determined using SENT specimens ($0.40 < a_0/W < 0.55$) of two structural steels, later compared with the ones measured by unloading compliance. Results indicated that the normalization method is a valid alternative for *J*-*R* curve determination using SENT specimens.

1. Introduction

Structural integrity assessment of cracked components and structures needs the fracture mechanics properties, which must be experimentally measured. In general, ductile materials require the application of elastic-plastic methodologies, such as CTOD (δ) or *J*-Integral (*J*), to characterize the fracture toughness. Normally, the crack driving force is measured as a function of stable crack extension, resulting in δ -*R* or *J*-*R* curves. The crack-tip constraint level due to *a*/*W*, specimen geometry and/or loading type strongly affects the *R*-curves. High constraint specimens limit plasticity, lead to expected conservative values of fracture toughness, and tend to present lower *R*-curves, whereas low-constraint specimens produce higher *R*-curves for the same material [1–3]. The widely known ASTM E1820-17a [4] and BS 7448-4:1997 [5] standards require high constraint three-point bending specimens, SE(B), or compact tension specimens, C(T) or DC(T), containing deep, through-the-thickness cracks with $a/W \geq 0.5$, resulting in lower *R*-curves. When the structural integrity of cracked pipes containing a circumferential flaw are analyzed, these curves and the associated fracture toughness values could be overly conservative.

In 2003, Nyhus et al. [6] showed that a pipe containing a circumferential flaw subjected to bending efforts presents the crack-tip in low constraint condition and proved that Single Edge Notched Tension – SENT – specimens represent this situation more realistically than SE(B) and C(T) specimens. Other investigations were performed on pin-loaded and clamped SENT specimens, and it was verified that the crack-tip constraint level was similar to an axial surface crack in a pipe with identical crack length and a circumferential surface crack with identical length in a pipeline under combined loading, respectively [7,8]. In this context, SENT specimens are capable of reproducing crack-tip constraint conditions similar to axial and circumferential cracks in a pipeline. Therefore, this geometry could be preferred for the determination of crack growth resistance curves of pipes in laboratory tests, as it seems to be more representative of the material behavior in real operational conditions.

Det Norske Veritas (DNV) [9] and Canada Centre for Mineral and Energy Technology (CanMet) [10–12] developed testing

* Corresponding author.

E-mail address: joaotom@metalmat.ufjf.br (J.T.O.d. Menezes).

<https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2018.06.033>

Received 22 March 2018; Received in revised form 21 June 2018; Accepted 25 June 2018

Available online 26 June 2018

0013-7944/ © 2018 Elsevier Ltd. All rights reserved.

Nomenclature			
a	crack length	m	constraint factor
a_0	initial crack length	n	Ramberg-Osgood strain hardening exponent
a_{bl}	blunting corrected crack size at i th data point	P	nominal force
a_f	final crack length	P_N	normalized force
b_0	initial remaining ligament	R -curve	crack growth resistance curve
B	specimen thickness	SE(B)	Single edge-notched bending specimen
B_e	effective specimen thickness	SENT	Single edge-notched tension specimen
C_{CMOD}	specimen elastic compliance based on P -CMOD record	U_p	plastic work calculated from the area under the P -CMOD record
C(T)	compact tension specimen	W	specimen width
DC(T)	disk-shaped compact specimens	δ	crack-tip opening displacement (CTOD)
E	Young's modulus of elasticity	Δa	crack extension
E'	effective Young's modulus of elasticity and for plane strain conditions, the appropriate effective elastic modulus is $E' = E/(1 - \nu^2)$	η_p	non-dimensional parameter dependent of geometry and loading type that relates the plastic contribution of J -integral to the work per unit uncracked ligament area in loading a cracked body
H	distance between clamped grips	ν	Poisson's ratio
J	J -Integral	σ_{UTS}	ultimate tensile strength
$J_{0.2BL}$	resistance to crack extension at 0.2 mm crack extension offset to the blunting line of BSI standards	σ_Y	effective yield strength
$J_{0.2}$	resistance to crack extension at 0.2 mm crack extension including blunting	σ_{YS}	0.2% offset yield strength
$J_{1.0}$	J -Integral value at $\Delta a = 1.0$ mm	Abbreviations	
J_{el}	elastic component of J -Integral	CMOD	crack mouth opening displacement
J_{lc}	crack-extension resistance at 0.2 mm crack extension offset to the blunting line of ASTM standards	HSLA	high strength low alloy steel
J_{pl}	plastic component of J -Integral	LLD, ν	load line displacement
K_1	elastic stress intensity factor	NT	normalization technique
		THS	tough high strength steel
		UC	unloading compliance method

procedures to measure fracture toughness using SENT specimens. Recently, the British Standard Institution (BSI) released the BS 8571:2014 standard [13] to determine fracture toughness for SENT specimens. All methods need that force (P), and crack mouth opening displacement (CMOD) are continuously measured during tests.

There are several single-specimen methodologies to determine J -R curves, normalization technique and elastic unloading compliance method are some of them and have been adopted in ASTM E1820 standard.

Initially, use of the normalization technique was proposed without the necessity of implementing specific instrumentation (i.e. fracture extensometers). Thereby, J -R curves could be obtained through load vs. load-line displacement records (P -LLD) and initial and final physical crack lengths measured from fracture surfaces. This methodology is based on the load separation principle introduced by Ernst et al. [14]. Later, other researchers also investigated it [15–18]. They demonstrated that, in some cases, load can be separated in two multiplicative functions, one dependent on crack length – $G(a/W)$ – and the other dependent on plastic displacement – $H(v_{pl}/W)$ – as follows:

$$P = G(a/W)H(v_{pl}/W). \tag{1}$$

According to this equation, a relationship between the three variables P , a and ν , can be inferred during tests [19–22]. Dividing load by function G , P acquires the normalized form (P_N) and is defined in terms of plastic displacement or, in other words, in terms of the material plastic behavior:

$$P_N = \frac{P}{G(a/W)} = H(v_{pl}/W). \tag{2}$$

The function H is currently expressed as a function of four parameters (a , b , c and d) [23], see Eq. (6), and the appropriated constants for each specimen can be fitted through some data pairs of points of normalized load vs. normalized plastic displacement record ($P_N - v_{pl}/W$). Then, using the fitted normalization function, the crack extension can be evaluated iteratively at all loading points for each specimen [24–26]. This methodology is standardized by ASTM (ASTM E1820 standard), which allows tests only in SE (B), C(T) and DC(T) specimens containing deep cracks ($0.45 \leq a/W \leq 0.7$).

In this investigation, the normalization technique was applied to SENT specimens ($0.40 < a_0/W < 0.55$) of two types of structural steels to obtain the corresponding J -R curves. Some modifications to the standard methodology were applied, as the use of P -CMOD record instead of P -LLD ones. The measured J -R curves were compared to those obtained from the same specimens by the unloading compliance technique.

2. Materials and methods

2.1. Materials

Two different structural steels were tested, a high strength low alloy steel (HSLA) and a tough high strength steel (named in this investigation as THS). For the first material, two specimens were tested and for the latter five specimens were used. To obtain the tensile mechanical properties for both materials, tensile tests according to ASTM E8/E8M-15a [27] were performed in cylindrical standardized specimens. Table 1 presents the tensile mechanical properties of the materials.

2.2. Fracture testing

Fracture toughness tests were performed on SENT specimen geometry according to BS 8571:2014 standard (C-type specimen, $W/B = 0.5$), in air, at room temperature and under displacement control. An Instron 1332 servo-hydraulic testing machine instrumented with ± 250 kN load cell and a MTS 632.03F-31 fracture extensometer with 12 mm of nominal travel were used. The nominal dimensions of SENT specimens with integral knife edges can be seen in Fig. 1. All specimens were fatigue pre-cracked in a three-point bending device under a load ratio $R = 0.1$ at approximately 20 Hz. The maximum pre-cracking load for each specimen was calculated according to ASTM E1820-17a.

2.3. Crack length measurement

Crack lengths were evaluated through normalization technique and by elastic unloading compliance, the latter being used as a reference. A brief explanation of each technique follows, including the modifications employed.

2.3.1. Normalization method

Although use of the method was proposed on P -LLD records, in this investigation the normalization technique was applied on load vs. crack mouth opening displacement records (P -CMOD). Afterwards, on the Discussion section, the use of P -CMOD records will be justified. The application of the method was based on two standards procedures: Annex 15 of ASTM E1820-17a standard and BS8571:2014 standard, which were slightly modified. The main methodology including modifications is briefly described below.

Initially each P_i value up to, but not including, the maximum force P_{max} , of each experimental P -CMOD record is normalized using Eq. (3).

$$P_{Ni} = \frac{P_i}{WB \left(\frac{W-a_{bi}}{W} \right)^{3/2} \eta_p}, \tag{3}$$

where i refers to the i th loading point. In this work the value of η_p was calculated as given by Eq. (10) in BS 8571:2014 standard, and a_{bi} is the blunting corrected crack size at i th data point calculated by the following equation:

$$a_{bi} = a_0 + \frac{J_i}{2m\sigma_Y}. \tag{4}$$

The applicability of Eq. (4) to SENT specimens, as well as the use of an m factor in it, will be discussed later. For the corresponding CMOD, a normalization procedure is necessary to give a normalized plastic CMOD. The plastic component of CMOD is then normalized as:

$$CMOD'_{pl,i} = \frac{CMOD_{pl,i}}{W} = \frac{CMOD_i - P_i C_{CMOD,i}}{W}, \tag{5}$$

where $CMOD_{pl,i}$ is the plastic component of CMOD, $CMOD_i$ is the total crack mouth opening displacement, and $C_{CMOD,i}$ is the specimen elastic crack mouth opening displacement compliance based on the corrected blunted crack size a_{bi} .

The final P and CMOD data pair is normalized using the same equations as described above, with the final physical crack length measured from the fracture surface. Thereafter, the normalized data is plotted and a tangent line from the final load-displacement pair to the curve must be drawn. The data to the right of the tangency point shall be excluded for the fitting procedure. Normalized data with plastic normalized CMOD lower than 0.001 must be also excluded. Thus, through the following normalization function expressed by Eq. (6), remaining data can be fitted.

Table 1
Yield strength (σ_{YS}), ultimate tensile strength (σ_{UTS}) and the strain hardening exponent (n) of the studied structural steels (MPa).

Material	σ_{YS}	σ_{UTS}	n
HSLA steel	396	500	8
THS steel	786	853	10

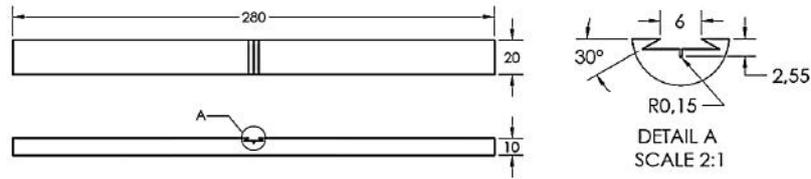


Fig. 1. SENT fracture specimen geometry. In detail, the profile of the notch.

$$P_N = \frac{a+bCMOD'_{pl} + cCMOD'_{pl}}{d+CMOD'_{pl}} \tag{6}$$

where a, b, c and d are fitting constants. Finally, through the fitted normalization function, an iterative procedure is used adjusting crack lengths a_i to force P_{Ni} and $CMOD'_{pli}$ defined by Eq. (6) to be equal to P_{Ni} and $CMOD'_{pli}$ described by Eqs. (3) and (5), respectively. The a_i that best fit Eq. (6) to the experimental data is the instantaneous estimative of the physical crack length used for J-R curves determination.

2.3.2. Unloading compliance method

Crack lengths by unloading compliance were estimated through the compliance equation given by Cravero and Ruggieri [28] valid for clamped SENT specimen with $H/W = 10$ and integral knife edges:

$$\frac{a}{W} = 1.6485 - 9.1005u + 33.025u^2 - 78.467u^3 + 97.344u^4 - 47.227u^5, \tag{7}$$

where

$$u = \frac{1}{1 + \sqrt{B_s C_{CMOD} E'}} \tag{8}$$

This equation is valid over the range $0.1 \leq a/W \leq 0.7$.

2.4. J-Integral calculations

J-Integral values were calculated according to BS 8571:2014 standard [13] as:

$$J = J_{el} + J_{pl} \tag{9}$$

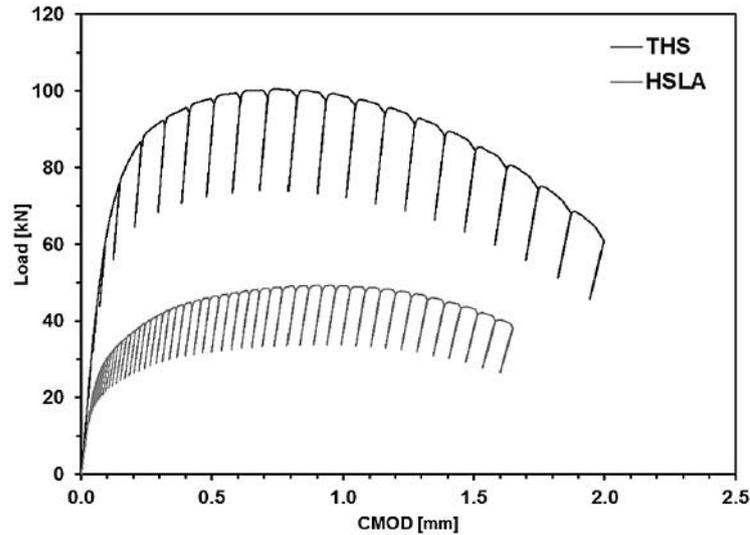


Fig. 2. Typical P-CMOD records for the tested materials in SENT geometry.

where

$$J_{el} = \frac{K_I^2(1-\nu^2)}{E}, \quad (10)$$

K_I is the stress intensity factor. The plastic component of J -Integral was calculated according to the following equation:

$$J_{pl} = \frac{\eta_p U_p}{B(W-a_0)}, \quad (11)$$

With η_p calculated in terms of CMOD as given by Eq. (10) of this standard.

3. Results

3.1. P-CMOD records

Typical experimental load (P) vs. crack mouth opening displacement (CMOD) records for the tested materials are shown in Fig. 2. The unloading/reloading sequences corresponding to the unloading compliance method are clearly seen in these records.

3.2. Crack length measurements

The initial and final physical crack lengths were measured from the fracture surfaces using the 9-point average method as described in BS 7448-1:1991 standard [29]. Figs. 3 and 4 present typical fracture surfaces of the SENT specimens for HSLA and THS steel respectively. The fatigue pre-cracked region and the stable crack growth region are clearly seen, as well as the fatigue and the stable crack growth fronts, which were very regular in all cases.

Initial a_0/W ratio, final crack length, physical (Δa) and unloading compliance (Δa_{UC}) stable crack extensions, as well as the percentage difference between them for each specimen are shown in Table 2. None of the tests became invalid as a result of irregular fatigue crack front and/or crack growth.

3.3. Normalized functions

Each P-CMOD record was normalized using Eqs. (3)–(6). These data are plotted in Figs. 5 and 6, as well as the fitted curves (in red) obtained using only the dark points. In these figures, it is also possible to see the fitting coefficients for the normalization calibration function of these specific specimens.

3.4. Calculations of crack extension

Crack extensions by both methodologies were calculated as described in *Materials and Methods*. Figs. 7 and 8 present comparisons of crack extension values by normalization and by elastic unloading compliance for HSLA and THS steel specimens, respectively. To assist further analysis, the identity line was also plotted in both figures.

3.5. J-R curves

Figs. 9 and 10 show typical experimental $J - \Delta a$ pairs from each test by normalization technique (NT) and by elastic unloading compliance method (UC). The first one represents a typical J -R curve of the HSLA steel and the second one of the THS steel. Vertical auxiliary lines at 0.2 mm and at 20% of b_0 in Δa were additionally plotted in both figures. Blunting lines as proposed by BS 7448-4:1997 standard were also drawn (although the concept of blunting line is not used in the BS 8571:2014 standard).

Figs. 11 and 12 present all experimental $J - \Delta a$ pairs obtained through normalization technique and elastic unloading compliance method for HSLA and THS steel, respectively.

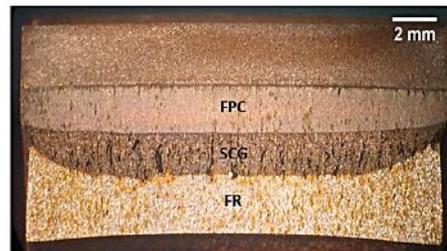


Fig. 3. Typical fracture surface of HSLA steel. FPC: fatigue pre-crack; SCG: stable crack growth; FR: final post-test brittle fracture.

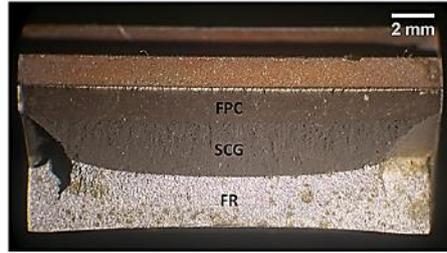


Fig. 4. Typical fracture surface of THS steel. FPC: fatigue pre-crack; SCG: stable crack growth; FR: final post-test brittle fracture.

Table 2
Initial (a_0) and final (a_f) crack lengths, physical (Δa) and unloading compliance (Δa_{UC}) stable crack extensions of each tested specimen.

Material	Specimen	a_0/W (mm)	a_f (mm)	Δa (mm)	Δa_{UC} (mm)	Diff. (%)
HSLA steel	01	0.525	6.71	1.49	1.45	2.68
	02	0.515	8.13	2.98	2.88	3.36
THS steel	01	0.412	6.34	2.16	2.10	2.78
	02	0.466	7.55	2.42	2.11	12.81
	03	0.427	6.60	2.34	2.27	2.99
	04	0.426	"	"	1.10	"
	05	0.415	6.47	2.31	2.39	3.46

^a After the test and prior to heat tinting this specimen was accidentally broken.

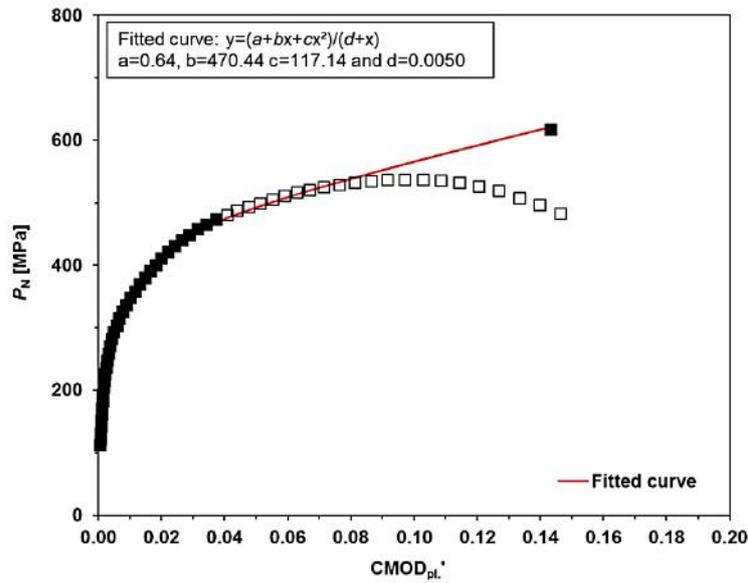


Fig. 5. Normalized load vs. normalized plastic crack mouth opening displacement for SENT 01 of HSLA steel.

3.6. Initiation fracture toughness determination

Strictly speaking, the standardized determination of initiation fracture toughness for SENT specimens can only be made through the BS 8571:2014 standard. In this standard the initiation value of fracture toughness of the material ($J_{0.2}$) is defined as the value of J at 0.2 mm of crack extension from the R-curve fit [13]. For comparison, similar toughness values were also determined through

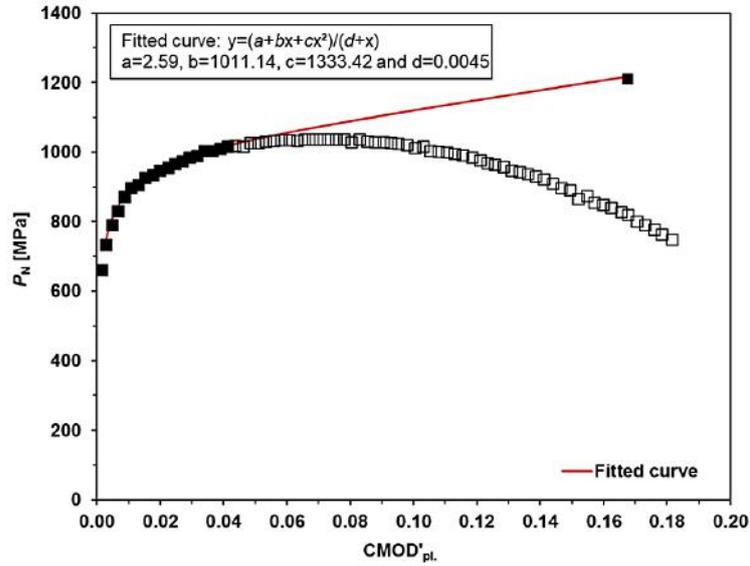


Fig. 6. Normalized load vs. normalized plastic crack mouth opening displacement for SENT 02 of THS steel.

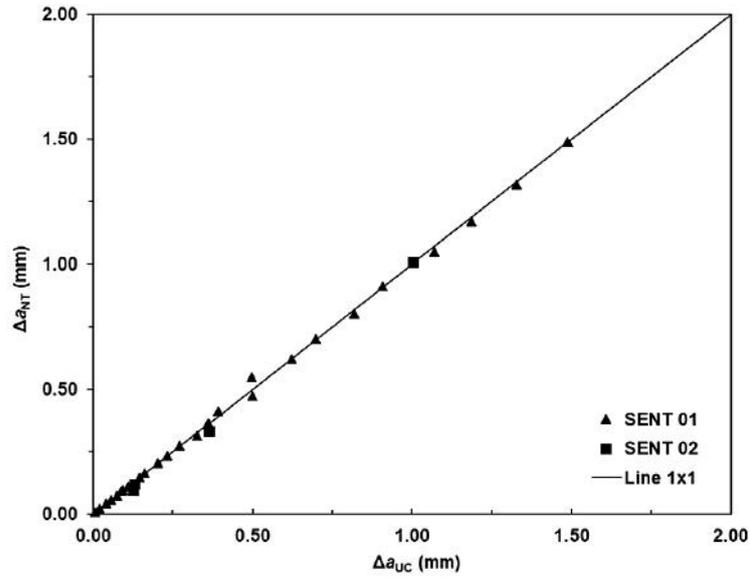


Fig. 7. Comparison of crack extensions obtained through normalization technique and elastic unloading compliance method for specimens of HSLA steel.

procedures described in ASTM E1820–17a (J_{IC}) and BS 7448-4:1997 ($J_{0.2BL}$) standards, which include the concept of blunting line. As initiation fracture toughness is defined at the interception of J - R curves with an auxiliary line, a best fit procedure is necessary to obtain the fracture toughness values. In this investigation, the equation used to fit the qualified data was the one described in BS 8571:2014. Tables 3 and 4 present toughness values of both materials obtained by normalization technique and unloading

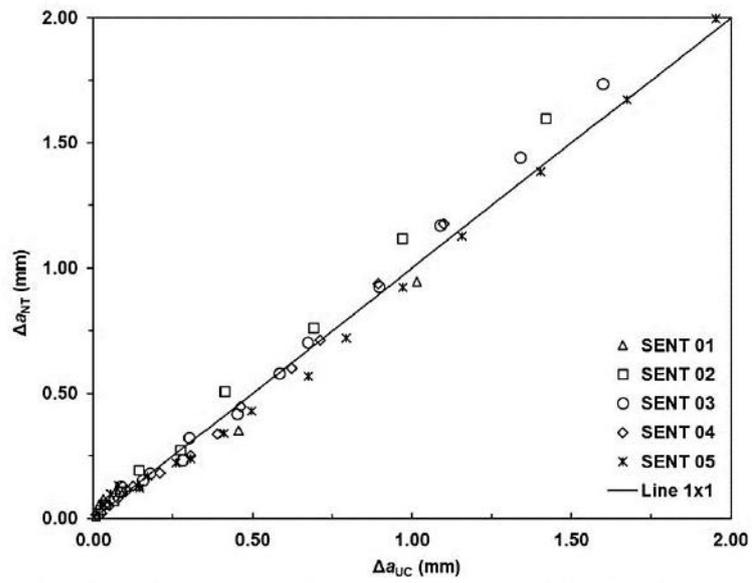


Fig. 8. Comparison of crack extensions obtained through normalization technique and elastic unloading compliance method for specimens of THS steel.

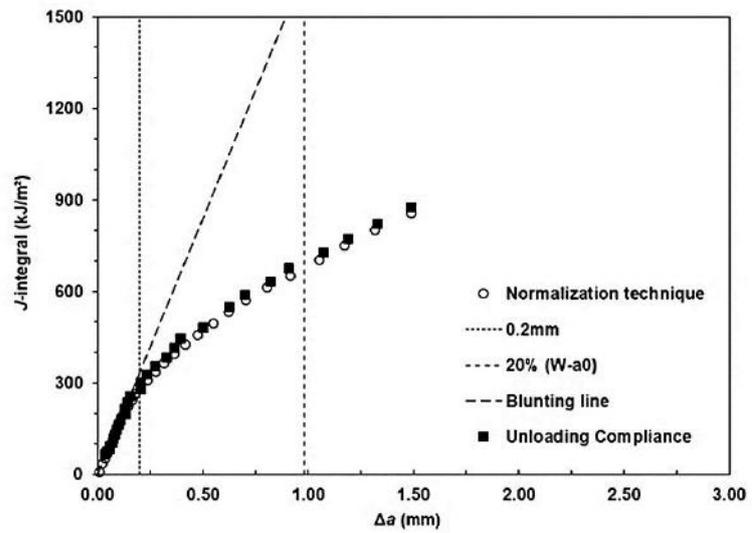


Fig. 9. Experimental $J - \Delta a$ pairs obtained by NT and UC for SENT 01 of HSLA steel.

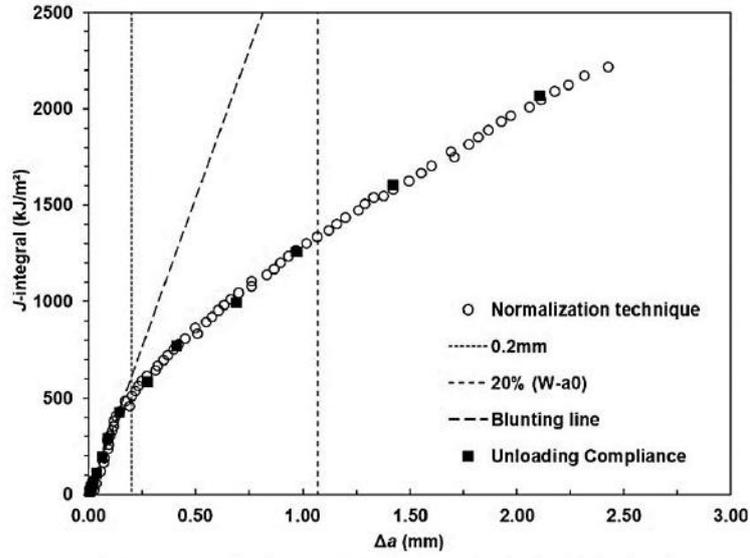


Fig. 10. Experimental $J - \Delta a$ pairs obtained by NT and UC for SENT 02 of THS steel.

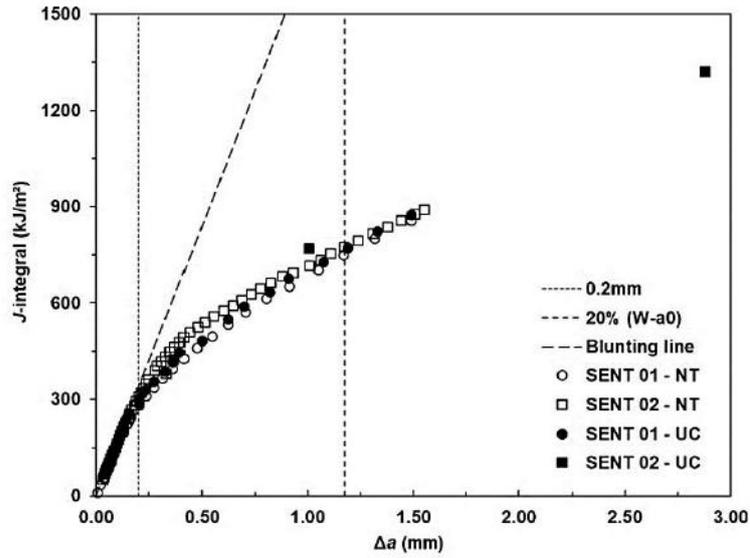


Fig. 11. Comparison of experimental $J - \Delta a$ pairs obtained through unloading compliance method (UC) and normalization technique (NT) for the SENT specimens of HSLA steel.

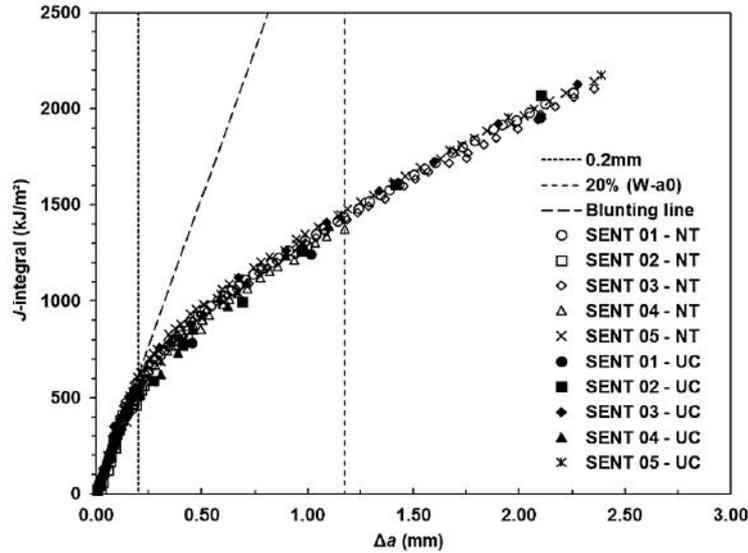


Fig. 12. Comparison of experimental $J - \Delta a$ pairs obtained through unloading compliance method (UC) and normalization technique (NT) for the SENT specimens of THS steel.

Table 3

Fractures toughness of the HSLA steel in SENT specimens calculated through normalization technique (NT) and elastic unloading compliance method (UC) according to BS 8571:2014 ($J_{0.2}$), ASTM E1820-17a (J_{IC}) and BS 7448-4:1997 ($J_{0.2Bl}$) [kJ/m^2].

Specimen	BS 8571:2014		ASTM E1820-17a		BS 7448:1997	
	NT	UC	NT	UC	NT	UC
HSLA 01	283	298	669	697	460	494
HSLA 02	308	292	707	803	549	528
Mean	296 ± 18	295 ± 04	688 ± 27	750 ± 75	505 ± 63	511 ± 24

Table 4

Fractures toughness of the THS steel in SENT specimens calculated through normalization technique and elastic unloading compliance method according to BS 8571:2014 ($J_{0.2}$), ASTM E1820-17a (J_{IC}) and BS 7448-4:1997 ($J_{0.2Bl}$) [kJ/m^2].

Specimen	BS 8571:2014		ASTM E1820-17a		BS 7448:1997	
	NT	UC	NT	UC	NT	UC
THS 01	576	482	1326	1188	941	761
THS 02	524	505	1266	1238	824	800
THS 03	620	562	1306	1355	943	928
THS 04	603	492	1280	1354	914	817
THS 05	662	491	1393	1314	1026	878
Mean	597 ± 51	506 ± 32	1314 ± 50	1290 ± 74	930 ± 72	837 ± 66

compliance according to the three mentioned standards: BS 8571:2014, ASTM E1820–17a, and BS 7448-4:1997.

4. Discussion

4.1. Normalization method applied to SENT specimens

The applicability of normalization method in SENT geometry makes this methodology very attractive because of the lower sensitivity of elastic unloading compliance of SENT geometries compared to the SE(B) and C(T) ones, still lower for shallow cracks.

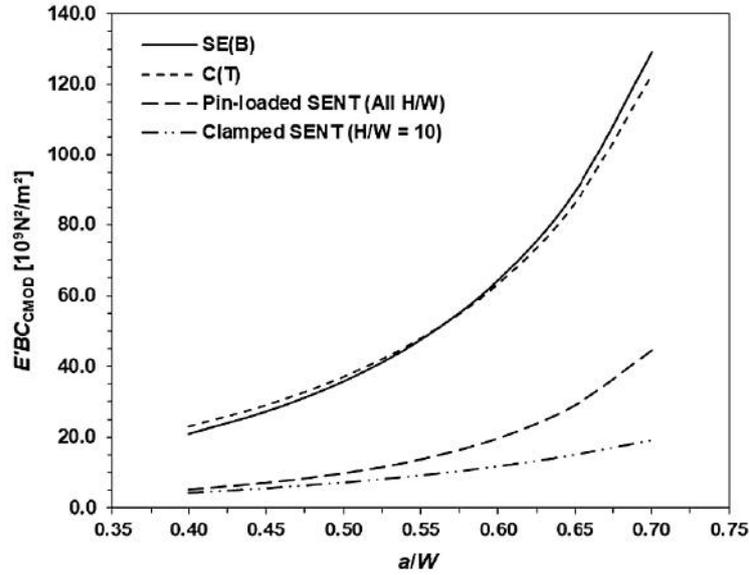


Fig. 13. a/W vs. $E'BC_{CMOD}$ for SE(B), C(T), pin-loaded SENT, and clamped SENT geometries.

This fact can be better observed in Fig. 13, which compares the solutions for a/W vs. $E'BC$ from CMOD for SE(B), C(T), pin-loaded SENT, and clamped SENT geometries.

Besides the mechanical properties, environment and temperature, the material response during fracture tests depends on the triaxiality level at the crack tip, which means that it is dependent on specimen geometry, crack size (a/W), loading mode, etc. Different configurations can lead to different crack tip constraint levels and plastic deformation zones/patterns [30]. High-constraint

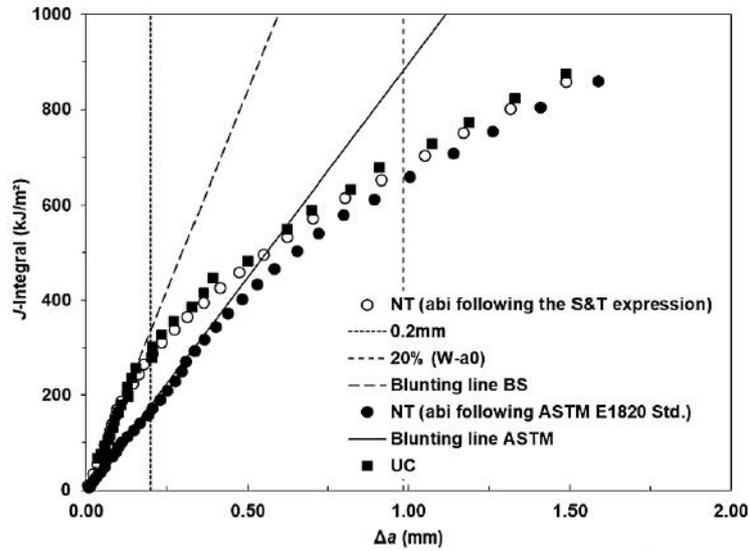


Fig. 14. J - R curves by normalization method calculated using m factor from Shen & Tyson, from ASTM E1820-17a standard, and by elastic compliance.

specimens, such as deeply cracked SE(B), C(T) and DC(T) specimens, limit plasticity to a region near the crack tip, at the remaining ligament. On the other hand, low-constraint specimens, as SENT and shallow cracked SE(B), are capable of deforming plastically more than high-constraint specimens and they do not restrict the plasticity to a limited region at the crack tip. When SENT specimens are loaded, they promote different plastic deformation patterns which include plastic deformation within and outside the remaining ligament. However, the use of CMOD allows us to accurately measure the displacement associated with the fracture process avoiding other plastic deformation contributions. Besides that, the η_{pl} factor that relates the plastic contribution of J -Integral to the work per

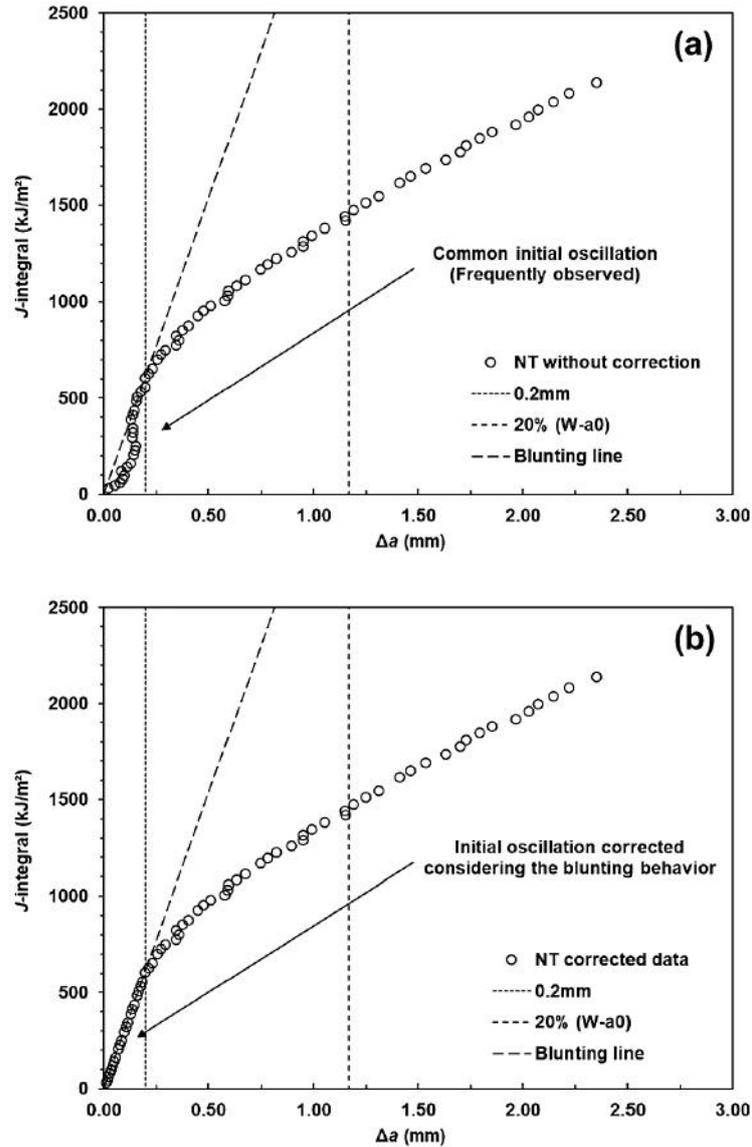


Fig. 15. Correction procedure for the initial oscillations in J -R curves measured through the normalization method. (a) Original J -R curve - common initial oscillations. (b) Corrected J -R curve.

unit uncracked ligament area must be derived from CMOD record as reported in some researches [30–32]. In this context, and as described earlier, the normalization method was applied based on *P*-CMOD records.

The crack length estimation procedure of the normalization method needs a blunting corrected crack size (a_{bl}). The concept of blunting line is not considered in the BS 8571:2014 standard and was introduced as [33]:

$$J = 2m\sigma_y \Delta a, \quad (12)$$

where m is a constraint factor dependent on a/W , the stress state, and σ_{YS}/σ_{UTS} among others. For bending geometries, ASTM E1820-17a standard uses $m = 1$ in the blunting line slope and in the normalization method procedure [4], while BS 7448-4:1997 uses $m = 3.75/2$. It is important to note that there is no agreement in the literature about the value of m [33,34]. Instead, Shen & Tyson proposed the following equations to estimate the m value for clamped SENT geometries [35]:

$$m = A_1 \frac{a}{W} + A_2, \quad (13)$$

where

$$\begin{cases} A_1 = -0.1293 + 0.1152n - 0.00986n^2 + 0.000263n^3 \\ A_2 = 3.08670 - 0.2970n + 0.01940n^2 - 0.000427n^3 \end{cases}, \quad (14)$$

and n is the Ramberg-Osgood strain hardening exponent. In our case, Eq. (13) led to a blunting line slope that is very close to that used in BS 7448-4:1997 standard. Additionally, as can be seen in Fig. 14, the obtained normalization *J*-*R* curve (open circles) was very close to the unloading compliance one (dark squares). In opposition, the normalization *J*-*R* curve obtained by using ASTM E1820-17a blunting line ($m = 1$) (dark circles) did not match the unloading compliance well, as can also be seen in the same figure.

Another feature observed during the application of this technique is the initial oscillation of the *J*-*R* curve. Fig. 15a shows these oscillations for a SENT specimen of THS steel. These oscillations were observed in all *J*-*R* curves measured by the normalization method. They occur because of the crack length estimation through this methodology is very sensitive to the quality of the four parameters function (Eq. (6)), even more so for small amounts of plastic displacements [36]. A suggested procedure to correct this problem is to use the blunting line representing the crack tip blunting and shift all displaced $J - \Delta a$ data to this line. Fig. 15b presents the corrected *J*-*R* curve according to this procedure. All measured *J*-*R* curves presented in this investigation (Figs. 9–12) were corrected using this procedure. It is important to note that these oscillations occurred only in the initial part of the curves for small values of plastic displacement and out of the qualification region for the *J*-*R* curve determination (see Fig. 15a).

4.2. Crack extension

As can be seen in Figs. 7 and 8, the crack extension values obtained through normalization and elastic unloading compliance are in good agreement, falling close to the identity line. As can be seen in Table 2, unloading compliance underestimated final crack extension in some cases, but always within the limit imposed by ASTM E1820-17a and BSI 7448-4 standards [4,5].

4.3. Initiation fracture toughness

Normalization and unloading compliance methodologies led to similar initiation fracture toughness values. The maximum difference observed was approximately 20%. Tables 3 and 4 present these values. By comparing the crack initiation toughness mean values we can observe that the values obtained by the normalization method for the HSLA steel were in general smaller than values obtained by the elastic unloading compliance method. Besides, the opposite behavior was verified for the THS steel.

The experimental *J*-*R* curves obtained by both methodologies are in close agreement, as can be seen in Figs. 11 and 12. The crack propagation parameter $J_{1,0}$ presented similar values in all cases, as well as the corresponding slopes, $(dJ/da)_{1,0}$. This is another evidence that the normalization method using *P*-CMOD record for SENT specimens can be applied to measure *J*-*R* curves and to determine the initiation fracture toughness of the material.

Although only *J*-*R* curves were considered in this work, the proposed methodology with small modifications could be applied also to determination of CTOD-*R* curves, that are also considered in the BS 8571:2014 standard.

5. Concluding remarks

The normalization method proved to be a good alternative for *J*-*R* curve determination using SENT specimens with $0.4 < a_0/W < 0.55$ of two different structural steels. Crack length estimations and *J*-*R* curves by normalization and unloading compliance were in close agreement.

The following aspects need to be taken into account when the normalization method is applied to SENT specimens:

- The use of *P*-CMOD records allows us to accurately measure the displacement associated with the fracture process, avoiding other plastic deformation contributions;
- A blunting line slope based on the Shen & Tyson expression was introduced. This value was close to that given by BS 7448-4:1997.

Acknowledgments

To Egon R. Delgado Ramirez for the technical assistance. To CAPES for the M.Sc. scholarship of João T. O. de Menezes.

Appendix A. Supplementary material

Supplementary data associated with this article can be found, in the online version, at <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2018.06.033>.

References

- [1] Hancock JW, Reuter WG, Parks DM. Constraint and toughness parameterized by T, constraint effects in fracture. *ASTM STP 1171*; 1993. p. 21–40.
- [2] Joyce JA, Hackett EM, Roe C. Effect of crack depth and mode of loading on the J-R curve behavior of a high-strength steel, constraint effects in fracture. *ASTM STP 1171*; 1993. p. 239–63.
- [3] Joyce JA, Link RE. Effects of constraint on upper shelf fracture toughness. *Fracture mechanics. ASTM STP 1256* 1995; 26: p. 142–77.
- [4] ASTM E1820-17a. Standard test method for measurement of fracture toughness. ASTM International, West Conshohocken, PA; 2017. www.astm.org.
- [5] BS 7448-4:1997. Fracture mechanics toughness tests - Part 4. Method for determination of fracture resistance curves and initiation values for stable crack extension in metallic materials. In: BSI Standards Publication; 2003.
- [6] Nyhus B, Polanco ML, Orjaseth O. SENT specimens an alternative to SENB specimens for fracture mechanics testing of pipelines. In: Proceedings of OMAE03, 22nd international conference on offshore mechanics and arctic engineering. Mexico; 2003. p. 259–66.
- [7] 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* 2005;72:1344–60.
- [8] Cravero S, Bravo RE, Ernst HA. Constraint evaluation and effects on J-R resistance curves for pipes under combined load conditions. In: International society of offshore and polar engineers, 18th international offshore and polar engineering conference. Vancouver, Canada; 2008. p. 149–56.
- [9] DNV Recommended Practice DNV-RP-F108. Fracture control for pipeline installation methods introducing cyclic plastic strain. Norway: Det Norske Veritas; 2006.
- [10] Shen G, Gianetto JA, Tyson WR. Development of procedure for low constraint toughness testing using a single-specimen technique. MTL Report No.2008-18(CTR).
- [11] Shen G, Gianetto JA, Tyson WR. Measurement of J-R curves using single specimen technique on clamped SE(T) specimens. In: International society of offshore and polar engineers, 19th international offshore and polar engineering conference. Osaka, Japan; 2009. p. 92–99.
- [12] Park D-Y, Tyson WR, Gravel J-P. Cammet SENT test method, updates and applications. *Int J Press Vessels Pip* 2017;156:8–16.
- [13] BS 8571:2014. Method of test for determination of fracture toughness in metallic materials using single edge notched tension (SENT) specimens. In: BSI Standards Publication; 2014.
- [14] Ernst HA, Paris PC, Rossow M, Hutchinson JW. Analysis of load-displacement relationships to determine J-R curve and tearing instability material properties, fracture mechanics. *ASTM STP 677*; 1979. p. 581–99.
- [15] Herrera R, Landes JD. A direct J-R curve analysis of fracture toughness tests. *J Test Eval/JTEVA* 1988;16:427–49.
- [16] Paris PC, Ernst H, Turner CE. A J-integral approach to development of η -factors, fracture mechanics: Twelfth Conference, ASTM STP 700; 1980. p. 338–51.
- [17] Joyce JA, Ernst H, Paris PC. Direct evaluation of J-resistance curves from load displacement records, fracture mechanics: twelfth conference, ASTM STP 700; 1980. p. 222–36.
- [18] Ernst HA, Paris PC, Landes JD. Estimations on J-integral and tearing modulus T from a single specimen test record, fracture mechanics: thirteenth conference, ASTM STP 743; 1981. p. 476–502.
- [19] Herrera R, Landes JD. Direct J-R curve analysis: a guide to the methodology, ASTM STP 1074; 1990. p. 24–43.
- [20] Landes JD, Zhou Z, Lee K, Herrera R. Normalization method for developing J-R curves with the LMN function. *J Test Evaluat, JTEVA* 1991;19:305–11.
- [21] Zhou Z, Lee K, Herrera R, Landes JD. Normalization: an experimental method for developing J-R curves, elastic-plastic fracture test methods: the user's experience (Second Volume). ASTM STP 1114 1991; 2: p. 42–56.
- [22] Lee K, Landes JD. Developing J-R curves without displacement measurement using normalization. *ASTM STP 1189*; 1993. p. 133–67.
- [23] Joyce JA. Analysis of a high rate round robin based on proposed annexes to ASTM E 1820. *J Test Evaluat, JTEVA* 2001;19:329–51.
- [24] Zhu XK, Joyce JA. J-resistance curves testing of HY80 steel using SE(B) specimens and normalization method. *Eng Fract Mech* 2007;74:2263–81.
- [25] Zhu XK, Lam PS, Chao YJ. Application of normalization method to fracture resistance testing for storage tank A285 carbon steel. *Int J Press Vessels Pip* 2009;86:669–76.
- [26] Bergant MA, Yawny AA, Ipiña JEP. Experimental determination of J-resistance curves of nuclear steam generator tubes. *Eng Fract Mech* 2016;164:1–18.
- [27] ASTM E8/E8M-15a. Standard test methods for tension testing of metallic materials. In: ASTM Book of Standards; 2016. p. 1–27.
- [28] Cravero S, Ruggieri C. Estimation procedure of J-resistance curves for SE(T) fracture specimens using unloading compliance. *Eng Fract Mech* 2007;74:2735–57.
- [29] BS 7448:1991. Fracture mechanics toughness tests. Method for determination of K_{IC}, critical CTOD and critical J values of metallic materials. London: BSI British Standards Institution; 1999.
- [30] Ruggieri C. Low constraint fracture toughness testing using SE(T) and SE(B) specimens. *Int J Press Vessels Pip* 2017;156:23–39.
- [31] Kirk MT, Dodds RH. J and CTOD estimation equations for shallow cracks in single edge notch bend specimens. *J Test Eval* 1993;21:228–38.
- [32] Zhou DW. Measurement of J-R curves for low-constraint specimens. *Eng Fract Mech* 2011;78:605–22.
- [33] Landes JD. The blunting line in elastic-plastic fracture. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 1995;18:1289–97.
- [34] ISO 12135. Metallic materials – unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness. International Standards Organization; 2016.
- [35] Shen G, Tyson WR. Evaluation of CTOD from J-integral for SE(T) specimens. In: Pipelines international, 5th pipeline technology conference and exhibition. Ostend, Belgium; 2009.
- [36] Scibetta M, Lueon E, Schuurmans J, van Walle E. Numerical simulations to support the normalization data reduction technique. *Eng Fract Mech* 2006;73:524–34.

Fracture toughness of high strength seamless pipe steel from SE(T) and SE(B) specimens evaluated by different standards

Pedro Freire Filgueiras¹ | João Teixeira Oliveira de Menezes²  | Juan Elias Perez Ipiña³ | Enrique Mariano Castrodeza^{2,4}

¹Vallourec Competence Center Rio, 485 Paulo Emídio Barbosa St., Rio de Janeiro, RJ 21941-615, Brazil

²Laboratory of Fracture Mechanics, COPPE/Federal University of Rio de Janeiro, PO Box 68505, Rio de Janeiro, RJ 21941-972, Brazil

³Fracture Mechanics Group, National University of Comahue/CONICET, 1400 Buenos Aires St, Neuquén Q8300IBX, Argentina

⁴Department of Mechanical Engineering, Politecnico di Milano, Via La Masa 34, 20156 Milan, MI, Italy

Correspondence

J. Teixeira Oliveira de Menezes, Laboratory of Fracture Mechanics, COPPE/Federal University of Rio de Janeiro, PO Box 68505, Rio de Janeiro, RJ 21941-972, Brazil.
Email: joaotom@metalmat.ufjf.br

Funding information

Vallourec Soluções Tubulares do Brasil

Abstract

Recently released, BS 8571:2014 standard offers an alternative for the experimental determination of fracture toughness and resistance curves of metallic materials from SE(T) specimens. Similar in stress conditions and constraint to cracked tubes, specimens in SE(T) geometry should yield less conservative toughness values than conventional high-constraint specimens, such as SE(B) geometry. However, the convention to determine the J -integral fracture toughness proposed in the new BS standard is different from ASTM standards. In this work, SE(T) and SE(B) specimens of similar dimensions of a tough high-strength seamless pipe steel were tested following the BS 8571:2014 and ASTM E1820-16 standards, respectively. Because of the different standardized definitions, SE(T) specimens yield lower fracture toughness than SE(B) specimens, which could lead to more conservative results in structural integrity analysis. This investigation also suggests the introduction of the blunting line concept in the BS 8571:2014 standard in order to minimize this problem.

KEYWORDS

crack growth initiation, high-strength steels, J -integral, seamless pipes

Nomenclature: a , crack length; a_0 , initial crack length; a_f , final crack length; B , specimen thickness; B_e , effective specimen thickness; C , specimen elastic compliance based on P -CMOD record; CMOD, crack mouth opening displacement; CTOD, crack-tip opening displacement; C (T), compact tension specimen; DC (T), disk-shaped compact specimens; E , Young's modulus of elasticity; E' , effective Young's modulus of elasticity; H , distance between clamped grips; J , J -integral; $J_{0.2BL}$, resistance to crack extension at 0.2-mm crack extension offset to the blunting line of BSI standards; $J_{0.2}$, resistance to crack extension at 0.2-mm crack extension including blunting; $J_{0.2,max}$, intersection of the vertical line corresponding to 0.2 mm and the blunting line of BSI standards; J_{IC} , crack-extension resistance at 0.2-mm crack extension offset to the blunting line of ASTM standards; J_{max} , resistance to crack extension at the limit for J controlled crack extension; N , constant; P , nominal force; $R_{p0.2}$, 0.2% proof strength; R_f , flow strength; R_m , tensile strength; R -curve, crack growth resistance curve; SE (B), single edge-notched bending specimen; SE (T), single edge-notched tension specimen; W , specimen width; δ , crack-tip opening displacement; Δa , crack extension; η_p , non-dimensional parameter dependent of geometry and loading type that relates the plastic contribution of J -integral to the work per unit uncracked ligament area in loading a cracked body; ν , Poisson's ratio; σ_{UTS} , ultimate tensile strength; σ_y , effective yield strength; σ_{yS} , 0.2% offset yield strength

1 | INTRODUCTION

Predictive fracture mechanics analysis plays an important role in the structural integrity assessment of components and engineering structures. For high toughness materials, fracture toughness is generally defined from crack growth resistance curves, in which elastic-plastic fracture mechanics parameters CTOD (δ) or J -integral (J) are plotted as a function of stable crack extension (named δ -R, J -R, or simply R-curves). The most widespread routine procedures for R-curves evaluation employ three-point bending specimens, SE(B), or compact tension specimens, C(T) or DC(T), containing deep, through-the-thickness cracks ($a/W \approx 0.5$). Elevated triaxiality conditions are found for such high constraint specimens, limiting plasticity and leading to expected conservative values of fracture toughness. Crack-tip constraint levels due to crack size, specimen geometry, and loading type have a strong effect on fracture toughness¹⁻⁴: high-constraint specimens tend to present lower R-curves, whereas low-constraint specimens produce higher R-curves for the same material. The widely known ASTM E1820-16⁵ and BS 7448-4:1997⁶ standards require that only high constraint specimens be used, resulting in lower R-curves. On the other hand, as stated in the ASTM E1820-16 standard, "The J -R curve from bend-type specimens recommended by this test method (SE(B), C(T), and DC(T)) has been observed to be conservative with respect to results from tensile loading configurations." Although conservativeness is desirable, overly conservative fracture toughness values may lead to technically and economically unfeasible engineering projects. This becomes especially critical in the Oil & Gas industry, where lower oil prices systematically force sharp capital expenditure reductions. This industry is the major worldwide consumer of pipes, main component of important structures such as pipelines, risers, and wells. Nyhus et al⁷ showed that a circumferential flaw in a pipe under bending presents highly unconstrained crack-tip conditions. This condition is more realistically represented by single edge notched tension—SE(T)—specimen type than by standardized SE(B). In Figure 1, fracture toughness of different specimens and loading types are schematically plotted as function of their constraint level. One might easily appreciate the proximity of SE(T) specimens to the crack embedded in a pipe, in the abovementioned condition.

Many investigators have studied the crack-tip constraint generated by SE(T) geometry. Cravero and Ruggieri⁹ reported that the pin-loaded SE(T) specimen in plain strain conditions could represent the fracture process with similar constraint level as an axial surface crack in a pipe with identical crack length. Later, the clamped SE(T) specimens were studied by Cravero

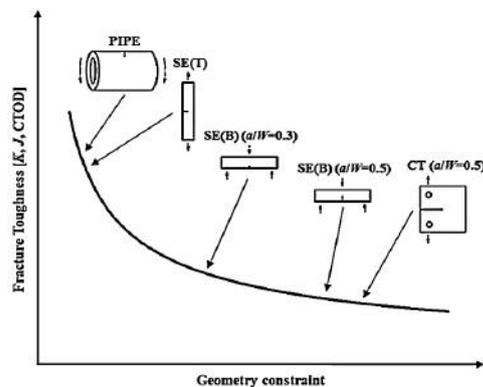


FIGURE 1 Schematic representation of the influence of the constraint and the specimen geometry on the fracture toughness. Adapted from Chiesa⁸

et al,¹⁰ and a similar crack-tip constraint level was identified. In this case, conditions are similar to circumferential surface cracks with identical length in a pipeline under combined loading. Therefore, SE(T) specimens are capable of reproducing crack-tip constraint conditions similar to axial and circumferential cracks in a pipeline. Consequently, this geometry can be used to determine and measure crack growth resistance curves that simulate real operational conditions.

Due to the nature of low-constraint conditions in SE(T) samples, direct test methods have been developed in the Oil & Gas industry to measure fracture toughness using such specimens.¹¹ Two relevant methods are the multiple specimen method developed by Det Norske Veritas (DNV) in their recommended practice DNV-RP-F108¹² and the single specimen method developed by the Canada Centre for Mineral and Energy Technology,^{13,14} both using testing procedures similar to those described in ASTM E1820-16. Pisarski et al¹⁵ lead extensive works at The Welding Institute aiming at transcending the limitations of the aforementioned DNV recommended practice. Few months afterwards, the British Standard Institute (BSI) finally released the new BS 8571:2014,¹⁶ which allows both single and multiple specimen methods to determine J -R curves through Single Edge Notched Tension Specimens (SE(T)).

Although the BS 8571:2014 standard has already been published, it can be considered as still in its early development stage, hence prone to investigations and questioning of its procedures and methods. For example, Paredes¹⁷ and Huang and Zhou¹⁸ dwelled on the accuracy of current calculations of the plastic geometry η factor,

and *Huang and Zhou*¹⁹ and *Wang and Omiya*²⁰ on the compliance equations used for determining crack length for clamped SE(T) specimens.

One special feature of DNV-RP-F108 was kept in the BS 8571:2014: the exclusion of the blunting line analysis when determining crack growth resistance curves, unlike the well-established ASTM E1820-16 standard. Instead of determining the fracture toughness as the intersection between the *J-R* curve and the 0.2-mm offset blunting line, the new standard of BSI measures it as the fracture resistance at 0.2 mm of total crack extension including crack tip blunting. One important comment is that the BS 7448-4:1997 standard used worldwide states that both methods can be used to determine fracture toughness. However, the applied blunting line equation is in this case different from the one stated by ASTM standards. The discussion on whether or not to include the requirement of a blunting line for a SE(T) *R*-curve in the new BS8571:2014 was foreseen by *Pisarski et al*¹⁵; whether such discussion was indeed carried out remains unknown to the authors.

The problem arises from different definitions and limitations of initiation fracture toughness that are used in each standard, potentially leading to confusion and lack of confidence on the methods among engineers performing structural integrity assessments. The objective of this work is therefore to compare the fracture toughness values as determined by different standards. Different loading modes promote different plastic deformation levels and patterns that must be analyzed differently. To enable this study, a tough high-strength steel was tested using both SE(B) and SE(T) specimens, according to ASTM E1820-16 and BS 8571:2014, respectively. In order to compare results, SE(B) data were also analyzed following the procedures described in BS 7448-4:1997, and

SE(T) data were also analyzed according to the ASTM E1820-16 standard (without the maximum *J*-integral capacity criteria), even knowing that this standard is not applicable to this geometry. As a result, the use of a blunting line is proposed as a modification in the BS 8571:2014 standard. Additionally, a study on the applicability of blunting lines as defined by ASTM E1820-16 and/or BS 7448-4:1997 standards was performed, which indicates that the discussion about the correct blunting line slope selection according to the experimental behavior of material could still be necessary.

2 | EXPERIMENTAL

2.1 | Material

A tough high strength structural steel was used for all tests. Table 1 shows the mechanical properties of the material obtained from tests of cylindrical standard tensile specimens according to the ASTM E8/E8M standard.²¹

2.2 | Fracture testing

Fracture toughness tests were performed on SE(B) specimen geometry ($W/B = 2$) according to ASTM E1820-16 and C-type SE(T) specimen geometry according to BS 8571:2014 ($W/B = 0.5$). The test specimens were taken from a 25-mm wall thickness 270 mm outside diameter seamless pipe and notched in L-R orientation. The main nominal dimensions of each specimen geometry can be seen in Figure 2. In detail, the notch profiles as well as the integral knife edges for clip gage positioning for SE(B) and SE(T) specimens, respectively. C-type SE(T) specimens with $W = 10$ mm were chosen due to limitations in the maximum opening of tensile fixing grips. All specimens were fatigue pre-cracked in three-point bending in an MTS Landmark 370 servo-hydraulic machine instrumented with a ± 100 -kN load cell. Pre-cracking maximum loads were calculated according to ASTM E1820-16

TABLE 1 Tensile mechanical properties of high strength structural steel

σ_{ys} , MPa	σ_{UTS} , MPa
786	853

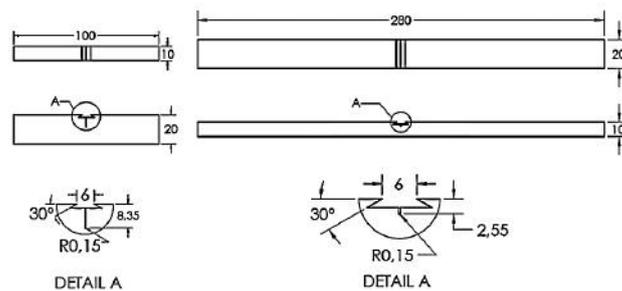


FIGURE 2 SE(B) and SE(T) fracture specimens geometry. In detail, the profiles of the notches

equations for SE(B) geometry. The specimens were fatigue pre-cracked in air, at room temperature, under load ratio $R = 0.1$ and approximately 20 Hz.

2.3 | Evaluation of J-R curves

Fracture tests were performed in air and at room temperature under displacement control. SE(B) specimens were tested in an MTS Landmark servo-hydraulic machine instrumented with ± 100 -kN load cell and an MTS 632.03F-31 fracture extensometer. For this specimen geometry, J -integral values and crack extension were calculated through ASTM E1820-16 equations. SE(T) specimens were tested in an Instron 1332 servo-hydraulic testing machine instrumented with ± 250 -kN load cell and an MTS 632.03F-31 fracture extensometer. J -integral for this geometry was calculated based on the BS 8571:2014 equations. In both cases, crack lengths were evaluated by the unloading compliance method. Crack lengths of SE(T) specimens were estimated through the compliance solution presented by Cravero and Ruggieri²² for clamped specimens ($H/W = 10$), valid for $0.1 \leq a/W \leq 0.7$:

$$\frac{a}{W} = 1.6485 - 9.1005u + 33.025u^2 - 78.467u^3 + 97.344u^4 - 47.227u^5, \quad (1)$$

where:

$$u = \frac{1}{1 + \sqrt{B_c CE}}. \quad (2)$$

3 | RESULTS

3.1 | P-CMOD records

Typical experimental load (P) vs crack mouth opening displacement ($CMOD$) records for SE(B) and SE(T) specimen geometries can be seen in Figures 3 and 4, respectively.

3.2 | J-R curves

J - Δa individual points and adjusted J -R curve of one SE(B) test are shown in Figure 5. Auxiliary lines for data qualification and specimen validation of ASTM E1820-16 are also drawn. Only for comparison purposes, auxiliary lines according to BS 7448-4:1997 were also plotted. One might observe that the material behavior under the SE(B) geometry is more adherent to the blunting line defined by ASTM standards.

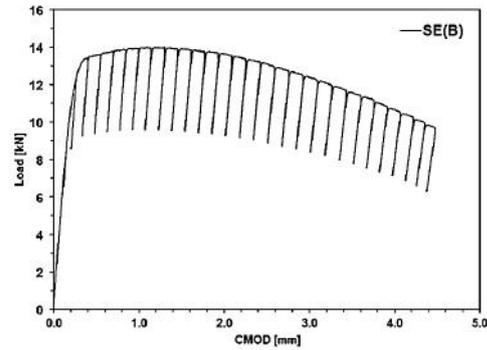


FIGURE 3 Typical experimental record P - $CMOD$ of a SE(B) test

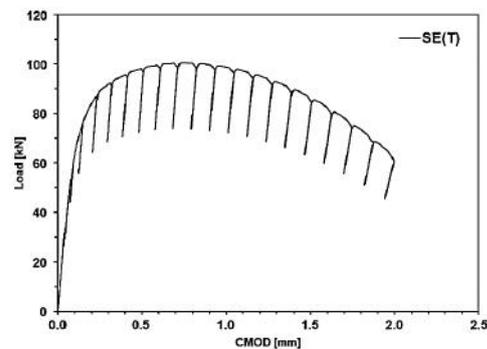


FIGURE 4 Typical experimental record P - $CMOD$ of a SE(T) test

Figure 6 presents the J - Δa individual points and the fitted J -R curve for one SE(T) specimen. Vertical auxiliary lines are those for data qualification according to BS 8571:2014. Blunting lines according to ASTM E1820-16 and BS 7448-4:1997 standards were also drawn, as well as auxiliary lines parallel to blunting lines dislocated by 0.2 mm to the right. As the BS 8571:2014 standard does not limit the maximum J -integral capacity, there is no horizontal J_{\max} line in this case.

Figures 7 and 8 present the experimental J - Δa pairs for all SE(B) and SE(T) tests, respectively. Figure 9 shows all J - Δa pairs, both from SE(B) and SE(T) tests, in the same graph. Clearly, the experimental J -R curves from SE(T) specimens are higher than the SE(B) specimens ones, as expected.

3.3 | Fracture surfaces

Fracture surface of SE(B) specimen 05 is presented in Figure 10A, featuring the characteristic aspect for such

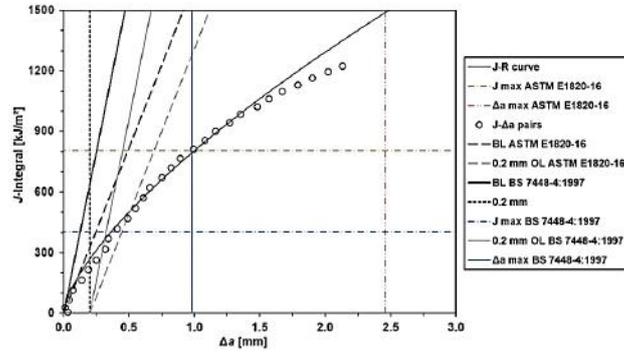


FIGURE 5 Experimental J - Δa pairs and adjusted J - R curve of SE(B) 01 [Colour figure can be viewed at wileyonlinelibrary.com]

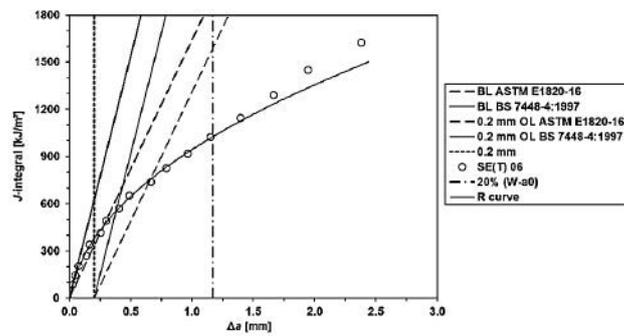


FIGURE 6 Experimental J - Δa pairs and adjusted J - R curve of SE(T) 06

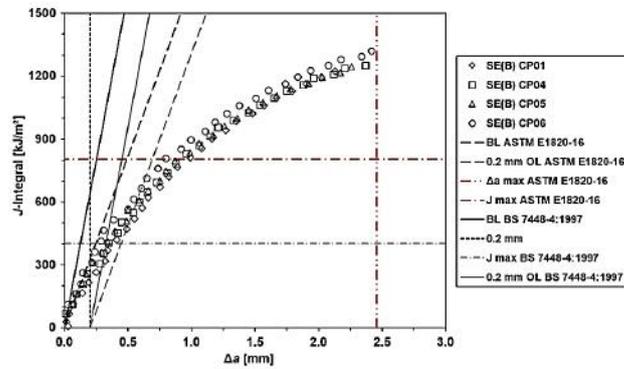


FIGURE 7 Experimental J - Δa pairs obtained from tests of SE(B) specimens [Colour figure can be viewed at wileyonlinelibrary.com]

geometry. A typical fracture surface of SE(T) geometry is represented in Figure 10B, corresponding in this case to the specimen SE(T) 01. The fatigue pre-cracked region and the stable crack growth region are clearly observed, as well as the fatigue and the stable crack growth fronts, very homogeneous in all cases.

3.4 | Crack length measurements

The initial and final physical crack lengths were measured from the fracture surfaces using the well-known nine-point average method of BS 7448-1:1991.²³ Table 2 presents the nominal thickness B , nominal width W , $a_0/$

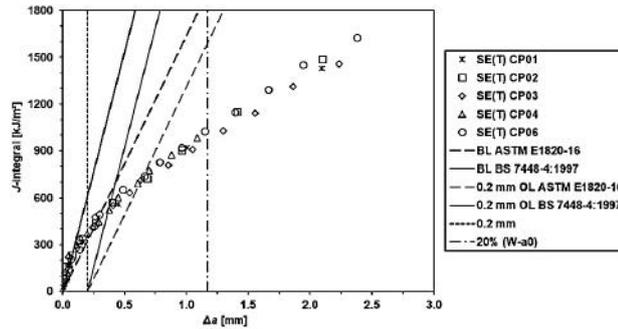


FIGURE 8 Experimental J - Δa pairs obtained from tests of SE(T) specimens

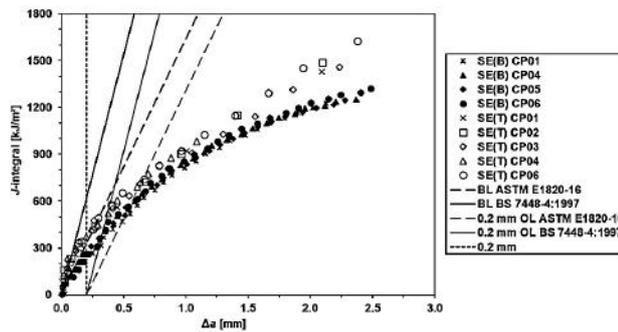


FIGURE 9 Experimental J - Δa pairs obtained from tests of SE(B) and SE(T) geometries

W , and final crack lengths measurements of each SE(B) and SE(T) specimen. The differences between initial and final crack length, which corresponds to stable crack growth (Δa), as well as the predicted stable crack growth from UC method (Δa_{UC}) and the percentage difference between both are also included. None of the tests became invalid as a result of irregular fatigue crack front.

3.5 | Fracture toughness evaluation

As mentioned, initially, the fracture toughness of both SE(B) and SE(T) specimens was determined through standardized procedures. ASTM E1820-16 was used for SE(B) specimens, whereas BS 8571:2014 was applied for SE(T). Surprisingly, fracture toughness values determined for SE(B) specimens were higher than those measured for SE(T) ones, contradicting the experimental J -R curves shown in Figure 9. In order to compare the fracture toughness following other procedures, the BS 7448-4:1997 was used to determine fracture toughness for SE(B) specimens, while the $J_{0.2BL}$ as defined by BS 7448-4:1997 and J_{IC} as defined by the ASTM E1820-16 standard were also calculated for SE(T) specimens. It is important to note that none of standards, BS 7448-4:1997 or ASTM

E1820-16, are applicable to SE(T) specimens, given they are only recommended for high constraint specimens (deeply cracked SE(B), C(T), and DC(T)). Besides that, BSI and ASTM standards present different equations for the blunting line, resulting in different slopes and consequent mismatch between evaluated fracture toughness values, even for the same specimen geometry. In addition, BS 7448-4:1997 allows calculating two different fracture resistance parameters: $J_{0.2}$ and $J_{0.2BL}$.

Fracture toughness values of each SE(B) specimen, as well as the mean value for this geometry, are shown in Table 3. Table 4 presents initiation fracture toughness values for SE(T) specimens and the mean fracture value for this geometry. Strictly speaking, the fracture toughness comparison of SE(B) and SE(T) specimens through standardized parameters can only be made through $J_{0.2}$ values calculated by BS 7448-4:1997 and BS 8571:2014 standards, shown at the center of the last row of Tables 3 and 4.

4 | DISCUSSION

As already mentioned in the introduction, tensile geometries introduce lower constraint levels than bending

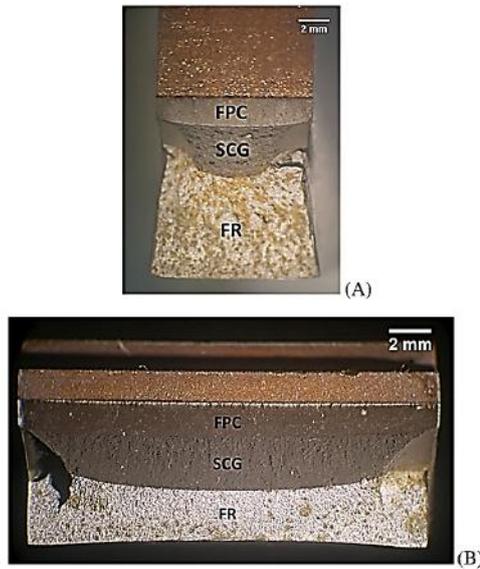


FIGURE 10 A, Typical fracture surface of SE(B) specimens; B, typical fracture surface of SE(T) specimens. FPC: Fatigue pre-crack; SCG: Stable crack growth; FR: Final post-test brittle fracture [Colour figure can be viewed at wileyonlinelibrary.com]

ones, resulting in higher J - R curves for the same material.²⁴⁻²⁹ The experimental J - R curves agree with this tendency, as can be observed in Figure 9. However, when the fracture toughness calculated according to the corresponding standards (ie, ASTM E1820-16 for SE(B) and BS 8571:2014 for SE(T)) are compared, this tendency is not always followed, as can be seen in Tables 3 and 4.

Before analyzing the calculated fracture toughness values, two general comments about the ASTM E1820-16 and BS 7448-4:1997 standards should be addressed:

TABLE 2 Nominal thicknesses and widths, a_0/W , final crack lengths, physical and estimated stable crack growth, and the percentage difference between both Δa of SE(B) and SE(T) specimens

Geometry	B , mm	W , mm	Specimen	a_0/W	a_f , mm	Δa , mm	Δa_{UC} , mm	Diff., %
SE(B)	10	20	CP01	0.518	12.77	2.55	2.19	14.12
			CP04	0.521	12.72	2.40	2.43	1.25
			CP05	0.519	12.73	2.42	2.30	5.06
			CP06	0.502	12.53	2.45	2.50	2.04
SE(T)	20	10	CP01	0.418	6.34	2.16	2.10	2.78
			CP02	0.468	7.55	2.87	2.11	12.81
			CP03	0.428	6.60	2.32	2.27	2.99
			CP04	0.427	(^a)	(^a)	1.10	(^b)
			CP06	0.415	6.47	2.31	2.39	3.46

^aAfter the test and prior to heat tinting, this specimen was accidentally broken.

TABLE 3 Initiation fracture toughness of SE(B) specimens by ASTM E1820 and BS 7448-4 (kJ/m²)

	ASTM E1820-16	BS 7448-4:1997	
	J_{Ic}	$J_{0.2}$	$J_{0.2BL}$
SE(B) 01	506	267	363
SE(B) 04	581	307	422 ^a
SE(B) 05	579	305	419 ^a
SE(B) 06	664	345	480 ^a
Mean	582 ± 65	306 ± 32	421 ± 48

^aInvalid because BS 7448-4 indicates that $J_{0.2BL}$ must be lower than specified J_{max} (maximum J -integral capacity of the specimen). For those specimens, these values were higher.

TABLE 4 Initiation fracture toughness of SE(T) specimens by ASTM E1820 and BS 8571 (kJ/m²)

	ASTM E1820-16	BS 8571:2014	
	J_{Ic}^a	$J_{0.2}$	$J_{0.2BL}^c$
SE(T) 01	685	357 ^b	504
SE(T) 02	720	376	529
SE(T) 03	692	389	534
SE(T) 04	719	372	522
SE(T) 06	754	376	557
Mean	714 ± 27	374 ± 12	374 ± 19

^bProcedure not recommended/defined for SE(T) specimens.

^cInvalid (preliminary test): the minimum quantity of J - Δa pairs required for J - R fitting was not attained.

^dProcedure defined by BS 7448-4:1997, not by BS 8571:2014. The BS 8571:2014 does not recommend the use of blunting lines.

1. These standards were not developed for SE(T) specimens (low constraint). They were developed to test high constraint specimens (deeply cracked SE(B), C(T), and DC(T)) that limit plasticity to a region

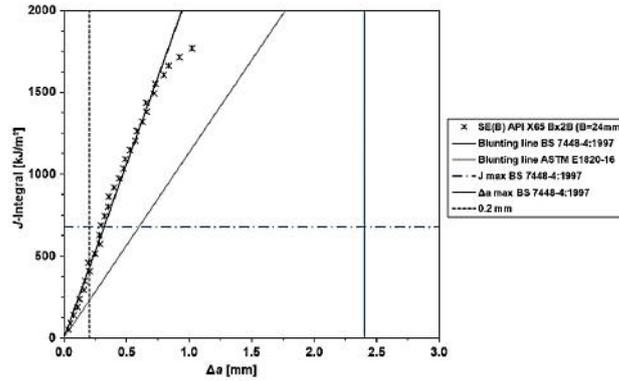


FIGURE 12 Experimental J - Δa pairs obtained from testing SE(B) specimen of API X65 steel [Colour figure can be viewed at wileyonlinelibrary.com]

According to the $J_{0.2}$ fracture toughness definition, a maximum initiation toughness value can be established as a function of R_m for materials that follow the blunting line. That maximum value, called $J_{0.2, \max}$ in this paper, is determined from the intersection of the vertical 0.2 mm auxiliary line with the blunting line. Table 5 shows the $J_{0.2, \max}$ calculated for different values of tensile strength (R_m). Many modern high toughness steels—Figure 11 shows an example thereof—feature crack initiation values higher than that defined by 0.2 mm in total crack growth, which implies that tests analyzed according to the $J_{0.2}$ criteria would provide over-conservative toughness values.

4.2 | Blunting line slope

As previously mentioned, the definitions of the blunting line slope given by ASTM E1820 and BS 7448-4 (and also ISO 12135³⁰) are different. When the material investigated in the current work was tested in SE(B) geometry, the experimental J - Δa pairs fell close to the blunting line defined by ASTM E1820-16 (Figure 7), while when it was tested in SE(T) geometry the J - Δa pairs fell close to the BS 7448-4 blunting line (Figure 8). On the other hand, some materials like very high fracture toughness pressure vessel steels, when tested in SE(B) geometry, follow more closely the slope given by BSI and ISO standards. This behavior can be seen in Figure 12 for an API X65 steel tested in SE(B) geometry ($W = 48$ mm) according to ASTM E1820-16. In this case, if the fracture toughness of the material were evaluated applying the blunting line defined by ASTM E1820-16, that value would correspond to Δa larger than 0.2 mm ahead the experimental crack-tip blunting or, as in this specific example, J_{Ic} values cannot even be determined. In these situations, where J - Δa pairs follow the blunting line defined by BSI or ISO

standards, the fracture toughness given by the ASTM E1820-16 procedure would be non-conservative.

ESIS P2-92³¹ proposed, when determining the initial a value, a_i , to approximate the apparent blunting line as follows:

$$J = NR_f \Delta a. \tag{5}$$

However, there are no clear directives about how to select an appropriate N value, it is only stated that $1 \leq N \leq 6$. For the J - R curve construction, ESIS recommends, in Appendix 6, an estimation of the blunting line slope as a function of tensile test data, but that results approximately in the same value used in BSI and ISO standards.

Thus, the discussion about which blunting line slope is the most adequate for each situation is far from closed. In this context, the authors propose that we need to open up the possibility of selecting a blunting line slope according to the experimental behavior of the tested material.

5 | REMARKS AND CONCLUSIONS

Based on results and discussion, the following remarks and conclusions can be established:

- J - R curves of the same material and crack orientation measured from SE(B) and SE(T) specimens were different. Low constraint SE(T) specimens led to higher curves than those obtained from high constraint SE(B) specimens, as expected.
- Because of the different definitions of fracture toughness from one standard to another, in one case SE(B) specimens presented a higher toughness than SE(T) specimens. If the same definition for fracture initiation values is used on both geometries (which is not possible today according to the standards), results

would follow the J - R curves trend, as physically expected.

- When tested on SE(B) and SE(T) geometries, the initial parts of the J - R curves are well represented by different blunting lines. An example was shown where an SE(B) specimen of another material tested under ASTM E1820 standard presented crack-tip blunting behavior fitted by BS 7448-4:1997 standard equations.
- Based on the above remarks, the introduction of $J_{0.2BL}$ as initiation fracture toughness definition in the BS 8571:2014 standard needs to be discussed.

ACKNOWLEDGEMENTS

To Daniel Lobo and to Egon R. Delgado Ramirez for the technical support. To Vallourec Soluções Tubulares do Brasil for the financial support.

ORCID

João Teixeira Oliveira de Menezes  <http://orcid.org/0000-0003-3939-6359>

REFERENCES

1. Towers OL, Garwood SJ. Influence of crack depth on resistance curves for three-point bend specimens in HY130. *Fract Mech. ASTM STP 905*. 1986;17:454-484.
2. Hancock JW, Reuter WG, Parks DM. Constraint and toughness parameterized by T . *Const Eff in Fract. ASTM STP 1171*. 1993;21-40.
3. Joyce JA, Hackett EM, Roe C. Effect of crack depth and mode of loading on the J - R curve behavior of a high-strength steel. *Const Eff in Fract. ASTM STP 1171*. 1993;239-263.
4. Joyce JA, Link RE. Effects of constraint on upper shelf fracture toughness. *Fract Mech. ASTM STP 1256*. 1995;(26):142-177.
5. ASTM E1820-16. *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*. West Conshohocken, USA: ASTM International; 2016.
6. BS 7448-4:1997, Fracture mechanics toughness tests. Method for determination of fracture resistance curves and initiation values for stable crack extension in metallic materials, BSI—British Standards Institution, London, 1997.
7. Nyhus B, Polanco ML, Orjasether O. SENT specimens an alternative to SENB specimens for fracture mechanics testing of pipelines. *Proc Int Conf OMAE*, Cancun, Mexico 2003; 3:259-266.
8. Chiesa M, Nyhus B, Skallerud B, Thaulow C. Efficient fracture assessment of pipelines. A constraint-corrected SENT specimen approach. *Eng Fract Mech*. 2001;68(5):527-547.
9. 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*. 2005;72(9):1344-1360.
10. Cravero S, Bravo RE, Ernst HA. Constraint evaluation and effects on J - R curves for pipes under combined load conditions. *Proc Eur Conf Fract Brno, Czech 2008*; 17:1174-1183.
11. Tyson WR, Shen G, Park DY, Gianetto J. Low-constraint toughness testing. *J Pip Eng*. 2013;12:157-12.163.
12. DNV Recommended Practice DNV-RP-F108. *Fracture Control for Pipeline Installation Methods Introducing Cyclic Plastic Strain*. Norway: Det Norske Veritas; 2006.
13. Shen G, Gianetto JA, Tyson WR. Development of procedure for low constraint toughness testing using a single-specimen technique. MTL Report no 2008-18.2008.
14. Shen G, Gianetto JA, Tyson WR. Measurement of J - R Curves Using Single Specimen Technique on Clamped SE (T) Specimens. *Proc. 19th Int Off Pol Eng Conf.*, Osaka, Japan. 2009.
15. Pisarski HG. Determination of pipegirth weld fracture toughness using SENT. *Proc. Int Pip Conf*. Calgary, Alberta, Canada; 2010; 8:217-224.
16. BS 8571:2014. *Methods of Test for Determination of Fracture Toughness in Metallic Materials Using Single Edge Notched Tension (SENT) Specimens*. London: BSI British Standards Institution; 2014.
17. Paredes M. Plastic limit load and its application to the fracture toughness testing for heterogeneous single edge notched tension specimens. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*. 2014;37(3):265-279.
18. Huang Y, Zhou W. Investigation of plastic eta factors for clamped SE (T) specimens based on three-dimensional finite element analyses. *Eng Fract Mech*. 2014;132:120-135.
19. Huang Y, Zhou W. Numerical investigation of compliance equations used in the R -curve testing for clamped SE (T) specimens. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*. 2015;38(10):1137-1154.
20. Wang E, Omiya M. Finite element analysis of crack mouth opening displacement compliance in crack length evaluation for clamped single edge tension specimen. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*. 2015;38:315-38.329.
21. ASTM E8/E8M-16a. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. West Conshohocken, PA: ASTM International; 2016.
22. Cravero S, Ruggieri C. Estimation procedure of J -resistance curves for SE (T) fracture specimens using unloading compliance. *Eng Fract Mech*. 2007;74(17):2735-2757.
23. BS 7448:1991. *Fracture Mechanics Toughness Tests*. Method for determination of K_{IC} , critical CTOD and critical J values of metallic materials. London: BSI British Standards Institution; 1999.
24. Joyce JA, Hackett EM, Roe C. Effects of crack depth and mode of loading on the J - R curve behavior of a high-strength steel. *Const Eff in Fract. ASTM STP 1171*. 1993;239-263.
25. Zhu XK. Review of fracture toughness test methods for ductile materials in low-constraint conditions. *Int J Press Vessel Pip*. 2016;139-140:173-183.
26. Ruggieri C. Low constraint fracture toughness testing using SE (T) and SE (B) specimens. *Int J Press Vessel Pip*. 2017;156:23-39.
27. Xu J, Zhang ZL, Østby E, Nyhus B, Sun DB. Effects of crack depth and specimen size on ductile crack growth of SENT and

- SENB specimens for fracture mechanics evaluation of pipeline steels. *Int J Press Vessel Pip.* 2009;86(12):787-797.
28. Mathias LLS, Donato GHB, Ruggieri C. Applicability of SE (T) and SE (B) fracture specimens in crack growth measurements of pipeline girth welds, *ASME 2012 Pre Ves & Pip Conf*, 6, 2012.
29. Mathias LLS, Sarzosa DFB, Ruggieri C. Evaluation of ductile tearing of X-80 pipeline girth welds using SE (T), SE (B) and C (T) fracture specimens, *ASME 2013 Pre Ves and Pip Conf*, 5, 2013.
30. ISO 12135. Metallic materials—unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness, International Organization of Standardization, 2016.
31. ESIS P2-92. *ESIS Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials*. Delft: European Structural Integrity Society; 1992.

How to cite this article: Filgueiras PF, de Menezes JTO, Perez Ipiña JE, Castrodeza EM. Fracture toughness of high strength seamless pipe steel from SE(T) and SE(B) specimens evaluated by different standards. *Fatigue Fract Eng Mater Struct.* 2018;1-11. <https://doi.org/10.1111/ffe.12932>